

Este exemplar corresponde à  
redação final da dissertação  
de mestrado defendida por  
Severino Leopoldino Vortiga Filho  
e aprovada pela Comissão  
Julgadora em 24/10/84

  
PROF. NIVALDO LEMOS CUPINI  
DEM - FEC . UNICAMP

ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS,  
ESTRUTURAIS E DE USINABILIDADE DE  
LIGAS Al-Cu

094/84

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

*Severino Leopoldino Urtiga Filho*

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia de Campinas - UNICAMP,  
como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de  
MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA.

*Prof. Dr. Nivaldo Lemos Cupini*  
Orientador

- CAMPINAS -

1984

UNICAMP  
BIBLIOTECA CENTRAL

## AGRADECIMENTOS

Desejo expressar meus agradecimentos:

- Ao Prof. Dr. NIVALDO LEMOS CUPINI, pela orientação, incentivo e amizade, que sempre me dedicou.
- Aos colegas de UNICAMP que de alguma maneira colaboraram para o desenvolvimento deste trabalho, especialmente à Rose, a Maria Helena e o Paulinho, pelo incentivo, críticas e comentários, tão importantes para o encaminhamento deste trabalho.
- Aos técnicos Pedro e Wanderley (fundição), Carlos (usina gem), Rita (metalografia), Donadon (fotografias), Wilton (desenhos) e Taka (datilografia), pela amizade e incansável apoio.
- À UFRN e UNICAMP pela oportunidade oferecida para realização deste trabalho.
- À FINEP, à CAPES e ao CNPq pelo apoio financeiro.
- Finalmente, à todos que moraram na Martagão Gesteira, agradeço a amizade, a compreensão, o incentivo e o espírito fraternal que sempre foi trazido para nossa casa.

o autor.

A minha esposa, Mabel  
Ao meu filho, Lucas  
Aos meus pais e irmãos  
Meus eternos companheiros.

## RESUMO

O presente trabalho trata da investigação do efeito do teor de cobre, bem como dos efeitos da aplicação de processos de refino de grão (por recobrimento volátil da interface metal/molde, por inoculação de Ti-B e, por inoculação de Nióbio na forma do sal halogênio  $K_2NbF_7$ ), nas propriedades mecânicas e de usinabilidade (critério da força de avanço constante na furação), de ligas Al-Cu.

Os processos de refino foram bastante eficientes; o limite de resistência à tração aumentou com o refino de grão; a dureza não sofreu variações sensíveis. Um fato notável observado no desenvolvimento deste trabalho foi que, apesar do limite de resistência à tração ter aumentado significativamente com a aplicação dos processos de refino, não detectou-se variações significativas no índice de usinabilidade, segundo o critério adotado. O aumento da porcentagem de cobre provocou sensíveis modificações em todos os parâmetros estudados.

## A B S T R A C T

The copper amount effect and the grain refinement process influence on the mechanical properties and machinability of Aluminum-Copper alloys, were investigated in the present work. The inoculation process of Ti-B and  $K_2NbF_7$  was the chemical grain refinement process used. The volatile mould coating process was the mechanical grain refinement process used. The drill test based on constant feed force criterion was applied to evaluate the machinability.

The grain refinement process efficiency was high except in the case of the eutectics alloys. The U.T.S. was improved with the grain size reduction. It was not observed important variations in the hardness measurements. A remarkable fact observed in this work, was that, despite of the important variation in the U.T.S., the machinability index hadn't significative variation. U.T.S., hardness and machinability were affected by a improvement in the Copper amount.

# ÍNDICE

Pág.

RESUMO

ABSTRACT

## CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO ..... 1

## CAPÍTULO 2

REFINO DE GRÃO ..... 3

2.1. INTRODUÇÃO ..... 3

2.2. MECANISMO DE FORMAÇÃO DA ZONA EQUIAXIAL ..... 5

2.3. MÉTODOS E PROCESSOS DE REFINO ..... 9

2.4. REFINADOR DE GRÃO DO ALUMÍNIO E SUAS LIGAS ..... 11

2.5. INFLUÊNCIA DO REFINO DE GRÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO E SUAS LIGAS ..... 14

2.6. BIBLIOGRAFIA ..... 17

## CAPÍTULO 3

USINABILIDADE ..... 21

3.1. DEFINIÇÃO ..... 21

3.2. CRITÉRIOS DE USINABILIDADE ..... 21

3.2.1. Critérios Básicos ..... 22

3.2.2. Critérios Específicos ..... 22

3.3. ENSAIO DE USINABILIDADE ..... 23

3.4. FATORES METALÚRGICOS QUE AFETAM A USINABILIDADE DAS LIGAS DE ALUMÍNIO ..... 25

3.4.1. Introdução ..... 25

3.4.2. Influência dos Elementos de Liga ..... 27

3.4.3. Influência dos Processos de Fundição ..... 27

3.4.4. Influência das Impurezas .....	29
3.4.5. Influência do Tratamento Aplicados aos Metais .....	30
3.5. BIBLIOGRAFIA .....	31

## CAPÍTULO 4

MÉTODOS EXPERIMENTAIS .....	32
4.1. FUNDIÇÃO .....	32
4.2. ENSAIOS METALOGRAFICOS .....	33
4.2.1. Macrografia .....	33
4.2.2. Micrografia .....	36
4.3. ENSAIOS MECÂNICOS .....	36
4.3.1. Ensaio de resistência à tração .....	36
4.3.2. Ensaio de dureza .....	41
4.4. ENSAIOS DE USINABILIDADE .....	41

## CAPÍTULO 5

RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	45
5.1. REFINO DE GRÃO .....	54
5.2. COMPORTAMENTO MECÂNICO .....	56
5.2.1. Limite de Resistência à Tração .....	56
5.2.2. Porcentagem do Alongamento .....	64
5.2.3. Dureza Brinell .....	67
5.3. USINABILIDADE .....	70
5.3.1. Influência da Porcentagem de cobre .....	72
5.3.2. Influência dos Processos de Refino .....	74
5.3.3. Influência das Propriedades Mecânicas sobre a Usinabilidade .....	75
5.4. BIBLIOGRAFIA .....	79

CAPÍTULO 6

CONCLUSÕES .....	81
------------------	----

CAPÍTULO 7

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	83
--	----

## CAPÍTULO 1

### INTRODUÇÃO

A maioria das peças fundidas são, sem sombra de dúvidas, ferrosas. Contudo, grande parcela dessas peças são constituídas de ligas de alumínio, das quais, as ligas alumínio-cobre apresentam-se com relativa significância, destinadas principalmente às indústrias automobilísticas e aero-espacial, por apresentarem boas propriedades mecânicas associadas a uma relativa leveza. Elementos são adicionados às ligas, com a finalidade de se obter, das mesmas, melhores propriedades mecânicas associadas a uma boa trabalhabilidade, particularmente, a usinabilidade, já que grande parte das peças fundidas sofrem alguma operação de usinagem para se obter as dimensões e acabamento finais.

Características de boa trabalhabilidade associadas a boas propriedades mecânicas também podem ser obtidas pela modificação da estrutura bruta de solidificação do fundido, sem a necessidade da introdução de elementos de liga adicionais. Fazem parte desta possibilidade de modificação de estruturas fundidas, os processos de refino, isto é, de redução das dimensões e variação da forma dos grãos cristalinos e conseqüente modificação de sua microestrutura interna. Todavia, a literatura não aponta qualquer referência a uma possível melhora no nível de usinabilidade de um metal ou de uma liga, associada à aplicação dos processos de refino de grão.

Dada a inexistência de um estudo sobre a influência da aplicação dos processos de refino de grão sobre a usinabilidade do alumínio e suas ligas, nasceu a idéia de se realizar este trabalho, que tem os seguintes objetivos:

- i - Verificar a influência dos processos de refino já aplicados em metais com pureza comercial, em ligas alumínio-cobre, e verificar o comportamento mecânico dessas ligas, através de ensaios de tração e de dureza.

- ii - Verificar a influência dos processos de refino aplicados às ligas, sobre a usinabilidade das mesmas, adotando-se como critério, o da Força de Avanço Constante na Furação.

Como pode ser visto através dos seus objetivos, o presente trabalho situa-se na interface dos processos de fundição e usinagem.

Este trabalho apresenta-se dividido em capítulos, onde: no Capítulo 1 - Introdução, situa-se a área de aplicação do trabalho, sua importância e seus objetivos; no Capítulo 2, é realizada uma revisão bibliográfica sobre refino de grão; no Capítulo 3, é realizada uma revisão bibliográfica sobre usinabilidade e a influência de fatores metalúrgicos sobre a usinabilidade das ligas de alumínio; no Capítulo 4, são descritos os métodos experimentais, a metodologia empregada no trabalho quanto aos processos de refino aplicados, ensaios metalográficos, ensaios mecânicos e ensaios de usinabilidade; no Capítulo 5, são mostrados os resultados obtidos e suas discussões; no Capítulo 6, são apresentadas as conclusões tiradas do presente trabalho; e, finalmente, no Capítulo 7, são feitas as sugestões para trabalhos futuros.

## CAPÍTULO 2

### REFINO DE GRÃO

#### 2.1. INTRODUÇÃO

A macro-estrutura de fundidos e lingotes é de grande importância devido às relações existentes entre as estruturas de solidificação e as propriedades físicas, químicas e mecânicas dos metais fundidos.

A maioria das peças solidificadas podem apresentar três zonas estruturais distintas com grãos de forma e tamanho distintos, corretamente denominadas por:

- i - *Zona Coquilhada* - que se situa na periferia do lingote, formada a partir da região que esteve em contato com a parede fria da lingoteira; é constituída de grãos equiaxiais finos.
- ii - *Zona Colunar* - formada por grãos alongados que são alinhados paralelamente à direção do fluxo de calor.
- iii - *Zona Equiaxial* - que se situa na região central do lingote e é formada de grãos equiaxiais geralmente maiores que os grãos da zona coquilhada e de orientação aleatória.

A Fig. 2.1 mostra um esquema ilustrativo das três zonas apresentadas acima.

Uma estrutura extremamente refinada ao longo da seção de uma determinada peça ou lingote, é formada por uma zona coquilhada e colunar de dimensões desprezíveis e de uma zona equiaxial generalizada.

A formação desta zona equiaxial é explicada através de várias teorias, as quais sugerem a presença de vários mecanismos

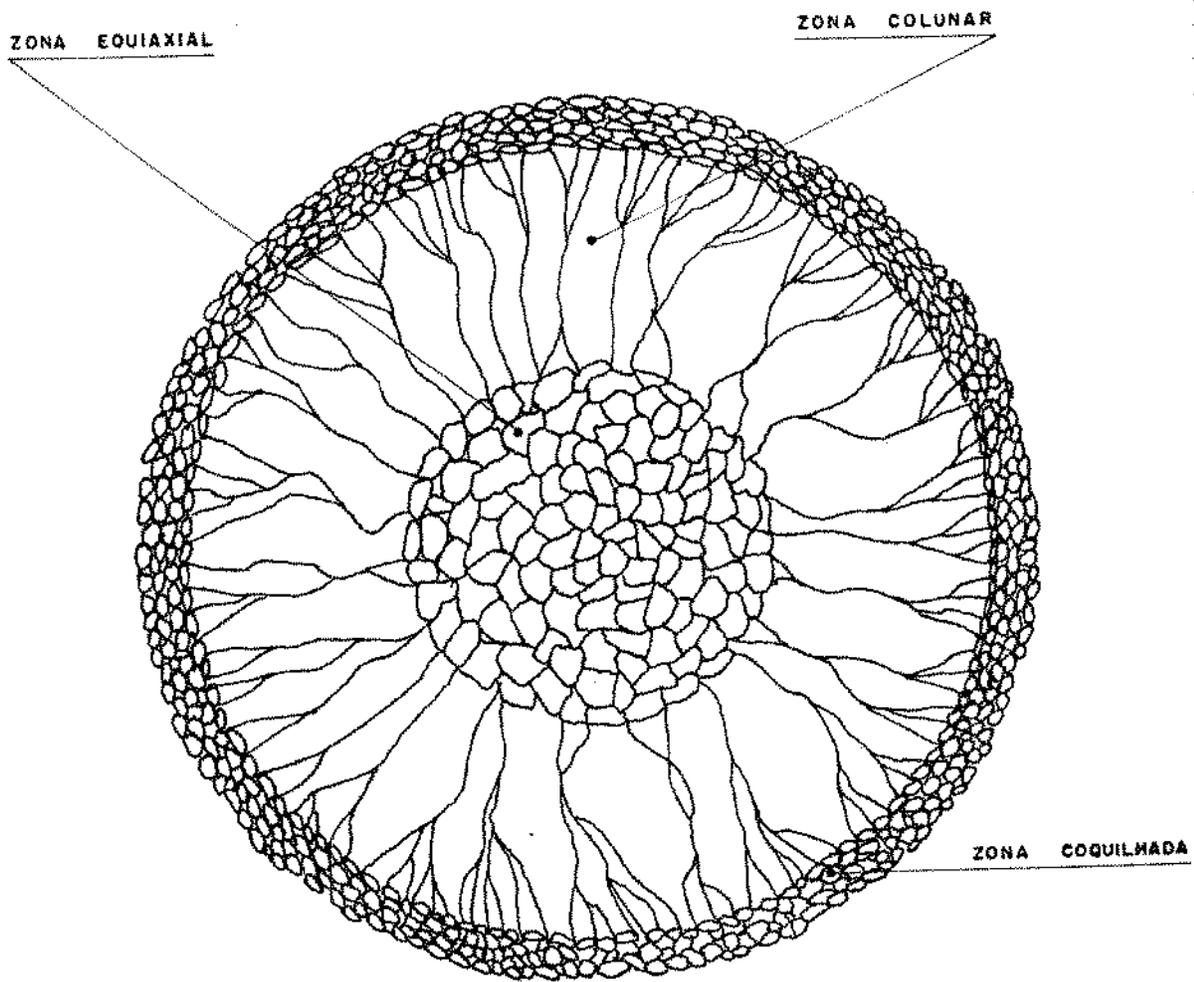


Fig. 2.1 - Ilustração das zonas coquilhadas, colunar e equiaxial numa secção transversal de uma peça fundida.

de formação da zona equiaxial que, quando adequadamente ativados, proporcionam a obtenção de estruturas homogêneas de grãos finos.

## 2.2. MECANISMOS DE FORMAÇÃO DA ZONA EQUIAXIAL

### (i) Mecanismo do superesfriamento constitucional

A teoria do superesfriamento constitucional apresentada por WINEGARD e CHALMERS [1] propõe que a formação da zona equiaxial se dá quando a evolução do processo de solidificação leva a um suficiente superesfriamento constitucional capaz de induzir a nucleação heterogênea do metal líquido na frente dos grãos colunares e que um conseqüente crescimento destes grãos nucleados induziria a um bloqueio no crescimento da zona colunar. Por suposição, o líquido remanescente solidificaria segundo uma estrutura de grãos equiaxiais.

O próprio CHALMERS [2] considera esta teoria pouco provável de acontecer na prática, uma vez que sua ocorrência está associada à presença de soluto em nível adequado para a promoção de suficiente superesfriamento constitucional na frente da interface de crescimento e que, com tal nível de soluto, o crescimento dendrítico é fortemente estimulado, possibilitando a ocorrência do mecanismo de multiplicação cristalina. Assim, CHALMERS, em trabalho posterior à sua primeira proposição da nucleação na frente da zona colunar em crescimento, observa que o aumento do teor de soluto ou elemento de liga estimula preferencialmente o mecanismo de multiplicação cristalina, em detrimento da nucleação heterogênea no líquido superesfriado constitucionalmente (o autor sugere que o superesfriamento ocasionado é restrito às regiões interdendríticas, não podendo, portanto ser responsabilizado pela promoção da zona equiaxial).

Uma indiscutível restrição à aplicação deste mecanismo é a variação da composição química da liga a ser solidificada, uma vez que o teor de elemento de liga é fixado em função de outros fatores, como por exemplo, as propriedades mecânicas que se deseja da peça, e não com o intuito de se obter estruturas refinadas.

## (ii) Mecanismo do "Big Bang"

CHALMERS [2] propõe, nesta teoria, que os núcleos a partir dos quais crescem os cristais colunares e equiaxiais, originam-se do superesfriamento térmico do líquido próximo à parede fria do molde. O superesfriamento constitucional provocado pelo crescimento inicial dos núcleos formados em contato com a parede do molde, permite a sobrevivência de núcleos numa camada de líquido mais externa, próxima à parede do molde. Em seguida, estes núcleos podem crescer como cristais colunares ou serem transportados para a zona central, convertendo-se em cristais equiaxiais. O crescimento dos grãos da zona equiaxial obstrui o crescimento da zona colunar induzindo, no lingote, uma estrutura refinada.

A sobrevivência dos grãos coquilhados no seio do metal líquido é apresentada como fator de extrema dificuldade de controle, na prática. SPITTLE e COLABORADORES [3] examinando a solidificação em lingotes de pequenas dimensões conseguiram garantir esta sobrevivência. Quando esta teoria é encarada como um mecanismo de refino de grão, este fator é agravado considerando as dificuldades de ativação do mecanismo e as limitações do mesmo.

## (iii) Mecanismo da nucleação extensiva

Este mecanismo baseia-se na formação generalizada de núcleos no seio do metal líquido, em altíssimas frequências de nucleação tanto homogênea quanto heterogênea.

Para se conseguir a nucleação homogênea seria necessário submeter o metal líquido a um superesfriamento térmico suficiente para se desencadear o fenômeno de nucleação. Tal situação não ocorre na prática [4].

No caso da nucleação heterogênea, introduz-se ou gera-se no metal líquido, substratos de nucleação com o propósito de aumentar a frequência do fenômeno de nucleação.

Este mecanismo apresenta como grande vantagem a sua enorme eficiência, quando devidamente ativado, fornecendo estrutura de grãos homogêneos e altamente refinados. Com desvantagens do mecanismo, podemos citar:

- (a) O substrato de nucleação é específico para cada metal ou liga [4-7].
- (b) A inoculação do substrato de nucleação constitui-se na introdução de impurezas que, embora em pequenas quantidades, podem provocar um efeito paralelo indesejável ao refino de grão.

#### (iv) Mecanismo de showering

SOUTHIN [8] propõe um mecanismo baseado no fato de que, em operação de lingotamento haverá, a partir da superfície livre da massa líquida, uma forte irradiação térmica que poderá provocar a nucleação de grãos. Estes grãos crescerão constituindo uma 4.<sup>a</sup> zona colunar. Partículas sólidas podem se desprender desta 4.<sup>a</sup> zona, por distúrbios provocados na superfície livre do líquido ou por ação do próprio peso do sólido, precipitando para o interior do líquido onde, se condições para sua sobrevivência forem dadas, crescerão equiaxialmente, originando a zona equiaxial central.

A maior limitação da ativação deste mecanismo está na necessidade de se garantir a sobrevivência das partículas precipitadas, no seio do metal líquido.

#### (v) Mecanismo da cavitação

A cavitação parece ser necessária para explicar a formação de grãos finos em algumas situações onde se usa a vibração, com alta frequência, como processo de refino de grão. A explicação mais aceita para este caso, é o fato de que a pressão resultante, em uma fração de tempo muito pequena, gerada por colapso de "bolhas" de vácuo provocadas por cavitação, é muito alta, podendo atingir milhares de atmosferas [9]. Esta variação de pressão local provocaria um aumento brusco de temperatura de solidificação nesta região, possibilitando a nucleação a reduzidos superesfriamentos do líquido.

SOUTHIN [10] e FRAWLEY e CHILDS [9] com base em trabalhos realizados, confirmaram a ocorrência do fenômeno de cavitação nos casos em que se submete um sistema metal-líquido que se solidifica, à vibrações com alta frequência. Foi verificado também, a existência de um compromisso entre a frequência e a ampli-

tude de vibração para a ativação do fenômeno.

A limitação prática deste mecanismo, em escala industrial, deve-se ao elevado custo do processo.

(vi) Mecanismo da multiplicação cristalina

O mecanismo da multiplicação cristalina para explicar a formação da zona equiaxial é baseado nas experiências realizadas por JACKSON e COLABORADORES [11] e O'HARA e TILLER [12], onde se sugere que o mecanismo de formação da zona equiaxial se dá pela quebra, por tensões cisalhantes ou por refusão, de raízes de ramos dendríticos de ordem superior e, posteriormente, estes cristais distribuem-se no seio do metal líquido, onde crescem e dão origem a uma rede de grãos equiaxiais que bloqueiam o crescimento da zona colunar.

Em condição estática do sistema metal-molde, teríamos que: a atuação deste modelo se daria pelas correntes convectivas introduzidas no sistema durante o vazamento e/ou pelos gradientes de temperatura no líquido.

Em condições dinâmicas, a agitação do sistema metal-molde não formaria apenas novos grãos como também garantiria a distribuição uniforme destes grãos, no seio do metal líquido, além de assegurar a sobrevivência dos mesmos pela diminuição do gradiente de temperatura, ocasionada pela convecção forçada imposta ao sistema.

(vii) Mecanismo da separação de cristais

OHNO e MOTEGI [14] baseando-se em observação direta do fenômeno de solidificação de ligas de estanho, propõem que a formação de grãos equiaxiais se deve, principalmente, à separação de cristais que crescem sobre a superfície do molde, ligados à ele por um pescoço, antes da formação de uma camada contínua, estável, de sólido nesta parede. Esta proposição só se aplica a metais com impurezas e ligas, pois o empescoçamento é favorecido pelo fenômeno de segregação de soluto. Para a proposição de sua teoria, OHNO observa que, em diferentes sistemas analisados, quanto maior o valor de  $|1-k|$ , onde  $k$  é o coeficiente de partição, que traduz a solubilidade de soluto no líquido, maior será a possibilidade de

ocorrência do fenômeno da separação e conseqüente refino da estrutura solidificada, tanto para casos onde  $k > 1$  quanto para  $k < 1$  [15].

O mecanismo é favorecido por: adequadas taxas de resfriamento na região em que deve ocorrer a separação dos cristais, durante o vazamento e início da solidificação (deve ser suficiente para a promoção de intensa nucleação mas não deve permitir um rápido crescimento lateral de tais núcleos, o que formaria uma camada sólida contínua e estável, na parede do molde): movimentos convectivos pronunciados e baixos superaquecimentos do metal vazado [15].

A Fig. 2.2 apresenta um esquema do mecanismo observado por OHNO e MOTEGI. Em "1" dá-se a nucleação do cristal e tem início o seu crescimento e subsequente empescoamento; em "2" continua o crescimento e o pescoço fica mais acentuado e, finalmente, em "3" o cristal se desprende da parede do molde e é arrastado para o seio do metal líquido.

### 2.3. MÉTODOS E PROCESSOS DE REFINO

No item anterior, foram apresentados os mecanismos de formação de estruturas, que são ferramentas a serem utilizadas com a finalidade de se obter estruturas homogêneas com predominância de grãos equiaxiais de pequenas dimensões. Agora, serão apresentados e discutidos os métodos e processos que nos permitem ativar aqueles mecanismos.

Devido à utilização indiscriminada dos termos "métodos e processos" na indicação dos princípios em que se baseia uma determinada técnica operacional, faz-se necessário adotar a seguinte convenção:

*Processo de refino de grão* - Designar-se-á processo de refino de grão às técnicas utilizadas (ou meios operacionais) com o fim de incentivar um ou mais mecanismos de formação de estruturas, através dos quais pode-se atingir um efeito de refino desejado.

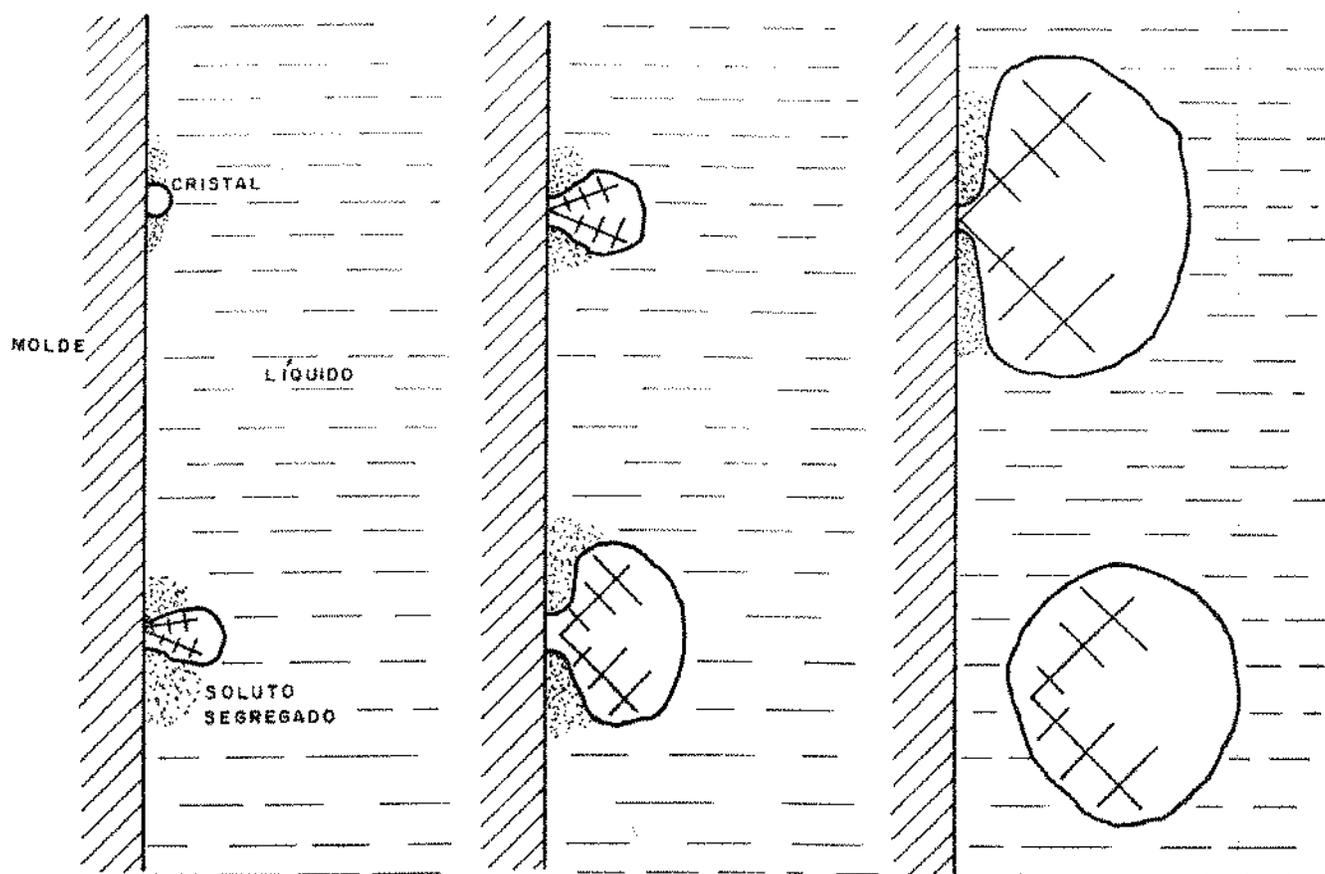


Fig. 2.2 - Mecanismo de solidificação de um metal impuro [15].

*Métodos de refino de grão* - Designar-se-á método de refino de grão aos princípios físicos e/ou químicos nos quais os processos de refino se baseiam. São três os métodos existentes:

(i) Método térmico [3,16]

Consiste essencialmente em controlar o fluxo de calor no sistema metal/molde, impondo ao metal líquido, que se solidifica, flutuações térmicas por convecção/condução, gradientes de temperatura e diferentes cinéticas de solidificação. Exemplos de processos: Controle da taxa de extração de calor, e controle do número de pontos de nucleação de grãos coquilhados.

(ii) Método mecânico

Consiste essencialmente em controlar as correntes de convecção naturais ou forçadas com o fim de quebrar, mecanicamente, ramos de dendritas ou provocar erosão dos mesmos, promovendo a formação da zona equiaxial. Exemplos de processos: Vibração do molde [9,10], irradiação ultrasônica do banho [17], agitação eletromagnética [18,19], agitação mecânica do molde [20], agitação gasosa do líquido em solidificação [13,21], controle da geometria de alimentadores [22].

(iii) Método químico [23-25]

Consiste essencialmente em controlar o surgimento de substrato de nucleação no seio do metal líquido, pela inoculação de nucleantes ou compostos químicos adequados.

Na Fig. 2.3 é mostrado um quadro esquemático dos métodos e processos de refino de grão. No mesmo quadro são estabelecidas as implicações existentes entre os processos e os mecanismos, que são por eles ativados, numa ordem provável de significância desta avaliação.

## 2.4. REFINADOR DE GRÃO DO ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

Ultimamente, o refino de grão do alumínio e suas ligas

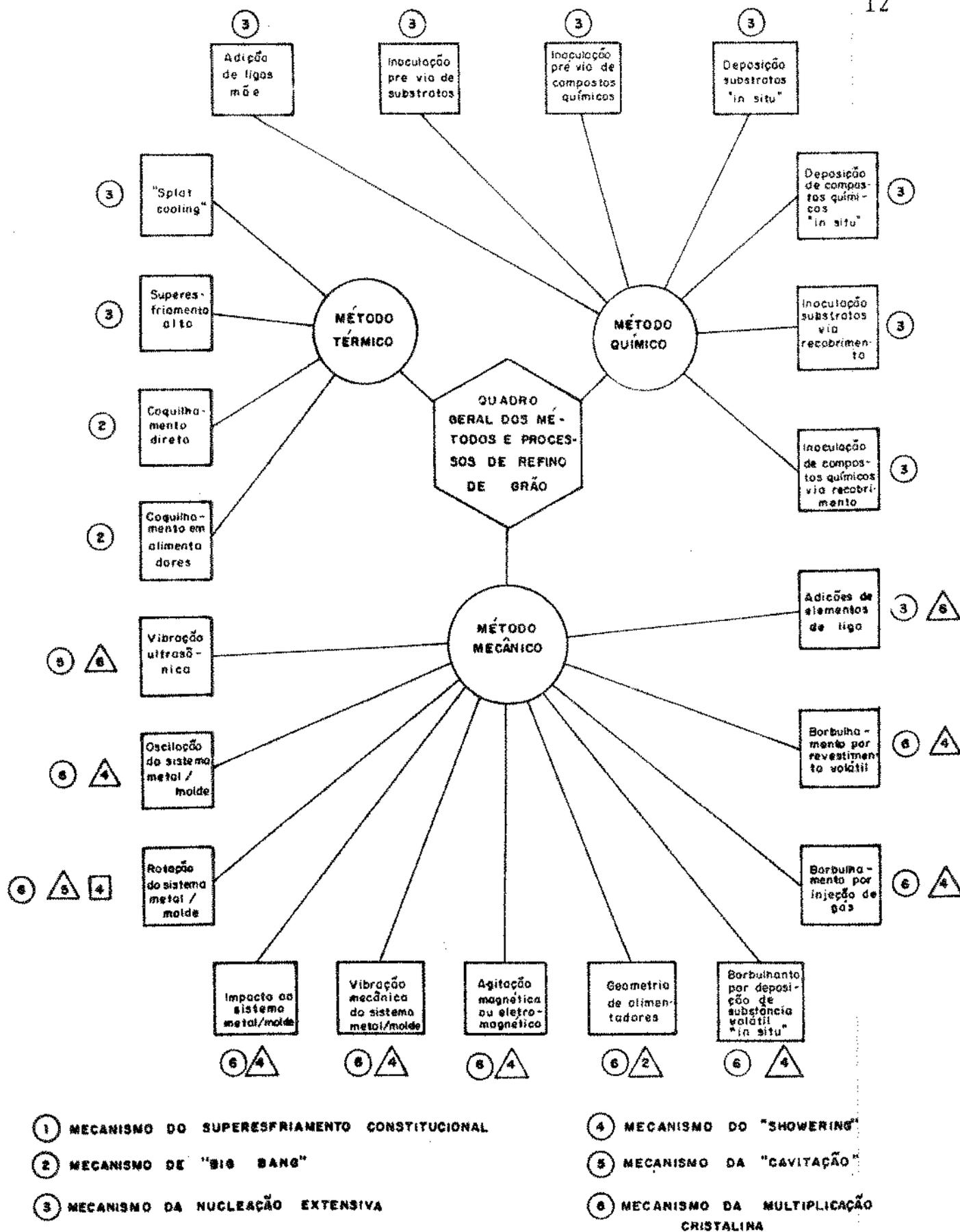


Fig. 2.3 - Quadro geral dos métodos e processos de refino de grão. Prováveis mecanismos ativados pelos processos. A sequência ○ △ □ indica a prioridade de ocorrência do mecanismo ativado [4].

tem sido motivo de trabalho dos pesquisadores, que tentam desenvolver um eficiente método de refino que seja facilmente aplicável em escala industrial.

Frequentemente utiliza-se, em fundição, o titânio para refino de estruturas do alumínio e suas ligas, sendo que alta potência de refino é conseguida com teores de titânio tão baixo quanto 0,005% [26]. O efeito do titânio é mais acentuado quando ele é utilizado juntamente com o boro e, segundo JONES e PERSON [25], uma relação de teores destes elementos na ordem de 5:1 (titânio:boro), a serem adicionados ao metal líquido, é a mais eficiente.

O mecanismo ou mecanismos de atuação destes elementos como nucleantes do alumínio ainda é motivo de controvérsias entre vários pesquisadores. Contudo, os estudos parecem convergir para o ponto em que a teoria do peritético, formulada a partir de observação da formação do intermetálico  $TiAl_3$  no líquido, inicialmente desenvolvida por CROSSLEY e MONDOLFO [27] e SICHA e BOEHM [28], aparece como a mais forte para explicar o efeito do titânio como refinador de grão do alumínio.

A teoria do peritético propõe que o alumínio é nucleado por partículas sólidas do intermetálico  $TiAl_3$  presentes como fase primária no líquido; tal nucleação ocorre pela reação peritética entre partículas  $TiAl_3$  e Al líquido.

Quanto ao boro, MARCANTONIO e MONDOLFO [29] e DAVIES e COLABORADORES [30] sugeriram que o seu efeito é o de facilitar a formação do  $TiAl_3$ , por alteração do diagrama de equilíbrio Al-Ti, expandindo o campo de cristalização primária do  $TiAl_3$  a menores teores de titânio e tornando mais abrupta a linha "liquidus" do  $TiAl_3$ .

No entanto, OHNO e MOTEGI [31], baseado no fenômeno de segregação de soluto, propõe que a presença de titânio provoca um empescoamento nos cristais que crescem sobre a superfície do molde, como descrito no mecanismo por ele proposto [14], e sua subsequente separação e arrastamento, provocado pelas correntes convectivas, para o seio do metal líquido, dê origem a zona equiaxial. Quanto ao boro, sua função é a de facilitar a formação de um maior número de núcleos na parede do molde, por reduzir a ten-

são superficial do líquido e permitir, portanto, um melhor contato líquido/molde.

Na Fig. 2.4 é apresentado um esquema mostrando como o titânio e o boro atuam como refinadores de grão de alumínio. A presença do titânio (a) provoca o empescoçamento dos cristais nucleados na parede do molde, enquanto a presença do boro (b) favorece a nucleação dos cristais. Quando são adicionados titânio e boro em quantidades convenientes (c) resulta numa grande formação de cristais que sofrem o empescoçamento e o subsequente desprendimento da parede do molde. Finalmente, quando o teor de boro é aumentado acima de certa quantidade, como mostrado em (d), ocorre a formação de uma camada sólida contínua de cristais, devido ao aumento da nucleação localizada, não permitindo o desprendimento de cristais das paredes do molde.

Baseado no fato do nióbio e do zircônio apresentarem em seus respectivos diagramas de fase com o alumínio, reações peritéticas via partículas  $NbAl_3$  e  $ZrAl_3$ , e aceitando como válida a teoria do refino via reação peritética, foram realizados estudos de viabilização do nióbio e do zircônio como refinadores de grão do alumínio [32-37], sendo obtidos efeitos satisfatórios.

Eficientes veículos para a adição do nióbio e do zircônio, bem como do titânio, ao metal líquido, são os sais  $K_2NbF_7$ ,  $K_2ZrF_6$  e  $K_2TiF_6$ , respectivamente.

## 2.5. INFLUÊNCIA DO REFINO DE GRÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

A redução do tamanho de grão é atribuída uma influência direta na melhoria das propriedades mecânicas dos materiais [25, 27, 38]. Contudo, seria mais prudente afirmar que, no alumínio, o efeito resultante das operações de refino de grão é o de homogeneização estrutural conferida pela equiaxialidade e uniformidade dos grãos e, que a pura e simples redução do tamanho do grão pode não conduzir a determinadas melhorias nas propriedades mecânicas.

CIBULA [39] afirma que, se ao se refinar grãos de ligas

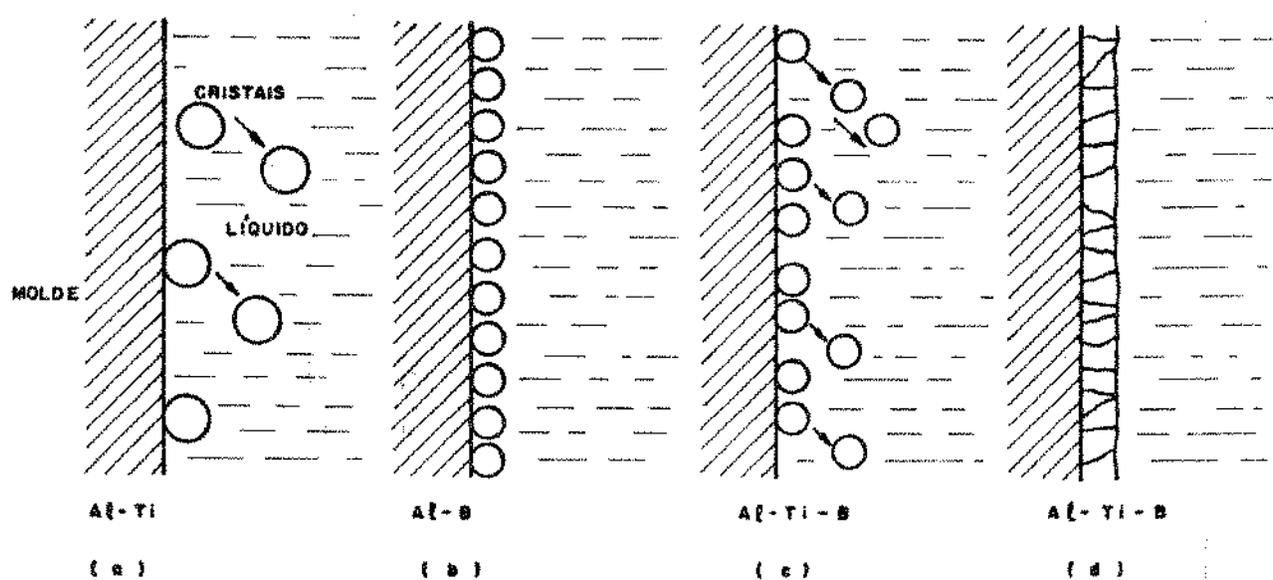


Fig. 2.4 - Atuação do Titânio e do Boro como refinadores de grão de Alumínio [32].

à base de alumínio, ocorrer um efeito direto nas propriedades mecânicas dessas ligas, este efeito não pode ser distinguida da influência oriunda dos defeitos de fundição.

Por sua vez, EADY e COLABORADORES [40] afirmam que a estrutura colunar exhibe maiores limites de escoamento e de resistência à tração que estruturas equiaxiais, porém com marcada direcionalidade e com baixa ductilidade, enquanto que as estruturas equiaxiais finas apresentam um adequado balanço de propriedades, sendo, em geral, mais desejáveis. Já COUTURE e EDWARDS [41] afirmam que o refino de grão nos latões, por eles pesquisados, melhora o limite de resistência e o limite convencional de escoamento, enquanto que o alongamento é drasticamente reduzido. Contudo CAMPOS e PEGNANO [42] concluíram que o tamanho de grão pouco influi no limite de escoamento e no alongamento da liga de alumínio 2024; explicando essa dependência em termos da energia da falha de empilhamento que, nos metais de estrutura cúbica de face centrada, por ser alta, facilita o fenômeno de deslizamento cruzado, não significando, portanto, que o aumento de contornos de grãos, pela redução de dimensões desses mesmos grãos, aumente a dificuldade de deslocamento interno e conseqüentes alterações nas propriedades mecânicas.

CIBULA [39] conclui que a redução do tamanho de grão pode ter marcada influência no modo como ocorre o resfriamento, podendo afetar o tamanho e a distribuição dos defeitos de fundição — macro e microscópicos — que surgem durante a solidificação. Quanto à porosidade [38], o refino de grão modifica a distribuição dos poros intergranulares, formados devido à contração volumétrica nas ligas de alumínio fundido, ocasionando uma melhora nas propriedades mecânicas. Contudo, tal efeito nas propriedades, pode ser reduzido pela presença de frágeis constituintes intergranulares.

## 2.6. BIBLIOGRAFIA

- [1] WINEGARD, W.C. & CHALMERS, B. - Trans. ASM, 1953, Vol. 46, p. 1214.
- [2] CHALMERS, B. - The Structure of Ingots. The Journal of the Australian Institute of Metals, 1967, Vol. 239, p. 220.
- [3] SPITTLE, J.A. et alii. - Formation of Equiaxed Zone in Small Ingots. Proceeding of the Conference on the Solidification of Metals, ISI Publication, 1968, Vol. 110, p. 318.
- [4] CUPINI, N.L. - Desenvolvimento de um Processo para Refino de Grão do Alumínio Fundido Baseado na Aplicação do Recobrimento Voláteis à Interface Metal/Molde, Tese de Doutorado, UNICAMP - Junho/78.
- [5] FEEST, E.A. - Refino de Grão de Ligas de Alto Ponto de Fusão e as Implicações da Teoria Clássica de Nucleação. Metalurgia - ABM, 1974, Vol. 30(194), p. 19.
- [6] HUGHES, I.C.H. - Progress in Cast Metals Inst. Metallurgists, London, 1971, p. 11.
- [7] PRATES, M. - Refino de Grão de Fundidos e Lingotes. Máquinas e Metais, 1975, Vol. 10, p. 40.
- [8] SOUTHIN, R.T. - Trans. Met. Soc. AIME, 1967, Vol. 239, p.220.
- [9] FRAWLEY, J.J. & CHILDS, W.J. - Dynamic Nucleation of Supercooled Metals, Trans. Met. Soc. AIME, 1968, Vol. 242, p. 256.
- [10] SOUTHIN, R.T. - J. Inst. Metal, 1966, Vol. 94, p. 401.
- [11] JACKSON, K.A. et alii. - Trans Met. Soc. AIME, 1966, Vol.236, p. 149.

- [12] O'HARA, S. & TILLER, W.A. - On the Mechanism of Crystal Multiplication During Solidification in the Presence of Fluid Motion, Trans. Met. Soc. AIME, 1976, Vol. 239, p. 497.
- [13] PONTES, P.S. - Refino de Grão do Alumínio Comercial por Injeção de Gases Inertes. Tese de Mestrado - UNICAMP/82.
- [14] OHNO, A. & MOTEGI, T. - Formation Mechanism of Equiaxed Zones in Cast Metals, AFS International Cast Metals Journal, 1977, p. 28.
- [15] OHNO, A. & MOTEGI, T. - Principles of Grain Refining of Cast Structures, AFS Cast Metals Research Journal, 1975, Vol. 11(2), p. 45.
- [16] DUWEZ, P. & WILLENS, R.H. - Rapid Quenching of Liquid Alloys, Trans. Met. Soc. AIME, 1963, Vol. 227, p. 362.
- [17] LANE, D.H. & TILLER, W.A. - The Application of Ultrasonic Energy to Ingot Solidification (II), Trans. Met. Soc. AIME, 1960, Vol. 218, p. 991.
- [18] UHLMANN, D.R. et alii. - The Effect of Magnetic Fields on the Structure of Metals Alloy Castings, Trans. Met. Soc. AIME, 1966, Vol. 236, p. 527.
- [19] JOHNSTON, W.C. et alii. - Grain Refinement via Electromagnetic Stirring During Solidification, Trans. Met. Soc. AIME, 1965, Vol. 233, p. 1856.
- [20] MELLO, J.D.B. & CLYNE, T.W. - Efeito da Agitação Mecânica na Estrutura de Solidificação do Alumínio Comercial Puro, Metalurgia ABM, 1979, Vol. 35(258), p. 311.
- [21] ROBERT, M.H. et alii. - Refino de Grão por Revestimento Volátil da Lingoteira na Solidificação de Alguns Metais não Ferrosos, Metalurgia ABM, 1979, Vol. 35(262), p. 607.

- [22] ARRUDA, A.C.F. & SANTOS, R.G. - Influência da Turbulência e Temperatura de Vazamento na Estrutura Final de Peças Fundidas de Alumínio, Metalurgia ABM, 1979, Vol. 35(264), p. 735.
- [23] DAVIES, I.G. et alii. - The Nucleation of Aluminium with Titanium and Boron, Journal of the Institute of Metals, 1949, Vol. 76, p. 321.
- [24] CISSE, J. et alii. - The Nucleation and Solidification of Al-Ti Alloys. Metallurgical Transactions, 1974, Vol. 5, p. 633.
- [25] JONES, G.P. & PEARSON, J. - Factors Affecting the Grain Refinement of Aluminium Using Titanium and Boron Additives, Metallurgical Transactions, 1976, Vol. 7B, p. 223.
- [26] HOLLOMAN, J.H. & TURNBULL, D. - Progress Met. Phys. 1953, Vol. 4, p. 333.
- [27] CROSSLEY, F.A. & MONDOLFO, L.F. - Trans. of AIME, 1951, Vol. 191, p. 1143.
- [28] SICHA, W.E. & BOEHM, R.C. - Trans. of AFS, 1948, Vol. 56, p. 398.
- [29] MARCANTONIO, J. A. & MONDOLFO, L.F. - Metall. Trans. Feveerei ro 71, Vol. 2, p. 465.
- [30] DAVIES, I.C. et alii. - Metall. Trans., Jan 1970, Vol. 1, p. 275.
- [31] OHNO, A. - The Solidification of Metals, Chijin Shokan Co. Ltda. Japan, 1976.
- [32] ROBERT, M.H. - Comportamento de Aluminatos de Nb, Zr e Ti no Alumínio Líquido e Implicações para Refino de Estruturas do Alumínio Comercial. Tese de Mestrado - UNICAMP/78.

- [33] PONTES, P.S. et alii. - Proc. Solidification Technology in the Foundry and Casthouse, University of Warwick, England, Session II 6, Paper 11, 1980.
- [34] ROBERT, M.H. & CUPINI, N.L. - Anais do 4º CBCIMAT, 1980, Vol. 2, p. 817.
- [35] ROBERT, M.H. & CUPINI, N.L. - Anais do 36º Congresso Anual da ABM, 1981, Vol. 3, p. 415.
- [36] CLYNE, T.W. & ROBERT, M.H. - Metals Technology, May 1980, Vol. 7(5), p. 117.
- [37] ROBERT, M.H. et alii. - Anais do 5º CBCIMAT, 1982, Vol. 1, p. 371.
- [38] CIBULA, A. The Effect of Grain-Size on the Tesile Properties of High-Strength Cast Aluminum Alloys, Journal of the Institute of Metals, 1949-50, Vol. 76, p. 361.
- [39] CIBULA, A. et alii. - Grain Control in Solidification Process - Metal and Mineral Trust, 1969, p. 22.
- [40] EADY, J.A. et alii. - Journal of the Institute of Metal, 1973, Vol. 101, p. 162.
- [41] COUTURE, A. & EDWARDS, J.O. - Grain Refinement of Sand Cast Bronzes and its Influence on Their Properties - AFS Cast Metals Research Journal, Mar. 1974, p. 1.
- [42] CAMPOS, V.S. & PAGNANO, C.A.G. - Influência do Tamanho de Grão nas Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio 2024, Metalurgia ABM, 1974, Vol. 30, Nº 200, p. 489.

## CAPÍTULO 3

### USINABILIDADE

#### 3.1. DEFINIÇÃO

A usinabilidade é uma grandeza tecnológica expressa por meio de um valor comparativo (Índice de Usinabilidade) que determina um conjunto de propriedades de usinagem de um dado metal com relação a outro, tomado como padrão. A literatura americana aponta o aço AISI B1112 como sendo o padrão de usinabilidade, e com relação a este são definidos os chamados índices comerciais de usinabilidade; a rigor, qualquer metal pode ser tomado como padrão [1]. Ao padrão de usinabilidade é atribuído o índice 100 de usinabilidade.

De modo mais prático, pode-se definir a usinabilidade como sendo a propriedade dos metais de se deixarem usinar com menor ou maior dificuldade, sob determinadas condições de usinagem, tais como: o avanço, a profundidade, a velocidade, o fluido de corte, a geometria da ferramenta e a rigidez da máquina e do sistema de fixação da peça.

A usinabilidade não é uma propriedade que depende só do material, como são as propriedades mecânicas mas sim, a propriedade resultante da combinação de algumas características de usinagem com o material da peça usinada. Dentre estas características de usinagem podemos citar: a rigidez da máquina, a rigidez e geometria da ferramenta, etc.

#### 3.2. CRITÉRIOS DE USINABILIDADE

Os critérios de usinabilidade de um metal são baseados em:

### 3.2.1. Critérios Básicos

#### 3.2.1.1. Baseado na vida da ferramenta

- curvas de vida;
- método do comprimento usinado;
- método do faceamento de Brandsma e Mathon;
- método do aumento progressivo da velocidade de corte;
- método do aumento discreto da velocidade de corte;
- método do sangramento com ferramenta bedame;
- método radioativo da medida do desgaste.

#### 3.2.1.2. Baseado na força de usinagem

- método da pressão específica de corte;
- método da tensão de cisalhamento;
- método da força de avanço constante.

#### 3.2.1.3. Baseado no acabamento superficial

#### 3.2.1.4. Baseado na produtividade.

### 3.2.2. Critérios Específicos

#### 3.2.2.1. Baseado na análise dimensional.

#### 3.2.2.2. Baseado na temperatura de corte.

#### 3.2.2.3. Baseado nas características do cavaco

- grau de recalque;
- coeficiente volumétrico e forma de cavaco;
- frequência e amplitude da variação da força de usinagem.

#### 3.2.2.4. Baseado na energia fornecida pelo pêndulo

- pêndulo LEYENSETTER;
- pêndulo EHRENREICH .

### 3.3. ENSAIO DE USINABILIDADE

Na realização dos ensaios de usinabilidade deste trabalho, adotou-se, de modo arbitrário, o ensaio de furação. Para este método de ensaio, pode-se usar dois critérios para a avaliação da usinabilidade, mantendo as condições de usinagem constantes, quais sejam:

- (i) Fazendo-se constante a força de avanço, mede-se a variação do avanço durante a furação;
- (ii) Fazendo-se constante o avanço, mede-se as variações da força de avanço durante a furação.

Dada a simplicidade de construção do dispositivo de fixação dos corpos de prova e do dispositivo que fornece a força de avanço constante (Força Gravitacional, Fig. 3.1), e ao fato do equipamento auxiliar, para a realização dos ensaios, ser apenas um cronômetro, optou-se pelo critério baseado na força de avanço constante.

Este é um ensaio de rápida realização, onde o material a ser ensaiado, é furado por uma broca de aço rápido, sob a ação de uma força de avanço constante, Fig. 3.1 [2]. Neste caso, a irregularidade do material ensaiado, a vibração da ferramenta, a variação do atrito da broca com a peça, a variação do atrito do cavaco com a broca e com a peça e, finalmente, o desgaste da aresta principal de corte da broca, provocam uma variação no avanço. Assim, teremos um avanço menor para um material de pior usinabilidade e um avanço maior para o material de melhor usinabilidade.

KOVACH e MOSKOWITZ [3] ensaiando aço inoxidável martensítico, definiram uma metodologia para a realização deste método de ensaio, que consiste em medir o tempo que uma broca, de diâmetro  $\varnothing$  1/4 pol (6,35 mm), leva para furar um corpo de prova com espessura de 0,4 pol (10,16 mm). Para tanto, foram feitos furos, numa seqüência alternada, nos corpos de prova do material a ser ensaiado e nos corpos de prova do material tomado como padrão, até que cada corpo de prova fosse furado quatro vezes. Esta seqüência foi repetida três vezes, sendo que a broca era reafiada antes do início de cada seqüência. A operação de furação foi realiza-

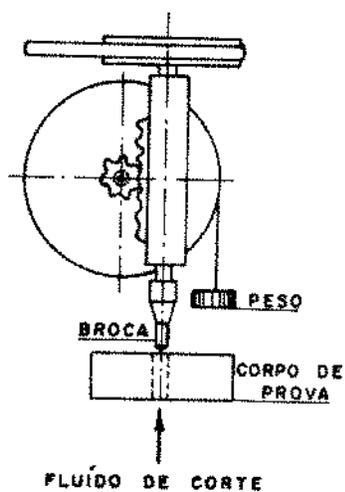


Fig. 3.1 - Esquema do ensaio de usinabilidade baseada no método da força de avanço constante na furação.

da sem fluido de corte. Ao corpo de prova tomado como padrão foi atribuído o índice 100 de usinabilidade.

O índice de usinabilidade do material ensaiado foi determinado pela comparação entre os avanços obtidos para o corpo de prova do material ensaiado, e os avanços obtidos para o corpo de prova tomado como padrão, conforme a expressão abaixo:

$$I.U = \frac{a_e}{a_p} \cdot 100 \quad , \quad \text{onde}$$

$a_e$  - avanço para o material ensaiado

$a_p$  - avanço para o material tomado como padrão, sendo que o avanço é calculado pela expressão:

$$a = \frac{L}{n \cdot t} \quad , \quad \text{onde:}$$

L - comprimento usinado - espessura do corpo de prova

n - rotação do ensaio

t - tempo gasto para a broca furar o corpo de prova.

No ensaio realizado por KOVACH e MOSCOVITZ, a furação foi realizada com uma rotação de 460 rpm e uma força de avanço constante da ordem de 160 lb (72,6 kgf). Contudo, estes valores podem variar para se conseguir uma melhor performance do ensaio.

### 3.4. FATORES METALÚRGICOS QUE AFETAM A USINABILIDADE DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

#### 3.4.1. Introdução

O alumínio pode ser facilmente usinado. A energia consumida por unidade de volume do metal removido, é muito baixa - apenas o magnésio e suas ligas podem ser usinadas com a mesma ta-

xa de energia consumida e o desgaste da ferramenta, raramente é um problema [4,5]. Todavia, ele não pode ser caracterizado como sendo de boa usinabilidade uma vez que, em condições normais de usinagem, o cavaco gerado é contínuo, e o acabamento superficial obtido é insatisfatório.

As características de usinagem do alumínio e suas ligas podem ser afetadas pela variação de alguns fatores como: Elementos de liga, impurezas, processos de fundição e tratamentos aplicados ao metal.

As propriedades mecânicas e térmicas do alumínio puro são fatores decisivos nas características de usinagem das ligas de alumínio [6]. O alumínio apresenta um módulo de elasticidade aproximadamente equivalente a 1/3 do módulo de elasticidade do aço, isto significa que, sob a mesma força de corte, o alumínio deforma aproximadamente três vezes mais que o aço; este fato tem grande importância na qualidade superficial final da peça.

Embora algumas ligas de alumínio apresentem, à uma temperatura ambiente, um limite de resistência equivalente ao de alguns aços de baixo carbono, em temperaturas elevadas essa resistência é bastante reduzida. Este fato favorece à usinagem dessas ligas já que, com a elevação da temperatura, na operação de corte, seus limites de resistência diminuem, resultando num nível mais baixo da força de corte para usiná-las.

Também, o alumínio apresenta uma boa condutibilidade térmica o que favorece a uma maior dissipação do calor gerado, na operação de usinagem, através da peça e do cavaco, do que através da ferramenta. Este fato é importante pois, o efeito da temperatura de corte sobre a ferramenta é mínimo e a vida da ferramenta é favorecida. Este fato também é real para as ligas à base de alumínio pois, estas apresentam uma condutibilidade térmica razoavelmente elevada.

Para uma liga de alumínio apresentar uma boa usinabilidade é necessário que a mesma apresente uma dureza, no mínimo, igual a 80 HB [6]. Todavia, a dureza não é um critério único de julgamento pois, como já foi anteriormente citado, a usinabilidade do alumínio é altamente influenciado pela sua microestrutura e as modificações nela introduzidas; seja através de elementos de

liga, dos processos de fundição ou de um subsequente tratamento aplicado ao metal.

### 3.4.2. Influência dos Elementos de Liga

Os elementos que tendem a formar solução sólida com o alumínio têm relativamente pouca influência na sua usinabilidade porém, os elementos que formam compostos intermetálicos ou formam fase separada, têm uma marcante influência na usinabilidade da liga formada [7]. Os elementos são ligados ao alumínio com a finalidade de fornecer algumas propriedades e/ou modificar as propriedades do alumínio. Dentre os elementos usados para formar liga com o alumínio, talvez o silício, o cobre e o magnésio, sejam os mais frequentes. O silício melhora a fluidez e a fundibilidade do alumínio mas, por outro lado, forma partículas de elevada dureza dispersas na matriz, relativamente "mole", do alumínio; caso essas partículas sejam grosseiras, elas não exercem um efeito abrasivo sobre a ferramenta, reduzindo a sua vida. O magnésio e o cobre são adicionados ao alumínio principalmente como agentes endurecedores. No caso do cobre, ele combina com o alumínio formando partículas intermetálicas,  $\text{CuAl}_2$ , de elevada dureza, que provocaria a fragilização do cavaco [6].

De modo geral, pode-se afirmar que os elementos de liga influenciam na formação do cavaco, na abrasividade da liga, no acabamento superficial das peças ligadas e em outros fatores caracterizadores da usinabilidade. Na tabela 3.1, são mostrados alguns elementos utilizados na formação de ligas com o alumínio e suas respectivas influências na usinabilidade da liga.

### 3.4.3. Influência dos Processos de Fundição

A influência do processo de fundição sobre a usinabilidade de peças fundidas é bem mais acentuada quando envolve a velocidade de resfriamento do metal líquido. A fundição em molde de areia apresenta uma baixa velocidade de resfriamento com relação à fundição sob pressão por conseguinte, a macroestrutura resultante do processo apresenta-se grosseira e a peça obtida, com baixa resistência à tração o que geralmente induz à uma baixa usinabili

Tabela 3.1 - Elementos de liga do alumínio e suas influências na usinabilidade [6].

ELEMENTOS DE LIGA	INFLUÊNCIA
Sn, Bi e Pb	- Atuam como lubrificantes e como fragilizadores do cavaco.
Fe, Mn, Cr e Ni	- Combinam entre si, ou com o alumínio e/ou com o silício para formar partículas duras que favorecem a quebra do cavaco e que, em grande quantidade, têm efeito abrasivo sobre a ferramenta.
Mg	- Em teor tão pequeno quanto 0,3% aumenta a dureza do cavaco e diminui a fricção entre o cavaco e a ferramenta.
Si	- Aumenta a abrasividade na ferramenta - a vida da ferramenta diminui com o aumento do tamanho da fase primária do silício.
Cu	- Forma o intermetálico $\text{CuAl}_2$ , que fragiliza o cavaco - a fragilização aumenta com o aumento na quantidade de partículas $\text{CuAl}_2$ .
Zn	- Não exerce influência na usinabilidade.

dade. A microestrutura resultante apresenta-se com grandes fases duras, como a fase primária do silício, e/ou elementos intermetálicos, os quais aceleram o desgaste da ferramenta. Em outras palavras, para uma mesma liga, a peça obtida em fundição em molde de areia proporciona um maior desgaste sobre a ferramenta que a obtida em molde permanente.

A textura mais grosseira de uma peça obtida por fundição em molde de areia induz a um maior desgaste na ferramenta do que o desgaste provocado pela textura mais fina de uma peça obtida por fundição em molde permanente.

Também, a forma e o tamanho da porosidade relacionada com o processo de fundição utilizado, pode afetar a usinabilidade da peça, devido à caracterização de um corte interrompido que acarreta numa aceleração do desgaste da ferramenta [9].

#### 3.4.4. Influência das Impurezas

##### (i) Metálicas

As ligas fundidas contêm, geralmente, as impurezas que são elementos não intencionalmente adicionados à liga. Estes elementos aparecem principalmente quando o alumínio é reciclado.

Como impurezas, frequentemente encontradas nas ligas de alumínio fundidas, podemos citar:

O ferro, o manganês, o cromo, o zinco, o chumbo, o bismuto, o magnésio e o cobre, são encontrados em pequenas quantidades. Seus efeitos sobre a usinabilidade da liga são, obviamente, os mesmos de quando adicionados como elementos de liga.

##### (ii) Não-metálicos

São inclusões provenientes da escória, de óxidos, do recobrimento do molde e de outros materiais refratários que podem ficar retidos no fundido. São partículas extremamente duras dispersas numa matriz relativamente mole e, dependendo de sua

quantidade e tamanho, pode ter efeito abrasivo sobre a ferramenta, reduzindo a sua vida [9]. Por outro lado, estas partículas podem agir de maneira semelhante às partículas intermetálicas, tornando o cavaco quebradiço.

#### 3.4.5. Influência do Tratamento Aplicado aos Metais

Alguns tratamentos aplicados às ligas de alumínio, seja no estado sólido ou no estado líquido, tende a afetar suas características de usinagem [9]. Tratamentos que mudam a microestrutura, variam a resistência da peça, diminuem a porosidade ou removem as inclusões não metálicas, são exemplos de tratamentos que influem positivamente na usinabilidade da peça.

O desgaste da aresta de corte de uma ferramenta que usina uma peça de alumínio-silício, é influenciado pelo tamanho das partículas primárias de silício. Nesta liga, a adição do fósforo reduz o tamanho das partículas primárias de silício e, consequentemente, favorece a vida da ferramenta [9].

## 3.5. BIBLIOGRAFIA

- [1] FERRARESI, D. - Fundamento da Usinagem dos Metais, Editora Edgard Blücher, Ltda. S.P., 1977, Vol. 1.
- [2] BENGT, L. - Constant Feed Force Machinability Testing -Further Development and Industrial Application - Annals of the C.I.R.P., 1978, Vol. XXVII, p. 39-43.
- [3] KOVACH, C.W. & MOSKOWITZ, A. - Effects of Manganese and Sulfor on the Machinability of Martensitic Stainless Steels, Trans. Met. Soc. AIME, Oct. 1969, Vol. 245, pp. 2157-2164.
- [4] MAHAJAN, J.M. & SHARAN, R. - Trans. Indian Inst. Metals, 1966, Vol. 19, p. 165.
- [5] Alluminio, 1951, Vol. 20, p. 471.
- [6] SKINGLE, T.J. & THOMPSON, R.W. - Journal of Applied Metal Working, 1980, Vol. 1(2), pp. 76-78.
- [7] MURPHY, A.J. - Proc. Conf. on Machinability, Inst. Mech. Eng., London, 1946.
- [8] DAVIES, D.W. - Machinability and Microstructure of Some Common Non-Ferrous Metals and Alloys - Metals Technology, May-Jun 1976, pp. 272-284.
- [9] JORSTAD, J.L. - Influence of Aluminum Casting Alloys Metallurgical Factors on Machinability, Modern Casting, Dec. 1980, pp. 47-51.

## CAPÍTULO 4

### MÉTODOS EXPERIMENTAIS

#### 4.1. FUNDIÇÃO

Utilizou-se o alumínio e o cobre, ambos com pureza comercial, como metais básicos para constituir as ligas analisadas neste trabalho – Al; Al-0,5%Cu; Al-1,5%Cu; Al-2,0%Cu, Al-5,7%Cu; Al-15,0%Cu e Al-33,2%Cu.

Como processos de refino, empregou-se dois processos baseados no método químico – adição de Ti-B na porcentagem de 0,025% em peso (indicado pelo fabricante), e adição de nióbio na porcentagem de 0,2% em peso, na forma do sal halogênio  $K_2NbF_7$  (esta porcentagem garante a formação do intermetálico  $NbAl_3$ ) –, e um processo baseado no método mecânico de refino, via recobrimento volátil da superfície interna da lingoteira por uso de um esmalte sintético à base de alumínio. Estes processos de refino foram aplicados ao alumínio de pureza comercial e demais ligas.

Inicialmente fundiu-se o alumínio em cadinho de carvão de silício, utilizando-se de um forno de resistência elétrica – fio Kantal de diâmetro  $\varnothing$  3mm – com potência de 7 Kw. O alumínio fundido era deixado no forno, a uma temperatura de  $800^\circ C$ , quando era então adicionado o cobre, nas porcentagens pré-estabelecidas das ligas, na forma de limalhas. Quando da adição do cobre, fazia-se uma vigorosa agitação no metal líquido, até obter-se a total dissolução do cobre no alumínio.

Quando da aplicação dos processos de refino baseado no método químico, adotou-se como temperatura de inoculação  $760^\circ C$  para o Ti-B e  $750^\circ C$  para o sal de nióbio – temperaturas suficientes para garantir a dissolução dos inoculantes no líquido-. Adotou-se 30 minutos como o tempo de retenção dos inoculantes no banho; findo este tempo, o cadinho era retirado do forno e resfriado ao ar livre e com agitação do líquido, até atingir uma temperatura da ordem de 10% acima da temperatura de solidificação da liga, quan-

do esta era então vazada numa lingoteira revestida internamente com pintura isolante.

Quando da aplicação do processo baseado no método mecânico de refino, após total dissolução do cobre no alumínio, o metal líquido era, com o mesmo procedimento anterior, resfriado até a temperatura correspondente a 10% acima da sua temperatura de solidificação, e então vazado numa lingoteira pintada internamente com o esmalte à base de alumínio.

Quando não aplicou-se qualquer processo de refino, o procedimento foi semelhante aos casos anteriores quanto ao resfriamento e a temperatura de vazamento só que, neste caso, a superfície interna da lingoteira era isenta de qualquer recobrimento.

A lingoteira utilizada foi confeccionada com aço ABNT 1020, com forma e dimensões mostradas na Fig. 4.1.

O controle de temperatura durante o processo de fusão e de vazamento - não foi registrada a temperatura durante a solidificação - foi feito empregando-se termopares Cromel-Alumel acoplados a um registrador de temperaturas marca LEEDS & NORTHROP modelo NOMATRON 923.

Para cada liga, quando submetida ou não a processos de refino, obteve-se três lingotes a serem utilizados nos ensaios metalográficos, ensaios mecânicos e de usinabilidade. Essa repetição dos lingotes asseguraram a quantidade de corpos de prova suficientes para a realização dos vários ensaios.

Um conjunto geral de todos os equipamentos empregados na fundição dos lingotes, é mostrado na fotografia da Fig. 4.2.

## 4.2. ENSAIOS METALOGRAFICOS

### 4.2.1. Macrografia

Para a obtenção das macrografias, todos os lingotes foram serrados transversalmente a uma altura de 25mm a partir da

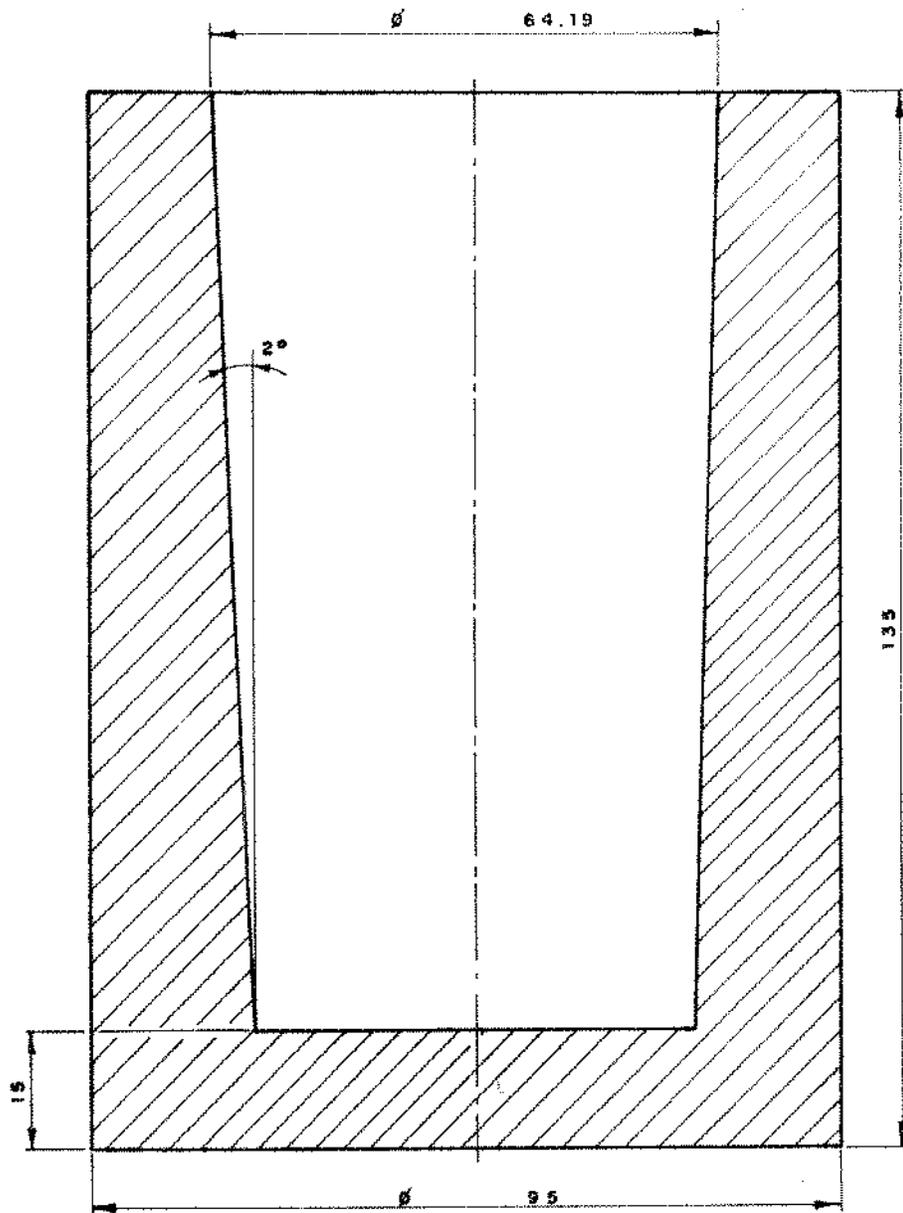


Fig. 4.1 - Lingoteira de aço ABNT 1020. Forma e dimensões.

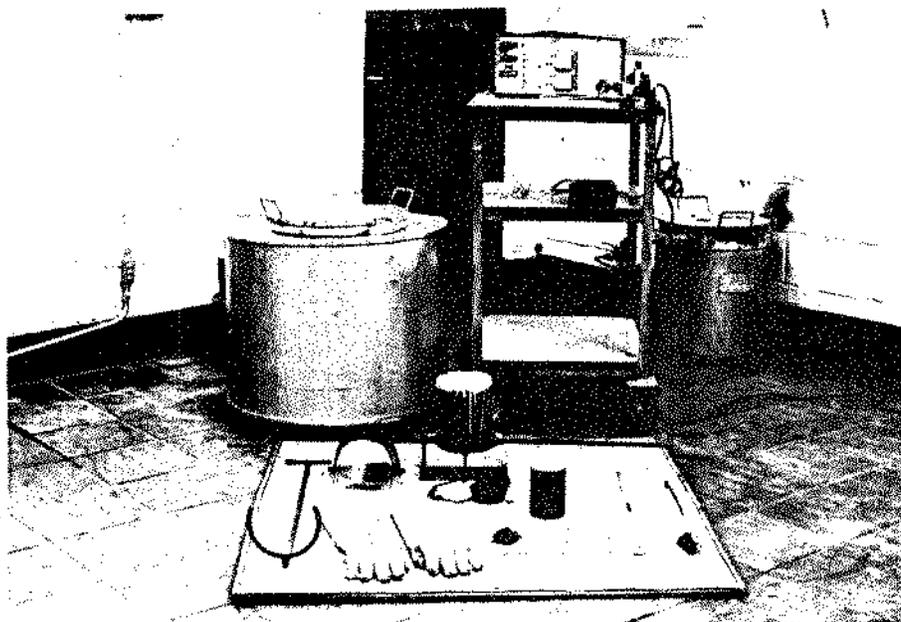


Fig. 4.2 - Conjunto dos equipamentos empregados na fundição dos lingotes.

sua base, conforme mostra a Fig. 4.3, tomando-se como corpo de prova, para este ensaio, a porção inferior do lingote. Estes corpos de prova foram usinados em operação de faceamento e, em seguida, lixados com lixas de granulação 180, 220, 320, 400 e 600. Finalmente, foram atacados com os reagentes da Tab. 4.1.

As macrografias foram utilizadas para uma observação visual da eficiência dos processos de refino aplicados sobre as microestruturas dos lingotes, para cada liga.

#### 4.2.2. Micrografias

Para a obtenção das micrografias, as amostras utilizadas foram obtidas de uma região do corpo de prova para macrografia, como é mostrado na Fig. 4.3. Estas amostras foram lixadas e polidas em operação descritas na Tab. 4.2. Finalmente as amostras foram analisadas e fotografadas com o emprego de um microscópio metalográfico de marca OLYMPUS, modelo PME.

As micrografias foram utilizadas para observação de dimensões, ramificações e espaçamento interdendríticas, microsegregação; microdefeitos; e distribuição de fase.

### 4.3. ENSAIOS MECÂNICOS

#### 4.3.1. Ensaio de resistência à tração

Os corpos de prova para ensaios de resistência à tração foram extraídos dos lingotes conforme esquema mostrado na Fig. 4.4, e segundo instruções da Norma ABNT NB-4 (1953).

Os ensaios foram realizados em uma máquina para ensaios de tração marca INSTRON, modelo 1127. Baseado em ensaios preliminares, adotou-se uma velocidade de aplicação da carga da ordem de 5mm/min e fundo de escala de 500kgf, para as ligas com porcentagem de cobre de até 5,7% e 1000 kgf para as ligas com 15% e 33,2% de cobre.

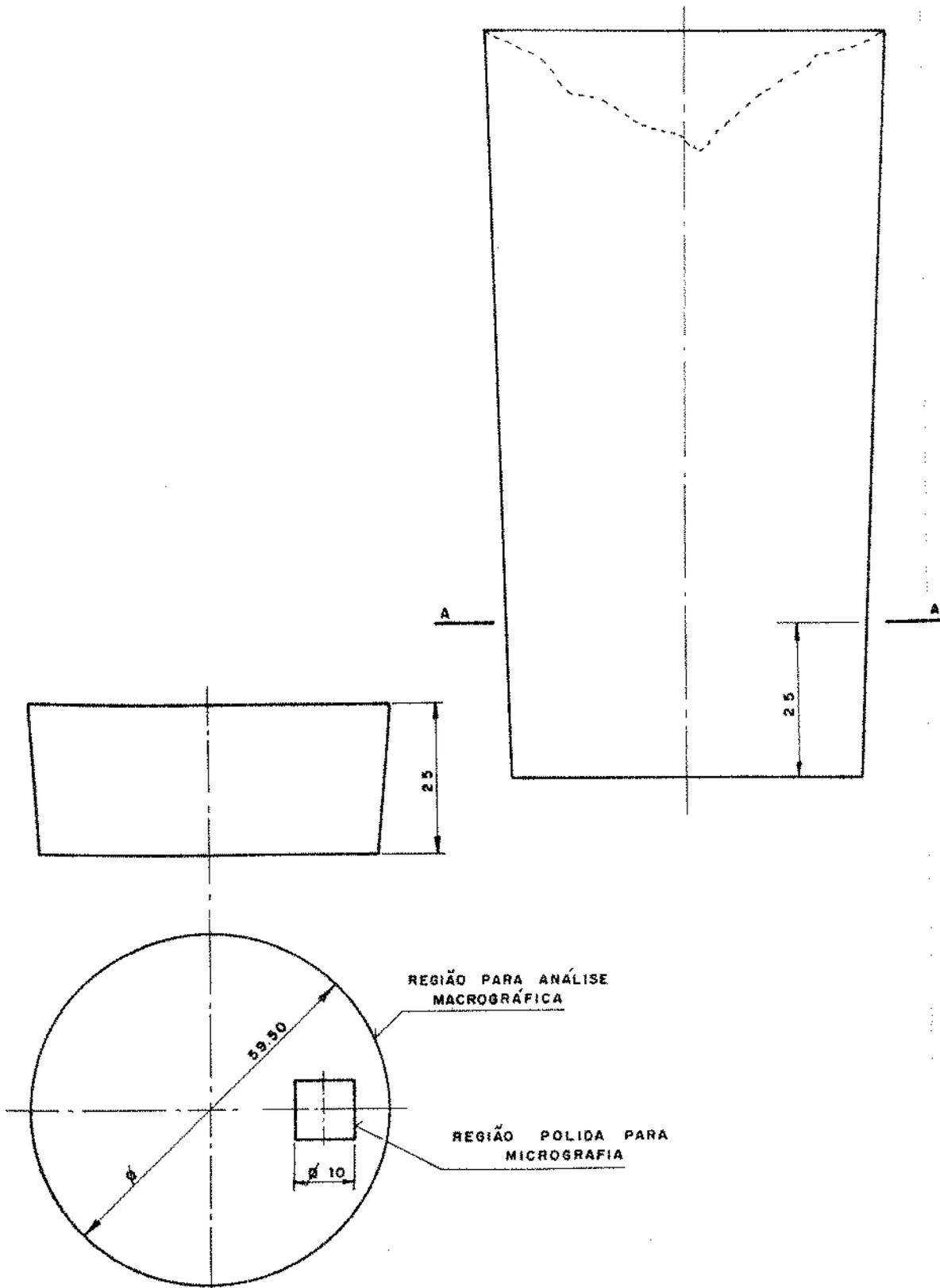


Fig. 4.3 - Corpo de prova para ensaios macrográficos e micrográficos. Suas localizações com relação ao lingote.

Tabela 4.1 - Reagentes utilizados nos ataques macrográficos.

METAL OU LIGA DO LINGOTE	REAGENTES PARA MACROGRAFIAS
Alumínio Comercial	Solução constituída de: <ul style="list-style-type: none"> <li>- 64 ml de ácido clorídrico</li> <li>- 16 ml de ácido nítrico</li> <li>- 04 ml de ácido fluorídrico</li> </ul>
Ligas de Alumínio-Cobre (até 5,0% cobre)	Solução constituída de: <ul style="list-style-type: none"> <li>- 15 ml de ácido fluorídrico</li> <li>- 4,5 ml de ácido nítrico</li> <li>- 9,0 ml de ácido clorídrico</li> <li>- 271,5 ml de água destilada</li> </ul>
Ligas de Alumínio-Cobre (mais de 5,0% cobre)	Solução constituída de: <ul style="list-style-type: none"> <li>- 10%-20% de NaOH em água destilada</li> </ul> <p><i>Obs.: Ao se aplicar este reagente, forma-se uma camada escura sobre a superfície atacada a qual pode, facilmente, ser removida mergulhando-se a amostra em uma solução de</i></p> $\text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O} (1:1)$

Tabela 4.2 - Procedimento dos ataques micrográficos.

METAL OU LIGA DO LINGOTE	REAGENTES PARA MICROGRAFIAS
Alumínio Comercial	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Polimento eletrolítico em superfície polida.</li> <li>- Eletrólito - 700 ml de álcool etílico               <ul style="list-style-type: none"> <li>- 100 ml de álcool iso-butílico</li> <li>- 120 ml de água destilada</li> <li>- 50 g de ácido tartárico</li> <li>- 70 ml de ácido Perclórico (60%).</li> </ul> </li> <li>- Voltagem - 30 a 45 volts</li> <li>- Amperagem - 35 A</li> <li>- Tempo de Polimento - 60s.</li> </ul>
Ligas Alumínio-Cobre (até 5,0%Cu)	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Polimento eletrolítico em superfície polida.</li> <li>- Eletrólito - 800 ml de álcool etílico               <ul style="list-style-type: none"> <li>- 140 ml de água destilada</li> <li>- 60 ml de ácido perclórico (60%)</li> </ul> </li> <li>- Voltagem - 30 - 45 volts</li> <li>- Amperagem - 30 A</li> <li>- Tempo de Polimento - 60s</li> </ul>
Ligas Alumínio-Cobre (mais de 5,0%Cu)	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Polimento mecânico com pasta de diamante.</li> <li>- Reagente - NaOH - 5% em água destilada</li> <li>- Tempo de Imersão - 15 a 30s</li> </ul>

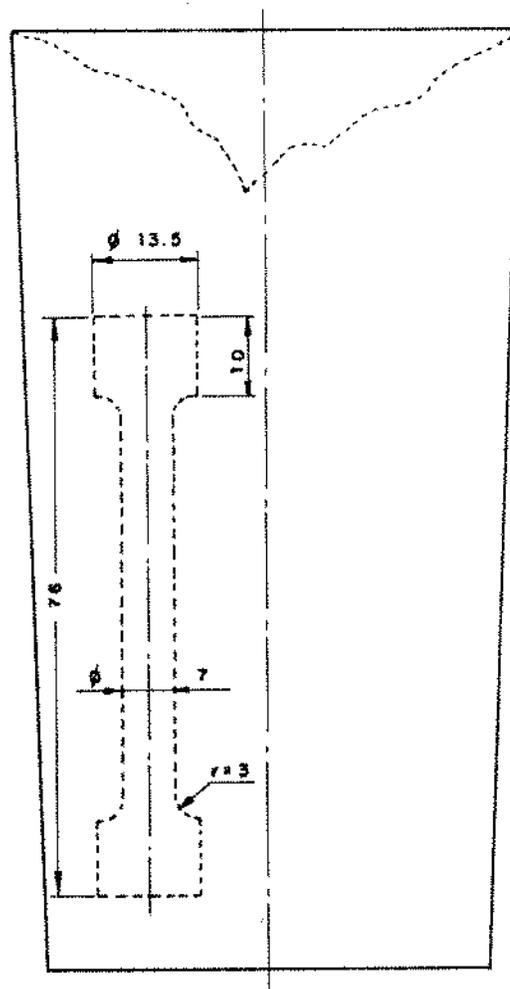


Fig. 4.4 - Corpo de prova para ensaio de resistência à tração. Sua localização com relação ao lingote.

Os parâmetros avaliados neste ensaio foram o limite de resistência à tração e a porcentagem de alongamento.

#### 4.3.2. Ensaio de dureza

Os corpos de prova para ensaio de dureza foram extraídos da parte inferior do lingote, conforme mostrado na Fig. 4.5, e preparados segundo a Norma ABNT NB-6394 (1980).

Os ensaios foram realizados conforme instruções da norma anteriormente citada, empregando-se uma máquina de ensaios marca OTTO WOLPERT-WERKE modelo BK300, de acionamento hidráulico. As impressões foram feitas na parte inferior dos corpos de prova e a avaliação dos diâmetros das impressões foram feitas com o auxílio de uma lupa.

Os parâmetros adotados no ensaio de dureza, foram:

- . Grau de carga - 5 para as ligas com porcentagem de até 5,7% de cobre  
- 10 para as ligas com 15% e 33,2% de cobre.
- . Diâmetro de Esfera - 10mm
- . Tempo de aplicação da carga - 30 segundos.

#### 4.4. ENSAIOS DE USINABILIDADE

No ensaio de usinabilidade, adotou-se o critério da força de avanço constante na furação, tomando-se como parâmetro o tempo gasto para a broca furar o corpo de prova, sob a ação de uma força de avanço constante.

Os corpos de prova, para este ensaio, foram retirados da parte intermediária dos lingotes, entre o corpo de prova para ensaio metalográfico e o corpo de prova para ensaio de dureza; suas dimensões e forma são mostradas na Fig. 4.5. Suas superfícies foram usinadas em operação de faceamento com cuidados para se garantir um bom acabamento superficial e uma tolerância dimensional da ordem de  $\pm 0,05\text{mm}$ .

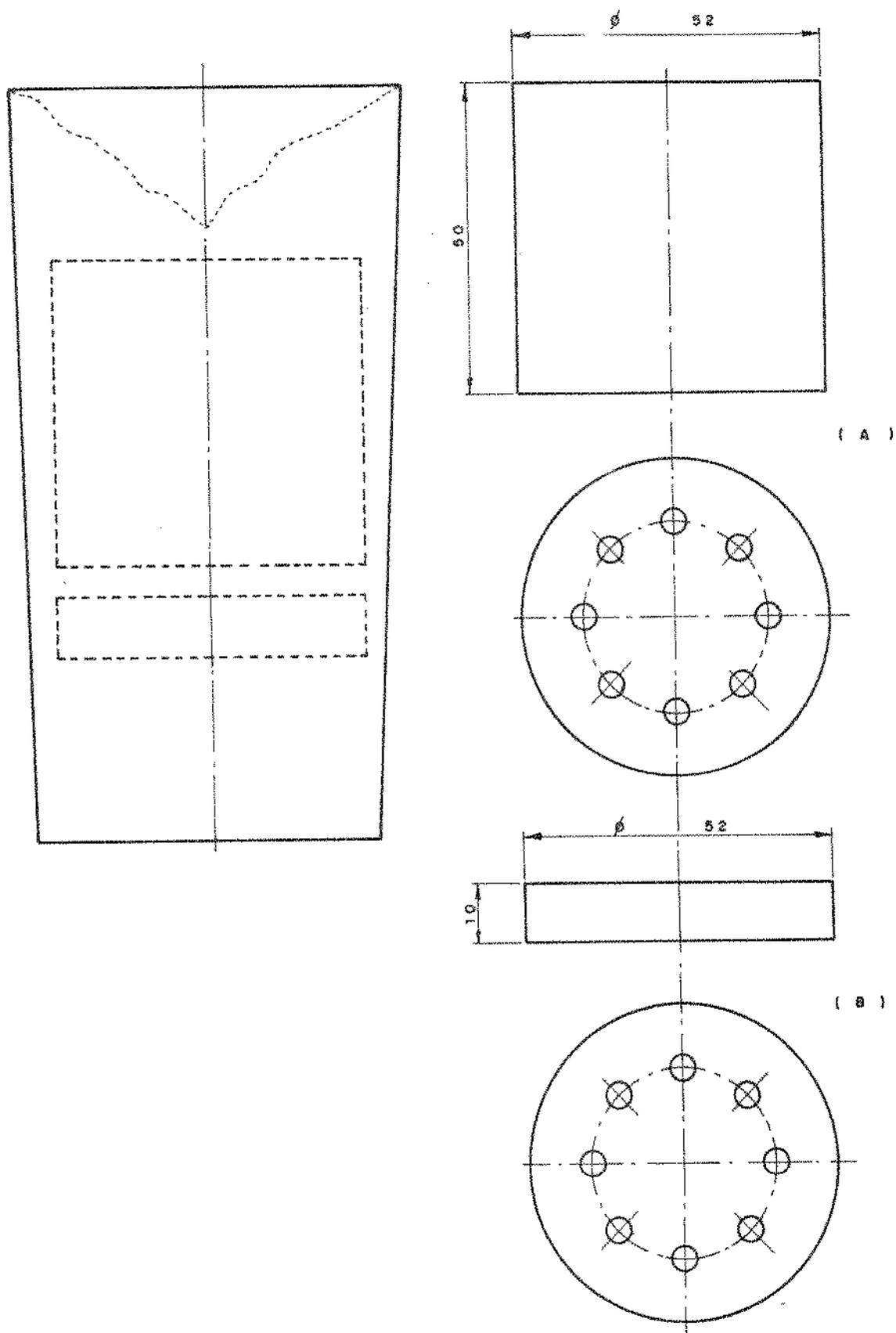


Fig. 4.5 - Corpo de prova para ensaio de dureza e para ensaio de usinabilidade. Suas localizações com relação ao lingote. (a) Dureza; (b) Usinabilidade.

Como padrão, para este ensaio, adotou-se, de maneira arbitrária, a liga Al-5,7%Cu refinada pelo processo baseado no método químico via adição de Ti-B. Desta liga foram confeccionados corpos de prova com a mesma geometria e cuidados descritos no parágrafo anterior.

Os ensaios foram realizados num torno ROMI 520 com 3,0 C.V. de potência, dotado de equipamentos auxiliares para fixação do corpo de prova e para fornecer uma força de avanço constante. Este conjunto é mostrado nas fotografias da Fig. 4.6.

Baseado em ensaios preliminares, adotou-se uma rotação, de 630 rpm e uma força de avanço de 140 kgf.

As ferramentas utilizadas no ensaio foram brocas de aço rápido, tipo W - especial para alumínio e suas ligas - com diâmetro  $\varnothing$  6mm e ângulo de ponta de  $138^\circ$ .

Para avaliação do tempo de furação, empregou-se um cronômetro de marca ILONA - Resolução 0,2 s.

Para se evitar a influência da aresta transversal de corte, os corpos de prova sofriam um pré-furo de diâmetro  $\varnothing$  1,5mm.

Também, para se evitar a influência do desgaste das ferramentas sobre os resultados do ensaio, estas eram reafiadas após cada 8 furos - 4 no corpo de prova do material ensaiado e 4 no corpo de prova padrão - numa máquina tipo AFU2, fabricada pela Vigorelli do Brasil.

O índice de usinabilidade foi calculado de acordo com a seguinte expressão:

$$IU = \frac{T_p}{T_e} \cdot 100$$

onde:  $T_p$  tempo de furação do corpo de prova padrão

$T_e$  tempo de furação do corpo de prova do material ensaiado.

Convém salientar que cada material ensaiado teve seu índice de usinabilidade equivalente à média aritmética de oito valores obtidos durante o ensaio.

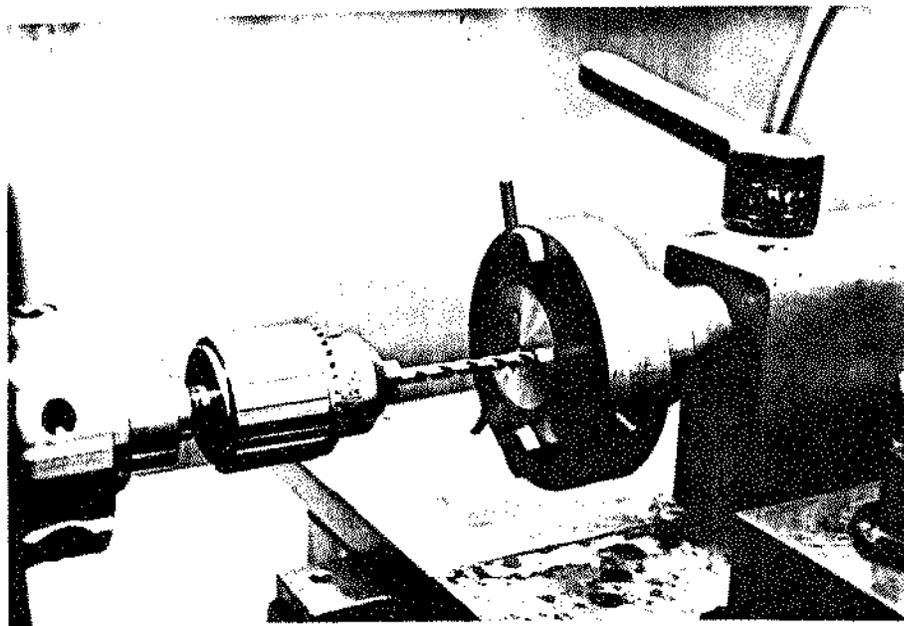
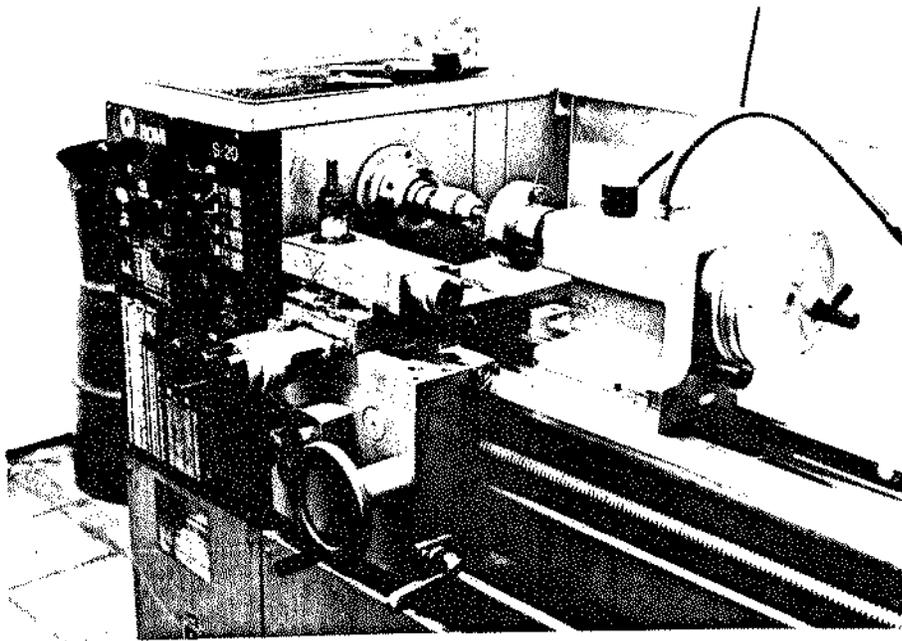


Fig. 4.6 - Equipamentos e dispositivos auxiliares utilizados no ensaio de usinabilidade.

## CAPÍTULO 5

## RESULTADOS E DISCUSSÕES

As macroestruturas apresentadas nas Figs. 5.1 à 5.7, e o quadro apresentado na Fig. 5.8, oferecem, de modo geral, um panorama dos resultados obtidos no procedimento experimental deste trabalho.

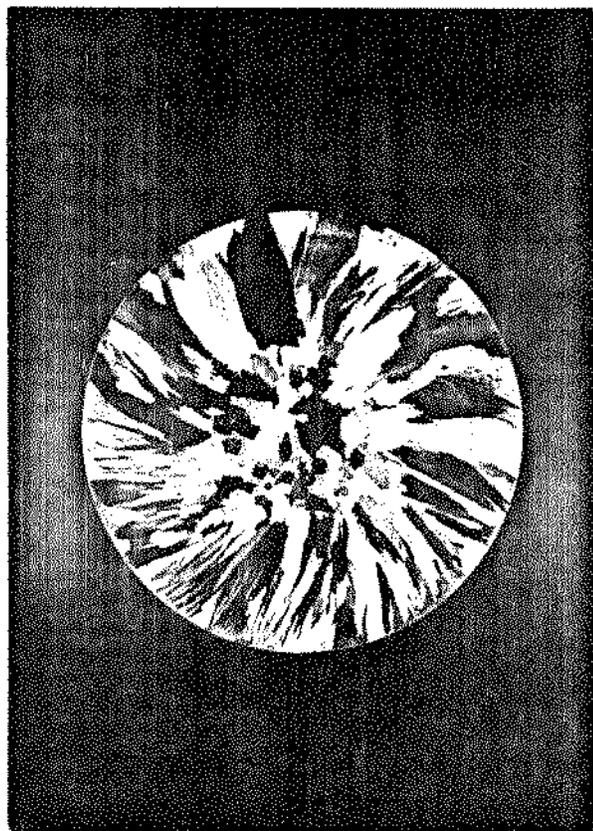
No conjunto das macrografias têm-se para cada porcentagem de cobre, na liga, uma estrutura obtida sem emprego do processo de refino de grãos(a) e outras três referentes aos três processos de refino aplicados ((b) processo baseado no método mecânico, (c) processo baseado no método químico via inoculação de Tili<sub>te</sub> - e (d) processo baseado no método químico via inoculação de  $K_2NbF_7$ ).

Não foi objetivo do presente trabalho investigar a efetividade dos processos de refino aplicados uma vez que, o uso do Ti-B como refinador de grão do alumínio e suas ligas já é bastante difundido [1,2]; o recobrimento volátil da interface metal/molde é um processo mecânico de refino que já teve sua efetividade comprovada por CUPINI [3], e o uso do nióbio como refinador de grão, tem sido amplamente investigado [4,5].

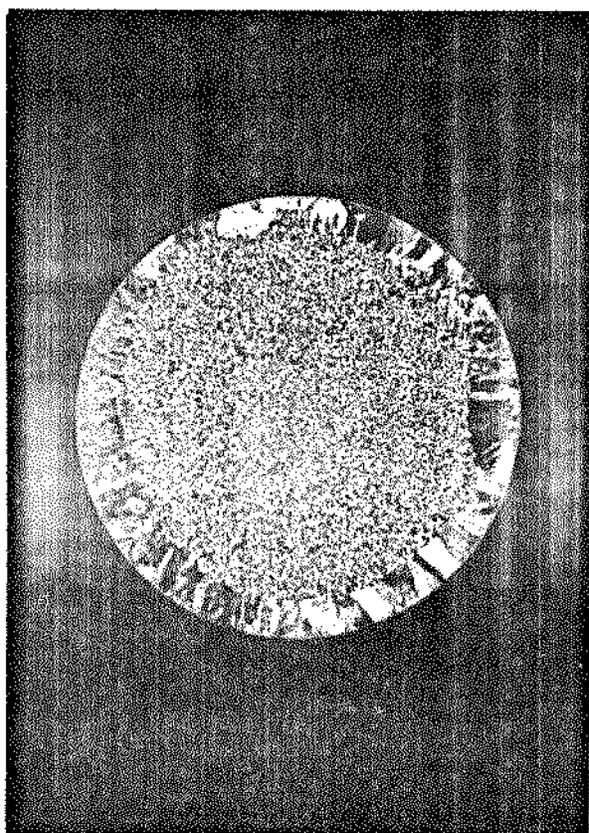
Nosso objetivo maior foi, apenas enfatizando, investigar o efeito da porcentagem de cobre e o dos processos de refino de grãos aplicados, sobre algumas propriedades mecânicas e de usinabilidade segundo o critério da força de avanço constante na furação, das ligas alumínio-cobre.

No quadro da Fig. 5.8 é apresentado, para cada processo de refino aplicado, os valores da dureza (HB), do limite de resistência à tração (U.T.S.), da porcentagem de alongamento (A%) e do índice de usinabilidade (I.U), associados à cada porcentagem de cobre na liga.

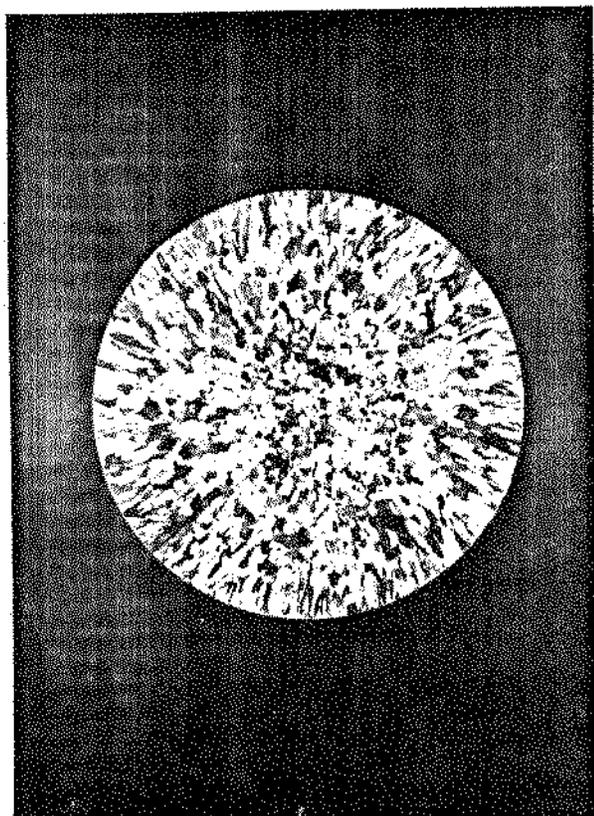
( A )



( B )



( C )



( D )

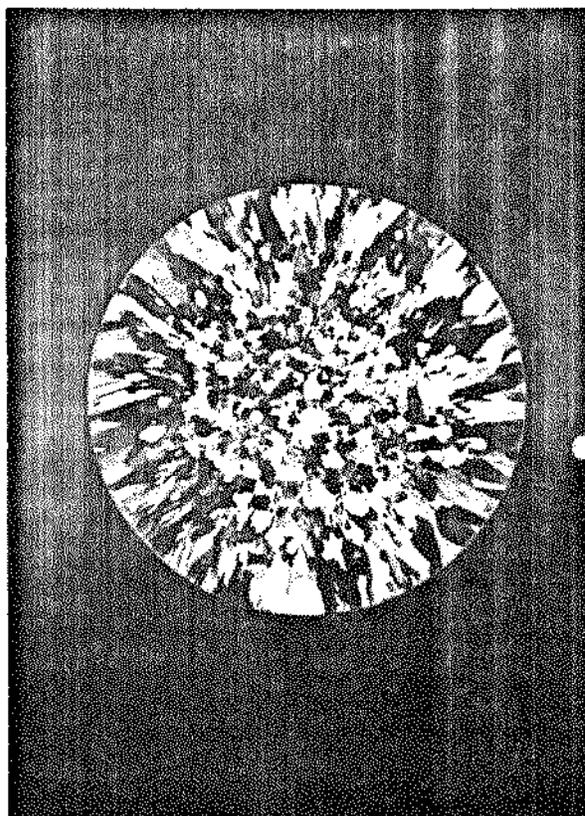
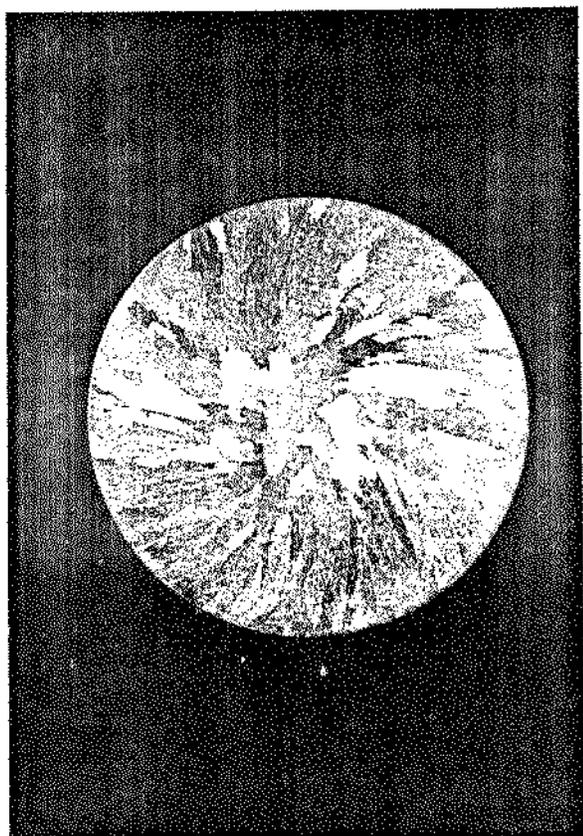


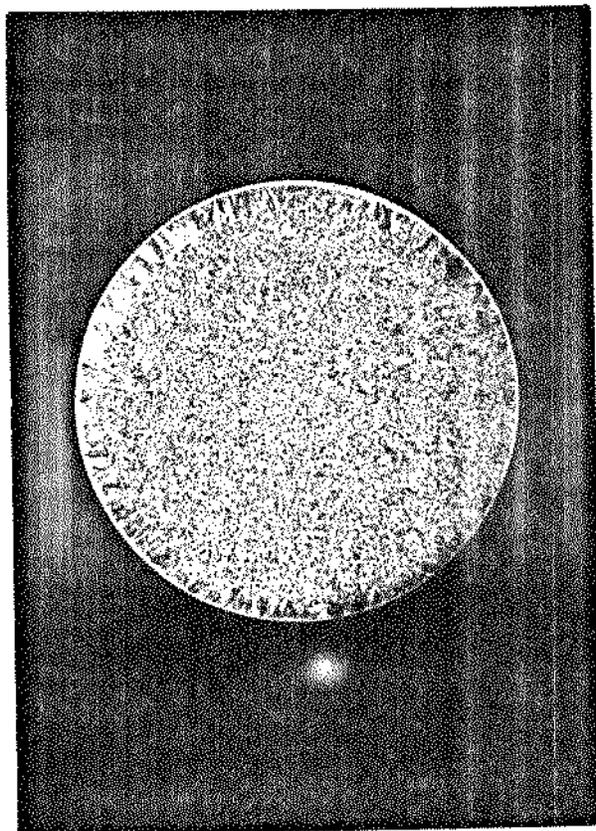
Fig. 5.1 - Macrografias dos lingotes de Alumínio de pureza comercial.

(a) Sem refino; (b) Refino recobrimento volátil; (c) Refino inoculação de Tilite e (d) Refino inoculação de  $K_2NbF_7$ .

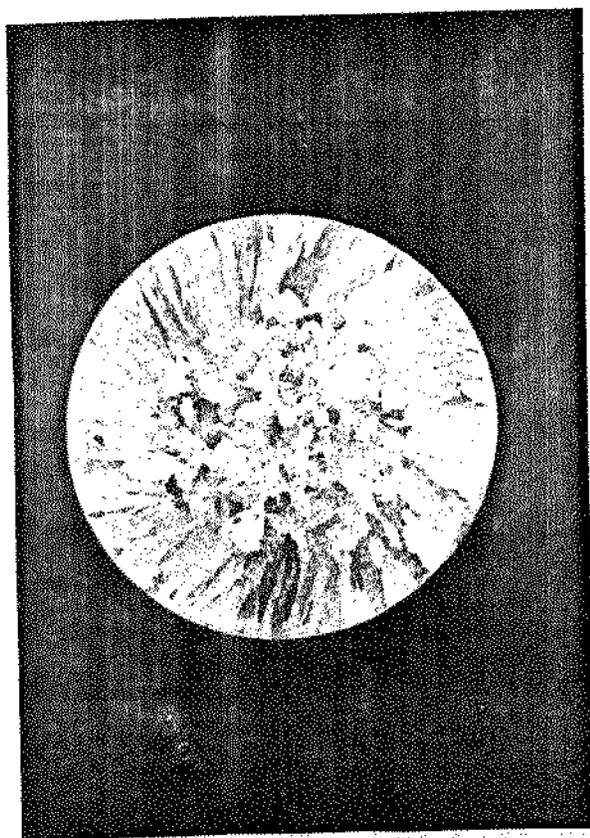
( A )



( B )



( C )



( D )

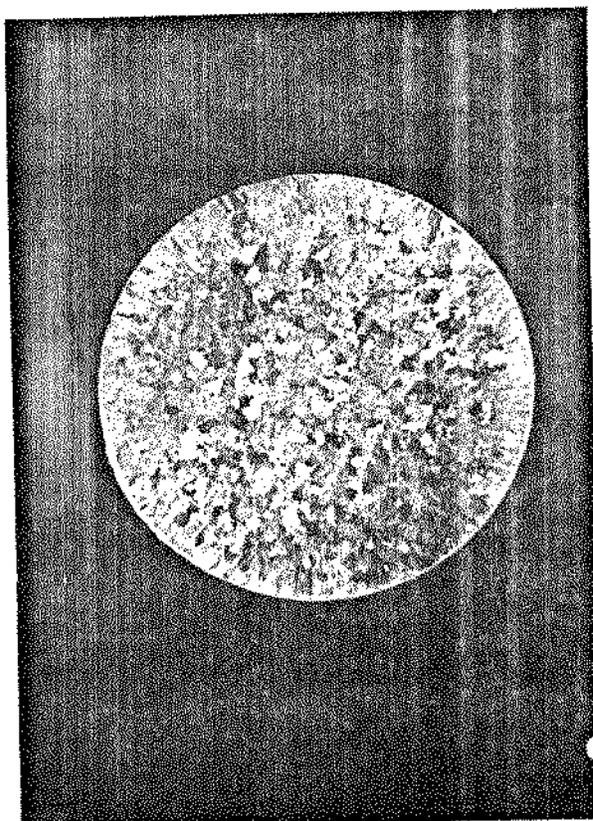
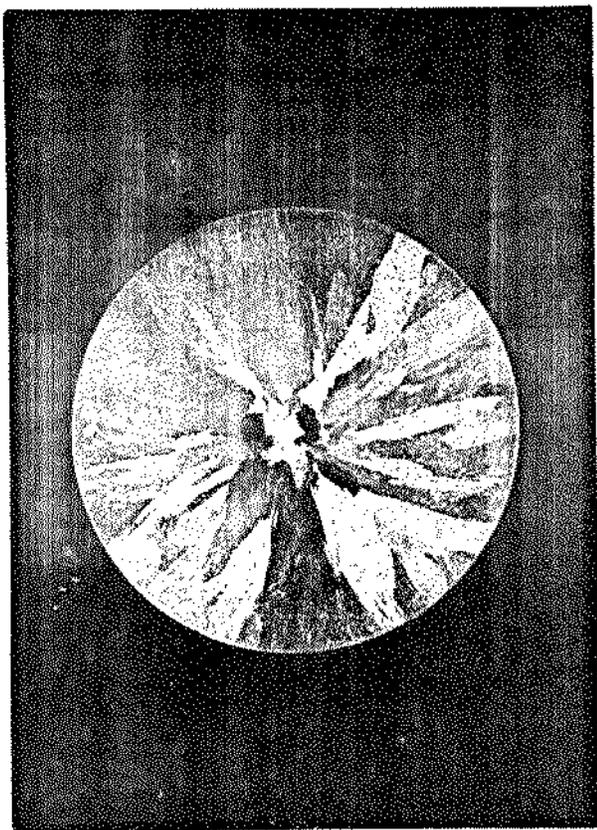
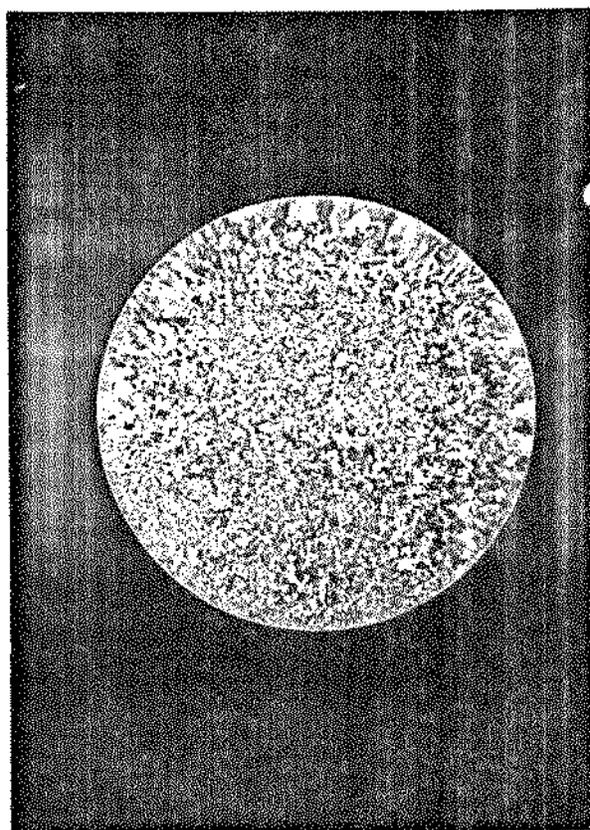


Fig. 5.2 - Idem Fig. 5.1, para 0,5% de Cobre.

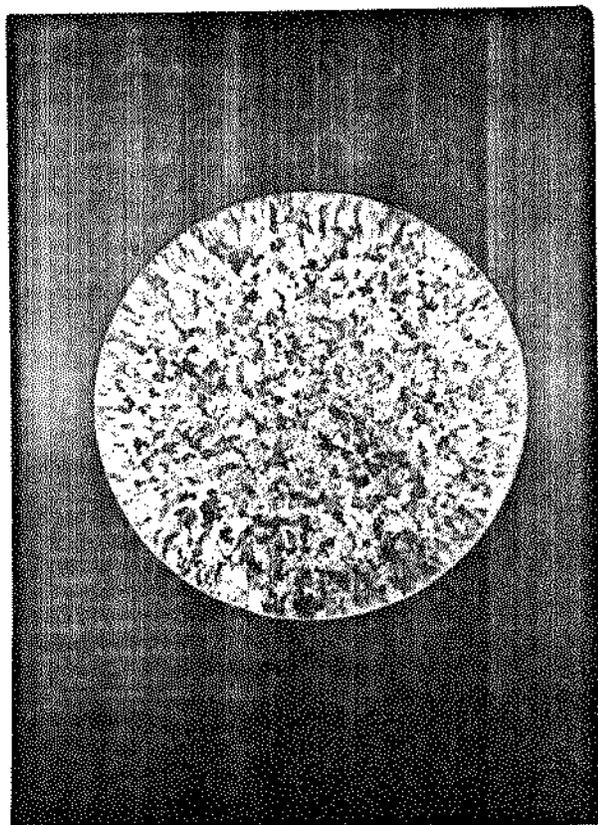
( A )



( B )



( C )



( D )

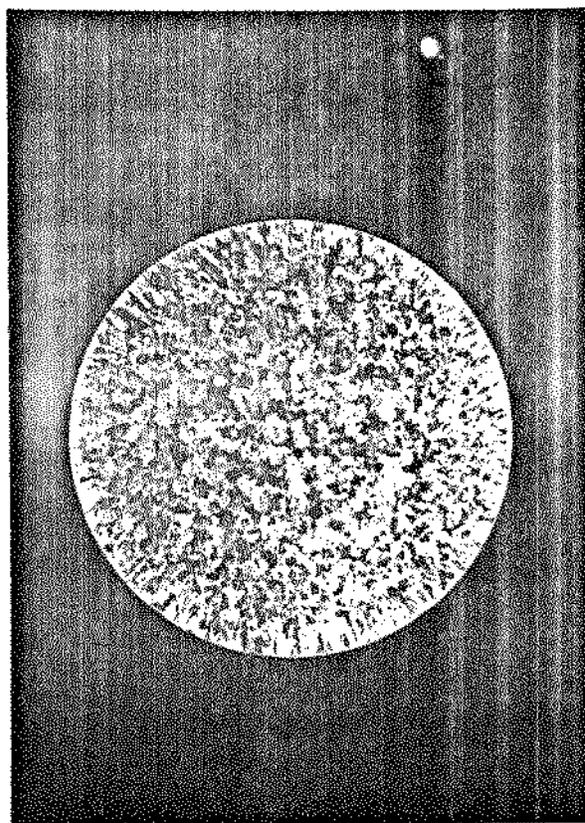
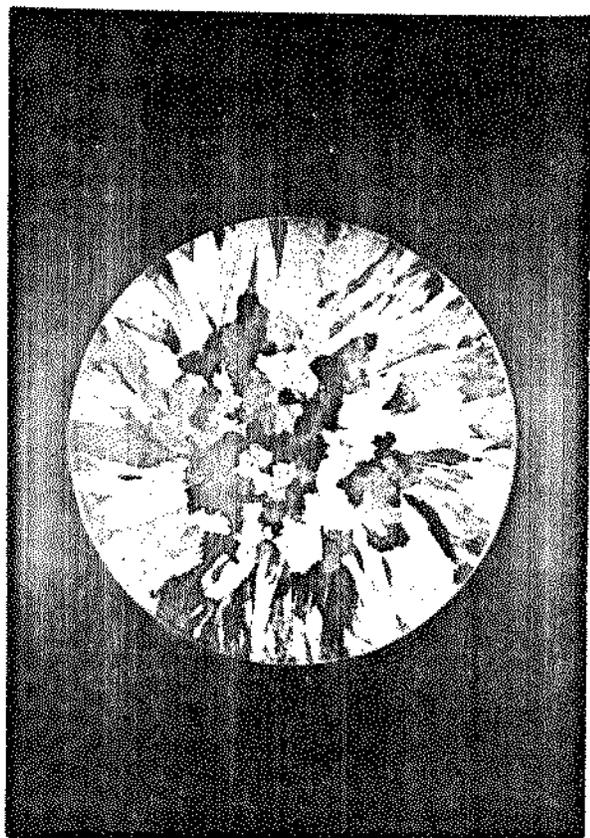
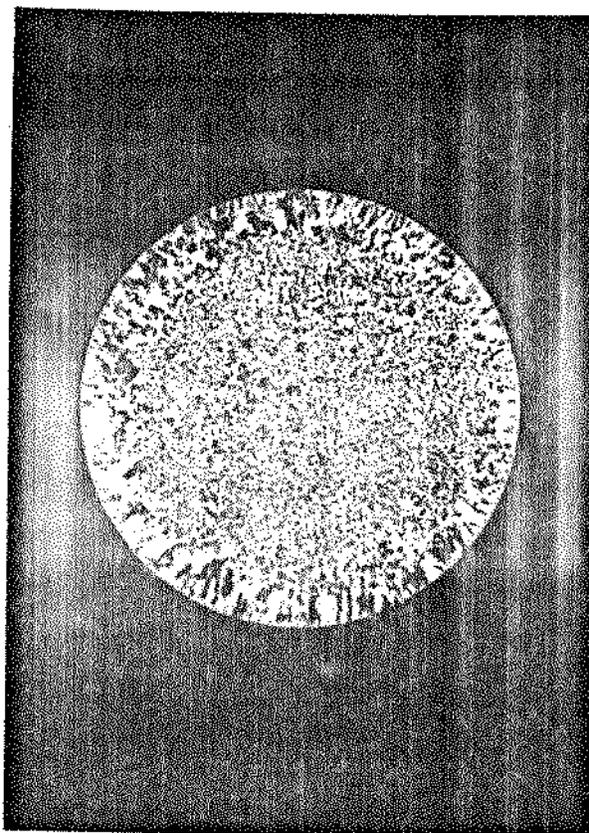


Fig. 5.3 - Idem Fig. 5.1, para 1,5% de Cobre.

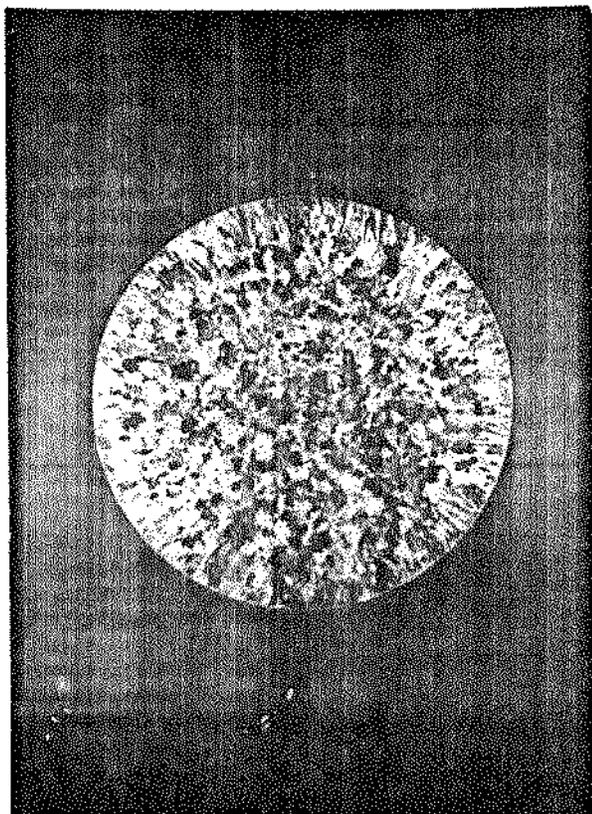
( A )



( B )



( C )



( D )

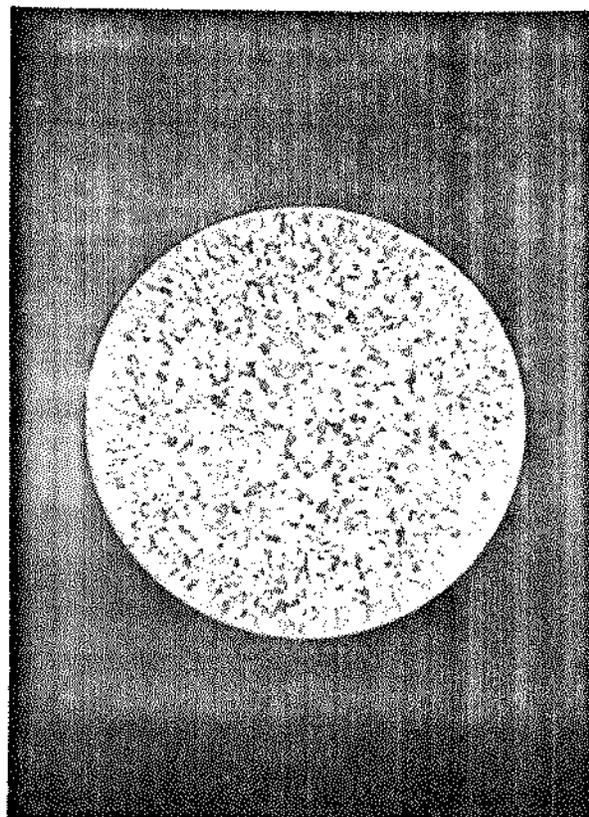
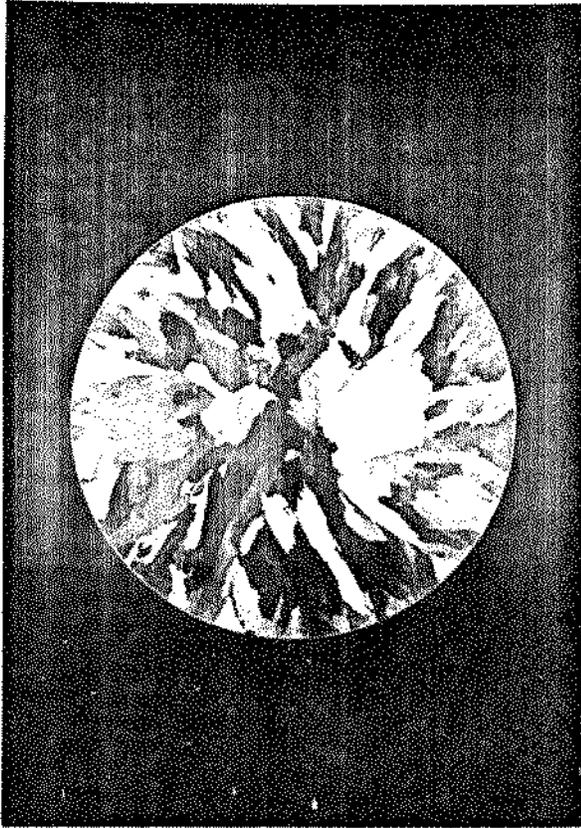
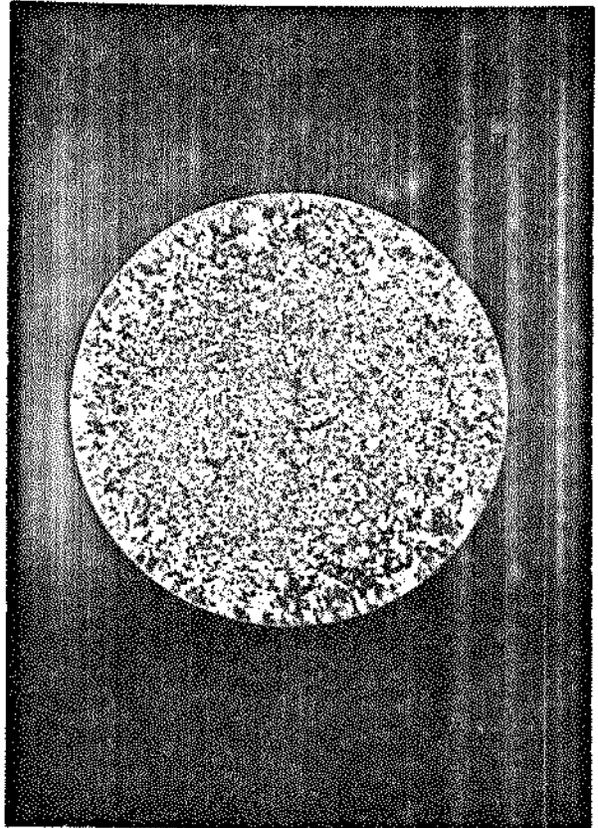


Fig. 5.4 - Idem Fig. 5.1, para 2,0% de Cobre.

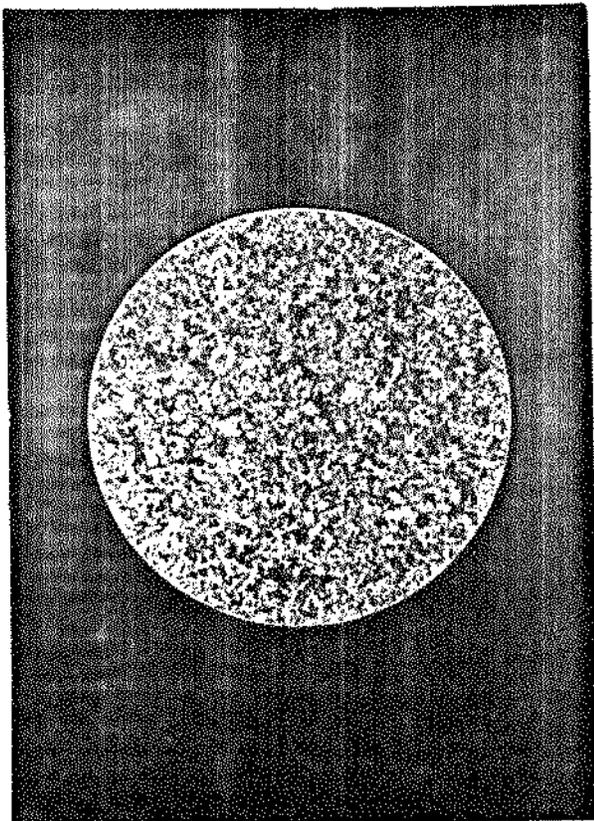
( A )



( B )



( C )



( D )

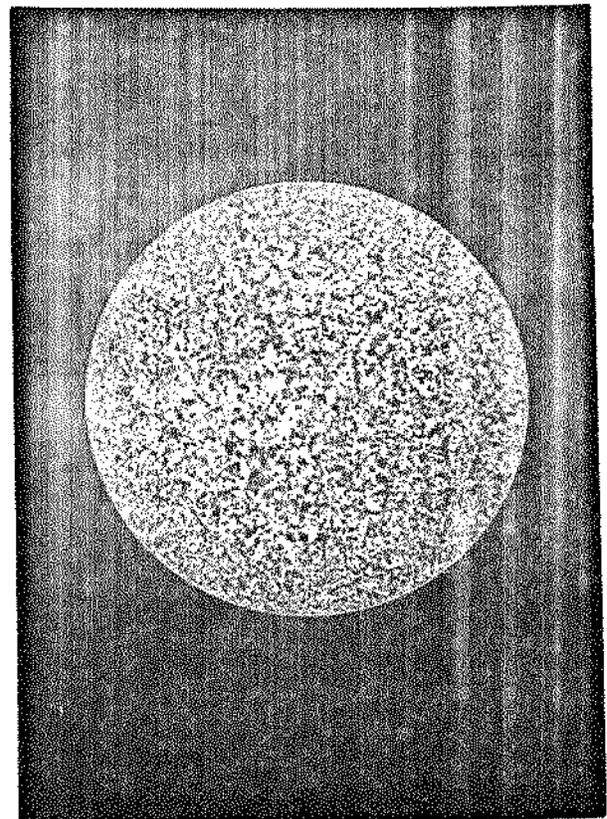
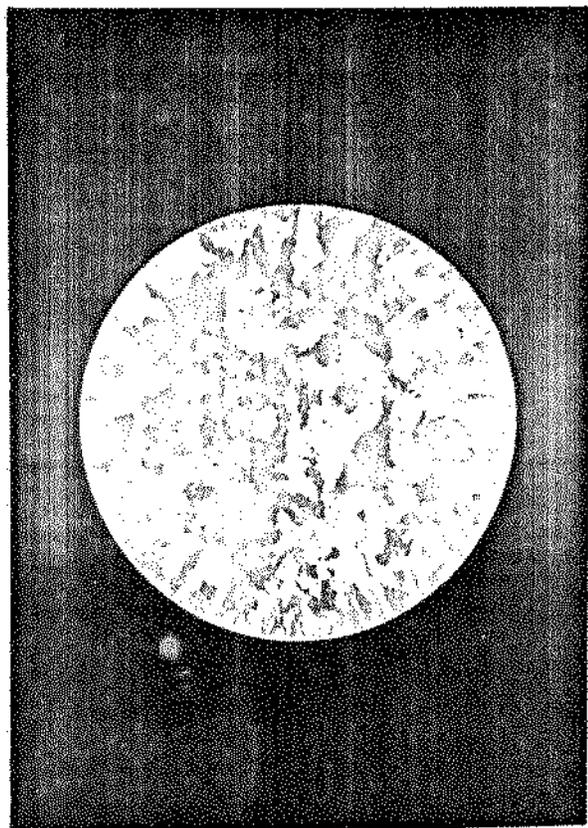
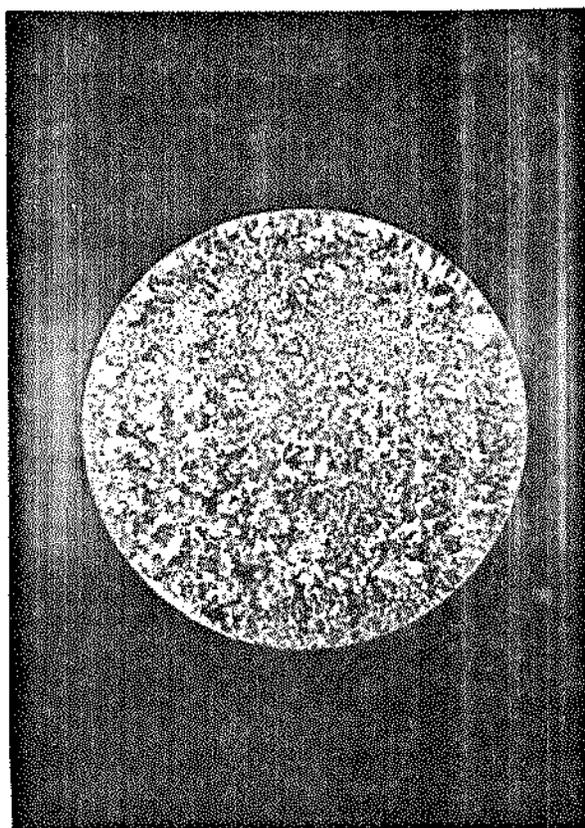


Fig. 5.5 - Idem Fig. 5.1, para 5,7% de Cobre.

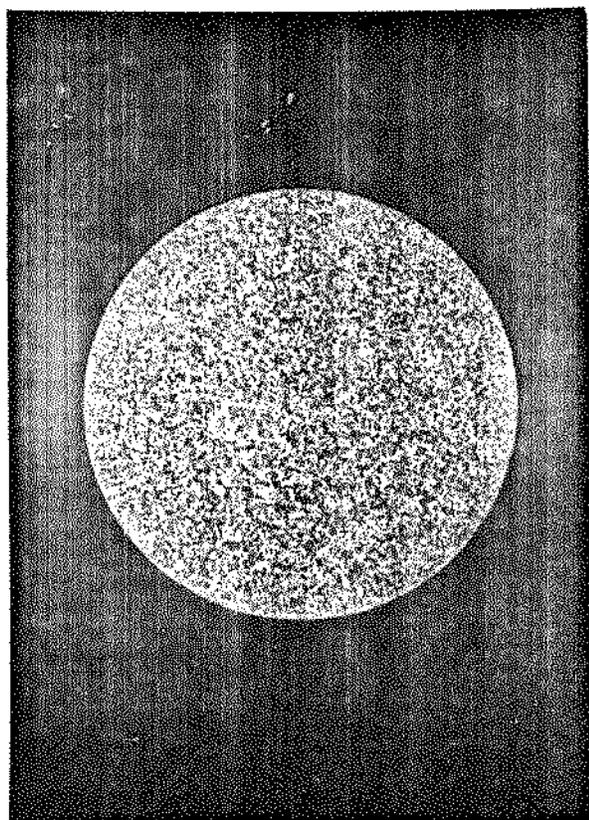
( A )



( B )



( C )



( D )

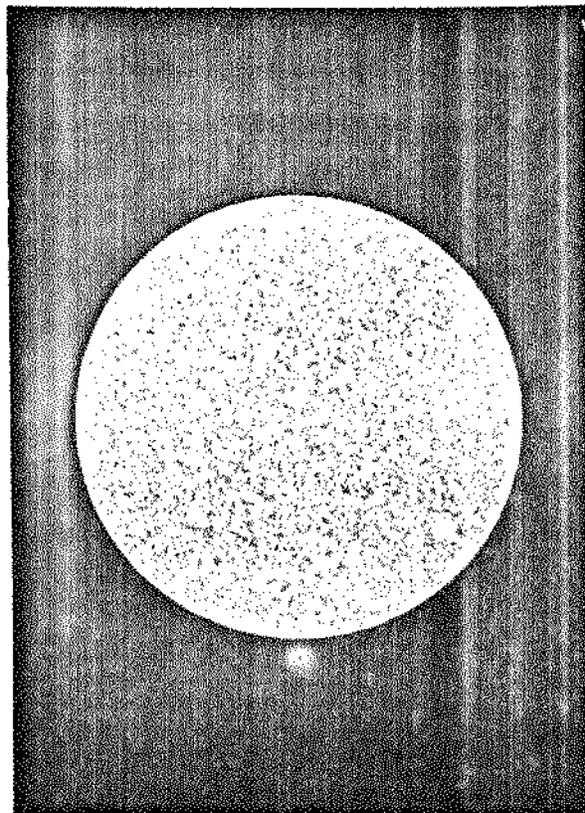
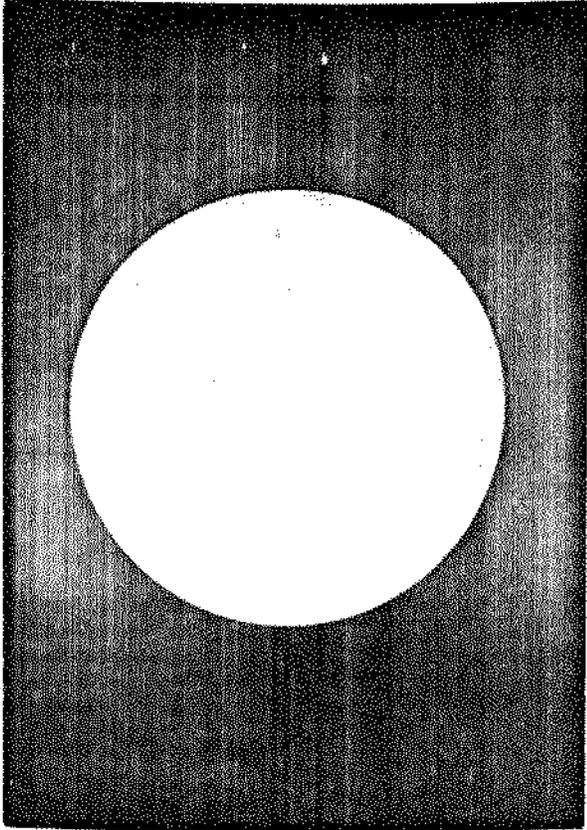
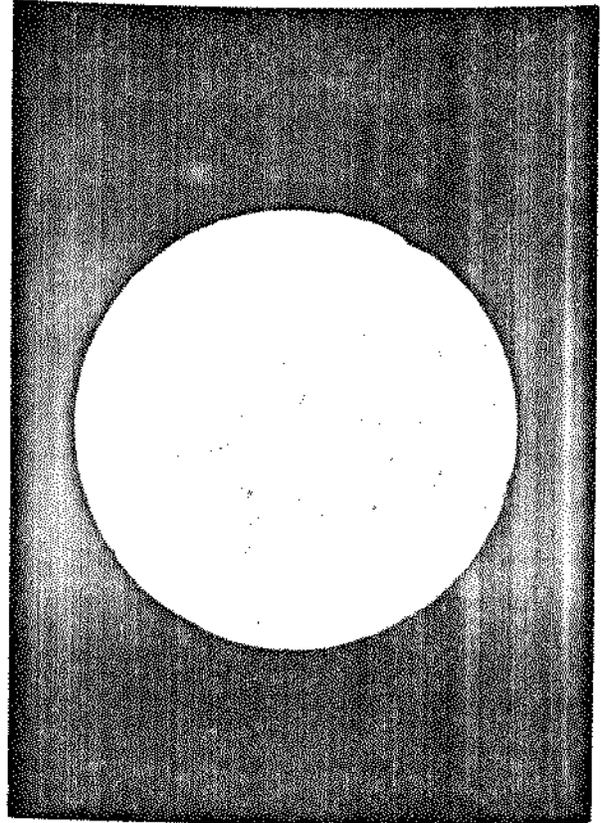


Fig. 5.6 - Idem Fig. 5.1, para 15% de Cobre.

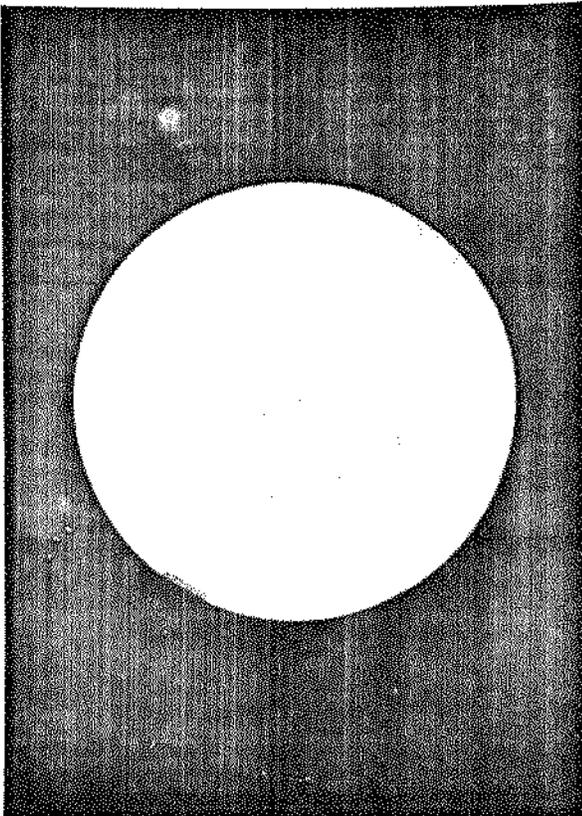
( A )



( B )



( C )



( D )

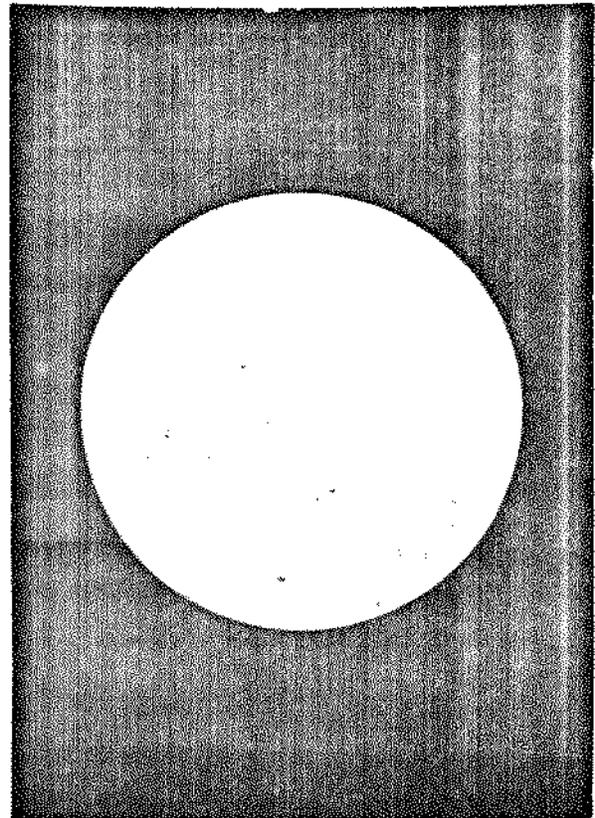


Fig. 5.7 - Idem Fig. 5.1, para 33,2% de Cobre.

TEOR DE COBRE % EM PESO	SEM REFINO				MÉTODO MECÂNICO ●				MÉTODO QUÍMICO □				MÉTODO QUÍMICO ■			
	DUREZA BRINELL (Kgf/mm <sup>2</sup> )	LIMITE DE RESISTÊNCIA (Kgf/mm <sup>2</sup> )	ALONGAMENTO (%)	ÍNDICE DE USABILIDADE (%)	DUREZA BRINELL (Kgf/mm <sup>2</sup> )	LIMITE DE RESISTÊNCIA (Kgf/mm <sup>2</sup> )	ALONGAMENTO (%)	ÍNDICE DE USABILIDADE (%)	DUREZA BRINELL (Kgf/mm <sup>2</sup> )	LIMITE DE RESISTÊNCIA (Kgf/mm <sup>2</sup> )	ALONGAMENTO (%)	ÍNDICE DE USABILIDADE (%)	DUREZA BRINELL (Kgf/mm <sup>2</sup> )	LIMITE DE RESISTÊNCIA (Kgf/mm <sup>2</sup> )	ALONGAMENTO (%)	ÍNDICE DE USABILIDADE (%)
0.00	17.50	5.06	32.86	77.48	17.80	5.15	21.64	66.80	16.50	6.06	29.68	69.53	17.20	6.80	28.80	60.23
0.50	21.28	6.98	11.88	85.82	21.08	8.50	19.30	86.25	22.80	6.85	19.30	84.27	23.80	8.80	25.90	93.80
1.50	29.30	8.50	9.82	98.01	29.20	12.01	15.89	99.54	28.70	11.72	17.54	99.11	30.20	12.06	21.39	100.02
2.00	34.40	9.33	8.75	100.64	30.20	11.90	12.68	102.69	33.70	11.90	15.80	103.34	31.20	13.12	18.50	99.37
5.70	54.80	6.99	0.80	99.11	50.10	9.87	1.79	103.93	52.80	9.48	3.51	100.60	53.40	11.72	1.88	101.47
15.00	92.30	12.04	0.00	103.30	84.90	11.91	0.00	103.19	84.90	13.72	0.00	103.00	85.80	13.30	0.00	104.26
33.20	148.00	13.90	0.00	133.10	145.00	16.72	0.00	137.29	148.00	15.72	0.00	122.45	158.00	18.84	0.00	126.79

FIG. ( 5.8 ) QUADRO GERAL DOS RESULTADOS OBTIDOS SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE USABILIDADE

## 5.1. REFINO DE GRÃO

Dada as dificuldades encontradas na revelação das macroestruturas em ampliações adequadas para contagem de grão, especialmente quando o teor de cobre era elevado, foi impossível quantificar-se o diâmetro médio dos grãos para todos os lingotes. De forma alternativa, resolveu-se agrupar as macrografias com base na porcentagem de cobre para cada liga. Desta forma, pode-se, facilmente, avaliar a eficiência dos processos de refino empregados, sobre a macroestrutura dos lingotes, pelo menos de forma comparativa.

Observando as macrografias (a) das figuras 5.1 à 5.5, nota-se que a adição do cobre não apresentou efeito favorável ao aparecimento da zona equiaxial central, sendo que os grãos que parecem formar tal zona, nada mais são que os grão colunares que cresceram a partir da base do lingote; este fato foi comprovado pela macroestrutura da secção transversal do lingote. Todavia, na Fig. 5.6 aparece um pequeno efeito da adição do cobre sobre a formação da zona equiaxial central embora, esta zona apareça com grãos grosseiros. Este comportamento poderia ser atribuído às condições operacionais impostas à fundição das ligas, quando o vazamento era feito em lingoteiras pré-aquecidas; o pré-aquecimento da lingoteira resulta numa baixa taxa de extração de calor, o que favorece ao aparecimento da zona colunar em detrimento da zona equiaxial, devido a um menor crescimento dendrítico ocasionado pela baixa taxa de resfriamento. A liga de composição eutética Fig. 5.7, apresenta-se de modo semelhante às ligas de baixo teor de cobre, quanto a macroestrutura.

Ao se observar as macrografias (b) das figuras 5.1 à 5.7, verifica-se a confirmação dos resultados obtidos por CUPINI [3], quanto a eficiência do processo de recobrimento volátil. Em todas as macrografias aparece uma região periférica ao lingote de grãos colunares finos, semelhantes aos resultados obtidos por SOUTHIN [6]. Nota-se também, que a espessura dessa região de grãos colunares finos, diminui com o aumento da porcentagem de cobre na liga, enquanto há um pequeno aumento no tamanho médio dos grãos, embora ainda se tenha um elevado grau de refino.

Com base na teoria proposta de OHNO – vide Capítulo 2 – pode-se atribuir este comportamento ao seguinte fato: ao se aumentar a quantidade de cobre na liga, ocorrerá um aumento da rejeição de soluto o que favorece o empescoçamento do cristal, embora este não seja muito acentuado devido à diminuição da taxa de resfriamento imposta pelo pré-aquecimento da lingoteira. Pela ação da agitação mecânica imposta ao metal líquido pelo processo de refino empregado, os cristais que estão se formando na parede da lingoteira se desprendem e vão formar a zona equiaxial central impedindo, desta forma, o crescimento dos grãos colunares. Assim, aumentando-se a quantidade de cobre na liga, aumenta-se o tamanho da zona equiaxial central, pelo aumento da quantidade de cristais que se desprendem da parede da lingoteira e, conseqüentemente, diminui-se a espessura da zona colunar. Este comportamento também poderia ser atribuído à ativação de outros mecanismos, como o da multiplicação cristalina segundo o qual, as dendritas que crescem à partir da parede da lingoteira podem ter seus ramos quebrados pela agitação mecânica, e o crescimento destes ramos, no seio do metal líquido, darão origem a zona equiaxial, o que impede o crescimento da zona colunar; um aumento no teor de cobre, aumenta a quantidade de dendritas que crescem e podem ser quebrada dando origem a uma zona equiaxial de maior dimensão.

Os processos de refino baseados nos métodos químicos que foram aplicados neste trabalho (macrografias (c) e (d) das figuras 5.1 a 5.7), apresentaram resultados quase que iguais entre si, quanto a eficiência, sendo que o processo (c) parece apresentar, para o alumínio de pureza comercial, grãos ligeiramente mais refinados que os obtidos pelo emprego do processo (d). Contudo, este fato não deve ser decisivo para diferenciar os processos de refino quanto as suas eficiências. Para a liga Al-0,5%Cu submetida ao refino via inoculação de Ti-B, nota-se que a qualidade do refino não foi satisfatória; contudo, este comportamento não foi levado em consideração pelo fato da comprovação da eficiência dos processos de refino não fazerem parte do objetivo deste trabalho, sendo levado em conta apenas o efeito dos processos de refino empregado sobre as propriedades investigadas.

Observando-se as macrografias da Fig. 5.7, nota-se que apenas o método mecânico parece apresentar um pequeno efeito como refinador do eutético; este comportamento poderia ser atribuído a

um possível desprendimento de grãos eutéticos, que estariam se formando na parede da lingoteira, pela ação da agitação mecânica imposta ao metal líquido quando da aplicação do método mecânico de refino, dando origem a grãos eutéticos de pequenas dimensões na região central do lingote. A ineficiência dos processos químicos de refino sobre a estrutura da liga eutética poderia ser atribuído ao fato dos inoculantes adicionados às ligas, serem substratos de nucleação da fase alumínio enquanto que, a fase preferencial de crescimento dos grãos eutéticos é o  $Al_2Cu$ . Logo, poder-se-ia refinar grãos eutéticos via inoculação de elementos químicos se o substrato de nucleação adicionado ao eutético nucleasse a fase  $Al_2Cu$ .

De modo geral, os resultados obtidos com a aplicação dos processos de refino baseados nos métodos químico e mecânico vieram a confirmar a realidade do Titânio-Boro e do nióbio como refinadores de grãos do alumínio e suas ligas, bem como o uso do recobrimento volátil como um processo bastante eficiente.

## 5.2. COMPORTAMENTO MECÂNICO

No quadro da Fig. 5.8, são apresentados os resultados gerais do comportamento mecânico das ligas obtidas, mostrando o efeito da porcentagem de cobre e dos processos de refino aplicados às ligas, em relação com a dureza Brinell, com o limite de resistência à tração e com a porcentagem de alongamento.

### 5.2.1. Limite de Resistência à Tração

Apesar de não ser um dado suficiente para qualificar um produto quanto ao seu comportamento mecânico, o limite de resistência à tração é um dado capaz de caracterizar tanto o efeito da porcentagem de cobre quanto ao efeito devido à aplicação dos processos de refino sobre a resistência mecânica da liga.

#### 5.2.1.1. Influência da Porcentagem de Cobre

Segundo MONDOLFO [7], o aumento da resistência me

cânica associado com o crescimento da porcentagem de cobre na liga, depende da forma como o cobre se apresente na matriz, em solução sólida; se o cobre está na forma de partículas esferoidais e uniformemente distribuída a resistência é função inversa do espaçamento entre as partículas e, se o cobre está na forma de uma rede cristalina nos contornos dos grãos, ele provoca uma crescente fragilização com o aumento de porcentagem de cobre associado com uma menor taxa de crescimento da resistência mecânica.

O gráfico da Fig. 5.9 mostra a influência da porcentagem de cobre e dos processos de refino aplicados sobre o limite de resistência das ligas. Nota-se que até uma porcentagem de 2,0% de cobre existe um crescente aumento no valor do limite de resistência; para uma porcentagem de 5,7% de cobre há uma queda no valor do limite de resistência que, a partir desta composição, continua crescendo, embora numa menor taxa de crescimento, até atingir o máximo valor na composição eutética. Este comportamento poderia ser justificado com base nas afirmações de MONDOLFO, citadas acima, e com o auxílio das micrografias da Fig. 5.10; com o aumento da porcentagem de cobre, a quantidade de partículas esferoidais,  $\text{CuAl}_2$ , vai também aumentando e até uma porcentagem de 2,0% de cobre não aparece a rede cristalina nos contornos dos grãos, Fig. 5.10(a) e (b). Com 5.7% de cobre a rede cristalina já se faz presente, Fig. 5.10(c) e vai aumentando sua espessura com o aumento do teor de cobre na liga, Fig. 5.10(d). Só um estudo mais detalhado das ligas com teores de cobre entre 2,0% e 15% poderia garantir o comportamento da curva do limite de resistência entre estas duas composições. Contudo, pode-se supor que as maiores variações não ocorrer em torno da composição onde começa a aparecer  $\text{Al}_2\text{Cu}$  nos contornos dos grãos, para o alumínio de pureza comercial, aproximadamente 5,0%Cu.

O quadro a seguir apresenta uma variação percentual do limite de resistência em função da porcentagem de cobre nas ligas refinadas e sem refino, comparadas com o alumínio de pureza comercial.

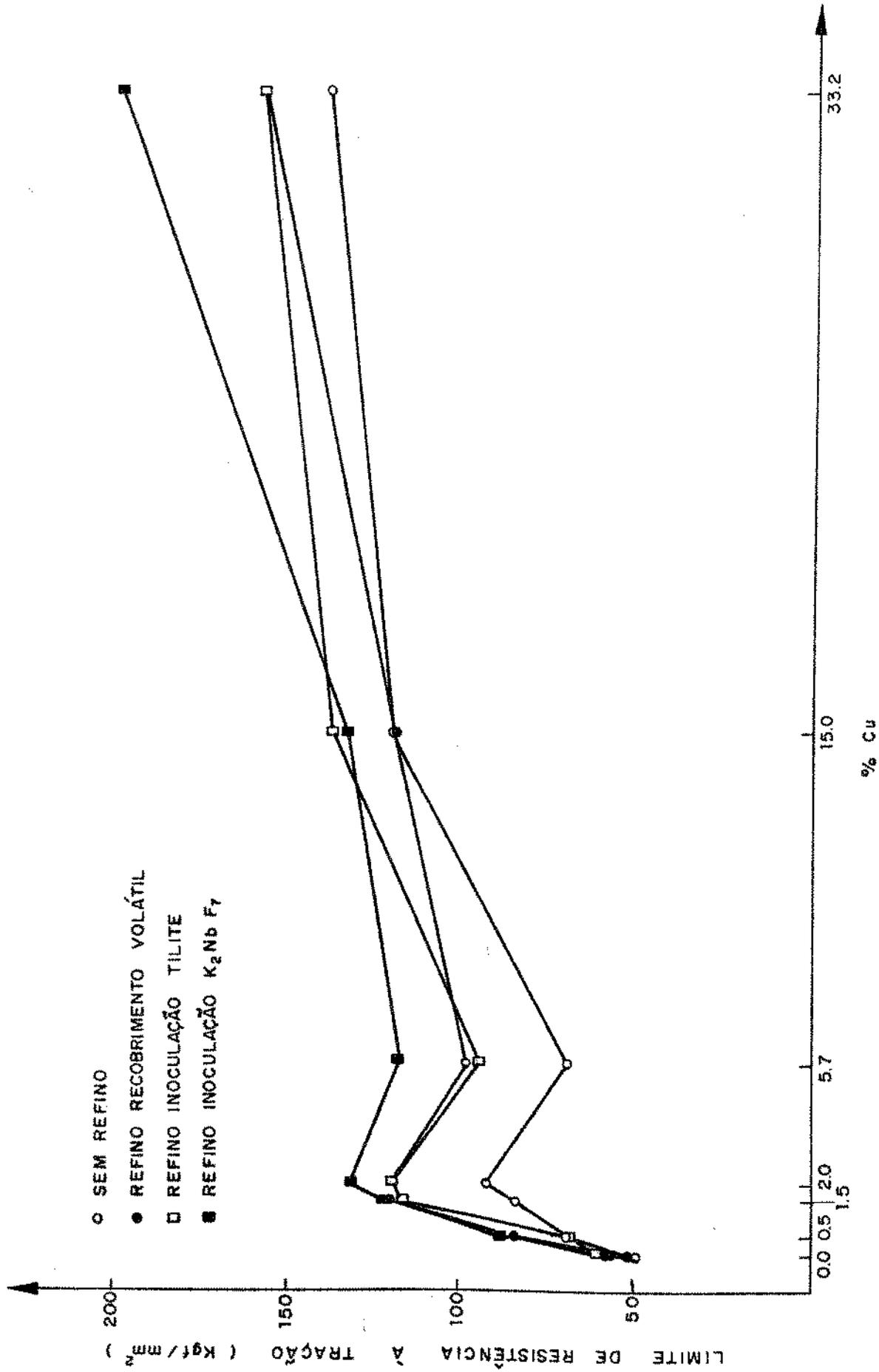


Fig. 5.9 - Efeito da variação do teor de cobre e dos processos de refino aplicados sobre o Limite de Resistência à Tração das ligas Al-Cu.

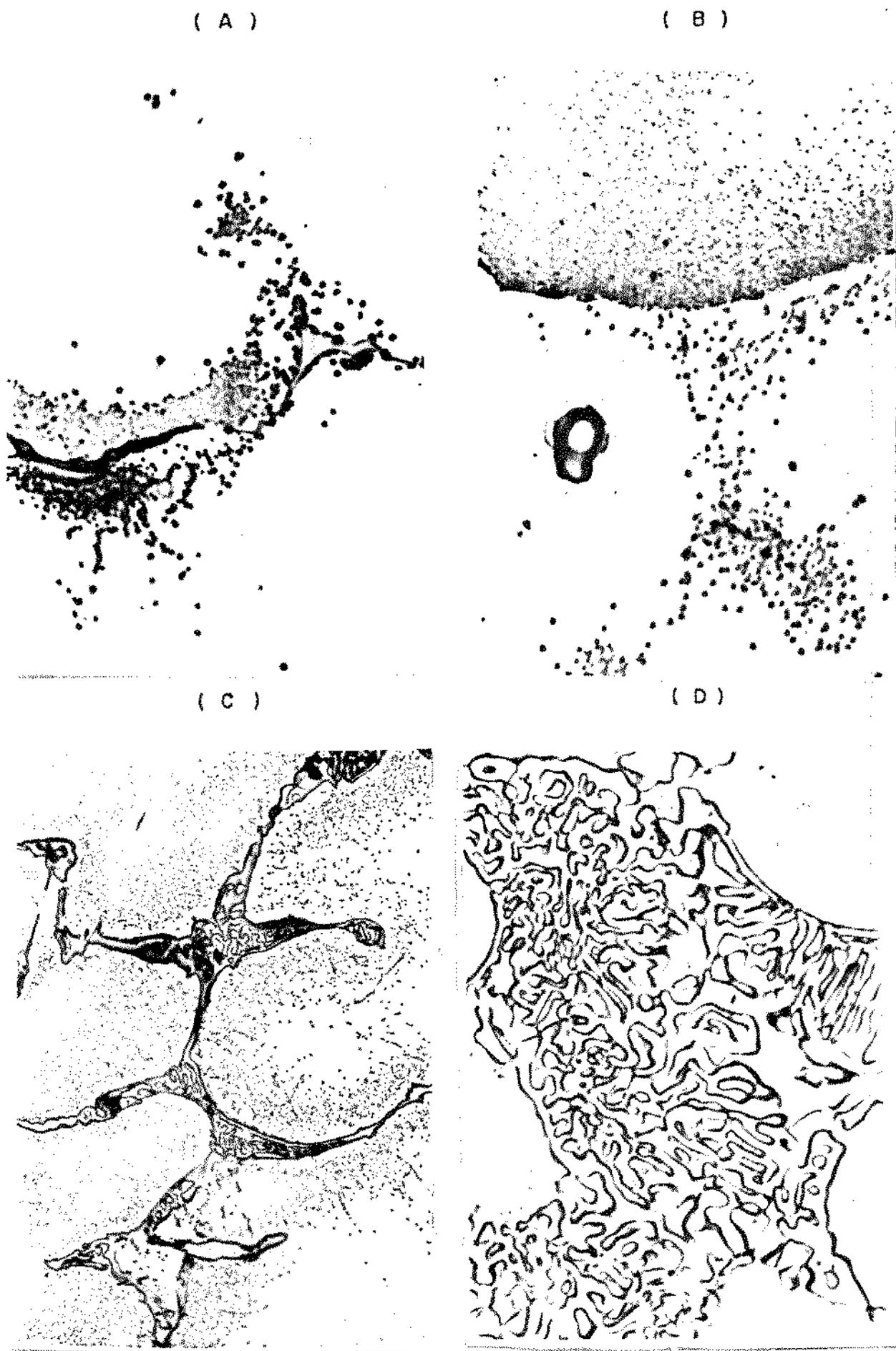


Fig. 5.10 - Micrografias de liga Al-Cu refinadas por inoculação de Tilite. 400X

(a) Al-1,5%Cu ; (b) Al-2,0%Cu;  
 (c) Al-5,7%Cu e (d) Al-15%Cu.

PORCENTAGEM DE COBRE	SEM REFINO	REFINO RE COBRIMEN- TO VOLÁTIL	REFINO INOCULAÇÃO TILITE	REFINO INOCULAÇÃO $K_2NbF_7$
0,0%	-	-	-	-
0,5%	37,94%	69,05%	13,04%	49,66%
1,5%	67,98%	133,20%	93,40%	105,15%
2,0%	84,39%	131,07%	96,40%	123,13%
5,7%	38,14%	91,65%	56,44%	99,32%
15,0%	137,94%	131,26%	126,40%	126,19%
33,2%	174,77%	205,24%	159,40%	220,41%

Variação percentual do limite de resistência à tração com o aumento da porcentagem de cobre nas ligas com e sem refinamentos com relação ao alumínio de pureza comercial.

A pouca influência do elevado grau de refino sobre o limite de resistência à tração do alumínio de pureza comercial refinado pelo processo baseado no método mecânico de refino, pode ser atribuída ao efeito devido à porosidade já que, como pode ser visto na Fig. 5.11(a) e (b), o processo aplicado parece ter aumentado tanto o tamanho quanto a quantidade de poros, fato este que prejudica a resistência mecânica da liga. Por outro lado, a liga com 15% de cobre apresentou-se com uma significativa quantidade de poros, sendo a maior incidência na liga sem refino e na refinada pelo processo baseado no método mecânico; este fato poderia ser responsável pela equivalência do limite de resistência das duas ligas. As ligas com 15% de cobre refinadas pelos métodos químicos apresentaram-se com uma certa porosidade, que poderia ser responsável pelo pequeno efeito do refino de grão sobre seus limites de resistência. Outra liga que não apresentou variações no limite de resistência à tração foi a liga com 0,5% de cobre submetida ao refino via inoculação de Tilite; este comportamento poderia ser atribuído ao fato de sua estrutura não ter sido refinada.

Quanto ao comportamento das ligas com composição eutética, as variações verificadas no limite de resistência, não podem ser atribuídas à influência do refino de grão, já que este não

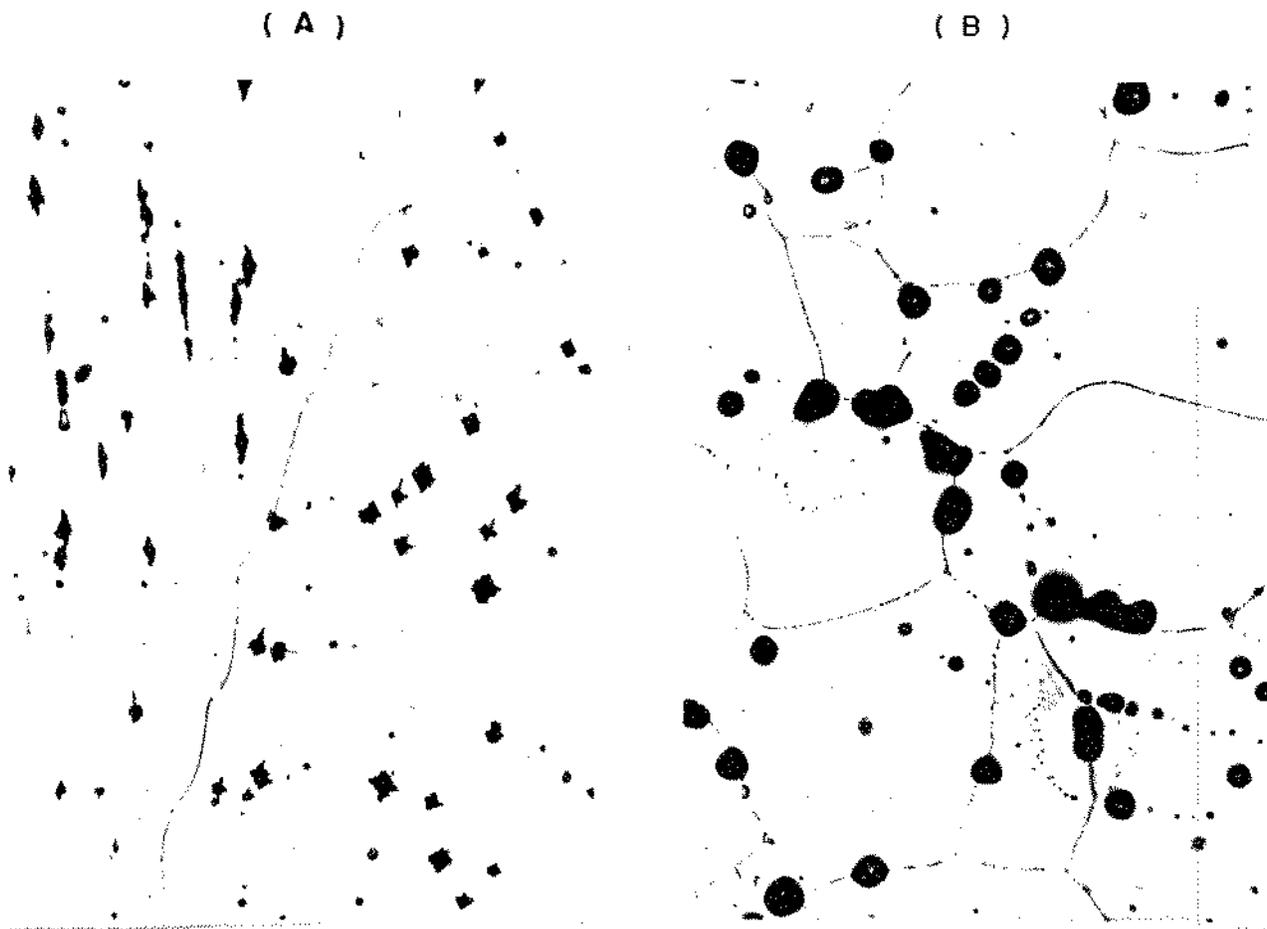


Fig. 5.11 - Aumento da incidência de defeitos ao processo de refi  
no aplicado ao Alumínio de pureza comercial. 216X  
(a) Sem refino; (b) Refino recobrimento volátil.

ocorreu. Contudo, observando-se as micrografias da figura 5.12, nota-se a presença de dendritas de alumínio nas micros (a) e (b) o que caracteriza uma composição diferente da composição eutética, micro (c) e (d). Logo, convém analisar estas ligas separadamente.

O aumento do limite de resistência da liga (b) em relação à liga (a), poderia ser atribuído à quantidade das dendritas de alumínio presentes na matriz, já que um menor número destas dendritas pode significar uma composição mais próxima da composição eutética, o que provavelmente seria responsável pelo aumento na resistência da liga submetida ao refino baseado no método mecânico (b). O comportamento das ligas submetidas aos processos de refino baseados no método químico via inoculação de Ti-B (c) e de  $K_2NbF_7$  (d), será comentado no próximo item.

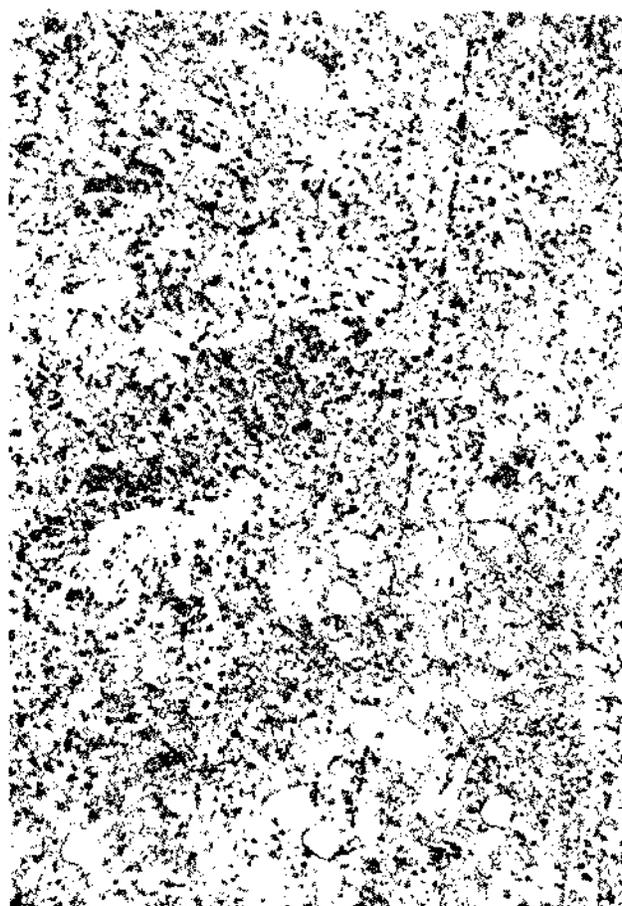
### 3.2.1.2. Influência dos processos de refino

Observando o gráfico da Fig. 5.9, nota-se que, de maneira geral, os processos de refino de grãos, aplicados às ligas, tiveram um efeito positivo quanto a uma melhora na resistência da liga, com relação àquelas que não foram submetidas a qualquer processo de refino, o que já era esperado e comprova os resultados obtidos por CIBULA [8].

O quadro abaixo mostra, numa variação percentual, o efeito dos processos de refino sobre o limite de resistência das ligas.

PORCENTAGEM DE COBRE	SEM REFINO	REFINO RE-COBRIMENTO VOLÁTIL	REFINO INOCULAÇÃO TILITE	REFINO INOCULAÇÃO $K_2NbF_7$
0,0%	-	1,78%	17,86%	16,20%
0,5%	-	21,78%	- 1,86%	26,07%
1,5%	-	41,29%	37,88%	41,80%
2,0%	-	27,55%	27,54%	40,62%
5,7%	-	41,20%	35,62%	67,67%
15,0%	-	- 1,08%	13,95%	10,47%
35,2%	-	13,09%	13,09%	35,54%

Variação percentual do limite de resistência à tração com os pro-



( C )

( D )



Fig. 5.12 - Presença de dendritas primárias de alumínio na liga Al-33,2%Cu. 27X  
 (a) Sem refino (b) Refino recobrimento volátil  
 (c) Refino Inoculação Tilitite (d) Refino inoculação  $K_2NbF_7$ .

cessos de refino de grãos aplicados para cada liga, com relação às ligas nas quais não foram aplicados quaisquer processos de refino.

O aumento do limite de resistência das ligas (c) e (d) com relação à liga (a), poderia ser atribuído simplesmente ao fato dessas duas, (c) e (d), serem de composição eutética. Já o aumento da resistência da liga (d) com relação à liga (c) poderia ser atribuído à presença do nióbio (0,2% em peso) na liga (d) seja na forma de partícula separada ou na forma do intermetálico  $NbAl_3$  (Fig. 5.13), que seriam rejeitados, como soluto, para os contornos dos grãos, induzindo um aumento na resistência da liga [9].

## 5.2.2. Porcentagem do Alongamento

### 5.2.2.1. Influência do teor de cobre

O gráfico da Fig. 5.14, apresenta a variação da porcentagem de alongamento com a porcentagem de cobre e os processos de refino de grãos aplicados às ligas. De modo geral, o alongamento diminui com o aumento do teor de cobre na liga. Existem, como no caso do limite de resistência à tração, duas evidentes tendências no comportamento da porcentagem de alongamento; a primeira, com porcentagem de cobre crescente até 20%, onde a variação percentual do alongamento é bem acentuada embora, com esta porcentagem de cobre, a liga possua boa ductilidade e, a segunda com porcentagem de cobre a partir de 5,7%, onde as ligas apresentam elevada fragilidade, comportamento este que confirma as afirmações de MONDOLFO [7].

### 5.2.2.2. Influência dos processos de refino

Quanto ao efeito resultante da aplicação dos processos de refino de grão, observa-se que houve, para o alumínio de pureza comercial, uma diminuição da porcentagem de alongamento. Para as demais ligas, houve um aumento da porcentagem de alongamento.

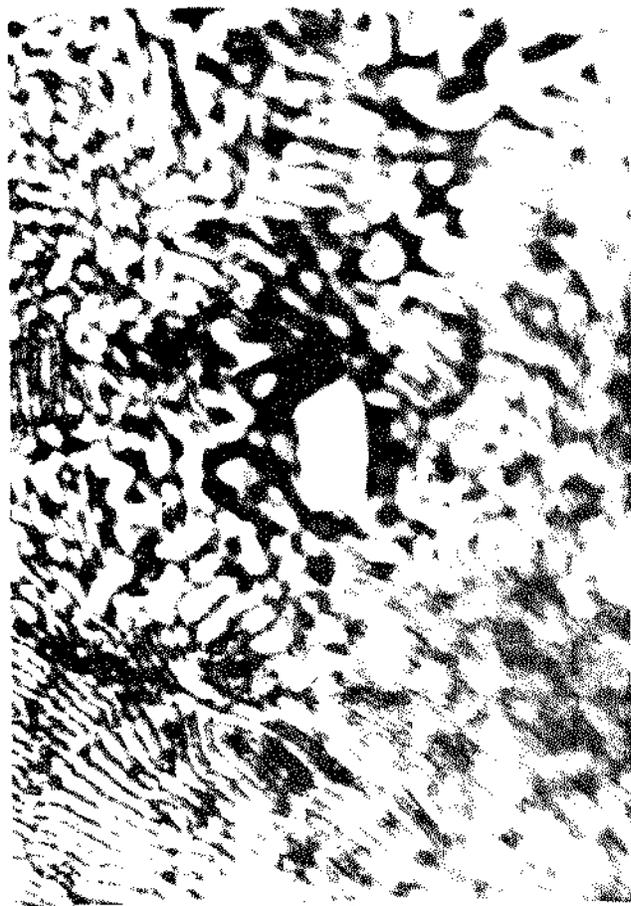


Fig. 5.13 - Presença do intermetálico  $NbAl_3$ , na liga Al-33,2%Cu refinada via inoculação de  $K_2NbF_7$ . 400X

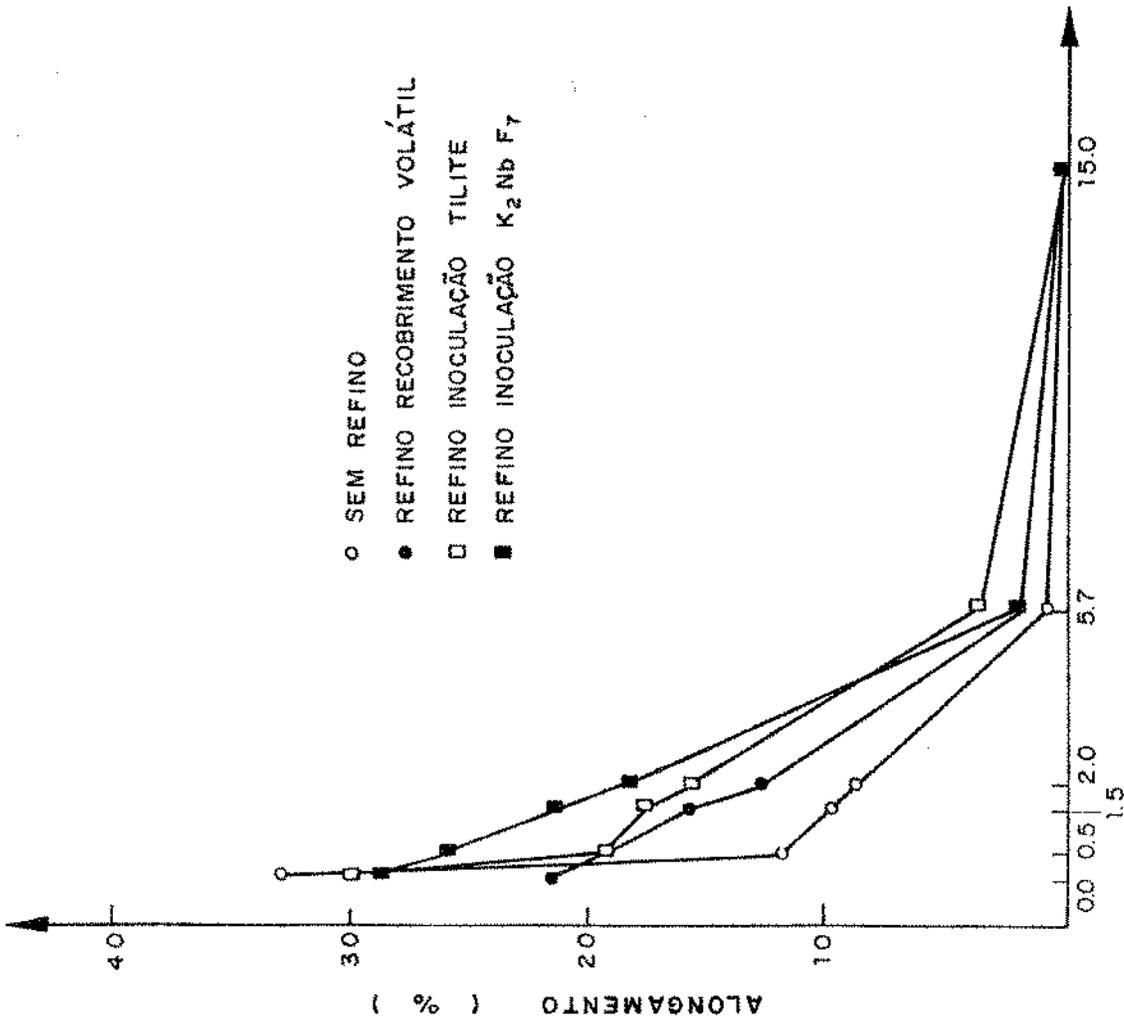


Fig. 5.14 - Efeito do teor de cobre e dos processos de refino aplicados, sobre o alongamento percentual das ligas Al-Cu.

O quadro abaixo, mostra a variação percentual do alongamento com a aplicação dos processos de refino, para cada liga, em relação as ligas que não foram submetidas a quaisquer processo de refino.

PORCENTAGEM DO COBRE	SEM REFINO	REFINO RE-COBRIMENTO VOLÁTIL	REFINO INOCULAÇÃO TILITE	REFINO INOCULAÇÃO $K_2NbF_7$
0,0%	-	- 34,14%	- 9,07%	- 12,36%
0,5%	-	62,46%	62,46%	118,01%
1,5%	-	61,82%	78,62%	117,01%
2,0%	-	44,91%	80,57%	109,14%
5,7%	-	123,75%	338,75%	135,00%
15,0%	-	0,00%	0,00%	0,00%
33,2%	-	0,00%	0,00%	0,00%

Variação do percentual de alongamento com os processos de refino de grãos aplicados para cada liga, com relação às ligas nas quais não foram aplicados quaisquer processos de refino.

### 5.2.3. Dureza Brinell

#### 5.2.3.1. Influência da porcentagem de cobre

O gráfico da Fig. 5.15 apresenta a variação da dureza com a porcentagem de cobre e com os processos de refino aplicados às ligas. Observa-se que a dureza aumenta quando a porcentagem de cobre, na liga, aumenta. Este comportamento confirma as afirmações de MONDOLFO [7].

#### 5.2.3.2. Influência dos processos de refino

Quanto aos processos de refino aplicados às ligas observa-se que os mesmos não provocam efeito significativo sobre a dureza dessas ligas, o que já era esperado. Segundo EDIE [10],

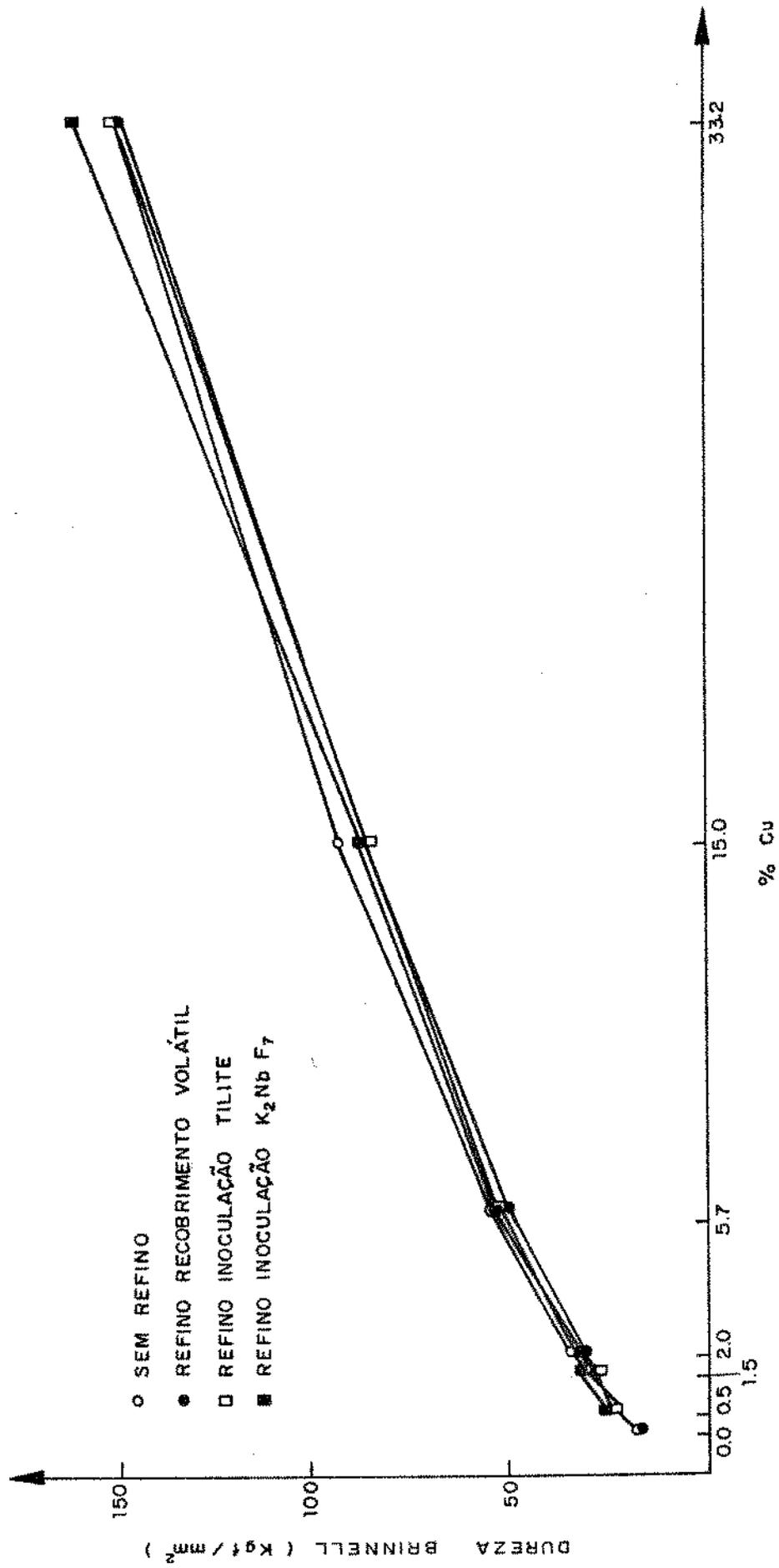


Fig. 5.15 - Efeito do teor de cobre e dos processos de refino aplicados, sobre a dureza Brinell das ligas Al-Cu.

quando o  $\text{CuAl}_2$  apresenta-se na forma de partículas esferoidais e uniformemente distribuídas, a dureza nos contornos dos grãos não é maior que no interior deles. Quando o  $\text{CuAl}_2$  está disposto em forma de rede nos contornos dos grãos também existem, como pode ser visto na Fig. 5.10, partículas esferoidais de  $\text{CuAl}_2$  no interior dos grãos, equilibrando a dureza da matriz. Logo, uma variação no tamanho dos grãos provoca um aumento no número de contornos de grãos mas, não altera a dureza da matriz.

O quadro abaixo apresenta uma variação percentual da dureza em função da porcentagem de cobre, tanto para as ligas sem refino quanto para as ligas refinadas, com relação ao alumínio de pureza comercial.

PORCENTAGEM DE COBRE	SEM REFINO	REFINO RE-COBRIMENTO VOLÁTIL	REFINO INOCULAÇÃO TILITE	REFINO INOCULAÇÃO $\text{K}_2\text{NbF}_7$
0,0%	-	-	-	-
0,5%	27,54%	18,43%	38,18%	38,37%
1,5%	57,43%	64,04%	73,94%	75,58%
2,0%	96,57%	69,66%	104,24%	81,40%
5,7%	213,14%	181,46%	220,00%	210,47%
15,0%	427,43%	376,97%	415,55%	398,84%
33,2%	741,71%	720,22%	796,97%	818,60%

Variação percentual da dureza com o aumento da porcentagem de cobre na liga com e sem refino, com relação ao alumínio comercial para cada processo de refino aplicado.

Com os valores do limite de resistência à tração e os da dureza, obtidos para todas as ligas, determinou-se as relações entre  $\sigma_t$  e HB, apresentados no quadro a seguir.

TEOR DE COBRE	SEM REFINO	REFINO RE-COBRIMENTO VOLÁTIL	REFINO INOCULAÇÃO TILITE	REFINO INOCULAÇÃO $K_2NbF_7$
0,0%	0,29	0,29	0,37	0,34
0,5%	0,32	0,40	0,30	0,37
1,5%	0,29	0,41	0,41	0,40
2,0%	0,27	0,29	0,35	0,42
5,7%	0,13	0,20	0,18	0,22
15,0%	0,13	0,14	0,16	0,16
33,2%	0,09	0,11	0,11	0,12

Relação entre o limite de resistência à tração e a dureza Brinell para as várias ligas.

Observa-se que existem duas evidentes tendências na correlação dos resultados. Os maiores valores da correlação, são obtidos para as ligas com composição abaixo de 2,0% de cobre, o que confirma a citação de MONDOLFO [7] a respeito. Esses valores são bem próximos dos valores indicados na literatura [11]. Na figura 5.16 são apresentados graficamente, os valores desta correlação.

### 5.3. USINABILIDADE

Durante a realização dos ensaios de furação, observou-se que:

- (i) Para o alumínio de pureza comercial, com e sem refinamento, obteve-se cavaco contínuo e notou-se a tendência de empastamento do material usinado sobre a superfície de saída da broca, semelhante à formação da aresta postiça de corte.
- (ii) Com o aumento progressivo da porcentagem de cobre na liga, observou-se uma crescente fragilização do

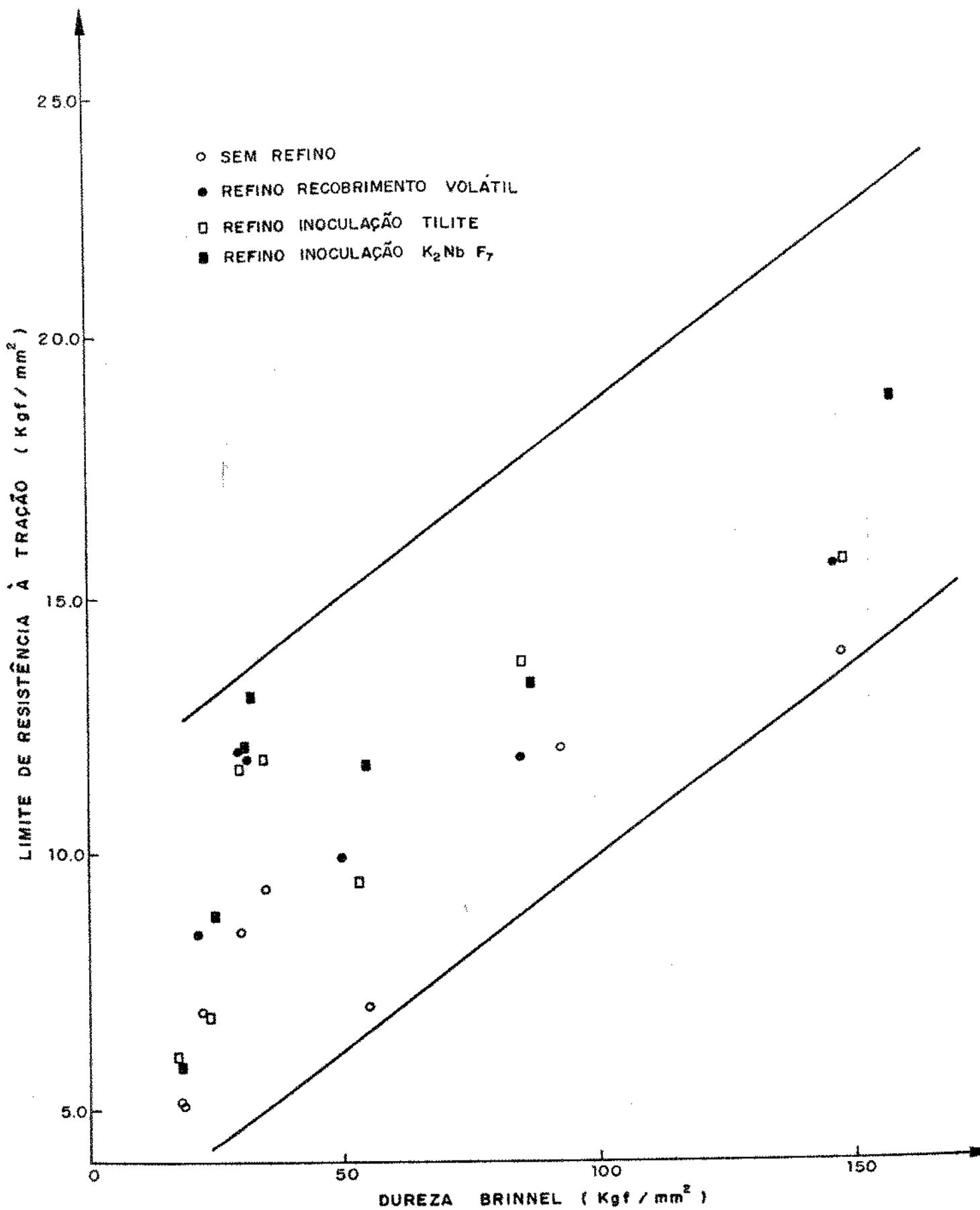


Fig. 5.16 - Correlação entre a dureza e o limite de resistência para as ligas Al-Cu refinadas e sem refino.

cavaco e um conseqüente desaparecimento do fenômeno observado em (i).

- (iii) Os cavacos de menores dimensões foram conseguidos com a liga de composição eutética.

### 5.3.1. Influência da Porcentagem de cobre

Observando o gráfico da Fig. 5.17, nota-se que não existe uma variação contínua da usinabilidade quando se varia a porcentagem de cobre na liga. Logo, é conveniente analisar os resultados por etapas.

(i) Porcentagem variando de 0,0% a 2,0% – para estas ligas, nota-se que existe uma variação acentuada do índice de usinabilidade quando se varia a porcentagem de cobre na liga. Este comportamento poderia ser atribuído à forma como o cobre se apresenta na matriz. Como pode ser visto na Fig. 5.10, até 2,0% de cobre na liga, este se apresenta na forma de partículas esferoidais, elevando o limite de resistência e a dureza embora a liga ainda possua uma certa ductilidade. Este comportamento favorece a uma crescente fragilização do cavaco e conseqüentemente uma crescente facilidade na penetração da broca.

(ii) Porcentagem de 5,7% e 15% de cobre – para estas ligas, não existe uma variação considerável nos seus índices de usinabilidade com o aumento da porcentagem de cobre, ficando estes índices ligeiramente superior ao índice apresentado pela liga Al-2,0%Cu. Nestas duas ligas o  $\text{Al}_2\text{Cu}$  apresenta-se tanto na forma de partículas esferoidais no interior dos grãos, quanto na forma de rede nos contornos destes, o que poderia ser responsável pelo comportamento apresentado pelas ligas pois, segundo DAVIES [12], as partículas dispersas de  $\text{CuAl}_2$  produzem um efeito mais favorável sobre a usinabilidade do que uma formação de  $\text{CuAl}_2$  com maiores dimensões. Ao que parece, essa rede não influencia favoravelmente a usinabilidade e daí, o comportamento dessas duas ligas ser semelhante ao da liga Al-2,0%Cu.

O comportamento apresentado pelas ligas acima citadas e a afirmação do DAVIES [12], leva-nos a crer que entre 2,0% e 5,7% de cobre, o índice de usinabilidade continue aumentando até

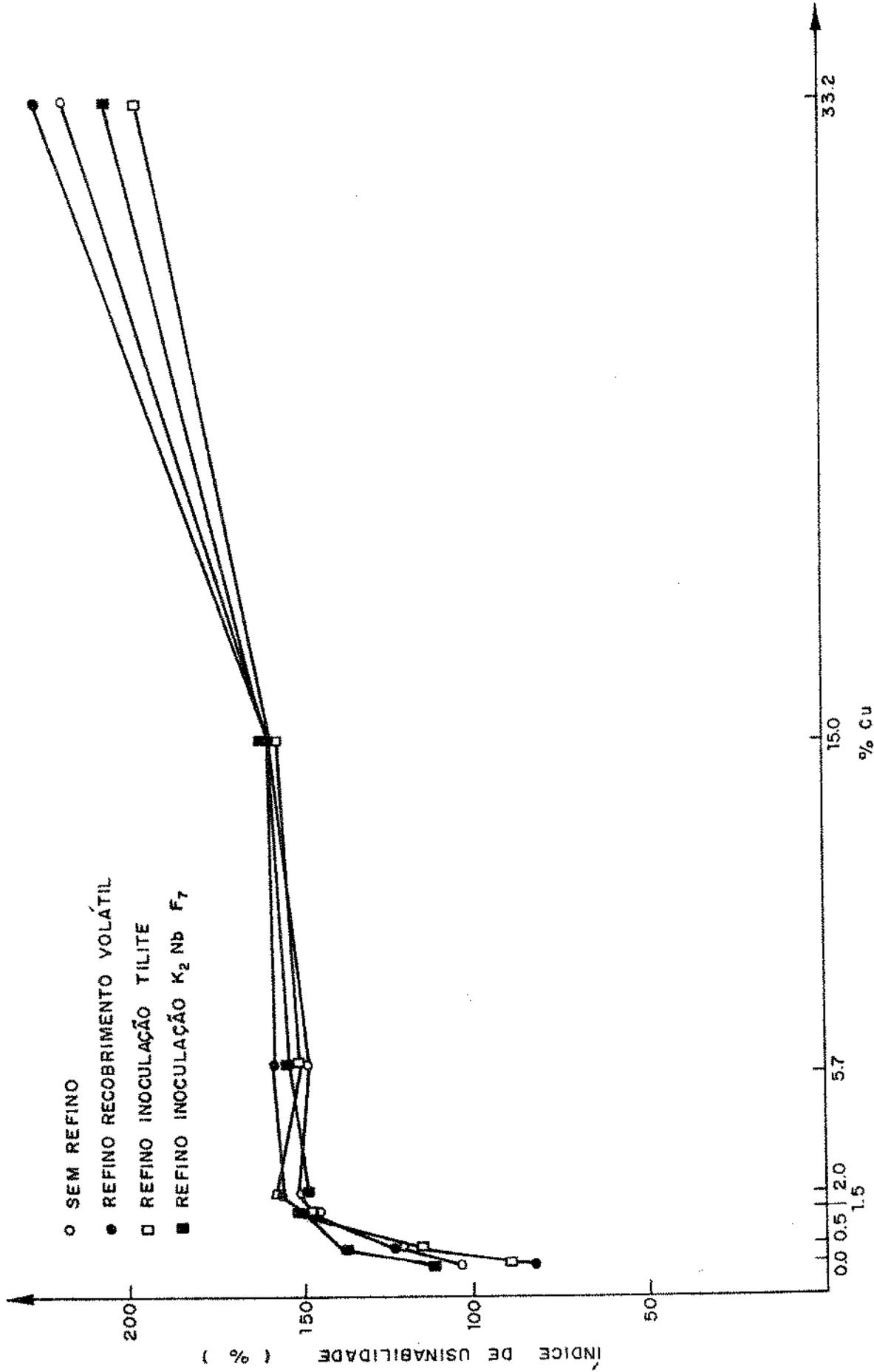


Fig. 5.17 - Efeitos do teor de cobre e dos processos de refino aplicados, sobre a usinabilidade (critério da força de avanço constante na furação) das ligas Al-Cu.

que comece a formação da rede cristalina nos contornos dos grãos, a partir desta composição haveria uma tendência de queda no valor deste índice.

(iii) Composição eutética - nesta composição obteve-se os maiores índices de usinabilidade. Este comportamento poderia ser atribuído ao fato do eutético possuir uma estrutura homogênea de elevada dureza e resistência, associadas a uma extrema fragilidade, estas propriedades favorecem a uma fragmentação do cavaco reduzindo o atrito entre este e a ferramenta, o que favorece a usinabilidade, fato este comum, de uma forma geral, a todos os eutéticos em que o processo tem sido aplicado, como por exemplo os ferros fundidos comparados aos aços.

### 5.3.2. Influência dos Processos de Refino

Observando o gráfico da Fig. 5.17, nota-se que a aplicação dos processos de refino de grãos, não provoca, de modo geral, efeitos mensuráveis sobre o índice de usinabilidade das ligas refinadas. Contudo, para o alumínio de pureza comercial, existe uma variação no índice de usinabilidade quando da aplicação dos processos de refino baseados nos métodos mecânico e químico, via inoculação de Tilite; isto parece indicar que o refino de grão do alumínio comercial provoca efeito negativo sobre a usinabilidade. Todavia, quando o processo baseado no método químico via inoculação  $K_2NbF_7$ , ao alumínio comercial, este tem seu índice de usinabilidade mantido ao nível apresentado quando não foi submetido a qualquer processo de refino. Esta controvérsia parece indicar que, também para o alumínio comercial, a aplicação dos processos de refino de grãos não influi sobre seu índice de usinabilidade, lembrando sempre que estas afirmações se referem ao critério de usinabilidade adotado no trabalho.

Quanto à variação dos índices de usinabilidade apresentados pelas ligas de composição eutética, esta variação não pode ser atribuída à influência do refino de grão, já que este não existiu, sendo mais provável que esta variação seja devida à variação composicional ocorrida com esta liga. Fig. 5.12.

### 5.3.3. Influência das Propriedades Mecânicas sobre a Usinabilidade.

Foram elaborados gráficos com a finalidade de verificar o comportamento da usinabilidade em função do limite de resistência, da porcentagem de alongamento e da dureza, donde observou-se que:

- (i) Limite de Resistência – Observa-se na Fig. 5.18 que o índice de usinabilidade apresenta uma tendência crescente com o aumento do limite de resistência.
- (ii) Porcentagem de Alongamento – Observa-se na Fig. 5.19, que o índice de usinabilidade apresenta uma tendência decrescente com o aumento da porcentagem de alongamento.
- (iii) Dureza – Observa-se na Fig. 2.20, que, de modo geral, o índice de usinabilidade apresenta uma tendência crescente com o aumento da dureza. Contudo, fazendo-se uma divisão por níveis de dureza, pode-se observar que o índice de usinabilidade apresenta uma tendência crescente quando a dureza cresce até próximo de 35 HB, que corresponde a um aumento da porcentagem de cobre na liga, de até 2,0%. A partir de 35 HB, uma variação na dureza não provoca variação no índice de usinabilidade, o que vem confirmar a afirmação de SKINGLE & THOMPSON [13] de que a dureza não é um critério único para a usinabilidade. As ligas de composição eutética, com nível de dureza em torno de 150 HB, apresentaram os mais elevados índices de usinabilidade.

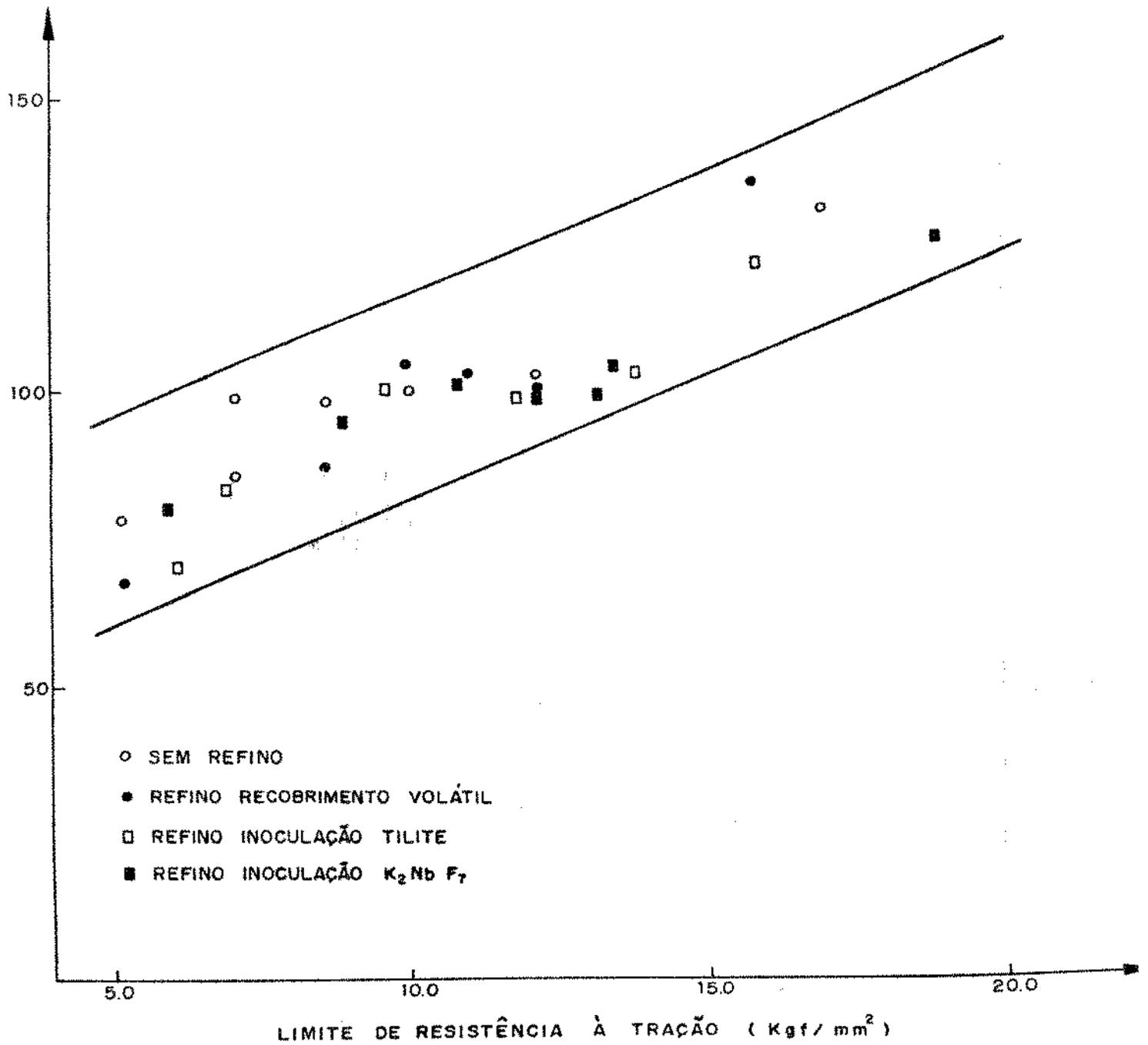


Fig. 5.18 - Correlação entre o índice de usinabilidade e o limite de resistência à tração para as ligas Al-Cu refinadas e sem refino.

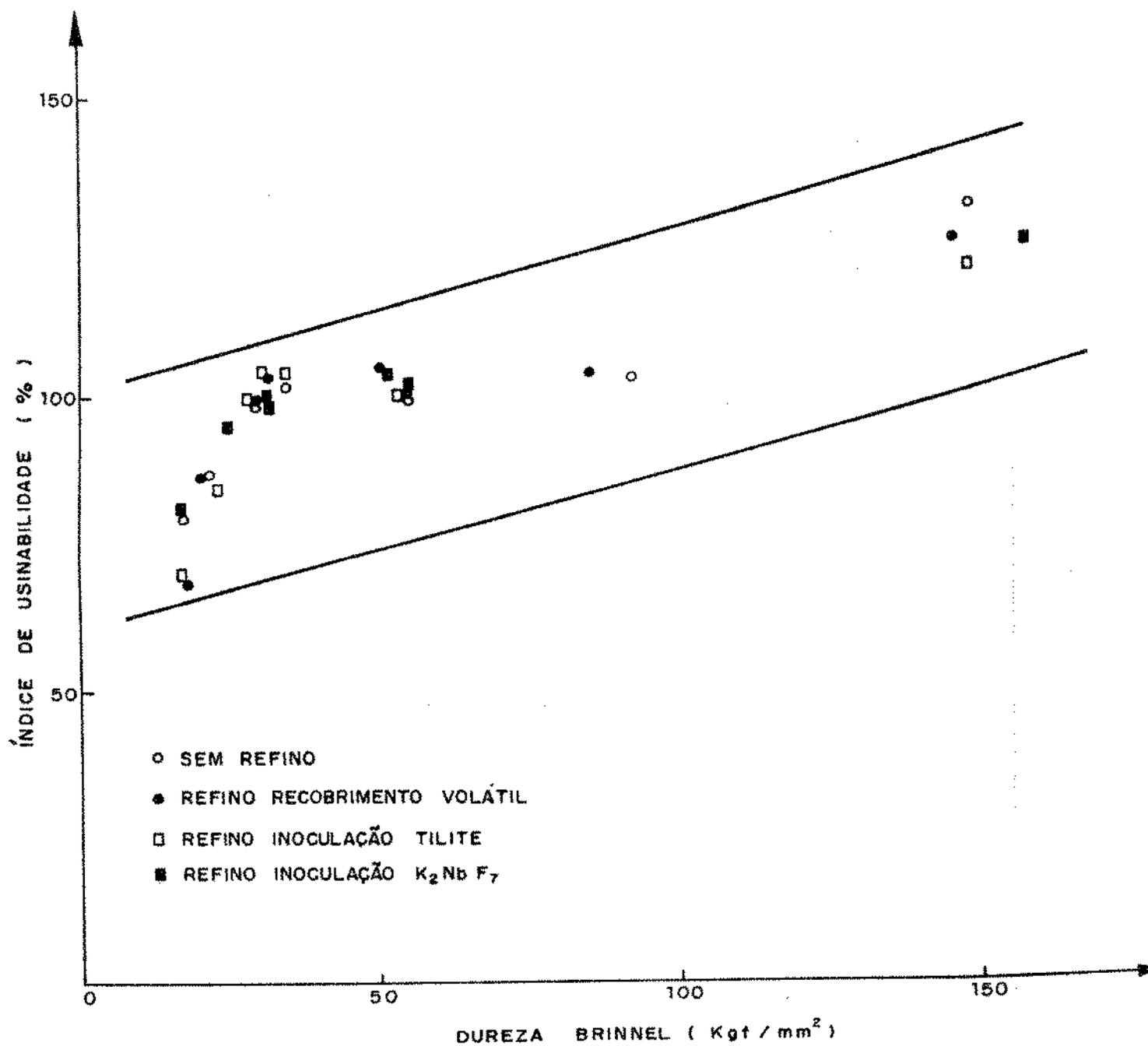


Fig. 5.19 - Correlação entre o índice de usinabilidade e a dureza Brinell para as ligas Al-Cu refinadas e sem refino.



## 5.4. BIBLIOGRAFIA

- [1] CIBULA, A. - The Grain Refinement of Aluminium Alloy Casting additions of Titanium and Boron, Journal of the Institute of Metals, 1951-52, Vol. 80, p. 1319.
- [2] JONES, G.P. & PEARSON, J. - Factors Affectin the Grain Refinement of Aluminium Using Titanium and Boron Addictives, Metallurgical Transactions B, 1976 Vol. 7B, p. 223.
- [3] CUPINI, N.L. - Desenvolvimento de um Processo para Refino de Grão do Alumínio Fundido Baseado na Aplicação de Recobri-mento Voláteis à Interface Metal/molde, Tese de Doutora-mento, UNICAMP/1978.
- [4] PONTES, P.S. et alii. - Refinador de Grão de Alumínio à Base de Nióbio, Metalurgia ABM, 1980 Vol. 36(267), p. 85.
- [5] ROBERT, M.H. et alii. - Influência da Adição de Sais de Titâ-nio, Zircônio e Nióbio nas Propriedades Mecânicas do Alu-mínio Comercial - Contribuição Técnica ao 5º CBC<sub>1</sub>MAT, 1982.
- [6] SOUTHIN, R.T. - Dynamic Nucleation of Solidifying Metals, ISI Publication 110, 1967, p. 306.
- [7] MONDOLFO, L.F. - Aluminium Alloys: Structure and Properties, Butter Worths, London, 1976, p. 253, p. 693.
- [8] CIBULA, A. - Grain-Refinement and its Effects in Non-Ferrous Casting Alloys - Foundry Trade Journal, 1952, Vol. 18, p. 695.
- [9] NIESSEN, P. - University of Waterloo, Canada, Private Communication.
- [10] EDIE, R.L. - Solute - Induced Grain - Boundary Hardening in Aluminium, Scr. Met., 1970, Vol. 4(8), p. 641.
- [11] SOUZA, A.S. - Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos, Edi-tora Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1977.

- [12] DAVIES, D.W. - Machinability and Microstructure of Some Common Non-Ferrous Metals and Alloys, Metals Technology, 1976 May-June, p. 272.
- [13] SKINGLE, T.J. & THOMPSON, R.W. - Machining of Aluminium Alloys, J. Applied Metal Working, 1980, Vol. 1(2), p. 76.

## CAPÍTULO 6

## CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos no presente trabalho, pode-se tirar as seguintes conclusões:

(i) Com base nos processos de refino

- O processo de refino baseado no método mecânico - recobrimento volátil da interface metal/molde - , apresentou-se como o de maior eficiência dentre os processos aplicados. Contudo, os lingotes refinados por este processo apresentaram uma região periférica, de grãos colunares finos, que diminui sua espessura com o aumento da porcentagem de cobre na liga.
- Os processos de refino baseados no método químico de refino apresentaram igual eficiência entre si, quanto ao grau de refino, sendo que os maiores efeitos refinadores foram detectados nas ligas Al-5,7%Cu e Al-15,0%Cu.
- O limite de resistência à tração é sensivelmente afetado com o refino de grão, sendo que, de modo geral, os maiores aumentos, nesta propriedade da liga, verificaram-se quando do processo de refino baseado no método químico via adição de  $K_2NbF_7$  (sal halogênio de Nióbio).
- A dureza Brinell é pouco afetada pela aplicação dos processos de refino, empregados neste trabalho, já que esta propriedade é mais afetada pela quantidade de cobre na liga, que pelo número de contornos de grão.
- A porcentagem de alongamento é aumentada com a aplicação dos processos de refino, sendo que as

variações ocorrem até uma porcentagem de 5,7% de cobre na liga; as outras duas ligas não apresentam qualquer variação na porcentagem de alongamento com a aplicação dos processos de refino.

- O índice de usinabilidade das ligas não sofrem variações significativas devido ao processo de refino aplicados, para o critério de usinabilidade adotado neste trabalho. Este resultado aparentemente negativo, tem de positivo o fato de não provocar uma alteração na usinabilidade ao se refinar grãos das ligas de alumínio-cobre estudadas, embora introduzindo melhoria no limite de resistência.

(ii) Com base na porcentagem de cobre na liga

- O tamanho de grão foi pouco influenciado pela quantidade de cobre na liga, sendo que só a liga Al-15%Cu apresentou uma formação da zona equiaxial porém de grãos não refinados.
- O limite de resistência apresentou um aumento crescente com o aumento da porcentagem de cobre, na liga, de até 2,0%. Em 5,7% de cobre o limite da resistência apresentou-se com valor inferior ao da liga Al-2,0%Cu, para em seguida continuar aumentando até um valor máximo na composição eutética.
- A dureza Brinell apresentou-se diretamente influenciada pela quantidade de cobre na liga.
- O índice de usinabilidade apresentou variações devido a quantidade de cobre nas ligas, até a porcentagem de 2,0%. Entre 2,0% e 15,0% de cobre não houve significativa influência no índice de usinabilidade. Contudo, o maior índice de usinabilidade foi obtido com a liga de composição eutética.

## CAPÍTULO 7

## SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar e propor ensaios de usinabilidade especificamente aplicáveis aos metais e ligas não ferrosos, para os quais a usinagem é sempre mais fácil de ser realizadas que os metais ferrosos.
- Realizar ensaios de usinabilidade baseados em outros critérios (por exemplo: Vida de Ferramentas), sobre as ligas estudadas neste trabalho e verificar se as conclusões aqui observadas se mantêm.
- Estudar o comportamento de ligas eutéticas face aos processos de refino baseados no método químico, o comportamento da fase preferencial de crescimento na presença de inoculantes e, a influência do tamanho e forma dos cristais primários sobre as propriedades mecânicas das ligas hipo e hipereutéticas, de composição próxima do ponto eutético.