

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICO - MICROESTRUTURAL DA LIGA
AL - 4,4% Cu - X% Mg OBTIDA POR SINTERIZAÇÃO COM FASE LÍQUIDA

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA A UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

HENRIQUE BORDIN ROOS

FLORIANÓPOLIS, OUTUBRO DE 1991

i

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICO - MICROESTRUTURAL DA LIGA
AL - 4.4% CU - X% MG OBTIDA POR SINTERIZAÇÃO COM FASE LÍQUIDA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM ENGENHARIA

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO
FABRICAÇÃO MECÂNICA, APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO CURSO DE
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA



Prof. Dr. Ing. Aloisio Nelmo Klein - Orientador

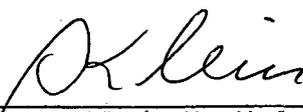


Prof. Dr. Eng. Orestes Estevam Alarcon - Co-orientador

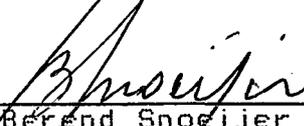


Prof. Dr. Ing. Berend Snoeijer - Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA



Prof. Dr. Ing. Aloisio Nelmo Klein - Presidente



Prof. Dr. Ing. Berend Snoeijer



Prof. Dr. Eng. Orestes Estevam Alarcon

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Prof. Aloísio Nelmo Klein a proposição do tema, orientação e empenho na busca de recursos para a realização desta dissertação.

Agradeço ao Prof. Orestes Estevam Alarcon a co-orientação e auxílio na realização de ensaios.

Agradeço ao colega Márcio Celso Fredel a troca de idéias, o acompanhamento e o trabalho conjuntamente desenvolvido.

Agradeço a EMBRACO, representada por Julio Baungarten e Gilberto Heinzelmann, pelo suporte financeiro e pela oportunidade da utilização de suas instalações.

Agradeço à ALCOA e à METALPÓ pelo fornecimento dos pós de alumínio e de cobre.

Agradeço a Irno José Mann, Maria da Graça S. Saraiva, Paulo Borges, Pedro Novaes, René Dorow, Rogério T. Barreiros, e Sérgio Bertachini, o auxílio na realização desta dissertação.

Agradeço ao CNEN a concessão da bolsa de estudos.

INDICE

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.....	01
2. SINTERIZAÇÃO DE COMPACTADOS.....	04
2.1 Mecanismos de sinterização.....	04
2.2 Influência de parâmetros de sinterização sobre a curva dilatométrica.....	08
2.3 Aspectos tecnológicos.....	10
2.3.1 Composição química.....	10
2.3.2 Consolidação.....	11
2.3.3 Propriedades mecânicas.....	13
3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	15
3.1 Material.....	15
3.2 Características dos pós utilizados.....	16
3.3 Mistura dos pós.....	19
3.4 Compactação.....	20
3.5 Sinterização.....	20
3.6 Dilatometria.....	22
3.7 Tratamentos térmicos.....	23
3.8 Avaliação de propriedades mecânicas.....	25
3.9 Determinação de propriedades físicas.....	25
3.10 Caracterização microestrutural.....	29
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	32
4.1 Ensaio preliminares para otimização das condições de processo	32
4.1.1 Pressão de compactação.....	32
4.1.2 Temperatura de sinterização.....	35
4.1.3 Temperatura de tratamento térmico.....	41

4.2 A influência do teor de magnésio.....	43
4.3 A influência da forma de introdução do cobre e do magnésio na liga Al-4,4% Cu - 1,6% Mg.....	53
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES.....	67
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	70

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1 - Curva dilatométrica típica da sinterização de compactados de alumínio contendo cobre.
- Figura 2.2 - Diagrama de fases "liquidus" do sistema Al-Cu-Mg.
- Figura 3.1 - Ciclo de sinterização.
- Figura 3.2 - Curva dilatométrica de duas amostras da liga Al-4,4%-1,6%Mg. Pressão de compactação 400 MPa; Elementos de liga introduzidos na forma de liga mestra Al-Cu-Mg de tamanho de partícula entre 74 e 44 μ m.
- Figura 3.3 - Ciclo de tratamento térmico das ligas de alumínio sinterizados.
- Figura 3.4 - Leitura da altura do corpo de prova: a) pontos de medição 1 a 6, b) forma de medição.
- Figura 4.1 - Resistência à tração de corpos de prova de alumínio sinterizados a 585 $^{\circ}$ C, solubilizados a 495 $^{\circ}$ C, em função da pressão de compactação.
- Figura 4.2 - Alongamento de corpos de prova de alumínio sinterizados a 585 $^{\circ}$ C, solubilizados a 495 $^{\circ}$ C, em função da pressão de compactação.
- Figura 4.3 - Distorção média de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg (pós elementares), compactados a 250 MPa, em função da temperatura de sinterização.
- Figura 4.4 - Resistência à tração de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg, compactados a 250MPa, sinterizados em diferentes temperaturas e solubilizados a 495 $^{\circ}$ C.
- Figura 4.5 - Alongamento de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg compactados a 250 MPa, sinterizados

em diferentes temperaturas e solubilizados a 495°C.

Figura 4.6 - Densidade relativa de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg (pós elementares), compactados a 250 MPa e sinterizados em diferentes temperaturas.

Figura 4.7 - Temperatura de tratamento térmico.

Figura 4.8 - (A) Resistência à tração e (B) alongamento, de corpos de prova das ligas Al-4,4%Cu-0,6% e Al-4,4%Cu-1,0%Mg em função da temperatura de solubilização (pressão de compactação 250 MPa, temperatura de sinterização 585°C).

Figura 4.9 - Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento da liga Al-4,4Cu-X%Mg em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa e tratados em T4.

Figura 4.10 - Densidade relativa da liga Al-4,4%Cu-X%Mg em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa.

Figura 4.11 - Tamanho médio de grão da liga Al-4,4%Cu-X%Mg em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa e tratados em T4 [temperatura de solubilização 495°C]. Resultados obtidos por metalografia ótica.

Figura 4.12 - Microdureza da matriz de alumínio da liga Al-4,4%CuMg, em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa e tratados em T4 [temperatura de solubilização 495°C].

Figura 4.13 - Quantidade relativa de 2ª fase da liga Al-4,4%Cu-X%Mg em função do teor de magnésio.

Corpos de prova compactados a 250 MPa e tratados em T4 (temperatura de solubilização 495°C). Resultados obtidos por metalografia ótica.

Figura 4.14 - Variação da quantidade de Cu e Mg na matriz da liga Al-4,4%Cu-X%Mg em função do teor de Mg. Corpos de prova compactados a 250° e tratados em T4 (Temperatura de solubilização 495°C). Resultados obtidos por micro-sonda.

Figura 4.15 - Densidade relativa da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos de liga. Pressão de compactação 400 MPa.

Figura 4.16 - Tamanho médio de grão da liga Al-4,4%Cu-1,66%Mg em função da forma de introdução dos elementos de liga. Pressão de compactação 400 MPa.

Figura 4.17 - Curvas dilatométricas da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos de liga. Pressão de compactação 400 MPa.

Figura 4.18 - Resistência à tração da liga Al-4,4Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos. Pressão de compactação 400 MPa, sinterização a 585°C e tratamentos térmico T4.

Figura 4.19 - Limite de escoamento da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos. Pressão de compactação 400 MPa, sinterização a 585°C e tratamento térmico T4.

Figura 4.20 - Alongamento da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos. Pressão de compactação 400 MPa, sinterização a 585° e

tratamento térmico T4.

Figura 4.21 - Composição química da matriz da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos de liga. Pressão de compactação 400 MPa. Medidas obtidas por micro-sonda (a) Teor de cobre (b) Teor de magnésio.

Figura 4.22 - Microdureza da matriz da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos. Pressão de compactação 400 MPa, sinterização a 585°C e tratamento térmico T4.

LISTA DE TABELAS

- Tabela I - Propriedades mecânicas típicas de componentes de alumínio sinterizado [4,6,9,32].
- Tabela II - Características das ligas utilizadas.
- Tabela III - Distribuição do tamanho de partícula e composição química do pó de alumínio empregado para a sinterização (medição por peneiramento).
- Tabela IV - Análise química do pó de liga-mestra Al-Cu-Mg obtida por fusão de compactados e moagem.
- Tabela V - Características do lubrificante Acrawax C.
- Tabela VI - Temperaturas de solubilização.
- Tabela VII - Densidades calculadas das ligas de alumínio estudadas.
- Tabela VIII - Densidade verde relativa e absoluta de compactados da liga Al-4,4% Cu-X% Mg.
- Tabela IX - Densidade relativa de corpos de prova da liga Al-4,4% Cu - X%Mg sinterizados a 585°C.
- Tabela X - Composição química em equilíbrio da matriz de alumínio: a) a 550°C, b) na temperatura de máxima solubilidade.
- Tabela XI - Composição química e quantidade relativa de fase líquida no equilíbrio a 580°C.

RESUMO

O processo de sinterização e as características mecânico-microestruturais da liga de alumínio Al-4,4% Cu - X%Mg obtida por sinterização com fase líquida são estudadas em função do teor de magnésio, na faixa de 0,6 a 2,2% em peso. Para a liga Al 4,4% Cu - 1,6% Mg foi ainda estudada a influência da forma de adição dos elementos de liga sobre as propriedades. Verificou-se que a variação do teor de magnésio não teve influência sobre a sinterabilidade, mas observou-se redução da ductilidade com o aumento do teor de magnésio, devido à alteração nas características da matriz de alumínio. A introdução do Cu e do Mg na forma de pó de liga mestra Al-47% Cu 17% Mg de tamanho de partícula entre 74 e 44 μ m, resultou em propriedades mecânicas superiores às obtidas pela introdução dos elementos de liga na forma elementar, fato creditado à melhor distribuição dos elementos de liga no compactado e à formação de poros secundários de menores dimensões.

ABSTRACT

The sintering process and the mechanical-microstructural characteristics of the Al-4,4%Cu - X% Mg aluminium alloy obtained by liquid-phase sintering are studied as a function of the magnesium content (between 0,6 and 2,2% in weight). For the Al 4.4%Cu-1,6%Mg alloy a further study was made, on the influence of the form of addition of the alloy elements on the properties. It was verified that varying the magnesium content had no influence on sinterability; however, a reduction of ductility was observed when increasing the magnesium content, due to the alteration of the characteristics of the aluminium matrix. The introduction of Cu and Mg in the form of masteralloy Al-47%Cu-17%Mg powder, with particle size between 44 and 74 μm , produced mechanical properties superior to those obtained by introducing the alloy elements in elementary form. This is explained by a better alloy element distribution in the compact and by the formation of smaller secondary pores.

CAPITULO 1

INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

A sinterização de componentes de alumínio apresenta-se como um processo técnica e economicamente atrativo, com algumas vantagens em relação a tecnologias concorrentes como a metalurgia do pó ferrosa e métodos alternativos de produção de ligas de alumínio [1-4]. Apesar do baixo volume de produção (aproximadamente 1500 tons/ano em 1986 [1]), a fabricação de componentes de alumínio sinterizado tem apresentado uma taxa de crescimento superior a da produção de componentes sinterizados ferrosos. Isto indica que algumas das dificuldades relativas à tecnologia de processamento [1,3] e à existência de uma série de patentes [3], estão em fase de superação.

Várias ligas de alumínio têm sido produzidas através de pré-misturas das classes Al-Cu-Mg-Si, Al-Mg-Si e Al-Cu-Mg-Zn, fornecidas pela Alcoa, Alcan e Eckart-Werke. Entretanto, apesar de diversos pesquisadores terem investigado o comportamento destas composições [1, 5, 12], poucas publicações têm sido dedicadas ao sistema Al-Cu-Mg e à sinterização de pós de elementos de liga na forma de portadores.

Vários aspectos positivos podem ser considerados em relação ao estudo do sistema Al-Cu-Mg, e em especial à liga Al-4%Cu-X%Mg:

- 1 - as promissoras propriedades mecânicas observadas para sinterizados de composição Al-4%Cu-0,5%Mg [7,

13], bem como as propriedades em temperaturas ambiente e moderadas verificadas para a liga 2024 (Al-4,5%Cu-1,5%Mg) obtidas pela metalurgia da fusão [14], indicam a possibilidade da obtenção de composições com características mecânicas atraentes, não obtíveis em outras ligas no que se refere a aplicações em temperaturas moderadas (até 150°C);

ii - o bom nível de conhecimento disponível para o sistema Al-Cu-Mg [38] permite a formulação de suposições teóricas de grande importância para a compreensão de fenômenos microestruturais e de sinterização;

iii - a constatação de que o magnésio baixa a tensão interfacial do alumínio líquido sobre o óxido de alumínio [15], pode representar o aumento da molhabilidade da fase líquida sobre os óxidos sempre presentes no pó de alumínio.

A utilização dos elementos de liga na forma de portadores pode também apresentar vantagens. Neubing [1,16] afirma que os elementos nesta forma fundem mais cedo e conseqüentemente se difundem mais rapidamente na matriz de alumínio, causando menor expansão. Adicionalmente, estes pós pré-ligados podem permitir um melhor controle das alterações dimensionais.

Baseado nestas premissas, o objetivo deste trabalho é

avaliar, em relação ao processo de sinterização e às características mecânico-microestruturais, as influências:

- i - do teor de magnésio na faixa de 0,6 a 2,2% (em peso) na liga Al-4,4%Cu-X%Mg;
- ii - da forma de introdução dos elementos na liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg.

CAPITULO 2

SINTERIZAÇÃO DE COMPACTADOS AL-CU

2.1 - MECANISMOS DE SINTERIZAÇÃO

A sinterização de componentes de alumínio ocorre através de diversos fenômenos, os quais são responsáveis por significativas variações dimensionais nos compactados. A figura 2.1 mostra uma curva dilatométrica típica da sinterização de compactados de alumínio contendo cobre, onde se observa a ocorrência de um súbito inchamento seguido de encolhimento.

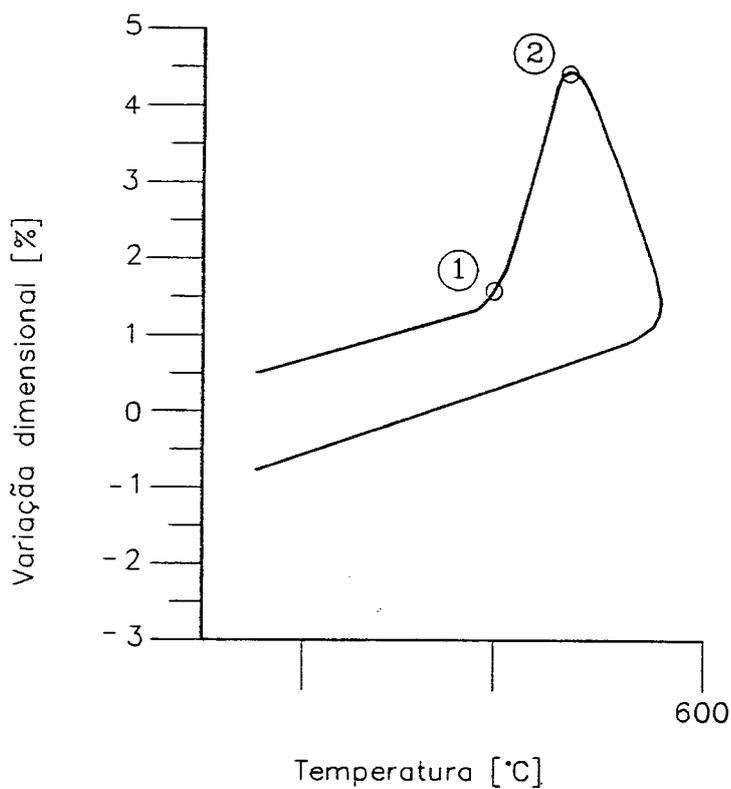


FIGURA 2.1 Curva dilatométrica típica da sinterização de compactados de alumínio contendo cobre.

Durante o aquecimento, até que ocorra a formação de fase líquida (ponto 1 da figura 2.1), a difusão se processa dificultada pela existência de um filme óxido, envolvendo as partículas de alumínio [8]. Espera-se que devido às pressões exercidas durante a compactação, o filme óxido se rompa em múltiplos pontos, permitindo a formação de contatos metálicos.

Quando da reação eutética (formação da fase líquida), as partículas de cobre desaparecem rapidamente, deixando poros [9]. De acordo com Kehl [9,10], a fase líquida inicialmente se espalha "subcutaneamente" entre o filme óxido e o alumínio sólido, formando uma espécie de bolsa. Adicionalmente, se suficiente quantidade de fase líquida estiver presente, esta bolsa expande e tende a romper-se, permitindo que o líquido se espalhe por entre as partículas, sobre o filme óxido. Kehl [9] também observou o perfeito espalhamento do líquido eutético sobre o filme óxido e o enchimento do espaço entre as partículas, em ensaios de infiltração de líquido de composição eutética Al-Cu, em compactados de partículas de alumínio. Cabe observar, entretanto, que a molhabilidade do alumínio líquido sobre o óxido de alumínio é pobre, como verificado por Delamney et al [15].

À formação da fase líquida segue-se um rápido inchamento. Vários mecanismos têm sido propostos para a explicação deste fenômeno:

- i - a penetração do líquido eutético por entre as partículas de alumínio, sobre a superfície externa do filme óxido [9,10], aumentando a distância entre as partículas;

- ii - o espalhamento de líquido na superfície interna do

filme óxido, sobre o metal sólido, causando uma expansão das partículas [9,10];

iii - a entrada dos elementos de liga em solução sólida no alumínio, aumentando o volume das partículas [9,17];

iv - a ação de gases sendo desadsorvidos em poros fechados [18,19]. Estes gases podem ter origem na umidade presente na camada óxida das partículas de alumínio após exposição ao ambiente ou no ar aprisionado, durante a compactação [13]. A ação de gases pode ser muito intensa, a ponto de formar bolhas nos sinterizados, quando não existirem condições para que estes gases sejam liberados durante o aquecimento. Isto foi observado por Storchheim [13] na sinterização de compactados de alta densidade e com velocidades de aquecimento muito elevadas;

v - a penetração [17] e a formação [8] da fase líquida nos contornos-de-grão, com um efeito similar ao do espalhamento do líquido por entre as partículas;

vi - a difusão não uniforme dos elementos de liga do líquido para o alumínio sólido [11,20]. Uma vez que a formação de soluções sólidas causa um inchamento das partículas de alumínio, a distribuição não uniforme de ligantes pode alterar a forma das partículas, causando um efeito contrário de rearranjo;

vii - o aumento de volume representado pela fusão do eutético [9].

Quando a sinterização atinge o ponto 2 da figura 2.1, uma parcela significativa do cobre já entrou em solução sólida no alumínio [8,10], e os mecanismos de encolhimento começam a se sobrepor aos de inchamento.

Savitskii et al [8], observando a variação do parâmetro de rede do alumínio na sinterização de compactados de Al-Cu, verificaram que a composição de equilíbrio na fase sólida só é atingida após a ocorrência significativa parcela de encolhimento. Como alguns dos mecanismos de inchamento permanecem atuantes até que o equilíbrio químico seja atingido, isto significa que durante o encolhimento, pelo menos estes fenômenos causadores de inchamento continuam ativos, porém são superados em magnitude pelo encolhimento. A partir da mesma observação, sugerem também que, uma vez que a fase sólida e provavelmente a fase líquida não estão em equilíbrio, o encolhimento seja resultante somente da solução das partículas sólidas na fase líquida. O processo de solução-reprecipitação, típico da sinterização com fase líquida, e causador de fenômenos de "Ostwald ripening" e acomodação de forma [21], deverá ocorrer somente quando pelo menos a fase líquida e a fase sólida na interface sólido-líquido estiverem em equilíbrio, ou seja, quando qualquer quantidade de cobre que difundir para o alumínio causar liquefação, assim como qualquer saída de cobre do líquido resultar em solidificação. O mecanismo de solução-reprecipitação se processa quando existem diferenças de solubilidade do sólido em contato com o líquido, havendo transporte de massa de regiões de maior para de menor solubilidade [22]. Portanto, se hipoteticamente houver dissolução em uma região de maior solubilidade, a reprecipitação só ocorrerá em outra região se

qualquer quantidade de cobre que sair do líquido causar solidificação. Como antes de se verificar o equilíbrio químico, isto não deverá ocorrer, o fenômeno de solução-reprecipitação também não poderá estar atuando. Quando a fase sólida na interface sólido-líquido e a fase líquida estiverem em equilíbrio, a quantidade de fase líquida deverá estar diminuindo devido à migração do cobre para o interior das partículas de alumínio e o fenômeno de solução-reprecipitação deverá estar se processando.

Adicionalmente à dissolução das partículas de alumínio no líquido e ao fenômeno de solução-reprecipitação, Kehl [9] propõe que o encolhimento pode ocorrer pela diminuição do volume de líquido que poderá ocorrer na medida em que o cobre, por entrar em solução sólida, vai reduzindo a quantidade de líquido até que o limite de solubilidade do cobre na fase sólida seja atingido em todos os pontos. Kehl [9] sugere também que o rearranjo pela ação da pressão capilar e pelo deslizamento das partículas umas sobre as outras é de ocorrência pouco provável, uma vez que as partículas têm suas formas muito "adaptadas" umas às outras devido ao grande empacotamento que ocorre nas pressões usuais de compactação.

2.2 - INFLUENCIA DE PARAMETROS DE SINTERIZAÇÃO SOBRE A CURVA DILATOMÉTRICA

O grau de inchamento e encolhimento é função da quantidade de fase líquida presente, dos tamanhos de partícula e da composição química. A quantidade de fase líquida é determinada

pela temperatura de sinterização e pelo teor de elementos de liga, como pode ser observado pelo diagrama de fases da figura 2.2. Para o sistema Al-Cu-Mg, se o limite de solubilidade de cobre não for ultrapassado na temperatura de sinterização, o compactado apenas cresce [11,23,24]; porém, à medida que a temperatura de sinterização for aumentada, e conseqüentemente, a quantidade de fase líquida, o encolhimento vai progressivamente aumentando.

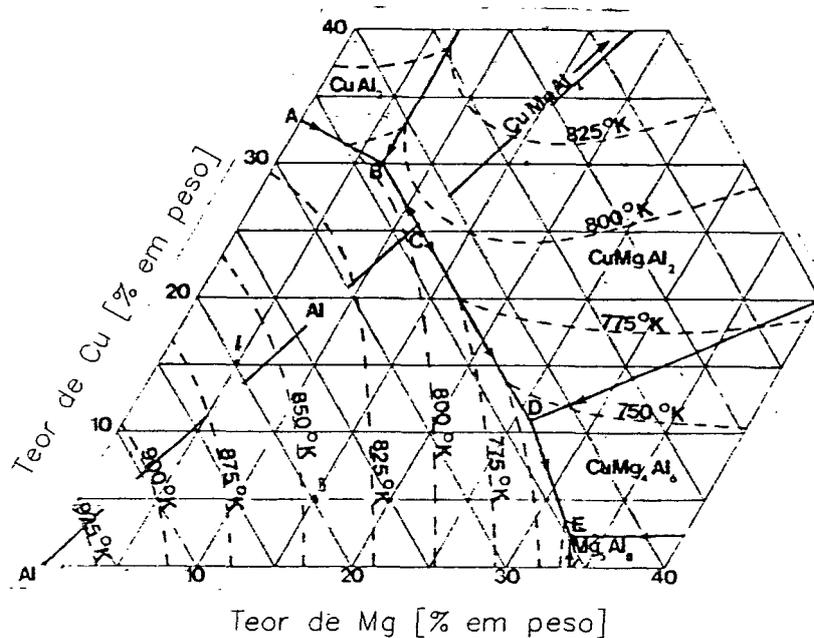


Figura 2.2 Diagrama de fases "liquidus" do sistema Al-Cu-Mg [38]

Esper [5], utilizando compactados Al-Cu, observou, além de uma forte dependência das propriedades mecânicas com o tamanho de partícula de cobre, que o início do fenômeno de inchamento é acelerado pelo emprego de partículas de cobre menores, e que o grau de dilatação é mais pronunciado para partículas maiores de alumínio. Entretanto, quando sinterizou compactados de composição Al-Cu-Mg-Si, ele [5] não observou, para partículas menores que

150 μm , dependência das propriedades mecânicas com o tamanho de partículas dos ligantes, mas apenas que as partículas de ligante menores levam a menor inchamento e menor encolhimento, de forma que a variação dimensional se mostrou praticamente a mesma para todos os tamanhos de partícula.

2. 3 - ASPECTOS TECNOLÓGICOS

2.3.1 - Composição Química

As composições que comumente têm sido empregadas para a produção de componentes de alumínio sinterizado são em número relativamente pequeno, resultando principalmente da adição isolada ou combinada de cobre, magnésio, silício e zinco. Estes elementos produzem endurecimento por solução sólida e possuem como demais características fundamentais: i) os elevados limites de solubilidade e difusividade no alumínio [25]; ii) o fato de reagirem com o alumínio formando eutéticos e; iii) na forma como normalmente são empregados, a produção de endurecimento por precipitação.

Além de cobre, magnésio, silício e zinco, outros elementos têm sido propostos, como cromo [26], ferro [26], níquel [26], chumbo [18] e manganês [4]. Quando adicionados por mistura de pós ao alumínio, estes elementos têm a tendência de permanecer nos contornos de partícula, pouco se difundindo pelo alumínio devido às baixas difusividade e solubilidade. Assim sendo, são usualmente empregados para formarem compostos intermetálicos que, juntamente com o adição de óxidos, carbonetos, nitretos, etc., objetivam o aumento da resistência ao desgaste [26,28].

2.3.2 - Consolidação

A consolidação dos componentes de alumínio sinterizado normalmente é efetuada pela seqüência convencional de compactação uniaxial e sinterização.

A sinterização pode ser efetuada em atmosferas inertes [29], freqüentemente nitrogênio [1,2], e ao ar [45]. Apesar de a sinterização ao ar resultar em materiais com propriedades mecânicas pouco inferiores às obtidas com sinterização em atmosfera inerte [13], este processo apresenta, de acordo com Storckheim [115C], custo de produção significativamente mais baixo. Além disto, mesmo com um controle pouco rigoroso na temperatura de sinterização, tolerâncias dimensionais significativamente estreitas podem ser obtidas, já que durante a sinterização a oxidação superficial impediria a deformação dos compactados [13]. Apesar destas vantagens, entretanto, a sinterização ao ar não tem encontrado aceitação comercial [1,2], basicamente pelo fato de que a adição de lubrificantes à mistura de pós não é possível neste processo, e que métodos alternativos de lubrificação da matriz não se mostraram satisfatórios. A adição de lubrificantes à mistura de pós não é tolerável na sinterização ao ar porque o tempo necessário para a retirada do lubrificante pode acarretar na oxidação excessiva do compactado, além do que os poros deixados pelo lubrificante podem representar locais de penetração de ar. O aquecimento dos compactados para a temperatura de sinterização deve preferivelmente ser efetuada em velocidades de aquecimento na faixa de 100 a 200°C/min. [13], enquanto que a retirada de

lubrificante na sinterização em atmosfera inerte freqüentemente é efetuada pela permanência do compactado por um período de 15 a 25 min. em 400°C [1].

O lubrificante adicionado à mistura dos pós tem um efeito nocivo sobre as propriedades mecânicas, já que durante o aquecimento o lubrificante causa uma expansão que rompe alguns dos contatos metálicos formados na compactação, e que em torno de 10% do lubrificante adicionado permanece no compactado [33].

Em atmosferas inertes a temperatura de sinterização depende da composição química, situando-se usualmente na faixa de 540 a 640°C por um período de 15 a 45 min. [4,30]. A temperatura é escolhida em função da melhor combinação de propriedades mecânicas e estabilidade dimensional. Em temperaturas muito baixas o compactado permanece estável dimensionalmente, porém a existência de quantidade de fase líquida insuficiente resulta em uma sinterização incompleta. Temperaturas muito elevadas resultam em maior densificação [10], podendo ocorrer um excessivo coalescimento microestrutural [7] e sérias alterações de forma [10]. Cabe ressaltar ainda que as variações dimensionais são afetadas por uma série de outros fatores, como o tamanho de partícula dos pós de alumínio e de elementos de liga [1], a estrutura e o teor de óxido dos pós de ligantes [16], a densidade verde [1], o tempo de sinterização e, quando se utilizam atmosferas inertes, o ponto de orvalho [30]. Neste caso a umidade da atmosfera promove a deterioração da molhabilidade da fase líquida devido à oxidação [1], afetando drasticamente os mecanismos de encolhimento e conseqüentemente a efetividade da sinterização e da densificação. Somente com o ponto de orvalho inferior a -40°C são obtidas boas propriedades

mecânicas e encolhimento [1]

As tolerâncias dimensionais normalmente obteníveis na sinterização em nitrogênio são de aproximadamente $\pm 0,5\%$ [31], e de aproximadamente $\pm 0,05\%$ para a sinterização ao ar [13].

2.3.3 - Propriedades Mecânicas

As ligas existentes no mercado apresentam uma faixa de resistência à tração que varia de 120 a 450 MPa e alongamentos que variam de 0,5 a 8%, dependendo basicamente da composição química e dos tratamentos térmicos ou termomecânicos. A tabela I apresenta as propriedades mecânicas típicas das ligas de maior nível de resistência.

Tabela I - Propriedades Mecânicas Típicas de Componentes de Alumínio Sinterizado [4,6,9,32].

Comp. Química	Densidade Sinterizado	Trat. Térmico ou Termomecânico(1)	Resist. à Tração [MPa]	Along. (%)	Resist. à Fadiga(2) [MPa]
Al-4,4 Cu-0,5Mg-0,8Si	95%	T4	260	5,0	-
	95%	T6	330	2,0	50
	95%	Forjado a quente + T6 (3)	450	8,0	120
Al-4,0Cu	90%	T4	200	8,0	-
		Forjado a frio + T6 (4)	270	8,7	80
Al-1,6Cu-2,5Mg-0,2Cr-5,6Zn	95%	T6	310	2,0	-

(1) De acordo com a norma ANSI H 35.1

- (2) Determinado a partir de teste de flexão rotativo em corpos não entalhados em 5×10^8 ciclos.
- (3) Para redução de 50% na altura e obtenção de 100% de densidade
- (4) Para 19% de redução na altura

CAPITULO 3

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 - MATERIAL

As ligas utilizadas estão apresentadas na tabela II.

Tabela II - Características das ligas utilizadas

Composição	Características dos Elementos de liga ⁽¹⁾	Quantidade de Lubrif. [% em peso]
Al-4,4%Cu-0,6%Mg	Pós elementares	1,5
Al-4,4%Cu-1,0%Mg	Pós elementares	1,5
Al-4,4%Cu-1,6%Mg	Pós elementares	1,5
	Pó de Cu elementar e Pó de Mg5Al8	1,5
	Pó de liga mestra Al-Cu-Mg-74+44µm	1,5
	Pó de liga mestra Al-Cu-Mg -44µm	1,5
Al-4,4%Cu-2,2%Mg	Pós elementares	1,5

(1) O balanço de alumínio foi introduzido na forma de pó elementar

3.2 - CARACTERÍSTICAS DOS PÓS UTILIZADOS

i) Pó de Alumínio

O pó de alumínio utilizado, obtido por atomização ao ar, foi fornecido pela Alcoa. A tabela III apresenta a composição química e a distribuição do tamanho de partícula do pó

empregado para a fabricação das ligas de alumínio, sendo o mesmo obtido pela mistura ponderada de pós de diferentes distribuições de tamanhos de partícula. O pó de alumínio empregado para a produção de portadores de liga apresenta a mesma composição química da tabela III, porém com tamanho de partícula + 74 μm .

Tabela III - Distribuição do tamanho de partícula e composição química do pó de alumínio empregado para a sinterização (medição por peneiramento)

Faixa de tamanho de partícula [μm]	Frequência [%]
+ 354	0
-345 + 149	9,0
-149 + 74	26,6
- 74 + 44	29,2
- 44	35,2

Composição Química	
constituente	teor [% em peso]
Fe	0,1
Si	0,053
Al_2O_3	0,5 máx.
Al	balanço

ii) Pó de Cobre

O pó de cobre utilizado, obtido por atomização e com tamanho de partícula -44 μm , foi fornecido pela Metalpó.

iii) Pó de Magnésio

O pó de magnésio utilizado foi fornecido pela Quimibrás, na pureza de 99%. Para o emprego na forma elementar, utilizou-se tamanhos de partícula de + 88-63 μm e para a produção de pós portadores, de + 88 μm (medição por peneiramento).

iv) Pó de $Mg_5 Al_8$

O pó de $Mg_5 Al_8$ foi obtido pela fusão de compactados de pós de Al e Mg seguida de moagem. Para esta finalidade, utilizou-se pó de alumínio Alcoa de tamanho de partícula +74 μm (medição por peneiramento), e pó de Mg como descrito em iii), na proporção de 60% de Al e 40% de Mg, misturados 30 min. em pequeno misturador em Y. Em seguida, a mistura foi compactada em matriz uniaxial com lubrificação de parede, a uma pressão de 300 MPa, obtendo-se cilindros de \varnothing 17 mm e 60 mm de comprimento. A fusão foi efetuada a 650°C por 10 min., à vácuo, a uma taxa de aquecimento média de 40°C/min., com os compactados colocados em cadinho de carbono com tampa para evitar a excessiva evaporação de Mg. Após o resfriamento, os fundidos foram moídos, sob heptano, em um moinho tipo Mortar por 30 min.

A análise química do pó, por via úmida, indicou a presença de 37,6 % de magnésio. Para a confecção de sinterizados utilizou-se a parcela com tamanho de partícula de - 88 μm + 44 μm (obtido por peneiramento).

v) Pó de Liga Mestra Al-Cu-Mg

O pó de liga mestra Al-Cu-Mg foi obtido pelo mesmo processo empregado para a obtenção do pó de $Mg_5 Al_8$. A mistura de pós foi composta de 47% de Cu (Ver item 3.2.2), 18% de Mg (Ver item 3.2.3) e 35% de Al Alcoa de tamanho de partícula -74 μm (medição por peneiramento). A tabela IV mostra os resultados de análise química obtidos por via úmida e por EDS.

Tabela IV - Análise química do pó de liga-mestra Al-Cu-Mg obtida por fusão de compactados e moagem.

Elemento	Teor (%)		
	(1)	(2)	(3)
Cu	47,3	49,3	52,0
Mg	17,0	18,4	17,5

(1) Análise química por via úmida

(2) Análise química por EDS (análise percentual - média de 3 pontos - tamanho de partícula 40% -74+63 μm , 60% -63 + 44 μm .)

(3) Análise química por EDS (análise percentual - média de 3 pontos - tamanho de partícula - 44 μm .)

Os pós empregados foram aqueles que no peneiramento situaram-se na faixa -74 + 44 μm e - 44 μm .

vi) Lubrificante

O lubrificante utilizado para a confecção de corpos de prova das ligas de alumínio foi a estereamida em pó de nome comercial Acrawax C, fornecida pela Glyco Chemicals. As características deste lubrificante encontram-se na tabela V.

Tabela V - Características do lubrificante Acrawax C.

Teor de umidade e voláteis a 105 ^o C	0,08%
Cinzas residuais a 800 ^o C	0,00%

3.3 - MISTURA DOS PÓS

Os pós foram misturados em pequeno misturador em Y, com capacidade aproximada de 100 g (aproximadamente 40% do volume interno), por 30 min., a 30 rpm, e em vácuo. Para evitar a presença de aglomerados de pó de lubrificante, como observado por [34], adicionou-se à mistura pequena quantidade de esferas de aço de 4 mm de diâmetro.

3.4 - COMPACTAÇÃO

3.4.1 - Compactados para Ensaio de Dilatometria

Foram compactados corpos de prova cilíndricos de \emptyset 10 mm X 10 mm em matriz bi-partida de dupla ação, com prensa hidráulica manual na pressão de 250 MPa.

3.4.2 - Compactados para Ensaio de Tração

Os corpos de prova empregados para ensaio de tração foram confeccionados segundo a norma ISO 2740. A compactação foi

realizada em máquina de ensaio hidráulica nas pressões de compactação de 250 e 400 MPa.

3.5 - SINTERIZAÇÃO

A sinterização dos corpos de prova compactados para os ensaios de tração foi efetuada em forno elétrico tipo mufla marca Heraeus, adaptado com câmara de aço inoxidável para atmosfera controlada confeccionada especialmente para esta finalidade.

A atmosfera de sinterização utilizada foi a de nitrogênio de ponto de orvalho na entrada de -65°C , com vazão de 5,6 l/min., calculada a partir da mesma relação vazão/volume interno do forno empregada por [29]. Para garantir um baixo ponto de orvalho durante a sinterização, o conjunto forno-acessórios sofreu rigorosa limpeza, secagem e vedação antes do início da operação.

O controle de temperaturas foi efetuado manualmente, por variador de tensão adaptado ao forno, garantindo flutuações iguais ou menores a $\pm 2^{\circ}\text{C}$, durante o patamar de sinterização. A medição de temperatura foi efetuada utilizando-se termopar Pt/Pt-13% Rh, acoplado a um multímetro digital de resolução $1\mu\text{V}$. A incerteza do instrumento de medição foi estimada em $\pm 2^{\circ}\text{C}$. Os corpos de prova foram distribuídos radialmente ao termopar permanecendo a uma distância não superior a 30 mm deste. O perfil de temperaturas apresentou variação de $\pm 3^{\circ}\text{C}$ na região em que os corpos de prova foram colocados.

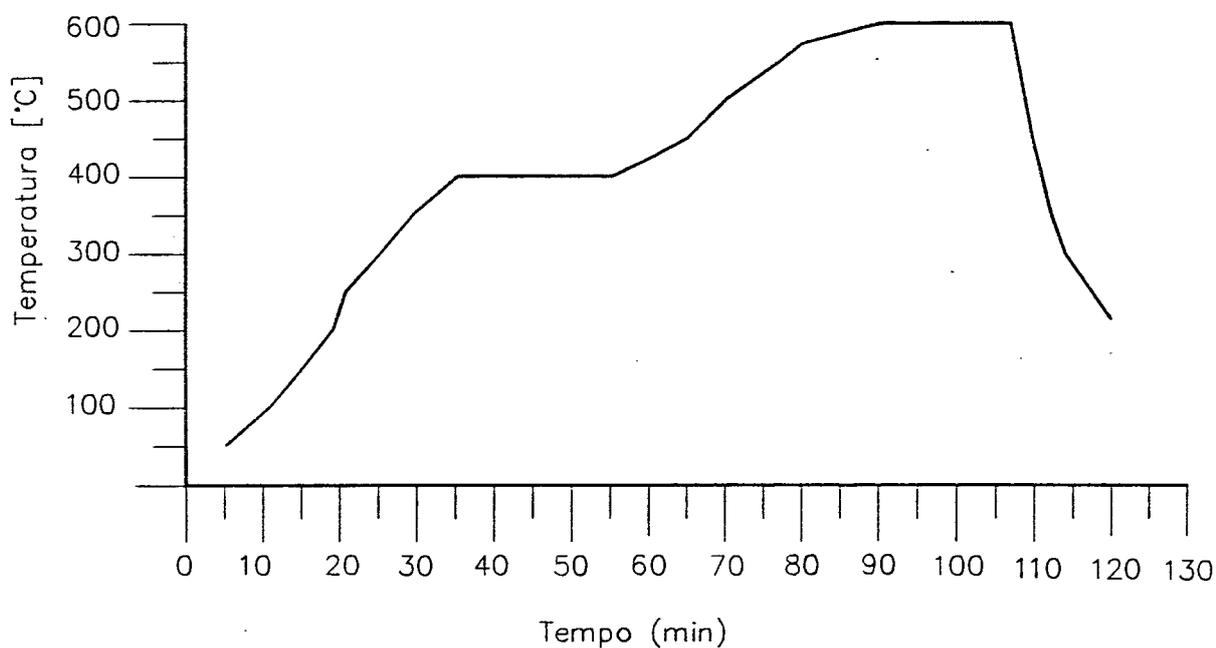


Figura 3.1 Ciclo de sinterização.

O ciclo de sinterização utilizado está mostrado na fig. 3.1. A retirada do lubrificante foi finalizada pela permanência na temperatura de 400°C por 20 min. e a sinterização foi efetuada nas temperaturas de 555, 570, 585 e 600 °C por 30 min. As taxas de aquecimento foram as máximas permitidas pelo forno (aproximadamente 15°C/min. até 400°C e 8°C/min até a temperatura de sinterização) e o resfriamento foi efetuado pela retirada da câmara do forno. O fluxo de nitrogênio foi mantido até que a temperatura de 300°C.

3.6 - DILATOMETRIA

Os ensaios de dilatométrica foram efetuados em dilatômetro diferencial para altas temperaturas, em atmosfera de

nitrogênio, com ponto de orvalho na entrada de -65°C , em ciclo de sinterização similar ao empregado para a sinterização de corpos de prova para a tração (ver item 3.6). A carga do apalpador sobre a amostra foi reduzida ao mínimo. Adaptou-se pequena placa de alumina na extremidade do apalpador com o objetivo de reduzir a deformação do corpo de prova durante a sinterização, já que este tem sua resistência drasticamente reduzida pela presença de fase líquida. Mesmo assim, observou-se um sensível abaulamento dos corpos de prova após a sinterização, fato que teve como consequência variações importantes no encolhimento, como pode ser observado na figura 3.2.

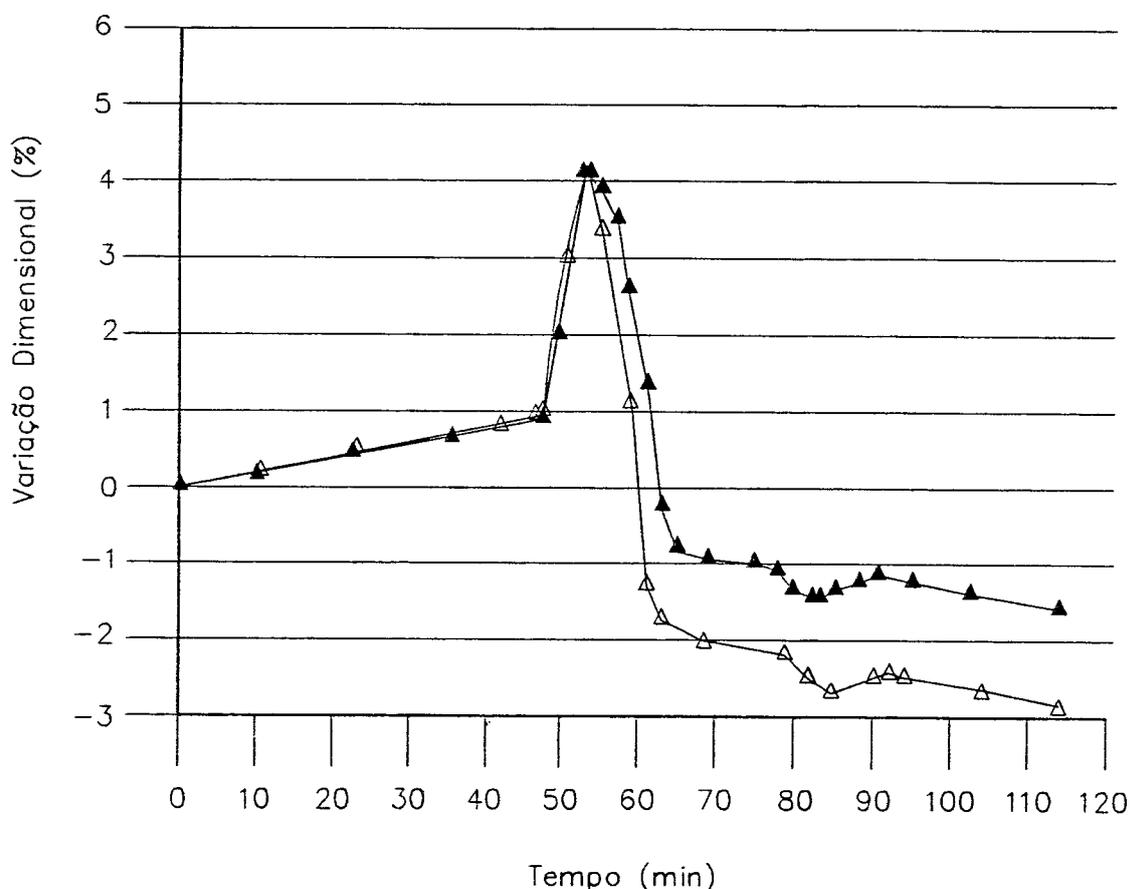


Figura 3.2 Curva dilatométrica de duas amostras da liga Al-4,4%-1,6%Mg. Pressão de compactação 400 MPa; Elementos de liga introduzidos na forma de liga mestra Al-Cu-Mg de tamanho de partícula entre 74 e 44 μm .

3.7 - TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os corpos de prova foram submetidos a tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento natural (T4). A solubilização foi efetuada em forno elétrico tipo mufla com circulação forçada, de ar, monitorado por indicador de temperaturas formado por termopar tipo Cromel-Alumel e multímetro digital de resolução $1\mu V$. A incerteza de medição foi estimada em $\pm 5^{\circ}C$. O envelhecimento natural foi efetuado mantendo os corpos de prova por 4 dias em temperatura ambiente.

A fig. 3.3 apresenta o ciclo de tratamento térmico empregado e a tabela VI, mostra as temperaturas de solubilização empregadas.

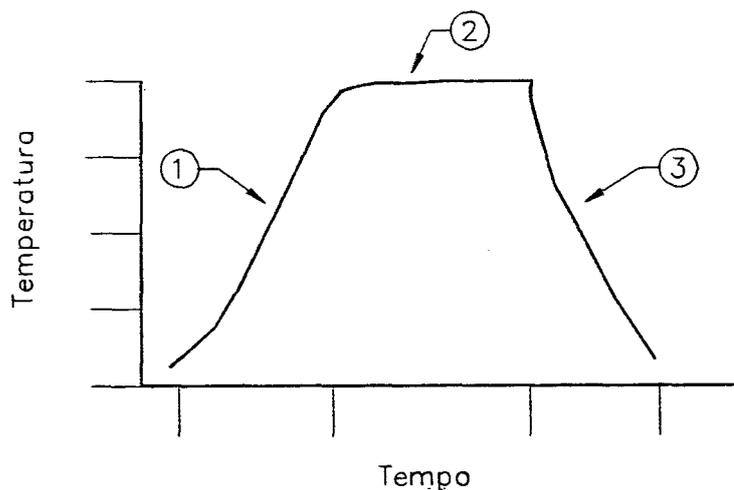


Figura 3.3 Ciclo de tratamento térmico das ligas de alumínio sinterizados.
1- Aquecimento a uma taxa média aproximada de $100^{\circ}C/min$
2- Solubilização por 30min
3- Resfriamento em água

Tabela VI - Temperaturas de solubilização

Comp. Química [% em peso]	Temp. de solubilização [°C]
Al-4,4%Cu-0,6%Mg	495 e 525
Al-4,4%Cu-1,0%Mg	495 e 510
Al-4,4%Cu-1,6%Mg	495
Al-4,4%Cu-2,2%Mg	495

3.8 - DETERMINAÇÃO DE PROPRIEDADES MECANICAS

3.8.1 - Ensaio de Tração

A tensão de ruptura, a tensão de escoamento a 0,2% de deformação e o alongamento foram medidos em máquina universal de ensaios, equipada com extensômetro indutivo. Tais propriedades foram determinadas seguindo-se a norma ISO 82-1974, e são resultado do ensaio de no mínimo 5 corpos de prova para cada condição. A medida do alongamento foi efetuada pela medição da distância entre marcas no corpo de prova e foi executada em leitor ótico. A incerteza da medição foi estimada em $\pm 0,2\%$ do valor absoluto.

3.9 - DETERMINAÇÃO DE PROPRIEDADES FÍSICAS

i) Densidade Verde

A densidade a verde das ligas de alumínio estudadas, foi determinada seguindo-se a norma ISO 3927 - 1977, porém com as dimensões do corpo de prova alteradas para 50,05 mm X 10,05 mm, uma vez que estas eram as dimensões da matriz disponível. A compactação foi realizada em máquina de ensaios hidráulica, nas pressões de compactação de 250 e 400 MPa. As medidas de densidade foram efetuadas em 3 corpos de prova por condição, onde observou-se um desvio máximo em relação à média de $\pm 0,006 \text{ g/cm}^3$ ou $\pm 0,2\%$. A incerteza de medição foi estimada em $\pm 0,01 \text{ g/cm}^3$ ou $\pm 0,5\%$.

As densidades absolutas das ligas de alumínio estudadas foram calculadas com base nas alterações de densidade do alumínio com a introdução de elementos de liga [35] e estão apresentadas na tabela VII.

Tabela VII - Densidades calculadas das ligas de alumínio estudadas

Liga	Densidade (g/cm^3)
Al-4,4%Cu-0,6%Mg	2,775
Al-4,4%Cu-1,0%Mg	2,770
Al-4,4%Cu-1,6%Mg	2,762
Al-4,4%Cu-2,2%Mg	2,753

ii) Densidade dos Corpos de Prova Sinterizados

A densidade dos corpos de prova sinterizados foi determinada pelo princípio de Arquimedes, em concordância com a norma ISO 2738 - 1973. Foram efetuadas medidas em dois corpos de prova por condição, onde observou-se um desvio máximo em relação à média de $\pm 0,01 \text{ g/cm}^3$ ou $\pm 0,5\%$. A incerteza de medição por corpo de prova foi estimada em $\pm 0,01 \text{ g/cm}^3$ ou $\pm 0,5\%$.

iii) Grau de Distorção

O grau de distorção foi medido para avaliação comparativa da deformação dos corpos de prova durante a sinterização.

A medição foi efetuada por relógio comparador de resolução 0,01 mm e calculada pela expressão:

$$G_M = \left[\frac{|d_1 - d_2|}{d_1 + d_2} + \frac{|d_3 - d_4|}{d_3 + d_4} + \frac{|d_5 - d_6|}{d_5 + d_6} \right] \quad [1]$$

onde: G_M = grau de distorção

d_x = altura do corpo de prova no ponto X.

A leitura da altura foi efetuada no corpo de prova de ensaio de tração como mostra esquematicamente a figura 3.4.

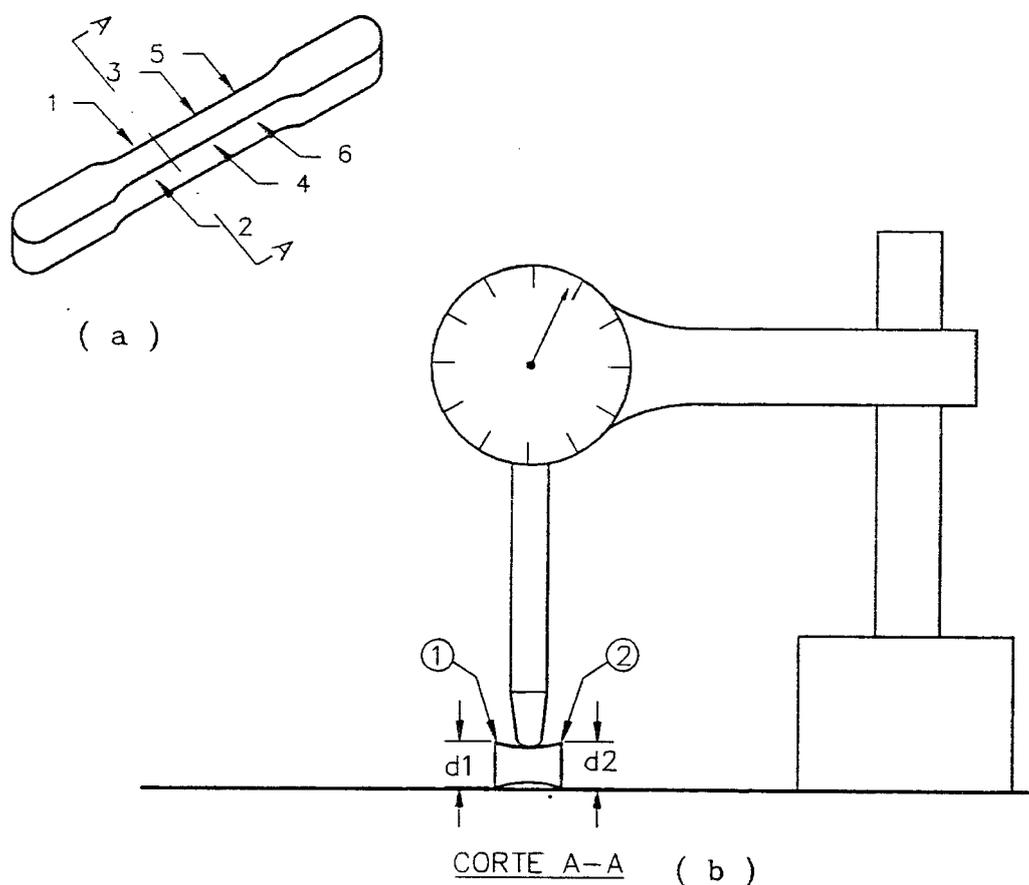


Figura 3.4 Leitura da altura do corpo de prova
 a) pontos de medição 1 a 6
 b) forma de medição

3.10 - CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

i) Preparação dos Corpos de Prova

As amostras utilizadas foram retiradas da seção transversal de corpos de prova de ensaio de tração e foram embutidas em baquelite. Após, foram lixadas mecanicamente em lixas de carboneto de silício da grana 220 até a grana 600. O polimento mecânico foi efetuado utilizando-se pasta de diamante 15 μm por 10 min. e suspensão marca Struers tipo OP - S

acrescida de hidróxido de sódio na proporção de 1:33 por um período de 3 min. O polimento com pasta de diamante 15 μm por 10 min. foi efetuado para permitir a abertura dos poros fechados durante o lixamento [34].

ii) Determinação de Parâmetros Microestruturais

Determinação da quantidade de partículas de 2^o fase

As amostras foram atacadas com solução 10% H_3P_4 por 1 min. a 50 °C. A determinação foi efetuada em microscópio ótico. O método de medição empregado foi o de contagem de pontos de acordo com a norma ASTM E562. A incerteza de medição por amostra foi de 10% para 95% de confiabilidade. A ampliação utilizada foi de 1000 vezes.

Determinação do tamanho de grão

As amostras foram atacadas com reativo de Keller por 15 s. A metodologia empregada foi a de contagem de interseções de Hilliard, de acordo com a norma ASTM E112. A incerteza de medição foi de 10% para 95% de confiabilidade. A ampliação utilizada foi de 1000 vezes.

Determinação de composição química por EDS

Por este método mediu-se a composição química média do

pó de liga mestra Al-Cu-Mg e a composição química média da matriz de alumínio de corpos de prova sinterizados. Para obtenção da composição química média do pó de liga mestra Al-Cu-Mg foram efetuadas 3 leituras de diferentes regiões da amostra de pó. Para a obtenção da composição química média da matriz de alumínio, foram efetuadas pelo menos 4 leituras por corpo de prova.

As leituras foram efetuadas em microsonda Ortec acoplada a microscópio eletrônico de varredura.

Ensaio de microdureza

As medidas de microdureza Vickers da matriz de alumínio foram realizadas com carga de 25 g, tempo de permanência 15 segundos. Os resultados substancialmente abaixo do valor médio foram desconsiderados, já que nestes casos a impressão pode estar próxima a um poro. Foram efetuadas 10 medições válidas por corpo de prova.

CAPITULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 - ENSAIOS PRELIMINARES PARA OTIMIZAÇÃO DAS CONDIÇÕES DE PROCESSO

4.1.1 - Pressão de Compactação

A pressão de compactação tem conhecida influência sobre as propriedades mecânicas dos sinterizados. Porém, para pressões acima de determinados limites, o benefício obtido pode não ser significativo em comparação a outras desvantagens, como no caso particular do alumínio, em relação à forte tendência de soldagem a frio nas paredes da matriz.

Foram empregadas duas pressões de compactação, 250 e 400 MPa, que permitem a obtenção de corpos de alta densidade [1,12,34]. As propriedades de densidade verde, densidade após a sinterização, resistência à tração e alongamento de corpos de prova, obtidos para essas pressões de compactação, em função do teor de Mg, estão indicados, respectivamente, nas tabelas VIII e IX e nas figuras 4.1 e 4.2.

Tabela VIII - Densidade verde relativa e absoluta de compactados da liga Al-4,4%Cu - X%Mg.

Composição Química (1)	Densidade Verde Relativa [%]		Densidade Verde Absoluta [g/cm ³]	
	a	b	a	b
Al-4,4%Cu-0,6%Mg	92,0	94,0	2,59	2,64
Al-4,4%Cu-1,0%Mg	91,5	-	2,58	-
Al-4,4%Cu-1,6%Mg	91,5	93,5	2,57	2,61
Al-4,4%Cu-2,2%Mg	92,0	-	2,58	-

a) pressão de compactação 250 MPa, b) pressão de compactação 400 MPa.

(1) elementos de liga introduzidos na forma elementar

Tabela IX - Densidade relativa de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg sinterizados a 585°C

Composição química (1)	Densidade relativa [%]	
	a	b
Al-4,4%Cu-0,6%Mg	95,5	96,0
Al-4,4%Cu-1,0%Mg	95,0	96,0
Al-4,4%Cu-1,6%Mg	95,0	96,0
Al-4,4%Cu-2,2%Mg	95,5	-

a) Pressão de compactação 250 MPa

b) Pressão de compactação 400 MPa

(1) Elementos de liga introduzidos na forma elementar.

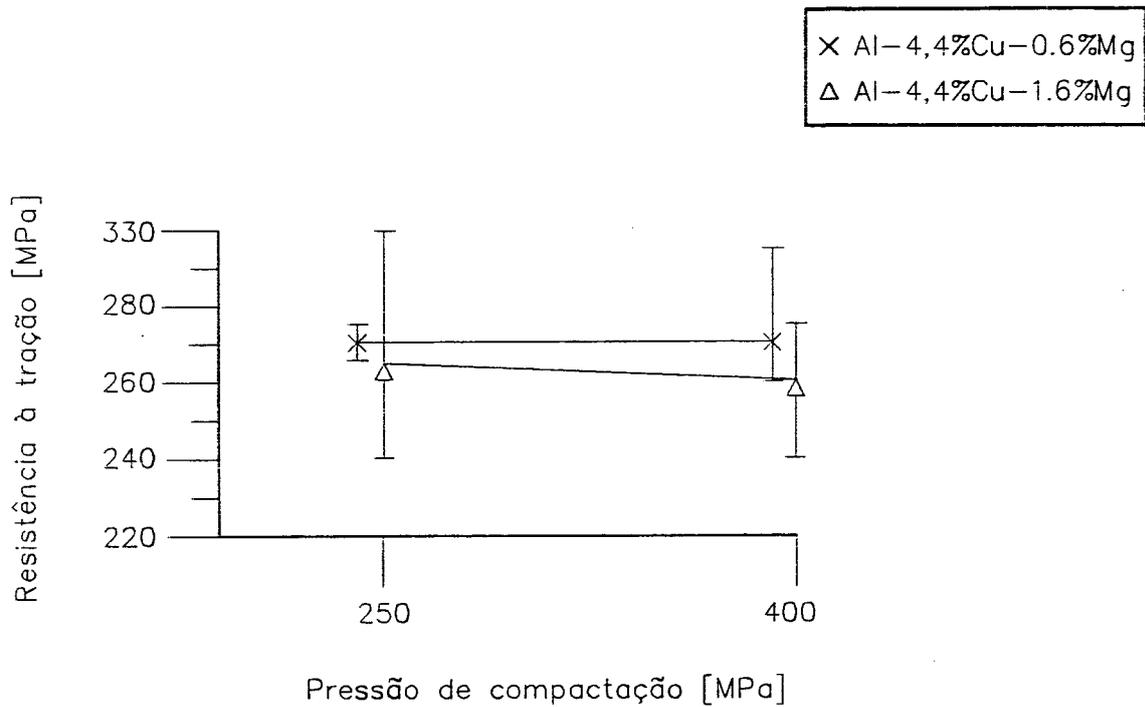


Figura 4.1 Resistência à tração de corpos de prova de alumínio sinterizados a 585°C, solubilizados a 495°C, em função da pressão de compactação.

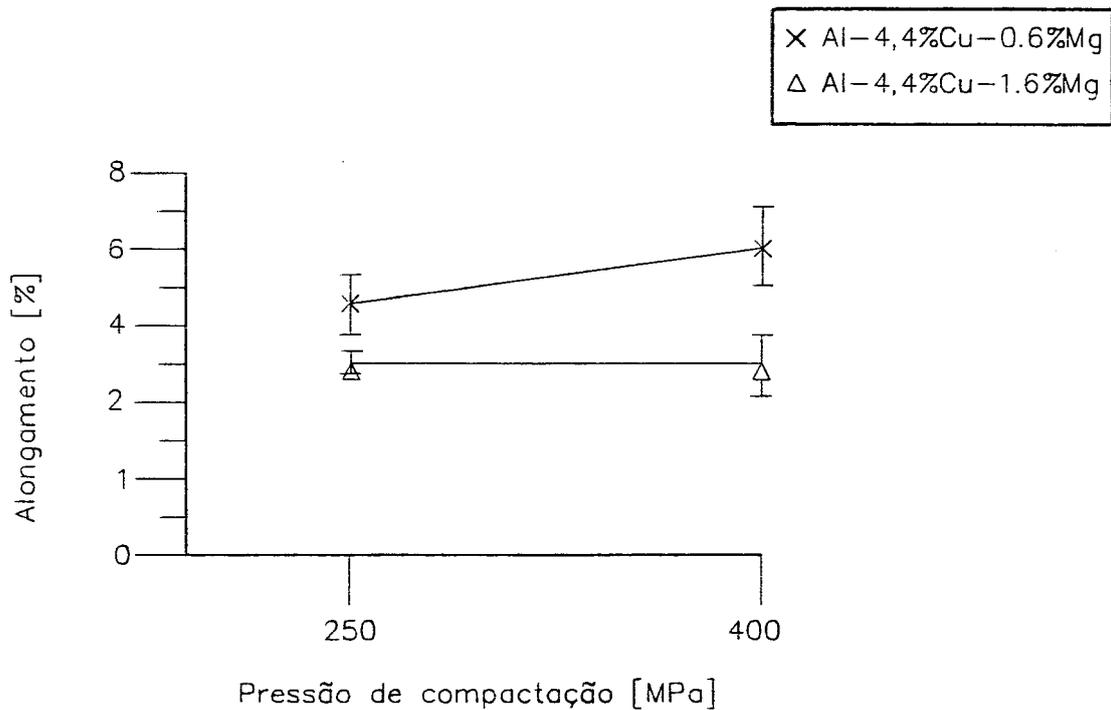


Figura 4.2 Alongamento de corpos de prova de alumínio sinterizados a 585°C, solubilizados a 495°C, em função da pressão de compactação.

Os resultados apresentados na tabela VIII e nas figuras 4.1 e 4.2 indicam que se obteve uma pequena variação de densidade verde com o aumento da pressão de compactação, e como consequência nenhum ou relativamente pequeno aumento de resistência à tração foi observado. Isto sugere que, nesta faixa e em condições industriais, a pressão ideal de compactação será limitada pelo problema de soldagem à frio do pó de alumínio nas paredes da matriz.

4.1.2 - Temperatura de Sinterização

As propriedades mecânicas e as variações dimensionais de corpos sinterizados usualmente apresentam variações significativas em função da temperatura durante a sinterização com fase líquida. Com base nesta observação, estudou-se a influência da temperatura de sinterização sobre estes parâmetros, em uma faixa de temperaturas em que ligas similares são comumente sinterizadas [1,4,7,12]. A resistência à tração, o alongamento, a distorção média e a densidade de corpos de prova sinterizados em diferentes temperaturas estão indicados nas figuras 4.3., 4.4, 4.5 e 4.6.

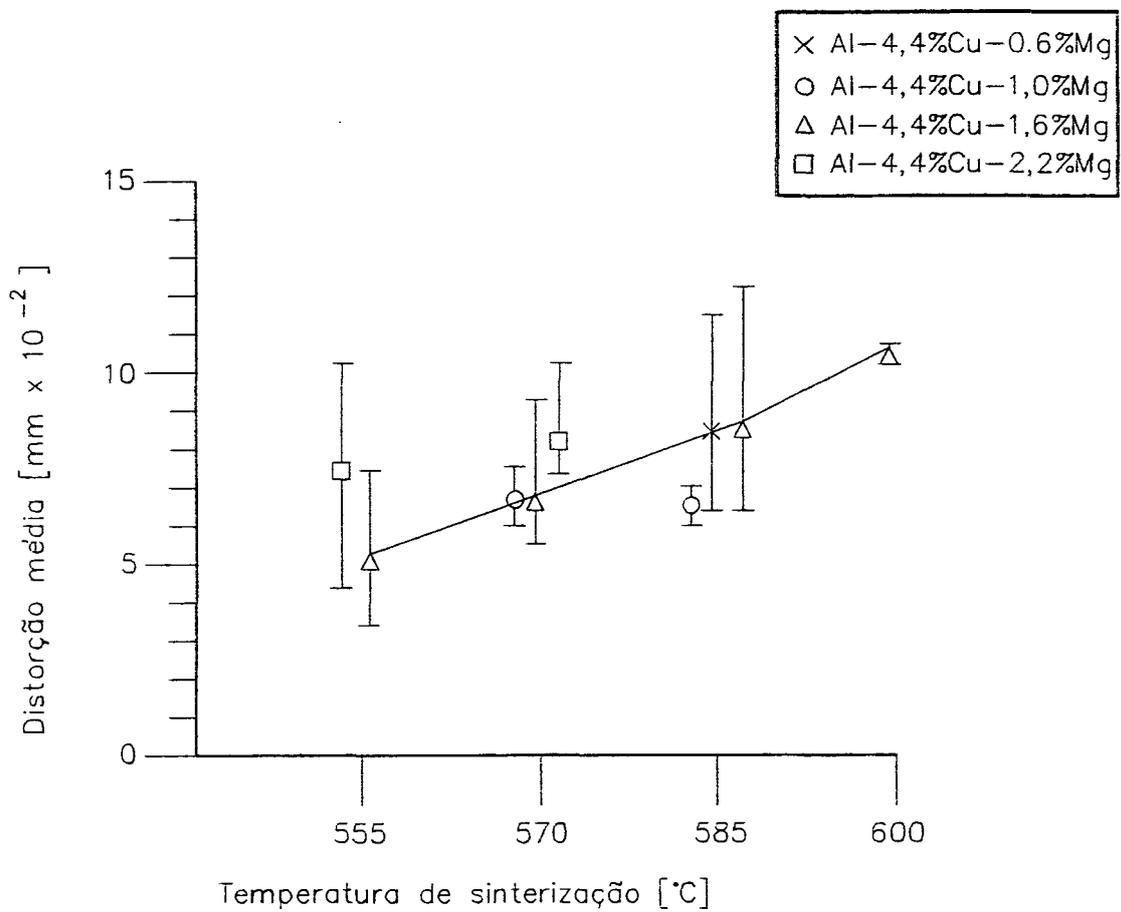


Figura 4.3 Distorção média de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg (pós elementares), compactados a 250 MPa, em função da temperatura de sinterização.

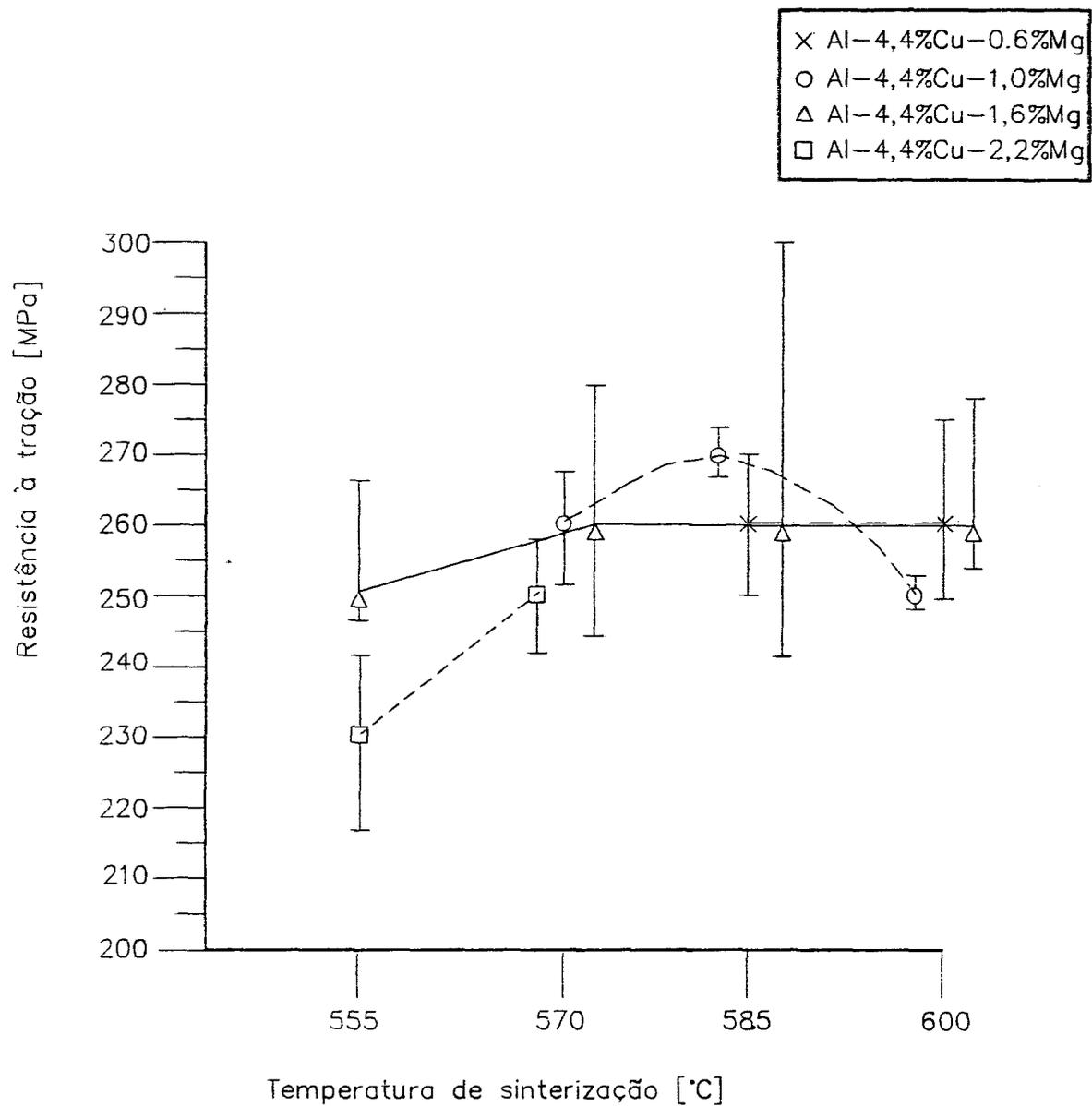


Figura 4.4 Resistência à tração de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg, compactados a 250MPa, sinterizados em diferentes temperaturas e solubilizados a 495°C.

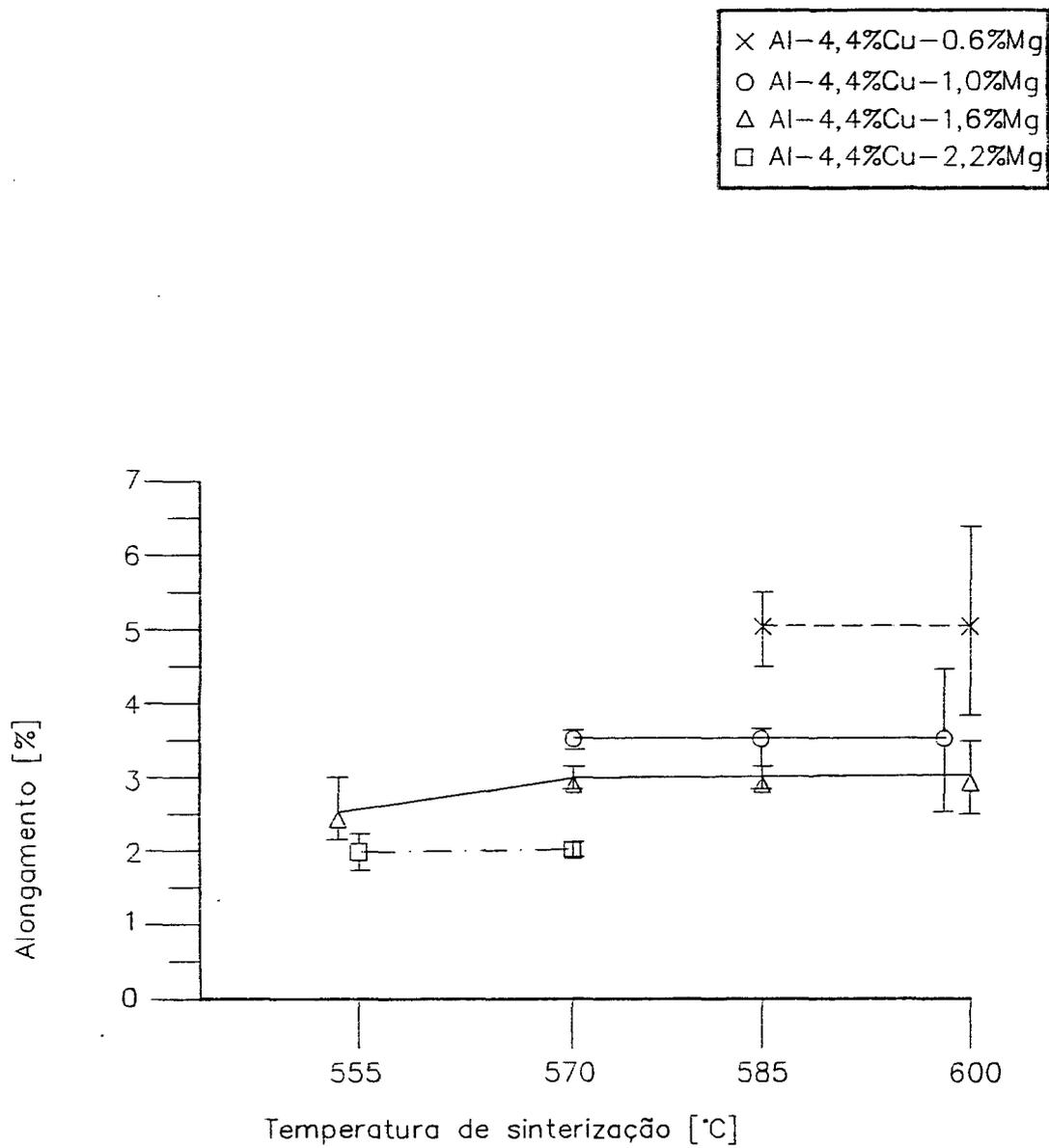


Figura 4.5 Alongamento de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg compactados a 250 MPa, sinterizados em diferentes temperaturas e solubilizados a 495°C.

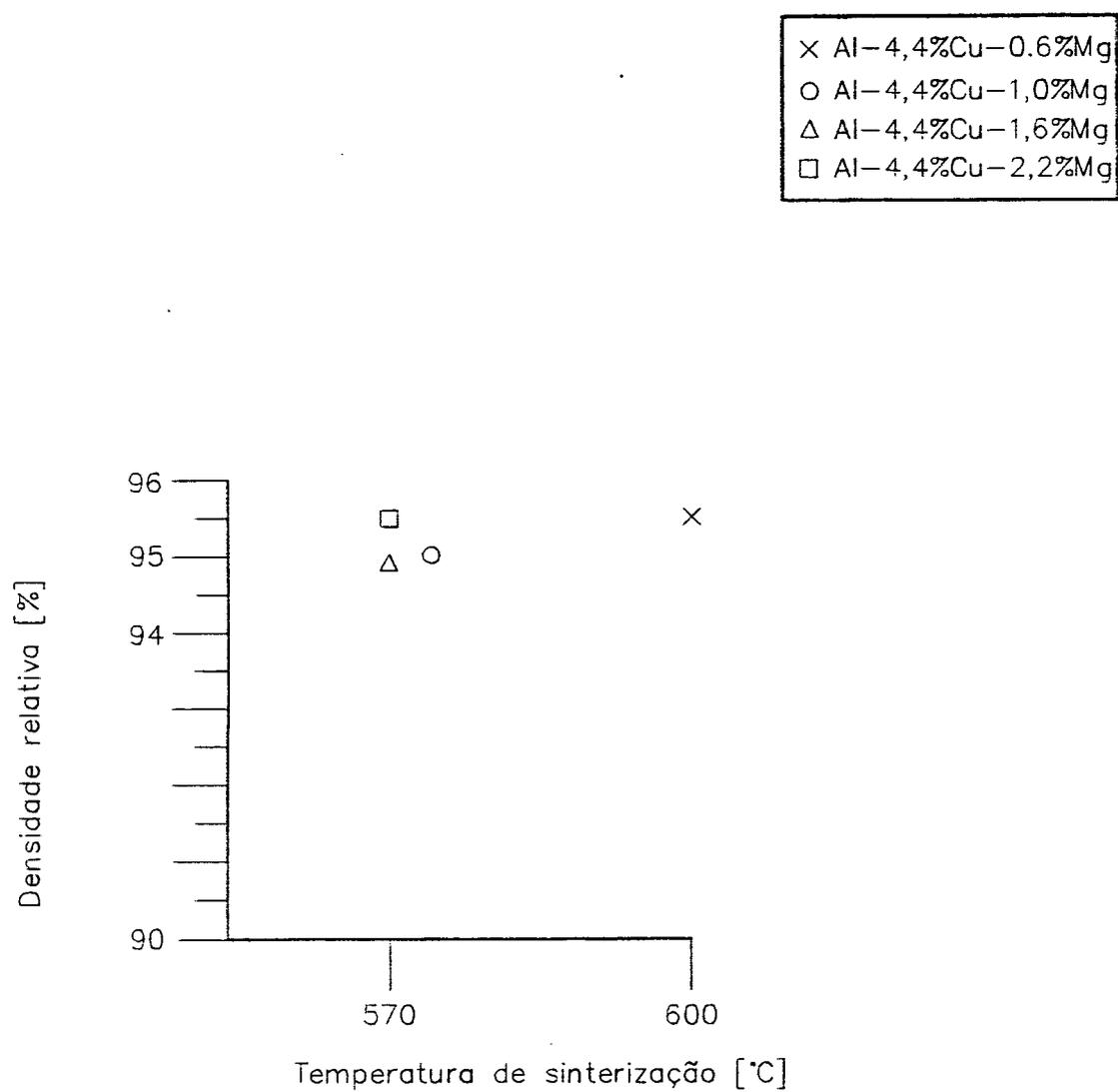


Figura 4.6 Densidade relativa de corpos de prova da liga Al-4,4%Cu-X%Mg (pós elementares), compactados a 250 MPa e sinterizados em diferentes temperaturas.

Mesmo considerando a grande dispersão de valores, é possível identificar, pela observação da figura 4.3, uma forte tendência de crescimento do grau de distorção com o aumento do teor de magnésio e com a elevação da temperatura de sinterização. Esta verificação dá suporte ao indicado pelo diagrama de fases Al-Cu-Mg [figura 2.2], de que a quantidade da fase líquida na sinterização cresce substancialmente com o aumento destes dois parâmetros. Apesar disto, não se verificam alterações significativas de densidade e de resistência à tração com a variação do teor de magnésio e da temperatura de sinterização a partir de 570°C , e do alongamento com a alteração da temperatura de sinterização. A pequena flutuação observada, dentro da faixa estudada, pode estar relacionada ao fato que, a partir de um determinado limite, a sinterização se processe muito lentamente. Pode-se supor que após o preenchimento completo da superfície metálica pelo líquido, restem somente poros com resíduos de lubrificante ou cujos limites sejam formados exclusivamente por óxidos. Neste caso, o processo de encolhimento seria dificultado, já que as energias interfaciais envolvidas entre o alumínio líquido e o óxido de alumínio [15], fornecem um indicativo que a molhabilidade do eutético sobre o óxido de alumínio é pobre.

Do ponto de vista tecnológico, conclui-se que a sinterização em temperaturas mais baixas é vantajosa, já que se observam menores distorções. Portanto, para as faixas estudadas e para os parâmetros analisados, as temperaturas de sinterização mais indicadas são as de 585°C para a composição com 0,6%Mg e de 570°C para as composições com 1,0, 1,6 e 2,2 %Mg.

A figura 4.7 mostra uma micrografia da liga Al-4,4% Cu - 1,6% Mg.

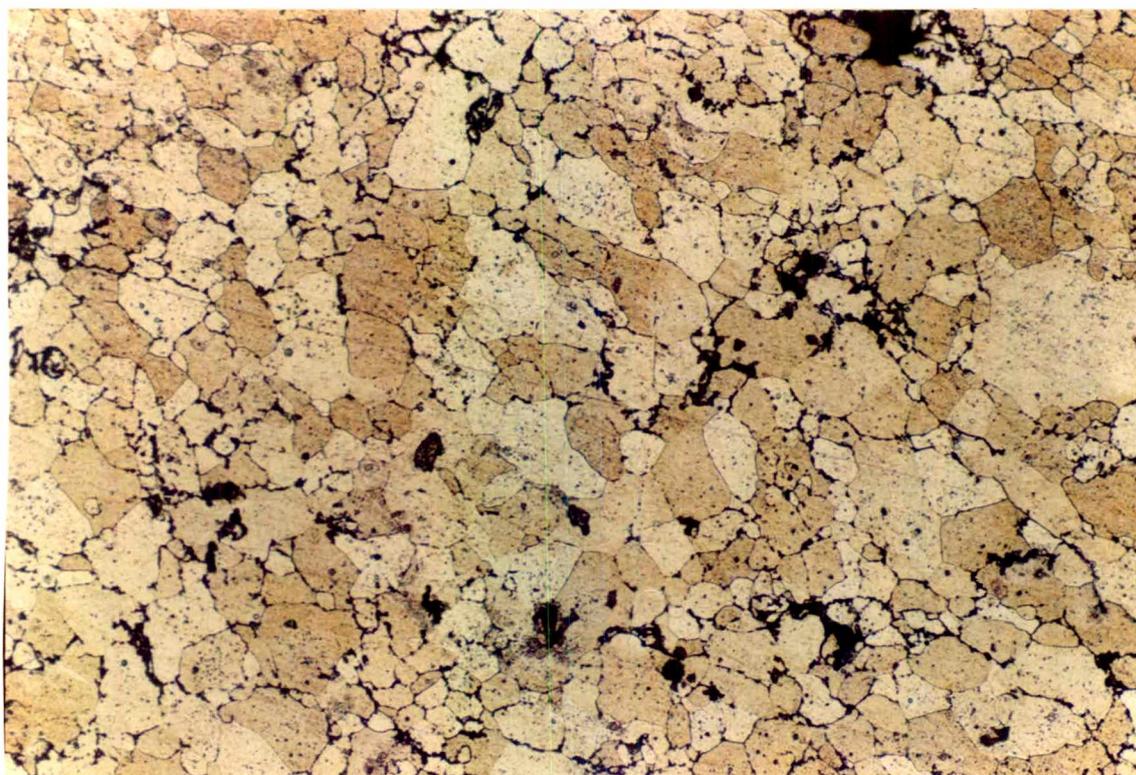


Figura 4.7 - Microestrutura da liga Al-4,4%Cu-1,6% Mg
Microscópio ótico, Ampliação 140 X

4.1.3 - Temperatura de Tratamento Térmico

A formação de fase líquida, durante a solubilização, normalmente é prejudicial para as propriedades mecânicas da maioria das ligas endurecíveis por precipitação [37]. No caso das ligas de alumínio sinterizado, o fenômeno causador deste efeito é de ocorrência pouco provável, devido à existência da fase eutética nos contornos de grão. Portanto, temperaturas de solubilização mais elevadas do que as de provável formação de fase líquida foram utilizadas para as ligas Al-4,4%Cu-0,6%Mg e Al-4,4%Cu-1,0%Mg, com o objetivo de se obter o máximo grau de solubilização. O eutético Al-CuAl₂-CuMgAl₂ é previsto pelo diagrama de fases para a temperatura de 508°C [figura 2.2].

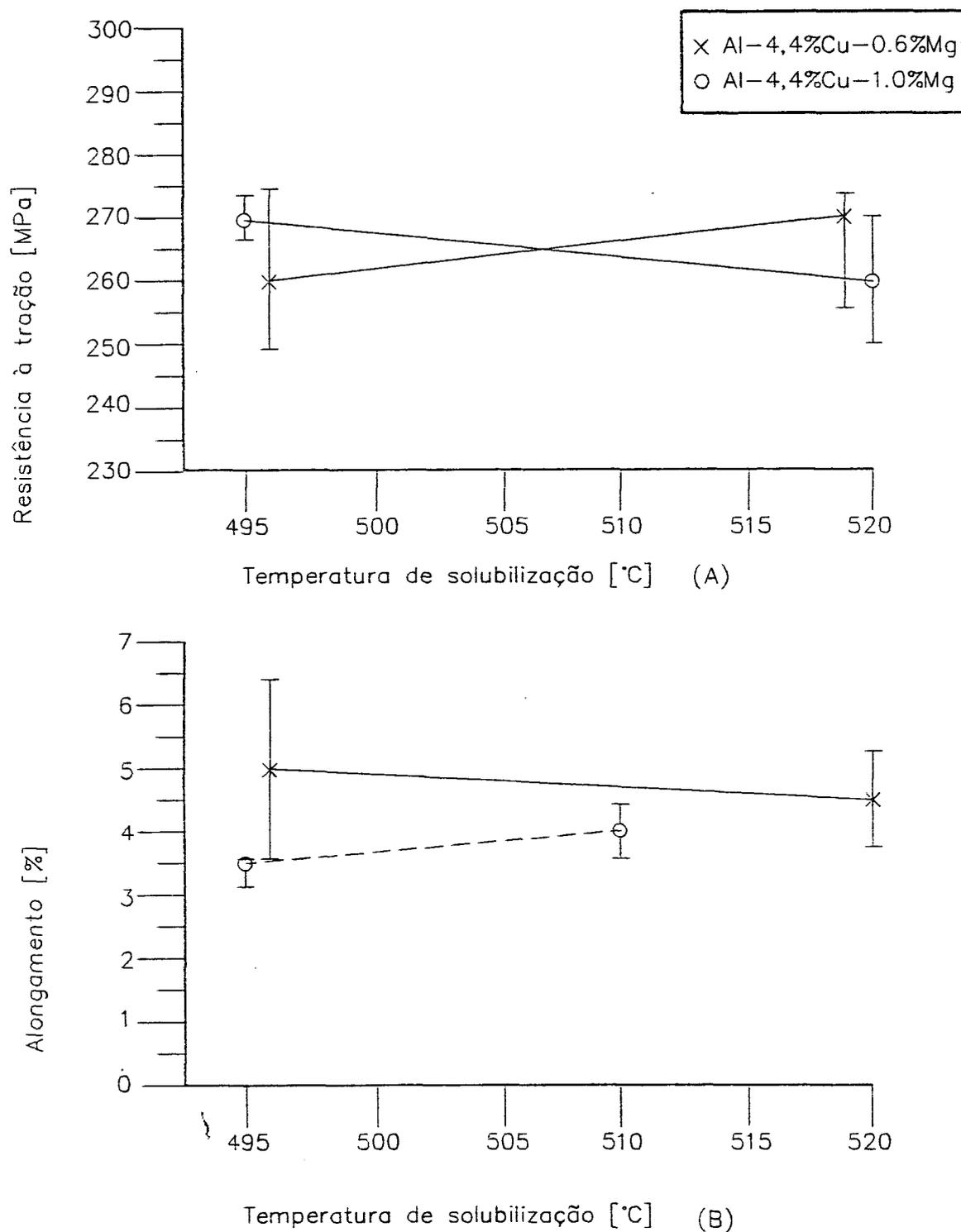


Figura 4.8 (A) Resistência à tração e (B) alongamento, de corpos de prova das ligas Al-4,4%Cu-0,6%Mg e Al-4,4%Cu-1,0%Mg em função da temperatura de solubilização (pressão de compactação 250 MPa, temperatura de sinterização (585°C.)

Os resultados mostrados pela figura 4.8, obtidos em corpos de prova solubilizados em diferentes temperaturas, indicam que a formação de fase líquida, durante a solubilização, não tem influência marcante sobre a resistência à tração e sobre o alongamento das ligas avaliadas. É provável que a eventual alteração das propriedades mecânicas resultantes da maior solubilização dos elementos de liga tenha um efeito pouco significativo em relação à grande dispersão de valores observada.

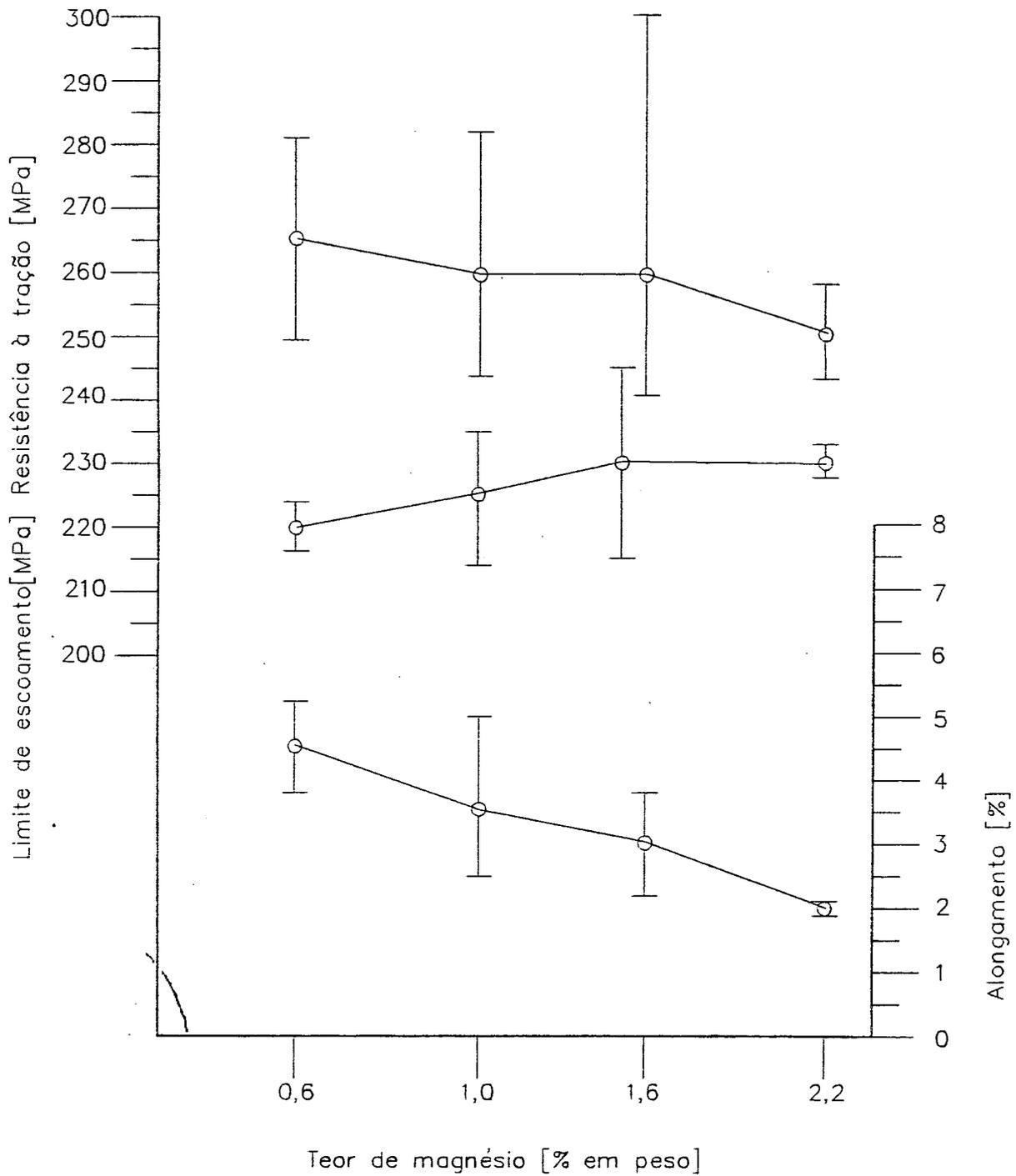


Figura 4.9 Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento da liga Al-4,4%Cu-X%Mg em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa e tratados em T4.

4.2. - A INFLUENCIA DO TEOR DE MAGNÉSIO

A variação do teor de magnésio dentro da faixa estudada, de 0,6% a 2,2% em peso, implica em alterações principalmente do ponto de vista do endurecimento por precipitação e da sinterização com fase líquida.

Nas ligas Al-Cu-Mg, a fase ou as fases responsáveis pelo endurecimento por precipitação são determinados pelo teor relativo de cobre e magnésio [38]. Em ligas cuja relação Cu/Mg é maior que 8:1, o principal agente endurecedor é o CuAl_2 , enquanto que em ligas na faixa de 8:1 a 4:1, tanto o CuAl_2 quanto o CuMgAl_2 são ativos. Finalmente, entre 4:1 e 1,5:1, o CuMgAl_2 controla as propriedades. Pelos valores apresentados na tabela X, que apresenta a composição em equilíbrio da matriz de alumínio em função do teor de magnésio, pode-se verificar que a liga com 0,6%Mg deverá ter como principal elemento endurecedor o CuAl_2 , já que após a sinterização a matriz terá provavelmente uma composição entre a da temperatura de solubilização e a de máxima solubilidade sólida. Neste caso, a relação Cu:Mg deverá localizar-se entre 8,5 e 7,3. Para as composições de teor de magnésio maiores, a relação Cu:Mg deverá situar-se entre 4,4 e 1,8, e portanto, o CuMgAl_2 deverá ter importância dominante sobre o endurecimento por precipitação.

Tabela X - Composição química em equilíbrio da matriz de alumínio: a) a 580°C, b) na temperatura de máxima solubilidade.

Composição da Liga	Composição da Matriz (1)		Relação Cu/Mg	
	a	b	a	b
Al-4,4%Cu-0,6%Mg	3,4%Cu-0,4%Mg	4,4%Cu-0,6%Mg	8,5	7,3
Al-4,4%Cu-1,0%Mg	2,9%Cu-0,7%Mg	4,4%Cu-1,0%Mg	4,1	4,4
Al-4,4%Cu-1,6%Mg	2,6%Cu-0,9%Mg	4,3%Cu-1,3%Mg	3,2	3,3
Al-4,4%Cu-2,2%Mg	2,4%Cu-1,3%Mg	3,9%Cu-1,8%Mg	1,8	2,2

(1) Valores aproximados calculados a partir dos diagramas de fases "liquidus e solidus" do sistema Al-Cu-Mg [38].

Do ponto de vista da sinterização com fase líquida, a consequência mais significativa com relação à variação do teor de magnésio é a mudança da composição da fase líquida na temperatura de sinterização e o aumento de sua quantidade com o aumento do teor de magnésio, o que pode ser concluído pela observação da tabela XI.

Tabela XI - Composição química e quantidade relativa de fase líquida no equilíbrio à 580°C.

Composição da Liga	Composição da Fase Líquida (1)	Quant. Rel. de Fase Líquida [%] (1)
Al-4,4%Cu - 0,6%Mg	21%Cu - 2%Mg	6
Al-4,4%Cu - 1,0%Mg	19%Cu - 4%Mg	9
Al-4,4%Cu - 1,6%Mg	17%Cu - 5%Mg	13
Al-4,4%Cu - 2,2%Mg	13%Cu - 6%Mg	19

(1) Valores aproximados calculados a partir dos diagramas de fases "liquidus e solidus" do sistema Al-Cu-Mg [38].

Os resultados apresentados pela figura 4.9 mostram que, dentro da faixa de 0,6 a 2,2 %Mg, a resistência à tração permanece aproximadamente constante, tendo-se em vista a dispersão dos valores obtidos. A associação desta observação ao fato de que não se verificaram alterações significativas de densidade e de tamanho de grão em função do teor de magnésio, como mostrado pelas figuras 4.10 e 4.11, reforça as suposições levantadas no item 4.1.2 de que a quantidade de fase líquida e sua composição química, dentro da faixa estudada, pequena influência têm sobre a sinterabilidade. Como consequência, pode-se supor que o comportamento mecânico observado se deva essencialmente à composição química da matriz.

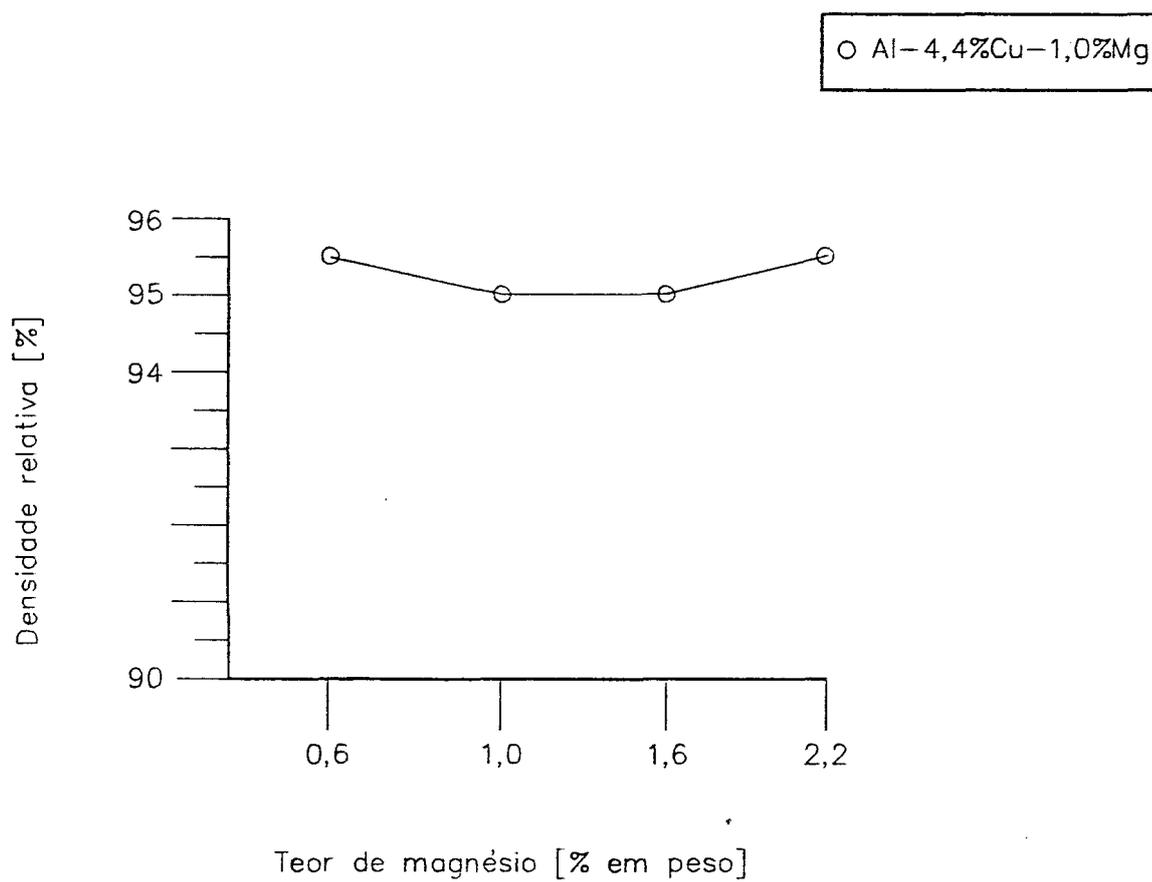


Figura 4.10 Densidade relativa da liga Al-4,4%Cu-X%Mg em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa.

AMOSTRA	FORMA DE INTRODUÇÃO DOS ELEMENTOS
A	Elementares
B	Cu elementar e $Mg_5 Al_8$
C	Liga mestra - 44 μm
D	Liga mestra -74+44 μm

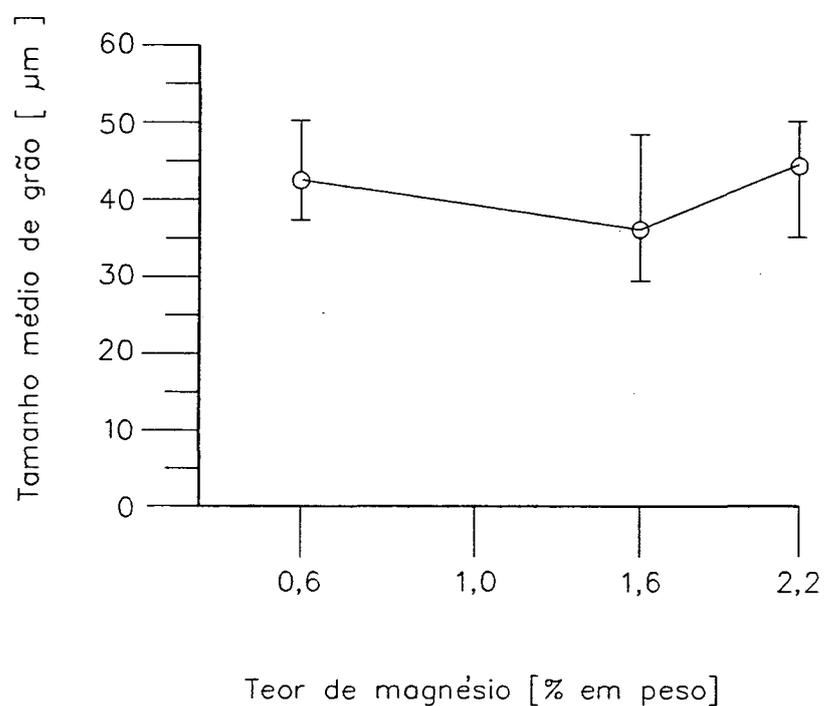


Figura 4.11 Tamanho médio de grão da liga Al-4,4%Cu-X%Mg em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa e tratados em T4 [temperatura de solubilização 495°]. Resultados obtidos por metalografia ótica.

TEOR DE Mg [% EM PESO]	TEMPERATURA DE SINTERIZAÇÃO °C
0,6	600
1,0	585
1,6	585
2,2	570

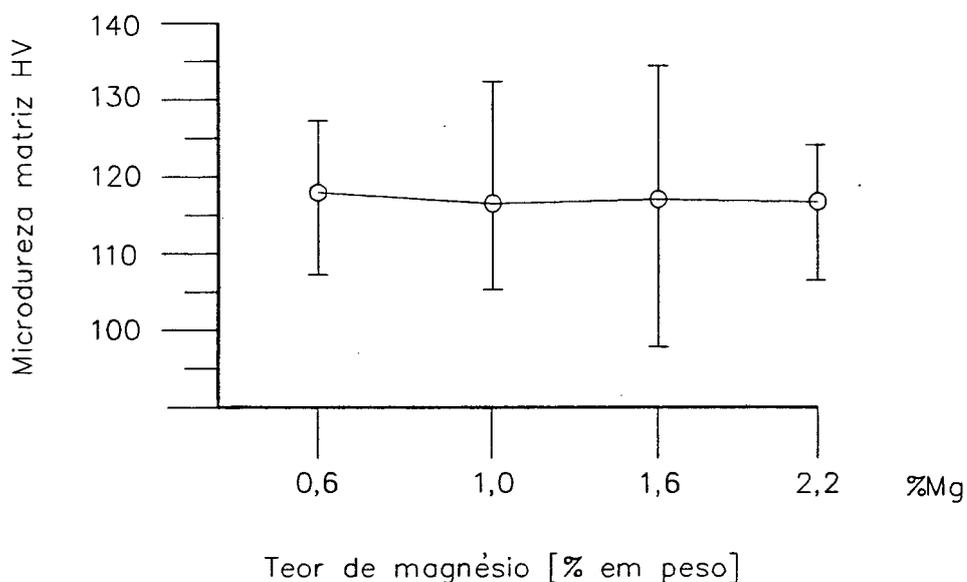


Figura 4.12 Microdureza da matriz de alumínio da liga Al-4,4%Cu-X%Mg, em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa e tratados em T4 [temperatura de solubilização 495° C].

A figura 4.12 mostra que a micro-dureza da matriz permanece aproximadamente constante em função do teor de magnésio, o que justifica a pequena variação de resistência à tração (verificada na faixa de 0,6 a 1,6% de magnésio). A pequena tendência de diminuição da resistência à tração para a liga com

2,2% de magnésio poderia provavelmente dever-se ao aumento da quantidade de segunda fase, verificado para esta composição, como mostra a figura 4.13.

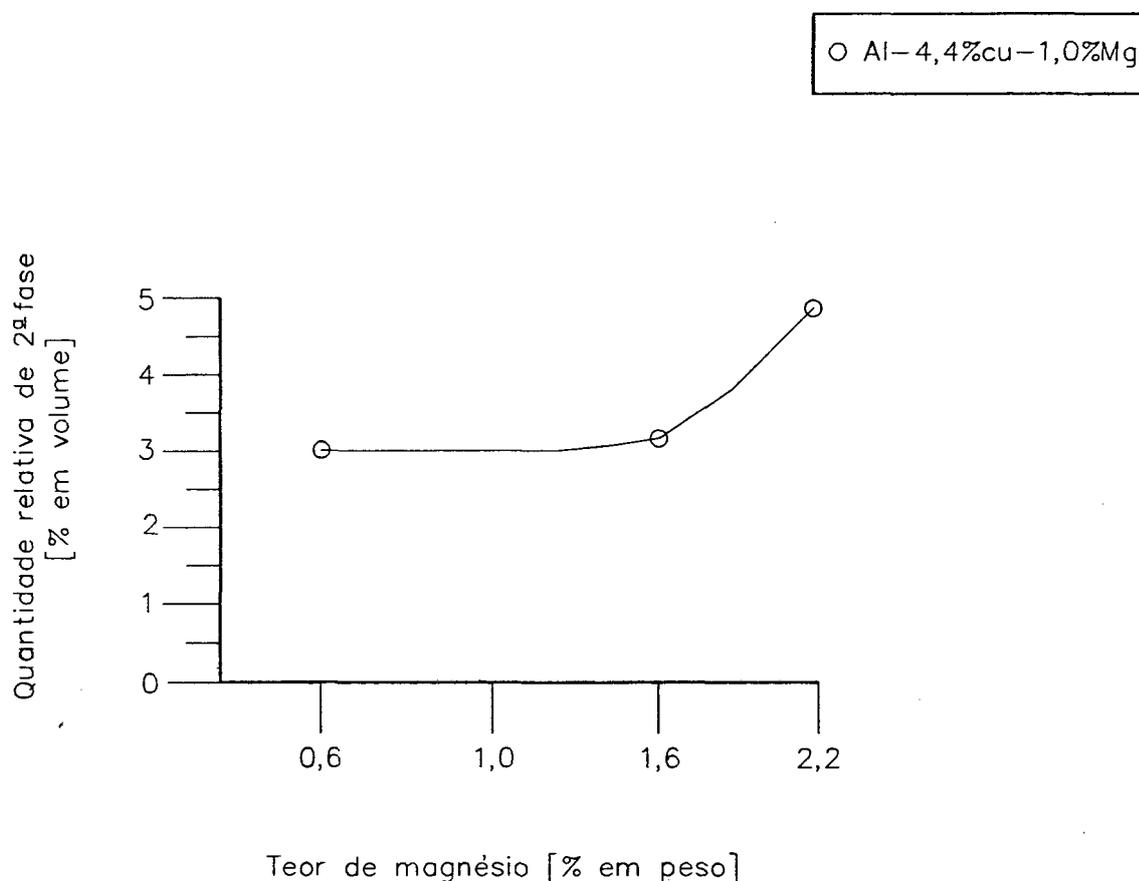
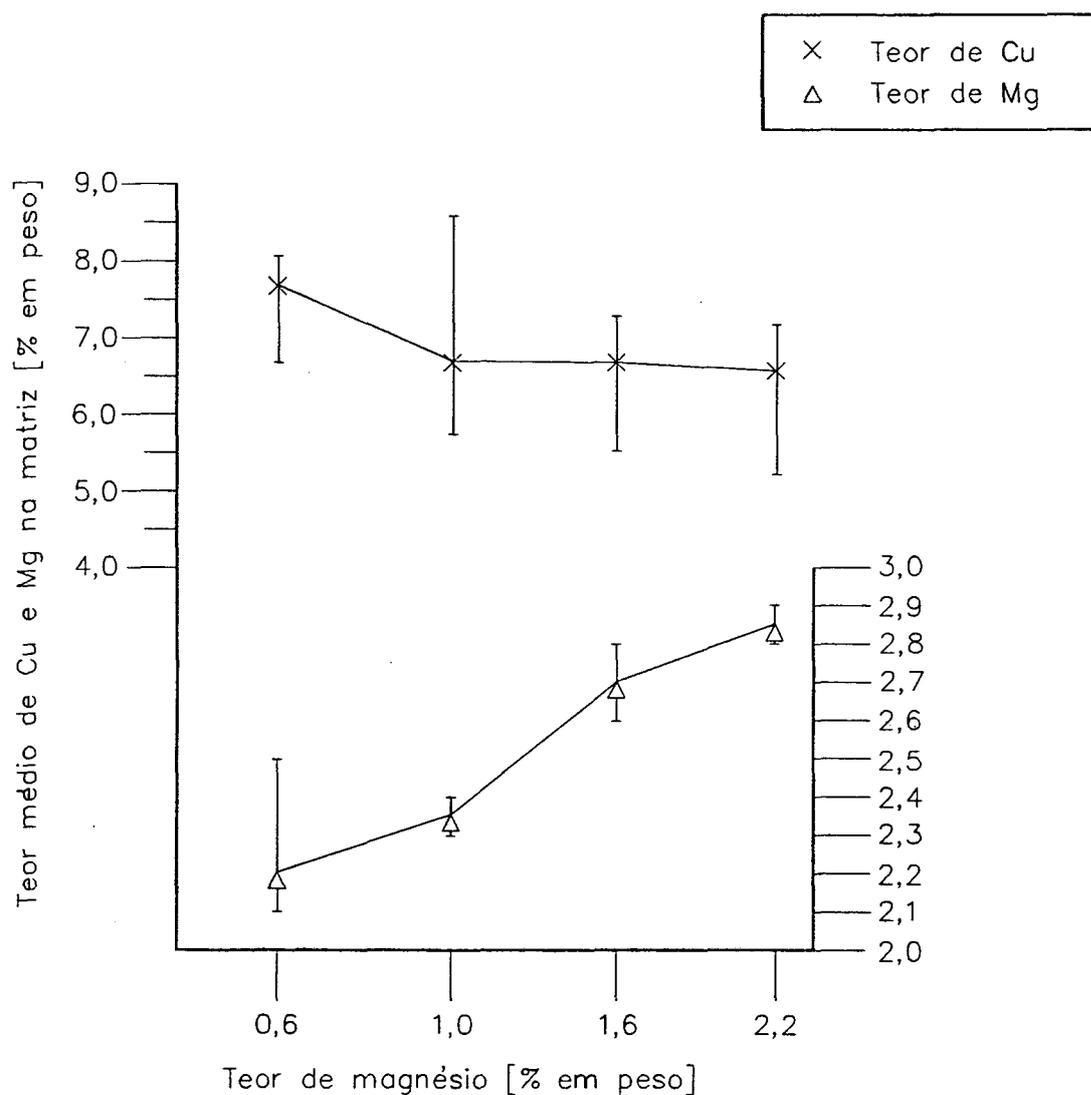


Figura 4.13. Quantidade relativa de 2ª fase da liga Al-4,4%Cu-X%Mg em função do teor de magnésio. Corpos de prova compactados a 250 MPa e tratados em T4 (temperatura de solubilização 495° c). Resultados obtidos por metalografia ótica.

Porém, a grande dispersão de valores observada para todas as ligas pode indicar que a distribuição irregular de segunda fase ou de outras descontinuidades, tenha um efeito mais significativo do que tem a variação da quantidade de segunda fase isoladamente. A maior quantidade de 2ª fase observada na liga com 2,2% de magnésio pode dever-se ao fato de que, para este teor de magnésio, as solubilidades máximas de cobre e magnésio foram ultrapassadas, fato que não se verifica

para os teores de magnésio mais baixos.

A flutuação não significativa do limite de escoamento e a forte tendência de decréscimo do alongamento, em função do aumento do teor de magnésio, como observado na figura 4.9, possivelmente devem-se a variação nas características de encruamento da matriz de alumínio, na medida em que o elemento endurecedor muda de natureza e de quantidade. A figura 4.14 confirma a suposição teórica apresentada pela tabela X de que as quantidades de cobre e de magnésio na matriz sofrem alterações em função do teor de magnésio.



Teor de Mg [% em peso]	Temperatura de sinterização
0,6	600
1,0	585
1,6	585
2,2	570

Figura 4.14 Variação da quantidade de Cu e Mg na matriz da liga Al-4,4%Cu-x%Mg em função do teor de Mg. Corpos de prova compactados a 250° e tratados em T4 (Temperatura de solubilização 495°C). Resultados obtidos por micro-sonda.

4.3 - A INFLUENCIA DA FORMA DE INTRODUÇÃO DO COBRE E DO MAGNÉSIO NA LIGA Al-4,4%Cu-1,6%Mg

A introdução do cobre e do magnésio na forma de portadores deverá ter como efeitos aqueles oriundos da mudança de distribuição destes elementos nos compactados de alumínio, da seguinte forma:

- i - Como os fatores possuem alumínio em sua composição, maior quantidade de pó destes portadores é necessária para que se obtenha a mesma concentração de ligantes, em relação aos pós elementares. Como consequência, espera-se obter uma melhor distribuição geométrica dos elementos de liga possuem tamanho de partícula semelhante ao dos pós elementares. O resultado desta melhor distribuição de ligantes poderá ser a distribuição mais fina e uniforme de 2^a fase nos contornos de partícula dos sinterizados;
- ii - a fase líquida se formará mais rapidamente com a presença dos portadores utilizados, já que estes possuem composições de baixo ponto de fusão e que as distâncias de difusão para a formação de fase líquida estarão sensivelmente reduzidas. A tendência verificada nos itens 4.1 e 4.2, em relação ao efeito da quantidade de fase líquida e de sua composição durante a sinterização, permite supor que esta formação mais rápida de fase líquida, resultará em pequenas alterações nas

propriedades mecânicas dos sinterizados;

- iii - como pelo menos uma parcela do alumínio, necessária à formação de fase líquida, faz parte das partículas em que se encontram magnésio e cobre, menor quantidade de átomos serão dissolvidos a partir das partículas de alumínio. Como provável consequência, os poros secundários serão menores.

O portador de magnésio empregado (liga Al-38%Mg) de composição próxima ao do composto Mg_5Al_8 , possui baixo ponto de fusão (452 °C) e tem composição similar à empregada em mistura comercial da Eckart-Werke [16]. A liga mestra Al-47%Cu-17%Mg possui a relação Cu:Mg 2,75:1, permitindo desta forma a obtenção da mistura da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg. Além disto, tem aproximadamente a composição do composto $CuMgAl_2$, cuja temperatura de decomposição peritética (518 °C) é a mais baixa dos compostos Al-Cu-Mg de composição similar.

Os resultados obtidos de densidade relativa, tamanho de grão, dilatometria, resistência à tração, limite de escoamento, alongamento, microdureza e composição química da matriz, em função da forma de introdução dos elementos na liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg (figuras 4.15 a 4.23), respectivamente indicam que:

- i - a densidade relativa e o tamanho médio de grão de corpos-de-prova obtidos para diferentes formas de introdução de cobre e de magnésio (figuras 4.15 e 4.16), são aproximadamente os mesmos. Esta situação sugere que, assim como verificado nos itens 4.1.2 e

4.2, o processo de sinterização não sofreu variações significativas em relação a diferentes quantidades e composições químicas que a fase líquida tenha assumido ao longo do processo de sinterização, até que o equilíbrio químico tenha sido atingido. As curvas dilatométricas apresentadas pela figura 4.17 estão em acordo com esta suposição, uma vez que, ao menos para a liga em que o magnésio foi introduzido na forma de Mg_5Al_8 , a quantidade de fase líquida e provavelmente a sua composição não foram as mesmas em função do tempo para as diferentes ligas estudadas. É importante observar, entretanto, que como no corpo de prova com Mg_5Al_8 a fase líquida se formou mais cedo, mais rapidamente ele se tornou deformável pelo apalpado do dilatômetro. Desta forma, o menor inchamento verificado na curva dilatométrica desta liga possivelmente está relacionado a erro de leitura.

AMOSTRA	FORMA DE INTRODUÇÃO DOS ELEMENTOS
A	Elementares
B	Cu elementar e $Mg_5 Al_8$
C	Liga mestra $-44\mu m$
D	Liga mestra $-74+44 \mu m$

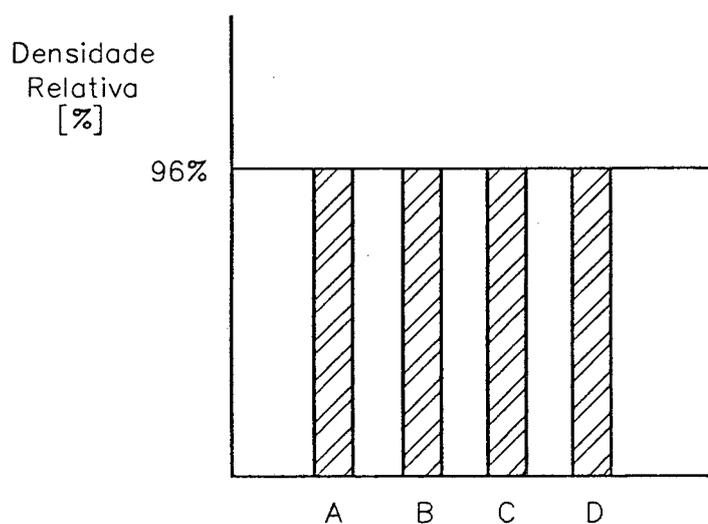


Figura 4.15

Densidade relativa da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos de liga. Pressão de compactação 400 MPa.

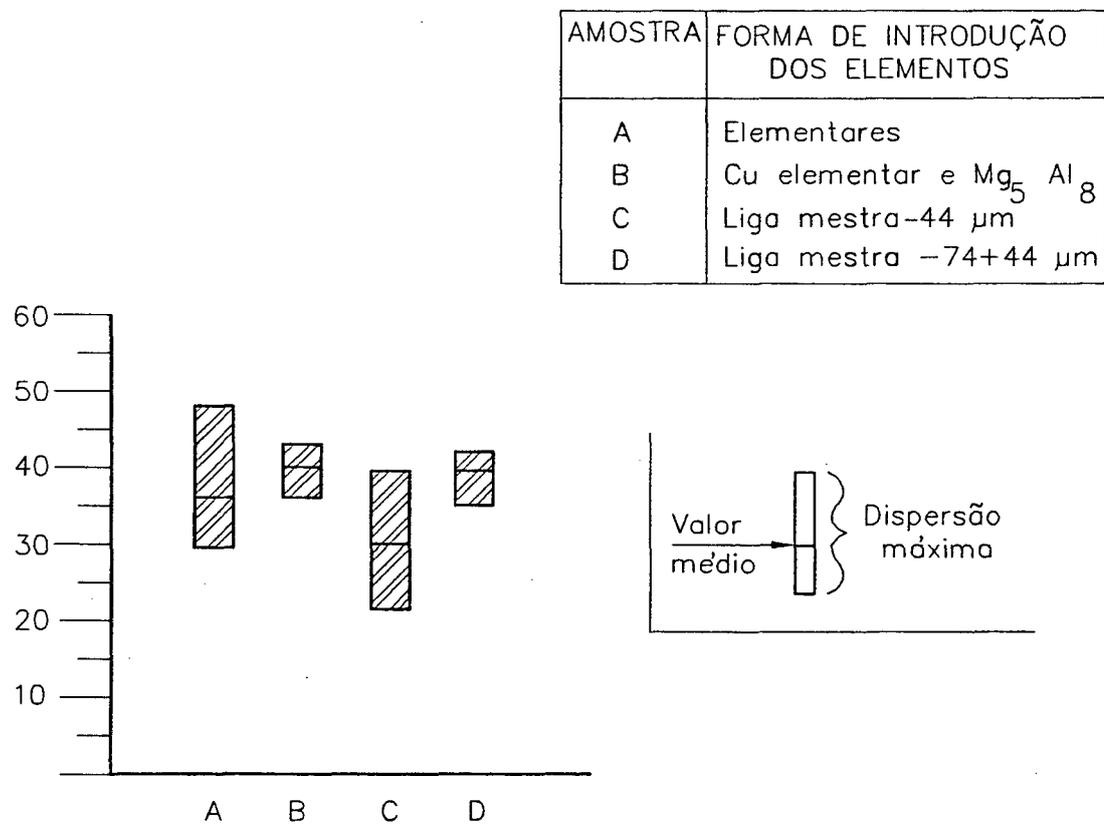


Figura 4.16 Tamanho médio de grão da liga Al-4,4%Cu-1,66%Mg em função da forma de introdução dos elementos de liga. Pressão de compactação 400 MPa.

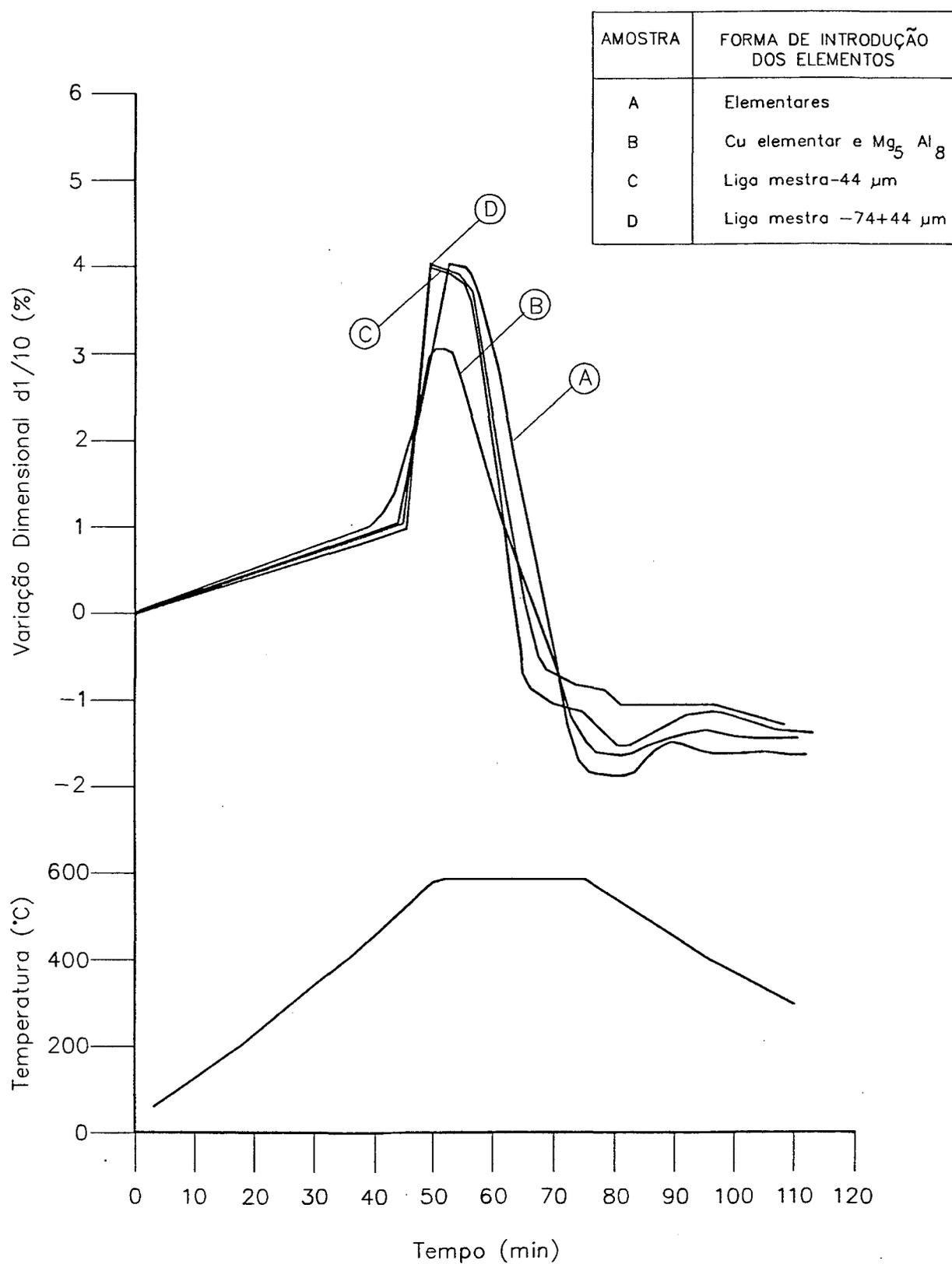


Figura 4.17 Curvas dilatométricas da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos de liga. pressão de compactação 400 MPa.

ii - A introdução de magnésio na forma de Mg_5Al_8 não causou alterações importantes nas propriedades mecânicas à tração, como mostram as figuras 4.18, 4.19 e 4.20. Esta observação sugere que os efeitos resultantes da melhor distribuição deste elemento no compactado e da dissolução de menor quantidade de alumínio no líquido eutético não foram efetivos, ou então foram contrabalançadas pelo efeito nocivo oriundo da possível presença de teores elevados de óxido na liga portadora de magnésio. O teor de óxido do pó de Mg_5Al_8 é o resultante do somatório do teor de óxidos inicial dos pós de magnésio e alumínio, somados aos teores incorporados durante a fusão e à posterior moagem da liga.

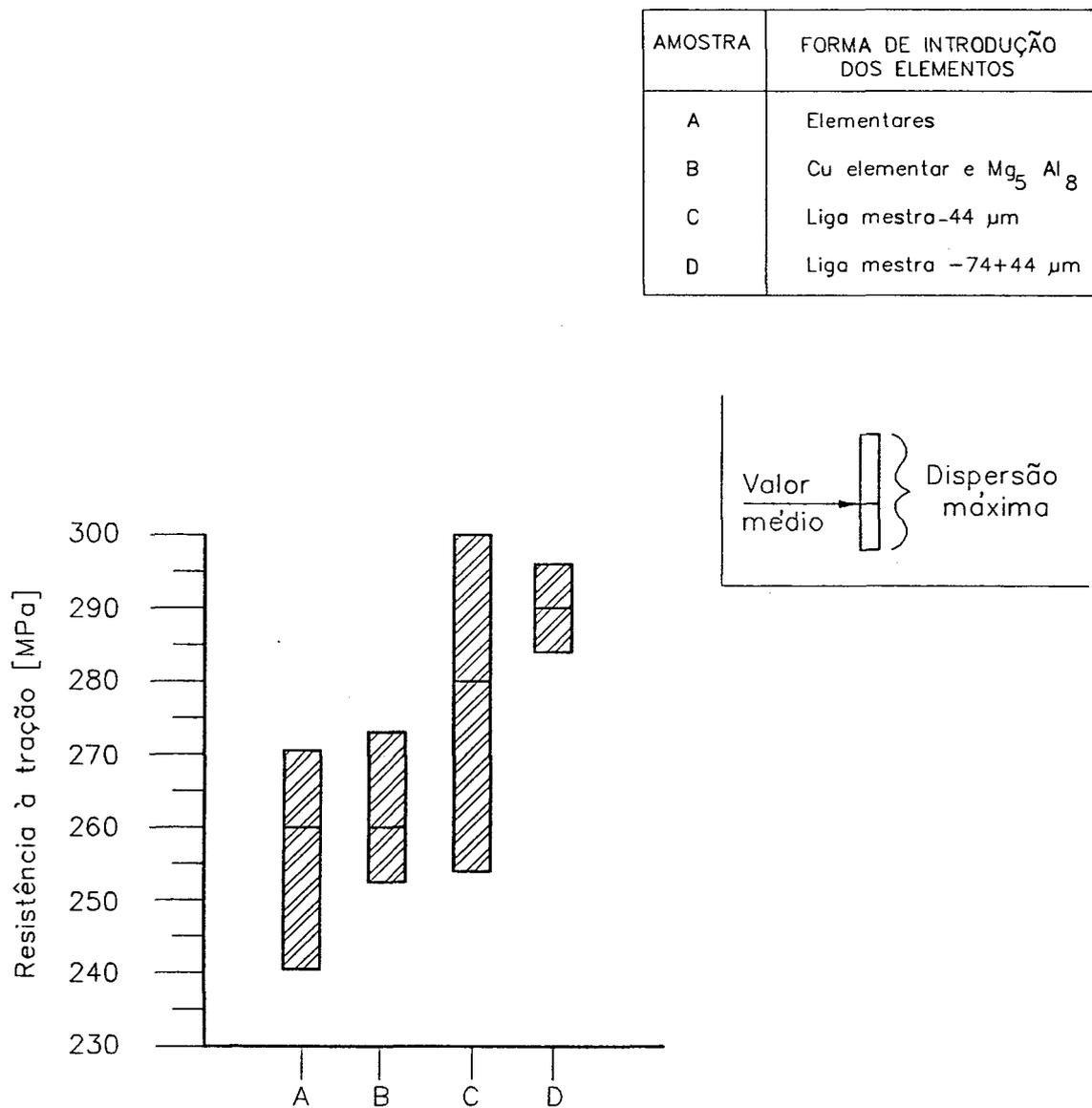


Figura 4.18 Resistência à tração da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos. Pressão de compactação 400 MPa, sinterização a 585°C e tratamento térmico T4.

AMOSTRA	FORMA DE INTRODUÇÃO DOS ELEMENTOS
A	Elementares
B	Cu elementar e $Mg_5 Al_8$
C	Liga mestra -44 μ m
D	Liga mestra -74+44 μ m

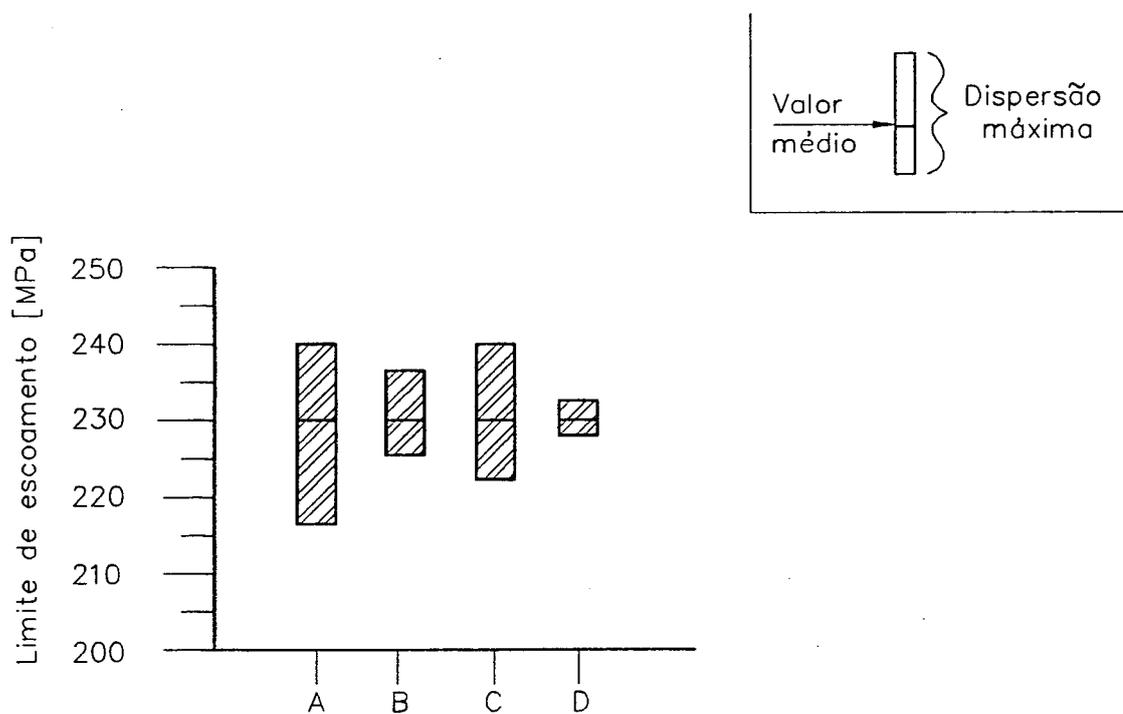


Figura 4.19 Limite de escoamento da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos. Pressão de compactação 400 MPa, sinterização a 585°C e tratamento térmico T4.

AMOSTRA	FORMA DE INTRODUÇÃO DOS ELEMENTOS
A	Elementares
B	Cu elementar e $Mg_5 Al_8$
C	Liga mestra-44 μm
D	Liga mestra -74+44 μm

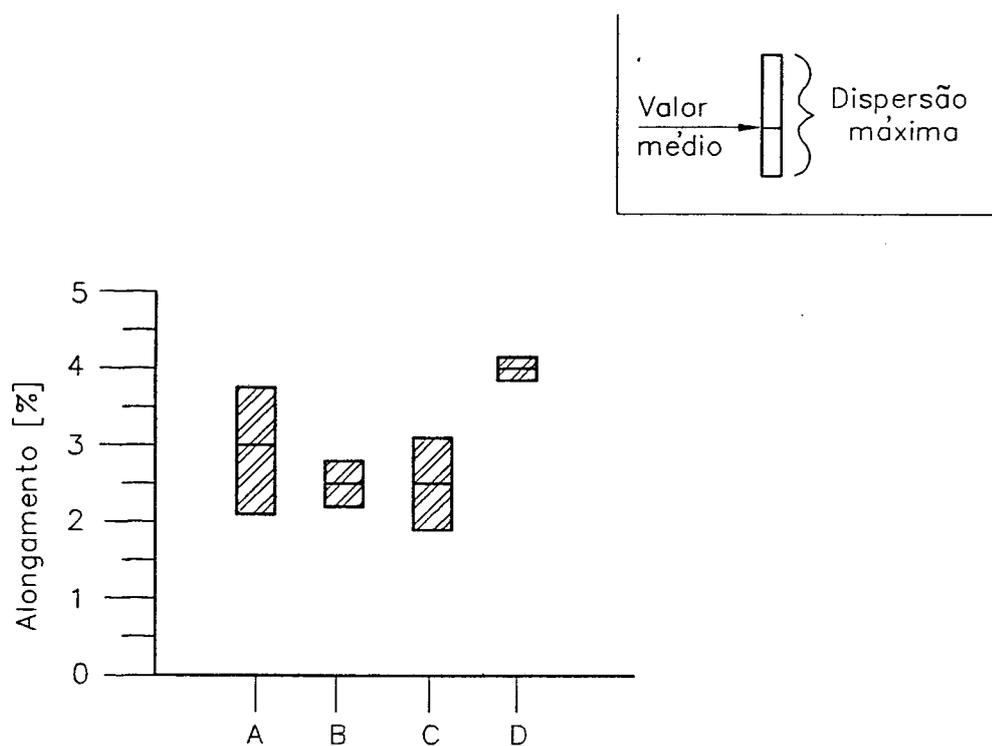


Figura 4.20

Alongamento da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos. Pressão de compactação 400 MPa, sinterização a 585° e tratamento térmico T4.

iii - os resultados apresentados pelas figuras 4.18, 4.19 e 4.20 indicam que a utilização da liga mestra Al-Cu-Mg resultou em propriedades mecânicas à tração sensivelmente maiores e com menor dispersão de valores, quando esta foi empregada na forma de partículas de tamanho entre 74 e 44 μm . Este fato dá suporte à suposição de que se obteve melhor distribuição dos elementos de liga no compactado e formação de poros secundários de menores dimensões. Porém, resultados inferiores foram obtidos quando se empregou a liga com partículas menores do que 44 μm . Neste caso, o menor limite de resistência à tração, associado a alongamento mais baixo, mesmo limite de escoamento (figura 4.20) e mesma microdureza da matriz (figura 4.21), indicam que a formação e/ou a propagação das trincas é mais favorável, considerando a natureza predominantemente intergranular (ou interparticular) da fratura à tração do alumínio sinterizado [34]. Esta observação sugere que óxidos em teores excessivamente elevados estiveram presentes na liga mestra de partículas menores que 44 μm , considerando sua grande superfície específica. Da mesma forma que para o portador Mg_5Al_8 , a natureza do processo de fabricação do pó pode ter favorecido a formação destes óxidos, levando-se em conta as elevadas eletronegatividades do alumínio e do magnésio.

iv - Mesmo considerando a baixa precisão das medidas, a composição química das diferentes misturas empregadas foi aproximadamente a mesma (figura 4.20), já que a composição química da matriz também se mostrou semelhante.

v - uma vez que a composição química da matriz é similar e que os corpos de prova foram termicamente tratados à mesma condição, espera-se que a dispersão dos valores de microdureza da matriz seja pequena. A grande dispersão de valores observada na figura 4.21, possivelmente se deve à maior ou menor proximidade do ponto de leitura em relação aos contornos de partícula, onde se observam descontinuidades como poros, líquido eutético solidificado e óxidos.

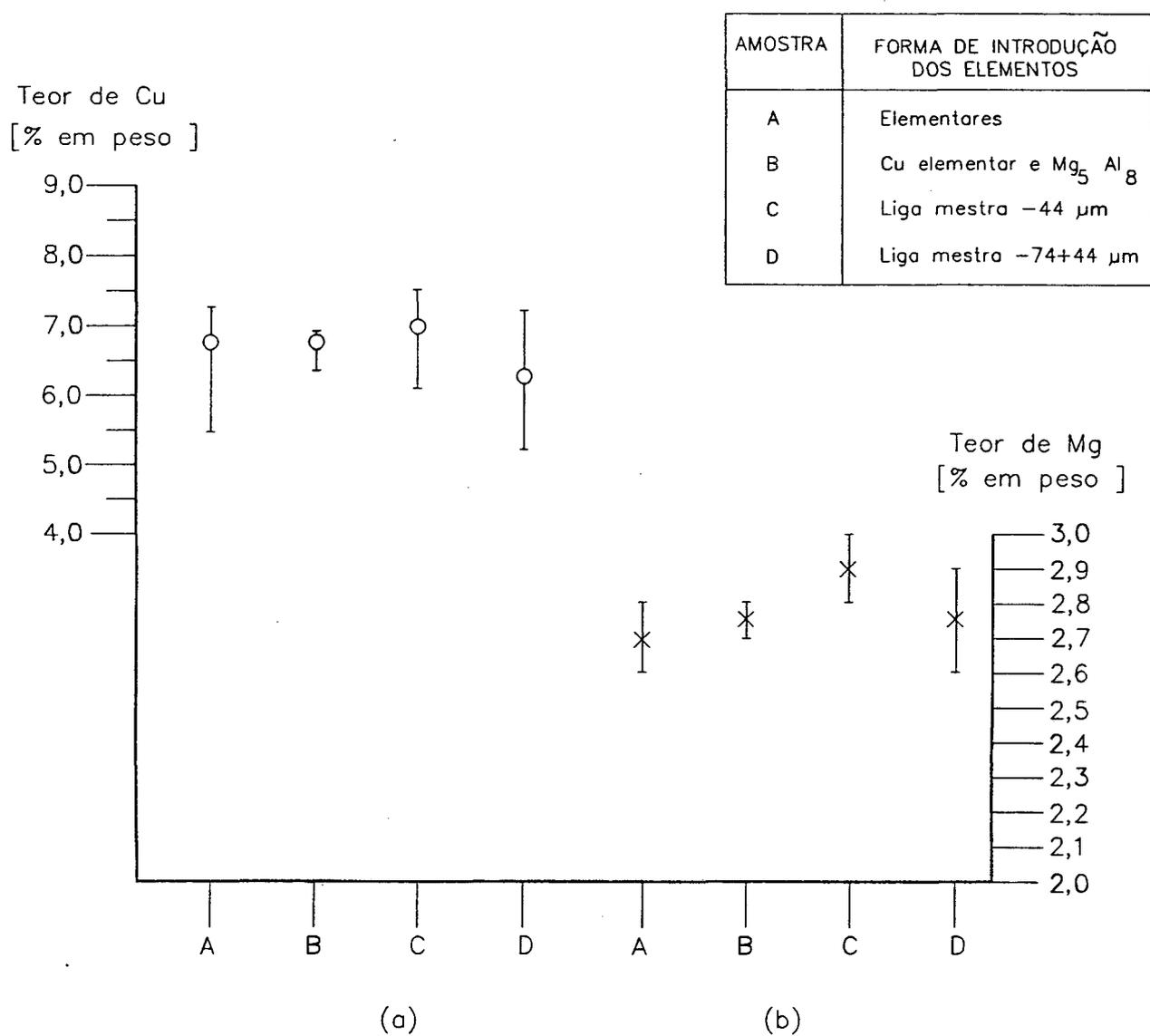


Figura 4.21 Composição química da matriz da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos de liga. Pressão de compactação 400 MPa.

Medidas obtidas por micro-sonda
 (a) Teor de cobre (b) Teor de magnésio

AMOSTRA	FORMA DE INTRODUÇÃO DOS ELEMENTOS
A	Elementares
B	Cu elementar e $Mg_5 Al_8$
C	Liga mestra-44 μm
D	Liga mestra -74+44 μm

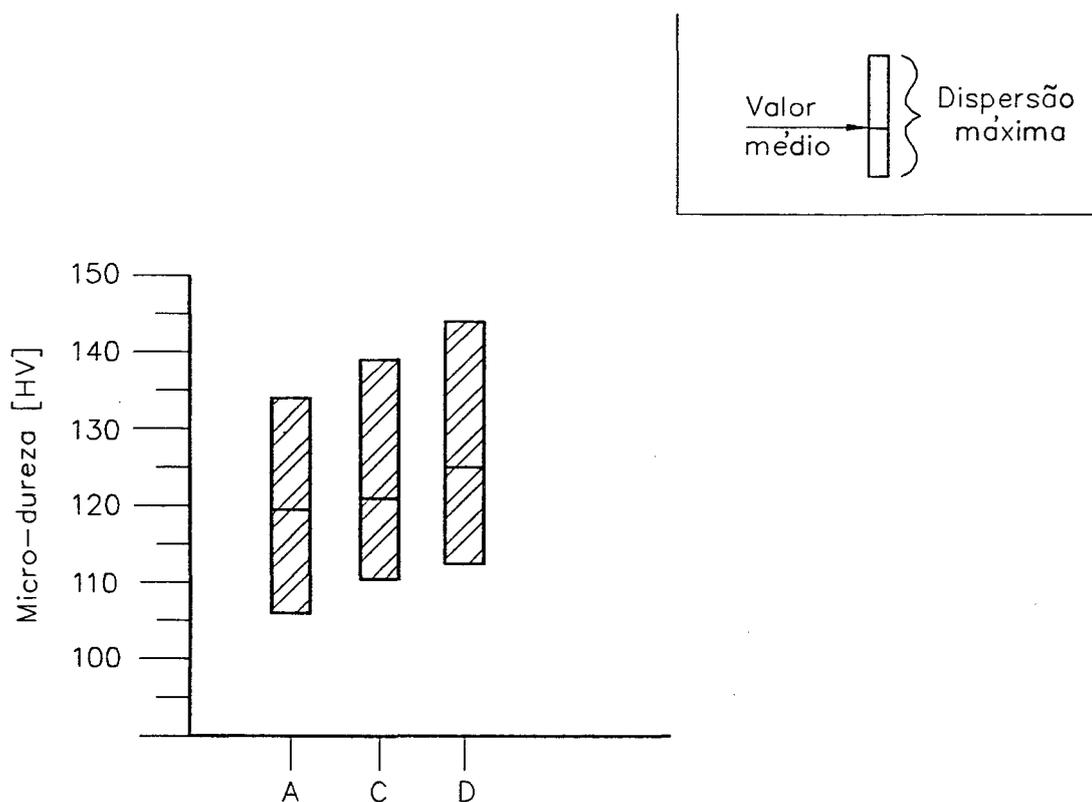


Figura 4.22 Microdureza da matriz da liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg em função da forma de introdução dos elementos. Pressão de compactação 400 Mpa, sinterização a 585°C e tratamento térmico T4.

CAPITULO 5

CONCLUSÕES E SUGESTÕES

Pressão de Compactação

As propriedades mecânicas à tração apresentaram pequenas variações em função da pressão de compactação na faixa entre 250 e 400 [MPa]. Portanto, em condições industriais recomenda-se como pressão de compactação a mais alta possível de tal forma a se evitar problemas tecnológicos como os decorrentes da possível soldagem do pó de alumínio nas paredes das matrizes de compactação.

Quantidade e Composição da Fase Líquida

As variações da quantidade e composição da fase líquida na sinterização de compactados da liga Al-4,4%Cu-X%Mg, que podem ocorrer por mudanças de composição química da liga, devido a alterações na temperatura de sinterização e por diferenças na forma de introdução dos elementos de liga, não têm influência significativa sobre a sinterabilidade, dentro das faixas estudadas. Esta observação permite supor que, a partir de um determinado nível, o processo de sinterização evolua mais lentamente, já que após o preenchimento completo da superfície metálica pelo líquido restem somente poros com resíduos de lubrificantes ou cujas superfícies sejam formadas por óxidos.

Neste caso a penetração da fase líquida por estes poros seria dificultada devido a uma energia interfacial alta entre a fase líquida e os óxidos.

Teor de Magnésio

A variação na faixa de 0,6 a 2,2% de magnésio, para as condições estudadas, tem como consequência provável a alteração das características de encruamento da matriz de alumínio. Com o aumento do teor de magnésio, a resistência à tração e o limite de escoamento permaneceram aproximadamente constantes, respectivamente nos valores médios de 260 MPa, enquanto o alongamento caiu de 4,5 para 2,0%.

Forma de Introdução dos Elementos na Liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg

A introdução do cobre e do magnésio na forma de liga mestra Al-Cu-Mg com partículas de tamanho entre 74 e 44 μm teve como consequência o aumento da resistência à tração e do alongamento, em relação a liga obtida a partir de pós elementares. O aumento destas propriedades mecânicas à tração é creditado à melhor distribuição dos elementos de liga no compactado e à formação de poros secundários de menores dimensões.

A liga Al-4,4%Cu-1,6%Mg produzida com a introdução de pó de liga mestra Al-Cu-Mg de partículas de tamanho entre 74 e 44 μm apresenta propriedades mecânicas suficientemente altas para torná-la de grande potencial de aplicação. Porém, a avaliação mais completa de suas características deve ser efetuada. Para

isto sugere-se o estudo das seguintes propriedades:

- a - Resistência à tração em temperatura ambiente com grande número de corpos de prova;
- b - Resistência à fadiga;
- c - Resistência à tração em temperaturas elevadas (100 a 200°C).

O processo de fabricação de portadores de liga empregado forneceu indicações de que o teor de óxido pode ser excessivamente alto em algumas condições. A utilização de outro processo, como o de atomização, poderia permitir a obtenção de pós de portadores de qualidade superior e, como consequência, a obtenção de ligas com propriedades mecânicas superiores.

O processo de sinterização de alumínio mostra-se limitado em relação à molhabilidade da fase líquida sobre os óxidos sempre presentes na superfície do alumínio. O estudo de mecanismos que pudessem reduzir as tensões interfaciais entre o óxido de alumínio e o líquido eutético poderiam trazer resultados positivos em relação à obtenção de sinterizados mais densos.

BIBLIOGRAFIA

- [1] NEUBING, H. C. Sintering of aluminium parts: the state of the art. Metal Powder Report. pp 354-8, 1987.
- [2] BOCCHINI, G. F., ZOCCHI, R. Current status of sintered aluminium and some comparisons with sintered iron. Metal Powder Report, pp 193-8, 1980.
- [3] CORSO, S., COSTA, A. Potencial for sintered aluminium in the car industry. Metal Powder Report, pp 202-5, 1980.
- [4] MISK, K. H. Aluminum P/M parts are strong, economical and they save weight. Souce Book on Powder Metallurgy. American Society for Metals. pp 74-8, 1975.
- [5] ESPER, F. J., LEUZE, G. The influence of the powder particle size on the properties of aluminum P/M parts. Powder Metallurgy International vol. 3, n^o 3, pp 123-7, 1971.
- [6] DUDAS, J.H., BRONDYKE, K.J. Aluminium P/M parts - their properties and performance. Aluminum Company of America, 1970.
- [7] AL'TMAN, A. B., BRODOV, V. A. Effect of sintering conditions on the structure and mechanical properties of P/M aluminium base alloys. Poroshkovaya Metallurgiya, n^o 9, pp 29 - 34, setembro, 1987.
- [8] SAVITSKII, A. P., ROMANOV, G. N. MARTSUNOVA, L. S., ZHDANOV,

V. V. Nature of the growth of Al-Cu powder compacts during liquid - phase sintering. Poroshkovaya Metallurgiya, n^o 5, pp 16 - 19, maio, 1988.

[9] KEHL, W., FISCHMEISTER, H. F. Liquid phase sintering of Al-Cu compacts. Powder Metallurgy, n^o 3, pp 113-9, 1980.

[10] KEHL, W., FISCHMEISTER, H. F. Observations on dimensional changes during sintering of Al-Cu compacts. Sintering Theory and Practice. Proceedings of the 5th International Round Table Conference on Sintering, Yugoslavia, pp 269-74. setembro de 1981.

[11] SAVITSKII, A. P., ROMANOV, G. N. MARTSUNOVA, L. S. Deformation of aluminum - copper powder solids during liquid - phase sintering. Poroshkovaya Metallurgiya, n^o 8, pp 39-43, 1985.

[12] Alcoa Aluminum Powders in Powder Metallurgy. Aluminum Company of America. PAP 922. FA20-7.

[13] STORCHHEIM, S. Aluminum powder metallurgie: air sintering. pp 1-6, PMI - T2, Março 1974.

[14] HATCH, J. E. Aluminum: properties and physical metallurgy. American Society for Metals. Metals Park, Ohio, pp 26, 1984.

[15] DELAMNAY, F. FROYEN, L. DERUYTTERE, A. Review - The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal - Matrix composites. Journal of

Materials Science 22, pp 1-16, 1987.

- [16] NEUBING, H. C. Production and properties of aluminum powder for powder metallurgy. Powder Metallurgy International. Vol. 13, n^o 2, pp 74-78, 1981.
- [17] NIA, F., DAVIES, B. Production of Al-Cu and Al-Cu-Si alloys by P/M methods. Powder Metallurgy, Vol. 25, 4, pp 209-15, 1982.
- [18] TAKAHASHI, T. KATO, M. Some properties of Al-Pb-Cu sintered alloys. Journal of Japanese Institute of Light Metals, vol. 29, 10, pp 431-36, 1979.
- [19] KAMASAMY, E., RAMAKRISHNAN, P.. Some studies on the aluminium alloy formation during sintering of metal powders. Trans. Powder Metall. Am. Inst., 7, pp 47-57, 1980.
- [20] SAVITSKII, A. P. AFANAS'EV, O. B., GPIENKO, V. G., et al. Effect of aluminum particle size on the volume changes experienced by compacts from a mixture of aluminum and copper powders during liquid-phase sintering. Poroshk. Metall., 9, pp 23-7, 1986.
- [21] GERMANN, R. M. Liquid phase sintering. Plenum Press, New York, 1985.
- [22] LENEL, F. V. Powder metallurgy, principles and applications. Capitulo 11. Liquid Phase Sintering, pp 285-305.

- [23] MITANI, H., NAGAI, H. On the sintering process of Al-Cu binary mixed powder compacts. Journal of Japanese Society of Powder Metallurgy, 20, 6, pp 178-83, 1973.
- [24] SAVITSKII, A. P., ROMANOV, G. N. Structure formation during the sintering of aluminum - copper alloys. Poroshkovaya Metallurgiya, 3, pp 19-23, 1986.
- [25] HATCH, J. E. Aluminum properties and physical metallurgy. American Society for Metals. Metals Park, Ohio, pp 26-140.
- [26] MAC LEAN, M.S. Sintered aluminium alloy. UK Patent Application GB 2179369 A, 1987.
- [27] NEUBING, H. C. New aluminium powders. Powder Metallurgy, vol.25, 3, pp 160-64, 1982.
- [28] DUDAS, J. H., THOMPSON, C. B. Improved sintering procedures for aluminum P/M parts. Aluminum Company of America.
- [29] DUDAS, J. H., DEAN, W.A. The production of precision aluminum P/M parts. Aluminum Company of America, pp 1-11, 1969.
- [30] Metals handbook, American Society for Metals, vol. 7, pp 482, 1984.
- [31] The properties and performance of aluminum P/M parts. Aluminum Company of America. Form F 38-13347.
- [32] KEHL, W., BUGAJSKA, M. FISCHMEISTER, H. F. Internal or die

wall lubrication for compaction of Al powders?. Powder Metallurgy. Vol: 26, 4, pp 221-27, 1983.

[33] FREDEL, M. C. Componentes de alumínio sinterizado: Tecnologia de fabricação e caracterização mecânico-microestrutural. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Santa Catarina, 1990.

[34] MANDOLFO, L. F. Aluminum alloys: Structure and properties. pp.18

[35] Metalnormcentralen Handbook 6E. Powder metallurgy. MNC Swedish Metals Standards Division, 1978.

[36] HATCH, J. E. Aluminum properties and physial metallurgy. American Society for Metals. Metals Park, Ohio, pp 153.

[37] MANDOLFO, L. F. Aluminum alloys: Structure and properties. pp 497-505.