

MINISTÉRIO DE EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DOS MATERIAIS - PPGEMM

Estudo do compósito Al - Al₂O₃

por

Sandra Mara O. Einloft

Licenciada em Química

Trabalho realizado no Departamento de Engenharia Metalúrgica da
Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais-PPGEMM.

PORTO ALEGRE

1989

Estudo do Compósito Al - Al₂O₃

D I S S E R T A Ç Ã O

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM, como parte dos requisitos para obtenção do Título de

Mestre em Engenharia

Area de Concentração - Metalurgia de Transformação

por

Sandra Mara O. Einloft - Licenciada em Química

1989

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, Area de Concentração: Metalurgia de Transformação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Lirio Schaeffer

Doutor em Engenharia

UFRGS - PPGEMM

Banca Examinadora:

Anselmo Ortega Boschi

Doutor em Engenharia

Dep. de Materiais - UFSCar

Arno Müller

Doutor em Engenharia

UFRGS - PPGEMM

Coordenador do PPGEMM

Adão Mautone

Doutor por Livre Docência

R E S U M O

Analisa-se as principais características mecânicas da combinação do alumínio com o material cerâmico alumina. O composto Al - Al₂O₃ é obtido por técnicas convencionais de Metalurgia do Pó. Foram preparadas misturas dos dois materiais na forma do pó, as quais foram moídas em moinho de bolas, compactadas a frio, sinterizadas e extrudadas a quente. Obtém-se dados quantitativos de tensão de escoamento e dureza. Como resultado obtido, verificou-se um sensível aumento destas.

A B S T R A C T

The main mechanical features of the combination of Aluminium and its ceramic oxide, Al - Al₂O₃, are analyzed. The composite material is obtained through standard methods of Powder Metallurgy. Powder mixtures of both materials were prepared, ball-milled, cold pressed, sintered and hot-extruded. Quantitative data of yield strength and hardness are obtained, these increase with increasing aluminium oxide content.

A G R A D E C I M E N T O S

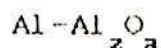
- Ao Prof. Dr. Lirio Schaeffer pela orientação deste trabalho.
- Ao Prof. Dr. Anselmo O. Boschi do Departamento de Materiais da UFSCar pelas sugestões e discussões esclarecedoras.
- Aos colegas César Edil da Costa, José Lesina César e Miguel Afonso Flach pela ajuda na parte experimental deste trabalho.
- Ao Prof. Marcos A.Z. Vasconcellos do Instituto de Física-UFRGS pela ajuda no projeto e construção do sistema para sinterização das amostras.
- Ao Prof. Dr. Arno Müller pelo fornecimento do tubo de quartzo.
- Ao Departamento de Materiais - UFSCar e em particular a Alberto M. José Junior e Marco A. M. de Lima Prieto pelo auxílio na confecção de micrografias.
- A Susi Mari P. Marques pela confecção das fotos.
- As bibliotecárias Ana Maria Porcello e Janise Borges da Costa pela orientação no levantamento bibliográfico.
- A ALCOA pelo fornecimento dos pós de Al e Al_2O_3 .
- Ao CNPq pelo financiamento de equipamentos e pelo custeio de viagens.
- À CAPES pela cessão da bolsa de mestrado.

Aos meus amores,

Beto e Leonardo.

I N D I C E

RESUMO.....	
ABSTRACT.....	
I- INTRODUÇÃO.....	1
II- CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE METALURGIA DO PÓ.....	2
2.1- Histórico	
2.1- Obtenção dos pós	
2.3- Características dos pós	
2.3.1- Estruturas das partículas	
2.3.2- Forma e tamanho de partícula	
2.3.3- Distribuição de tamanho de partícula	
2.3.4- Superfície específica	
2.3.5- Densidade	
2.3.5.1- Densidade aparente	
2.3.5.2- Densidade verde	
2.4- Mistura	
2.5- Compactação	
2.6- Sinterização	
2.6.1- Sinterização sólida	
2.6.1.1- Força motora para densificação	
2.6.1.2- Estágios de sinterização e estágios de transição	
2.6.1.3- Mecanismos de sinterização	
III- MÉTODOS DE OBTENÇÃO DO COMPOSTO $Al + Al_2O_3$	22
3.1- Processo Mashy-State para produção de compostos Metal-Cerâmica	
3.1.1- Descrição do processo para obtenção do composto	



- 3.1.2- Propriedades obtidas por Mashy-State
- 3.2- Processo de metalurgia líquida
 - 3.2.1- Descrição do processo para obtenção do composto $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ por metalurgia líquida
 - 3.2.2- Propriedades obtidas
- 3.3- Processo de metalurgia do pó
 - 3.3.1- Obtenção do composto $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ por oxidação superficial das partículas de pó
 - 3.3.1.1- Procedimento experimental
 - 3.3.1.2- Propriedades obtidas e conclusões
 - 3.3.2- Obtenção do composto $\text{Al+Al}_2\text{O}_3$ por mistura mecânica dos pós e posterior moagem
 - 3.3.2.1- Propriedades obtidas

IV- OBJETIVOS DO TRABALHO.....41

V- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....43

- 5.1- Experimentos preliminares (fase 1)
 - 5.1.1- Mistura, compactação, sinterização e extrusão (fase 1)
 - 5.1.2- Testes de resistência mecânica (fase 1)
 - 5.1.2.1- Teste de compressão (fase 1)
 - 5.1.2.2- Teste de dureza (fase 1)
 - 5.1.3- Micrografia (fase 1)
 - 5.2- Experimentos (fase 2)
 - 5.2.1- Características dos pós e mistura (fase 2)
 - 5.2.2- Compactação (fase 2)
 - 5.2.3- Sinterização (fase 2)
 - 5.2.4- Extrusão (fase 2)
 - 5.2.5- Testes de resistência mecânica (fase 2)

5.2.5.1- Tração (fase 2)

5.2.5.2- Dureza (fase 2)

5.2.6- Micrografia (fase 2)

VI - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	71
VII - CONCLUSÕES.....	73
VIII - SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	75
IX - BIBLIOGRAFIA.....	76

SIGNIFICADO DOS SIMBOLOS USADOS NA DESCRICAO
TEORICA DA SINTERIZACAO

a	raio da partícula (m)
x	raio do disco de contato de duas partículas (m)
y	metade da interpenetraçao entre 2 partículas (m)
ρ	raio da curvatura do pescoço (m)
K_m, K_1	
K_2, K_3	curvaturas do pescoço (m^{-1})
d_1, d_2	distâncias de difusao para redistribuiçao superficial e para difusao superficial (m)
\dot{x}	taxa de crescimento de pescoço (m/s)
\dot{y}	taxa de aproximaçao dos centros das partículas
\dot{r}_i	taxa de deslocamento normal da superfície (m/s)
$\delta_s D_s$	coeficiente de difusao superficial vezes espessura efetiva da superfície: $\delta_s D_s = \delta_s D_{os} \exp - Q_s/RT \text{ (m}^3/\text{s)}$
D_v	coeficiente de difusao na rede
$\delta_b D_b$	coeficiente de difusao no contorno de grão vezes espessura efetiva do contorno $\delta_b D_b = \delta_b D_{ob} \exp - Q_b/RT \text{ (m}^3/\text{s)}$
P_v	pressao de vapor $P_v = P_o \exp - (Q.Vap/RT) \text{ (N/m}^2\text{)}$
γ_s	energia livre superficial (J/m^2)
γ_b	energia livre no contorno de grão (J/m^2)
Ω	volume atômico ou molecular (m^3)
K	constante de Boltzmann's ($1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$)

R	constante dos gases (8.31 J/mol)
T	temperatura absoluta (K)
T _M	temperatura de fusão (K)
Λ ₀	densidade teórica (Kg/m ³)
Δ _i	densidade inicial do compactado de pó (Kg/m ³)
μ	módulo de cisalhamento (N/m ²)
b	vetor Burger de discordância ou de diâmetro atômico ou moléculas (m)
N	densidade de discordância (m ⁻²)
C	velocidade do som (10 ⁹ m.s)

I- INTRODUÇÃO

O objetivo de estudar compostos é obter-se materiais com características desejadas através da combinação de constituintes com características diferentes. Uma das áreas de interesse tem sido o desenvolvimento de matrizes metálicas reforçadas com fibras. Metais dúteis como alumínio, níquel e titânio são combinados com fibras de alto módulo de elasticidade (Al_2O_3 , grafite, SiC) ou whiskers com o objetivo de produzir materiais que possuam as propriedades intermediárias [1.1]. Nestes compostos a função principal das fibras é suportar a carga aplicada [1.1].

Outra área é a dos compostos metal-cerâmica, onde a fase dispersa consiste de partículas finas duras distribuídas uniformemente na matriz metálica dútil. Estes materiais compostos possuem características superiores no que diz respeito a dureza, resistência ao desgaste, resistência mecânica à altas temperaturas e outras propriedades mecânicas quando comparadas aos materiais convencionais [1.2].

Os materiais compostos podem ser obtidos por diversas maneiras, através de técnicas de Metalurgia Líquida, Metalurgia do Pó e outras. Neste trabalho obtém-se o composto $Al + Al_2O_3$ por técnicas convencionais de Metalurgia do Pó.

II- CONSIDERAÇÕES SOBRE A METALURGIA DO PÓ

2.1- Histórico

Um processo muito parecido com a moderna Metalurgia do Pó era realizado por tribos primitivas em várias partes do mundo, como um método de obtenção de ferro metálico a partir de minério de ferro [2.1].

Há 3000a.C. os Egípcios reduziam o óxido de ferro a ferro esponjoso aquecendo-o numa forja a carvão, onde o ar era introduzido por meio de um fole. O forjamento era usado para obter-se peças compactas de formato definido. As peças obtidas por este processo não eram homogêneas, apresentando regiões porosas. A redução do ferro sofreu avanços, na Índia, 300a.C., foi construída a torre Delhi, pesando seis toneladas, assim como outros monumentos ainda maiores [2.2].

Na América os Incas utilizavam um processo semelhante àquele utilizado para a produção de carburetos, partindo do pó de platina, eles obtinham compactados (que depois eram trabalhados) através de um aglomerante (liga ouro e prata) de ponto de fusão relativamente baixo e grande resistência à oxidação [2.2].

Todos estes métodos foram substituídos no século XVII pelo processo de fusão, o que impulsionou o estudo de novas fontes de calor, produtoras de temperaturas elevadas.

Por volta de 1800, Bessemer e Wollaston estabeleceram os fundamentos da Moderna Metalurgia do Pó. A

produção do pó e de lingotes de Platina foram as primeiras aplicações da Metalurgia do Pó, que se estendeu para a obtenção de billetes de Tungstênio para filamentos de lâmpadas elétricas e tubos de raio-X [2.1].

Em 1936 o pó de ferro foi estudado com o objetivo de produzir partes sintetizadas [2.1].

No início da última guerra, as maiores peças produzidas por Metalurgia do Pó tinham aproximadamente 10cm de diâmetro e pesavam cerca de 85g. Nessa época a regra eram peças pequenas feitas principalmente de pós não ferrosos. Durante a guerra houve um grande progresso na Metalurgia do Pó, principalmente nos Estados Unidos e Alemanha [2.1].

Atualmente podemos obter quase todas as ligas por Metalurgia do Pó, e a utilização pelo setor industrial de peças obtidas por essa técnica cresce, elas vão desde a fabricação de um pequeno motor elétrico até a dos sofisticados mísseis [2.3]. No processo de Metalurgia do Pó, todas as etapas desde a obtenção dos pós até a sinterização, devem ser analisadas com cuidado. A seguir comentaremos estas etapas.

2.2- Obtenção dos Pós

Os processos de fabricação dos pós pode ser dividido nas seguintes categorias [2.5]:

- Métodos físicos;
- Métodos químicos;
- Métodos mecânicos.

O método físico de produção de pó mais importante é a "atomização"[2.5], podendo ser empregada para praticamente qualquer metal ou liga que possa ser fundido, além de poder-se

produzir pós de metais com qualquer teor de pureza e as mais variadas ligas [2.3].

O método mais comum de reação química é a redução de óxidos metálicos pelo emprego de um redutor gasoso ou sólido (carbono) [2.3].

Alguns pós metálicos podem ser produzidos por decomposição térmica de certos compostos metálicos e por processos mecânicos como moagem, usinagem, turbilhamento e outros [2.2].

2.3- Características dos pós

A caracterização dos pós metálicos contribue positivamente para o processo de produção [2.6]. O comportamento dos pós metálicos durante o processamento depende muito do tamanho das partículas, da distribuição do tamanho das partículas, da forma das partículas e da estrutura cristalina das partículas [2.5].

Para caracterização dos pós metálicos vários parâmetros são envolvidos [2.3]:

- Estrutura cristalina das partículas, pureza, porosidade, composição química;
- Forma, tamanho e distribuição do tamanho das partículas;
- Superfície específica e densidade;
- Estado de aglomeração.

2.3.1- Estrutura das partículas

A estrutura das partículas afeta o comportamento dos pós durante as operações de compactação, sinterização,

conformação e conseqüentemente na qualidade do produto final [2.3].

A aglomeração dos pós é freqüentemente observada [2.5]. As partículas do pó podem ser cristais simples ou policristalinos. A figura 2.1 mostra a diferença entre grão, partícula e aglomerado [2.5] onde podemos notar que na microestrutura monocristalina o tamanho de grão e o tamanho de partícula coincidem e na microestrutura policristalina cada partícula contém muitos grãos.

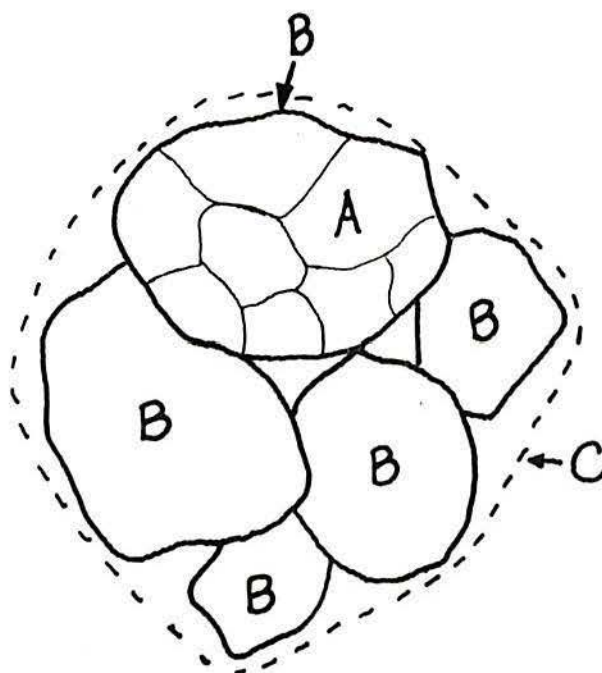


FIGURA 2.1- Diferença entre partículas individuais B, grão A, e aglomerado de partículas C [2.5].

2.3.2- Forma e tamanho de partícula

O tamanho e a forma das partículas são características fundamentais de um pó e estão intimamente relacionadas. A figura 2.2 mostra esquematicamente os tipos de formas de partículas [2.3].



FIGURA 2.2- Tipos e formas de partículas metálicas [2.3].

O termo "tamanho de partícula" deve ser bem definido [2.5]. Para partículas com forma esférica podemos definir a partir do diâmetro da esfera o tamanho de partícula [2.5]. Para partículas não esféricas o "tamanho de partícula" depende fortemente da técnica empregada para medi-lo.

Existem várias técnicas empregadas para determinação de tamanho de partícula, tais como peneiramento, sedimentação, microscopia eletrônica, técnicas de espalhamento de luz e outras. A referência [2.6] descreve estas técnicas.

2.3.3- Distribuição de tamanho de partículas

As partículas numa certa quantidade de pó não

apresentam todas o mesmo tamanho, mesmo que seus formatos sejam idênticos. Podemos representar a distribuição de tamanho de partículas na forma de gráficos ou tabelas [2.5].

2.3.4- Superfície específica

A superfície específica de um pó é a área superficial em metros quadrados por quilogramas ou centímetros quadrados por grama [2.5]. Técnicas experimentais de permeabilidade e adsorção são empregadas para determinar a área superficial específica.

2.3.5- Densidade

2.3.5.1- Densidade aparente

Define-se densidade aparente de um pó como peso por unidade de volume do pó solto em (g/cm^3) [2.3].

2.3.5.2- Densidade verde

A densidade verde é a do compactado do pó, em g/cm^3 e é sempre maior que a densidade aparente.

Outras definições de densidade são: "Densidade relativa" (ρ_r) definida pela razão entre a densidade do compactado e a densidade teórica, "densidade batida" análogo a densidade aparente do pó, porém um pouco maior porque ao socar-se ou vibrar-se uma quantidade de pó solto a densidade da massa do pó naturalmente aumenta [2.3].

2.4- Mistura

O processo de mistura é um passo essencial em quase todos os ramos da metalurgia do pó [2.4]. A não ser que seja um

pó simples, sem adição de lubrificante esta operação deve anteceder a compactação [2.5]. Esta operação acomoda pós de várias formas e tamanhos produzindo uma mistura homogênea a qual apresentará um comportamento consistente durante a prensagem e sinterização [2.4].

2.5- Compactação

A compactação de pós consiste na aplicação de uma força externa em partículas fracamente aderentes e de baixa densidade para formar uma peça mais densa com a forma desejada e resistência satisfatória para o manuseio [2.7].

Na compactação de pós metálicos a lubrificação é muito importante pois, a) diminui a carga de compactação; b) aumenta a densidade verde do compactado; c) aumenta a uniformidade da distribuição de densidade; d) minimiza a adesão do metal na parede da matriz [2.8].

O lubrificante pode ser adicionado nas cavidades internas da matriz, ou misturado no próprio pó. Efeitos dos lubrificantes na densidade e resistência do compactado tem sido estudados por muitos investigadores. Kehl [2.9] comparou as propriedades de compactados Al-Cu com lubrificação só nas paredes da matriz e misturado ao pó, concluindo que o lubrificante misturado ao pó diminui a densidade e a resistência do compactado. Em compactação de pós o atrito pode ser minimizado mas nunca ser completamente eliminado [2.10].

Para obter-se propriedades mecânicas, elétricas e magnéticas aceitáveis em um material obtido por Metalurgia do Pó necessita-se obter um valor mínimo da densidade teórica do material [2.11].

O entendimento do comportamento do pó durante o processo de compactação é extremamente importante para a Metalurgia do Pó.

As curvas pressão x densidade ou curvas de compactação nos dão várias informações, estas curvas tem sido largamente usadas no estudo de pós metálicos [2.12, 2.13] e pós farmacêuticos [2.14]. Bruch [2.7] foi um dos primeiros a usar curvas de compactação para interpretar a consolidação de pós cerâmicos. A figura 2.3 mostra esquematicamente uma curva de compactação [2.15], a linha cheia representa o estágio inicial de compactação e a linha pontilhada o segundo estágio.

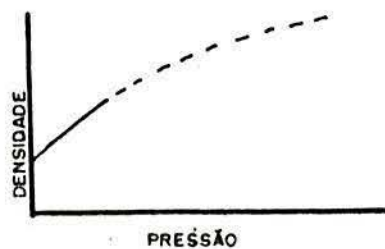


FIGURA 2.3- Curva de compactação para um pó metálico. Densidade x pressão. Linha cheia: estágio inicial de compactação. Linha pontilhada: segundo estágio [2.15]

Segundo Seelig e Weelff [2.17] há três mecanismos de compactação.

1 - Início da compactação, caracterizado pelo escorregamento;

2 - Deformação elástica e plástica;

3 - Caracterizado pelo fluxo plástico do compactado.

A figura 2.4 mostra os mecanismos de compactação [2.16].

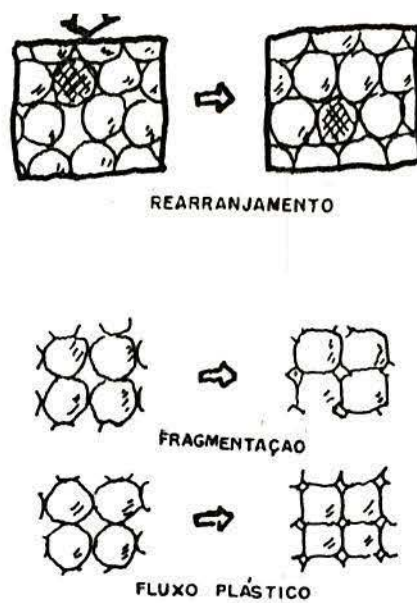


FIGURA 2.4- Mecanismos de compactação [2.16]

Os valores de pressões de compactação podem ser tirados das curvas densidade x pressão. Muitos estudos tem sido feitos na tentativa de se estabelecer uma relação matemática entre a pressão aplicada e a densidade resultante. Balshin [2.18] desenvolveu a seguinte relação para a pressão (P) e densidade relativa (ρ).

$$\log P = A\rho + B$$

onde A e B são constantes

Uma segunda relação foi desenvolvida por Heckel [2.19] e é ainda hoje usada.

$$P = \frac{1}{K} \left[\log \frac{1}{1-\rho} + C \right]$$

onde: P = pressão aplicada

ρ = densidade relativa

K = constante relacionada com a resistência do material

C = constante associada ao material e a

técnica de compactação

A constante C pode ser expressa como:

$$C = \log \frac{1}{1-\rho} + C_0$$

onde: ρ = densidade relativa

$C_0 = 0$ para partículas esféricas

Sabendo-se então a pressão a ser aplicada para obter-se a densidade desejada parte-se para a compactação.

Dentre as técnicas empregadas na compactação de pós destacam-se:

Técnicas que aplicam cargas

- Prensagem em matriz de aço (uni, bi e triaxial)
- Prensagem isostática
- Forjamento
- Extrusão

As matrizes uniaxiais devido a praticidade são muito utilizadas. Tendo-se cuidados com a lubrificação podemos obter compactados com densidades bastante uniformes.

A figura 2.5 mostra matrizes para compactação uniaxial, com única ação dos pistões e com dupla ação dos pistões. A densidade dos corpos de prova obtidos por compactação em matriz com dupla ação dos pistões resultam em uma distribuição de densidade melhor do que aqueles obtidos em matriz de ação simples.

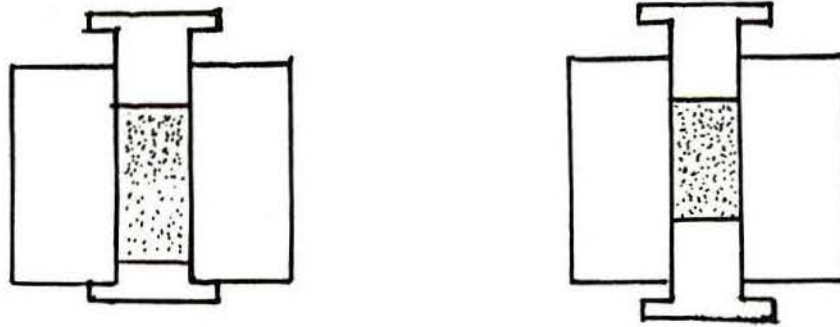


FIGURA 2.5- Matrizes para compactação uniaxial.

a) simples ação; b) dupla ação.

A compactação isostática também é muito empregada, os pós neste caso são consolidados dentro de um molde flexível e a pressão é transmitida por água ou óleo, esta técnica oferece grandes vantagens [2.19].

Pode-se obter compactados com alta densidade e uniformes, devido a distribuição de pressão ser uniforme e ter baixas forças de atrito.

- Peças grandes podem ser compactadas economicamente.
- Lubrificantes, adicionados ao pó, no processamento convencional de metalurgia do pó, para reduzir o atrito nas paredes da matriz, não são necessários em compactação isostática aumentando a resistência verde dos compactados.

As outras técnicas de compactação são importantes, porém de uma maneira geral, suas aplicações são mais específicas. Descrições destas outras técnicas encontram-se nas referências [2.19, 2.20]. A referência [2.21] apresenta um Review de compactação isostática a quente.

2.6- Sinterização

O problema central das operações de metalurgia do pó é o da sinterização. Entende-se por sinterização, como sendo a operação na qual a massa do pó compactado é transformada em um objeto mais denso pela aplicação de calor [2.22].

Muitos modelos teóricos foram desenvolvidos com o objetivo de descrever a operação de sinterização. Coble [2.22, 2.23, 2.24] e Kuczynsky [2.25, 2.26] desenvolveram trabalhos fundamentais, dando uma descrição fenomenológica a cinética da sinterização, onde durante o processo de sinterização são considerados fundamentalmente as relações quantitativas entre volume e porosidade. Variações geométricas da microestrutura durante a sinterização são considerados na descrição topológica de De Hoff [2.27, 2.28] e Krousbein [2.29]. Uma descrição termodinâmica ao processo de sinterização, considerando o modelo atomístico da matéria é apresentado nos trabalhos de Frenkel [2.30] e Kuczynsky [2.31, 2.32, 2.33].

Destacamos três tipos de sinterização:

- Sinterização sólida;
- Sinterização com presença de fase líquida;
- Sinterização ativada.

Aqui será comentado a respeito da sinterização sólida, que é o que ocorre no caso do composto $Al + Al_2O_3$ para o alumínio.

2.6.1- Sinterização sólida

Segundo Kingery [2.34] e Coble [2.23] o processo de sinterização subdivide-se em três estágios: a) Estágio inicial, neste estágio ocorre o crescimento do pescoço, ou seja,

variação na forma e tamanho de grão; b) Estágio intermediário, caracterizado pela variação na forma do poro; c) Estágio final, aqui acontece a eliminação gradual da porosidade. Durante a sinterização ocorre a transferência de material de uma parte da estrutura para outra. As variações que podem ocorrer são ilustradas na figura 2.6 [2.34]. Os poros inicialmente podem

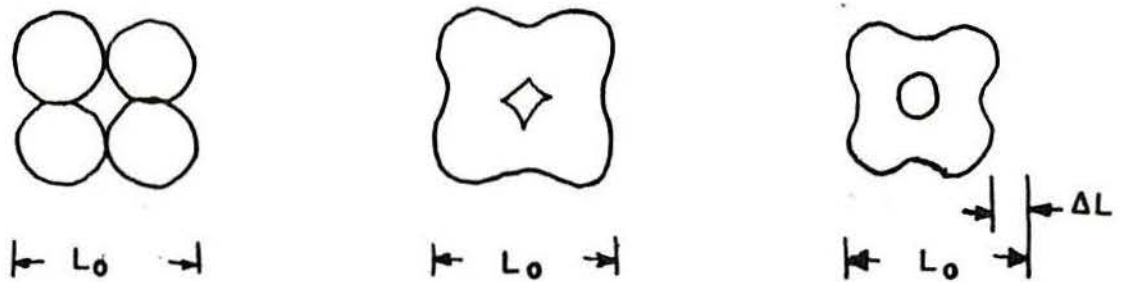


FIGURA 2.6- Variações durante a sinterização (considerando 4 esferas) [2.34]

variar em forma, tornando-se canais ou esferas isoladas, sem ocorrer necessariamente variação no tamanho. Mais comum entretanto, são os poros variar em tamanho e forma durante o processo de sinterização tornando-se mais esféricos em forma e menores em tamanho com aquecimentos contínuos [2.34].

Segundo Kuczynsky [2.35, 2.36] e Kingery [2.37] no caso dos metais os processos difusionais atômicos são os únicos responsáveis pelo transporte de matéria na sinterização. No caso dos vidros a sinterização acontece por fluxo viscoso [2.37, 2.38]. Cristais iônicos sinterizam por mecanismos de evaporação / condensação do seu próprio vapor na região do pescoço [2.37, 2.38]. As referências [2.40 e 2.41] apresentam uma tentativa de solução para quando os caminhos de transporte dos processos difusionais não são competitivos, ou seja, quando não há predominância de um sobre os outros nos estágios do

processo, estas referências relacionam a taxa de crescimento do pescoço aos vários tipos de caminhos difusionais.

2.6.1.1- Força motora para densificação

A variação de energia livre que provoca densificação é o decréscimo na área superficial e abaixamento da energia livre superficial pela eliminação das interfaces sólido-vapor, isto usualmente acontece com a formação de novas interfaces sólido-sólido com baixa energia [2.34]. Em uma escala microscópica a transferência de matéria é afetada pela diferença de pressão e variações na energia livre através de uma superfície curva. Estas variações são devido a energia superficial, se o tamanho de partícula é pequeno estes efeitos podem ser de uma magnitude substancial, eles tornam-se maiores quando o raio de curvatura é menor que poucos micra [2.34].

Desde que a força motora é a mesma em todos os sistemas (energia superficial) [2.34] diferenças consideráveis no comportamento de vários tipos de sistemas devem ser relacionados com diferentes mecanismos de transferência de material.

Seis ou mais mecanismos contribuem para o crescimento do pescoço e densificação quando um agregado de pó é sintetizado [2.42]. A figura 2.7 e a tabela 2.1 mostram estes mecanismos [2.42].

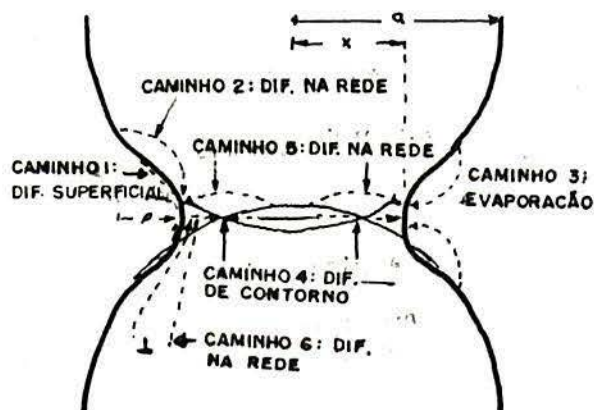


FIGURA 2.7- Mecanismos de sinterização (a identificação dos números estão na tabela 2.1) [2.42].

A figura 2.7 e a tabela 2.1 são úteis quando se deseja demonstrar a faixa de dominância dos mecanismos de sinterização, ou seja, a faixa de condições sobre a qual um dado mecanismo contribue de uma maneira importante [2.42].

Ashby [2.43] apresenta uma maneira de mostrar o campo de dominância de cada mecanismo, ou seja, a referência [2.43] descreve a construção de diagramas de mecanismos de sinterização como independentes dos outros mecanismos; nenhuma tentativa foi feita para mostrar quão agudamente a transição de um campo para outro acontece e o tratamento da força motora para sinterização resulta em um posicionamento insatisfatório à transição do estágio 1. Em um trabalho posterior Ashby em conjunto com Swinkels [2.42] incorpora um acoplamento necessário entre certos mecanismos, ilustrando a difusidade de transição entre os mecanismos usando um tratamento mais

TABELA 2.1- Mecanismos de sinterização [2.42]

MECANISMO	CAMINHO DE TRANSPORTE	FONTE	SUMIDOURO	MODIFICAÇÃO DA EQUAÇÃO
NÃO DENSIFICANTE				
1	Difusão superficial	Superfície	Pescoço	Modificada pela redistribuição associada com o mecanismo 4.
2	Difusão na rede	Superfície	Pescoço	Não muda
3	Transporte de vapor	Superfície	Pescoço	Não muda
DENSIFICANTE				
4	Difusão de contorno	Contorno	Pescoço	Maior modificação da força motora para incluir a redistribuição de matéria emergindo do contorno pela difusão superficial no pescoço.
5	Difusão na rede	Contorno	Pescoço	Não muda
6	Difusão na rede	Deslocamento	Pescoço	Não muda

satisfatório das forças motoras, as equações usadas neste artigo [2.42] são idênticas as usadas no artigo anterior [2.43] e em outros trabalhos [2.44, 2.45, 2.22], com algumas modificações [2.42].

2.6.1.2- Estágios de sinterização e estágios de transição [2.42]

É conveniente pensar na sinterização ocorrendo em quatro estágios sequenciais. Se colocarmos as partículas de pó soltos em contato, forças interatômicas formam entre as partículas pequenos círculos de contato, podendo também haver algum rearranjos entre as partículas. Este estágio 0 de adesão espontânea ocorre instantaneamente, e leva a um tamanho inicial mínimo de pescoço [2.46, 2.47, 2.48]. Este estágio é seguido pelo estágio 1, um estágio de crescimento de pescoço por difusão durante o qual o pescoço permanece pequeno e as partículas individuais são ainda distinguíveis. O estágio 2 é intermediário ou transicional, os pescoços estão grandes e os poros são frequentemente supostos como sendo cilíndricos (uma suposição válida para fios mas não para esferas). Quando os poros tornam-se isolados e esféricos, o estágio final de sinterização é alcançado.

A equação de taxa de sinterização adequada para cada mecanismo depende do estágio de sinterização. No caso de esferas, os estágios 0, 1 e 3 são bem definidos, cada um com suas equações de taxa de sinterização próprios, sendo que o estágio 2 é omitido, devido ao fato dos poros durante a sinterização de um agregado de esferas nunca serem aproximadamente cilíndricos na transição do estágio 1 para o estágio 3. Os poros formam canais conectados, mas os canais variam em seção e curvatura superficial, fazendo uma aproximação cilíndrica muito pobre. A referência [2.42] faz a ligação do estágio 1 para o 3 com uma região de transição por

interpolação entre eles, para fazê-los contínuos.

2.6.1.3- Mecanismos de sinterização [2.43]

A difusão superficial tendo como fonte a superfície (mecanismo 1) conduz a uma taxa aproximada de crescimento de pescoço dadas por Kuczynski [2.31], Wilson e Shewmon [2.45]

$$\dot{X}_1 = 2D_s \frac{\delta}{g} F K_1^3$$

onde

$$F = \frac{\gamma_s \Omega}{KT}$$

Estas equações podem ser modificadas para incluir a contribuição da difusão da rede tendo como fonte a superfície (mecanismo 2) [2.31, 2.45]:

$$\dot{X}_2 = 2D_v F K_1^2$$

Para o transporte de vapor tendo como fonte a superfície (mecanismo 3) Kingery e Berg [2.37] sugerem uma taxa de crescimento de pescoço,

$$\dot{X}_3 = P_v F \left(\frac{\Omega}{2\pi\Delta_o KT} \right)^{1/2} K_1$$

Transporte no contorno de grão tendo como fonte o contorno de grão (mecanismo 4). Este mecanismo é geométricamente mais simples que os outros. Seguindo as suposições de estado quase estacionário, e equilíbrio entre as fontes e sumidouros, o problema de difusão pode ser resolvido exatamente (Johnson [2.41])

$$\dot{X}_4 = \frac{4D_B \delta F K_2^2}{X}$$

A referência [2.42] apresenta uma modificação para o tratamento deste mecanismo. O tratamento padrão identifica a força motora como a curvatura do pescoço, supondo que os átomos que fluem para dentro do pescoço saindo do contorno são redistribuídos sobre a superfície do pescoço inteiro assim a forma simples do pescoço da figura 2.7 é mantida. Mas se mais átomos chegam na superfície do pescoço então podem ser redistribuídos por difusão superficial local, uma construção poderá ocorrer, reduzindo a curvatura e assim a força motora por difusão de contorno. As curvaturas poderão variar até um balanço ser alcançado, quando o fluxo do contorno ajusta-se ao fluxo de redistribuição figura 2.8 [2.42].

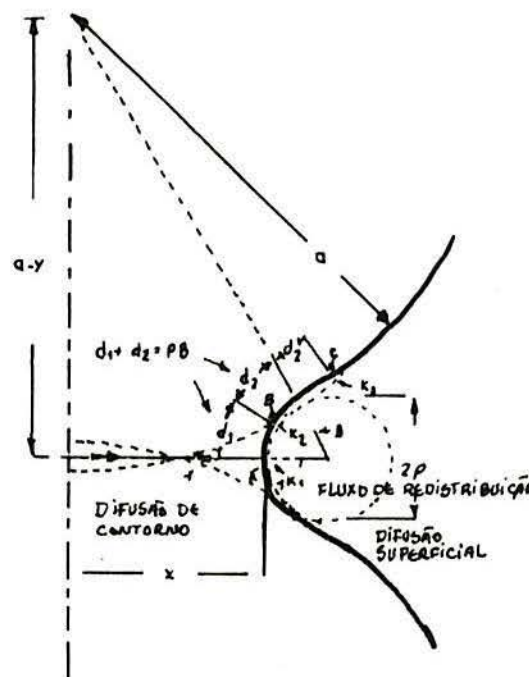


FIGURA 2.8- A matéria que flue fora do contorno deve ser redistribuída sobre a superfície. É necessário então que K_2 seja mais negativo que K_1 , e que a força motora total seja

dividida de maneira que as taxas de difusão de contorno e redistribuição superficial se ajustem adequadamente [2.42].

Swinkels e Ashby desenvolveram um modelo mais completo, que incorpora a redistribuição superficial em todos os estágios de sinterização para fios e esferas. Esta mudança requer pequenas mudanças no tratamento do mecanismo 1, ou seja, o fluxo de matéria da superfície não flue dentro da base do pescoço, mas é distribuído sobre as proximidades da região (d_2 na figura 2.8) e é dirigido por uma maior diferença de curvatura do que antes.

Para a difusão na rede tendo como fonte o contorno de grão (mecanismo 5), podemos obter um bom resultado generalizando a equação [2.42]

$$\dot{X}_4 = \frac{4D_B \delta_B FK_z^2}{X}$$

para incluir a contribuição da difusão na rede, há discordância a cerca do caminho apropriado para se fazer isto. Wilson e Shiwmon [2.45] somam aproximadamente $\pi x \delta_B$, para substituir a área através da qual o contorno do fluxo flue, através desta o fluxo de difusão da rede passa a aproximadamente πx^2 , e substituindo-se D_B por D_y a contribuição da difusão da rede torna-se

$$\dot{X}_5 = 4D_y FK_z^2$$

III- METODOS DE OBTENÇÃO DO COMPOSTO Al + Al₂O₃

A Metalurgia do Pó de alumínio tem recebido considerável atenção desde 1948, quando o pó de alumínio sinterizado S.A.P. (Sintered Aluminium Powder) foi anunciado [3.1] para aplicações em altas temperaturas [3.2]. As propriedades do S.A.P. são atribuídas à dispersão de Al₂O₃ à qual inicialmente aparece como um filme de óxido em cada partícula do pó. Depois do processamento, a Al₂O₃ aparece como uma dispersão muito fina a qual é insolúvel na matriz de alumínio mesmo em temperaturas acima do ponto de fusão do alumínio [3.3].

Após o S.A.P. o composto Al - Al₂O₃ bem como outros são obtidos por muitos métodos. Uma segunda fase de partículas duras pode ser misturada com pó de metal dútil e o material final de duas fases pode ser produzido por técnicas convencionais de Metalurgia do Pó envolvendo compactação e sinterização. Técnicas de metalurgia líquida [3.4] e Mashy-State [3.5] são empregadas para produzir compostos matriz-partícula, estas partículas duras podem ser alumina, SiC e sílica.

Abaixo são comentados alguns métodos de obtenção do composto Al - Al₂O₃ e algumas propriedades obtidas.

3.1- Processo Mashy-State para produção de compostos Metal-Cerâmica

Este processo de obtenção do composto Al - Al₂O₃ foi

desenvolvido por Manabu Kiuchi [3.5]. Na Mashy-State o metal possui componentes sólido e líquido, sendo que o componente líquido usualmente existe no contorno de grão. O metal, neste estado, possui propriedades mecânicas diferentes das do metal no estado sólido, ele possui baixa tensão de escoamento e alta deformabilidade. O metal neste estado é suficientemente viscoso para ser misturado com outros materiais, tais como partículas cerâmicas.

3.1.1- Descrição do processo para obtenção do composto Al-Al₂O₃ por Mashy-State [3.5]

(a) A matriz do metal sólido é aquecida até a temperatura apropriada a qual corresponde ao chamado Mashy-State. Nesta temperatura os componentes sólido e líquido co-existem na matriz metálica e a proporção de componente sólido para componente líquido é mantida constante. Quando a proporção é menor que um valor crítico, é possível misturar o metal da matriz. Neste estado são misturadas as partículas cerâmicas.

(b) Neste estágio a mistura metal + partículas cerâmica é transferida para a extrusora, prensa ou laminadora. A mistura pastosa é resfriada e solidificada tornando-se uma mistura sólida. Assim temos um billet do composto.

(c) O billet reaquecido é trabalhado em barras, fios, tubos, folhas ou partes para máquinas por extrusão, forjamento ou laminação no Mashy-State. Neste estado o composto é facilmente trabalhado ao contrário do estado-sólido no qual ele é muito duro, quebradiço e com pouca deformabilidade.

(d) Ao invés da mistura pastosa, a mistura do pó metálico e as partículas cerâmicas é também adequada ao

processo de trabalho no Mashy-State. Neste caso o billet da mistura é aquecido até o Mashy-State, então este é trabalhado e os produtos são formados [3.5]

3.1.2- Propriedades obtidas por Mashy-State [3.5]

As ligas de alumínio A-7075, A-5056, A-5052, A-2011 e outras foram empregadas como matriz e partículas de Al_2O_3 , SiC e SiN são usadas como reforçadores. O diâmetro dos billets usados é de 40mm e os diâmetros das barras extrudadas são de 10, 8, 6 e 4 mm.

A figura 3.1 mostra a tensão de escoamento de barras extrudadas de A7075+ Al_2O_3 . A abcissa mostra as temperaturas testadas e a ordenada mostra a tensão de escoamento compressiva a 10% de deformação. Cada curva da figura corresponde a um valor de fração de volume de partículas de Al_2O_3 .

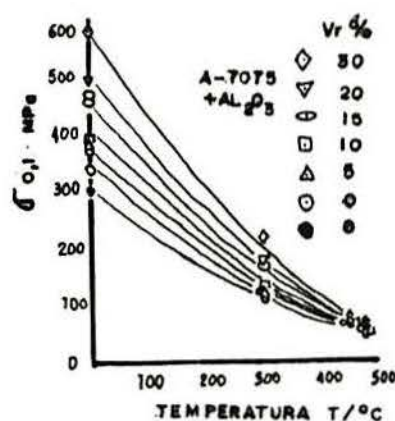


FIGURA 3.1 - Tensão de escoamento de barras extrudadas de A7075+ Al_2O_3 em função da temperatura [3.5]

O valor da tensão de escoamento cresce com o aumento de teor de Al_2O_3 . Pode-se notar que a tensão de escoamento da barra com 30% de Al_2O_3 é aproximadamente duas vezes a da barra sem Al_2O_3 .

A figura 3.2 mostra o efeito da fração de partículas

de Al_2O_3 na elongação E_l , resistência ao impacto E e resistência ao desgaste M de barras extrudadas. A resistência anti-desgaste é dada pela quantidade específica de desgaste por unidade de tempo. Podemos, ver pelas figuras que quando o teor de Al_2O_3 aumenta a elongação E_l diminui e chega a zero quando o teor de Al_2O_3 alcança 30%. A resistência ao impacto também diminui com o aumento de Al_2O_3 . Estes resultados mostram que com o aumento do teor Al_2O_3 as barras extrudadas tornam-se duras e quebradiças. A resistência ao desgaste aumenta com o aumento de teor de alumina. Quando a fração de alumina chega a

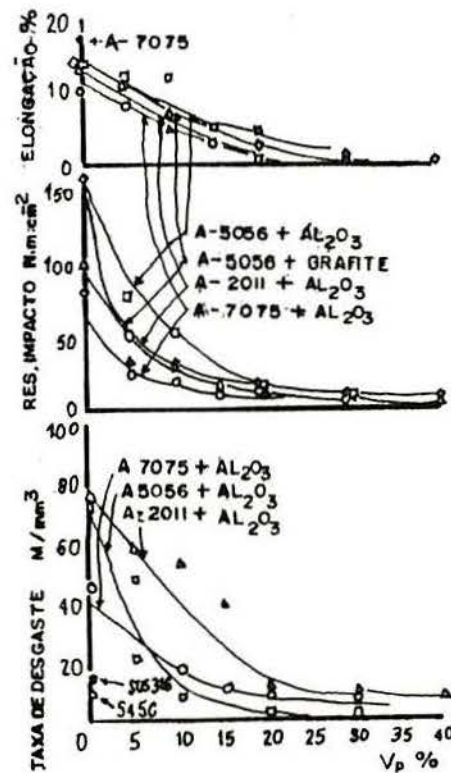


FIGURA 3.2 - Efeito da fração de partículas de Al_2O_3 na elongação, resistência ao impacto e resistência ao desgaste [3.5].

20% a resistência ao desgaste é aproximadamente igual à do aço inoxidável SUS 316 ou aço alto carbono 545 C [3.5].

3.2- Processo de Metalurgia Líquida

A técnica de Metalurgia Líquida tem sido bem sucedida para produzir ligas de metal com partículas cerâmicas duras [3.6]. A incorporação de partículas cerâmicas tais como Al_2O_3 e SiO_2 em alumínio aumentam a resistência e a dureza e abaixam a ductibilidade [3.7].

Na obtenção de material composto por Metalurgia Líquida (liquid metallurgy) o material não metálico é colocado na forma de pó dentro da matriz fundida que é agitada com um agitador mecânico antes do vazamento em moldes de resfriamento [3.6]. O sucesso deste método depende da dispersão das partículas cerâmicas na matriz metálica antes e durante a solidificação [3.6]. A extensão da dispersão depende muito do grau de molhabilidade da interface metal/dispersóide [3.6]. Segundo B.C. Pai, Slebrat Ray, K.V. Brabhakar e P.K. Rothatgi [3.8] a dispersão de partículas de Al_2O_3 em alumínio não foi muito bem sucedida, não sendo possível introduzir mais que 0,05% de partículas de Al_2O_3 no fundido. Adicionando-se magnésio consegue-se com sucesso a adição de Al_2O_3 . Quando Al_2O_3 é dispersa em uma liga Al - Mg, há formação de um espinélio $MgAl_2O_4$ [3.6, 3.9, 3.10, 3.11], este espinélio aumenta a molhabilidade e dispersão [3.6].

Segundo B. C. Pai [3.8], a temperatura ambiente e em elevadas temperaturas a dureza e tensão de escoamento de ligas contendo óxidos são muito mais altas que as ligas base sem óxido. a ductibilidade deligas contendo óxido é mais baixa [3.8]. Apesar da figura 3.1 mostrar que a temperaturas elevadas a tensão de escoamento é aproximadamente igual para a liga base sem óxido e com óxido [3.5].

Esta técnica de dispersão de partículas de óxidos em ligas pela técnica da metalurgia líquida pode ser estendida a outros sistemas para produzir ligas fundidas de compostos com uma variedade de aplicações, como mancais, ferramentas de corte, componentes para altas temperaturas e pistões [3.8].

3.2.1- Descrição do processo para obtenção do composto Al-Al₂O₃ por Metalurgia Líquida [3.8].

As matrizes de alumínio usadas foram :

Al puro - Al - 0,2% Si - 0,2% Fe

liga F - 22 - Al - 2,9% Cu - 2,5% Si - 0,76% Ni - 0,50% Mn -
0,5% Mn - 0,5% Zn - 0,60% Fe

Em todos os casos as ligas foram fundidas e superaquecidas até 850°C antes das partículas de alumina serem adicionadas.

3.2.2- Propriedades obtidas

Os experimentos mostram que sem adição de Magnésio ou óxido de Magnésio no banho, pouca Al₂O₃ é retida, a referência [3.8] mostra que somente 0,05% de Al₂O₃ é retida, e que com adições de magnésio quantidades consideravelmente grande são retidas no fundido.

A presença de Al₂O₃ numa liga Al-Mg refina consideravelmente a estrutura do fundido e diminui a contração de solidificação, desse modo aumentando a tensão de escoamento do fundido [3.8].

As partículas cerâmicas aumentam também a dureza e o módulo de elasticidade de ligas Al - Mg a temperatura ambiente e a altas temperaturas [3.8].

3.3- Processo de Metalurgia do Pó

A Metalurgia do Pó teve um lugar dominante na fabricação de materiais compostos. Entretanto, muitas dificuldades surgiram quando necessitava-se de misturas homogêneas de pós finos de diferentes peso específico e dimensões, para obter-se uma boa dispersão [3.11].

Os produtos de alumínio reforçados por dispersão consistem de uma matriz de alumínio contendo partículas cerâmicas pequenas uniformemente distribuídas [3.12]. Estes produtos são geralmente obtidos de pó de alumínio com a superfície oxidada ou mistura mecânica de pó de alumínio com um pó de óxido fino [3.12, 3.13, 3.14, 3.15]. A resistência dos materiais depende da quantidade, tamanho e forma das partículas, e da uniformidade da distribuição e estabilidade à alta temperatura da fase dispersa [3.14].

As ligas Al-Al₂O₃ obtidas por técnicas de Metalurgia do Pó tem aplicação como material de recobrimento em reatores. Em 1960/62 o ISML (Istituto Sperimentale dei Metallileggeri) desenvolveu o produto para uso no campo nuclear e este foi descrito por Gualandi e Jehenson em 1961 e 1962 [3.16, 3.17].

Agora são representadas algumas maneiras de obtenção do composto por Metalurgia do Pó e as propriedades obtidas.

3.3.1 - Obtenção do composto Al+Al₂O₃ por oxidação superficial das partículas de pó

A primeira liga obtida por este método foi a S.A.P. (Sintered Aluminium Powder), este material foi produzido por compactação, sinterização e extrusão de um pó fino de alumínio, resultando em um produto denso contendo 10 a 16% de alumina

[3.38]. Estas ligas apresentam estabilidade térmica e resistência mecânica a temperaturas relativamente altas. As propriedades do S.A.P. são atribuídas ao efeito endurecedor da Al_2O_3 o qual originalmente apresenta-se como um filme de óxido em cada partícula, depois do processamento a alumina aparece como uma fase dispersa muito fina a qual é insolúvel na matriz de alumínio em temperaturas acima do ponto de fusão do alumínio [6.8].

As figuras 3.3 e 3.4 mostram exemplos de peças de S.A.P. [3.15].

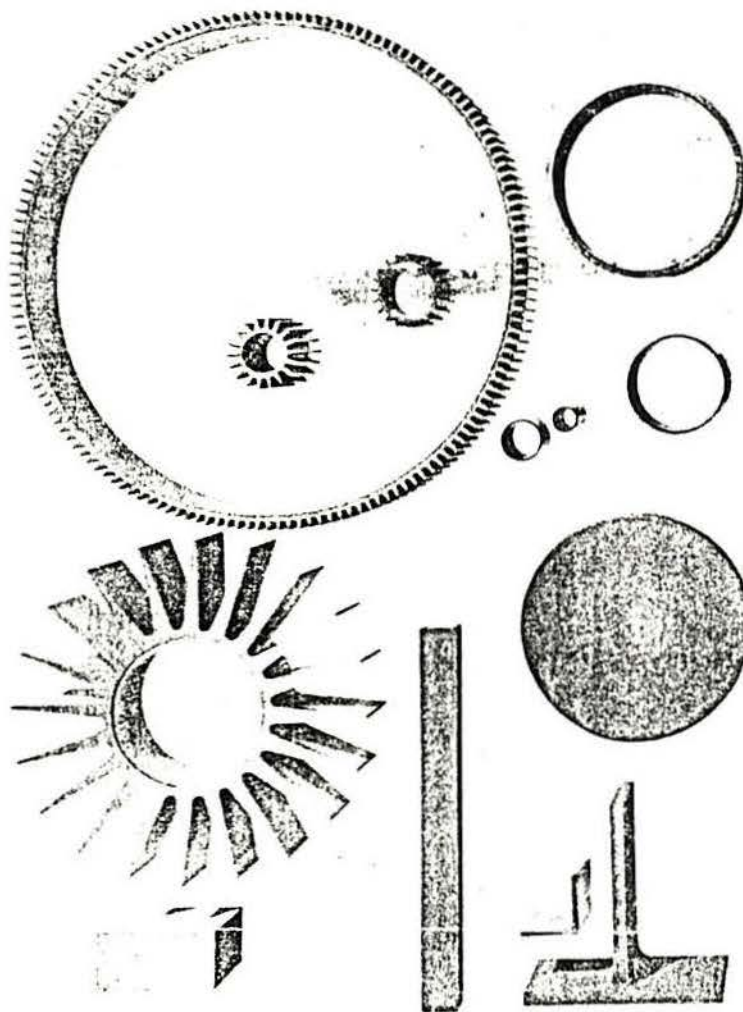


FIGURA 3.3 - Exemplos de S.A.P. extrudados.

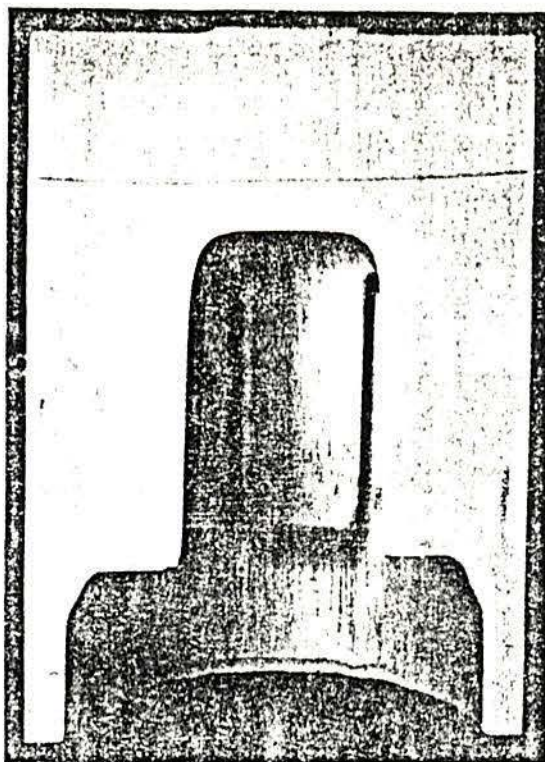


FIGURA 3.4 - Pistão de S. A. P.

As ligas S. A. P. - ISML são produtos de Alumínio sinterizado preparado pelo Instituto Sperimentale dei Metallileggeri, Novara-Italy, a seguir serão apresentados gráficos comparando as propriedades destas ligas com as ligas MD105 + Al_2O_3 moída em atmosfera de oxigênio e outras obtidas por mistura mecânica [3.14].

3.3.1.1- Procedimento Experimental [3.14]

Para obter a liga MD105 + Al_2O_3 Kothari [3.14] segue o seguinte procedimento experimental; o pó utilizado foi o MD105 (pó de alumínio atomizado de 98% de alumínio, 0,9% de óxido e tamanho médio de partícula de $5.7 \mu m$, densidade aparente $0,7 g/cm^3$, produzido por Alcan Metal Powder Inc, Elizabeth, NJ, USA). O pó primeiramente foi misturado com 1,2% de estearato de alumínio em um misturador cônico, a mistura foi então passada para um moinho de bolas. A moagem foi feita em atmosfera de 89% de nitrogênio seco e 11% de oxigênio de 0 - 250 h.

A figura 3.5 mostra o efeito do tempo de moagem no

conteúdo de óxido e tamanho de partícula. Pode ser visto que o tamanho de partícula diminui continuamente com o tempo de moagem e o conteúdo de óxido cresce desde que as partículas de alumínio quebradas recentemente oxidem a superfície [3.14].

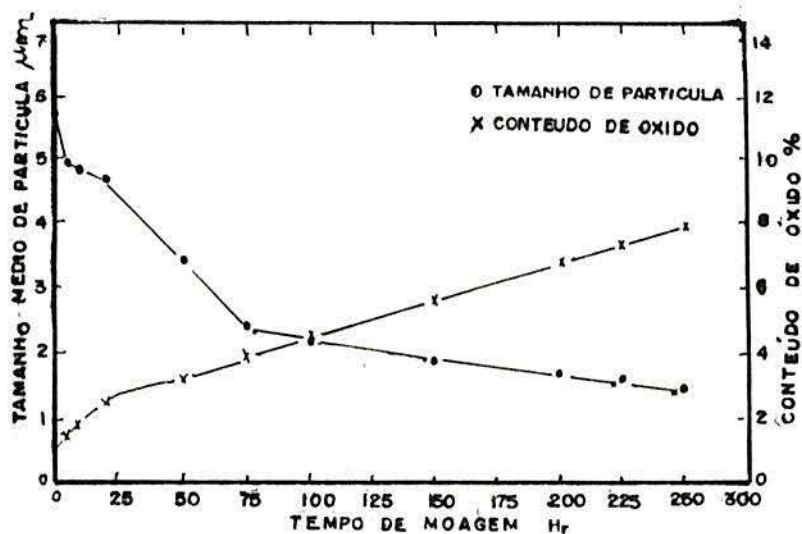


FIGURA 3.5 - Relação entre tamanho de partícula, conteúdo de óxido e tempo de moagem [3.14]

3.3.1.2- Propriedades obtidas e conclusões

A figura 3.5 mostra uma comparação entre dureza da liga obtida por moagem do pó MD105 em atmosfera com oxigênio e as ligas S.A.P.-ISML e MD105 + óxido misturada mecanicamente [3.14].

Nota-se que a dureza aumenta com o conteúdo de óxido para as ligas preparadas de diversas maneiras.

As figuras 3.7 e 3.8 mostram as propriedades de tensão de escoamento e alongação para as ligas $Al+Al_2O_3$ obtidas de diversas maneiras através de Metalurgia de Pó.

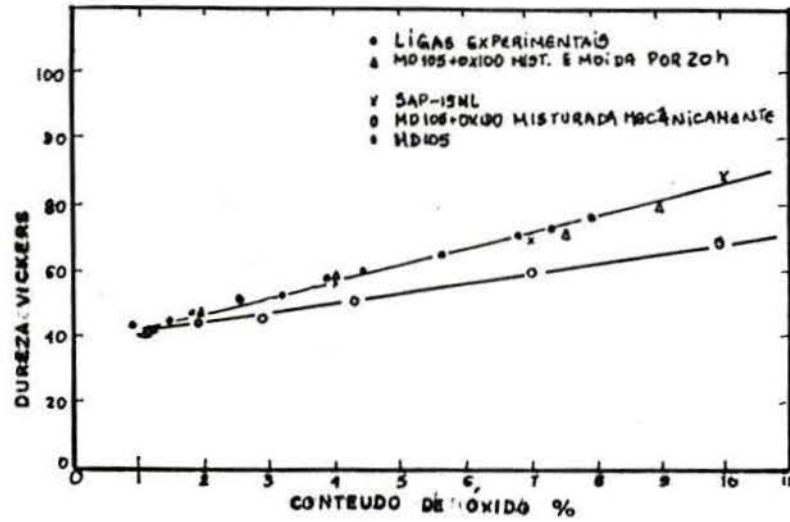


FIGURA 3.6 - Comparação de dureza x conteúdo de óxido para ligas Al + Al₂O₃ [3.14]

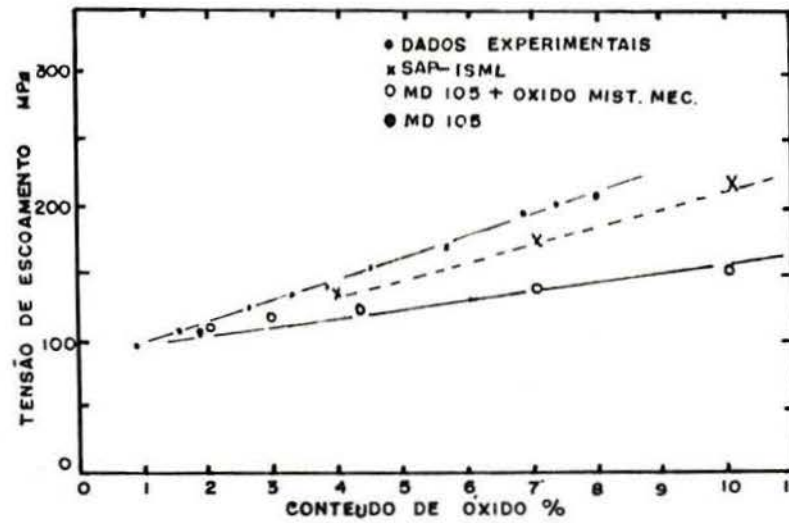


FIGURA 3.7 - Tensão de escoamento das ligas Al + Al₂O₃ [3.14].

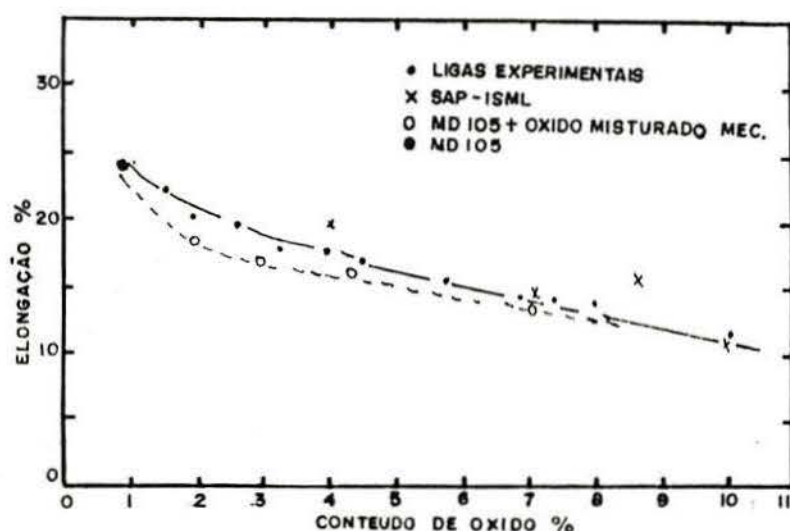


FIGURA 3.8 - elongação das ligas $Al+Al_2O_3$ [3.14]

Podemos ver na figura 3.7 que a resistência aumenta com o aumento do teor de óxido para todos os compostos $Al-Al_2O_3$, sendo que os valores para as ligas S.A.P. - ISML e a liga MD105 + óxido (moída em atmosfera com oxigênio) são muito próximos indicando que um mecanismo similar de reforço opera nos dois materiais [3.14].

A figura 3.8 mostra os valores de elongação versus conteúdo de óxido. A elongação diminui com o aumento do teor de óxido.

Foi observado que as altas propriedades de resistência obtidas nas ligas S.A.P. - ISML [3.18] MD105 + óxido (moída em atmosfera com oxigênio) [3.14] são devidas à distribuição uniforme da fase de óxido junto com o pequeno tamanho das partículas do material da matriz.

Nota-se que é possível obter valores de resistência melhores do que os obtidos nas ligas comerciais S.A.P. - ISML

por moagem de pó em atmosfera contendo oxigênio, pois durante a moagem a uma redução no tamanho de partícula do material da matriz e as novas superfícies criadas oxidam-se, assim a uma combinação de redução de tamanho de partícula na matriz e aumento gradual no conteúdo de óxido reduzindo o espaçamento interpartículas entre as partículas de óxido nas ligas moídas. Além disso durante a moagem a superfície coberta de óxido penetra na matriz produzindo um endurecimento severo.

3.3.2- Obtenção do composto $Al + Al_2O_3$ por mistura mecânica dos pós e posterior moagem.

A mistura de pó de alumínio com pó de óxido por meios mecânicos não é novo, mas as propriedades obtidas não são muito atrativas. Isto não é surpreendente porque [3.13]:

- a) É difícil produzir uma mistura completamente sem aglomerados.
- b) O pó de alumínio fino tem tamanho de partícula $> 5 \mu m$.

Se uma combinação de mistura mecânica e moagem em moinho de bolas dos pós de alumínio e pó de óxido de alumínio fino for feita pode produzir um material com distribuição de óxido uniforme e com propriedades mecânicas reprodutíveis.

A referência [3.13] apresenta este processo que será comentado a seguir.

Os pós de alumínio atomizado e o pó de óxido de alumínio (variando de 0,5 a 10% dependendo o conteúdo de óxido do metal base) foram misturados (características dos pós estão na tabela 3.1).

TABELA 3.1 - Propriedades iniciais dos pós [3.13]

Pó	Tipo	%Al Pureza Química	Tamanho de Partícula μm	Cont. Ini- cial de ó- xido	Produzido por:
Pó de alumí- nio a- tomí- zado	MD 13	99	60	0,2	ALCAN
	MD 201	99	20 - 22	0,5	
	MD 105	98	5,7	0,9	
	R 400	98	4,2	1,6	
Pó de óxido de a- lumí- nio	P110C1	-	0,06	99,5	Reinolds Metal Co

A mistura foi realizada por 20 minutos e depois passada para um moinho de bolas. A moagem foi feita em uma atmosfera de nitrogênio para prevenir oxidação por 16h. Todos os pós foram compactados a frio, sinterizados em vácuo, prensados e extrudados a quente. Esquema mostrando o processamento geral é apresentado na figura 3.9 [3.13].

A densidade das ligas prensadas a quente e extrudadas a quente foi 96 e 98,5% da densidade teórica respectivamente. Para os testes de tração e alongação, corpos de prova de comprimento de quatro diâmetros foram preparados. Testes duplos foram feitos em uma máquina de ensaios mecânicos com velocidade de 0,5 mm/min. Os corpos de prova foram aquecidos 4h em ar antes dos testes.

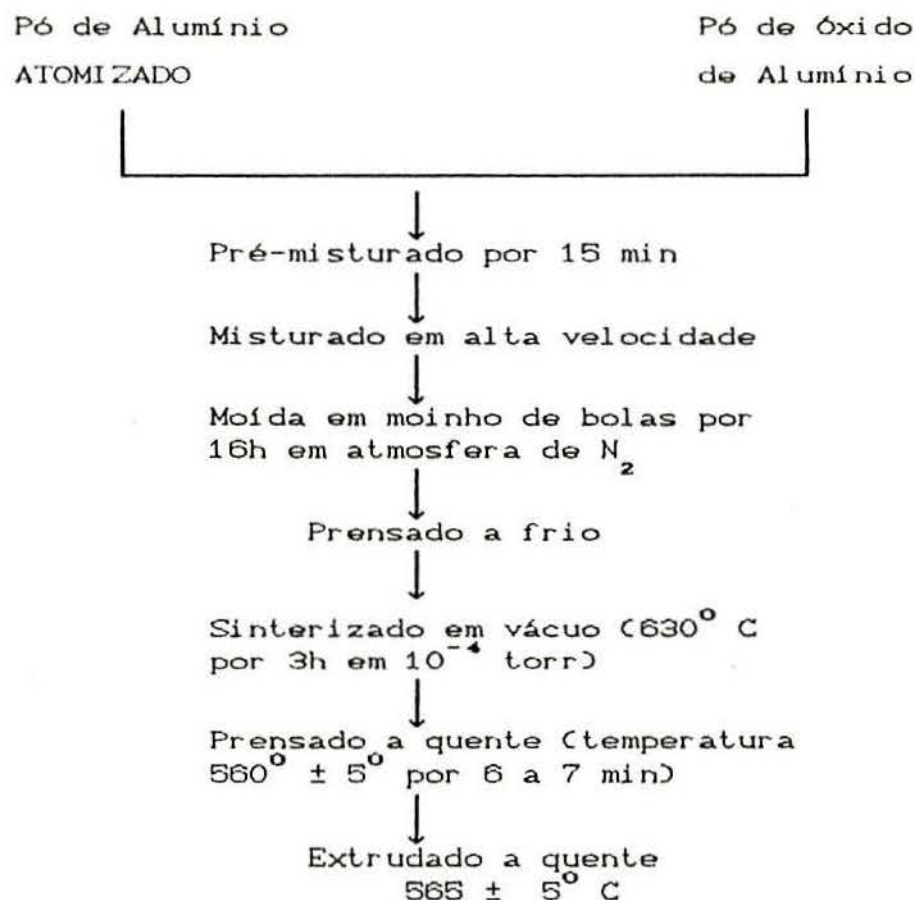


FIGURA 3.9 - Processamento do composto $Al + Al_2O_3$ [3.13]

3.3.2.1 - Propriedades obtidas

A figura 3.10 mostra a comparação dos valores de dureza entre ligas MD105 e R400 misturadas mecanicamente, S.A.P. - ISML, alumínio 2S e MD105 + Al_2O_3 misturadas e moídas em moinho de bolas. A liga misturada e moída apresenta valores de dureza mais altos do que os valores para as ligas só misturadas. Isto mostra que em uma liga só misturada a distribuição de óxido não é uniforme e quando o teor de óxido chega a 5 ou 6% há uma tendência crescente a segregação. Em comparação com a liga S.A.P. - ISML a liga MD105 misturada e moída em moinho de bolas apresenta valores de dureza mais altos para baixos teores de óxido < 7% mas com o aumento do teor de

óxido > 7% a liga S.A.P. -ISML mostra valores de dureza mais altos [3.13].

As figuras 3.11 e 3.12 mostram a tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ e limite de resistência à tração das ligas misturadas e moídas em comparação com as ligas só misturadas e com a S.A.P. - ISML [3.13].

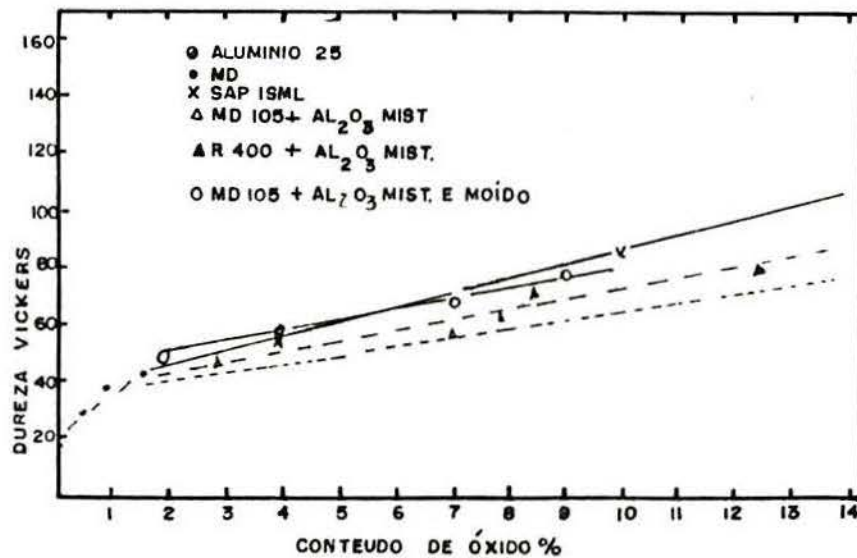


FIGURA 3.10 - Dureza Vickers x conteúdo de óxido. [3.13]

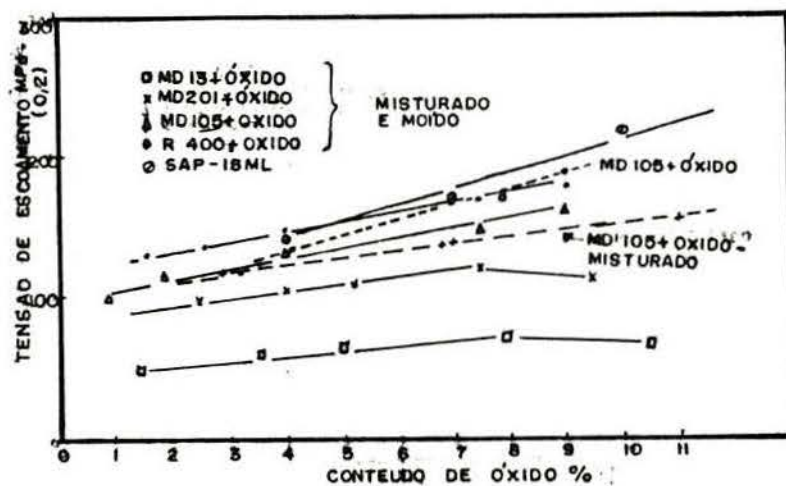


FIGURA 3.11 - Tensão de escoamento em função do teor de óxido. [3.13]

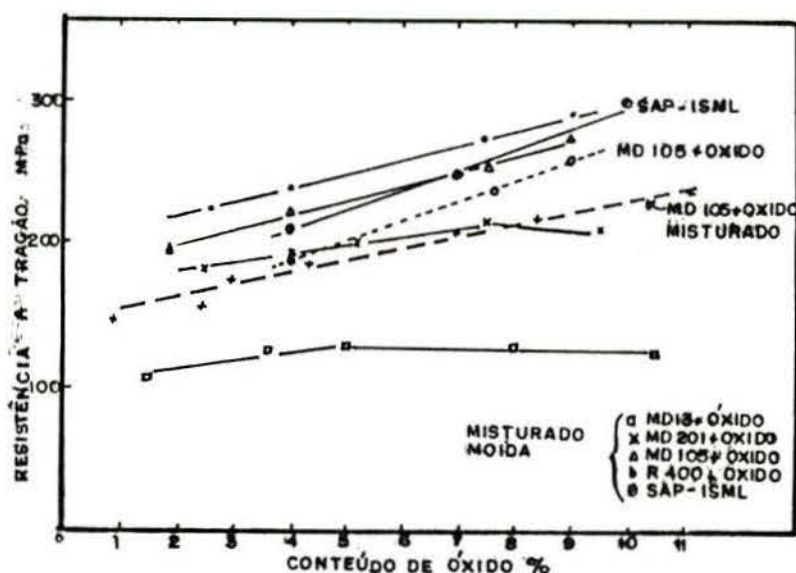


FIGURA 3.12 - Limite de resistência à tração das ligas Al+Al₂O₃. [3.13]

O valor de tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ mais alto foi obtido para as ligas obtidas com o pó R400 e o mais baixo para as ligas obtidas de MD13. A tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ varia de (100 a 180 N/mm²) na faixa de 0,9 a 9% de óxido nas ligas obtidas dos pós MD105 E R400. As ligas obtidas dos pós MD13 E MD201 apresentaram valores mais baixos de $\sigma_{0,2}$ sendo que para valores de óxidos > 7% os valores de elasticidade caem indicando que houve segregação do óxido. A diferença do limite de escoamento de cada série de pó é devido ao tamanho inicial das partículas da matriz e da distribuição da fase de óxido [3.13].

A figura 3.12 mostra uma comparação do limite de resistência a tração entre as ligas MD13, MD201, MD105 E R400.

Pode-se ver que a liga que tem o pó R400 como matriz (menor tamanho de partícula) possui resistência a tração mais alta [3.13].

A figura 3.13 mostra a alongação por cento versus conteúdo de óxido das ligas misturadas e moídas e das ligas só misturadas. A alongação diminui com o aumento do teor de óxido [3.13].

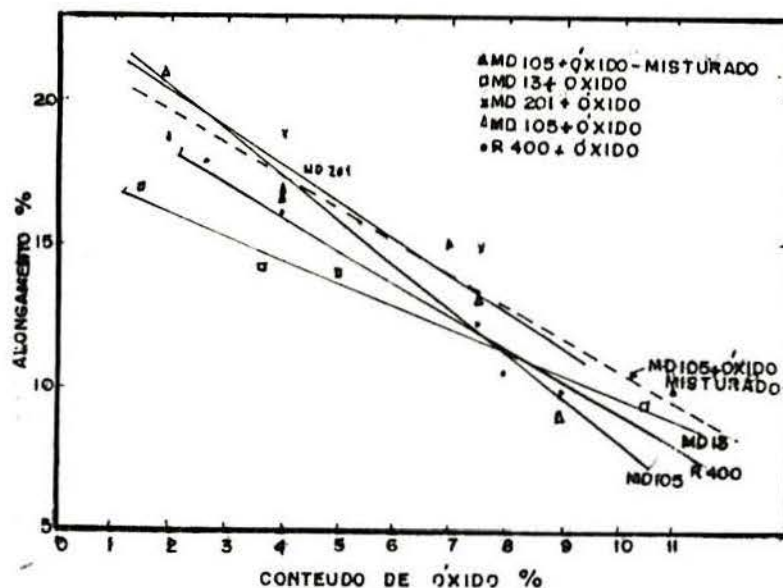


FIGURA 3.13 - Alongação das ligas Al+Al₂O₃ [3.13].

Os valores altos de propriedades mecânicas nas ligas misturadas e moídas é devido a distribuição uniforme da fase dispersa (óxido) e do tamanho de partícula da matriz (pequena) [3.13]. A figura 3.14 mostra como as partículas de óxido ficam na matriz de alumínio. A figura 3.14(a) mostra as ligas só misturadas onde as partículas de alumínio são cobertas com as partículas de óxido mas os espaços entre as partículas de alumínio são aptos a conter grande quantidade de partículas de óxidos. Estas partículas amontoadas não produzem dureza, e sim fazem a matriz enfraquecer-se. As ligas misturadas e moídas não tem este defeito, as partículas de alumínio são cobertas com as

partículas de óxido e subseqüentemente as partículas de óxido são embebidas na matriz [3.13].

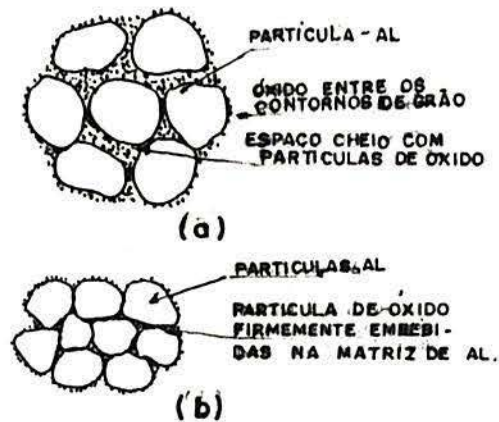


FIGURA 3.14 - Representação esquemática da distribuição da fase de óxido.

(a) $Al + Al_2O_3$ somente misturadas

(b) $Al + Al_2O_3$ misturadas e moídas em moinho

de bolas [3.13]

Combinando-se mistura e moagem em moinho de bolas é possível produzir uma liga homogênea de alumínio-alumina com propriedades melhores que as ligas comerciais S.A.P. e as ligas obtidas só por mistura [3.13].

IV- OBJETIVOS DO TRABALHO

Este trabalho tem como objetivos:

- Obter o composto $Al + Al_2O_3$ por técnicas convencionais de Metalurgia do Pó.

- Observar a influência do teor de Al_2O_3 em propriedades como tensão de escoamento, dureza e alongamento.

Para realização deste trabalho foram tomados como base os resultados obtidos nos experimentos preliminares (fase 1) (descritos no capítulo seguinte e a referência [3.13]). Os valores de tensão de escoamento e dureza apresentavam-se muito baixos, então redefiniu-se alguns parâmetros, tais como: granulometria, tempo e temperatura de sinterização [3.13] e grau de deformação. A figura 4.1 mostra um esquema das etapas seguidas na fase 2. Todas estas etapas são descritas detalhadamente no capítulo seguinte.

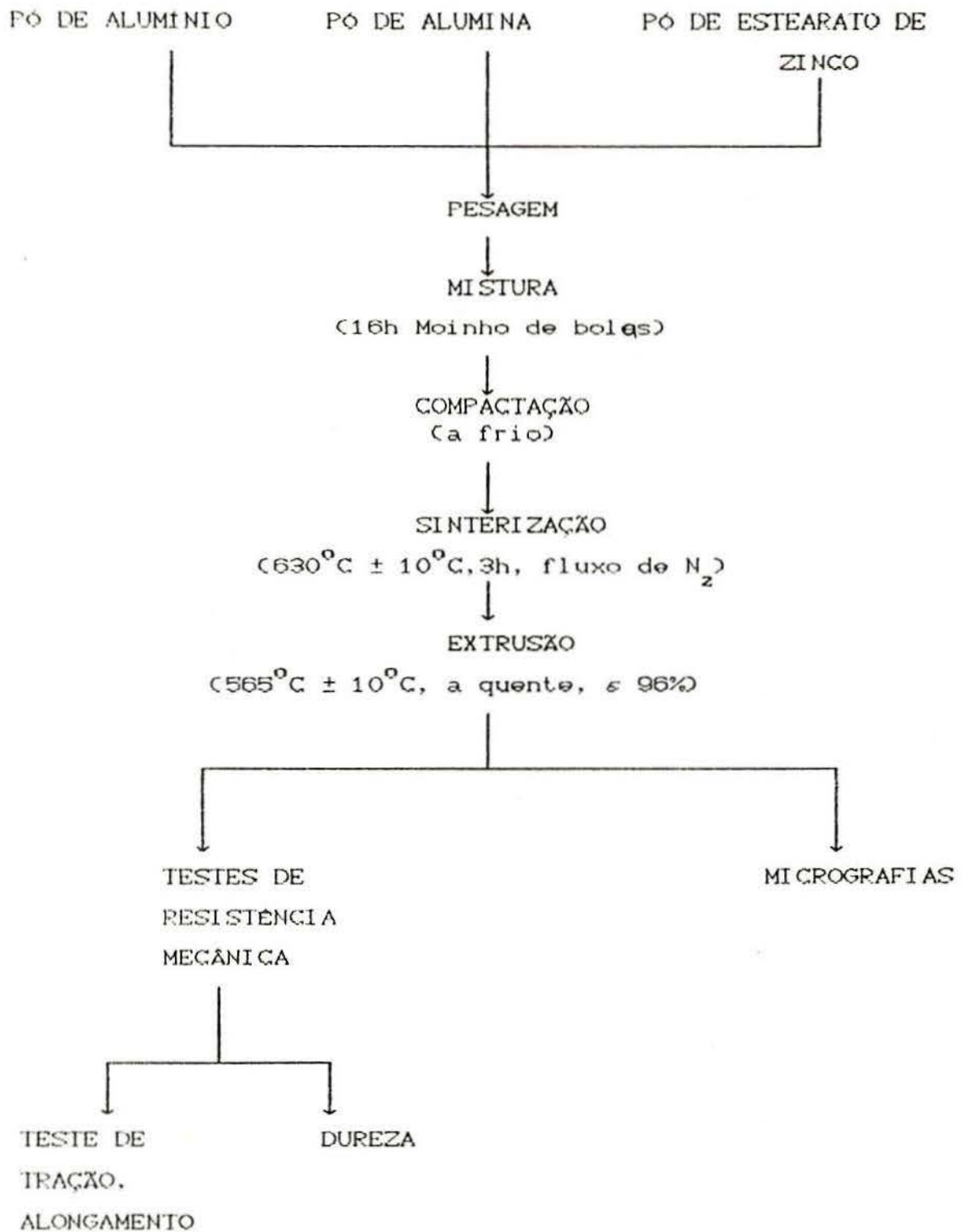


FIGURA 4.1- Esquema das etapas seguidas para obtenção do composto Al + Al₂O₃ nos experimentos da fase 2.

V- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

5.1- Experimentos preliminares (fase 1)

5.1.1- Mistura, compactação, sinterização e extrusão (fase 1)

Os pós de Al tipo 101 e alumina tipo A₁ (ALCOA) foram utilizados para a obtenção do composto Al + Al₂O₃. As tabelas 5.1 e 5.2 mostram as características deste pós.

TABELA 5.1- Característica do Pó de Alumínio tipo 101 - ALCOA

ANALISE GRANULOMETRICA-PERCENTUAL (U. S. STD)				
MALHA	FAIXA		ESPEC. P/	
			min.	max.
- + 8				
- 8 + 40				
- 40 + 100	0,0	Tracos		0,2
-100 + 200	0,0	0,5		
-200 + 325	9,0	25,0		
-325	75,0	90,0	75,0	90,0

ANALISE QUIMICA - PERCENTUAL		
	TIPICO	LIMITE max.
Al	99,7	
Fe	0,15	0,25
Si	0,07	0,15
Outros, cada		0,05
Outros, total		0,15

TABELA 5.2- Características do pó de Al_2O_3 tipo A_1 usada na fase 1

Al_2O_3 , %	98,5	(96,6 mín.)
SiO_2 , %	0,020	(0,030 máx.)
Fe_2O_3 , %	0,028	(0,035 máx.)
Na_2O , %	0,48	(0,60 máx.)
SO_3 , %	0,03	(0,10 máx.)
Umidade, %(1)	0,93	(1,60 máx.)
Perda ao fogo, %(2)	0,68	(1,10 máx.)
Dens. aparente, g/cm ³	0,92 -	0,96
+ 100 malha, %	2	- 20
+ 200 malha, %	55	- 85
+ 325 malha, %	88	- 98

Após a pesagem (precisão de 0,01g) partiu-se para a mistura dos pós de alumínio, alumina e estearato de zinco (usado como lubrificante). O teor de Al_2O_3 adicionado foi de 5, 10, 15 e 20%. O tempo de mistura, foi de 16h em moinho de bolas. Após partiu-se para a compactação, usando a força necessária para obter 85% da densidade teórica.

A sinterização foi realizada em atmosfera redutora por 1h em $400^{\circ}C \pm 10^{\circ}C$. Após os corpos de prova foram extrudados a quente $350^{\circ}C \pm 10^{\circ}C$ com redução de 55,5%, o lubrificante utilizado na extrusão foi a base de bissulfeto de Molibdênio.

5.1.2- Testes de resistência mecânica (fase 1)

5.1.2.1- Teste de Compressão (fase 1)

Para obtenção de curvas tensão x deformação escolheu-se o teste de compressão pois após a extrusão

obteve-se corpos de prova muito pequenos para tração. Foram então preparados para cada composição três corpos de prova com altura de 1,5D. As curvas obtidas não apresentaram diferença maior que a imprecisão da aparelhagem que é de 1,0%. A figura 5.1 mostra as curvas obtidas para Al + Al₂O₃ com teores de alumina de 5, 10, 15 e 20% e a figura 5.2 mostra a tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$. Os valores de tensão de escoamento aumentam com o teor de Al₂O₃. As curvas tensão - deformação foram construídas a partir do diagrama força - deslocamento.

$$k_f = \frac{F}{A} \quad \text{e} \quad \varphi = \ln \frac{A}{A_0}$$

5.1.2.2- Teste de dureza (fase 1)

Os testes de dureza foram realizados na seção longitudinal dos corpos de prova. A figura 5.3 mostra os valores de dureza em função do teor de óxido. A dureza aumenta com o aumento do teor de óxido.

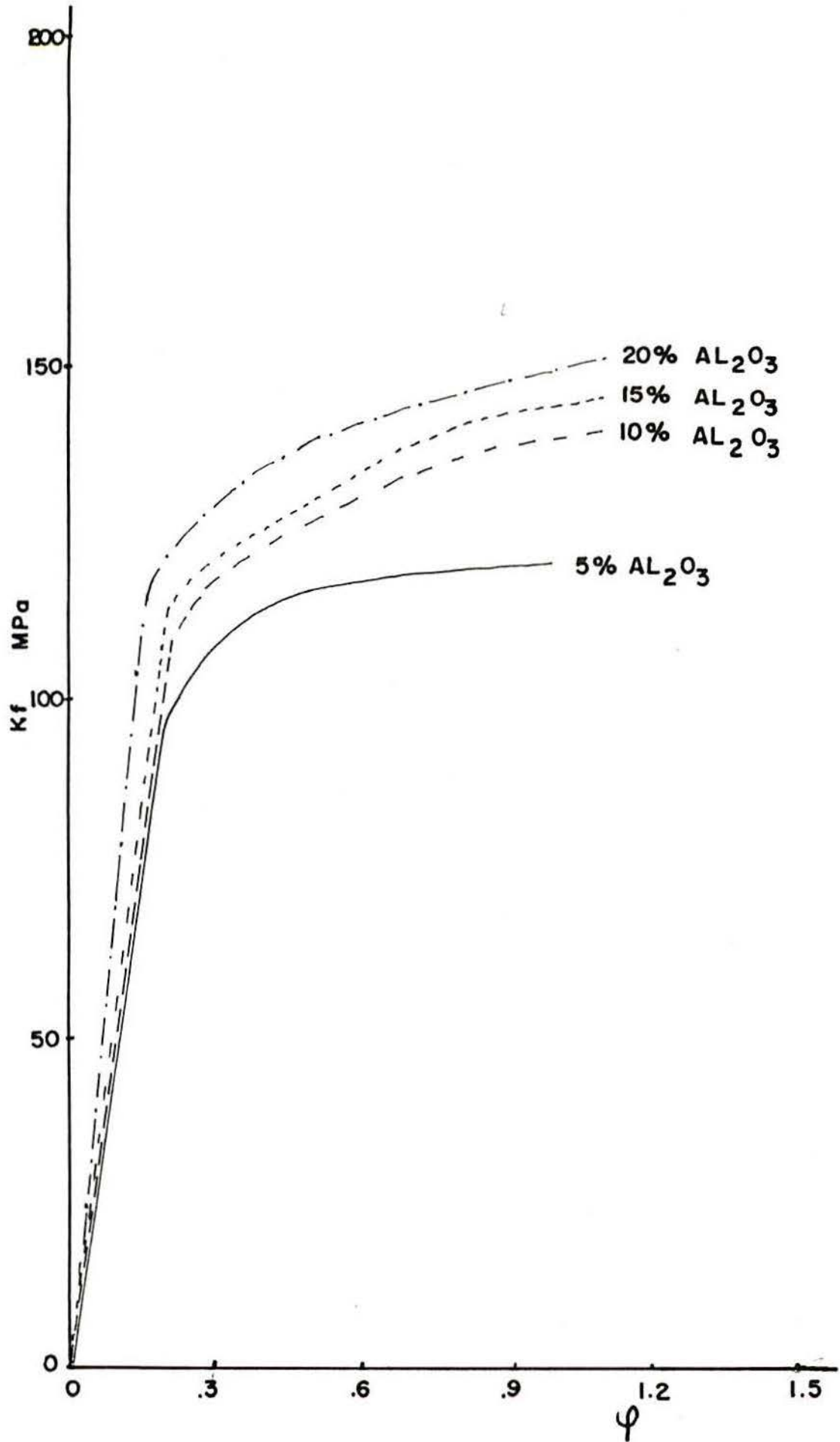
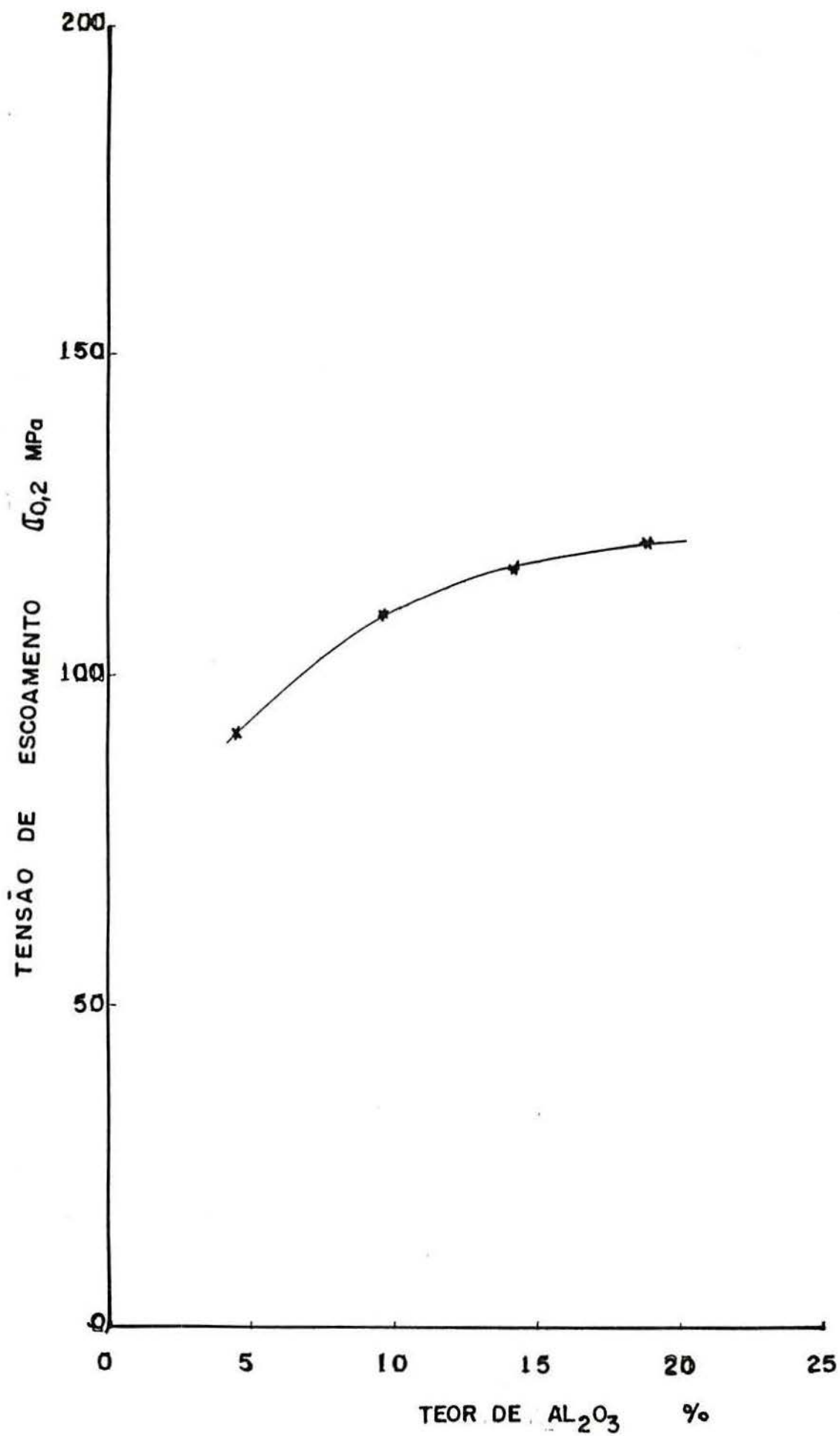


FIGURA 5.1- Tensão de escoamento em função do teor de Al_2O_3 para corpos de prova extrudada (fase 1)

FIGURA 5.2- Tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ (fase 1).

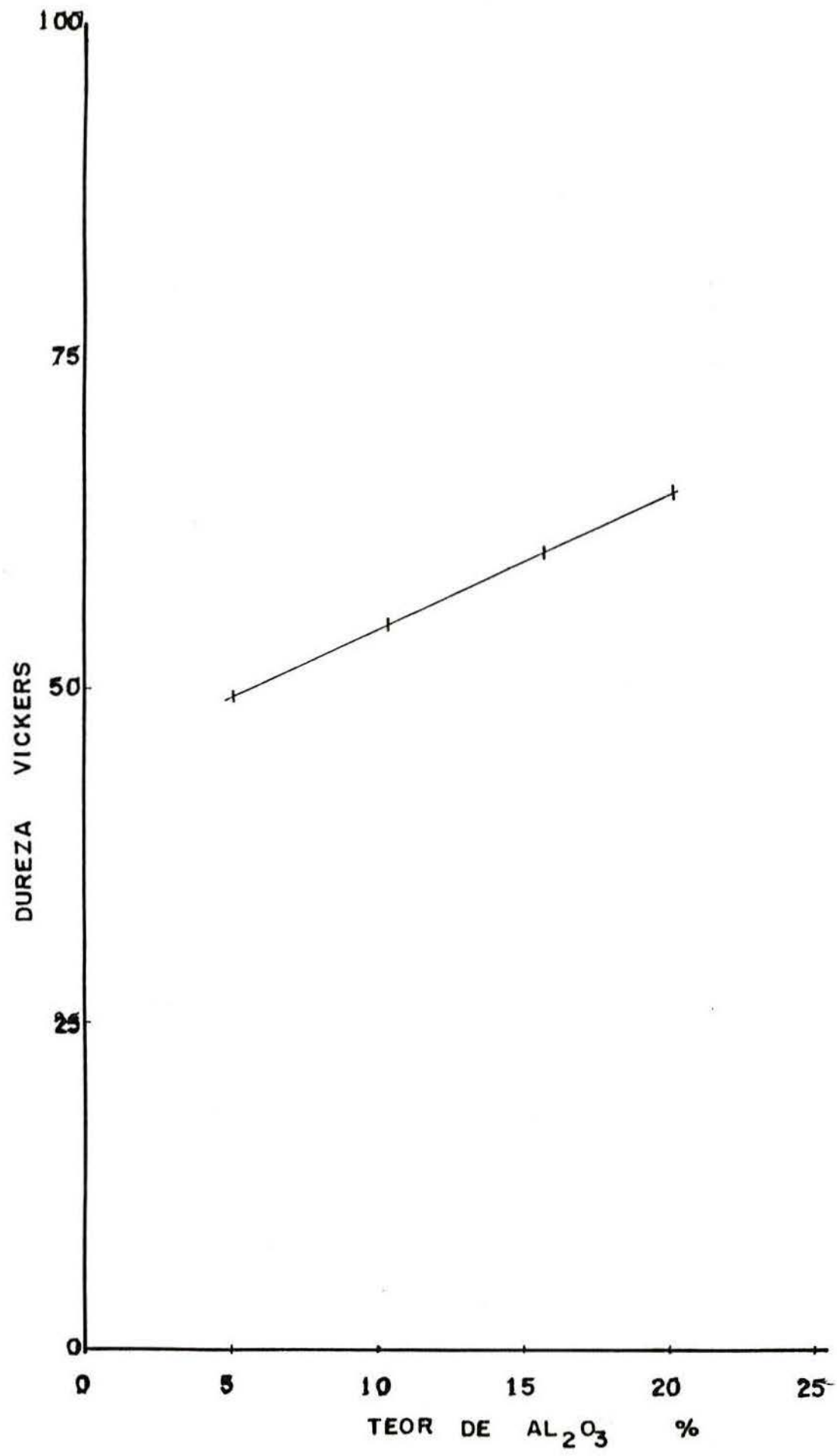
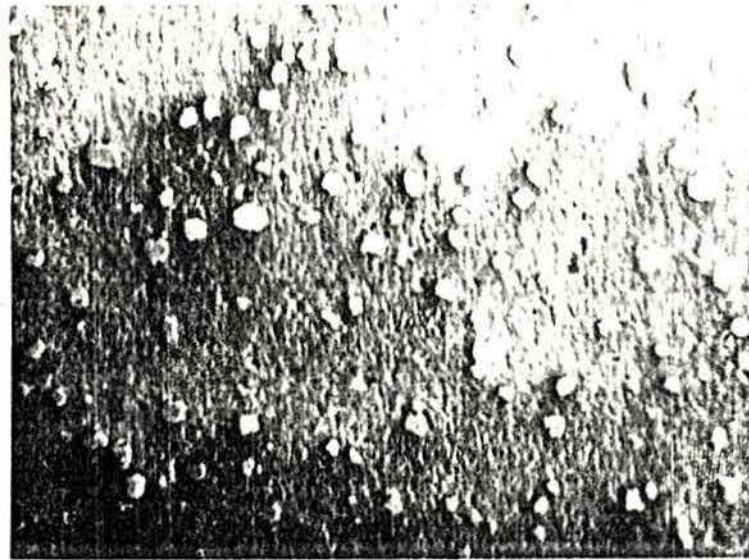


FIGURA 5.3- Dureza em função do teor de Al₂O₃ (fase 1) .

5.1.3- Micrografia (fase 1)

A análise micrográfica foi usada para observar a distribuição das inclusões de Al_2O_3 na matriz de alumínio, bem como o tamanho das partículas de óxido após a moagem. A figura 5.4 mostra as micrografias do composto $Al + Al_2O_3$. A figura 5.4(a) mostra uma visão geral da amostra onde pode-se ver as partículas de Al_2O_3 dispersas na matriz de alumínio, a figura 5.4(b) mostra uma partícula de $40 \mu m$ na matriz de alumínio. A figura 5.4(c) mostra uma partícula com $70 \mu m$. O tamanho maior de partícula encontrado foi de $70 \mu m$.

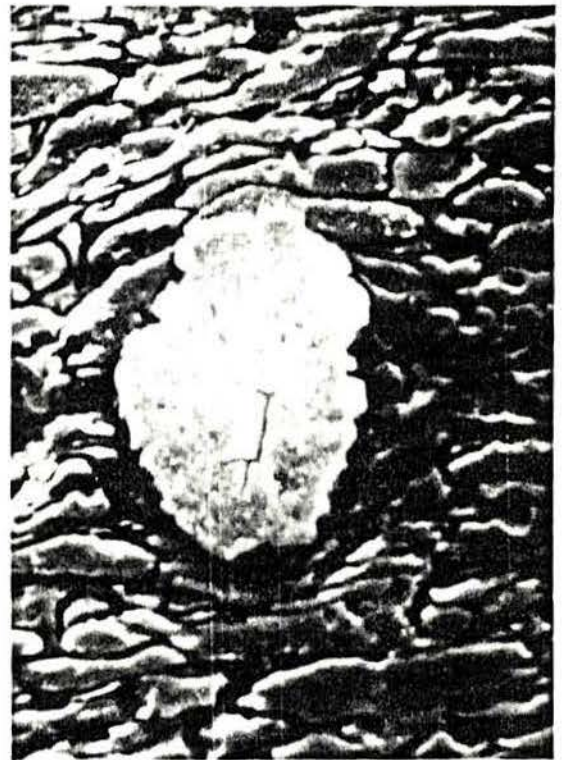
A amostra foi preparada da seguinte maneira: Lixada na sequência de lixas de 100 a 600 e após atacada com HF 5%.



(a) 26x



(b) 250x



(c) 250x

FIGURA 5.4- Micrografias do composto Al + Al_2O_3 (fase 1).
 (a) vista geral da amostra (26x); (b) alumina $\pm 40\mu m$ em matriz de alumínio (250x); (c) alumina $\pm 70\mu m$ em matriz de alumínio (250x) ataque HF 5%

5.2- Experimentos (fase 2)

5.2.1- Características dos pós e mistura (fase 2)

Para obtenção do composto $Al + Al_2O_3$ foram utilizados os pós de alumínio tipo 101 e alumina APC (2011)(325). As tabelas 5.1 e 5.3 mostram as características destes pós.

TABELA 5.3- Características do pó de Al_2O_3 (ALCOA)(fase 2)

APC-2011 (325)

Al_2O_3 , %	99,6 (99,2 mín)
SiO_2 , %	0,038 (0,065 máx)
Fe_2O_3 , %	0,029 (0,035 máx)
Na_2O , %	0,11 (0,14 máx)
Umidade, %(1)	0,30 (0,40 máx)
Perda ao fogo, %(2)	0,07 (0,12 máx)
Área superficial, m^2/g	1,3 (1,7 máx)
-325 mesh, %	99 (98 mín)

(1) 300°C

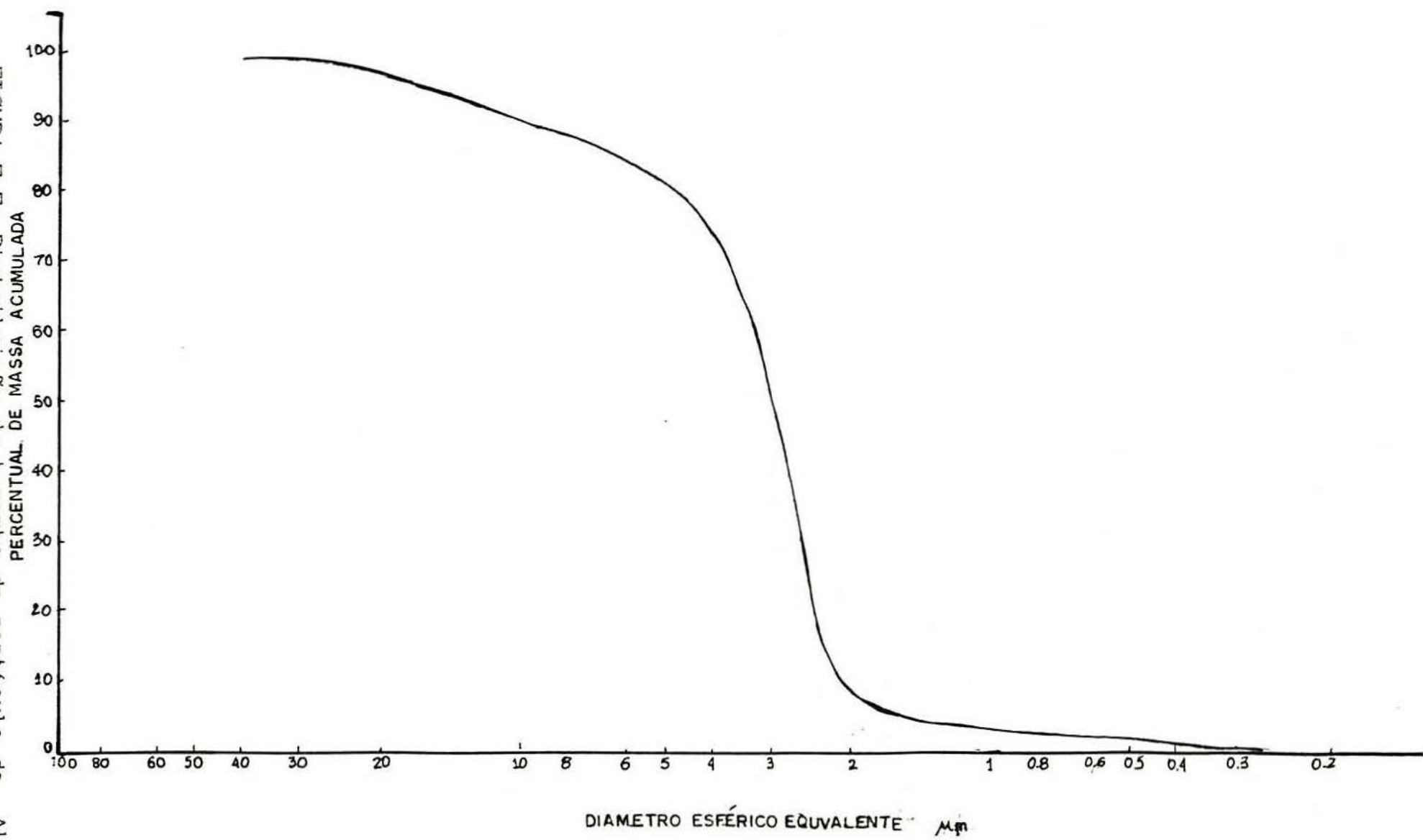
(2) 300 a 1100°C

A figura 5.5 mostra a distribuição granulométrica da alumina. Tendo os pós caracterizados partiu-se para a pesagem dos pós de alumínio, alumina e estearato de zinco (que foi usado como lubrificante). A pesagem foi feita em uma balança com precisão de 0,01g. Os teores de alumina adicionados foram de 0, 5, 10, 15 e 20% em peso e de estearato de zinco foi 1% para todas as composições.

Com os pós pesados partiu-se para a mistura. Esta etapa é fundamental para obter-se um composto com uma boa dispersão da fase de óxido e sem aglomerados. Por isso optou-se

usadas na fase 2.

FIGURA 5.5 - Distribuição de massa acumulada de partícula da Al_2O_3



por mistura em moinho de bolas, esta possibilita uma boa homogeneização da mistura dos pós de alumínio + alumina + lubrificante, além de reduzir o tamanho das partículas. O tempo escolhido para mistura foi de 16h [3.13]. O material a ser moído ocupou cerca de 30% do volume do jarro e os cilindros de moagem ocuparam cerca de 45% do volume de 30%.

A velocidade de moagem foi de 48 r.p.m.

5.2.2- Compactação (fase 2)

Para escolha da pressão de compactação para obtenção das preformas com densidade desejada levantou-se curvas de densidade verde x pressão de compactação. A figura 5.6 mostra as curvas de compactação obtidas para alumínio puro e para alumínio com teores de alumínio de 5, 10, 15 e 20%.

Para compactar usou-se para cada teor de alumina a força necessária para obter-se uma preforma com densidade verde de 85% da densidade teórica. Os corpos de prova obtidos, após a compactação tem $d = 25\text{mm}$ e $h = 25\text{mm}$.

A matriz usada para compactação foi uma matriz uniaxial com dupla ação dos punções. A figura 5.7 mostra um esquema da matriz.

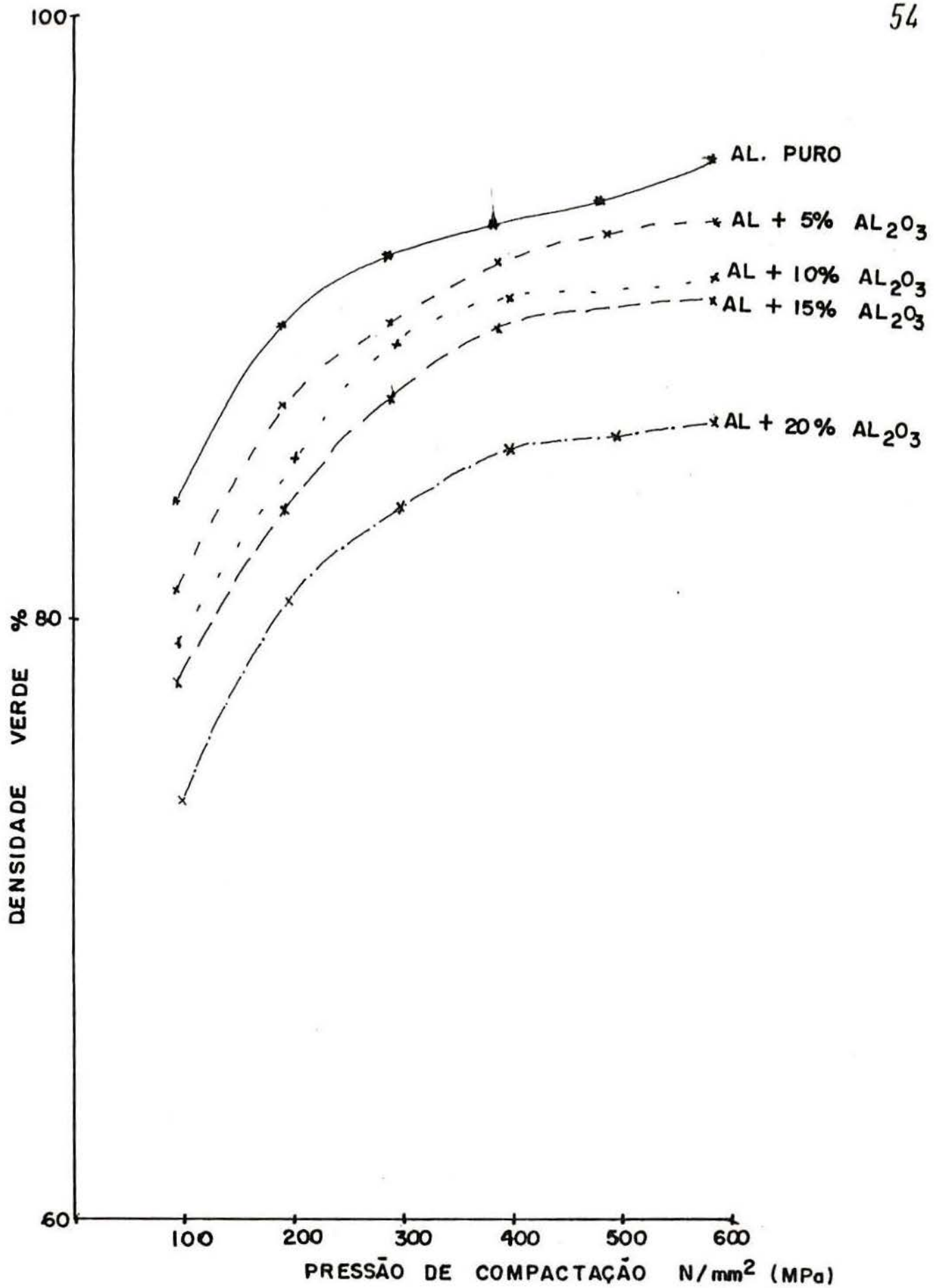


FIGURA 5.6- Curvas de compactação para Al puro, Al + 5% Al₂O₃, Al + 10% Al₂O₃, Al + 15% Al₂O₃, Al + 20% Al₂O₃ (fase 2).

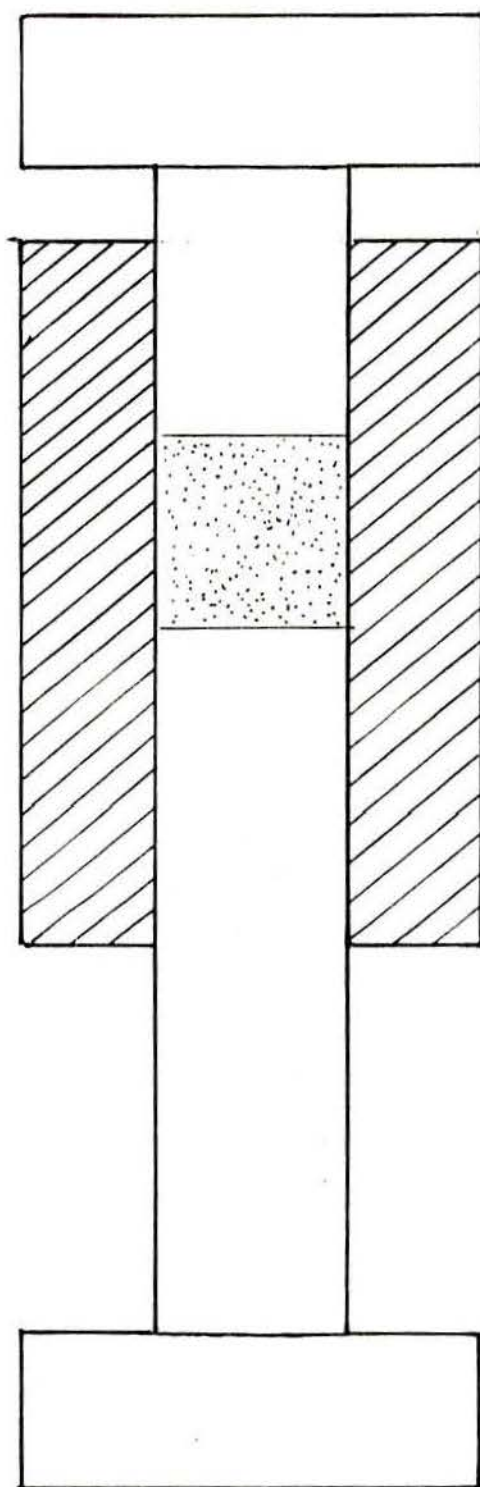


FIGURA 5.7- Matriz usada para compactação (fase 2)

5.2.3- Sinterização (fase 2)

As figuras 5.8(a) e (b) mostra o sistema usado para sinterização das preformas compactadas.

Podemos ver na figura 5.8 cada número abaixo relacionado:

- 1 - Forno de resistência
- 2 - Tubo de quartzo
- 3 - Termopar
- 4 - Sistema de refrigeração
- 5 - Flange para fixação do tubo
- 6 - Entrada de gás
- 7 - Saída de gás
- 8 - Tubo de nitrogênio

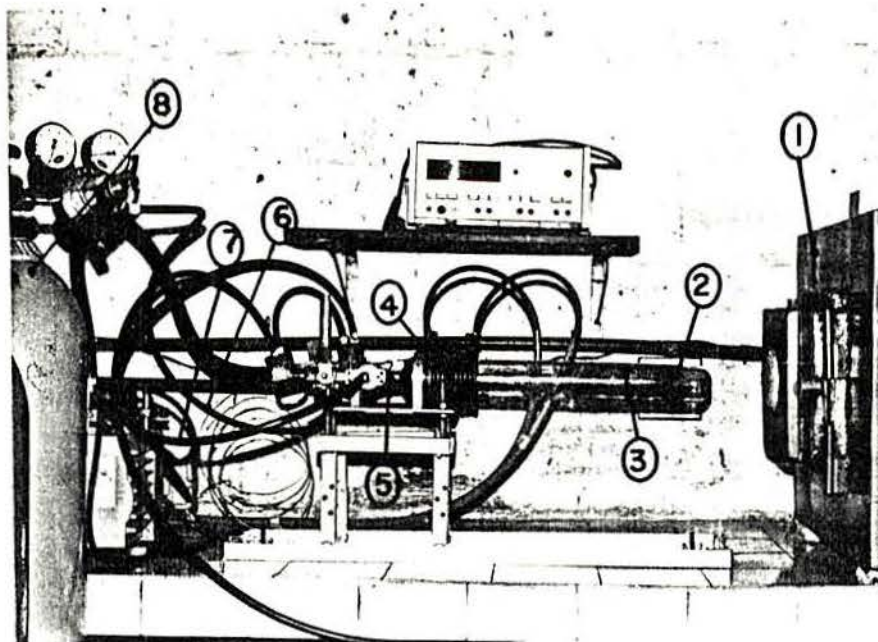
A sinterização foi realizada da seguinte maneira:

(a) Os corpos de prova foram colocados dentro do tubo de quartzo (5 de cada vez) na região do termopar, o sistema foi então fechado e o nitrogênio foi ligada. Deixou-se o nitrogênio em fluxo durante quinze minutos;

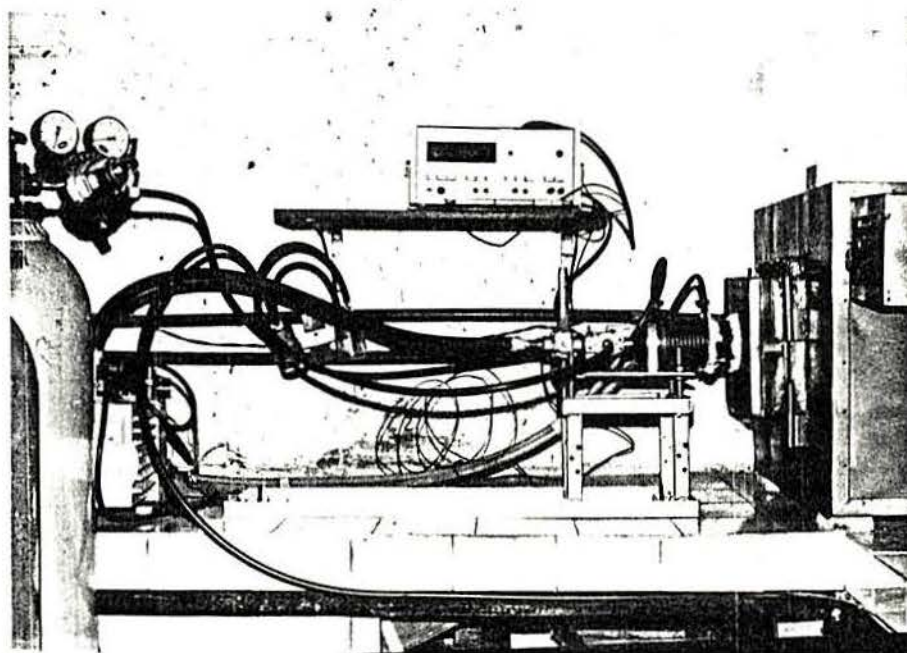
(b) O tubo de quartzo foi introduzido no forno e mantido durante 30 minutos em $400^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ para retirada do lubrificante com nitrogênio em fluxo;

(c) Logo após elevou-se a temperatura para $630^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ e deixou-se os corpos de prova durante 3h [3.13] em fluxo de nitrogênio para sinterizar.

Após a sinterização os corpos de prova apresentaram ótimo aspecto externo e a densidade variou de 88 a 89% da densidade teórica.



(a)



(b)

FIGURA 5.8- Sistema para sinterização

(a) tubo de quartzo fora do forno

(b) tubo de quartzo dentro do forno

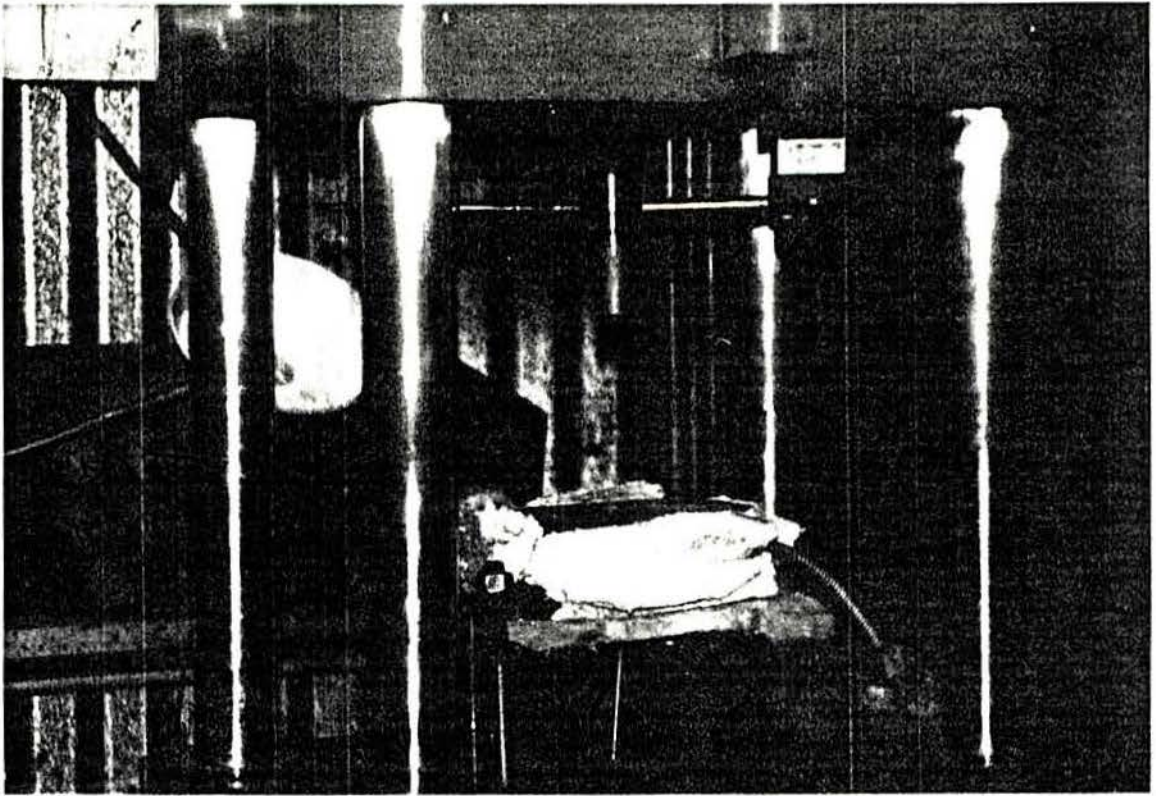
5.2.4- Extrusão (fase 2)

A figura 5.9(a) e (b) mostra a matriz usada para extrusão, podemos observar que ela foi fixada na prensa EKA de 40 toneladas. A figura (a) mostra como o punção foi fixado na parte superior móvel da prensa e a (b) mostra o punção na cavidade da matriz. A figura 5.10 mostra o desenho da matriz mostrada na figura 5.9.

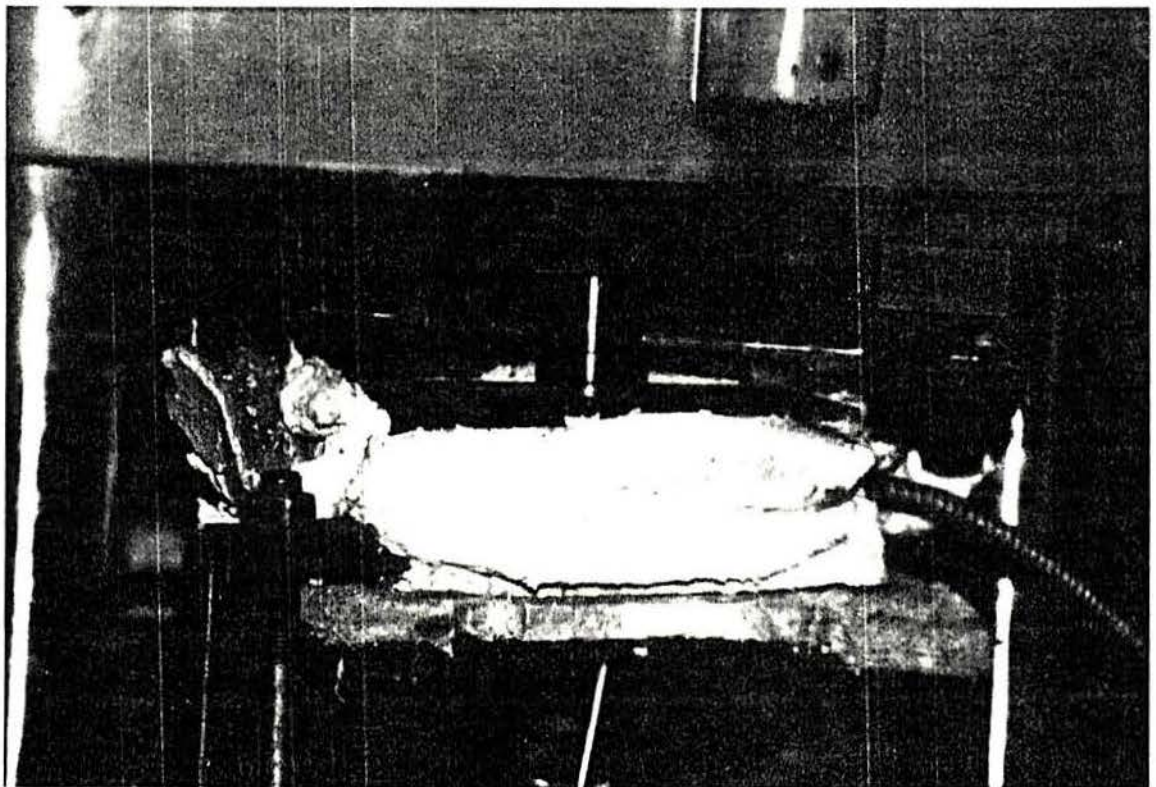
A seguir será comentado como foi realizada a (fase 2) extrusão:

- (a) Aquecimento dos corpos de prova até 200°C ;
- (b) Lubrificação dos corpos de prova na temperatura de 200°C . O lubrificante utilizado foi a base de grafite, bissulfeto de molibidênio e prata;
- (c) Recolocação dos corpos de prova no forno na temperatura de $565^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$. Estes foram deixados por 1h antes da extrusão;
- (d) A matriz de extrusão é aquecida até a temperatura de $565^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$, após o aquecimento (1h, $565^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$) os corpos de prova são trazidos até a cavidade da matriz (um de cada vez) e deixados até homogeneizar a temperatura (o controle é feito com um termopar perto da parede da cavidade da matriz, o sinal é lido em um multímetro digital, além do controlador de temperatura que as resistências estão ligadas);
- (e) A extrusão é realizada com a temperatura mantida entre $565^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$.

Os corpos de prova obtidos tem diâmetro 05mm e com $\rho = \pm 340\text{mm}$. A redução relativa em área é de $\epsilon = 96\%$. A figura 5.11 mostra os corpos de prova (a) antes da extrusão e (b) e (c) depois da extrusão.



(a)



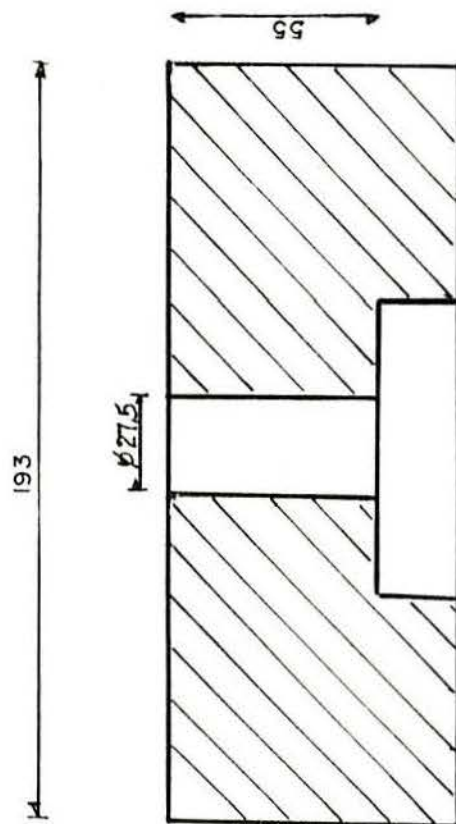
(b)

FIGURA 5.9- Matriz para extrusão, fixada na prensa

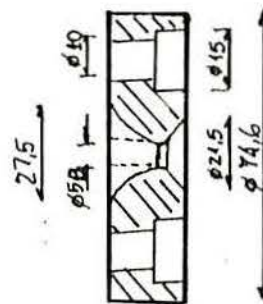
(a) punção fora da matriz

(b) punção dentro da matriz

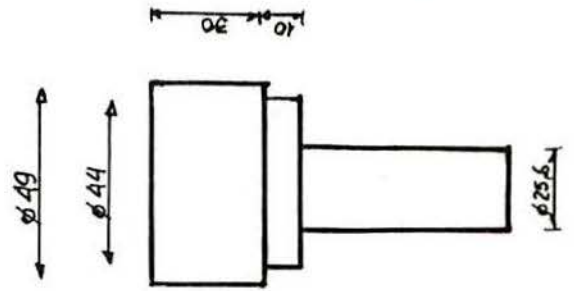
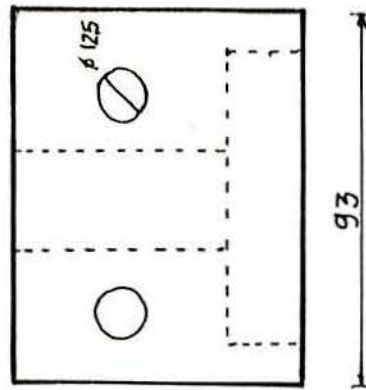
MATRIZ PARA EXTRUSÃO



MATRIZ



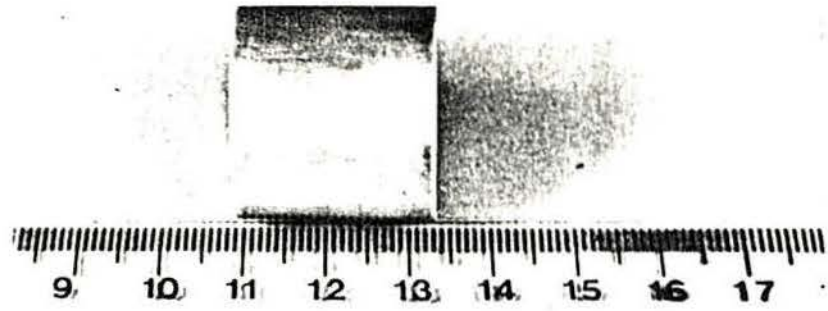
FIEIRA



PUNÇÃO

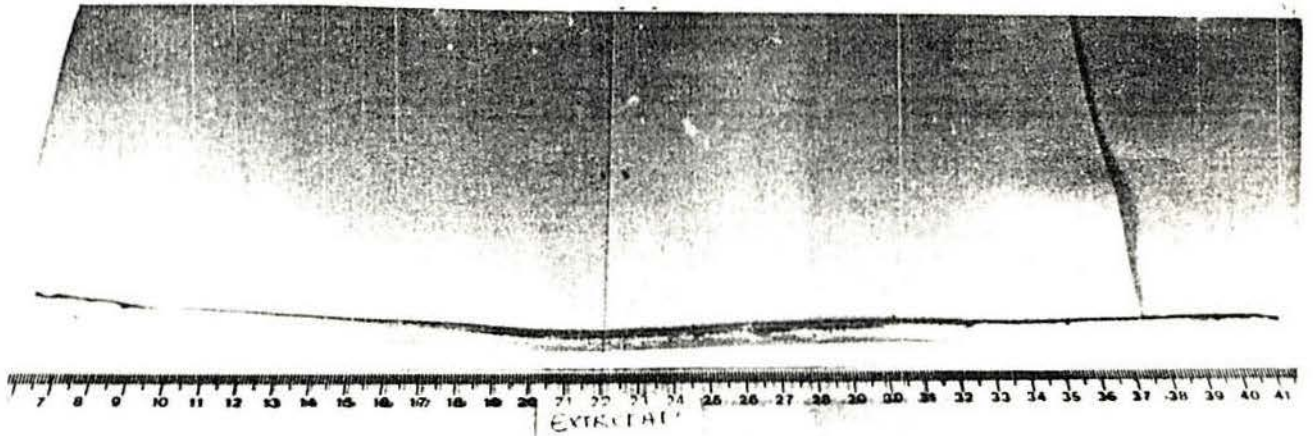
FIGURA 5.10- Matriz para extrusão (fase 2)

A força de extrusão foi medida com uma imprecisão de $\pm 1\%$. A figura 5.12 mostra a variação da força de extrusão com o aumento do teor de Al_2O_3 . Após a extrusão a densidade alcançou valor de 96 a 98% da densidade teórica.

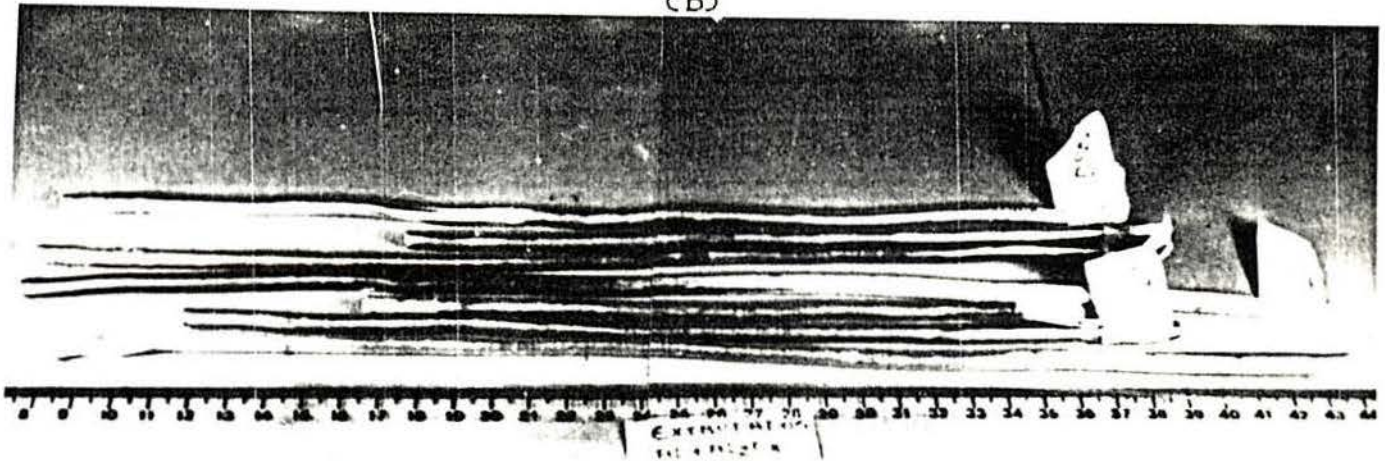


SINTERIZADO

(a)



(b)



(c)

FIGURA 5.11- Corpos de prova Al + Al₂O₃ (a) antes da extrusão; (b) e (c) depois da extrusão (fase 2).

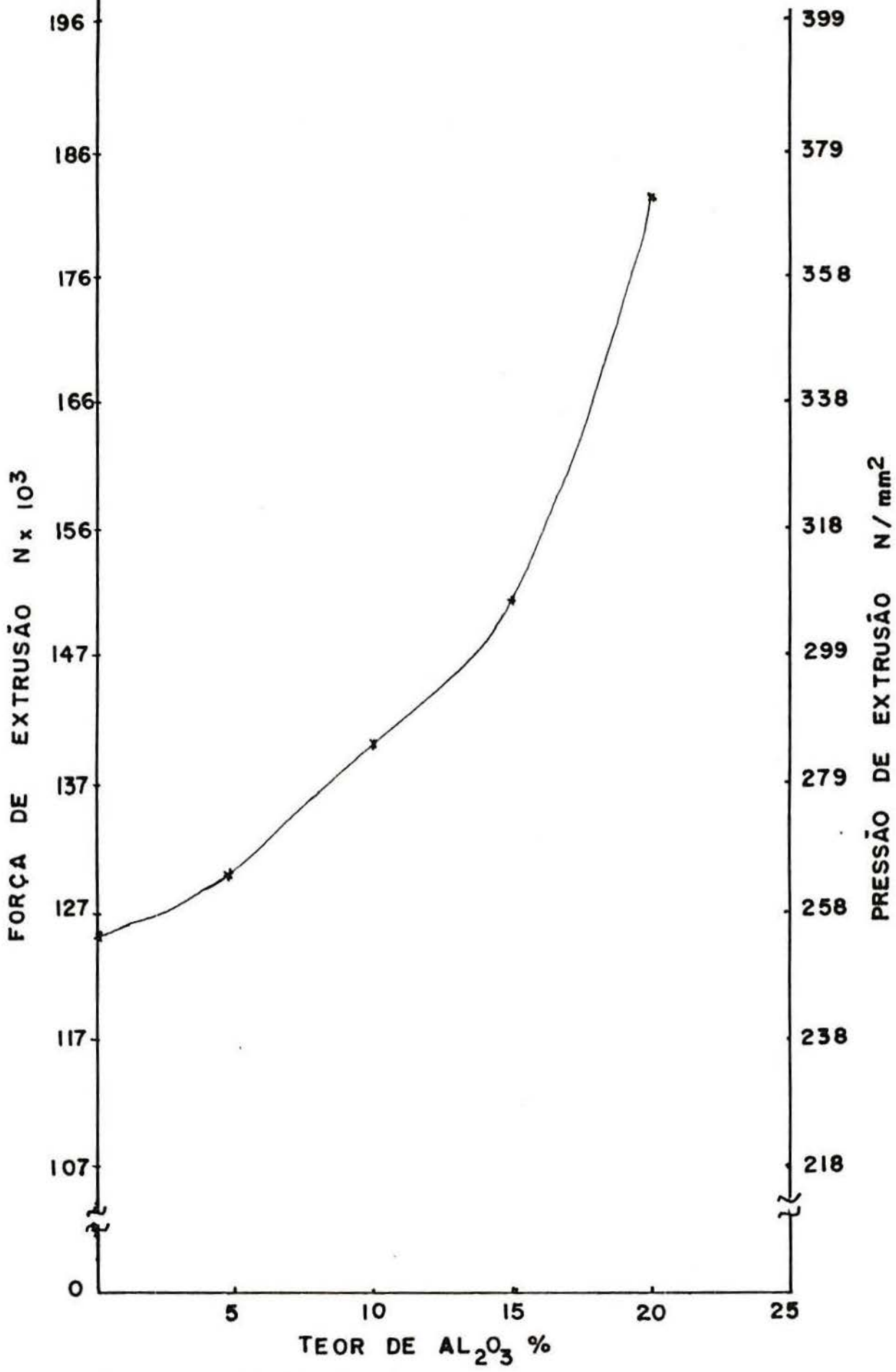


FIGURA 5.12- Variação da força de extrusão em função do teor de Al₂O₃ (fase 2).

5.2.5- Testes de resistência mecânica (fase 2)

5.2.5.1- Tração (fase 2)

Escolheu-se o teste de tração para obtenção das curvas de escoamento para alumínio e alumínio + alumina sinterizados e extrudados. Após a extrusão obteve-se um arame (5mm). Para realização dos testes de tração os corpos de prova foram cortados com $l = 150\text{mm}$ e marcados de 10 em 10mm para observar o alongamento. Para cada composição foi realizado três testes e as curvas não apresentaram diferença maior do que a imprecisão da aparelhagem que é de $\pm 1,0\%$.

A figura 5.13 mostra as curvas de resistência a tração obtidas para Al puro e Al + Al_2O_3 sinterizados e extrudados. A figura 5.14 mostra a tensão convencional de escoamento $\sigma_{0,2}$. Podemos notar que para valores maiores de alumina temos valores mais altos de tensão de escoamento. A figura 5.15 mostra como varia o alongamento com o aumento do teor de alumina, para valores de alumina mais altos temos valores de alongamento mais baixos.

5.2.5.2- Dureza (fase 2)

Para os testes de dureza os corpos de prova foram embutidos devido ao seu tamanho e forma, as medidas de dureza foram realizadas na seção longitudinal dos corpos de prova para todos os teores de alumina. A figura 5.16 mostra a variação da dureza com o aumento do teor de óxido.

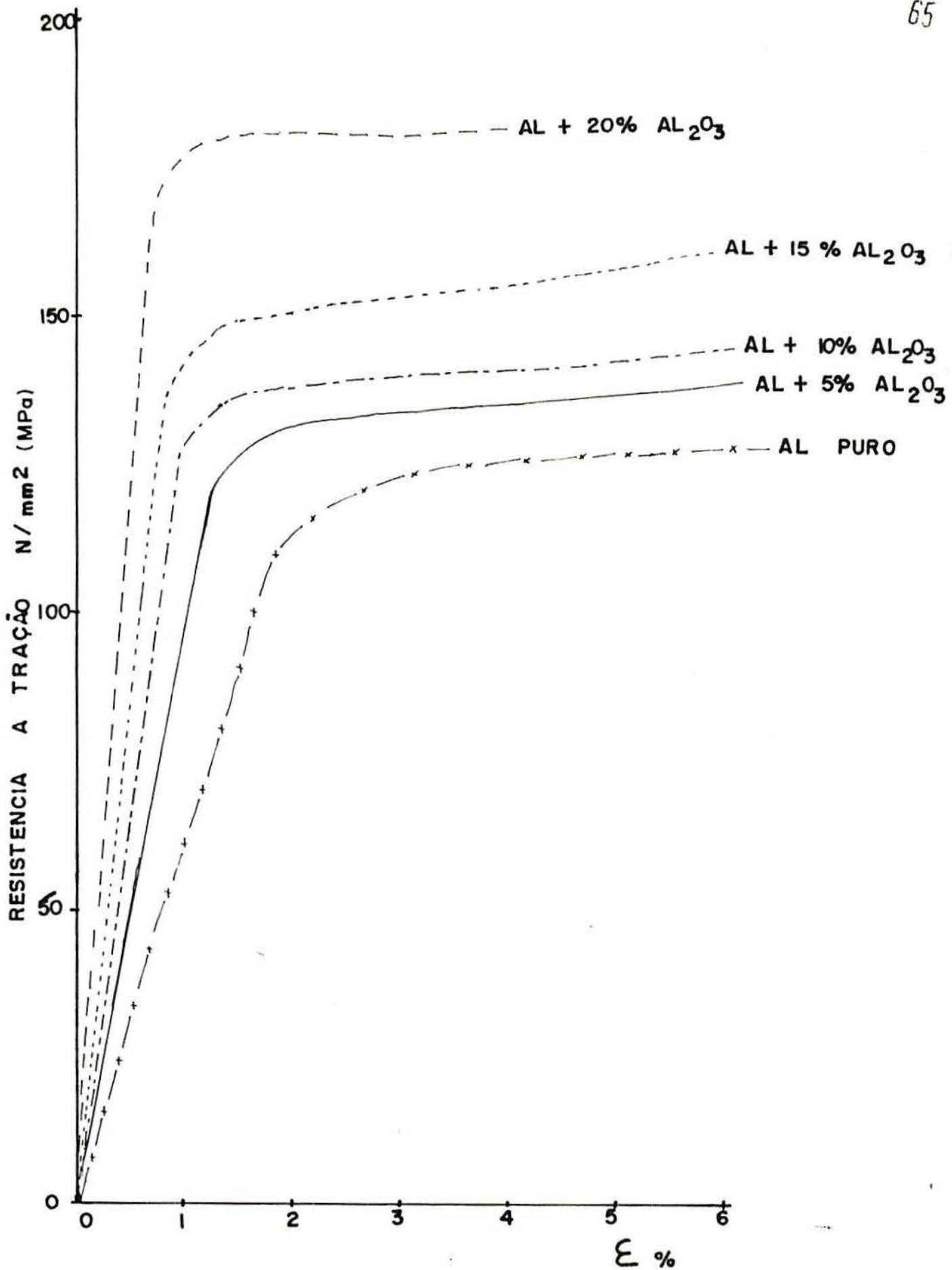


FIGURA 5.13- Resistência a tração em função do teor de Al_2O_3 para corpos de prova extrudados (fase 2).

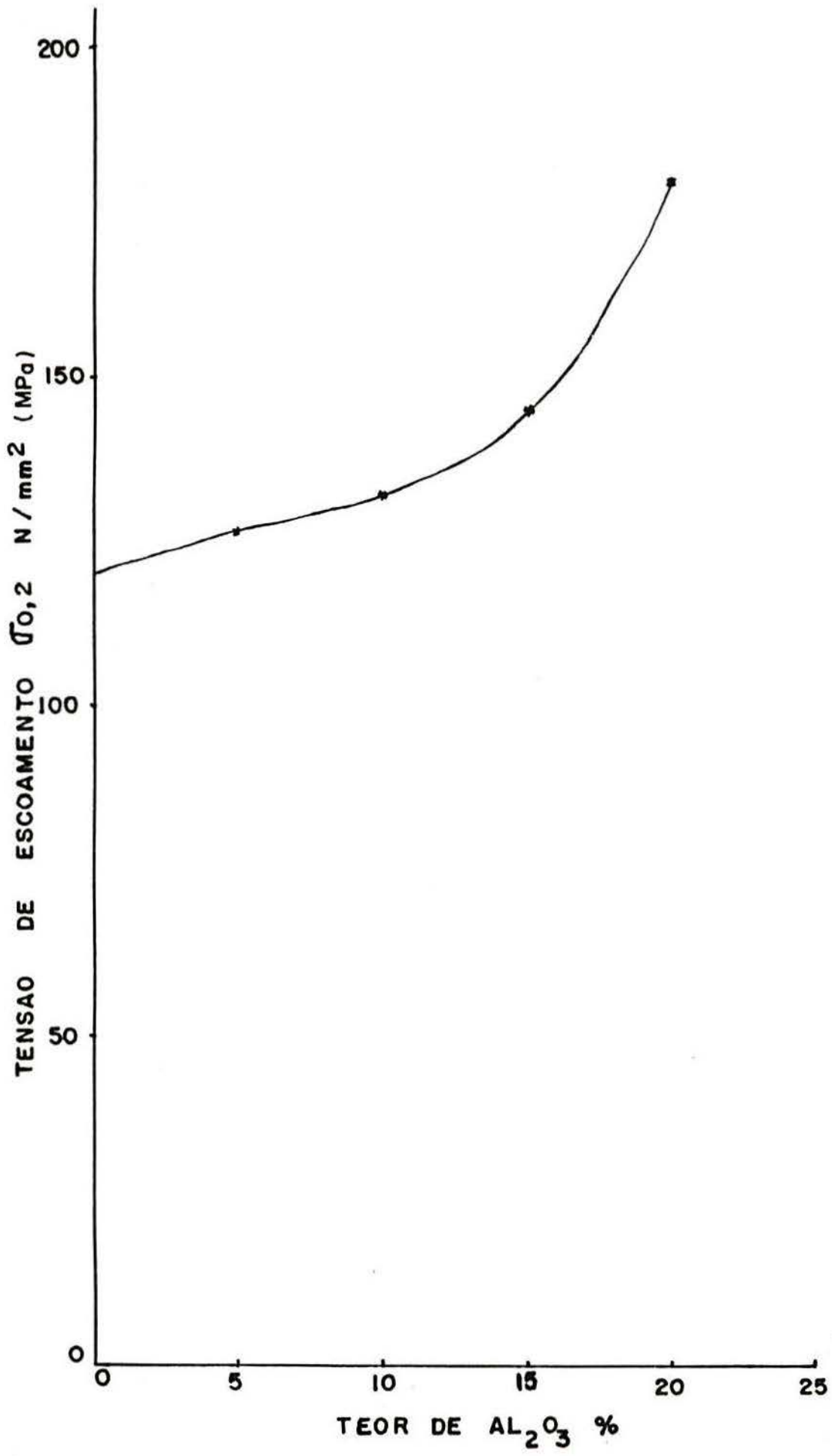


FIGURA 5.14- Tensão de escoamento σ_{0,2} (fase 2).

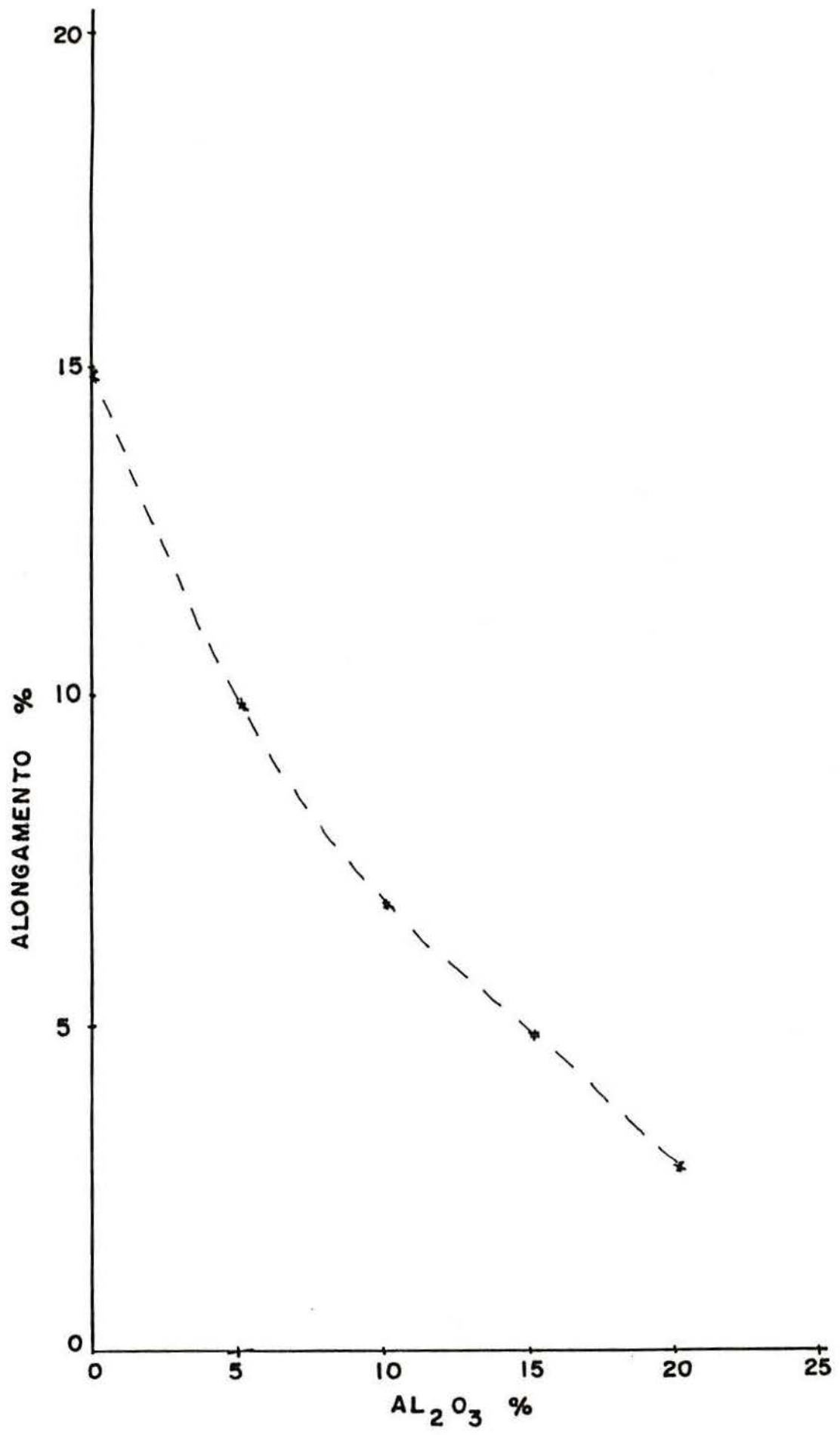


FIGURA 5.15- Alongamento em função do teor de alumina (fase 2).

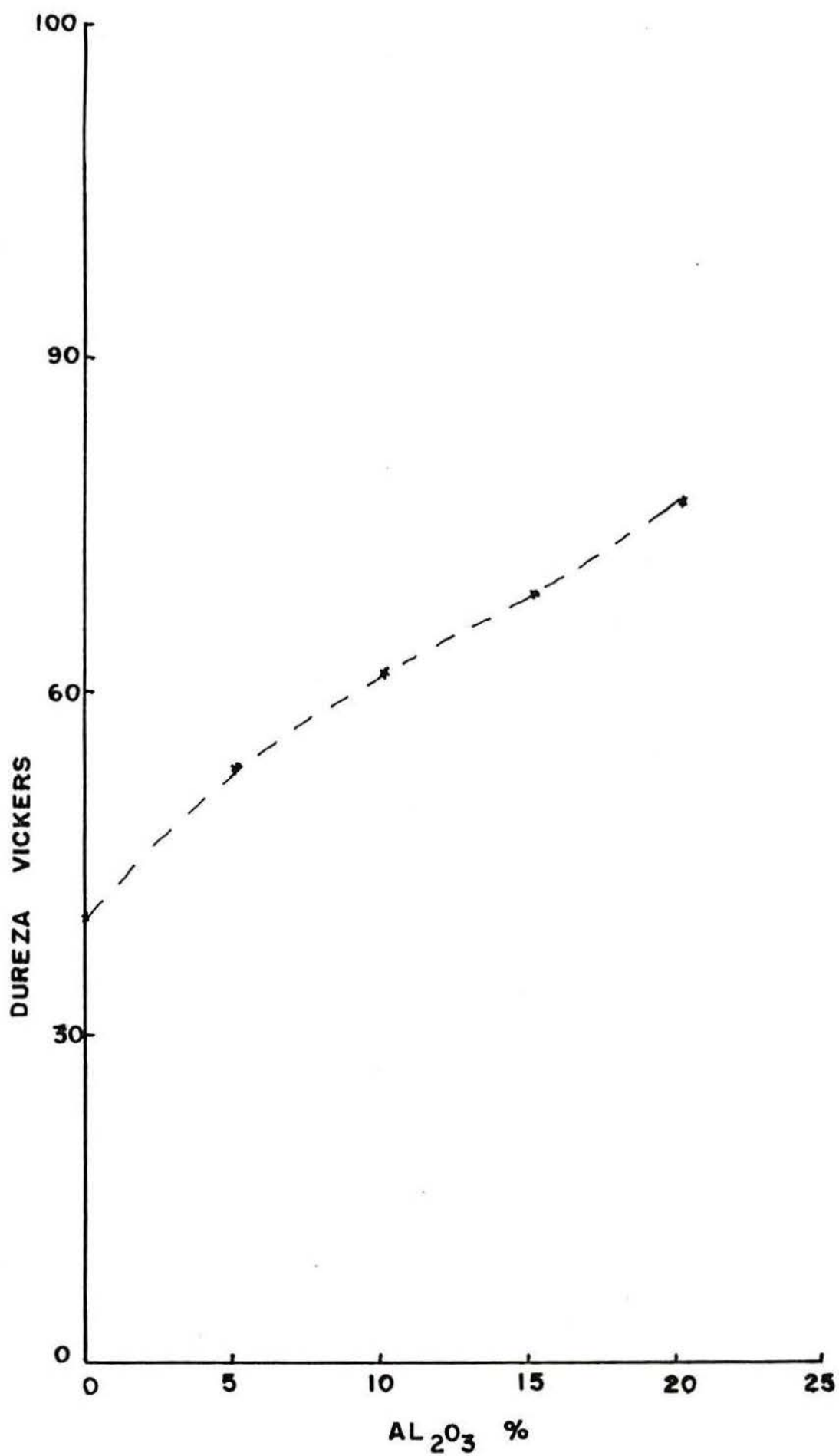
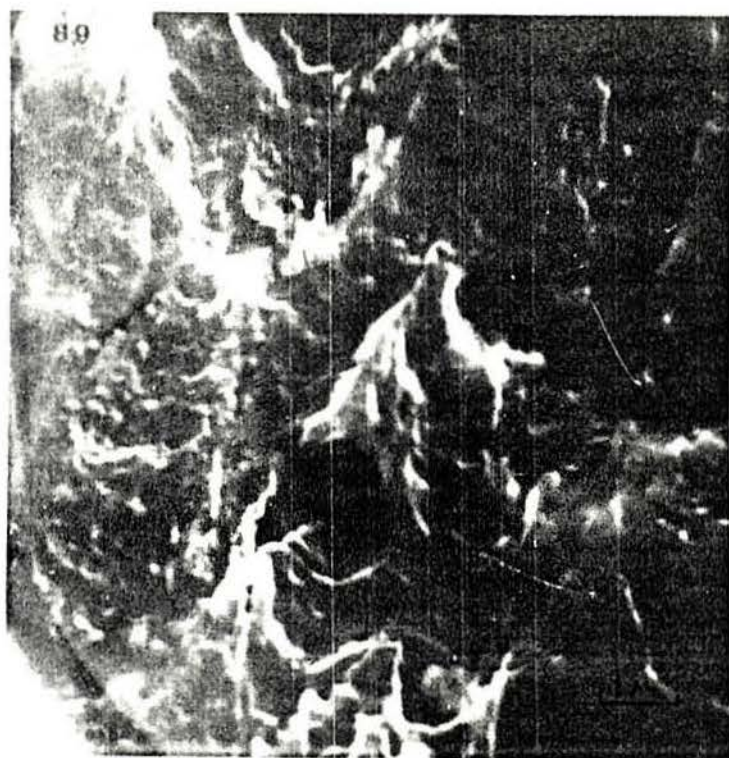


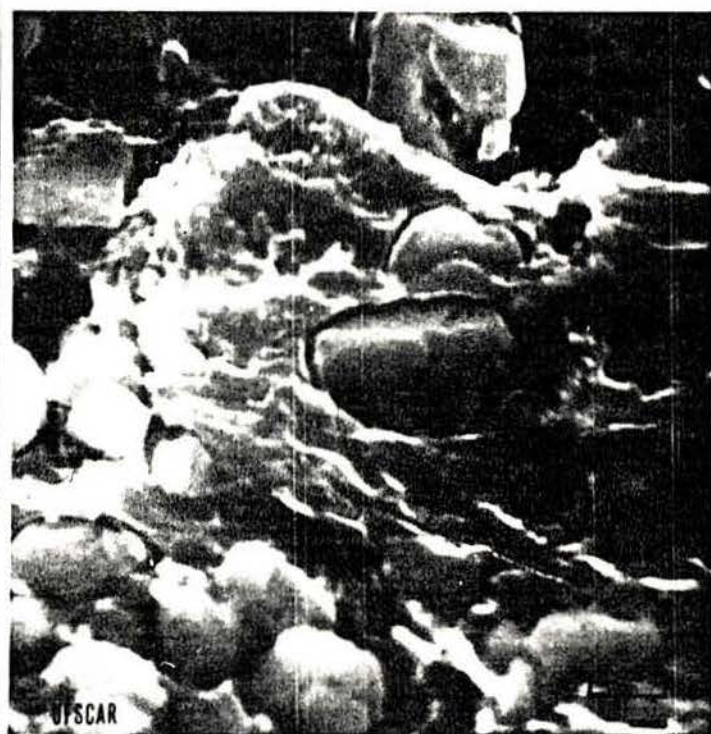
FIGURA 5.16- Dureza em função do teor de alumina (fase 2).

5.2.6- Micrografia (fase 2)

A micrografia foi escolhida para observar o tamanho das partículas de Al_2O_3 após a moagem. A figura 5.17 mostra a alumina na matriz de alumínio, com teores de alumina variando de 0 a 20%. Em todas as amostras o tamanho das partículas de alumina é menor que $3\mu\text{m}$. Como pode-se observar na figura 5.5 antes da moagem a maior parte das partículas de Al_2O_3 tinha tamanho entre 3 e $10\mu\text{m}$. Para preparar as amostras usou-se a sequência de lixas de 100 a 600 e após atacou-se as amostras com HF 5%.



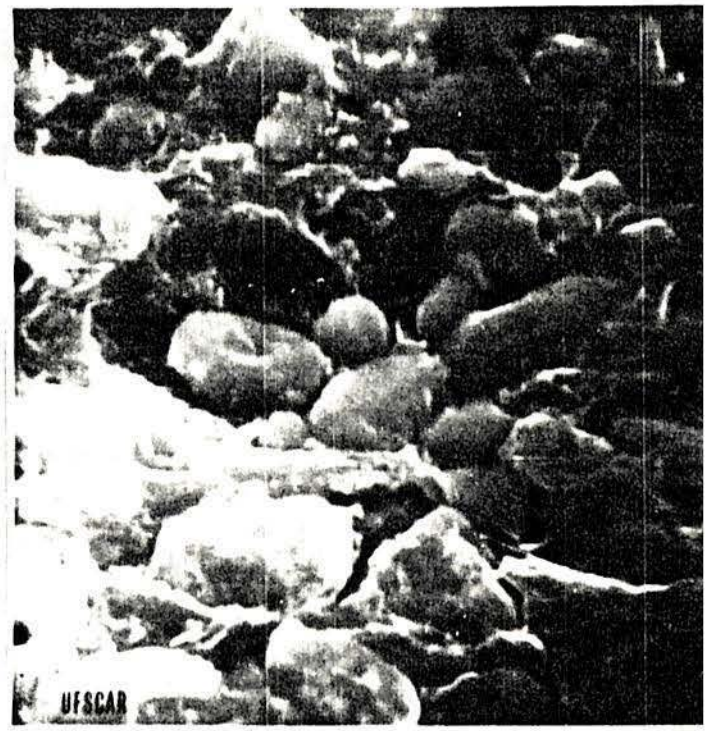
(a)



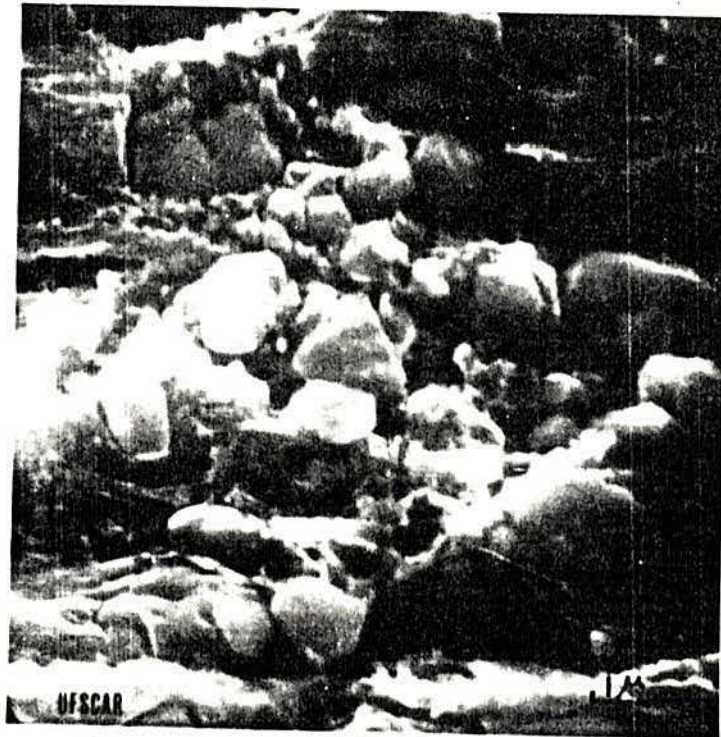
(b)



(c)



(d)



(e)

FIGURA 5.17- Micrografias do composto Al - Al_2O_3 . (a) Al puro; (b) Al + 5% Al_2O_3 (10000x); (c) Al + 10% Al_2O_3 (10000x); (d) Al + 15% Al_2O_3 (10000x); (e) Al + 20% Al_2O_3 (10000x). Ataque HF 5% (fase 2).

VI - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os experimentos preliminares (fase 1) mostram que o material apresenta-se homogêneo, pois as curvas tensão-deformação obtidas para cada composição não apresentam diferença maior que 0,5% que é a imprecisão da aparelhagem. Os valores de dureza e tensão de escoamento são muito baixos quando comparados com a literatura. Com base nestes experimentos e na referência [3.13] passou-se a redefinir alguns parâmetros como tamanho de partícula, tempo e temperatura de sinterização e grau de deformação. O tamanho de partícula de alumina usada nos experimentos preliminares (fase 1) variava de 40 a 90 μm . Este tamanho de partícula foi mudado e passou-se a usar a alumina com tamanho de partícula menor, 3 a 10 μm . Podemos ver na figura 5.4 que o tamanho de alumina usada nos primeiros experimentos estava (fase 1) na faixa de $< 70\mu\text{m}$ e na figura 5.17 que a alumina usada nos experimentos finais (fase 2), após a moagem estava com tamanho de partícula $<$ que $3\mu\text{m}$. O tempo e temperatura de sinterização foram mudados, de 1h para 3hs [3.13] e de 400°C para 630°C [3.13] respectivamente. A temperatura de extrusão foi elevada de 365°C para 565°C [3.13]. O grau de deformação relativa em área passou de $\epsilon=55,5\%$ para $\epsilon=96\%$.

Com estas alterações obteve-se valores de dureza e tensão de escoamento mais altos. Se compararmos os valores de tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ obtidos nas experiências preliminares e os valores obtidas após podemos ver que para 20% de Al_2O_3 a

tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ aumenta de 120 N/mm^2 para 180 N/mm^2 . O valor de dureza para 20% de Al_2O_3 aumenta de 64 vickers (experimentos preliminares) para 85 vickers.

A mistura de pó de alumínio com pó de óxido de alumínio por meios mecânicos não produz compostos com propriedades mecânicas atraentes porque é difícil produzir uma mistura completamente sem aglomerados e também porque o pó de alumínio fino tem tamanho de partícula $>$ que $5 \mu\text{m}$ [3.13]. Se uma combinação de mistura mecânica e moagem em moinho de bolas for feita, pode-se produzir um material com distribuição de óxido uniforme e com propriedades mecânicas reproduzíveis [3.13]. Neste trabalho a mistura dos pós de Al e Al_2O_3 foi feita em moinho de bolas, podendo-se notar que o material apresenta boa homogeneidade, pois os testes feitos para os três corpos de prova de cada composição apresentam ótima repetibilidade. Segundo Kothari [3.13] a resistência dos materiais depende da quantidade, tamanho e forma das partículas e da distribuição uniforme da fase dispersa. Para partículas menores de óxido os valores de tensão de escoamento e dureza aumentam [3.13]. Partículas menores de óxido tem uma área de contato maior com a matriz de alumínio aumentando a resistência ao escoamento dos planos.

Os valores de tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ para as ligas obtidas com o pó MD105 e R400 (moídas em moinho de bolas) na faixa de 0,9 a 9% de óxido variam de 100 a 180 N/mm^2 [3.13]. Os valores de tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ obtidos neste trabalho variam de 120 a 180 N/mm^2 para teores de 0 a 20% de óxido.

Os valores de tensão de escoamento $\sigma_{0,2}$ obtidos neste trabalho são aproximadamente duas vezes maiores que os valores

obtidos para liga com pó MD13 + óxido (moído em moinho de bolas) [3.13].

Neste trabalho a dureza obtida para 20% de Al_2O_3 é 85 Vickers. A liga obtida com o pó MD105 apresenta um valor de 80 Vickers para 8% de óxido. Em nosso trabalho provavelmente valores mais elevados de dureza seriam alcançados com tamanho de partícula de alumínio e alumina menores (a alumina usada neste trabalho é a alumina comercial com menor tamanho de partícula produzida pela ALCOA).

VII - CONCLUSÕES

Através da análise feita no composto Al+Al₂O₃ variando-se o teor de alumina constata-se que:

- Até o valor analisado de 20% a tensão de escoamento aumenta com o aumento do teor de óxido. Inclusões de Al₂O₃ atravessam os planos de deslizamento paralelos agindo como pinos elásticos, impedindo o deslocamento local, criando tensões que se opõe ao deslizamento dos planos.

- Analisando a dureza obtida nos corpos de prova constata-se que a mesma aumenta com o aumento do teor de alumina até o valor de 20% analisado. A dureza aumenta devido a tensão opositora que a alumina cria ao deslizamento dos planos.

- A tensão de escoamento e a dureza variam com o tamanho de partícula do óxido. Pós mais finos produzirão compostos com valores de dureza e tensão de escoamento mais altos. Partículas menores de Al₂O₃ possuem uma área de contato maior com a matriz de Alumínio aumentando a resistência ao escoamento dos planos.

- O alongamento diminui com o aumento do conteúdo de óxido.

- Através de moagem em moinho de bolas, compactação, sinterização e posterior conformação mecânica pode-se obter compostos homogêneos e com propriedades mecânicas boas.

- O grau de deformação influe nas propriedades de dureza e tensão de escoamento. Graus de deformação maiores produzem maiores valores de dureza e tensão de escoamento.

- A comparação dos valores obtidos por outros autores mostra que as propriedades obtidas nas condições atuais (matéria-prima encontrada no mercado brasileiro, condições técnicas do laboratório da UFRGS, etc.) são boas podendo-se obter resultados melhores com condições mais favoráveis.

VIII - SUGESTÕES DE CONTINUIDADE

- Obter o composto Al - Al₂O₃ por técnicas de Metalurgia Líquida, adicionando Mg como descrito por B.C. Pai [3.8].

- Obter o composto Al - Al₂O₃ por técnicas convencionais de Metalurgia do Pó, usando alumina com tamanho de partícula inicial menor do que a usada neste trabalho.

- A presença de Al₂O₃ no Al afeta as propriedades de dureza e tensão de escoamento. Estudar como a presença da inclusão (Al₂O₃) no Al afeta a evolução da microestrutura.

- Efetuar ensaios dinâmicos para verificar as propriedades mecânicas deste tipo de material quando empregado em peças que sofrem cargas pulsantes.

- Calcular a força de extrusão para o compósito Al + Al₂O₃ usando a teoria das tiras [8.1] baseado na teoria elementar da plasticidade [8.2] e [8.3] para metais porosos. A matriz de alumínio sinterizado é comprimida e densificada até que o processo alcança um estado estacionário. No caso do compósito Al - Al₂O₃ temos partículas cerâmicas duras dispersas na matriz porosa de alumínio.

IX- BIBLIOGRAFIA

- [1.1] - LEVI, C.G. et alii. Interface Interactions During Fabrication of Aluminium Alloy-Alumina Fiber Composites. METALLURGICAL TRANSACTIONS A, Vol. 9A: 697-711, 1978.
- [1.2] - KIUCHI, M. Application of Mashy State Working Process to Production of Metal Ceramics Composites. ANNALES OF THE CIRP, Vol 36[1]: 173-176, 1987.
- [2.1] - MACHINERY'S YELLOW BACK - SERIES - Powder Metallurgy in Practice. N^o 23, London, 1959.
- [2.2] - BARÃO, A.S. Metalurgia do Pó. Publicado pelo Centro Acadêmico 17 de Julho - Volta Redonda. Vol 1: 1965.
- [2.3] - CHIAVERINI, V. Metalurgia do Pó: Técnicas e Produtos ABM - 1982.
- [2.4] - DIXON, R.T & CLAYTON, A. Powder Metallurgy for Engineers. The Machinery Publishing Co. LTDA. 1971.
- [2.5] - LENEL, F.V. Powder Metallurgy. Principles and Applications. Metal Powder Industries Federation. Princeton, New Jersey - 1980.

- [2.6] - WANG, F.Y. Powder Characterization. ADVANCES IN POWDER TECHNOLOGY, 39-54, 1982.
- [2.7] - BRUCH, C.A. Problems in die-pressing sub micron size alumina powder. CERAMIC AGE, 44-53, October 1987.
- [2.8] - TABATA at alii. Coefficient of Friction Between Metal Powder and Die-Wall During Compaction. POWDER METALLURGY INTERNATIONAL, 13(4): 179-182, 1981.
- [2.9] - KEHL at alii. Internal or Die Wall Lubrication for Compaction of Al Powders. POWDER METALLURGY, 26(4): 221-227. 1983.
- [2.10]- HAECKEL, R.S. Automatic Lubrication of Powder Compacting Punches and Dies. INTERNATIONAL JOURNAL OF POWDER METALLURGY, 4(1): 13-33, 1968., 1968.
- [2.11]- LAWLEY, A. Modern Powder Metallurgy Science and Technology. JOURNAL OF METALS. 15 - 25. August 1986.
- [2.12]- HECKEL, R.W. "Density-Pressure Relation Ships in Powder Compaction", TRANS. MET. SOC., AIME, 221-671, 1961.
- [2.13]- JAMES, P.S. "Fundamental Aspects of the Consolidation of Powders", POWDERED MET. INT, 193, 1972.
- [2.14]- HERSEY, A.J. at alii. "The effect of Particle Size on the Consolidation od Powders During Compaction" SOC.

FOR ANAL CHEM, London, 331, 1972.

- [2.15]- BEDDOW, J.K. Initial Stage of Compacting Metal Powders. INTERNATIONAL JOURNAL OF POWDER METALLURGY, 9(4): 127-130, 1973.
- [2.16]- COOPER, A.R. Jr. et alii. Compaction Behavior of Several Ceramic Powders. JOURNAL OF THE AMERICAN CERAMIC SOCIETY, 45(3): 97-101, 1962.
- [2.17]- SEELIG, R.P. et alii. "Pressing Operation in Fabrication of Articles by Powder Metallurgy". TRANS. AM. INST. MINING MET. ENGRS., 166: 492-504, 1946.
- [2.18]- BALSHIN, M. Vestnek Metallopron 18:127-137, 1938.
- [2.19]- JAMES, W.B. Overview of High density P/M Forming Process. INTERNATIONAL JOURNAL OF POWDER METALLURGY TECHNOLOGY & POWDER TECHNOLOGY, 21(3), 1985.
- [2.20]- HIRSCHHORN, J.S. Introduction to Powder Metallurgy. Ed. American. POWDER METALLURGY INSTITUTE N. Y., 1969.
- [2.21]- FISCHMEISTER, Isostatic Hot Compaction - a Review - POWDER METALLURGY INTERNATIONAL. 10(3), 1978.
- [2.22]- KUCZYNSKY, C.G. Theory of Solid State Sintering. POWDER METALLURGY. Interscience Publishers., N.Y.

London, 1960.

- [2.23]- COBLE, R.L. Sintering Crystalline Solids. I. Intermediate and Final State Diffusion Models. J. of APPLIED PHYSICS, Vol 32(5): 787-792, 1961.
- [2.24]- COBLE, R.L. et alii. Reactivity of Solids, ELSEVIER PUBLISHER Co., 1961.
- [2.25]- KUCZYNSKY, G.C. Shrinkage of interconnected pore septem. PHISICS OF SINTERING, 5(2/2): 41-9, 1973.
- [2.26]- KUCZYNSKY, G.C. Sintering and Related Phenomena, Plenum Press (1976).
- [2.27]- DE HOFF, R.T. at alii. The hole Interparticle contacts in Sintering Powder Metallurgy. INTERSCIENCE PUBL. N.Y., 1961.
- [2.28]- DE HOFF, R.T & AIGELTINGER, E.H. Experimental quantitatize microscopy with special application to sintering. In: HIRSCHHORN, J.S & ROLL, K.H.. PERSPECTIVES IN POWDER METALLURGY. New York, Plenum, 1970. Vol. 5. p.81-137.
- [2.29]- KRONSBELN, J; BUTEAU, L.J.; DE HOFF, R.J. Measurement of topological parameters for description of two-phase structures with special references to sentering. TRANSACTIONS OF THE AIME, 233(11):

1961-9, Nov. 1965.

- [2.30]- FRENKEL, J.J. Phys. 9(5), 385-391, 1945.
- [2.31]- KUCZYNSKY, G.C. Trans. AIME, 185(2) - 169-78, 1949.
- [2.32]- KUCZYNSKY, G.C. PHYS. REV., 73., 1308., 1949..
- [2.33]- KUCZYNSKY, G.C. Measurement od self-diffusion of silver withouth radioactive tracers. JOURNAL OD APPLIED PHYSICS, 21(7): 632-5, July 1950.
- [2.34]- KINGERY, W.O. Introduction to Ceramics, John Willey & Sons, N.Y. 1960.
- [2.35]- KUCZYNSKY, G.C. Phys. Rev. 75, 334, 1949.
- [2.36]- KUCZYNSKY, G.C. The mechanism of densification during sintering of metallic particles. ACTA METALLURGICA, 4(1): 58-61, Jan. 1956.
- [2.37]- KINGERY, W.D. & BERG, M. Study of the initial Stages of Sintering Solids by Viscous Flow, Evaporation-Condensation, and Self-Diffusion. JOURNAL OF APPLIED PHYSICS, 26(10): 1205-1212, 1950.
- [2.38]- KUCZYNSKY, G.C. Study of Sintering of glass. JOURNAL OF APPLIED PHYSICS, 20(12):1160-3, Dec. 1949.

- [2.39]- HOBBS, P.V. & MASON, B.J. Sintering and adhesion of ice. PHILOSOPHICAL MAGAZINE, 9(98):181-97. Feb. 1964.
- [2.40]- JOHNSON, D.L. Sintering Kinetics for combined volume, grain boundary, and surface diffusion. PHYSICS OF SINTERING, 1(1/3): B₁-B₂₂, July 1969.
- [2.41]- JOHNSON, D.L. New Method of obtained volume, grain boundary, and surface diffusion coefficients from sintering data. JOURNAL OF APPLIED PHYSICS, 40(1): 192-200, Jan 1969.
- [2.42]- SWINKELS, F.B. et alii. A second Report on Sintering diagram. Acta Met. Vol 29, 259-281, 1981.
- [2.43]- ASHBY, M.F. A first report on Sintering diagrams. Acta Metall. 22, 275, 1974.
- [2.44]- THUMMLER, F. et alii. UAl₂ - Al instead of UAl₉-Al in fuel-element plates for advanced test-reactors. POWDER METALLURGY, 12(23):1-22, 1969.
- [2.45]- WILSON, T.L. & SHEWMON, P.G. The role of interfacial in the sintering of cooper. TRANSACTIONS OF THE AIME, 236(1):48-58, Jan. 1968.
- [2.46]- EASTERLING, K.E. et alii. INST. PHYS. REPORT.
- [2.47]- EASTERLING, K.E. & THOLEN, A.R. Study of Sintering using hot-Stage electron microscopy.

JOURNAL, 4: 130-5, July 1970.

- [2.48] - EASTERLING, K.E. & THOLEN, A.R. Surface energy and adhesion at metal contacts. ACTA METALLURGICA, 20(8):1001-8, Aug. 1972.
- [3.1] - TOWNER, R.J. Atomized Powder Alloys of Aluminum. METAL PROGRESS, 70-76, May 1958.
- [3.2] - ARNHOLD, V.B. Dispersion Strengthened Aluminium Extrusion. POWDER METALL. INT. 4, 168, 1985.
- [3.3] - WISEMAN, C.D. et alii. Mechanical Properties of Potential Nuclear Reactor Aluminum Cermet Materials. TRANSACTIONS OF THE ASM. 56: 717-727, 1963.
- [3.4] - PRASAD, S.V. & ROHATGI, P.K. Mechanisms of Material Removal During Low Stress and High Stress Abrasion of Aluminum Alloy-Zircon Particle Composite. Materials Science and Engineering, 80: 213-220, 1986.
- [3.5] - KIUCHI, M. Application of Mashy-State working Processes to Production of Metal Ceramics Composites. Annals of the CIRP. 36, 1987.
- [3.6] - IZZAT, N. et alii. SEM study of fracture in an Al-Al₂O₃-MgO cast particle composite. JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE LETTERS 2: 750-752, 1983.

- [3.7] - SURAPPA, M.K. et alii. Wear and abrasion of cast Al-Alumina Particle Composites. Elsevier Sequoia Printed in the Netherlands. 295-302, 1981.
- [3.8] - PAI, B.C. et alii. Fabrication of Aluminium Alumina (Magnesia) Particulate Composites in Foundries using Magnesium Additions to the Melts. MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, 24: 31-44, 1976.
- [3.9] - MUNITZ, A. et alii. The interface Phase in Al-Mg/Al₂O₃ Composites. METALLURGICAL TRANSACTIONS A. 10: 1491-1497, 1979.
- [3.10]- QUIGLEY et alii. A method for Fabrication of Aluminum-Alumina Composites. METALLURGICAL TRANSACTIONS A 13: 93-99, 1982.
- [3.11]- BEGHI, G. et alii. Composite Aluminium Alloys Made from thin Sheet. A feasibility study. INTERNATIONAL JOURNAL OF POWDER METALLURGY 6(1):45-58, 1970.
- [3.12]- HANSEN, N. Dispersion Strengthened aluminium products manufactured by Powder Blending. POWDER METALLURGY 12(23): 23-24, 1969.
- [3.13]- KOTHARI, N.C. Physical and Mechanical Properties of Blended and Ball-Milled aluminium-aluminium oxide alloys. JOURNAL OF NUCLEAR MATERIALS. 22: 165-176, 1967.

- [3.14]- KOTHARI, N.C. Room and elevated temperature Properties of Ball-milled aluminium-aluminium oxide alloys. JOURNAL OF NUCLEAR MATERIALS 22:165-176, 1967.
- [3.15]- BLOCH, E.A. Dispersion Strengthened Aluminium-aluminium oxide alloys. METALLURGICAL REVIEWS, 6(22):193-239, 1961.
- [3.16]- GUALANDI, D. et alii. A milioration de la thechnologie du S.A.P. en vue des applications nucléaires: propriétés des matériaux étudiés. EURATOM REPORT EUR 272f, JORNÉES MÉTALLURGIGUES d'AUTOMNE, PARIS, 1962.
- [3.17]- GUALANDI, D: and JEHENSON, P. Meglioramenti alla tecnologia di falnicazione del S.A.P. per applicazioni nucleari, La Metallurgia Italiana, 54, 1962.
- [3.18]- NICHOLAS, J.G. & PRESTON, O. Dispersed Hard Particle Strengthening of Metals. Annual Powder Metallurgy Symposium. JOURNAL OF METALS, 349-357, 1956.
- [8.1] - OH, H & LEE J. A Study of the Extrusion of Sintered Porous Metal. JOURNAL OF MECHANICAL WORKING TECHNOLOGY, 11(1985)53-69, 1985.
- [8.2] - KUHN, H. A. & DOWNEY C. L. Deformation Characteristics and Plasticity Theory of Sintered Powder Matereals. INTERNATIONAL JOURNAL OF POWDER METALLURGY, 7(1),

1971.

[8.3] - SHIMA, S. A Study of Forming of Metal Powders and
Porous Metal, THESIS, September 1975.