

ESTE TRABALHO CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DE DOUTORADO DE Maximino Manuel
Montel Rovira E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 15/03/96
Helena Robert
ORIENTADOR

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

Viabilização do tixoforjamento da liga Al-4,5%Cu super-refinada

Autor: Maximino Manuel Montel Rovira

Orientador: Dra Maria Helena Robert

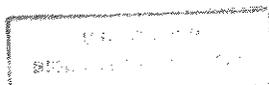
Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação apresentada à comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica,
como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 1996

S.P. - Brasil



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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Viabilização do tixoforjamento da liga
Al-4,5%Cu super-refinada**

Autor: Maximino Manuel Montel Rovira

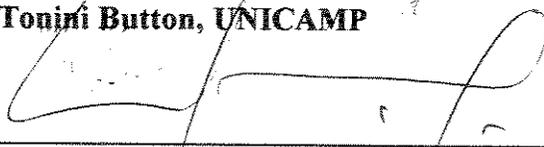
Orientador: Dra Maria Helena Robert



Prof. Dra. Maria Helena Robert, Presidente



Prof. Dr. Sergio Tonini Button, UNICAMP



Prof. Dr. Marcelo Gonçalves, I.P.T. (São Paulo)

Campinas, 15 Março 1996

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

M764v Montel Rovira, Maximino M.
Viabilização do tixoforjamento da liga Al-4,5% Cu
super-refinada / Maximino M. Montel Rovira.--Campinas,
SP: [s.n.], 1996.

Orientador: Maria Helena Robert.
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Alumínio. 2. Forjamento. 3. Fluidos não
newtonianos. 4. * Tixoconformação. I. Robert, Maria
Helena. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade
de Engenharia Mecânica. III. Título.

DEDICATÓRIA

A meus pais, pelo amor

A minha família

A meu povo, pela garra

AGRADECIMENTOS

Agradeço a meus pais, a quem dedico este trabalho pela educação, apoio e exemplo que me deram toda a vida.

Agradeço a minha orientadora, professora Maria Helena Robert, pelo apoio, ajuda amizade e confiança durante estes anos de trabalho.

A Emilia pela ajuda, compreensão e carinho, pelo futuro.

À Prof. Roseana de Exaltação pela amizade e confiança, quando este trabalho era só um sonho.

Ao professor Sérgio Tonni Button pela ajuda e ensinamento..

Ao amigo Eugênio Zoqui, pelas informações e sessão da liga.

Ao Sr Luis Antonio M. Pinheiro, pela amizade e cooperação.

Ao Sr Wanderley Aparecido Setto, pela cooperação e amizade.

Agradeço aos técnicos do D.E.F. e D.E.M.A. a ajuda prestada especialmente ao Sr Clodomiro Alvez e a Sra Rita Helena Buso Jacon.

Aos amigos Hipolito, Rafael, Favio, Paulo, Barbara, Miriam, Sarah e Rodolfo e pela amizade demonstrada.

À empresa DAICAST pela cooperação.

À empresa METALUR Ltda. pela sessão do inoculante e matéria prima.

À CAPES e a FAPESP responsáveis pela bolsa de auxílio e pelo projeto financiador.

Gostaria de agradecer a todos aqueles que de uma forma ou outra contribuíram para a realização deste trabalho

Ao Brasil.

SUMÁRIO

Capítulo 1 Introdução	01
Capítulo 2 Fundamentos básicos de conformação por forjamento	03
2.1.- Forjamento convencional	03
2.1.1.- Introdução	03
2.1.2.- Classificação dos processos de forjamento	05
2.1.3.- Parâmetros de controle do processo	11
2.1.4.- A matriz de forjamento	20
2.1.5.- Equipamentos para o forjamento	22
2.1.6.- Defeitos de forjamento	26
2.2.- Forjamento de materiais em estado semi-sólido	27
2.2.1.- Introdução	27
2.2.2.-Princípio de operação	32
2.2.3.- Variáveis de controle do processo	33
2.2.4.- Vantagens da tixoconformação	40
Capítulo 3 Procedimento experimental	44
3.1.- Liga metálica utilizada	44
3.1.1.- Justificativa da escolha da liga	44
3.1.2.- Obtenção da liga Al-4,5wt% Cu	46
3.1.2.- Caracterização da liga de solidificação	46
3.2.- Preparo e caracterização de lingotes reofundidos	47
3.2.1.- Preparo da matéria prima para reofundição	47
3.2.2.- Obtenção de lingotes reofundidos	47
3.2.3.- Caracterização estrutural	48
3.3.- Montagem do equipamento para a tixoconformação	50
3.3.1.- Seleção da prensa	50

3.3.2.- Bases para estampos	50
3.3.3.- Ferramenta de conformar	52
3.3.4.- Forno portátil	53
3.3.5.- Módulo de aquisição de dados	54
3.4.- Descrição dos ensaios de tixoforjamento	55
Capítulo 4 Apresentação e análise dos resultados	59
4.1.- Obtenção da matéria prima para o trabalho - liga Al-4,5wt% Cu	59
4.1.1.- Composição química	59
4.1.2.- Caracterização microestrutural	60
4.1.3.- Caracterização do intervalo de solidificação	60
4.2.- Obtenção da materia prima para a reofundição - liga Al-4,5wt% Cu super-refinada	62
4.2.1.- Caracterização estrutural	63
4.2.2.- Caracterização por microscopia eletrônica de varredura	65
4.3.- Obtenção da matéria prima para tixoforjamento - liga Al-4,5wt% Cu reofundida	68
4.3.1.- Caracterização estrutural	68
4.3.2.- Caracterização por microscopia eletrônica de varredura	73
4.4.- Tixoforjamento - aquipamento montado	77
4.4.1.- Desempenho geral	77
4.4.2.- Forno de reofundição e aquecimento da ferramenta	81
4.4.3.- Sistema de aquisição de dados	83
4.5.- Operação de tixoforjamento	84
4.6- Produto tixoforjado	89
4.6.1.- Aparência externa	89
4.6.2.- Caracterização estrutural	89
4.6.3.- Caracterização por microscopia eletrônica de varredura	93
4.7.- Comparação com o forjamento convencional	95
Capítulo 5 Conclusões e sugestões para próximos trabalhos	99
5.1.- Conclusões	99
5.1.1.- Quanto à obtenção de estrutura reofundida a partir de liga fundida com estrutura super-refinada	99
5.1.2.- Quanto ao sistema de tixoforjamento montado	100
5.1.3.- Quanto ao processo de tixoforjamento	101

5.1.4.- Quanto ao produto tixoforjado	101
5.1.5. - Comentários finais	103
5.2.- Sugestões para próximos trabalhos	103
Índice de Figuras	105
Índice de Tabelas	109
Referências bibliográficas	110

Resumo

MONTEL ROVIRA, Maximino, *Viabilização do Tixoforjamento da Liga Al-4,5% Cu Super Refinada*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996, 118 p Tese (Mestrado).

Este trabalho busca contribuir para o desenvolvimento do campo das aplicações do processamento de metais em estado semi-sólido, analisando a possibilidade de obter peças forjadas a partir de estruturas globulares da liga Al-4.5% Cu, em equipamentos simples e de fácil operação, disponíveis no mercado nacional. Foram estudados os valores das variáveis de controle do processo de obtenção de pastas reofundidas de boa qualidade, da liga Al-4,5%wt Cu, utilizando método da fusão parcial controlada (FPC) aplicado à liga no estado super-refinado. Foram utilizadas as temperaturas de tratamento de 893K (620°C) e 903K (630°C) e tempos de manutenção de 5 a 15 min. As estruturas obtidas foram caracterizadas macro e microestruturalmente, comprovando-se a melhor qualidade das estruturas globulares obtidas a partir de ligas super-refinadas, e de maneira mais simples, quando comparados com os processos convencionais de reofundição. Foi montado um sistema de tixoforjamento que permite o monitoramento em tempo real do processo de conformação, assim como analisadas as variáveis do processo que permitam a obtenção de produtos de boa qualidade em termos de acabamento superficial e precisão de formas. Foram também analisadas as forças necessárias ao forjamento de semi-sólidos comparativamente ao forjamento convencional. Os resultados obtidos mostram a viabilidade da obtenção de peças forjadas a partir de semi-sólidos, com precisão dimensional e qualidade superficial com valores de tensão até 185% menores do que nos processos de forjamento de metais em estado sólido.

Palavras chave

- Alumínio, Forjamento, Tixoconformação, Tixoforjamento, Semi-sólidos.

Abstract

MONTEL ROVIRA, Maximino, *Viabilização do Tixoforjamento da Liga Al-4,5% Cu Super Refinada*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996, 118p Tese (Mestrado).

The possibility of thixoforging Al-4,5%wt Cu alloy, using an ordinary, low cost and easily operated press, has been studied in this work. Initially it was analysed the influence of process variables (time and temperature of treatment), in the quality of the rheocast structures obtained by partial melting (PM) of super-refined rosette-type structures. Commercial Al-5%wt Ti-1%wt B master alloy was used to promote such kind of rosette structure. Treatment conditions to promote structure globularisation were: temperatures of 893K (620°C) and 903K (630°C) and soaking times varying from 5 to 15 min. Rheocast material produced showed structure similar to those usually obtained by recrystallisation and partial melting route. A thixoforging system was mounted, comprised by hydraulic press, heating unit, load cell and data acquisition system, in order to allow real time monitoring of forces being applied. It was analysed the necessary thixoforging force to produce simple geometry parts with good quality; such forces were compared to those required in conventional forging. Results showed the viability of successfully manufacturing thixoforged products of Al-4,5%wt Cu: good quality, in terms of surface finishing and reproducibility of mould geometry, utilising maximum forces 185% smaller than the required in conventional forging process.

Key Words

- Aluminium, Forging, Thixoforging, Thixoforging, Semi-solid Processing.

Capítulo 1

Introdução

Os processos convencionais de conformação de metais envolvem o metal, ou no estado líquido (fundição) ou em estado sólido (forjamento, extrusão, laminação). No início da década de 70 um grupo de pesquisadores liderados por M. C. Flemings no Massachusetts Institute of Technology (M.I.T. - U.S.A.), obteve resultados interessantes quanto à estrutura e comportamento dos metais quando trabalhados em estado semi-sólido. Este processo denominou-se “Rheocasting”, ou seja “Reofundição”; o termo se origina da palavra reologia, ou a ciência que trata do estudo do escoamento dos fluidos.

Reofundição não é mais do que a obtenção de fundidos a partir de pastas semi-sólidas com uma estrutura constituída por sólido globular em suspensão em líquido, o que faz com que o semi-sólido apresente um comportamento reológico não Newtoniano e tixotrópico, até para frações sólidas relativamente altas.

Estas propriedades as tornam potencialmente interessantes para várias aplicações, se destacando os processos de fundição por injeção, com menor temperatura de trabalho e turbulência no preenchimento das matrizes do que no processo convencional que utiliza o metal em estado completamente líquido.

Também a utilização das pastas reofundidas é interessante nos processos de conformação de metais em estado totalmente sólido (forjamento, extrusão, laminação); isto é

devido à possibilidade de manuseio do semi-sólido como sólido mesmo para frações líquidas de até 70 %, e à sua reduzida resistência à deformação, exigindo valores baixos de tensão para a obtenção de peças quando comparados aos valores requeridos nos processos convencionais.

Outras potencialidades de semi-sólidos refundidos são encontradas na obtenção de materiais compósitos e na purificação de ligas metálicas.

Apesar de constituir um interessante processo de fabricação por fusão ou conformação de produtos metálicos e ser sua aplicação uma realidade mundial, esta tecnologia tem desenvolvidas suas principais aplicações em países desenvolvidos, sendo praticamente desconhecida no setor metalúrgico latino-americano.

É objetivo deste trabalho contribuir para o desenvolvimento do campo das aplicações do processamento de metais em estado semi-sólido, analisando a possibilidade de obter peças forjadas a partir de estruturas globulares, em equipamentos simples e de fácil operação, disponíveis no mercado nacional.

Objetiva-se inicialmente estabelecer os valores das variáveis de controle do processo de obtenção de pastas refundidas de boa qualidade, da liga Al-4,5 Cu, utilizando método da fusão parcial controlada (FPC) de estruturas refinadas. Objetiva-se ainda viabilizar o forjamento desta liga no estado semi-sólido e analisar as variáveis do processo que permitam a obtenção de produtos de boa qualidade em termos de acabamento superficial e precisão de formas. Serão também analisadas as forças necessárias ao forjamento de semi-sólidos comparativamente ao forjamento convencional.

Espera-se com os resultados deste trabalho contribuir para a continuidade das pesquisas na área de tixoconformação no país, visando a busca da aplicação industrial da tecnologia de trabalho com metais de baixo e médio ponto de fusão em estado semi-sólido.

Capítulo 2

Fundamentos básicos de conformação por forjamento

2.1. Forjamento convencional

2.1.1. Introdução

Inúmeros são os processos de conformação de metais a partir do estado sólido, os convencionalmente chamados processos de conformação plástica, apresentados no diagrama da Figura 2.1.



Figura 2.1 - Classificação geral dos processos de conformação convencionais.

Dentre estes processos, a importância do forjamento pode ser avaliada pela sua grande utilização industrial. Por exemplo, segundo citação da literatura (Benitez, 1983), 15 a 20 % dos metais produzidos na “Comunidade de Estados Independentes” (antiga URSS) são submetidos a forjamento; tenha-se em conta que durante muitos anos este país foi um dos maiores produtores de ligas metálicas a nível mundial. Se ainda levarmos em conta que a indústria automotiva, que historicamente tem sido a principal cliente do processo, aumenta constantemente seus níveis de produção, podemos ter uma idéia da posição ocupada pelos processos de forjamento na manufatura de metais.

A maioria dos metais e ligas de uso comercial corrente (aços, ligas de alumínio, ligas de cobre) pode ser forjada. Há ligas que apresentam maiores dificuldades para ser forjadas como por exemplo as ligas de titânio, sobretudo em processos de forjamento convencional onde a temperatura da matriz é inferior à temperatura do tarugo; o resfriamento causado pela matriz fria aumenta a resistência à deformação.

O forjamento foi provavelmente o primeiro processo de conformação utilizado pelo homem. Sua origem está ligada aos primitivos tempos bíblicos, em que os antigos egípcios começaram a fabricar rudimentares objetos metálicos. A técnica metalúrgica se reafirmou no século VIII aC, com a elaboração do cobre em chapas finas. Já no ano 300 AC muitos artesãos trabalharam o ferro.

Em 1200 se difunde na Europa um processo para obter armas (importado do Japão), que consiste em conformar alternativamente entre duas lâminas de aço duro uma lâmina de aço menos duro, aumentando a tenacidade da arma. O processo se desenvolveu e nos dias de hoje a utilização de máquinas mais potentes, combinada com o trabalho a quente, permite obter peças cada vez mais complexas, com razoáveis propriedades mecânicas (Rossi, 1971).

O forjamento é caracterizado pela aplicação de uma tensão compressiva sobre a peça deformando-a até a forma desejada; a aplicação da tensão pode ser por impacto, onde há altas taxas de deformação ou por pressão, sendo neste caso menor a taxa de deformação. A ação direta das forças aplicadas pelas matrizes sobre o material provoca tensões de cisalhamento, responsáveis pela deformação plástica do material, e faz com que o forjamento seja classificado como um processo de conformação direta.

A operação de forjamento pode ser realizada a quente, isto é, a uma temperatura maior que a temperatura de recristalização da liga ou metal a trabalhar, ou a frio (temperatura menor que a temperatura de recristalização). O forjamento a quente é mais utilizado do que o forjamento a frio, embora os produtos obtidos segundo este último possam apresentar maior precisão dimensional e melhor acabamento superficial. O forjamento a quente fornece melhores condições de conformabilidade, permitindo a utilização de equipamentos menos robustos para a obtenção da deformação desejada.

O forjamento a quente permite obter produtos com propriedades mecânicas melhoradas, podendo alcançar níveis de resistência comparáveis aos de outros materiais de maior custo, permitindo a sua substituição quando a destinação de serviço da peça o permita.

Uma vez que este trabalho trata da conformação de ligas em estado semi-sólido (tixoconformação), onde é necessário fornecer energia térmica, serão considerados aqui somente os processos de forjamento a quente, para a comparação com o processo de tixoforjamento.

2.1.2. Classificação dos processos de forjamento

A classificação mais clássica dos processos de forjamento é baseada na maneira de fornecimento da energia necessária para deformar o material, a qual pode ser oferecida manualmente ou por uma máquina; com a revolução industrial é a segunda destas formas de fornecimento a que se converteu na mais utilizada, devido às suas maiores potencialidades em relação à produtividade, possibilidades de conformação e precisão de formas.

É mais freqüente, modernamente, classificar o processo de forjamento de acordo com o tipo de ferramenta utilizada para conformar a peça, podendo-se encontrar este tipo de classificação na literatura especializada (Dieter, 1983; Mallo 1980; Lange, 1987, Bréçiani, 1990). Segundo este critério, são duas as categorias fundamentais nas quais se divide o processo de forjamento: forjamento em matriz aberta (também conhecida como forja livre) e forjamento em matriz fechada.

a) Forjamento em matriz aberta

Quando o material é deformado entre ferramentas planas ou de geometria simples, onde é permitido o seu livre escoamento, as principais restrições são as impostas pelo atrito entre as paredes da matriz e da peça, e a forma final da peça não é definida completamente pela forma da ferramenta utilizada. Neste caso o processo é chamado forjamento em matriz aberta, o qual é apresentado esquematicamente na Figura 2.2.

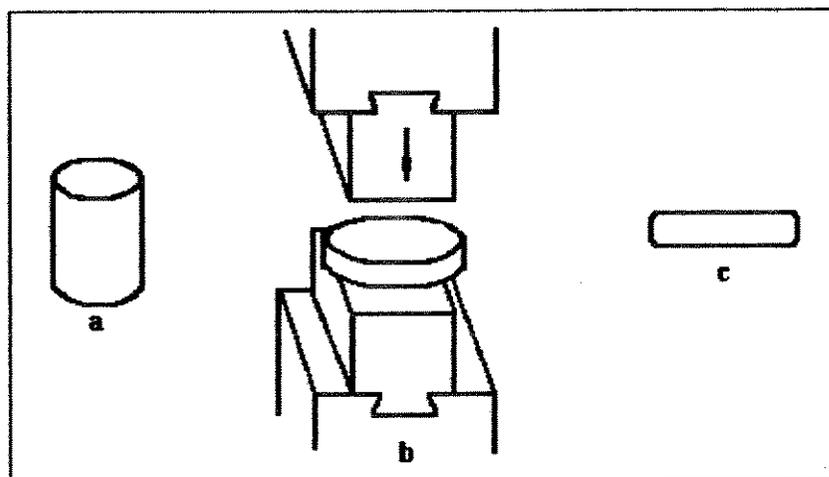


Figura 2.2 - Esquema representativo de forjamento em matriz aberta, (a) tarugo, (b) forjamento em matriz aberta com matriz plana, (c) peça final.

A qualidade da peça depende em grande medida da habilidade do operador, consequentemente, esta operação encontra sua principal aplicação na produção de pequenas quantidades de peças, caso em que não é economicamente justificável a confecção de ferramentas caras, ou então em operações de pré-conformação do material, que será depois forjado à forma final, em uma matriz fechada.

As operações básicas do forjamento em matriz aberta são recalque, estirado e alargamento, as quais podem ser efetuadas de diferentes maneiras, conforme indicado na Figura 2.3. O recalque é a diminuição da altura da peça com o correspondente aumento da seção transversal; já no estiramento e no alargamento, se produz variação na seção transversal do tarugo, aumentando também o comprimento no caso do estirado ou a largura no alargamento.

Enquanto o recalque é uma operação de concentração de material, as operações de estiramento e alargamento podem, devido à sua natureza, ocorrer simultaneamente e são chamadas de operações de dispersão do material.

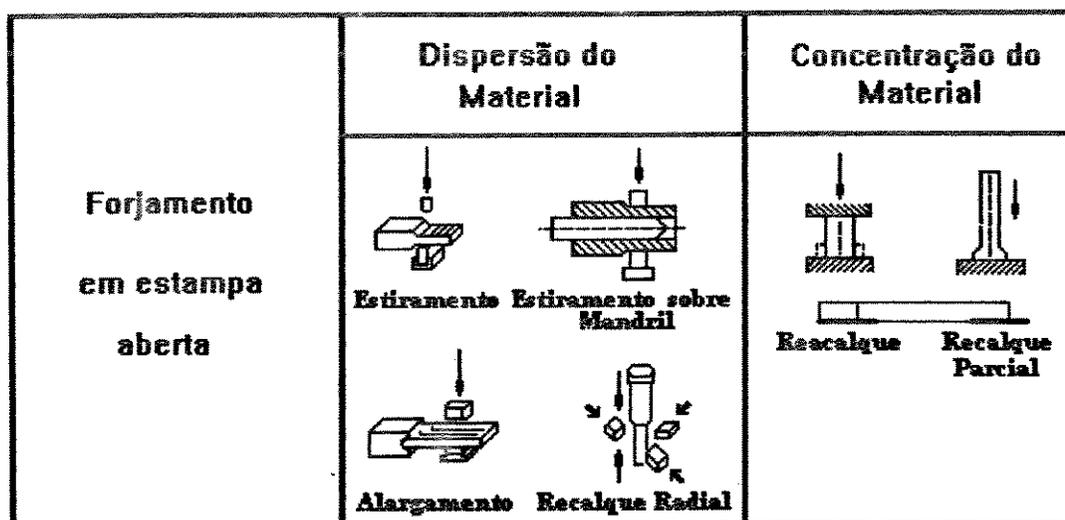


Figura 2.3 - Operações básicas dos processos de forjamento em matriz aberta.

Além destas três operações básicas, várias outras podem ser realizadas num processo de forjamento em matriz aberta, como por exemplo: dobramento, furação, fendilhamento, ampliação e corte.

Por ser as outras operações de fácil compreensão nos limitaremos a falar do fendilhamento. Neste o material é separado por meio de um mandril de furação provido de gume conforme Figura 2.4a. Depois que o mandril é impelido até sua metade, vira-se a peça para ser fendilhada pelo lado oposto conforme Figura 2.4b.

Esta operação difere da furação pelo fato de que nesta última o mandril não é provido de gume, mas deve ter a seção igual à desejada na abertura. Uma seqüência de mandris com dimensões cada vez mais próximas à forma final buscada pode ser utilizada em determinadas situações.

A ampliação é usada geralmente após o fendilhamento ou a furação, para o alargamento do furo ou da fenda; a seção transversal dos alargadores varia ao longo de seu comprimento, sendo mais largos na parte central do que junto às suas bordas. Utilizando uma

seqüência de alargadores com crescente seção, pode-se obter larguras maiores da fenda ou do furo.

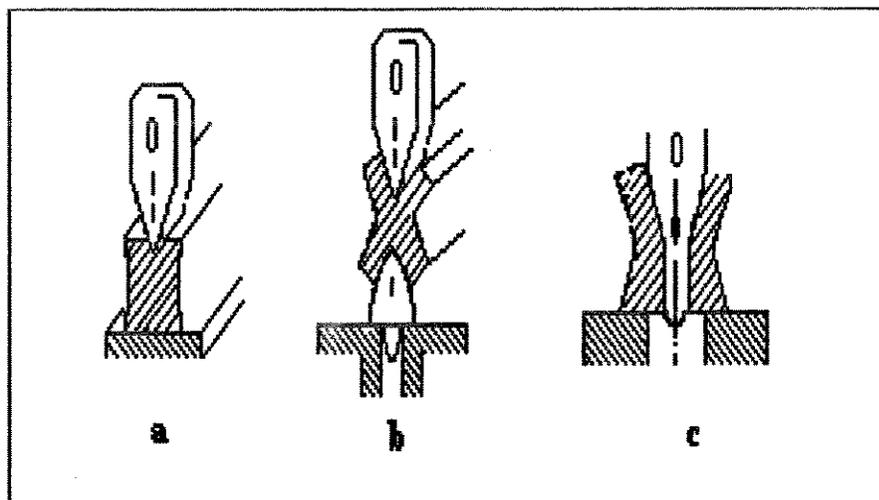


Figura 2.4 - Esquema representativo de operação de fendilhamento.

b) Forjamento em matriz fechada

No forjamento em matriz fechada o material é deformado entre duas matrizes que se fecham, comprimindo-o e restringindo seu escoamento, de modo que sua forma final é dada pelas paredes das cavidades de uma ou ambas as matrizes, conforme ilustrado na Figura 2.5. Os blocos das matrizes devem ser cuidadosamente elaborados a partir de ligas metálicas de custo relativamente elevado, motivos pelos quais o custo destas ferramentas é alto, chegando a constituir até 40 % do custo total da peça obtida por forjamento (Mallo, 1980).

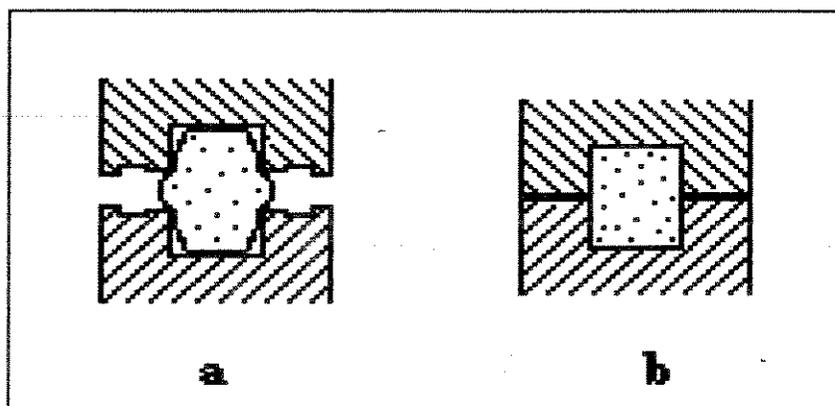


Figura 2.5 - Tipos de forjamento em matriz fechada, (a) forjamento em matriz fechada com rebarba, (b) forjamento em matriz fechada sem rebarba.

O elevado custo de ferramentas para o forjamento em matriz fechada limita a utilização do processo para a produção de grandes quantidades de peças, onde este custo pode ser justificado.

Existem dois tipos fundamentais de forjamento em matriz fechada, conforme mostrado na Figura 2.5: forjamento com linha e calha de rebarba (Figura 2.5a) e forjamento em matriz fechada sem linha e calha de rebarba (Figura 2.5b). A principal diferença entre eles é que, no primeiro caso, uma vez terminado o forjamento, a peça fica com uma quantidade excedente de material conhecida como rebarba a qual deve ser retirada por uma operação posterior, comumente de corte.

O projeto de uma matriz de forjamento em estampa fechada requer uma série de cuidados, que vão desde adequada escolha do material para fabricá-la até a correta seleção da sua forma exterior e interior.

b1) Forjamento em matriz fechada com rebarba

O preenchimento correto das cavidades da matriz é condição elementar para obter a peça, portanto é importante utilizar uma quantidade de material capaz de satisfazer esta exigência. A aplicação do Princípio de Invariabilidade de Volume (P.I.V.) para o cálculo da quantidade de material de partida pode não garantir, em determinadas situações, a quantidade suficiente de material para o preenchimento total; nestes casos é utilizada uma quantidade maior que a calculada.

Na Figura 2.6 são mostradas as etapas básicas que compõem o processo de forjamento com rebarba. O fluxo do metal ocorre inicialmente por recalçamento, provocando o alargamento do tarugo até tocar as paredes do molde (Figura 2.6a); na próxima etapa, embora o material ainda não tenha preenchido a matriz, este entra na linha de rebarba (Figura 2.6b) onde, dada a sua pouca massa e grande superfície, é capaz de se resfriar mais rápido do que o restante do metal no interior do molde, o que, aliado à diminuição da seção transversal da linha de rebarba, provoca aumento na resistência ao escoamento do material, auxiliando o preenchimento total das cavidades da matriz; o material restante escoo para a calha de rebarba; a etapa final é a remoção da rebarba.

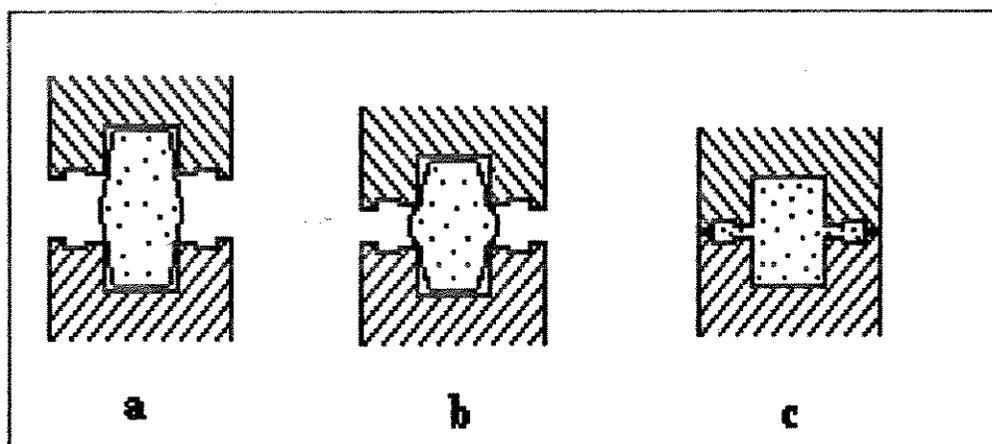


Figura 2.6 - Etapas básicas do forjamento em matriz fechada com rebarba.

Em geral o material a ser forjado em matriz fechada sofre uma pré-conformação para aproximar sua forma à forma do molde, assegurando o preenchimento correto e a obtenção da geometria desejada na peça. São utilizados vários passos de forjamento, cada um dos quais promovendo deformações sucessivas até atingir a forma desejada na peça.

b2) Forjamento em matriz fechada sem rebarba

É um processo simples, no qual o material é deformado dentro da cavidade da matriz sob a tensão fornecida por um punção, conforme mostrado na Figura 2.5b. A matriz apresenta a geometria que deve ter a peça, não contém nenhum elemento adicional controlador do fluxo do metal, o que é feito apenas pelas paredes internas da matriz e o punção. Uma dosagem adequada de material e controle da temperatura de forjamento são requisitos que devem ser cumpridos para minimizar variações de volume no tarugo (Lange, 1987), evitando desta maneira a obtenção de peças defeituosas e sobrecargas no equipamento e ferramentas.

Este tipo de forjamento apresenta algumas vantagens sobre o forjamento com rebarba, entre as quais podem ser citadas:

1- Diminuição dos gastos energéticos: não é preciso utilizar uma quantidade de energia para o transporte e aquecimento do excesso de material que se constituirá na rebarba;

2- Utilização mais eficaz do material: a eliminação da rebarba se traduz na eliminação de refugo de material, permitindo a utilização de 100% do estoque;

3- Diminuição da quantidade de passos de forjamento: podem ser obtidas peças cujas geometria e dimensões estejam perto das condições de utilização (*near net shape*), o que elimina a necessidade de operações de usinagem;

4- Diminuição da quantidade de etapas necessárias para a obtenção da peça final: as peças são obtidas com o emprego de menor número de etapas, já que é eliminada, pelo menos, a etapa adicional para o corte da rebarba;

5- Podem ser utilizadas para o forjamento máquinas de menor capacidade energética: esta afirmação é fundamentada pela existência de uma maior resistência à deformação no forjamento com rebarba, como consequência do rápido resfriamento do material dentro da linha de rebarba.

2.1.3. Parâmetros de controle do processo

Para a montagem de um sistema de conformação, são muitas as variáveis ou fatores que devem ser levados em conta, é por isso que o processo de forjamento deve ser analisado em sua totalidade. O fluxograma da Figura 2.7 apresenta as principais variáveis de um processo de forjamento e a interação entre elas.

Um parâmetro de extrema importância é a conformabilidade ou, no caso, forjabilidade do material. Por exemplo, as ligas de alumínio são mais fáceis de forjar do que os aços ou as ligas de titânio; podem ser forjadas a menores temperaturas, segundo Altan (1983).

-- A forjabilidade por sua vez é afetada, fundamentalmente, pelos fatores: temperatura, taxa de deformação, natureza do material a ser forjado e força de forjamento.

a) Efeito da temperatura

É conhecido que a capacidade de deformação dos metais aumenta quando deformados a quente, sendo necessários menores valores de força para conformar a peça; isto se dá devido à maior facilidade de movimentação das discordâncias dentro da estrutura do material, por mecanismos de escalagem e deslizamento cruzado, com o aumento da temperatura. Também é

esperado que à temperaturas mais elevadas os mecanismos de difusão exerçam um efeito maior sobre as propriedades mecânicas do material.

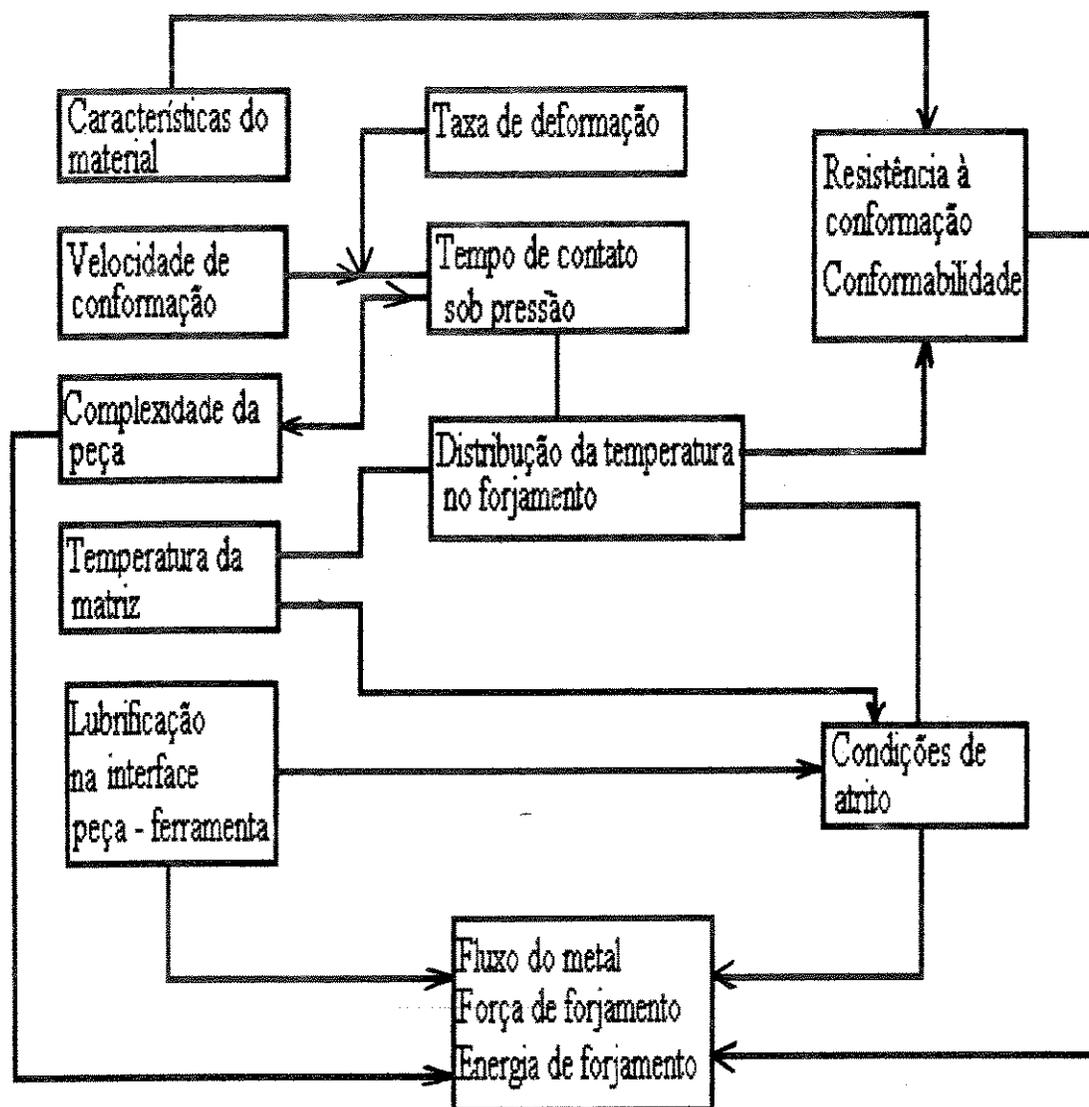


Figura 2.7 - Interação entre as variáveis mais importantes no processo de forjamento em matriz fechada; Altan (1983).

A Tabela 2.1 apresenta em ordem crescente de dificuldade de conformação, exemplos de temperaturas de forjamento para diferentes ligas, segundo Altan (1983).

O fato de se utilizar para o forjamento a quente temperaturas maiores que a temperatura de recristalização (T_r), é dado pela necessidade da ocorrência de recristalização na estrutura do metal, eliminando o encruamento produto da deformação. A origem estática ou

dinâmica do mecanismo de amolecimento está associada à energia de falha de empilhamento (E.D.E) do material e à taxa de deformação (Styczynski, 1982).

Os mecanismos de amolecimento presentes no forjamento a quente são termo-mecanicamente ativados, portanto não é difícil compreender que para maiores níveis de deformação menor é a temperatura de recristalização e conseqüentemente menor a temperatura de forjamento.

Tabela 2.1 - Classificação dos metais em ordem crescente de dificuldade de forjamento (Altan, 1983).

Material	Faixa aproximada de temperatura de forjamento (K)
Ligas de alumínio (mais fáceis de forjar)	673 - 823
Ligas de magnésio	523 - 623
Ligas de cobre	873 - 1173
Aço carbono	1123 - 1423
Aços inoxidáveis	1373 - 1523
Ligas de níquel	1273 - 1423
Ligas de titânio	973 - 1223
Super ligas (base ferro)	1323 - 1453
Super ligas (base cobalto)	1453 - 1523
Ligas de nióbio	1223 - 1423
Ligas de tântalo	1323 - 1623
Ligas de molibdênio	1423 - 1623
Super ligas (base níquel)	1323 - 1473
Ligas de tungstênio	1323- 1473

A Figura 2.8 mostra o comportamento da conformabilidade com a temperatura de forjamento de materiais trabalhados e recristalizados: trabalho às temperaturas menores podem não ter nenhuma influência na conformabilidade do material (zona 1) ou provocar uma queda na conformabilidade (zona 2), no caso de existirem falhas dentro do material e a temperatura não ser suficiente para eliminá-las (como por exemplo a presença de precipitados). Com o aumento da temperatura (zona 3) a conformabilidade da liga aumenta devido à maior amplitude de oscilação dos átomos nas suas posições de equilíbrio e maior movimentação das discordâncias, ocasionando menores valores de força e tensão necessários para deformar o material.

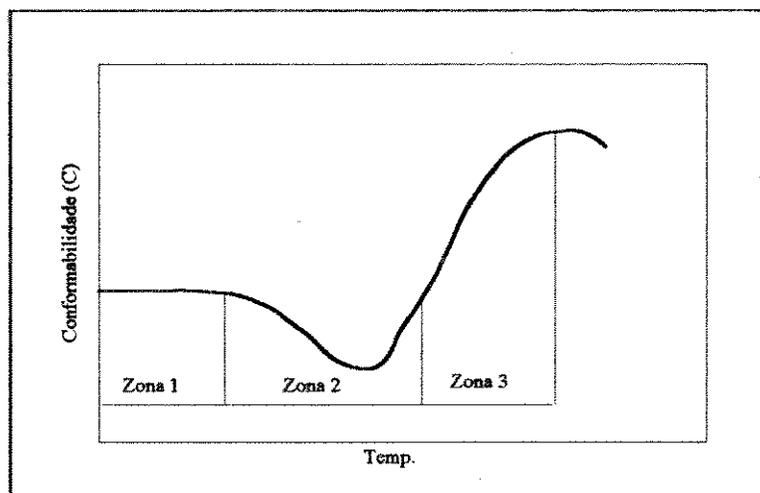


Figura 2.8 - Variação da conformabilidade com a temperatura de forjamento [Harris 1983].

Alguns aspectos devem ser particularmente observados durante a conformação a quente, como o efeito da exposição prolongada à elevada temperatura, o que pode trazer como resultado um crescimento indesejado do grão, ou ainda no caso de ligas endurecíveis, como as ligas Al-Cu, um super-envelhecimento com decorrente perda de resistência mecânica.

O crescimento de grão com o aumento do tempo de exposição do metal à temperatura de forjamento é ilustrado esquematicamente na Figura 2.9.

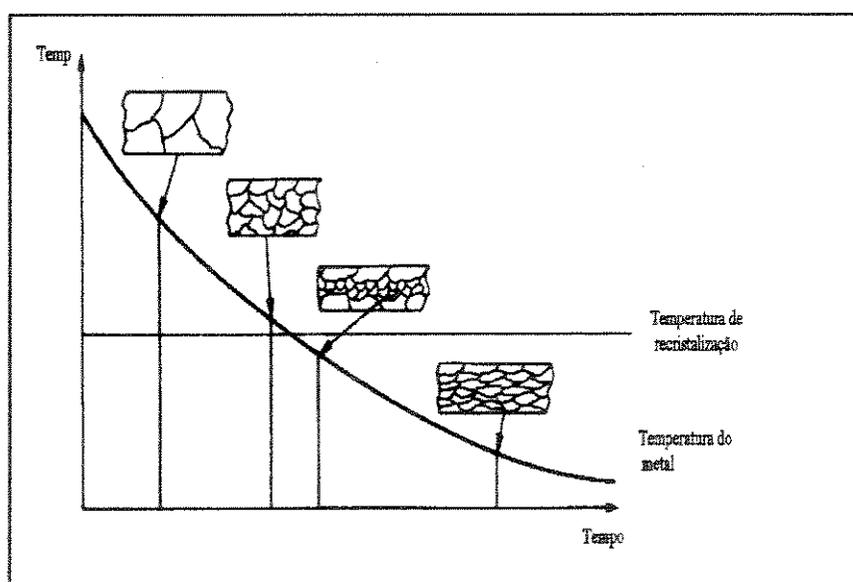


Figura 2.9 - Efeito do tempo de exposição e da temperatura, no tamanho de grão de materiais forjados; Harris (1983).

O excesso de exposição à elevadas temperaturas pode também provocar oxidação da superfície do metal, prejudicando o acabamento superficial do produto.

Recomendações para temperatura de forjamento para diferentes materiais incluindo ligas de alumínio, podem ser encontradas na literatura específica (Breciani, 1990; Lange, 1987; Dieter, 1981; Altan, 1983). O limite inferior para o forjamento a quente tanto de ligas de alumínio como de qualquer outra liga é a menor temperatura para a qual a taxa de deformação é suficiente para eliminar o encruamento.

O limite superior da temperatura de conformação é determinado tomando como base a temperatura de fusão da liga: há o perigo de queima do material quando exposto muito tempo a altas temperaturas ou de excessivo crescimento de grãos com a exposição do material a elevada temperatura por um tempo muito longo.

b) Efeito da taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$)

Quando a taxa de deformação é muito alta, o tempo não é suficiente para que os mecanismos de recuperação e recristalização da estrutura ocorram. Neste caso a resistência à deformação do material aumenta no decorrer do processo conforme indicado na Figura 2.10; e o fenômeno é conhecido como endurecimento a quente.

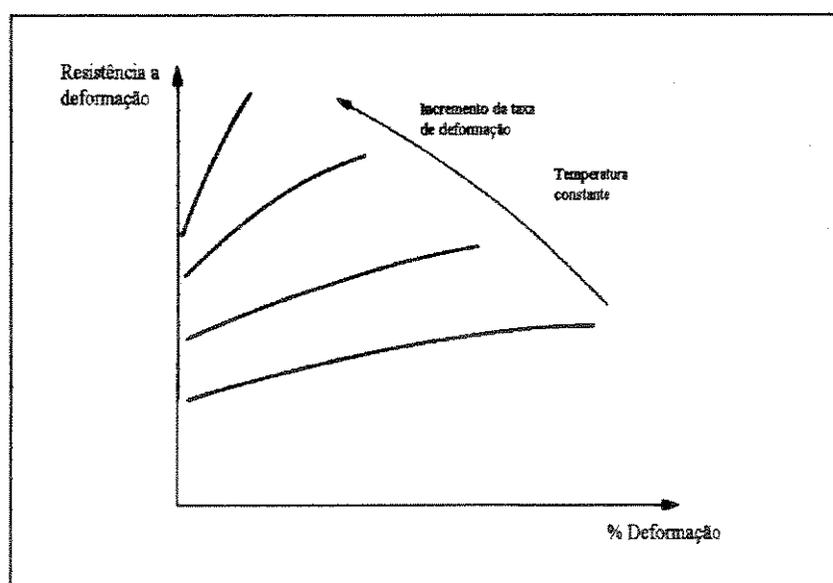


Figura 2.10 - Influência da taxa de deformação na resistência à deformação; Harris (1983).

Assim, como os fenômenos envolvidos são termo-mecânicos, quando o material é deformado a alta velocidade e resfriado rapidamente é requerida uma temperatura de forjamento maior que quando forjado e resfriado vagarosamente, para a obtenção de um mesmo nível de deformação.

A presença de um considerável gradiente de temperatura entre o tarugo e a matriz de forjamento pode resfriar rapidamente o mesmo, introduzindo a necessidade de aplicar maiores valores de tensão para conformá-lo. O aumento da velocidade de deformação como método para combater este problema é limitado, no entanto, pelo perigo de endurecimento a quente.

Assim, o forjamento a baixas velocidades é recomendado no caso de se desejar evitar o endurecimento a quente, mas é afetado pelo gradiente de temperaturas entre o material e a ferramenta. Além disso, a velocidade de deformação está diretamente relacionada com a produtividade do processo tecnológico e naturalmente com os custos de produção, portanto é necessário tentar uma relação de compromisso entre esses fatores.

Uma possível solução é a utilização de ferramentas aquecidas (forjamento isotérmico), o que diminuiria o gradiente peça - ferramenta, permitindo deformações a menores velocidades e um melhor preenchimento da matriz.

Resumindo o efeito da taxa de deformação durante o processo de forjamento de ligas metálicas, pode-se dizer que o aumento da taxa de deformação acarreta três consequências fundamentais:

- 1- Aumento da resistência à conformação;
- 2- Redução da ductilidade do material;
- 3- Aumento do seu coeficiente de encruamento.

Ao se fazer a análise do efeito da taxa de deformação, não se deve cometer o erro de separar a influência da temperatura, já que na realidade no forjamento a quente, como explicado anteriormente esta última tem um papel muito importante.

c) Material a ser forjado

A composição química e a estrutura do material exercem fundamental influência na resistência ao escoamento. A Figura 2.11, tomada de Kent (1987), apresenta a forjabilidade relativa em função da temperatura de diferentes ligas de alumínio; observa-se que as ligas Al-Cu (serie 2xxx) estão entre as que apresentam menor forjabilidade e menor suscetibilidade ao aumento da temperatura quando comparadas com as ligas de AlMgSi (serie 6xxx) ou AlMn (serie 3xxx).

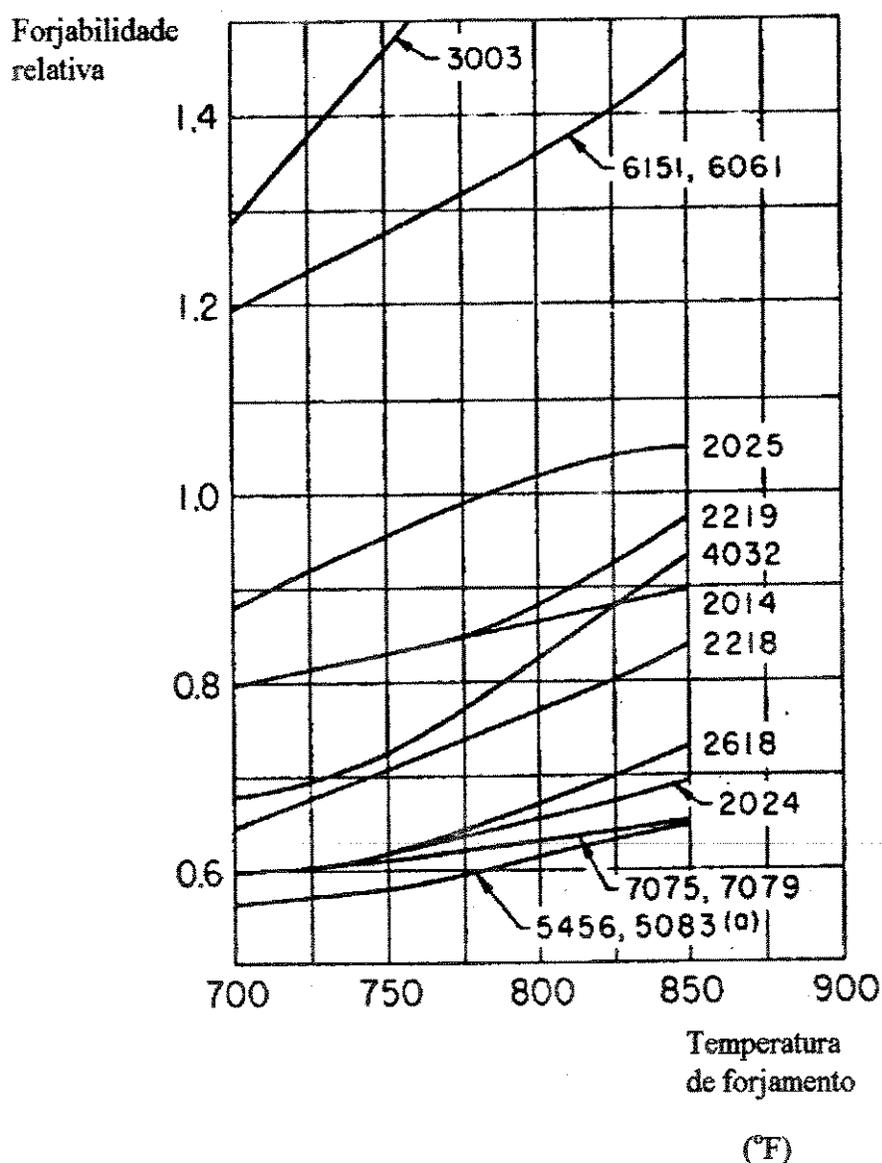


Figura 2.11 - Forjabilidade relativa de ligas de alumínio em função da temperatura (Kent, R., 1987).

Fator importante no forjamento a quente é a energia de falha de empilhamento (E.D.E.), como já citado anteriormente, já que os mecanismos de amolecimento da estrutura são influenciados tanto pelo grau de deformação quanto pela temperatura e pela E.D.E.

No caso do forjamento de ligas de alumínio onde o material apresenta uma baixa energia de falha de empilhamento e levando em conta que o grau de deformação imposto no forjamento é elevado, os mecanismos de amolecimento presentes são a recuperação dinâmica assim como a recristalização dinâmica e estática, segundo McQueen (1984).

A resistência à deformação do material aumenta quando em sua estrutura há obstáculos à movimentação das discordâncias, estes obstáculos podem ser:

- 1- Outras discordâncias (trabalho a frio);
- 2- Limites internos que podem ser de alto ângulo (limites de grão) ou de baixo ângulo (subgrãos);
- 3- Átomos de soluto;
- 4- Partículas de segunda fase.

Contornos de alto ângulo: cada grão dentro da estrutura do metal apresenta uma orientação cristalina distinta da de seus vizinhos, o que provoca entre eles uma deformação diferenciada. Discordâncias em seu movimento se acumulam nos limites de grão, dada a dificuldade de se movimentar nesta região descontínua. Um maior número de contornos (grãos pequenos) faz com que a freagem à movimentação das discordâncias dentro da estrutura seja maior e portanto a resistência à deformação do material seja maior.

Contornos de baixo ângulo: a presença de subgrãos aumenta a resistência do material sem provocar uma queda pronunciada da ductilidade. Isto se deve à que no interior do subgrão a estrutura está livre de obstáculos e a energia superficial dos seus contornos é relativamente baixa, o que permite a deformação do material, não reduzindo a sua ductilidade. Por outro lado, a presença de contornos de subgrãos produz aumento na resistência por se constituírem em barreiras ao movimento das discordâncias criadas pela contínua aplicação de força.

Átomos de soluto: átomos em solução aumentam a resistência à deformação pela interação destes com as discordâncias onde os primeiros dificultam o movimento das segundas.

Partículas de segunda fase: quando o material é formado por duas ou mais fases pode-se conseguir uma maior resistência à deformação. A influência das partículas de segunda fase sobre a deformação plástica está relacionada a seu tamanho, forma, distribuição, coerência com a matriz da estrutura e resistência.

Alta resistência na deformação é obtida quando há uma ligação forte entre a matriz e as partículas. Em ligas de Al-Cu, por exemplo, as partículas mais frequentes são compostos de elementos de liga associados ao ferro e ao silício, impurezas oriundas da fabricação da liga, e do composto CuAl_2 . Este é o caso mais comum, onde há uma matriz ductil e partículas duras no seu interior ou contornos; com o aumento do número destas partículas, a oposição à deformação é aumentada já que há mais resistência ao movimento das discordâncias.

d) Força de forjamento

O tratamento teórico do forjamento em matrizes é realmente complexo dada a diversidade de geometrias de peças possíveis de serem produzidas e pela variação frequente do estado de tensões durante o processo (Mallo, 1980).

É possível, no entanto, tentar agrupar conjuntos de produtos por semelhança geométrica, conforme sugerido por Dieter (1983) e apresentado na Figura 2.12, e analisar forças de forjamento por grupo de peças.

Para o estudo de forças de forjamento é possível ainda desenvolver o processo em etapas quase estacionárias.

A força e o trabalho de forjamento são parâmetros de controle do processo que definem a máquina a ser utilizada assim como a quantidade de passos necessários para forjar a peça. Métodos para o cálculo destes parâmetros no forjamento para ligas de alumínio podem ser encontrados em Shaeffer (1986); Callegaro (1990).

A força de forjamento também é afetada pelo atrito, é por isso que no trabalho a quente, onde a lubrificação se torna mais difícil, existe perigo do fenômeno conhecido como aderência. Neste caso, não há movimento relativo entre o material da peça e o da ferramenta

conformadora, ocorrendo o cisalhamento do material mais mole, geralmente o da peça. Este pode aderir às paredes da ferramenta, prejudicando a qualidade superficial da peça forjada. A aderência também aumenta os valores de força e tensão necessários para a conformação.

Também o acabamento superficial da ferramenta é requisito importante no processo de forjamento: se não for ótimo poderá ocorrer cisalhamento das microirregularidades produzindo intenso desgaste e diminuindo a vida útil da ferramenta, além de comprometer a qualidade superficial do produto.

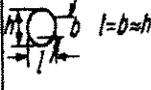
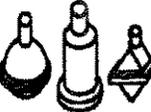
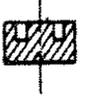
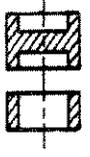
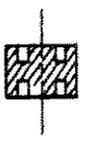
<p>Classe quanto à forma 1 Formas compactas</p>  <p>Esférico e cúbico</p>	Subgrupo	101 Sem elementos subsidiários.	102 Elementos subsidiários unilaterais	103 Elementos subsidiários rotacionais ou radiais	104 Elementos subsidiários rotacionais e unilaterais	
						
<p>Classe quanto à forma 2 Forma de disco</p>  <p>Partes em contornos circulares, quadrados e similares Corte transversal com partes em balanço curtas, núcleo bruto de resaca e formas alongadas (flanges, válvulas etc.)</p>	Sub-grupo	Sem elementos subsidiários	Com ressalto	Com ressalto e furo	Com borda	Com ressalto e borda
	Grupo quanto à forma	21 Forma de disco com elemento unilateral	211	212	213	214
						
	22 Forma de disco com elemento bilateral		222	223	224	225
						

Figura 2.12 - Classificação quanto à forma, para o forjamento, Dieter (1983).

2.1.4. A matriz de forjamento

A matriz é sem dúvida um dos elementos mais importantes no processo de forjamento, tendo em vista que o seu custo participa em 30 a 40 % do preço final do produto forjado.

Uma vez definida a quantidade e configuração das etapas de forjamento, um dos primeiros problemas a serem resolvidos na fabricação de uma matriz é a seleção do material para a sua confecção. Para tanto, devem ser avaliadas as condições de trabalho a que são submetidas estas ferramentas, entre elas:

1- Aquecimentos superficiais pelo contato com a peça quente, o que provoca aumento da temperatura nas camadas superficiais da matriz de até centenas de graus, podendo ocasionar fadiga térmica;

2- Altas tensões que podem deformar a ferramenta ou em caso extremo, quebrá-la;

3- Fluxo sob pressão dentro do molde, podendo o atrito alcançar valores elevados.

Para suportar as condições de trabalho o material a ser utilizado na confecção da matriz deve cumprir uma série de requisitos, entre os quais podem ser citados:

1- Tenacidade e resistência à fadiga e ao desgaste;

2- Estabilidade de suas propriedades quando submetidas a altas temperaturas;

3- Capacidade de suportar alterações bruscas de temperatura em pequenos intervalos de tempo;

4- Boa usinabilidade;

5- Possibilidade de tratamento térmico simples, com pouca tendência à deformação e formação de trincas.

Conseguir unir num só material todas estas propriedades nos seus valores máximos, é tarefa difícil, é por isso que a escolha deve ser feita sob a análise de certos pontos como material e forma da peça, quantidade de peças, temperatura de trabalho, tipo de máquina a utilizar.

Feita a escolha do material para fabricar a ferramenta, se seguem os cuidados com os detalhes correspondentes à geometria interior e exterior da ferramenta. A forma interior da ferramenta é determinada pela geometria da peça desejada, a linha e calha de rebarba assim como pela forma e dimensões dos pré-conformados.

Uma matriz corretamente projetada deve garantir a sua simples confecção, a fácil extração da peça forjada do interior da ferramenta, produzir pouco material excedente e de preferência exigir pequeno percurso do material dentro da ferramenta, de modo a reduzir o

desgaste; por último deve ser fácil o corte do material excedente, no caso do forjamento com rebarba.

O dimensionamento da linha e calha de rebarba deve ser feito com muito cuidado, de maneira que a extrusão produzida através da abertura de entrada do material para a rebarba, seja mais difícil do que o preenchimento dos pontos de mais difícil acesso da matriz.

A calha de rebarba deve ainda ser capaz de receber todo o excesso de material; segundo Mallo (1980) isto é assegurado nos casos em que suas dimensões são tais que somente 75% do seu volume é preenchido.

Elementos a se ter em conta para estabelecer a forma exterior da matriz são as dimensões da peça e passos de pré-conformação; elementos para comprovação do gravado, elementos para fixação da ferramenta à máquina e por último, aqueles elementos necessários para o transporte e manuseio das ferramentas, sobretudo quando se trata de ferramentas de grande porte.

2.1.5. Equipamentos para o forjamento

Em todos os processos de forjamento, como em qualquer processo de fabricação, é preciso cumprir uma série de requisitos em relação à qualidade da peça, produtividade e eficiência; no sistema produtivo necessário para se atingir tais requisitos, a máquina a ser utilizada ocupa posição fundamental. Estas são as encarregadas de fornecer a energia para a conformação da peça, devendo cumprir a condição básica de que a força disponível seja maior do que a carga necessária para o forjamento do passo correspondente.

Em termos de produtividade as características mais importantes da máquina de forjar são o número de pancadas por minuto que pode fornecer, assim como a velocidade de movimentação do carro porta ferramenta e o tempo de contato sob pressão entre este elemento e a peça.

São muitas as formas de classificar as máquinas de conformar por forjamento, o critério mais adequado leva em conta o princípio de operação, já que como veremos, este, aliado aos

valores dos parâmetros antes mencionados, determinam a idoneidade da máquina para cada processo de forjamento.

A Figura 2.13 apresenta esquematicamente exemplos de diferentes tipos de equipamentos para o forjamento: martelos, prensa de manivela, prensa hidráulica.

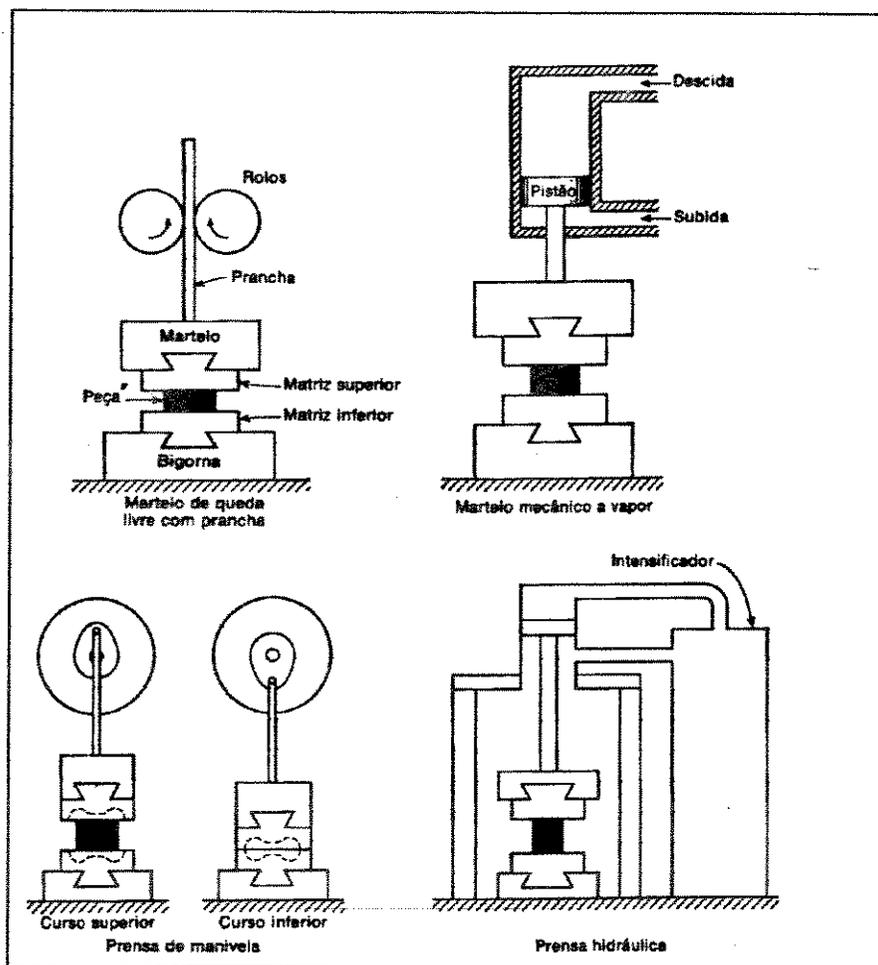


Figura 2.13 - Desenhos esquemáticos de equipamentos para o forjamento; Dieter (1983).

a) Martelos

É o tipo de equipamento mais antigo na tecnologia de forjamento dos metais, seu princípio de operação é bastante simples: a força para o forjamento é fornecida pela queda de um peso, onde a energia potencial armazenada por uma massa elevada a uma altura (H) se transforma em energia cinética. A peça dissipa com sua deformação esta energia que recebe no choque da massa do martelo.

Os tipos de martelos mais comuns são os de queda livre, os de pressão assistida onde a massa do martelo é acelerada em sua descida pela pressão de um fluxo (vapor ou ar) comprimido, em adição à gravidade, e os de contragolpe onde duas massas atingem simultaneamente a peça; estes últimos apresentam a vantagem do aproveitamento da maior parte da energia no trabalho de deformação da peça, sendo as perdas por vibração do equipamento muito baixas.

A ação dinâmica do martelo, cuja velocidade é alta, pode provocar efeitos prejudiciais na estrutura da peça; outro detalhe importante no trabalho com martelos é o pequeno tempo de contato entre as peças e as matrizes, o que permite reduzida transferência de calor peça-ferramenta. Estas características fazem com que os martelos tenham sua aplicação fundamental no forjamento de peças de grande e médio porte; são ainda muito empregados nos passos iniciais de pré-conformação.

Magnitude fundamental de qualquer máquina é definida como a grandeza que caracteriza o início e o fim do seu ciclo de trabalho. A magnitude fundamental de um martelo é a energia.

As Figuras 2.13a e b apresentam equipamentos de forjamento do tipo martelos, para ilustração.

b) Prensas de manivela

A magnitude fundamental deste tipo de equipamento é o percurso do sistema deformante; sua capacidade de trabalho é representada pelo comprimento da biela e pela carga disponível em cada um dos pontos ou posições do órgão de trabalho durante o ciclo de processamento. Portanto o conhecimento do diagrama de força da máquina para cada percurso do sistema deformante é uma condição indispensável para a correta exploração deste tipo de máquina.

A taxa de deformação relativamente alta que pode ser obtida nestas máquinas é eficientemente empregada para obter peças de perfis complexos e com tolerâncias apertadas. Tal como nos martelos, a elevada taxa de deformação pode introduzir gradientes de

deformação, mas com um controle dos parâmetros do processo podem ser obtidas peças com estrutura uniforme (Caporalli, 1994).

Uma prensa de manivela típica é apresentada na Figura 2.13c.

c) Prensas de parafuso

Também chamadas prensas de atrito. Seu princípio de funcionamento é baseado no aproveitamento da energia potencial da massa do bloco superior da ferramenta, acelerada em seu curso descendente pela energia cinética de rotação fornecida por um volante.

Este tipo de equipamento recebe o nome de prensa de parafuso por ter sua movimentação e receber a energia cinética através de um parafuso. Tem sido mais usada na Europa para o forjamento a quente e a frio em matriz fechada; a utilização restrita em outras partes do mundo é creditada à sua reduzida eficiência.

Um esquema de prensa de parafuso é apresentado na Figura 2.14.

d) Prensas hidráulicas

É a força máxima obtida para a determinada máquina a magnitude fundamental deste tipo de prensa. Seu princípio de funcionamento é a ação de um pistão impulsionado pela energia fornecida por um fluxo de fluido sob pressão.

As prensas hidráulicas são pouco utilizadas para o forjamento de peças pequenas (exceto quando o forjamento é de precisão). Apresentam baixa velocidade de trabalho e reduzida taxa de deformação, permitindo uma temperatura mais uniforme no forjado; no entanto, como o tempo de contato peça/matriz é elevado, pode existir resfriamento do tarugo, por este motivo a peça deve ser aquecida próximo ao limite superior da temperatura de forjamento ou ainda o forjamento ser realizado com as ferramentas aquecidas.

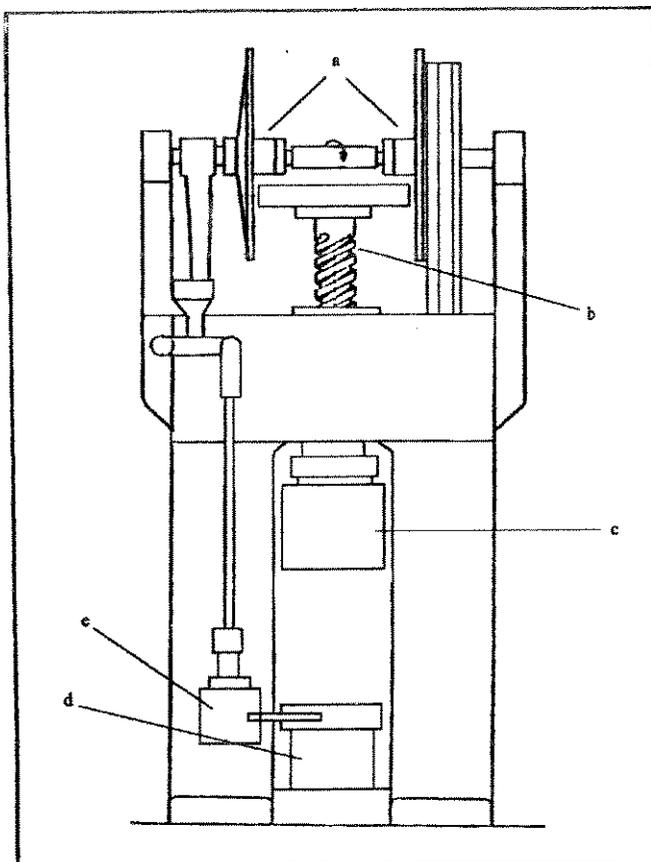


Figura 2.14 - Esquema de uma prensa de parafuso: a) volantes, b) parafuso, c) bloco superior, d) mesa, e) mecanismo de acionador [(Rossi, 1971).

2.1.6. Defeitos de forjamento

Um processo de forjamento, pela variedade de parâmetros envolvidos, características diferentes dos equipamentos e difíceis condições de trabalho, pode ocasionar uma série de defeitos no produto, cujo perigo de ocorrência aumenta com a complexidade da geometria da peça. Os defeitos de forjamento mais frequentes são:

1- Trincas superficiais devido à alta deformação na superfície da peça em temperaturas muito baixas ou por fragilidade a quente;

2- Descontinuidades no interior da peça (gota fria), produzida quando o material não preenche totalmente a matriz devido a resfriamento excessivo, atrito muito alto ou ainda causado por uma aresta muito aguda na ferramenta ou pela incorreta seleção da forma do tarugo;

3- Deformação limitada na superfície do produto, causada por um aquecimento não homogêneo da peça. É perigoso sobretudo no trabalho com lingotes de estrutura dendrítica, podendo causar o seu rompimento;

4- Fragilidade a quente, o que consiste no esboroamento em pedaços do material como consequência da concentração de constituintes de baixo ponto de fusão ao longo de contornos de grão.

2.2 - Forjamento de materiais no estado semi-sólido - fixoforjamento

2.2.1 - Introdução

Os primeiros passos no estudo do comportamento de pastas semi-sólidas foram dados no Massachusetts Institute of Technology (M.I.T.), por Spencer (1972); o trabalho inicial apresentado tratou do estudo do comportamento reológico da liga Sn - 15%Pb durante a sua solidificação, para diferentes frações de sólido. Foi observado então que se a liga fosse agitada uniformemente durante o resfriamento para solidificação, discretas partículas esféricas eram formadas ao invés da convencional morfologia dendrítica; foi ainda observado que o semi-sólido (portanto não finalizada a solidificação) contendo sólido com tal morfologia apresentava elevada fluidez.

A Figura 2.15 ilustra esquematicamente a estrutura interna de semi-sólidos contendo sólido com morfologia globular. As quantidades relativas de sólido e líquido presentes em uma pasta deste tipo podem ser controladas pelo controle da sua temperatura.

Os resultados obtidos por Spencer causaram surpresa, com relação ao comportamento de deformação sob tensão destas pastas: a tensão de cisalhamento medida no material submetido a movimento de rotação apresentava reduzidos valores mesmo para significativas frações sólidas já formadas, valores estes menores que os medidos em semi-sólidos com a mesma fração sólida porém solidificados convencionalmente, isto é, com estrutura dendrítica em formação.

O particular comportamento reológico de pastas metálicas constituídas por partículas sólidas envoltas por líquido deu origem à sua denominação como *pastas reofundidas*.

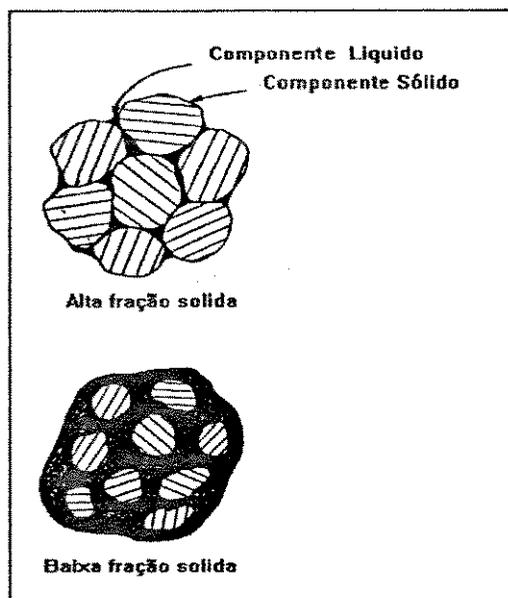


Figura 2.15 - Ilustração da estrutura interna de pastas com sólido globular.

A Figura 2.16 apresenta os resultados obtidos por Spencer (1972) e revisados posteriormente por Flemings (1991), mostrando a tensão de cisalhamento medida em pastas com estruturas não dendrítica e dendrítica, com diferentes frações sólidas, submetidas a movimentos de rotação. Observa-se que para o mesmo valor de fração sólida, por exemplo, $f_s = 0,4$, existe uma grande diferença na tensão, sendo para a estrutura dendrítica da ordem de 200 kPa enquanto para a estrutura globular da ordem de 0,4 kPa.

A tensão de cisalhamento produzida por movimentos provocados no material se relaciona com a sua viscosidade, isto é, com a facilidade de se deformar sob tensões externas aplicadas. Estudos posteriores de Joly (1976) e Miwa (1981) mostram que pastas contendo sólido globular apresentam viscosidade fortemente dependente da tensão, ou taxa de cisalhamento, sobre ela aplicada, numa relação não linear, isto é, estas pastas apresentam comportamento reológico não-Newtoniano: para reduzidas taxas de cisalhamento se comportam como sólidos, apresentando elevada viscosidade; a partir de uma determinada tensão, passam a escoar como líquidos viscosos, como por exemplo óleos lubrificantes ou azeite de oliva.

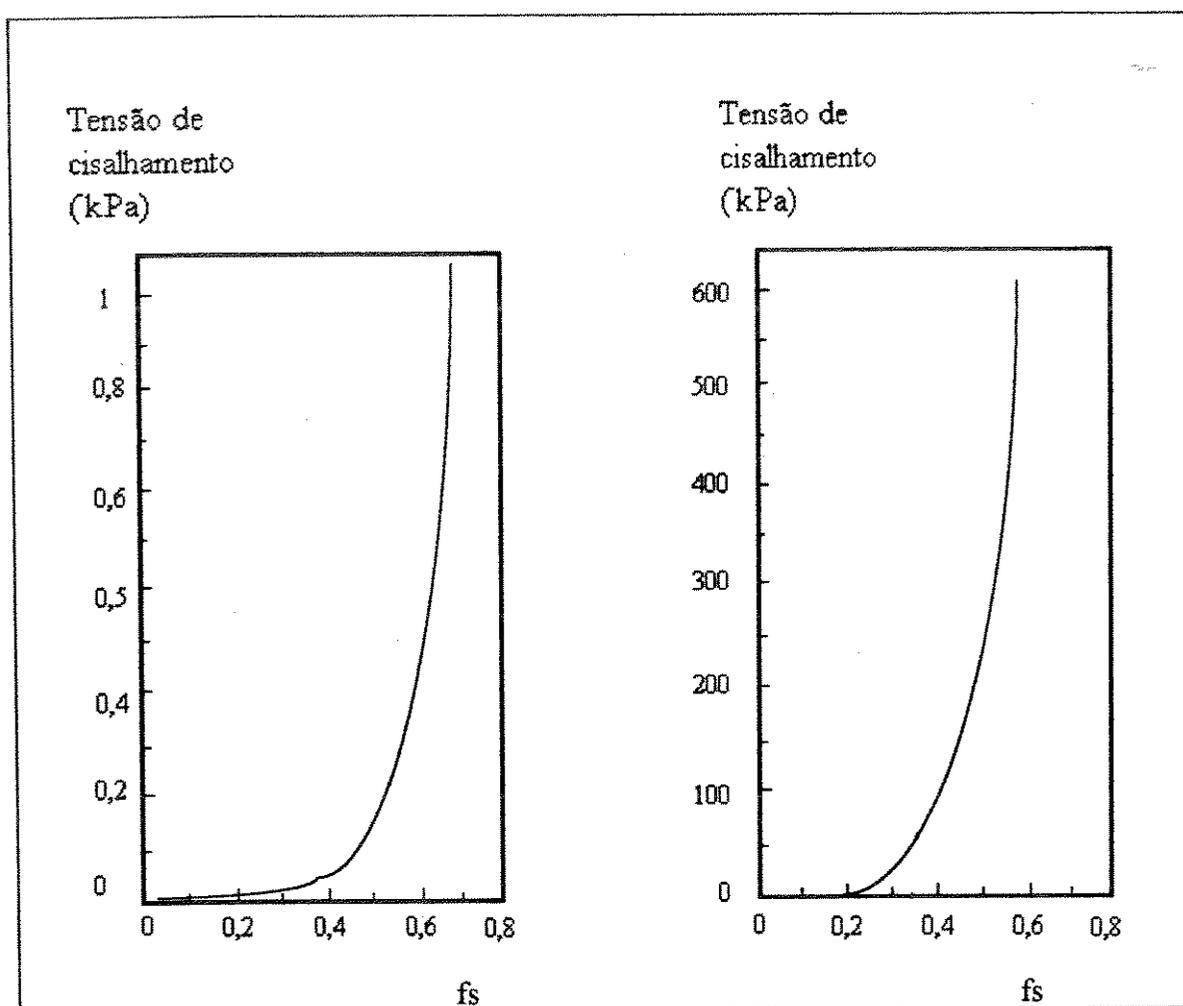


Figura 2.16 - Variação da tensão de cisalhamento produzida por movimento de rotação durante a solidificação da liga Sn-15%Pb, com a fração sólida, (a) pasta contendo sólido globular; (b) pasta com sólido dendrítico; Spencer (1972).

A Figura 2.17 ilustra a faixa de variação típica de viscosidades de pastas metálicas reofundidas, para comparação de ordem de grandeza da viscosidade de outros fluidos de uso corrente.

O comportamento de uma pasta reofundida no escoamento é ainda dependente da fração sólida que contém. A Figura 2.18 mostra resultados apresentados por Flemings (1991) indicando a influência da fração sólida presente na liga Al-4,5%Cu-1,5%Mg no estado reofundido, para diferentes taxas de cisalhamento impostas, na sua viscosidade aparente.

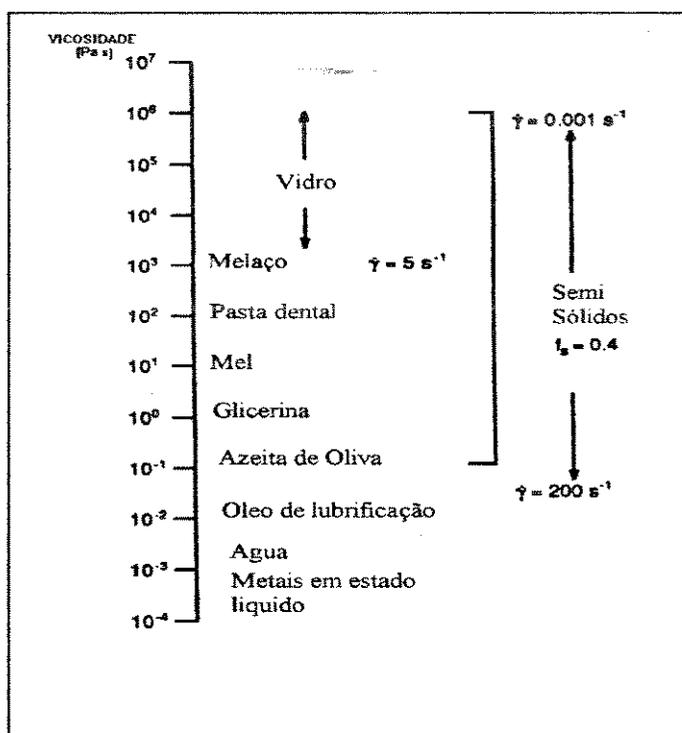


Figura 2.17 - Viscosidade típica de alguns fluidos de uso corrente e de pastas metálicas reofundidas, submetidas a diferentes taxas de cisalhamento ($\dot{\gamma}$); Robert (1993).

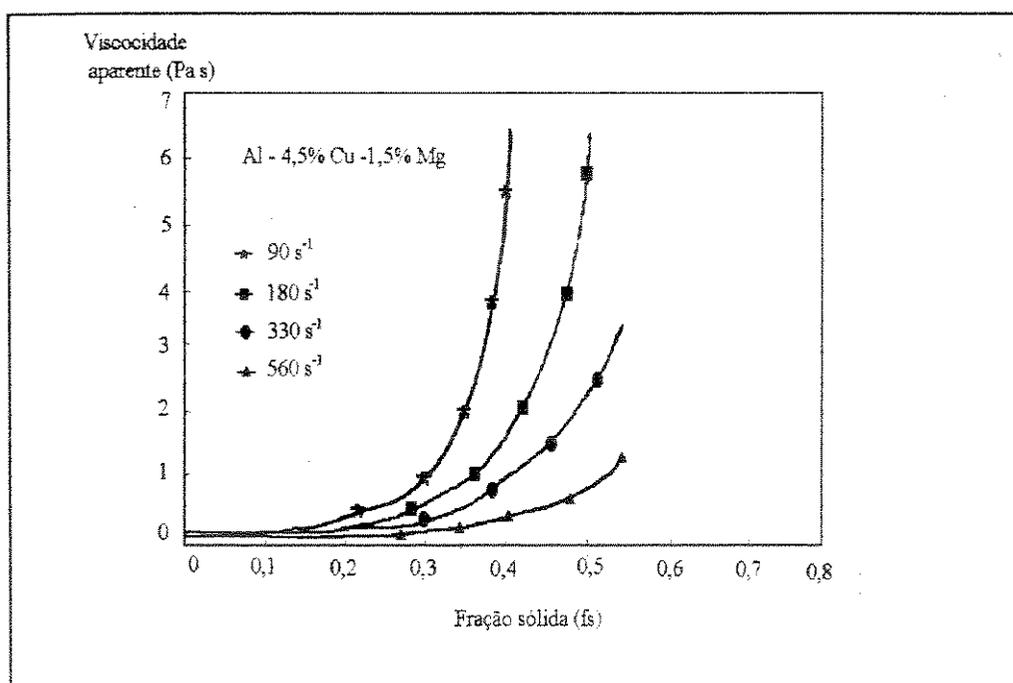


Figura 2.18 - Influência da fração sólida e da taxa de cisalhamento na viscosidade aparente da liga Al-4,5% Cu-1,5% Mg reofundida (Flemings, 1991).

Pode-se observar que para elevadas taxas de cisalhamento o material apresenta elevada fluidez (reduzido valor de viscosidade) para frações sólidas tão elevadas quanto 50%. Isto significa a possibilidade de manipulação (não exercendo pressões) da pasta como um sólido e de sua conformação a reduzidas pressões.

Com a exploração destas particulares e interessantes características reológicas de pastas reofundidas, novas tecnologias no processamento de metais que fizessem uso dessas propriedades, passaram a ser investigadas. Convencionou-se denominar os processos de conformação que utilizassem pastas reofundidas como matéria prima de processos de *reconformação* ou *tixoconformação*.

Processos de conformação de pastas reofundidas devem necessariamente envolver o uso de pressões sobre o material, de modo a tirar o máximo proveito de seu comportamento não-Newtoniano. São, portanto, potenciais candidatos ao emprego de matéria prima no estado reofundido os processos de fundição sob pressão ou compressão - *die* ou *squeeze casting* (pastas com elevada fração líquida), ou ainda forjamento e extrusão (pastas com elevada fração sólida).

Embora o potencial do trabalho com semi-sólidos já fosse conhecido desde o primeiro trabalho de Spencer no ano 1972, as expectativas de sua aplicação foram retardadas por 10 anos, por questões de litígio em torno do direito à patente do processo de reofundição (Marsh, 1982).

Na atualidade a situação mudou substancialmente, a tecnologia dos semi-sólidos não é mais uma promessa e sim uma realidade, com aplicações industriais já amplamente divulgadas, no campo da fundição sob pressão (Moschini, 1994, 1995; Young, 1994; Gabathuler, 1993). Os Estados Unidos marcham na frente da exploração desta tecnologia; segundo Kapranos (1994), mais de 8000 Aerostars da Ford e 12000 carros da Chrysler têm seus compressores de ar condicionado fabricados por esta técnica.

Ilustração da qualidade que pode ser obtida nos produtos obtidos por reofundição são os dados da ALUMAX S.A. que dão conta da fabricação de 2,5 milhões de peças (cilindro

mestre do freio) desde 1988 onde só 4 têm sido rejeitados pelos consumidores até o momento Kapranos (1994)

Novas aplicações são reportadas constantemente na literatura mundial: Moschini (1995) fala da obtenção, por processamento semi-sólido, de condutores de combustível para diferentes modelos de carros, assegurando um incremento do número de peças fabricadas da ordem de 1400 unidades diárias no ano 1992 para mais de 1500 peças/dia em 1994. Compara ainda estes números com a quantidade de peças fabricadas convencionalmente, da ordem de 100 peças/dia.

Também Chiarmetta (1994) apresenta o uso comercial do processo de injeção de semi-sólidos na fabricação de componentes para a indústria automobilística, como sistema de freios confeccionados com a liga de alumínio A356 (Al-7%Si-0,3%Mg). Comenta ainda o desenvolvimento pela empresa italiana STAMPAL, de partes estruturais de automóveis, sistema de suspensão, eixos traseiros para carros esportivos e rodas.

A produção de rodas de magnésio por processamento semi-sólido (injeção, via processo exclusivo, patenteado pela THIXOMAT, Inc.) é também reportada por Carnahan, 1994.

2.2.2 - Princípio de operação

São dois os estágios fundamentais de uma operação de tixoconformação: a obtenção da matéria prima especial, ou pasta reofundida, e a conformação propriamente dita.

Vários métodos podem ser utilizados para a obtenção de pastas reofundidas, sendo os mais frequentemente utilizados os envolvendo agitação do líquido durante determinados estágios de sua solidificação (até a obtenção da fração sólida desejada) (Spencer, 1972; Kattamis, 1992); o método da fusão parcial controlada de estruturas dendríticas (FPC) ou ainda recristalização seguida de fusão parcial controlada (RFPC), via tratamentos térmicos a temperaturas adequadas superiores a $T_{solidus}$, para a obtenção da desejada fração líquida (Young, 1977, Robert, 1987).

A pasta reofundida obtida por qualquer dos processos pode ser imediatamente utilizada como carga para o processo de conformação por injeção, compressão, forjamento; ou pode ser resfriada em lingotes e armazenadas no estado sólido. Neste caso deve ser reaquescida ao estado pastoso no momento da conformação, quando então readquire suas propriedades de escoamento.

No primeiro caso o processo é denominado reoconformação (reofundição, reoforjamento); no segundo caso o processo se denomina tixoconformação (tixofundição, tixoforjamento).

A Figura 2.19 ilustra os processos de tixofundição e tixoforjamento.

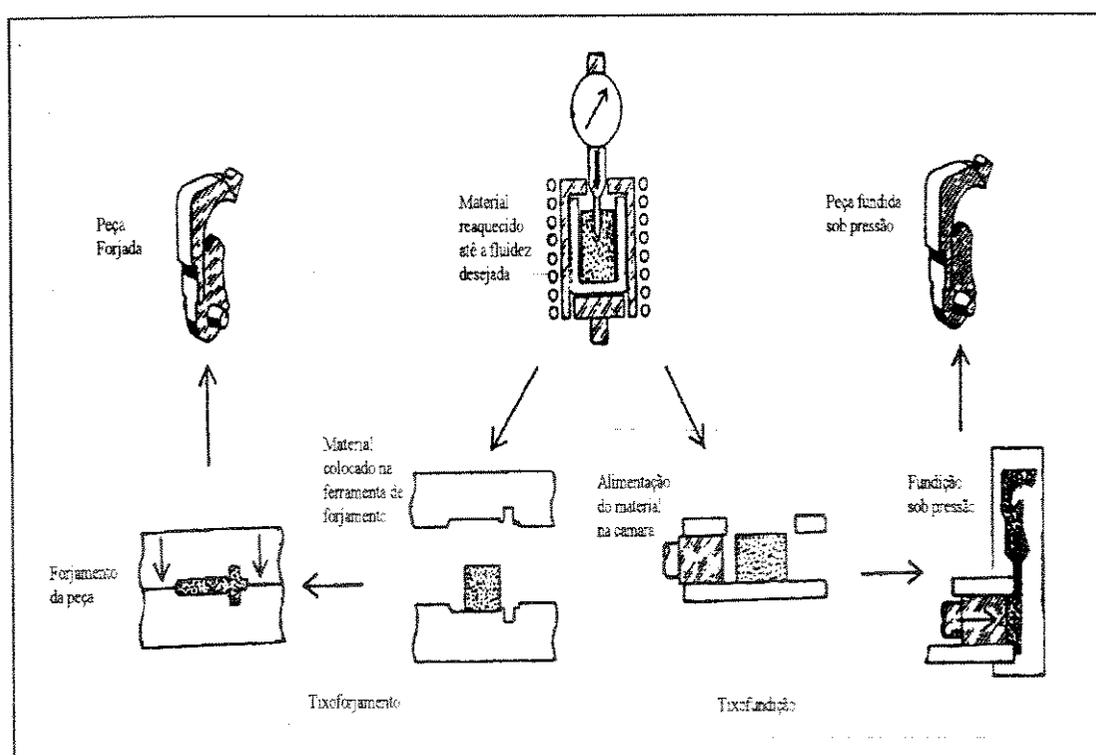


Figura 2.19 - Esquema apresentando os processos de tixofundição e tixoforjamento.

2.2.3 - Variáveis de controle do processo

Embora exista uma explosão mundial na direção da aplicação do processamento de pastas em estado semi-sólido, não se pode afirmar que o conhecimento das variáveis que interferem nos processos, e do comportamento e propriedades mecânicas dos produtos obtidos

utilizando esta nova tecnologia de trabalho, esteja dominado. Ao contrário, é cada vez mais frequente a divulgação de pesquisas na área, reportando tanto aspectos de controle do processo para diferentes tipos de ligas, como por exemplo para super-ligas à base de níquel (Lin, 1992), ligas de magnésio (Collot, 1992; Ryoony, 1994), aços inoxidáveis (Robert, 1992), ligas de cobre (Midson, 1992); como aspectos que tentam correlacionar condições de processamento e propriedades do produto obtido (Kitamura, 1994; Hirt, 1994; Kapranos, 1994; Zoqui, 1995).

Com particular atenção ao forjamento, no seu trabalho “Tixoforjamento: Estudos Preliminares” Ramati (1994) afirma que para realizar uma operação de tixoforjamento com êxito, obtendo produtos com boa qualidade superficial e exatidão em suas dimensões, é preciso compreender a influência das seguintes variáveis:

- 1- Composição química e estrutura da matéria prima
- 2- Temperatura de trabalho e tempo de reaquecimento da matéria prima
- 3- Temperatura e material da ferramenta
- 4- Velocidade de escoamento

a) Composição química da liga e estrutura da matéria prima

A composição química da liga define a faixa de temperatura *solidus - liquidus* e portanto a temperatura necessária para a obtenção da desejada relação fração sólida/fração líquida na pasta reofundida, ou matéria prima para o tixoforjamento. A influência da fração líquida em um processo de tixoconformação será analisada no item **b**).

Quanto à estrutura da matéria prima para a tixoconformação, esta deve ser adequada para o processamento no estado semi-sólido, isto é, deve apresentar sólido globular, de dimensões e homogeneidade conhecidas.

A influência da microestrutura da pasta em suas propriedades de escoamento foram analisadas, entre outros, por Suéry (1982) e Kattamis (1992).

Suéry (1982) mostra a influência da microestrutura do material na carga de deformação em diferentes níveis de deformação, para a liga Sn-15%Pb sofrendo compressão a uma temperatura de 184°C e a uma taxa de deformação de 0,01s⁻¹; seus resultados são apresentados

na Figura 2.20. Observa-se que a tensão necessária para conformar estruturas dendríticas é maior que a necessária para deformar estruturas não dendríticas, podendo alcançar no caso de 30% de deformação a diferença máxima de 80%.

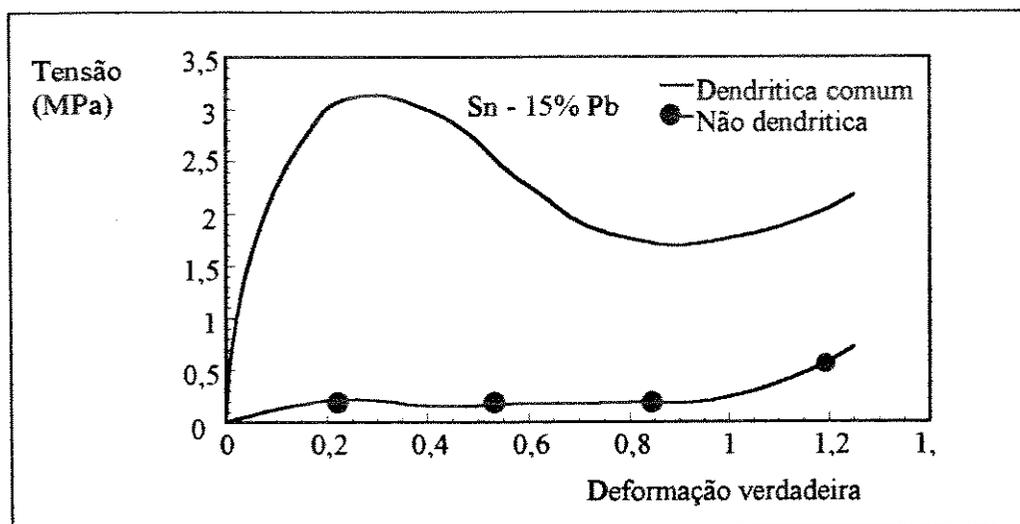


Figura 2.20 - Influência da microestrutura inicial do material na carga de conformação necessária em diferentes níveis de deformação (Suéry, 1982).

Os resultados de Kattamis (1992) mostram que a viscosidade aparente de pastas reofundidas da liga Al-4,5%Cu-1,5%Mg diminui com o decréscimo do tamanho de glóbulos. A aglomeração de glóbulos é fenômeno possível de acontecer se a pasta for mantida em repouso; o que pode resultar no aumento do tamanho médio e na perda da fluidez. Também a presença de líquido retido no interior de glóbulos (situação típica de matéria prima obtida por processo de globularização por FPC ou por agitação) pode prejudicar o escoamento da pasta reofundida.

Portanto, é fundamental o conhecimento dos diferentes métodos de fabricação de pastas reofundidas e o tipo de estrutura possível de ser obtido em cada um deles. Desde modo é possível adequar a qualidade da matéria prima ao processo de tixoforjamento.

Robert (1993) mostra as diferenças entre mecanismos envolvidos e as características morfológicas dos glóbulos resultantes, na obtenção de pastas reofundidas por FPC e RFPC a partir de material dendrítico. Seus resultados mostram que no processo FPC, isto é, fusão parcial em material dendrítico, a globularização ocorre por mecanismos naturais de engrossamento (difusão atômica entre braços dendríticos próximos); resultando em pastas

contendo glóbulos morfológicamente irregulares de dimensões compatíveis com as dos grãos originais, e frequentemente apresentando pequenas poças de líquido retido em seu interior.

No caso de RFPC, isto é, fusão parcial de material dendrítico previamente deformado, a globularização ocorre por mecanismos de recristalização e separação, via molhamento dos novos contornos de grão; neste caso a pasta reofundida obtida apresenta glóbulos morfológicamente regulares e de pequenas dimensões, sem líquido retido no seu interior.

Kapranos (1994) comenta que pastas nestas condições são ideais para a melhor fluidez da liga e portanto ótimas para o tixoforjamento, já que podem ser conformadas a reduzidos valores de tensão e possibilitam a produção de peças com geometrias complexas.

A Figura 2.21 tomada de Robert (1993), apresenta o desenvolvimento da estrutura dendrítica da liga Al-8%Cu para a estrutura globular de uma pasta reofundida, durante processos FPC e RPFC. Em (a), (b) e (c) é mostrada a evolução com o tempo, da estrutura dendrítica durante tratamento térmico a 873K para a fusão parcial e globularização de dendritas (FPC). Em (d) e (e) o material sofreu previa deformação a frio, sofrendo globularização por recristalização e separação de grãos recristalizados em meio líquido (RFPC). Pode ser observada a menor dimensão dos glóbulos, maior homogeneidade estrutural e ausência de líquido no interior da fase sólida primária, no caso da pasta obtida por RFPC.

b) Temperatura de trabalho e tempo de permanência do material à esta temperatura

A temperatura de trabalho, ou temperatura de reaquecimento da matéria prima (tarugo, lingote) reofundida define a relação fração sólida/fração líquida na pasta; quanto maior é a temperatura maior a fração líquida e menores os valores de força necessários para o forjamento.

Segundo Kiuchi (1994) se a fração líquida no tixoforjamento for muito baixa a conformabilidade do material não é boa, podendo ocorrer trincas na superfície da peça, especialmente no forjamento com matriz aberta, tais trincas não são presentes no produto final para um conteúdo de líquido correto, no caso de ocorrer a sua formação nos estágios iniciais da conformação, elas são fechadas durante o preenchimento final das cavidades da matriz.

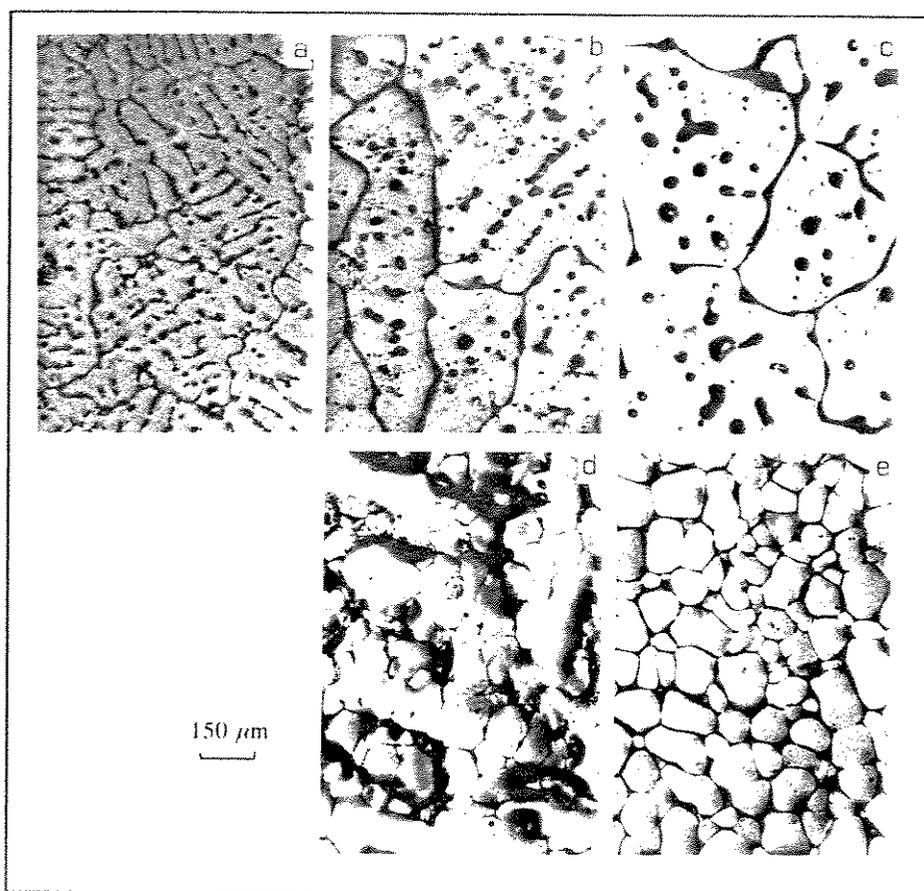


Figura 2.21 - Microestruturas da liga Al-8%Cu após tratamento térmico a 873K por (a) 0 min (estrutura dendrítica de fundição), (b) 10 min, (c) 15 min, (d) 10 min (a partir de estrutura dendrítica) e (e) 15 min (a partir de estrutura dendrítica deformada), Robert (1993).

Miwa (1994) trabalhando com ligas de magnésio, estuda a influência da fração sólida no preenchimento da matriz, mostrando que é possível obter peças forjadas com até 1mm de espessura de parede, desde que controlados adequadamente os parâmetros do processo. O efeito da fração sólida deve ser considerado conjuntamente com o efeito da temperatura do molde, geometria da peça e velocidade de forjamento.

Também é importante parâmetro de controle do processo de tixoforjamento o tempo de reaquecimento da matéria prima refundida, para a restauração do estado pastoso, ou, de maneira mais genérica, o tempo de permanência do material na temperatura de trabalho. Kapranos (1994) reporta o aumento do tamanho de grão em ligas de alto ponto de fusão com o aumento do tempo de reaquecimento de lingotes refundidos. Seus resultados são mostrados na Figura 2.22.

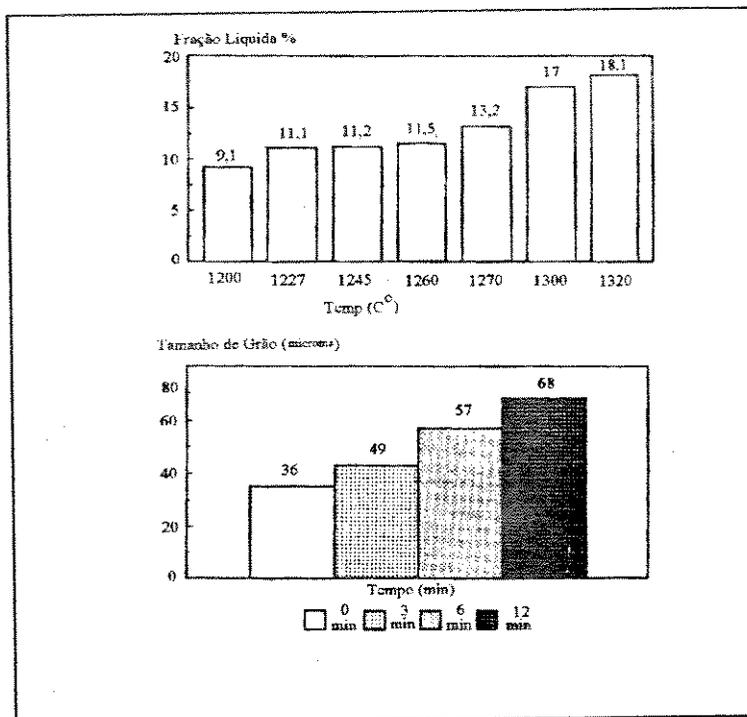


Figura 2.22 - (a) Influência da temperatura no volume da fração líquida, (b) influência do tempo de permanência no reaquecimento, no tamanho de grão de uma pasta reofundida (Kapranos, 1994).

Na Figura 2.22 é também mostrado o aumento na fração líquida com o aumento da temperatura do material. Assim, deve-se cuidar para que o reaquecimento da matéria prima reofundida seja feito corretamente para que forneça a adequada fração líquida necessária ao tixoforjamento e que não acarrete em um excessivo crescimento do grão.

c) Temperatura e material da ferramenta

A principal consideração a respeito da temperatura da matriz para o tixoforjamento é que esta deve ser tal que não provoque resfriamento excessivo do material reofundido, o que provocaria uma queda da fração líquida presente e conseqüente aumento da tensão para a conformação, podendo ainda causar um preenchimento incompleto da matriz.

No tixoforjamento da liga Al-4.5%Cu, Ramati (1994) utiliza com bons resultados ferramenta à temperatura de 450°C, para fabricar peças em forma de copo a partir da liga contendo fração sólida inicial de 0,4.

Quanto ao material da matriz ainda se está longe de estabelecer o limite das possibilidades que o trabalho com semi-sólidos permite.

Estudos do comportamento de materiais para ferramentas para utilização na conformação de semi-sólidos são apresentados por Kapranos (1994), Kirkwood (1993). Seus resultados indicam a possibilidade de fabricação de peças tixoforjadas, com excelente acabamento superficial, exatidão na cópia da geometria do molde e ainda com a superfície livre de inclusões óxidas, utilizando ferramentas de grafite ou cerâmicas.

A possibilidade de conformação a menores temperaturas e forças abre um ampla gama de possibilidades de diferentes tipos de materiais para a confecção de matrizes, ainda não explorada, o que poderá trazer importantes consequências para processos de conformação, como a redução de custos.

d) Velocidade de conformação

No tixoforjamento é necessário um especial controle da velocidade de conformação, uma vez que a viscosidade da matéria prima é fortemente dependente da tensão aplicada. A velocidade de conformação determina a velocidade de escoamento e portanto o preenchimento correto da matriz e qualidade superficial do produto obtido (Kitamura, 1994; Kirwood, 1994; Flemings, 1976).

Flemings (1976), analisa a influência da velocidade de escoamento de pastas reofundidas na qualidade de produtos obtidos por tixofundição (fundição por injeção), em função da pressão final de fechamento da máquina. A Figura 2.23 apresenta alguns de seus resultados: é mostrada a faixa aceitável de combinações possíveis entre a pressão final e a velocidade de escoamento do metal semi-sólido; pode ser observado que para reduzidas velocidades de escoamento as cavidades da ferramenta não são corretamente preenchidas, devido ao resfriamento da matéria prima e o conseqüente aumento da viscosidade; para velocidades muito elevadas a frente de escoamento não turbulenta, característica de semi-sólidos reofundidos, é rompida, ocorrendo ejeção do material dentro do molde, à semelhança do que ocorre com a injeção de líquidos, causando turbulência e retenção de ar, o que promoverá poros no produto.

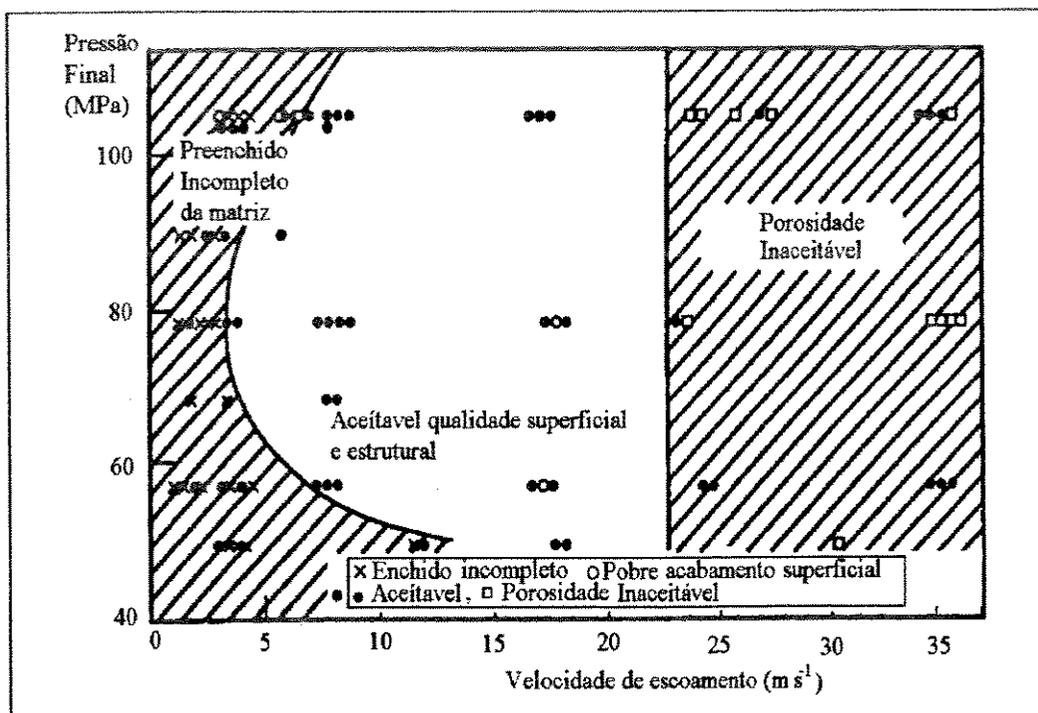


Figura 2.23 - Influência da relação entre os parâmetros de processamento velocidade de escoamento e pressão final de injeção, na qualidade de produtos na tixofundição da liga Cu-10%Sn-2%Zn (Flemings, 1976).

2.2.4 - Vantagens da tixoconformação

O comportamento reológico não Newtoniano (relação não linear entre a taxa de cisalhamento e a viscosidade) e a dependência da viscosidade com o tempo de aplicação da carga (comportamento tixotrópico) de pastas reofundidas, fazem com que os processos de conformação utilizando materiais neste particular estado semi-sólido, sejam competitivos com processos que utilizam materiais no estado totalmente líquido, como a fundição sob pressão ou compressão, e com processos que utilizam materiais no estado totalmente sólidos, como o forjamento e a extrusão.

A Tabela 2.2 apresenta vários aspectos do processamento de ligas metálicas, para diferentes métodos de conformação, para uma análise comparativa da conformação a partir do estado semi-sólido em relação a alguns processos convencionais, a partir do material líquido ou sólido.

Tabela 2.2 - Comparação entre vários processos de conformação: fundição sob pressão (F.S.P), fundição convencional (Fund. Conv.), conformação de semi-sólidos (C.S.S), forjamento convencional (Forja Conv.) (Courtois 1994).

Baixo	Custo do material de partida		Alto
F.S.P.	Fund. Conv.	C.S.S.	Forja Conv.
Qualidade Microestrutural			
F.S.P.	Fund. Conv.	C.S.S.	Forja Conv.
Propriedades Mecânicas			
F.S.P.	Fund. Conv.	C.S.S.	Forja Conv.
Geometria e controle dimensional			
Forja Conv.	Fund. Conv.	F.S.P.	C.S.S.
Custo final da peça			
C.S.S.	F.S.P.	Fund. Conv.	Forja Conv.

As vantagens do trabalho com materiais em estado semi-sólido reofundido, consequência de suas características de escoamento, são as seguintes:

1- Menor consumo de energia - a tecnologia de processamento de materiais em estado semi-sólido consome menor quantidade de energia do que outros processos convencionais. Uma vez que, sob pressão, pastas reofundidas com elevados teores de sólido (até da ordem de 60%) podem escoar como líquidos, há possibilidade de reduzir a temperatura de trabalho em processos de fundição sob pressão ou compressão (*die* ou *squeeze casting*), reduzindo o consumo de energia. Por outro lado, é possível forjar pastas contendo até 40% de líquido, a menores pressões e, portanto, com menores custos energéticos. Segundo Kapranos (1994) a energia necessária para aquecer uma liga de alumínio até à temperatura de fundição é 35% maior do que a energia necessária para aquecer a mesma liga até sua temperatura de processamento como semi-sólido; igual afirmação pode ser encontrada no Metals Handbook (1988), em capítulo especial sobre processamento de metais semi-sólidos - "Semisolid Casting

and Forging”. Desta referência é tomada a ilustração da Figura 2.24, mostrando o consumo de energia para a fundição convencional e para o tixoforjamento da liga Al-7%Si-0,5%Mg.

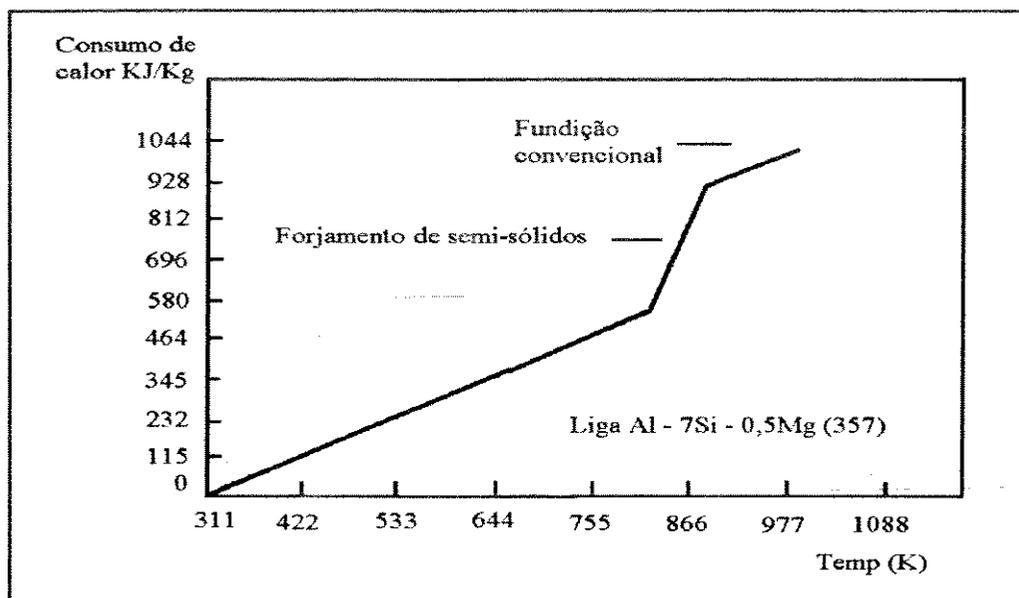


Figura 2.24 - Variação da quantidade de calor consumida para o aquecimento da liga Al-7%Si-0,5%Mg às temperaturas de fundição ou de tixoforjamento. Metals Handbook, 1988.

2- Maior produtividade - a possibilidade de fundição a menores temperaturas reduz os tempos de solidificação, permitindo uma maior relação número de peças/ hora/ molde. Dados de Young (1992) são apresentados na Tabela 2.3 onde são comparados os processos de fundição convencional e a partir de pastas reofundidas, na fabricação de volantes de automóveis. Observa-se como com economia na matéria prima são obtidos produtos de menor peso (*near net shape*), com melhores propriedades e ainda com produtividade 7 vezes mais elevada, com a utilização de matéria prima semi-sólida.

3- Preenchimento mais uniforme da matriz - o escoamento “plástico” da pasta reofundida, isto é, a frente do avanço não turbulento, permite um melhor preenchimento de moldes na tixofundição, produzindo peças livres de vazios, poros e inclusões; há também uma melhor acomodação de tensões durante a solidificação (sólido é globular) o que reduz a ocorrência de trincas por contração, trazendo como consequência produtos com estruturas mais homogêneas e com melhores propriedades.

Tabela 2.3- Comparação entre o tixoforjamento e a fundição convencional em molde permanente, de volantes de alumínio para carros (Young, 1992).

Processo	Peso do material inicial (kg)	Peso da peça (kg)	Taxa de produção (Peças/h)	Tipo de liga de Al	Tipo de tratamento térmico	UTS (MNm ⁻²)	Alongamento (%)
Semi-sólido	7.5	6.1	90	357	T5	290	10
Fundido	11.1	8.6	12	356	T6	221	8

4- Menores valores de tensões para a conformação - a estrutura das pastas semi-sólidas permite a sua conformação a menores tensões que as necessárias para conformar produtos por processos convencionais de conformação mecânica (ver Figura 2.20), permitindo a utilização de máquinas e equipamentos de menor porte com a lógica repercussão no custo de equipamentos e operacionais.

5- Maior durabilidade das ferramentas - os menores valores de tensão e de temperatura empregados no processamento de semi-sólidos tem como consequência direta o menor desgaste de matrizes por fadiga térmica ou por abrasão, aumentando a sua vida útil. Flemings (1976), demonstra que o gradiente térmico na superfície de uma matriz de injeção é bastante menor no trabalho com semi-sólidos, conforme resultados apresentados na Figura 2.25.

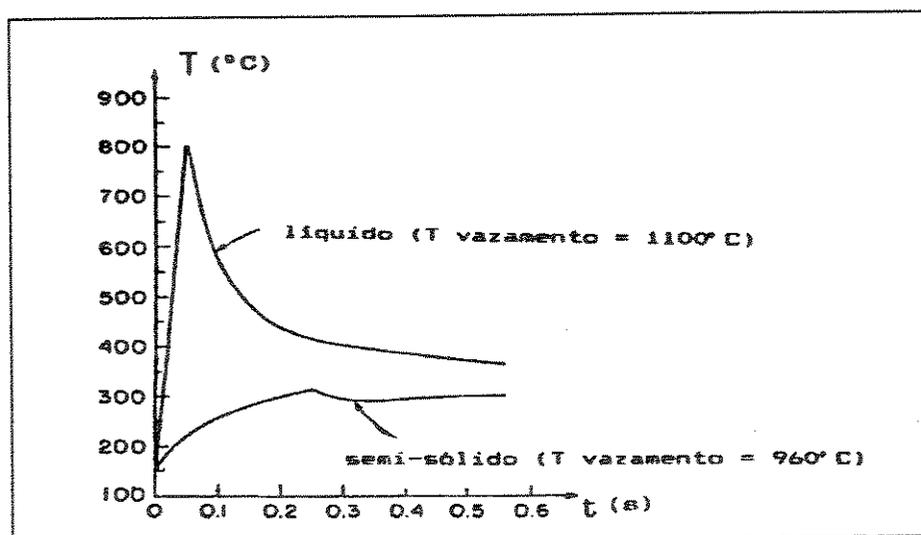


Figura 2.25- Variação da temperatura na superfície interna da matriz, na injeção de líquido com superaquecimento ou semi-sólido, liga de cobre. (Flemings, 1976)

Capítulo 3

Procedimento experimental

3.1. Liga metálica utilizada

3.1.1. Justificativa da escolha da liga

A liga metálica escolhida para o desenvolvimento deste trabalho é a liga Al-4,5% Cu. Segundo o diagrama de fases do sistema Al - Cu, apresentado na Figura 3.1, esta liga é constituída, após solidificada, pela fase primária Al - α , solução sólida de Al contendo no máximo 5,7wt% Cu (à temperatura de 820K ou 547°C) e da fase secundária (Al - α + CuAl₂). A fase CuAl₂, conhecida como θ , é formada por reação eutética diretamente do líquido, e contém 53,3 wt% Cu a 820K (547°C); possui estrutura tetragonal, alta dureza Vickers (4000 6000 MN/m) e não apresenta plasticidade abaixo de 800 K (527°C), Mondolfo (1976).

Em condições normais de solidificação estes constituintes são assim distribuídos: fase α primária com morfologia dendrítica e fase eutética como lamelas alternadas de Al - α e CuAl₂, localizada nos contornos da fase primária.

A escolha desta particular liga para o desenvolvimento deste trabalho levou em conta os seguintes aspectos:

1- grande quantidade de informação disponível na literatura específica de reofundição sobre a obtenção e processamento de ligas pastosas de baixo e médio ponto de fusão, como as ligas Pb - Sn, Al - Si, Al - Mg e em particular as ligas Al - Cu. Estas ligas têm sido bastante estudadas

tanto por diferentes autores no mundo quanto pelo grupo de tixoconformação da UNICAMP. Já pesquisas com metais de alto ponto de fusão são mais recentes e restritas, mostrando seu maior desenvolvimento em trabalhos do grupo THRUST (Tixoforming Research University of Sheffield Technology) liderado pelo Prof. Kirwood, D H., na Inglaterra;

2- a liga Al - 4,5 Cu apresenta uma razoável faixa de temperaturas entre as linhas *solidus* e *liquidus*, permitindo uma fácil manipulação de parâmetros operacionais para a obtenção de pastas reofundidas;

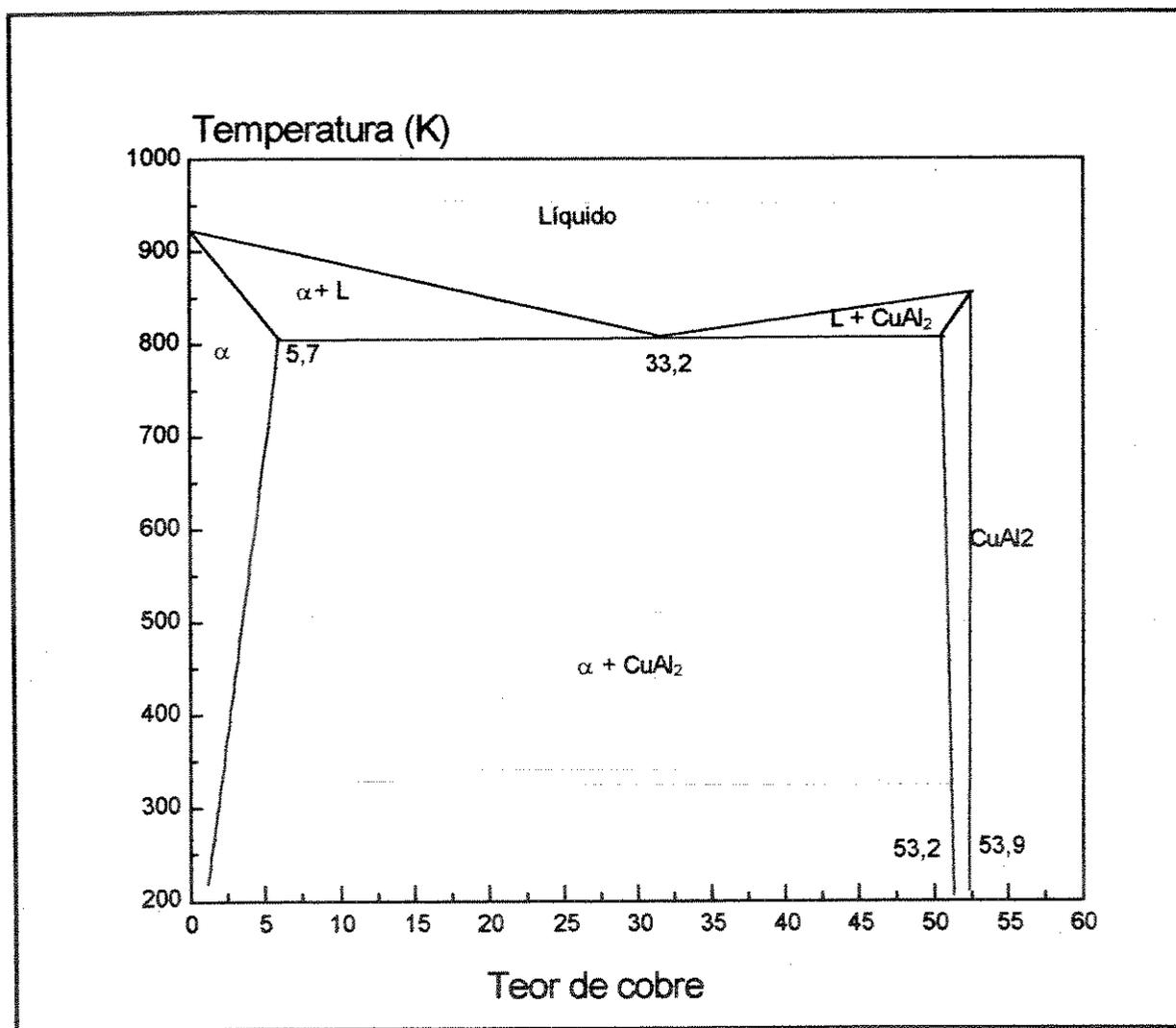


Figura 3.1- Diagrama parcial de fases para a liga binária alumínio - cobre. Mondolfo (1976).

3- a liga Al - 4,5% Cu apresenta padrões de microsegregação facilmente identificáveis e já bem caracterizados, facilitando análise de fenômenos envolvidos em modificações estruturais durante aquecimento ou resfriamento;

4- há uma ampla gama de ligas Al-Cu de composições próximas a 4,5% Cu, de grande utilização comercial na indústria automobilística, de eletrodomésticos, aeronáutica e de máquinas em geral. As ligas da série 2XXX (ligas Al-Cu) são bastante versáteis, dada a sua suscetibilidade a tratamentos térmicos para melhoria de propriedades mecânicas.

3.1.2. Obtenção da liga Al -4,5wt% Cu

A liga utilizada foi especialmente produzida pela Metalur Ltda, dada a não disponibilidade no mercado. Para tanto foi utilizado um forno de indução de baixa frequência, com capacidade para 400 kg de alumínio e suas ligas, por dissolução de cavacos de cobre em alumínio líquido (Zoquei, 1995). O banho foi vazado em moldes metálicos de geometria tipo *waffle*.

Foram produzidos 300 Kg da liga a partir de alumínio de pureza comercial (98,5% Al), com a adição de cobre eletrolítico (99,9% Cu), até o ajuste da composição química para 4,5%Cu. Durante e após o processamento foram retiradas amostras do banho e dos lingotes obtidos, para confirmação da composição química da liga.

Análises foram feitas pelo método de espectrofotometria de emissão atômica, para a caracterização quanto ao teor de cobre, silício, magnésio, ferro, manganês, zinco, níquel, titânio, chumbo e cromo.

3.1.3. Caracterização da faixa de solidificação

A determinação da faixa de temperaturas na qual a liga apresenta em equilíbrio as fases sólida e líquida é de vital importância para o sucesso da obtenção do material em estado semi-sólido. É, portanto, necessário o conhecimento das temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga.

Para tanto, foram utilizados resultados anteriores de Zoqui, (1995), o qual obteve, para a liga utilizada, as curvas de resfriamento simples ($T \times t$) durante a solidificação da liga e

de liberação de energia durante aquecimento e durante resfriamento, isto é, análise térmica diferencial.

A análise térmica diferencial (ATD) permite uma maior precisão na determinação das temperaturas de transformação de fase, quando ocorre absorção ou liberação de energia; no caso presente as temperaturas de interesse são as de início e de final de solidificação.

3.2. Preparo e caracterização de lingotes refundidos

3.2.1 Preparo da matéria prima para re fundição

Como matéria prima para a obtenção de lingotes re fundidos, por sua vez a serem utilizados para o forjamento no estado semi-sólido, foi utilizada a liga previamente fabricada, submetida à operação de refino de grãos.

Para tanto, a liga foi re fundida em forno elétrico de resistência, em cadinho de carboneto de silício revestido internamente com alumina, e vazada a 993 K (720°C), em lingoteira cilíndrica de aço à temperatura ambiente; sendo a lingoteira também revestida internamente com alumina. Previamente ao vazamento o banho foi inoculado com ante-liga Al-5%Ti-1%B, para um teor de 0.2 % em peso Ti no banho, para a promoção de refino de grão.

Foram obtidos assim lingotes cilíndricos de dimensões: diâmetro 35 mm e comprimento 180 mm, conforme esquema da Figura 3.2a. Estes lingotes foram seccionados em tarugos de 30 mm de altura e 29 mm de diâmetro como mostrado na Figura 3.2b, os quais sofreram tratamento térmico controlado para fusão parcial e globularização.

3.2.2. Obtenção de lingotes re fundidos

Para a obtenção de lingotes re fundidos para o forjamento, foi utilizado o método da fusão parcial controlada da estrutura dendrítica refinada produzida. Este método consiste do tratamento térmico da liga a temperaturas superiores à *solidus*, para a promoção da fusão de fases secundárias e a globularização da fase primária.

Diferentes condições de tratamento foram utilizadas, para a otimização da estrutura reofundida produzida. As condições testadas foram: duas diferentes temperaturas de tratamento (893 K (620°C) e 903 K (630°C) e três tempos de manutenção da liga na temperatura de tratamento (5, 10 e 15 min).

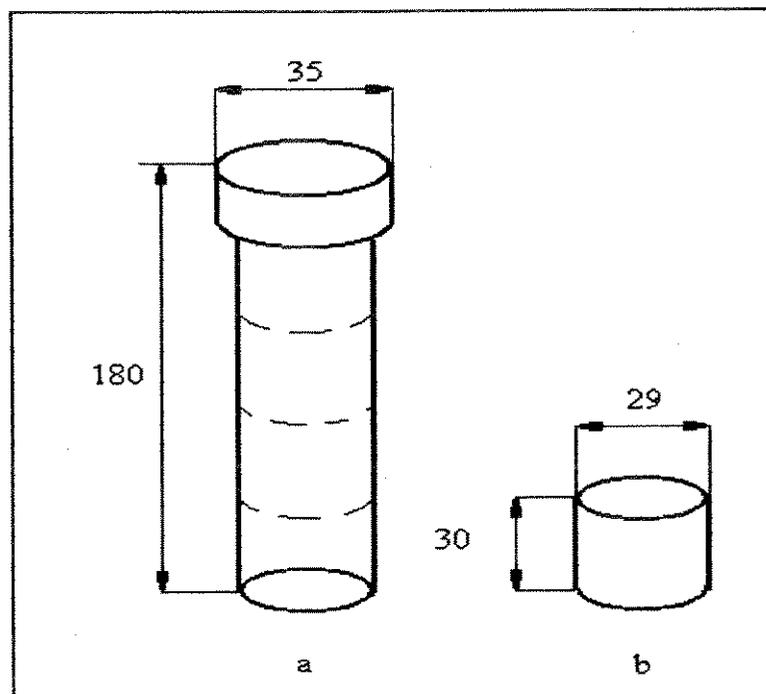


Figura 3.2- Esquema representativo: (a) lingote fundido e submetido a refino de grão; (b) corpo de prova para a refundição.

3.2.3. Caracterização estrutural

Tanto os lingotes obtidos após a operação de refino quanto os corpos de prova reofundidos obtidos após o tratamento térmico foram preparados para análise macro e microestrutural.

Para tanto foram seccionados longitudinalmente e lixados com lixas de carboneto de silício números 220, 320, 400, e 600, sendo lavados com água e sabão entre lixamentos. Em seguida foram atacados com reagente apropriado para a análise macroestrutural (15 ml HF; 4,5 ml HNO₃, 9,0 ml HCl e 271,5 ml H₂O).

Para a análise da microestrutura as amostras foram lixadas com lixas de carboneto de silício números 220, 320, 400, 600, 1000 e 1200, sendo também lavadas com água e sabão entre lixamentos. Em seguida foram polidas em feltro usando-se abrasivos de diâmetros de $6\mu\text{m}$, $1\mu\text{m}$ e $0,25\mu\text{m}$. Entre os estágios de polimento, as amostras foram lavadas com água e sabão e submetidas a ultrassom por 20 segundos. Foram então secadas usando-se acetona PA e ar quente.

Após o polimento as amostras foram atacadas com reagente especial para coloração da microsegregação de cobre; o reagente utilizado é composto de 0,5 g de NaOH + 1 g de KMnO_4 e água destilada até completar 250 cm^3 . Para o ataque as amostras foram lavadas com ácido fosfórico e água e em seguida secadas. Foram atacadas 2 vezes por 35 segundos cada vez, sendo lavadas entre os ataques com água corrente e álcool e posteriormente secadas.

Depois do polimento metalográfico e ataque, as amostras foram fotografadas em microscópio óptico Neophot 55.

A seguir, foram repolidas em feltro macio com pasta de diâmetro de $1\mu\text{m}$ e $0,25\mu\text{m}$ para a retirada do ataque utilizado para a caracterização microestrutural e preparadas para análise em microscópio eletrônico de varredura. Foram então atacadas com o reativo de Keller, constituído de HF (2 cm^3), HCl (3 cm^3), HNO_3 (5 cm^3) e água destilada (190 cm^3).

As amostras assim preparadas foram submetidas a microanálise de raios X, sendo levantados os perfis de distribuição do cobre; o que foi feito em microscópio eletrônico de varredura (M.E.V.) STEREOSCAN S-8 marca Cambrige com sistema de análise por Energia Dispersiva (E.D.S.) marca Link modelo 190.

As condições de operação utilizadas para a análise no M.E.V. foram:

- tensão de aceleração do feixe 25 KV;
- Média de contagens de 3000 contagens por segundo;
- Corrente de filamento $150\mu\text{A}$;
- Foram usados como padrões as linhas de emissão de raio- X das camadas K- α do alumínio e do cobre.

Com o auxílio da microsonda foi levantado o perfil de concentração do cobre na estrutura, este perfil foi realizado através da seleção de 3 áreas na amostra, fazendo a análise em 19 pontos por linha à distancia aproximada de 17 μm entre cada ponto, na estrutura refinada, e em 13 pontos por linha à distancia aproximada de 45 μm entre pontos, nas estruturas reofundidas e tixoconformadas.

3.3. Montagem do equipamento para a tixoconformação

Para o desenvolvimento do trabalho foi necessário montar um sistema de tixoforjamento, o que constituiu da adaptação de uma prensa convencional para o trabalho com ligas no estado semi-sólido. O esquema do sistema de tixoforjamento montado é apresentado na Figura 3.3; é constituído, basicamente, de duas bases para estampos montadas sobre uma prensa hidráulica, matriz e punção de forjamento, forno portátil para aquecimento da amostra e matriz de forjamento, célula de carga, placa conversora analógica/digital e microcomputador.

3.3.1. Seleção da prensa

A máquina utilizada nas experiências é uma prensa hidráulica FAREX com capacidade de 300 kN e velocidade de trabalho de 2,5 mm/s. Geralmente estas máquinas não são utilizadas para conformar peças de pequeno porte, entretanto seu uso é recomendado quando se trata de forjados de precisão; sua baixa velocidade de trabalho acarreta pequena taxa de deformação, permitindo uma distribuição uniforme da deformação e facilitando a obtenção de estruturas mais homogêneas.

3.3.2. Bases para estampos

Foram especialmente confeccionadas bases para estampos padronizadas; a base inferior é um produto especificado como POLIMOLD serie K08 com superfície de trabalho $A1= 315$ mm e $B1= 250$ mm, enquanto a base superior é especificada como POLIMOLD serie K08 com superfície de trabalho $A1= 160$ mm e $B1= 160$ mm; os pinos das duas bases são lisos e fixos; o tipo de flange é normal com classe de folga 3.

Estas bases foram escolhidas de maneira a que a base inferior pudesse acolher no interior da superfície de trabalho o sistema de aquecimento (forno e isolante térmico externo) e a superior a célula de carga utilizada.

Ambas as bases têm ainda a função de centrar o punção e a matriz, garantindo a movimentação do punção em linha reta no seu percurso em direção à matriz, eliminando possíveis desvios, consequência do tipo de construção utilizado na mesa da prensa.

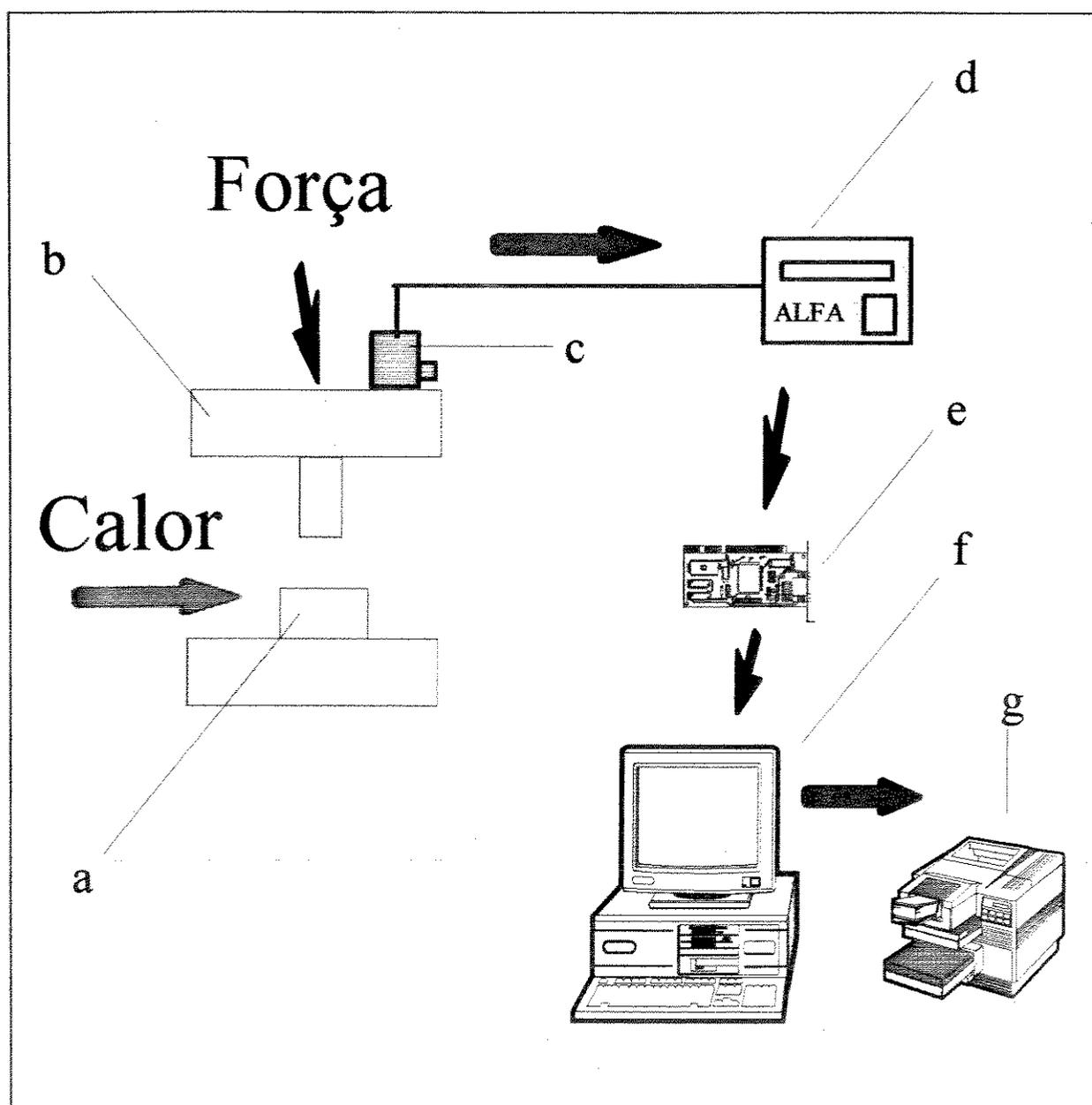


Figura 3.3 - Esquema do sistema para tixoforjamento montado: (a) matriz, (b) base, (c) célula de carga, (d) módulo indicador de pesagem, (e) placa de aquisição de dados, (f) computador, (g) impressora.

3.3.3. Ferramenta de conformar

Para os testes de forjabilidade de pastas reofundidas, foi escolhida uma ferramenta de geometria simples, cujo desenho é apresentado na Figura 3.4. No mesmo desenho é também apresentado o punção.

Para a confecção da matriz e punção foi utilizado o aço Villares H13 para trabalho a quente.

Visando a possibilidade de produção de peças com geometria e precisão próximas de de sua condição de utilização (produto *near net shape*), a matriz foi construída de modo a não apresentar cantos arredondados nem inclinação nas suas paredes internas, como é freqüente em matrizes para o forjamento convencional.

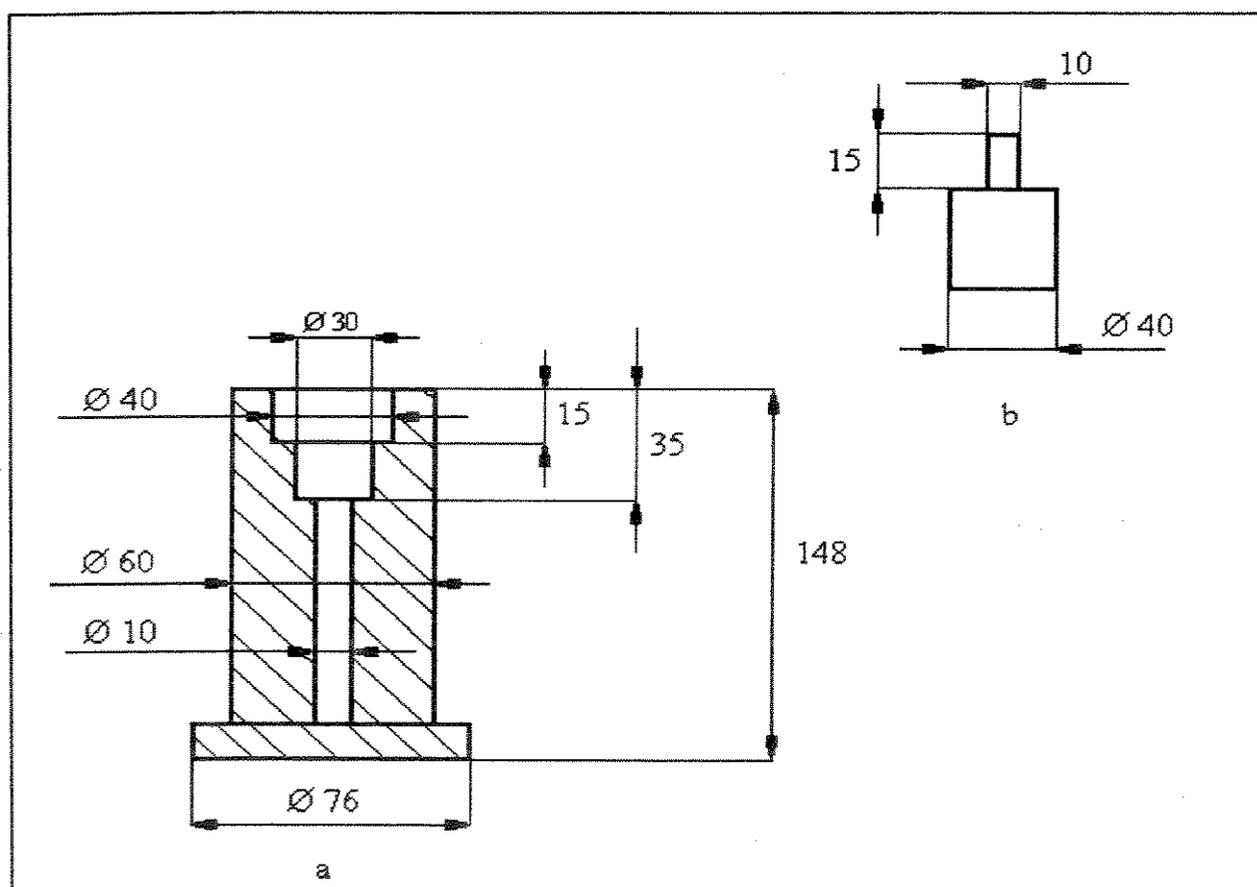


Figura 3.4 - Esquema representativo da ferramenta de tixoforjamento confeccionada: (a) matriz; (b) punção.

3.3.4. Forno portátil

Com objetivo de se produzir a estrutura reofundida na carga (lingote de dimensões segundo Figura 3.2b), diretamente na matriz de conformação, foi construído um forno portátil cuja câmara pudesse acomodar a matriz já contendo em seu interior o lingote a ser forjado.

Com este procedimento procurou-se evitar o transporte da carga no estado reofundido, do forno de reofusão para a prensa, e também o seu excessivo resfriamento pelo contato com a matriz fria. É possível, deste modo, efetuar forjamento isotérmico, o qual permite maior homogeneidade na estrutura do produto assim como a redução do gradiente de temperaturas entre o forjado e a matriz, cujas conseqüências foram comentadas anteriormente.

O forno portátil construído utilizou como elemento de aquecimento resistências do tipo Kanthal A1 (resistividade $\rho = 0.899 \Omega/m$); foi calculado de modo a fornecer uma potência de 2 KW atingindo uma temperatura de 1473 K (1200^o C). O controle da temperatura é feito através de uma unidade Omron modelo E5Ex, com erro aproximado de ± 1 K, ligada a um termopar Chromel - Alumel, posicionado junto ao elemento resistivo do forno.

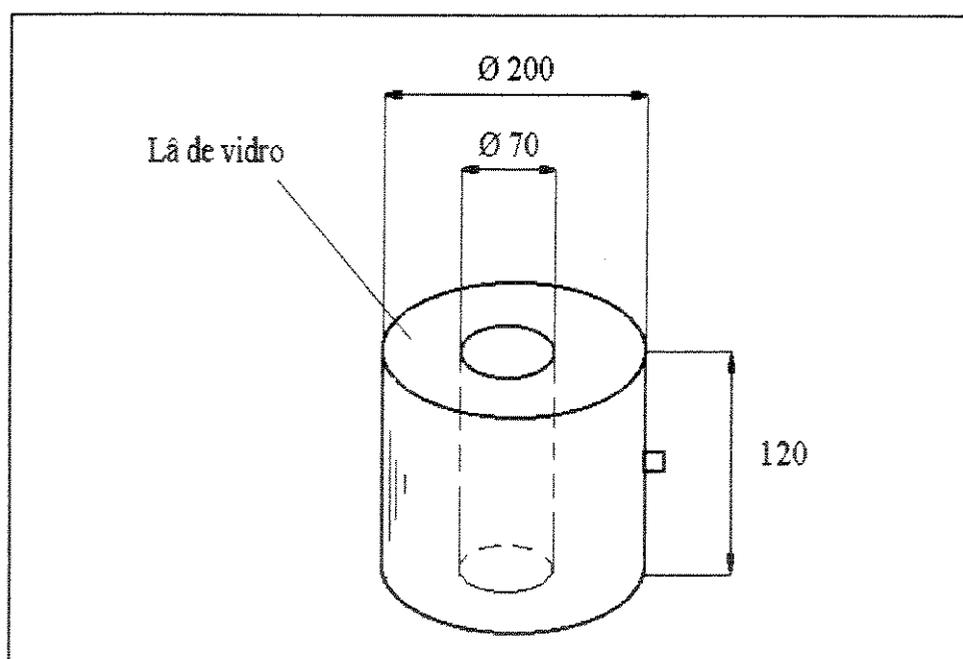


Figura 3.5. - Esquema representativo do forno portátil construído, para aquecimento da ferramenta e do lingote para forjamento.

3.3.5. Módulo de aquisição de dados

O módulo para a aquisição de dados de forjamento (forças aplicadas) utilizado está composto por uma célula de carga, indicador transmissor de pesagem, placa de aquisição de dados e microcomputador carregado com software apropriado. A seguir é feita a descrição de cada um destes elementos.

O transdutor de força utilizado, baseado no princípio geral de interpretação da energia física em termos de corrente ou voltagem equivalentes, é uma célula de carga. Para a sua seleção foram levados em consideração os seguintes aspectos:

- 1- Capacidade de medição com precisão do fenômeno físico, reproduzindo a faixa de medição sem alterar o espectro de interesse;
- 2- Capacidade de reprodução com precisão sob condições severas de vibração e temperatura;
- 3- O sinal suprido pelo transdutor deve ser compatível com as exigências do equipamento, sem alterar as características do evento original.

A célula de carga escolhida foi o modelo W, da ALFA Instrumentos, com capacidade de até 100 KN. Tal célula é fabricada em aço de alta resistência, revestido com níquel, tem proteção IP67 à prova d'água, possui 4 sensores (extensômetros elétricos) ligados em ponte de Wheatstone, permitindo compensação da temperatura entre 273 - 323 °K (0-50)°C.

As especificações técnicas da célula de carga utilizada são as seguintes:

Capacidade nominal	100 KN
Sensibilidade	2 mV/V
Zero inicial	± 1 % da saída nominal
Erro combinado*	< 0,03 % da saída nominal
Temperatura de trabalho	(268 - 333) K (-5 - 60)°C
Excitação máxima	20 VCA ou 20 VCD
Excitação recomendada	10 VCA ou 20 VCD
Sobrecarga sem alterações	150 % da capacidade nominal
Sobrecarga de ruptura	> 300 % da capacidade nominal
Deflexão máxima	< 1mm à capacidade nominal

*O erro combinado inclui os efeitos superpostos de não linearidade e não repetibilidade.

A célula de carga está ligada a indicador transmissor de pesagem modelo 3103, da ALFA Instrumentos, destinado à leitura direta da força e ao fornecimento da saída analógica entre 4 a 20 mA; por sua vez o indicador também trabalha como fonte de excitação. Este indicador possui calibração, tara e busca automática de Zero o que facilita o desenvolvimento dos experimentos e auxilia a garantir a repetibilidade dos testes.

A placa de aquisição de dados, ou cartão conversor bipolar analógico/digital rápido é do tipo STD-5012, a qual permite a aquisição dos dados em tempo real.

Para o processamento dos dados foram utilizados dois softwares: para a aquisição do sinal gerado pela célula de carga utilizou-se o software STD, realizando-se a aquisição de 7500 pontos com um atraso de 100 pontos. Já o processamento de dados foi feito utilizando o programa SINAL (fornecido pela UFMG), o qual permite a leitura dos valores de força fornecidos.

Para a transformação dos dados recebidos pelo programa STD em valores reais de força foi feita uma curva de calibração do programa SINAL.

3.4. Descrição dos ensaios de tixoforjamento

Corpos de prova de dimensões adequadas, segundo Figura 3.2.b, foram preparados para os ensaios de tixoforjamento. O corpo de prova foi colocado no interior da matriz, esta posicionada no interior do forno portátil e o conjunto aquecido à temperatura adequada para a obtenção da estrutura reofundida na liga.

Durante aquecimento o lingote teve sua temperatura monitorada com o auxílio de dois termopares do tipo Chromel-Alumel, posicionados no centro e na sua superfície lateral. Não foram observadas variações sensíveis de temperatura nestas duas posições. Uma vez atingida a temperatura adequada no lingote, esta foi mantida por 10 min, e em seguida o material foi submetido à pressão do punção.

Durante a operação de conformação foi monitorada, em tempo real, a variação da força com o tempo de aplicação da carga, utilizando o sistema de aquisição de dados montado.

Durante a operação de forjamento, o forno foi mantido ligado e sob controle para a manutenção da temperatura no corpo de prova, de modo a se ter forjamento isotérmico. Após completado o curso do punção, o forno foi desligado, e a peça conformada retirada com o uso do extrator, sendo resfriada em água.

O produto obtido, de geometria circular com um rebaixo, é apresentado esquematicamente na Figura 3.7. As dimensões relativas do corpo de prova inicial e do produto foram calculadas de modo a se obter uma deformação verdadeira ($\epsilon = 0,4$).

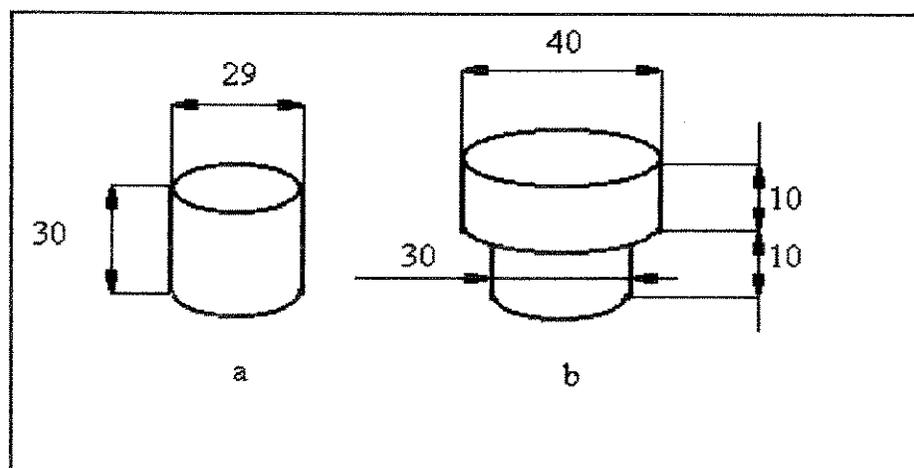


Figura 3.6 - Esquema representativo: (a) lingote inicial a ser refundido; (b) peça tixoforjada.

As condições térmicas utilizadas foram: temperatura no lingote a ser forjado, de 893 K (620 °C) e 903 K (630 °C). Não foram utilizadas temperaturas menores por ser a mínima adotada já próxima da temperatura *solidus* do material, e, portanto, com reduzida fração líquida (segundo regra da alavanca, a temperatura utilizada corresponderia a cerca de 14% de líquido presente); quanto à máxima temperatura adotada, esta corresponde a cerca de 40% de líquido já formado na estrutura refundida, o que significa uma fração líquida elevada para processos de forjamento semi-sólido, podendo haver desagregação do material durante aplicação de força.

Dada a inexistência de dados de forças para o forjamento de semi-sólidos, foram inicialmente feitos ensaios preliminares com diferentes forças aplicadas, para observação do comportamento do material, quanto ao preenchimento da matriz, capacidade de reproduzir

corretamente o molde; e aspectos do produto obtido, como acabamento superficial, presença de defeitos externos como inclusões de óxidos, vazios, etc

Estes testes preliminares tiveram como objetivo verificar o valor da força mínima necessária para a produção de peças que cumprissem as condições de qualidade anteriormente descritas.

Para os ensaios preliminares de viabilização de forjamento do semi-sólido foram utilizadas as condições: forças aplicadas de 10, 30, 50 e 70 KN e temperatura de trabalho de 893 K (620°C), correspondendo à maior fração sólida. A presença de uma maior quantidade da fase sólida faz com que sejam esperados para esta condição, os maiores valores de força de forjamento.

Em seguida, dado que o melhor resultado foi obtido a 70KN, foram sistematizados ensaios para a aquisição de curvas de variação de força com o tempo de aplicação da carga durante a operação de forjamento. As condições agora utilizadas foram: força de 70KN e temperaturas de trabalho de 893 K (620 °C) e 903 K (630 °C).

Foram executados 16 ensaios para a primeira temperatura. O tamanho da amostragem a ser analisado foi otimizado de maneira a ter uma estimativa da média da população com uma confiança do 95%. Os resultados obtidos da medição da força foram condicionados estatisticamente segundo o critério de Chauvenet (Button, 1994), sendo aceitos todos os valores. Seguindo estes critérios foram feitos 7 ensaios para a segunda condição.

Para avaliação dos resultados obtidos no forjamento de semi-sólidos, a mesma liga foi forjada convencionalmente. Para tanto, o lingote sólido aquecido à temperatura de 773 K (500°C) foi colocado na matriz já aquecida na mesma temperatura e imediatamente forjou-se a peça.

Dois tipos de testes foram feitos: no primeiro, foram obtidas por processo de forjamento isotérmico convencional, peças de geometria similar à das peças tixoconformadas, e foi medida a força necessária para a obtenção de um produto de boa qualidade. No segundo

tipo de teste, foi aplicada a força mínima necessária para o forjamento semi-sólido (70KN) e analisado o resultado obtido.

As peças tixoforjadas produzidas foram seccionadas para a observação das macro e microestruturas resultantes. O procedimento adotado para o preparo metalográfico foi o mesmo descrito no item 3.2.3.

Capítulo 4

Apresentação e análise dos resultados

4.1. Obtenção da matéria prima para o trabalho - liga Al-4,5%Cu

4.1.1. Composição química

A liga produzida apresentou composição química final conforme Tabela 4.1.

Tabela 4.1- Composição química da liga produzida.

Elemento de liga	%
Cobre	4,55
Silício	0,20
Magnésio	0,00
Ferro	0,60
Manganês	0,00
Zinco	0,01
Níquel	0,05
Titânio	0,03
Chumbo	0,02
Cromo	0,00

Esta composição corresponde, aproximadamente, à liga 2014 ou 2024, ou à liga fundida 204.0. O baixo teor de elementos de liga, exceto o ferro (0,6%Fe) torna pouco provável a existência de outros tipos de precipitados além do CuAl_2 . A presença do ferro pode

produzir uma série de microprecipitados insolúveis como FeAl_3 e AlFeSi , os quais podem ser responsáveis por aumento da resistência mecânica da liga, Rooy (1988).

4.1.2. Caracterização microestrutural

A Figura 4.1 apresenta a microestrutura típica da liga produzida, podem ser observados claramente seus constituintes básicos: solução sólida $\text{Al-}\alpha$, com morfologia dendrítica característica, apresentando microsegregação de cobre, aqui mostrada pelo ataque metalográfico colorizante (regiões mais escuras indicam menor teor de cobre); e a fase eutética em contornos dendríticos.

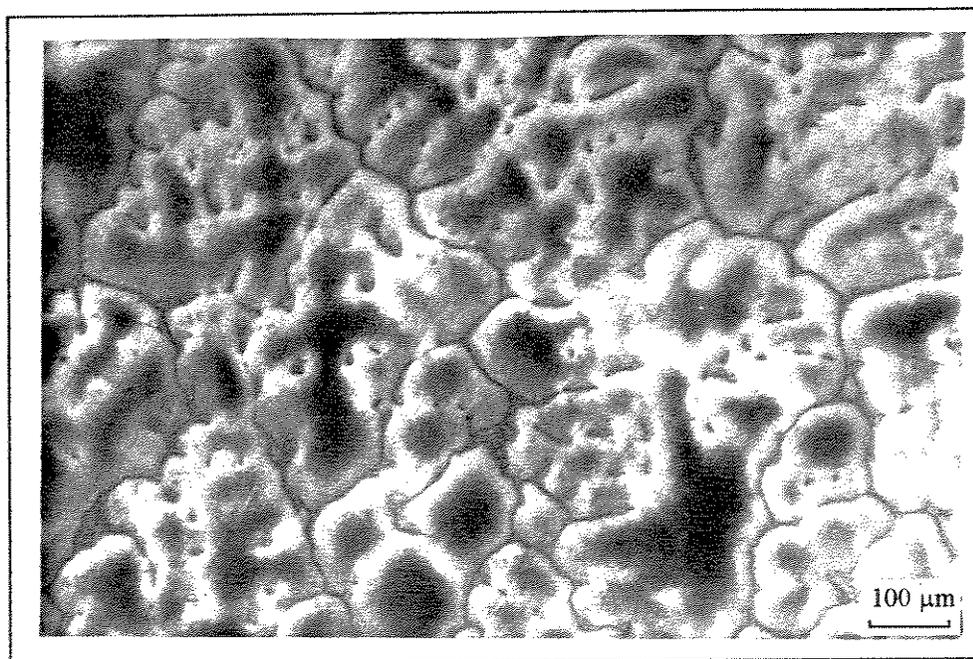


Figura 4.1 - Fotografia mostrando a microestrutura da liga Al - 4.5% Cu produzida.

4.1.3. Caracterização do intervalo de solidificação

Como dito anteriormente, o conhecimento do intervalo de temperaturas onde ocorre a solidificação da liga é fundamental para se estabelecer os parâmetros do processo de reofundição e por este motivo foi determinado, para a liga produzida, por duas diferentes técnicas. A Figura 4.2 mostra a curva de resfriamento da liga Al-4,5% Cu produzida, (cedida por Zoqui, 1995).

Podem ser observados os pontos de inflexão da curva, indicando as temperaturas de início e de término da solidificação. A temperatura *liquidus* pode ser estimada em cerca de $913 \pm 2\text{K}$ ($640 \pm 2^\circ\text{C}$) e a temperatura *solidus* em $893 \pm 2\text{K}$ ($620 \pm 2^\circ\text{C}$). O intervalo de solidificação apresentado pela liga é, portanto, da ordem de 20K (20°C); este intervalo, apesar de pequeno, é suficiente para a manipulação dos tratamentos térmicos destinados à obtenção da liga em estado semi-sólido.

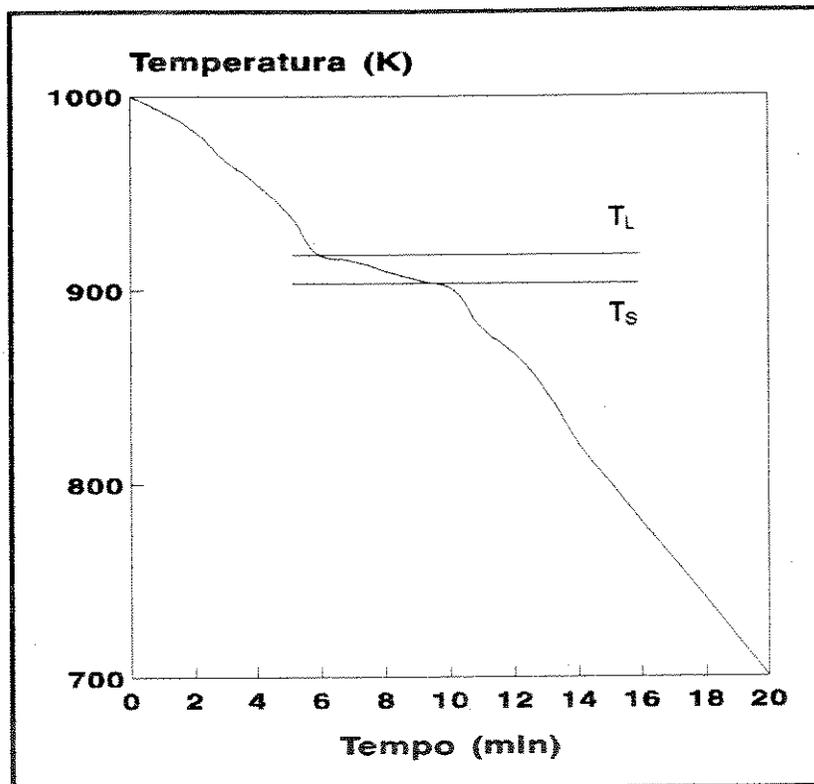


Figura 4.2 - Curva de resfriamento da liga Al-4.5% Cu produzida.

Uma maior precisão e confiabilidade na determinação das temperaturas *solidus* e *liquidus* podem ser obtidas pela utilização de análise térmica diferencial. O resultado obtido para a liga produzida (cedido por Zoqui, 1995) é apresentado na Figura 4.3.

Podem ser observados os picos indicativos de absorção ou liberação de calor indicando as temperaturas de início e final da transformação de estado. A temperatura *liquidus* equivale a $911 \pm 2\text{K}$ ($638 \pm 2^\circ\text{C}$) e a temperatura *solidus* equivale a $890 \pm 2\text{K}$ ($617 \pm 2^\circ\text{C}$), o que resulta em um intervalo de solidificação de $21 \pm 2\text{K}$ ($21 \pm 2^\circ\text{C}$).

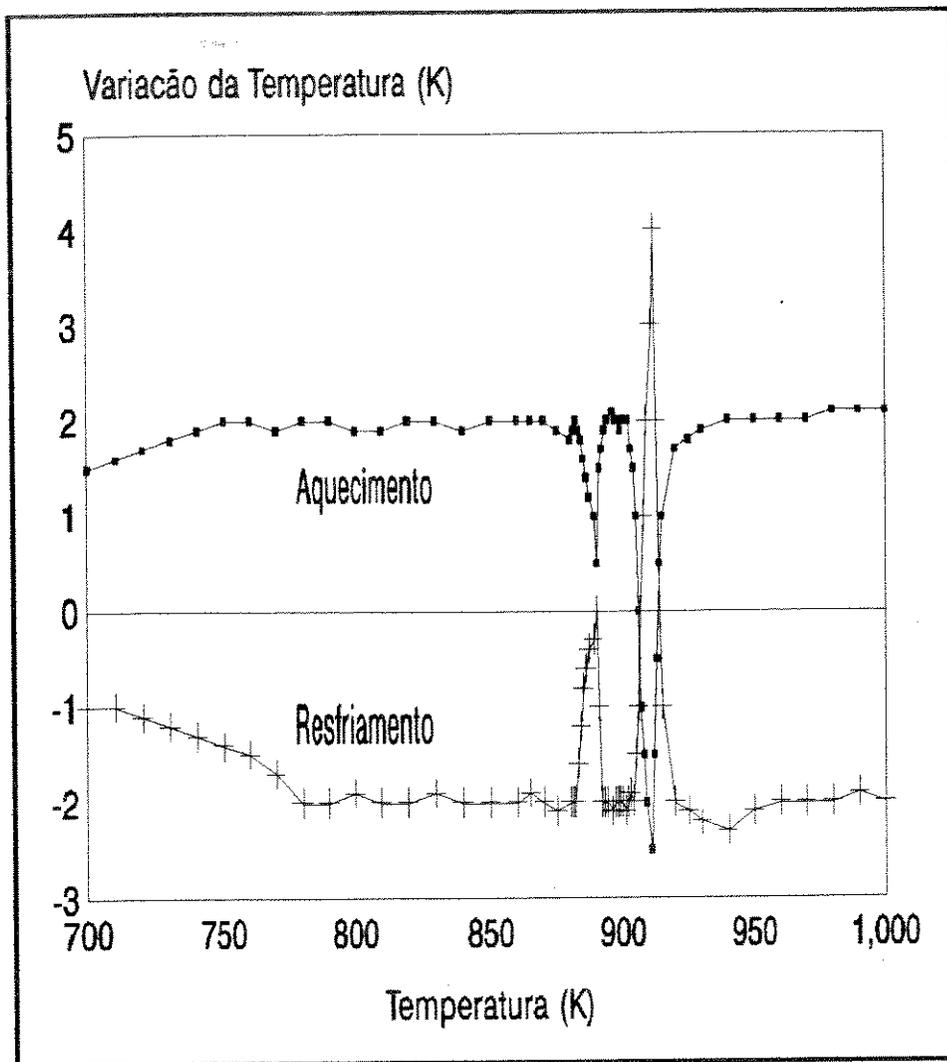


Figura 4.3 - Curvas da análise térmica diferencial da liga Al-4,5 % Cu produzida.

4.2. Obtenção da matéria prima para a reofundição - liga Al-4,1% Cu super-refinada.

Processos de reofundição envolvem a transformação da estrutura dendrítica em globular, durante a sua solidificação ou por tratamentos térmicos a elevadas temperaturas, os quais promovem a fusão seletiva de fases, deixando fases primárias envoltas por um filme de líquido.

Os primeiros são onerosos, pois envolvem equipamentos especialmente construídos para a promoção da agitação do líquido durante a sua solidificação, são de difícil controle e promovem estruturas não perfeitamente globulares, dada a não homogeneidade de tensões de

cisalhamento produzidas no metal, necessárias para a perfeita globularização (Flemings, 1976; Gabathuler, 1992).

Por outro lado, tratamentos térmicos, embora operacionalmente mais fáceis e economicamente mais baratos, produzem seus melhores resultados quando o material é previamente deformado a frio, isto é, quando recristalização está envolvida (Robert, 1993). Neste caso excelentes estruturas são obtidas, com elevada homogeneidade, equiaxialidade e reduzido tamanho de glóbulos, já que estes nada mais são do que grãos recristalizados.

A liga Al-4,5% Cu, embora apresente requisitos fundamentais para a promoção da reofundição, quais sejam, um razoável intervalo de solidificação e a presença de fase secundária eutética em contornos da fase primária, apresenta dificuldade de deformação a frio, dada a elevada dureza da fase secundária CuAl_2 .

Uma possibilidade de se obter estruturas reofundidas da liga Al-4,5% Cu, com boa qualidade e reduzido tamanho de grão, sem a necessidade de impor ao material deformação previa no estado sólido pode ser fornecida pela utilização de estruturas de partida com reduzido tamanho de grão.

Estruturas ultra-refinadas seriam as ideias para a reofundição, uma vez que nestas estruturas, a formação dendrítica seria suprimida ou, no mínimo, se apresentaria na forma de pequenas dendritas equiaxiais ou rosetas. Estruturas deste tipo estariam sujeitas à rápida e eficiente globularização durante processo de reofundição.

Como este trabalho visa também analisar esta possibilidade, a liga inicialmente produzida foi refundida e submetida a refino de grão, de modo a se obter estruturas apropriadas para a posterior reofundição. O resultado obtido pela adição do refinador Al-5%Ti-1%B na liga Al-4,5%Cu produzida é apresentado a seguir.

4.2.1. Caracterização estrutural

A Figura 4.4. apresenta a seção longitudinal do lingote fundido e refinado obtido. Pode ser observada a estrutura totalmente equiaxial, com grãos de reduzidas dimensões.

Na mesma figura é apresentada a microestrutura típica, com diferentes aumentos. Pode ser observado o efeito do potente refino na microestrutura do material: não há formação da típica morfologia dendrítica alongada, mas de uma estrutura do tipo rosetas, isto é, dendritas equiaxiais. Pode ser observado em c) intensa segregação do soluto (Cu) na fase primária, a qual apresenta elevada concentração deste elemento nas suas bordas.

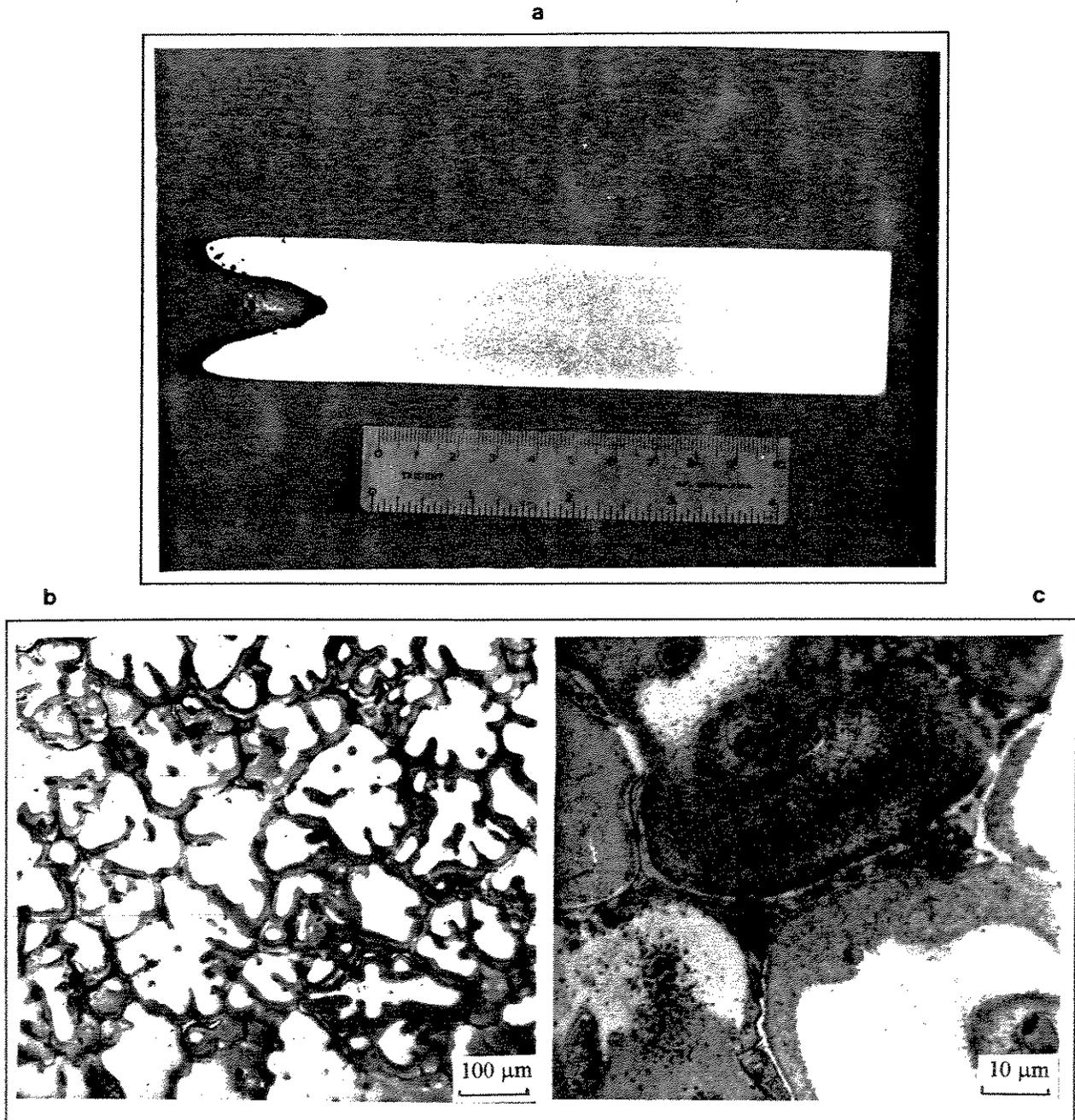


Figura 4.4- Fotografias que mostram: (a) seção transversal do lingote submetido a refino de grão; (b) microestrutura correspondente; (c) idem com maior aumento.

Os gradientes composicionais podem ser vistos com clareza na Figura 4.5, a qual apresenta a microestrutura da liga submetida a ataque colorizante, visando mostrar a microsegregação de soluto. Novamente a coloração menos intensa corresponde a maior teor de cobre, ocorrendo em regiões vizinhas aos contornos; no centro das rosetas, a coloração mais escura corresponde à maior concentração de alumínio. A fase eutética se apresenta como uma rede de veios contínuos ou interrompidos, de coloração esverdeada.

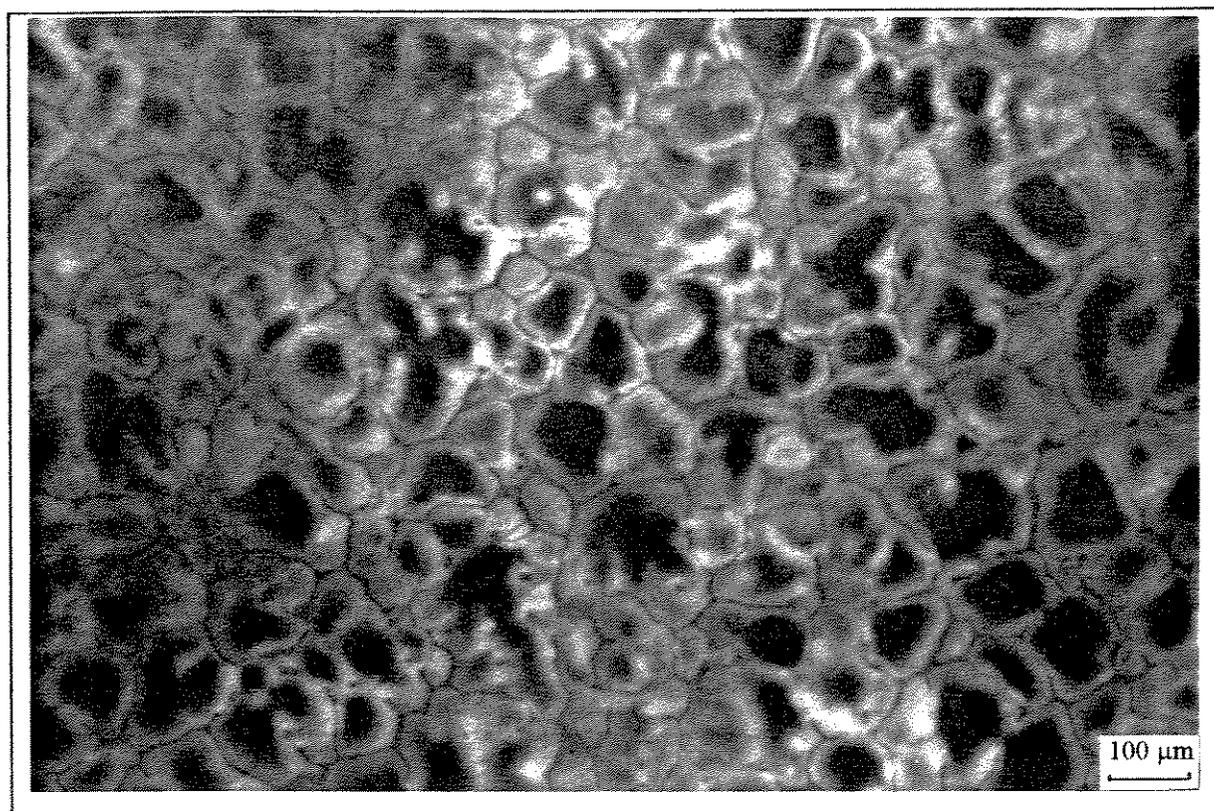


Figura 4.5- Fotografia da microestrutura da liga Al-4,5%Cu, submetida a refino de grão.

4.2.2. Caracterização por microscopia eletrônica de varredura

Com o objetivo de analisar a distribuição do cobre na estrutura do material fundido e refinado, a liga foi submetida a microanálise em microscópio eletrônico de varredura.

Na Figura 4.6 (a) e (b) são mostradas, respectivamente, as imagens de elétrons secundários e de raios -X da liga de fundição refinada. A fase clara indica a presença de altos teores de cobre, pode ser observada a morfologia não dendrítica e a maior presença do cobre nas regiões próximas e nos contornos da fase primária.

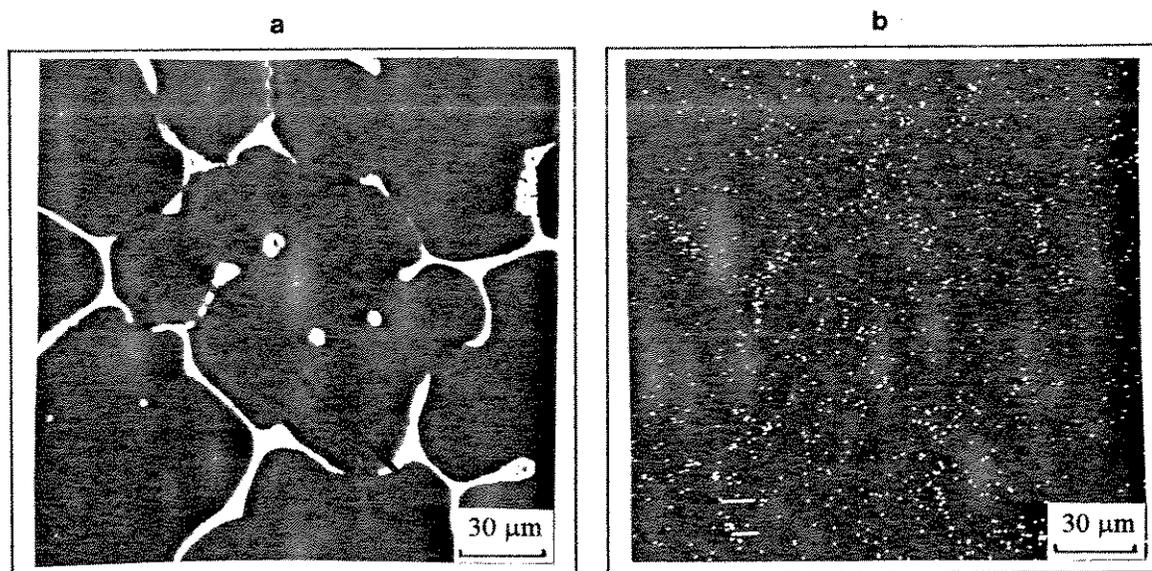


Figura 4.6 - Fotografias que mostram (a) imagens de eletrons secundários, (b) imagens de raios - X da liga Al-4.5 % Cu refinada.

Com o auxílio da microsonda foi levantado o perfil de concentração do cobre na estrutura; o resultado é apresentado na Figura 4.7. Os pontos 3 e 13 correspondentes ao limite dendrítico, cuja concentração deve ser a eutética, são apresentados esquematicamente de modo que a escala utilizada permita melhor representação da variação do cobre em solução.

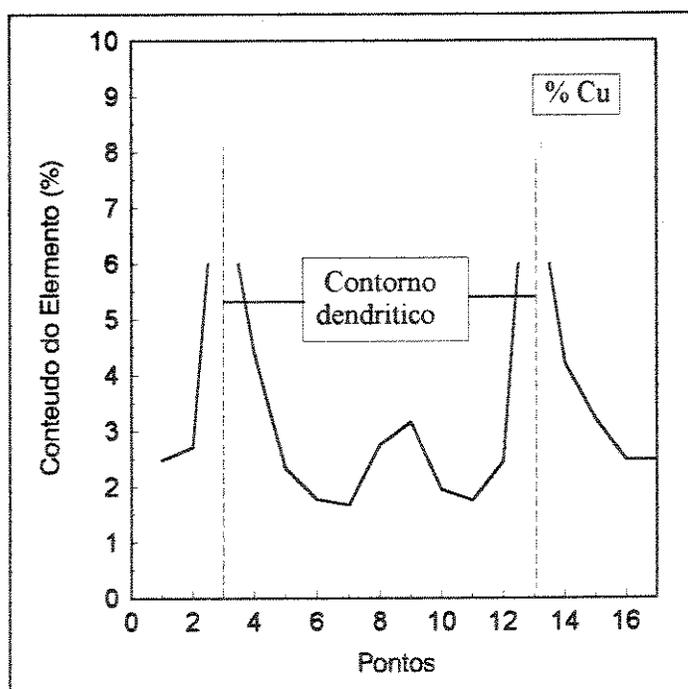


Figura 4.7- Perfil de concentração do cobre na matriz da liga Al-4.5%Cu refinada.

Pode ser observada significativa variação de distribuição do cobre na fase Al- α dendrítica. Para a análise e posterior comparação com as estruturas reofundidas e tixoconformadas, foi calculado o Índice de Microsegregação (I_s) na fase primária, segundo a equação 4.1.

$$I_s = \frac{C_M}{C_m} \quad 4.1$$

I_s - Índice de Microsegregação

C_M - Concentração máxima de soluto

C_m - Concentração mínima de soluto

Os valores mínimos e máximos do teor de cobre e o Índice de Microsegregação para a liga no estado refinado são apresentados na tabela 4.2.

Tabela 4.2- Valores mínimo e máximo do conteúdo de cobre em solução, e do Índice de Microsegregação na estrutura da liga Al-4,5%wt Cu fundida e refinada.

Estado da estrutura	C_M (%)	C_m (%)	I_s
Fundida submetida a refino.	4,40	1,17	3,76

Elevados gradientes de soluto (elevados I_s) são típicos em estruturas de ligas Al-Cu dendríticas no estado bruto de fusão; no entanto, os valores encontrados são mais elevados que os obtidos para a mesma liga no estado fundido, sem ser submetida a processo de refino (Zoqui, 1995).

Estes elevados valores obtidos significam a retenção de grande parte do cobre em solução (o conteúdo médio de cobre na matriz encontrado é de 3%), o que, aliado à morfologia em forma de rosetas equiaxiais obtida é indicativo da alta frequência de nucleação promovida pelo nucleante e reduzido tempo de crescimento durante a solidificação. Em outras palavras, pode-se dizer que estrutura está super-refinada.

4.3. Obtenção da matéria prima para fixoforjamento- liga Al-4,5wt%Cu reofundida.

4.3.1. Caracterização estrutural

As Figuras 4.8 e 4.9 apresentam as fotografias das microestruturas obtidas por tratamento térmico controlado para fusão parcial nas diferentes condições de tratamento utilizadas.

Pode ser observado para todos os casos a perfeita globularização da estrutura original, com total desaparecimento da morfologia rosetas. Glóbulos bastante uniformes, com reduzida quantidade de poças de líquido retido no seu interior foram produzidos em todas as condições de reofundição.

Pode ser notada, com maior clareza nas fotos das micrografias submetidas a ataque colorizante, apresentadas na Figura 4.11, a presença da fase eutética em forma continua nos contornos dos glóbulos da fase primária. Pode ser ainda observada a possibilidade de coalescência de glóbulos vizinhos, por difusão em contornos que se tocam, levando ao seu crescimento.

Levando em conta o crescimento dos glóbulos com o tratamento térmico, o qual incentiva mecanismos de difusão, pode-se dizer que as dimensões dos glóbulos nas pastas reofundidas produzidas são compatíveis com o tamanho das rosetas da matéria prima que as originou. Este fato indica que cada roseta originou, em princípio, um glóbulo na estrutura reofundida. Um glóbulo reofundido pode também, no presente caso, ser caracterizado como um grão cristalino. A fotografia da Figura 4.10 apresenta a macroestrutura do lingote reofundido, onde se pode observar que as dimensões dos grãos são equivalentes às dimensões dos glóbulos da microestrutura.

As microestruturas mostram ainda que à maior temperatura de tratamento, uma maior quantidade de líquido é formada, mas não se observa influência sensível nas dimensões dos glóbulos. Quanto ao tempo de tratamento, também não se nota efeito sensível nas estruturas obtidas, com o seu aumento de 5 a 15 min de manutenção à temperatura de tratamento. (O tempo total de aquecimento foi de, respectivamente, 20 e 30 min).

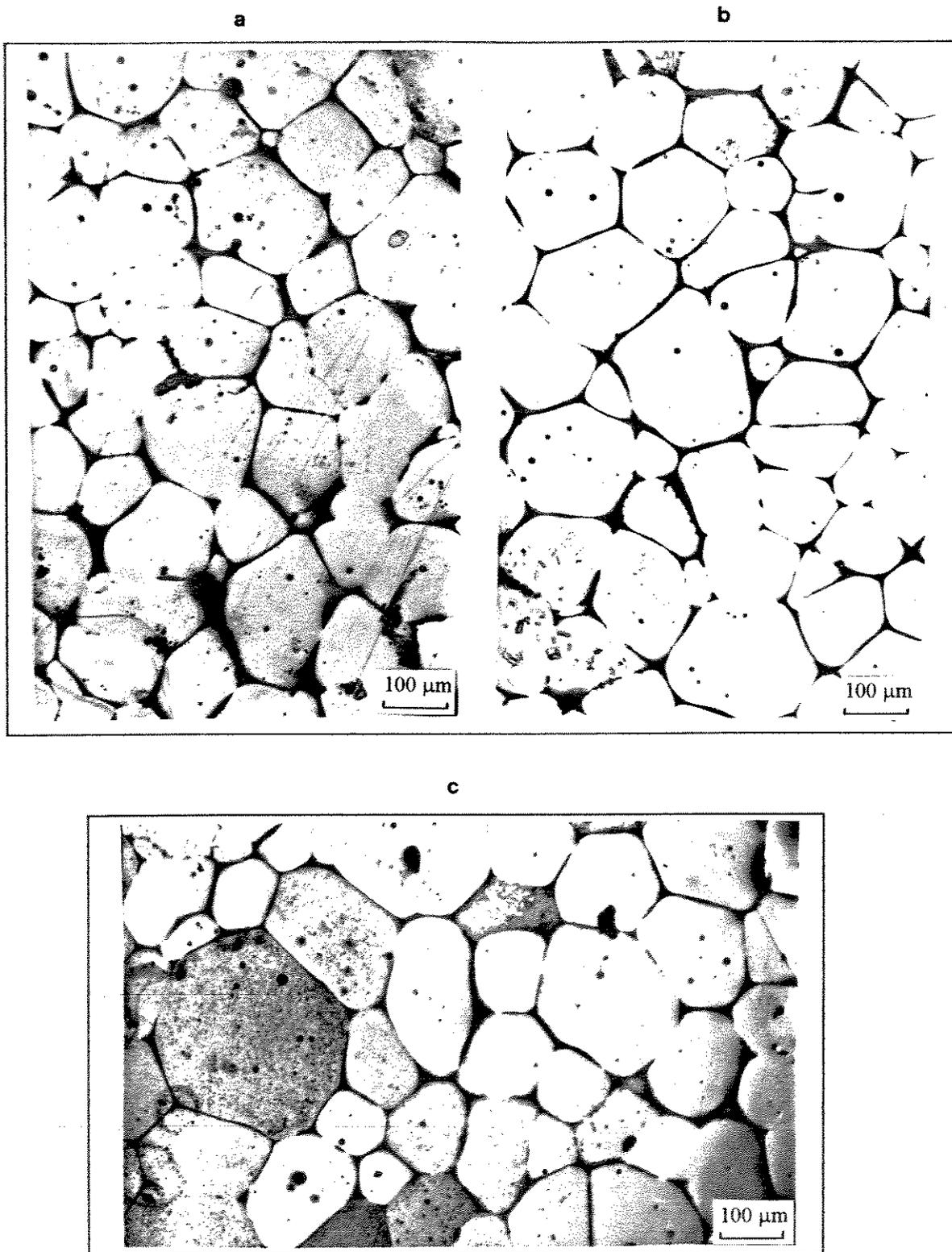


Figura 4.8- Fotografias das microestruturas da liga Al-4,5 % Cu no estado refundido, obtidas por tratamento à temperatura de 893°K (620°C) por diferentes tempos: (a) 5, (b) 10, (c) 15 min.

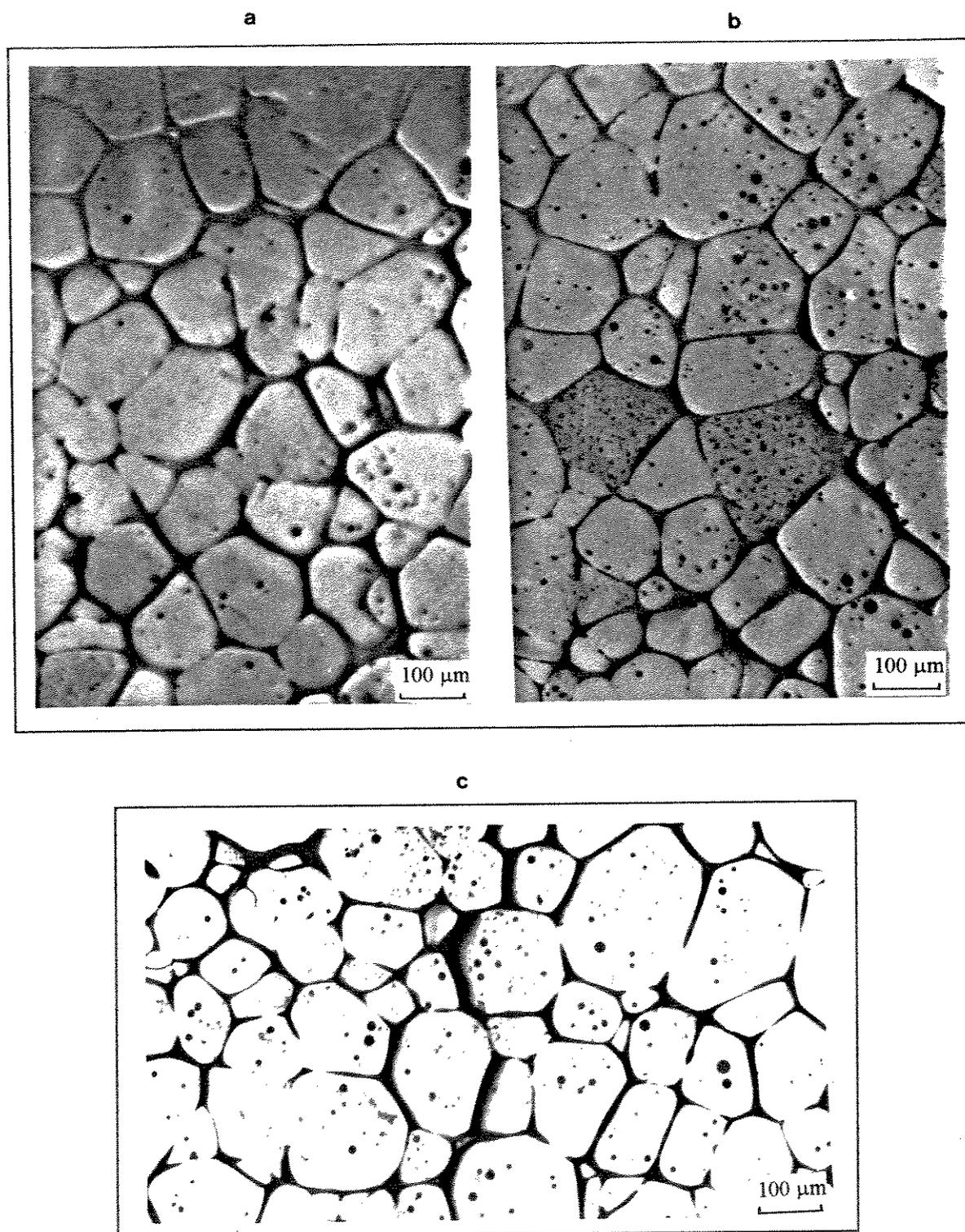


Figura 4.9 - Fotografias das microestruturas da liga Al-4,5 % Cu no estado refundido, obtidas por tratamento à temperatura de 903°K (630°C) por diferentes tempos: (a) 5, (b) 10, (c) 15 min.

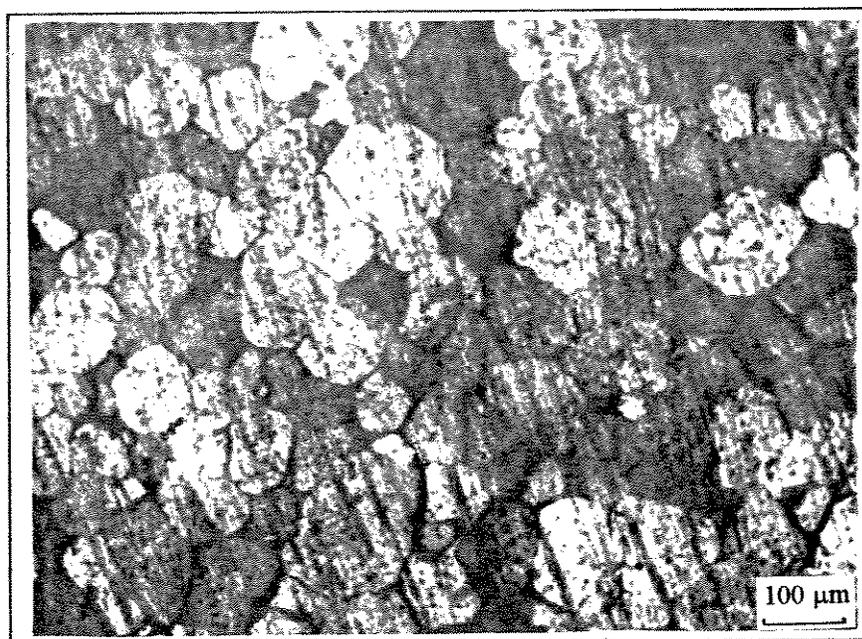


Figura 4.10 - Fotografia mostrando a macroestrutura da liga Al-4,5% Cu no estado reofundido, obtida por tratamento térmico a 893°K (620°C), por 10 min.

Diante destes resultados o mecanismo de modificação estrutural pode ser discutido: estruturas dendríticas tendem naturalmente à globularização, movidas pela necessidade de redução de tensões superficiais. Os fenômenos envolvidos nestas transformações já foram objeto de estudo de vários pesquisadores, como Reeves (1971), Kirkwood (1975), e outros. Com o aquecimento, os fenômenos de difusão são acelerados, promovendo a globularização; o tempo necessário depende das distâncias envolvidas.

A estrutura original super-refinada, dadas as pequenas distâncias para a difusão, deve sofrer rápida globularização, o que pode ser observado nas micrografias apresentadas, resultantes de tratamentos de 5 a 15 min. Por não ser necessário um tempo longo para promover a globularização, a permanência do material a alta temperatura não é suficiente para promover um crescimento intenso no tamanho de grão.

Uma vez atingida a temperatura *solidus*, há fusão da fase eutética, com a formação de um filme de líquido ao redor da fase primária em globularização. Ao ser fundida a fase eutética presente tanto em contornos de rosetas quanto em contornos de grãos, há descaracterização da macro e da micro estruturas, o material passa agora a ser constituído de partículas sólidas

independentes imersas em líquido, sofrendo globularização. O resultado final é a estrutura de glóbulos ou grãos observada.

Os resultados obtidos mostram que estruturas refundidas de excelente qualidade, em termos de morfologia e uniformidade da fase primária, de ausência de partículas com morfologias intermediárias e ainda de ausência de líquido retido no interior dos glóbulos, podem ser obtidas por simples tratamento térmico de estruturas previamente dendríticas submetidas a super-refino.

Estas estruturas, quando comparadas com estruturas refundidas de ligas Al-Cu hipoeutéticas, obtidas por processos de re fundição envolvendo agitação do líquido em solidificação (Kattamis, 1974), ou por processos envolvendo fusão parcial controlada de estruturas dendríticas convencionais (Zoqui, 1995; Damasco, 1990), são inegavelmente superiores. Estas últimas são estruturas grosseiras, com morfologia não perfeitamente globular (em alguns casos chamadas de duplex), contendo uma grande quantidade poças de líquido no interior da fase primária são típicas. Este tipo de estrutura não apresenta comportamento reológico previsível e uniforme e não são, por isto, utilizadas em processos de tixoconformação.

As estruturas refundidas obtidas por tratamento da liga no estado super-refinado são comparáveis, em qualidade e, conseqüentemente, deve-se esperar também em propriedades de escoamento, à estruturas refundidas obtidas por tratamento de material previamente deformado, onde o processo de recristalização promove a perfeita globularização das dendritas. Neste caso estruturas homogêneas, sem líquido retido no interior da fase primária são obtidas (Robert, 1993).

A grande vantagem do processo de re fundição viabilizado neste trabalho consiste da não necessidade de se promover deformação prévia no material a sofrer tratamento de fusão parcial controlada, o que pode significar a abertura do campo da re fundição à outras ligas de difícil conformação a frio.

Quanto à distribuição do elemento cobre na fase primária das estruturas refundidas produzidas, pode se analisada pela observação da Figura 4.11, onde são apresentadas

microestruturas submetidas a ataque metalográfico colorizante. Pode ser notada a quase ausência de microsegregação nos glóbulos da fase primária dos refundidos obtidos, e de pouco líquido retido no interior desta mesma fase.

A ausência de gradientes de cobre pode ser explicada pela difusão ocorrida durante aquecimento do material e manutenção a elevadas temperaturas, o que levou à sua homogeneização.

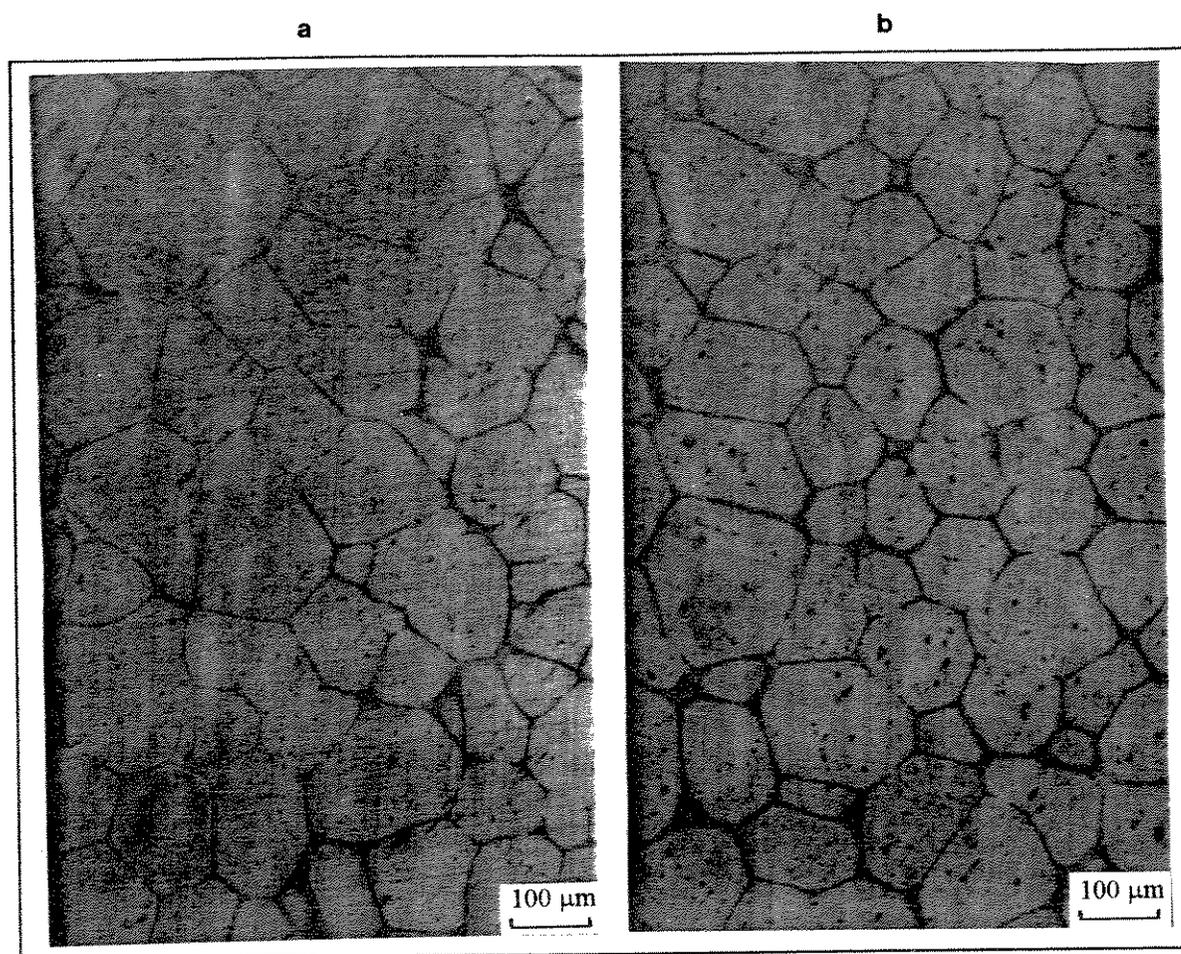


Figura 4.11 - Fotografias da microestrutura da liga Al-4,5 % Cu em estado refundido, obtida por tratamento por 10 min, à temperatura de (a) 893 K (620 °C) e (b) 903 K (630 C).

4.3.2. Caracterização por microscopia eletrônica de varredura.

Um melhor estudo da distribuição de cobre nas estruturas refundidas obtidas foi feito por microscopia eletrônica de varredura. Na Figura 4.12 são mostradas as fotografias da

imagem de elétrons secundários e raios-X das estruturas obtidas por tratamento por 10 min, às temperaturas de 893 K (620°C) e 903 K (630°C).

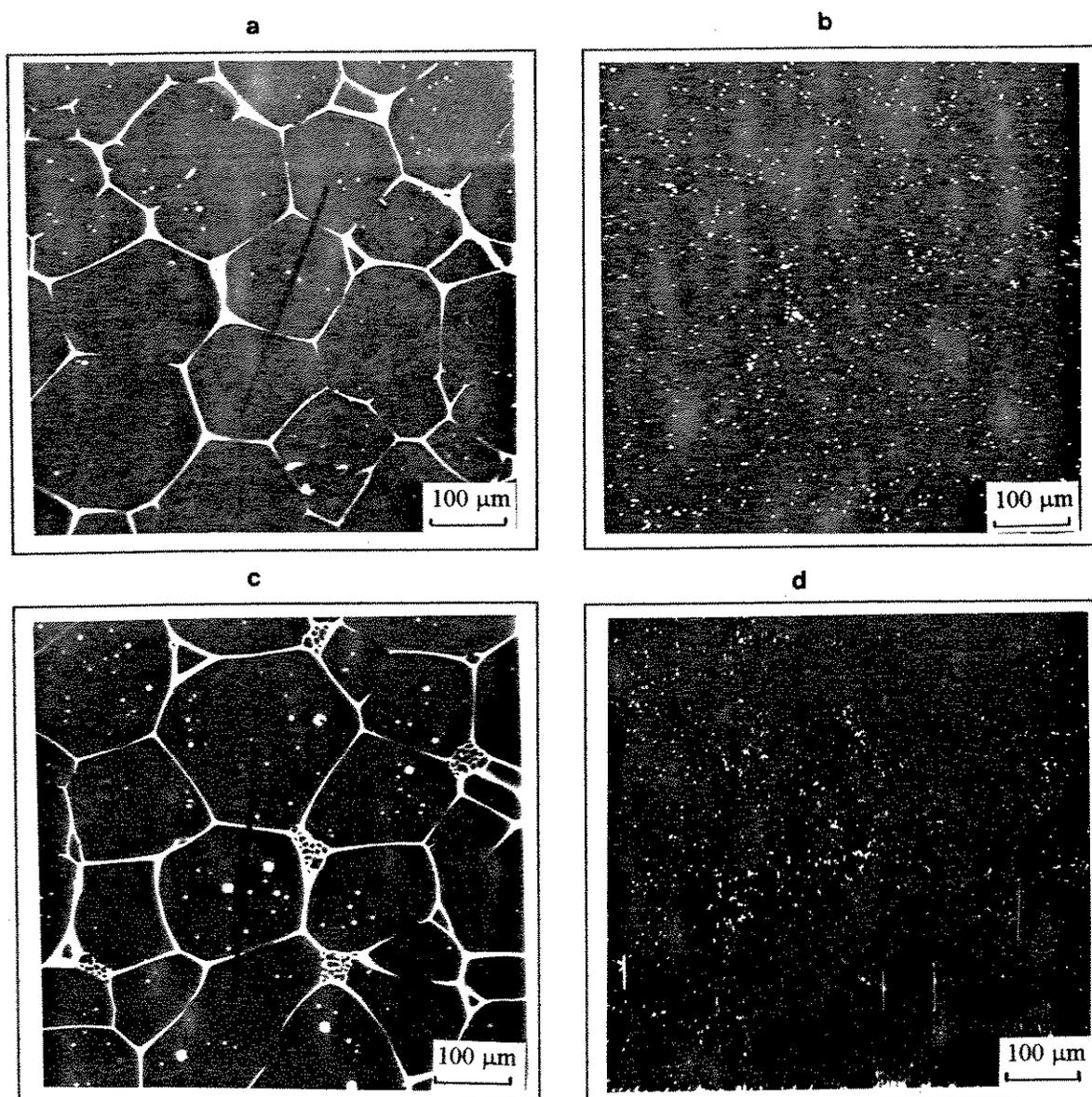


Figura 4.12- Fotografias mostrando: (a) e (b) imagens de elétrons secundários e de raios -X, respectivamente, da liga Al-4,5%Cu reofundida, obtida por tratamento à temperatura de 893K (620°C); (c) e (d) idem obtida por tratamento à temperatura de 903K (630°C).

Nas imagens de elétrons secundários pode ser notada uma maior homogeneidade na distribuição do cobre na matriz, quando comparada com a distribuição observada na estrutura dendrítica. Contornos de grãos ricos em cobre podem ser delineados, e também pequenas regiões ricas em cobre no interior da fase globular. Este comportamento é similar em ambas as temperaturas de tratamento.

Pode ser notada também que a quantidade de eutético (líquido antes do resfriamento da pasta) tende a ser maior no reofundido obtido por tratamento à mais elevada temperatura, a diferença, no entanto, não é fortemente significativa no presente caso.

As Figuras 4.13 e 4.14 mostram o perfil de concentração do cobre na matriz das estruturas reofundidas obtidas. Pode ser comprovada a maior homogeneidade na distribuição do cobre na fase globular do que na fase dendrítica da estrutura fundida, observada anteriormente.

Os valores mínimos e máximos de teores de cobre medidos são apresentados na tabela 4.3, bem como o Índice de Microsegregação calculado. Estes valores oscilam entre 2,24 e 2,95%wt, resultando em um valor de $I_s = 1,31$ na estrutura obtida por tratamento na temperatura de 893 K (620 °C) e entre 1,54 e 2,19, resultando em $I_s = 1,42$, para o material obtido por tratamento a temperatura de 903 K (630 °C).

Tabela 4.3- Valores mínimo e máximo do conteúdo de cobre em solução, e do Índice de Microsegregação na estrutura da liga Al-4,5%wt Cu reofundida.

Estado da estrutura	C_M (%)	C_m (%)	I_s
Reofundida à temp. de 893K (620 °C)	2,95	2,24	1,31
Reofundida à temp. de 903K (630 °C)	2,19	1,54	1,42

Pode ser observado o valor médio de cobre ligeiramente menor na matriz da estrutura obtida à temperatura de 903 K (630 °C) do que na pasta obtida por reofundição à menor temperatura; o que pode ser explicado pela menor quantidade de líquido (que contém preferencialmente o cobre, já que sua solubilidade é aí maior do que na fase α) e portanto mais cobre deve estar em solução, na menor temperatura de tratamento.

Comparando estes resultados com os obtidos para a estrutura da liga fundida (Tabela 4.2) constata-se que o teor médio de cobre dissolvido na fase α é menor nas estruturas

reofundidas do que na fundida. Isto é resultado da possível fusão de porções da fase α próximas aos seus contornos, o que promove o aumento da quantidade da fase eutética em detrimento do teor de cobre presente na matriz, na pasta reofundida solidificada.

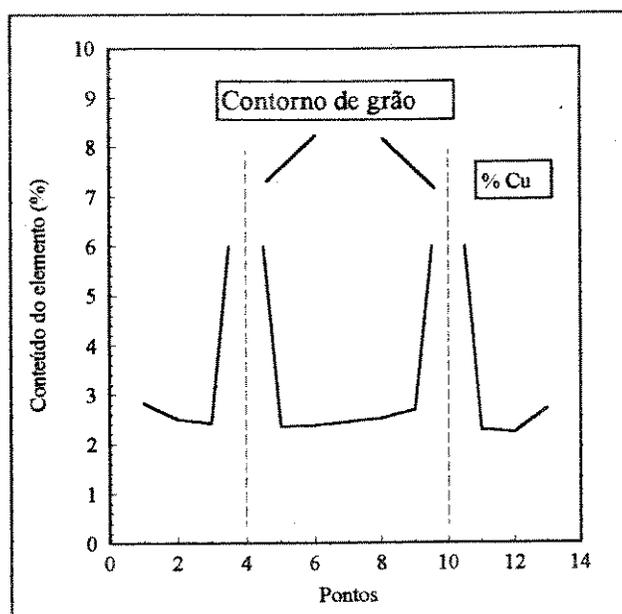


Figura 4.13- Perfil de concentração do cobre na estrutura da liga Al-4,5% Cu em estado reofundido obtido por tratamento à temperatura de 893K (620°C).

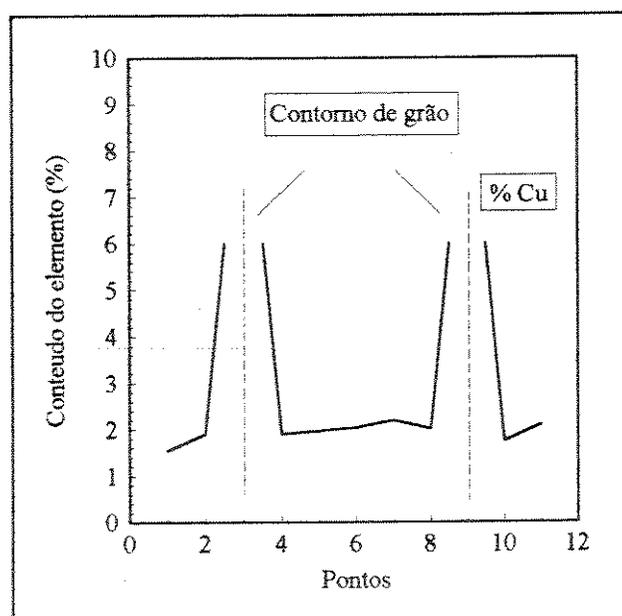


Figura 4.14- Perfil de concentração do cobre na matriz da estrutura da liga Al-4,5 % Cu, em estado reofundido obtido por tratamento na temperatura de 903K (630 °C).

O reduzido valor de I_s para ambas as estruturas reofundidas, quando comparadas com as fundidas, indica homogeneização do gradiente de cobre em solução, por sua redistribuição causada por difusão no estado sólido durante o aquecimento da liga e sua manutenção à elevada temperatura para a globularização. A alta taxa de resfriamento imposta às pastas reofundidas permite a manutenção do cobre em solução no alumínio.

Neste estágio do trabalho, estabeleceu-se os parâmetros para a obtenção de pastas reofundidas da liga Al-4,5% Cu, com estruturas de grãos pequenos com morfologia globular e pouco eutético retido em seu interior, por fusão parcial controlada da liga a partir do seu estado super-refinado. As condições consideradas adequadas para o prosseguimento do trabalho, ou seja, para a produção de matéria prima para a tixoconformação, foram, portanto, temperaturas de 893K (620°C) e 903K (630 °C) e tempo de tratamento de 10 min. Considerando que não há influência sensível do tempo de tratamento na estrutura obtida no reofundido, será adotado o tempo único de 10 min.

4.4. Tixoforjamento - equipamento montado

4.4.1. Desempenho geral

O sistema de tixoforjamento montado conforme especificações detalhadas no Capítulo 3, é apresentado na Figura 4.15. A fotografia mostra uma vista geral do equipamento completo com seus elementos: prensa hidráulica, bases para estampos, forno portátil, célula de carga, módulo indicador de pesagem, microcomputador carregado com *softwares* de aquisição e processamento de dados.

Quanto ao desempenho geral do equipamento pode ser comentado que este se mostrou eficiente para a execução dos experimentos, em todos os aspectos: permitiu a obtenção das estruturas reofundidas adequadas, através de um correto controle da temperatura (com um erro aproximado de $\pm 1K$), permitiu a operação de tixoforjamento com controle da força máxima aplicada e ainda permitiu o monitoramento do processo em tempo real.

Quanto à operacionalidade e custo, o equipamento se mostrou de fácil operação e reduzido custo (menor que US \$ 3000, sem contabilizar o valor da prensa).

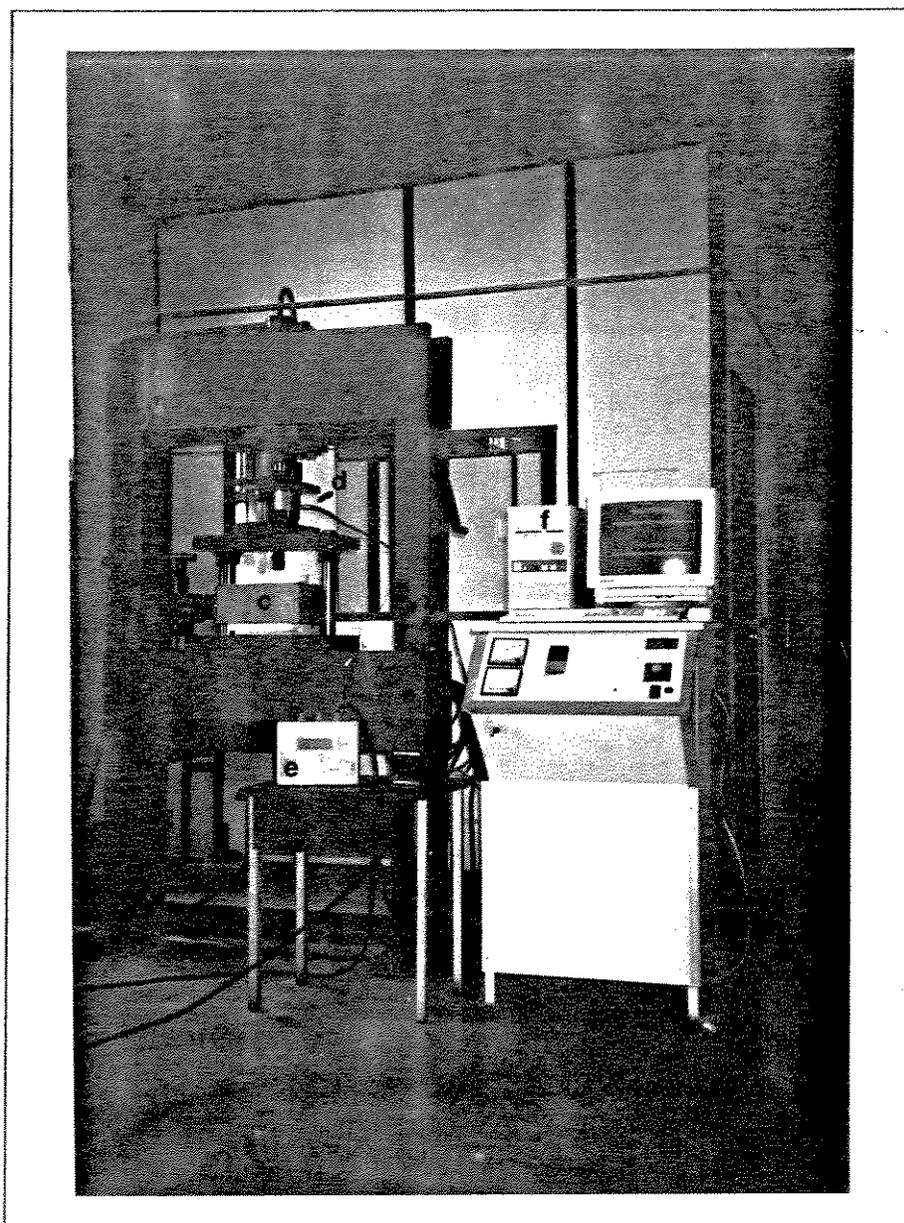


Figura 4.15- Fotografia do sistema geral de tixoconformação montado par a execução das experiências: (a) prensa hidráulica, (b) bases para estampo, (c) forno portátil, (d) célula de carga, (e) módulo indicador de pesagem, (f) microcomputador.

As principais deficiências apresentadas pelo sistema de tixoforjamento montado foram:

1- A velocidade de descida do pistão da prensa (2,5 mm/s) se mostrou muito baixa, o que pode causar heterogeneidades na estrutura do produto, como a presença de macrossegregação nas peças tixoforjadas, como será apresentado em item posterior. O problema pode ser evitado com a utilização de máquina mais veloz, capaz de fornecer velocidades superiores a 40 mm/s (Kiuchi, 1994).

2- A utilização de um forno com elemento de aquecimento resistivo fez com que o tempo de aquecimento da matriz e dos corpos de prova fosse elevado. A utilização de aquecimento indutivo reduziria bruscamente este tempo.

A Figura 4.16 apresenta com maior detalhe a mesa de trabalho, mostrando: base para estampo superior, célula de carga, base para estampo inferior, forno portátil, punção e dois termopares de controle da temperatura, um posicionado na parede interior do forno e outro no centro do corpo de prova.

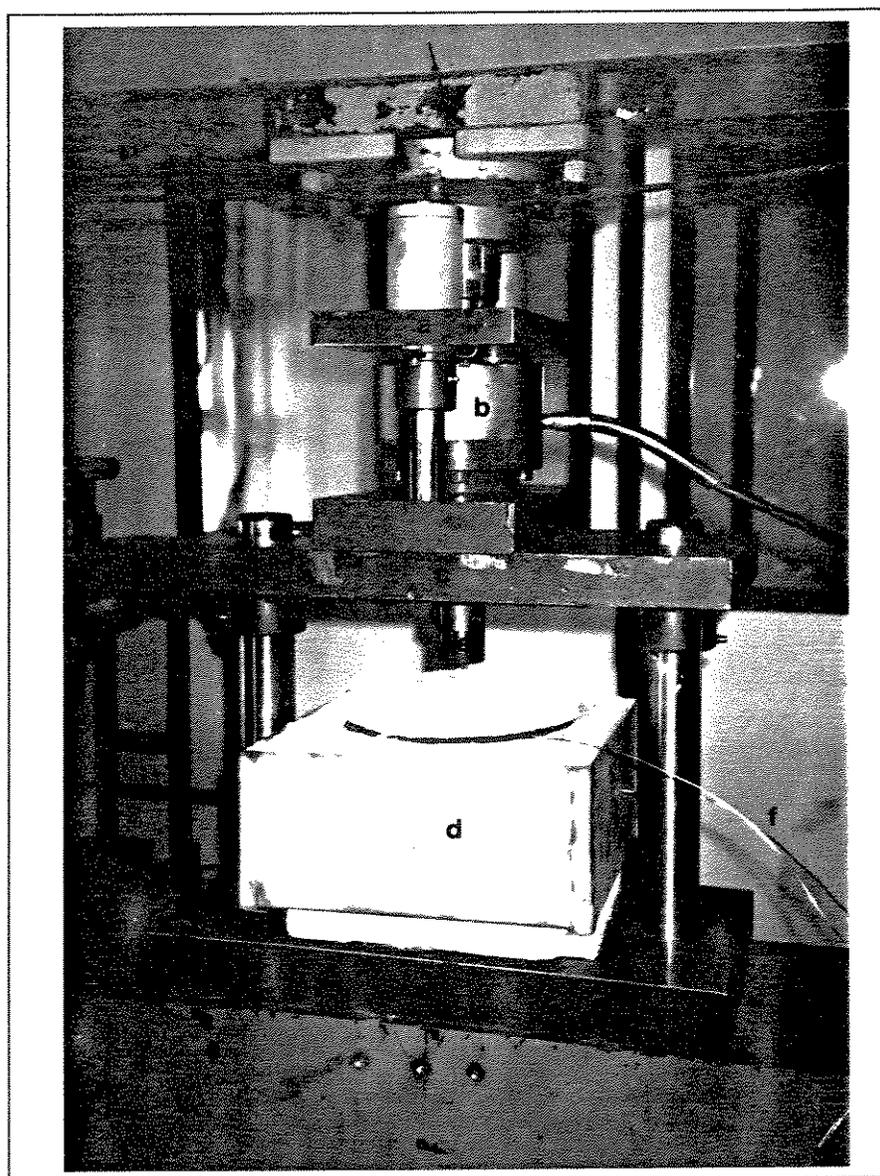


Figura 4.16- Fotografia mostrando detalhe da mesa de trabalho: (a) base para estampo superior, (b) célula de carga, (c) base para estampo inferior, (d) forno, (e) punção, (f) termopares de controle.

A adaptação feita na prensa, mediante a utilização das base para estampos, permitiu garantir a correta centralização das partes móveis do sistema de tixoforjamento; foi ainda comprovado que o sistema de isolamento térmico empregado foi adequado para evitar o aquecimento das guias das bases.

A ferramenta de tixoforjamento projetada e construída, cujo desenho é apresentado no Capítulo 3, e utilizada nos experimentos, é mostrada na Figura 4.17. É composta por punção, matriz e extrator.

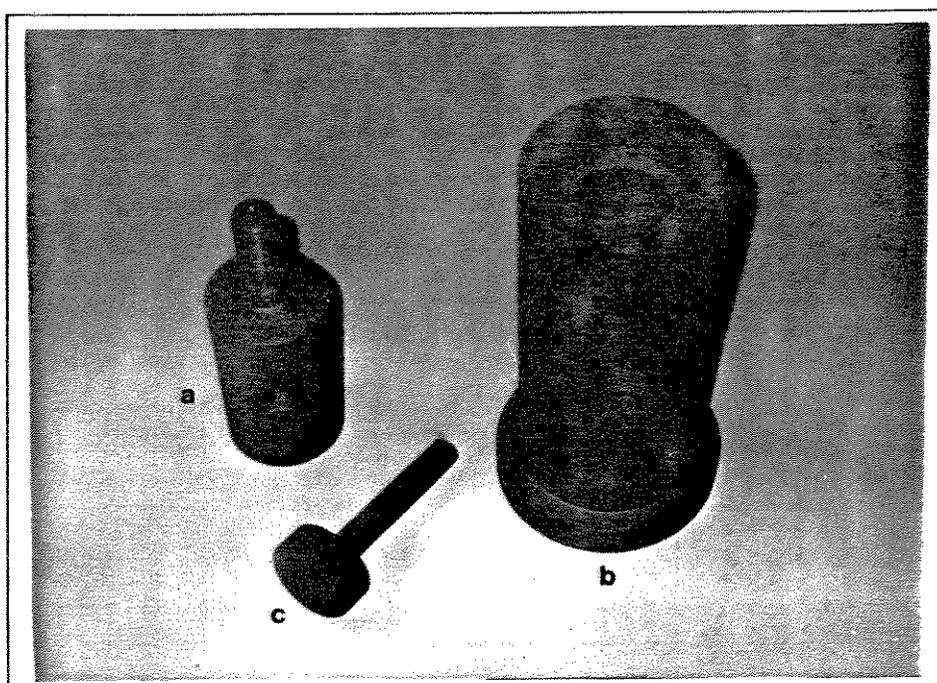


Figura 4.17- Fotografia mostrando a ferramenta para tixoforjamento: (a) punção, (b) matriz, (c) extrator da peça.

No transcurso dos experimentos a ferramenta teve um bom desempenho, com fácil operacionalidade permitindo a extração das peças do interior da matriz com o uso de um simples extrator manual.

A ferramenta não apresentou deformações ou trincas e uma vez concluídos os testes foi comprovado que as superfícies do molde que estiveram em contato com a material das peças não apresentaram desgaste, para a quantidade de experimentos executados.

Embora o número de testes não tivesse sido suficiente para se fazer uma avaliação do desgaste da ferramenta, os baixos valores de tensão obtidos durante a operação de tixoforjamento indicam que a vida útil das ferramentas, neste tipo de operação, deve ser maior do que nas operações de forjamento convencionais. Resultados promissores quanto a este aspecto já foram divulgados por pesquisadores da área (Kirwood, 1993; Kapranos, 1994).

4.4.2. Forno de reofundição e aquecimento da ferramenta

Nos ensaios preliminares desde trabalho foram feitos corpos de prova reofundidos para a tixoconformação em forno resistivo tipo mufla, posicionado ao lado da prensa. Uma vez obtido o material no estado pastoso adequado, este era transferido para a matriz de forjamento, pré-aquecida, para a sua conformação.

Este procedimento de mostrou inadequado pelos seguintes motivos:

- 1- dificuldade de posicionamento do material pastoso na matriz, uma vez que com a reofundição, o lingote perde a sua forma, se tornando abaulado na base, dado o seu estado pastoso;
- 2- dificuldade de controle da temperatura do lingote, neste procedimento de retirada do forno, transporte e posicionamento na matriz de forjamento.

Visando otimizar tanto a operação quanto o controle da temperatura da matéria prima para o tixoforjamento, optou-se por utilizar um forno portátil envolvendo a ferramenta e que promovesse o aquecimento do lingote a ser reofundido já no interior da matriz. Uma vez obtida a estrutura reofundida, o material já estava em posição para ser conformado.

O forno portátil de potencia 2 kW, construído para fornecer a energia necessária para a obtenção do reofundido e realização da operação de tixoforjamento, apresentou a curva de aquecimento mostrada na Figura 4.18. Pode ser observado um comportamento apresentando duas taxas de aquecimento distintas e aproximadamente lineares: uma vez ligado o forno, durante os primeiros 3,5 min (tempo em que é atingida a temperatura de 450K) a curva apresenta um gradiente maior que no intervalo entre as temperaturas de 450 K e 1000K.

A causa provável deste comportamento são as perdas por convecção ao ar, consequência de ser o forno aberto no topo e na base para permitir o posicionamento da matriz em seu interior e a execução da operação de forjamento.

O gradiente maior é da ordem de 128,5.K/min, enquanto o menor é da ordem de 52,3 K/min, sendo atingidas as temperaturas de trabalho (893K - 620 °C; 903K - 630 °C), em cerca de 16,0 e 16,25 min respectivamente.

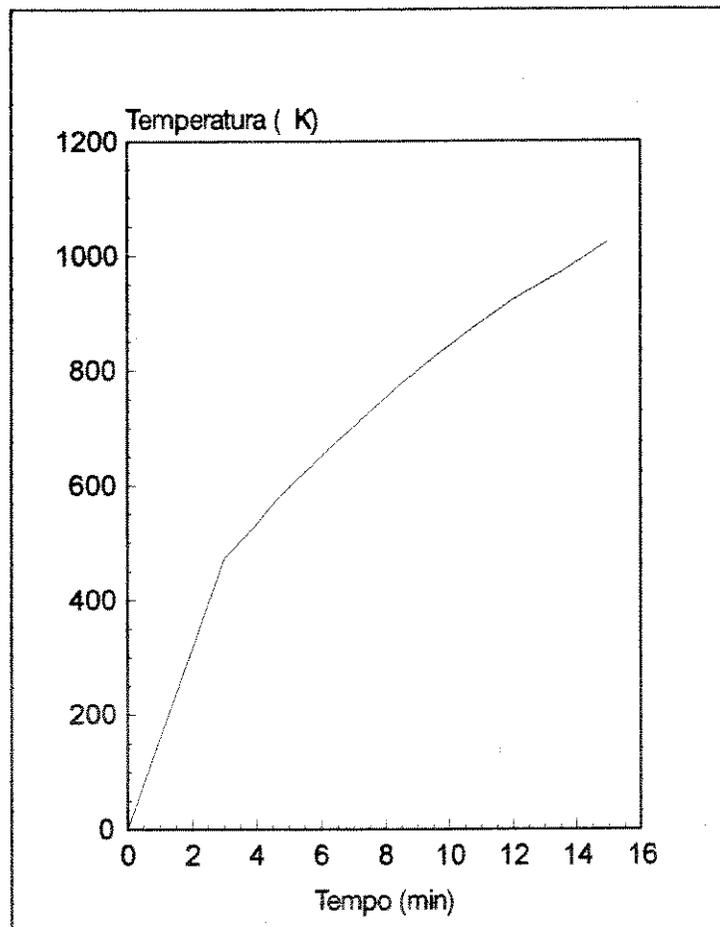


Figura 4.18- Curva de aquecimento (Temperatura x tempo) do forno construído.

Durante o desenvolvimento dos testes, a potência fornecida mostrou-se adequada para a produção da estrutura refundida requerida, diretamente na matriz, a qual, por sua vez também aquecida à temperatura apropriada para o forjamento, permitiu o tixoforjamento isotérmico das peças.

4.4.3. Sistema de aquisição de dados

O sistema de aquisição de dados utilizado pode ser observado de maneira geral na Figura 4.15; é constituído, como já mencionado, pela célula de carga, módulo indicador de pesagem, placa analógica digital e computador com *softwares* apropriados.

Como explicado no Capítulo 3, para o processamento dos dados foram utilizados dois *softwares*: o primeiro cujo nome é STD, utilizado para a aquisição do sinal gerado pela célula de carga, o segundo chamado SINAL, permitiu a leitura dos valores de força.

A utilização do software STD permite seleccionar a quantidade de valores a serem coletados assim como o tempo de duração da aquisição, tornando o sistema flexível para o monitoramento de outros processos cuja duração seja diferente do nosso.

Para o emprego do software SINAL, encarregado de permitir o processamento dos dados com os seus valores reais, foi preciso realizar a calibração, isto é a obtenção da curva que permite a conversão dos valores em código ASC fornecidos pelo programa STD para valores de força em kN.

A curva de calibração obtida é apresentada na Figura 4.19; os valores obtidos por esta calibração, correspondem aos valores reais da força de tixoforjamento, o que foi comprovado mediante as indicações do módulo indicador de pesagem e por testes com pesos mortos feitos ao módulo de aquisição durante sua montagem.

De modo geral pode ser afirmado que o sistema de aquisição de dados utilizado, comportou-se eficientemente, sendo de fácil operação e manuseio, permitindo o monitoramento em tempo real do processo de tixoforjamento, podendo-se registrar variações mínimas da força de até 50 N em um fundo de escala de 100 kN.

Ainda é possível afirmar que este equipamento é flexível e pode ser adaptado com pequenas modificações para o monitoramento de outros processos, permitindo o monitoramento através de 8 canais diferentes de aquisição.

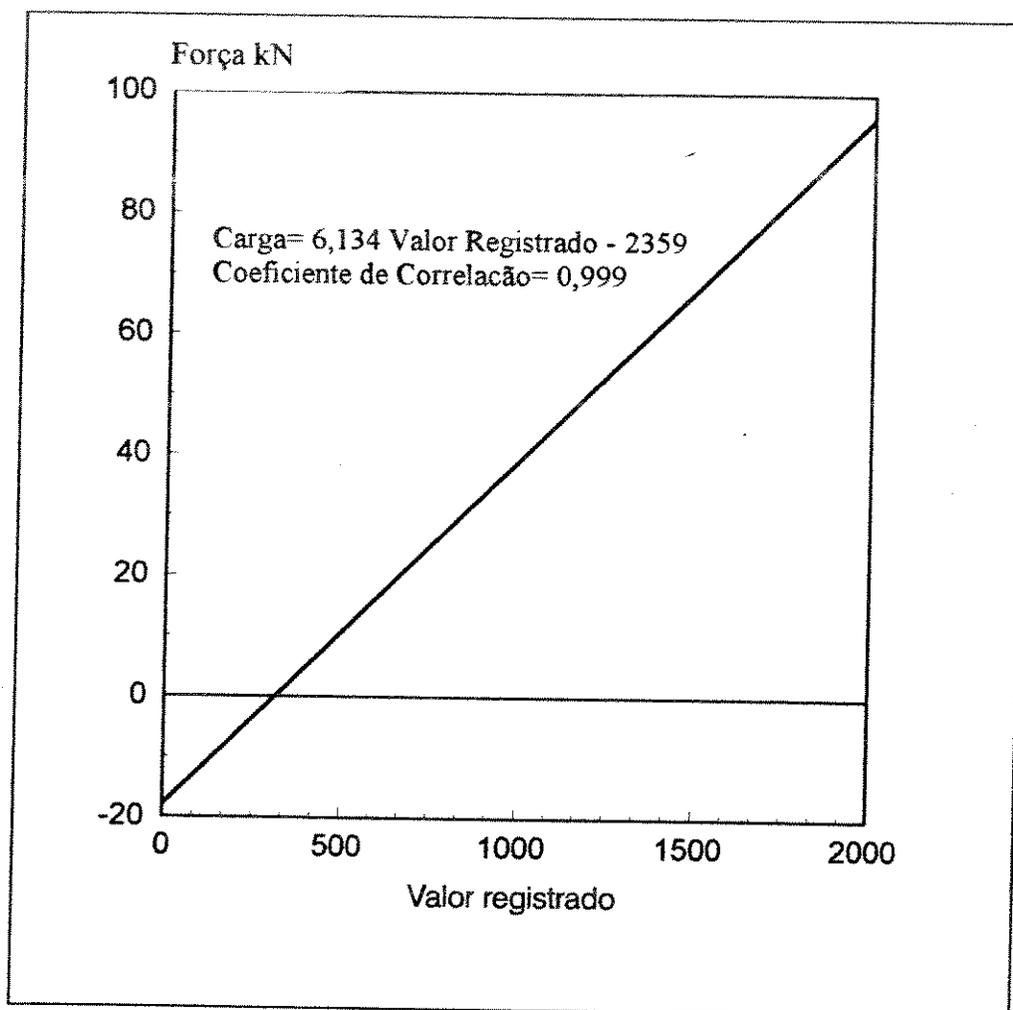


Figura 4.19- Curva de calibração do software SINAL

4.5. Operação de tixoforjamento

Os primeiros testes realizados com o material reofundido visaram estabelecer a força de forjamento mínima necessária para a obtenção de produtos tixoforjados que fossem capazes de reproduzir com qualidade e tolerância apropriados a geometria do molde, apresentando ao mesmo tempo as suas superfícies livres de defeitos como vazios, trincas e inclusões de óxidos.

Para tanto, à temperatura de 893K (620°C), correspondente à maior fração sólida utilizada nos testes de reofundição, conformou-se peças com diferentes valores de força máxima imposta à prensa. Na Figura 4.20 são mostradas peças típicas obtidas para cada um dos valores de força utilizados: 10 kN (a), 30 kN (b) e (c) 50 kN.

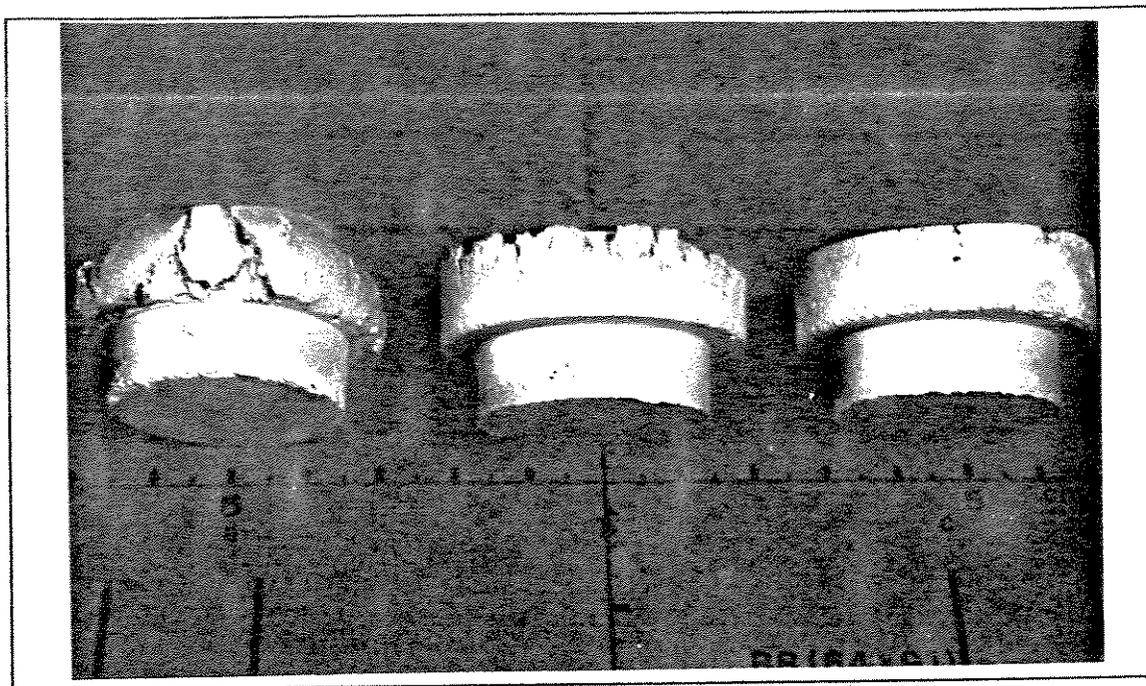


Figura 4.20- Fotografia das peças típicas tixoforjadas com diferentes forças de tixoforjamento: (a) 10 kN, (b) 30 kN, (c) 50 kN.

Em (a) observa-se que a força aplicada não foi suficiente para provocar preenchimento completo da matriz. Também pode-se notar a presença de trincas na superfície da peça; em (b) embora haja um maior preenchimento da matriz pelo material, este ainda não é completo e à semelhança do que ocorre à amostra (a) há presença de trincas na sua superfície. Na imagem mostrada em (c) correspondente à peça tixoforjada com 50 kN, observa-se que o material já preencheu a matriz mas ainda aparecem trincas na superfície da peça, embora de menores dimensões. Estes resultados são característicos para cada força aplicada.

Os melhores resultados obtidos quanto aos requisitos de qualidade visados, foram produzidos quando se tixoforjaram as peças com uma força de 70 kN; este foi o valor escolhido como o valor mínimo de força de tixoforjamento utilizado nos testes que se seguiram.

A Figura 4.21 apresenta o produto tixoforjado com força máxima aplicada de 70 kN; onde se pode observar a boa qualidade obtida, tanto quanto à reprodução da geometria da matriz quanto à qualidade superficial. Resultados semelhantes foram obtidos para as duas temperaturas de conformação.

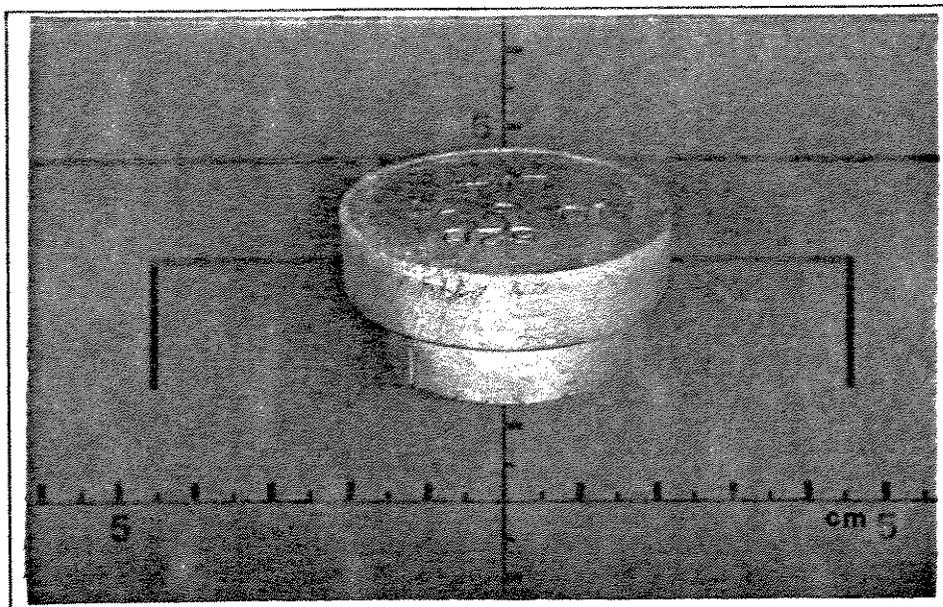


Figura 4.21- Peça tixoforjada com força de 70 kN.

A partir deste resultado, foram efetuados os testes definitivos de tixoforjamento, com monitoramento da variação da força com o seu tempo de aplicação. Os resultados de força máxima obtidos para todos os testes são apresentados na Tabela 4.4, para os 7 ensaios feitos a cada temperatura.

Tabela 4.4- Valores máximos de força para o tixoforjamento da liga Al-4,5%wt Cu.

Temperatura	893 K (620°C)	903 K (630°C)
Força de tixoforjamento kN	76,86	74,86
	76,94	70,93
	78,66	75,20
	78,40	70,63
	77,68	72,55
	76,50	74,20-
	77,78	76,65
Média	77,54± 0,75	73,57±2,27

Pode ser observado que a força máxima para forjar o material a 893 K (620 °C) tende a ser maior do que a força para forjar o material a 903 K (630 °C).

A Figura 4.22 mostra as curvas de variação da força de tixoforjamento em função do tempo de deformação.

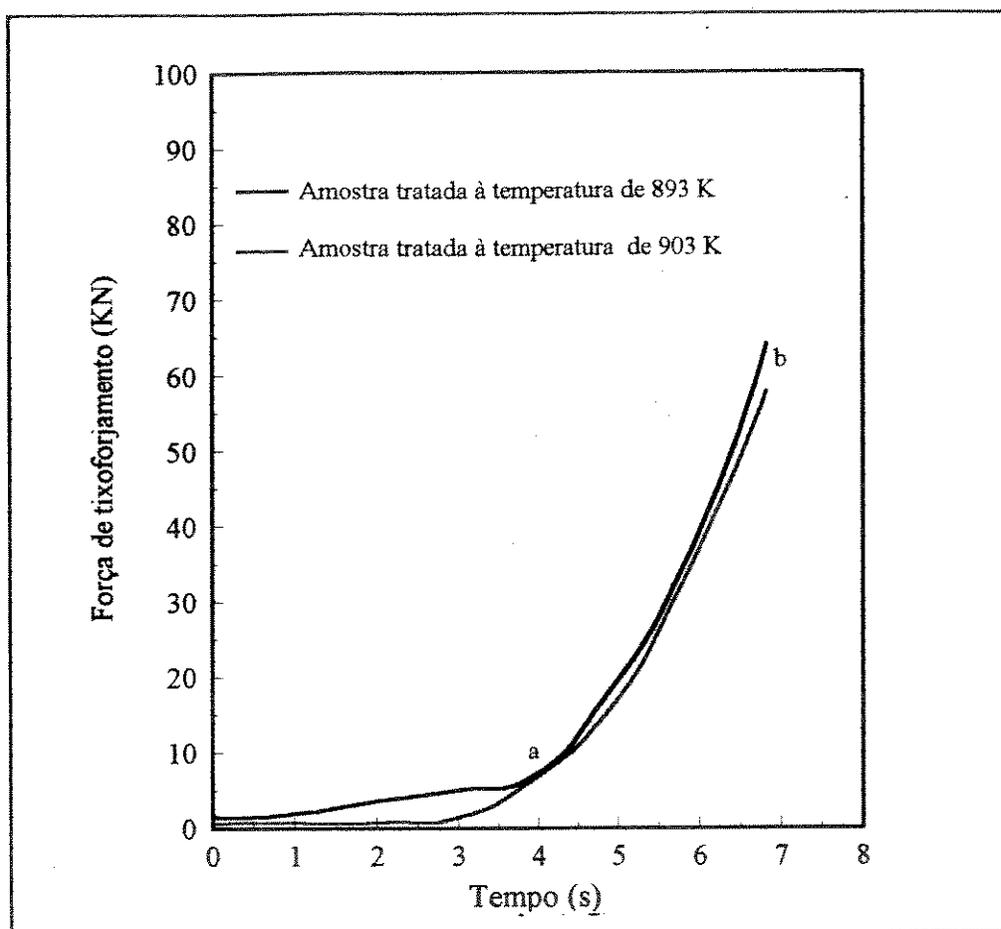


Figura 4.22- Curvas de variação da força de tixoforjamento em função do tempo de deformação.

Observa-se para ambos os casos reduzido aumento na força até um certo valor de tempo (ponto a) da ordem de 4,0 segundos, e em seguida variação brusca de inclinação da curva, com elevado incremento da força com o tempo de sua aplicação.

O valor da força no ponto de inflexão (a), o qual ocorre aproximadamente ao mesmo tempo para ambas as temperaturas, é o mesmo para ambos os casos, isto é, cerca de 8 kN. Os

pontos (a) e (b) podem ser analisados, em termos dos fenômenos que estão ocorrendo no material.

Ponto (a)- Observando as curvas apresentadas e a amostra da Figura 4.20 a, cujo valor de força de tixoforjamento é de 10 kN, verifica-se que no intervalo entre o início da deformação e o ponto (a), é caracterizada uma situação de recalque, sem obstrução do percurso do material no interior das cavidades da matriz.

Ponto (b)- É definido como o ponto onde ocorre o maior valor de força de tixoforjamento. A zona da curva entre os pontos (a) e (b) é caracterizada pelo preenchimento completo da matriz (fechado de trincas no material).

Estudando o comportamento da força de tixoforjamento com o tempo, observamos que do início do preenchimento sem interferência da matriz no percurso do material (ponto 0) até o ponto (a) os valores necessários para a conformação da peça são baixos; isto se deve à elevada fluidez do material, constituído de uma suspensão de sólido globular em líquido, trazendo como consequência que a resistência à conformação do material seja bastante pequena. Após o preenchido (ponto a) a força é aumentada, provavelmente produzindo compactação da fase sólida, com expulsão de líquido para as laterais da peça.

O comportamento destas curvas até o ponto (a) é diferente do comportamento observado para as curvas características (F & t) para o forjamento a quente de materiais 100% sólidos, as quais se caracterizam por apresentar aumento mais acentuado nos valores de força já a partir do início do processo (ponto 0). Uma vez fechada a matriz (ponto a), o comportamento para ambos os materiais, sólido e semi-sólido, é similar, porém maiores valores de força e de taxa de seu aumento com o tempo, são esperados no forjamento convencional.

Nota-se ainda que os valores de força necessários para o tixoforjamento são maiores no caso de peças tixoforjadas à temperatura de 893 K (620°C) do que nas peças tixoforjadas à temperatura de 903 K (630°C). A causa desta diferença é o menor conteúdo de líquido presente na estrutura reofundida à menor temperatura, quando comparada com o conteúdo de líquido na estrutura reofundida a 903 K (630°C).

4.6. Produto tixoforjado

A partir da liga Al-4,5% super-refinada foram obtidos refundidos, que por sua vez foram utilizados para a confecção das peças tixoforjadas, como mostra a Figura 4.23.

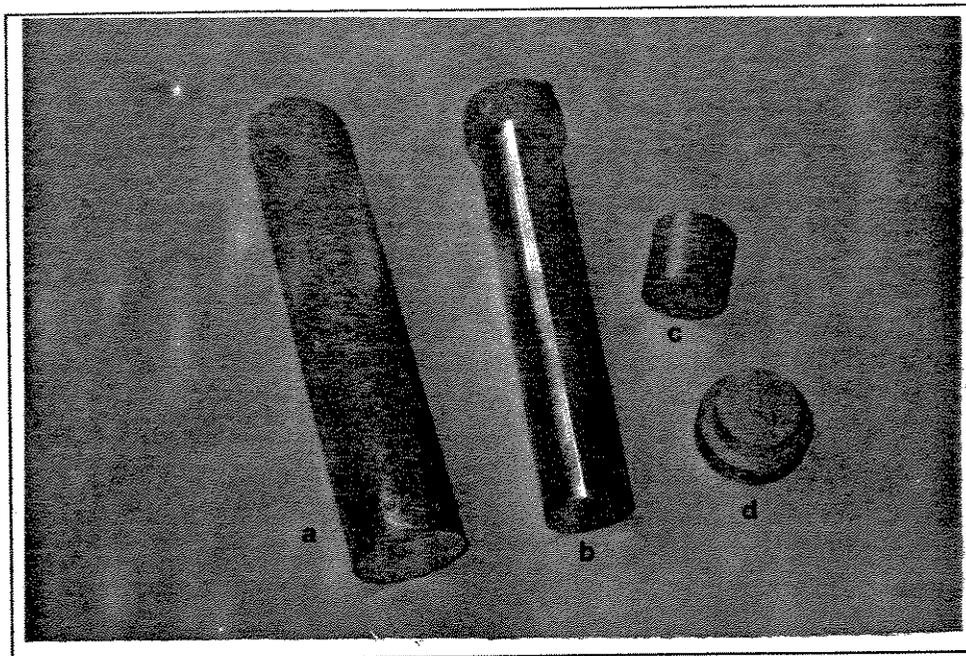


Figura 4.23- Fotografia mostrando: (a) lingote da liga submetido a refino, (b) lingote usinado, (c) corpo de prova para o tixoforjamento e (d) peça obtida após o forjamento.

4.6.1. Aparência externa

O produto tixoforjado típico obtido é mostrado na Figura 4.21. Nota-se que o preenchimento da matriz é completo, reproduzindo-se corretamente a forma do molde; as paredes não apresentam nenhuma inclinação indesejável e cantos arredondados e ainda apresentam suas superfícies livres de trincas ou outros defeitos.

4.6.2. Caracterização estrutural

As peças tixoforjadas foram submetidas à caracterização macro e microestrutural. As macroestruturas típicas para as duas temperaturas são mostradas na Figura 4.24.

Pode ser observado que tanto as peças tixoforjadas à temperatura de 893K (620°C) (Figura 4.24 a) quanto as peças tixoforjadas a 903K (630°C) (Figura 4.24 b), apresentam grãos com morfologia equiaxial, sem a orientação preferencial característica de estruturas forjadas.

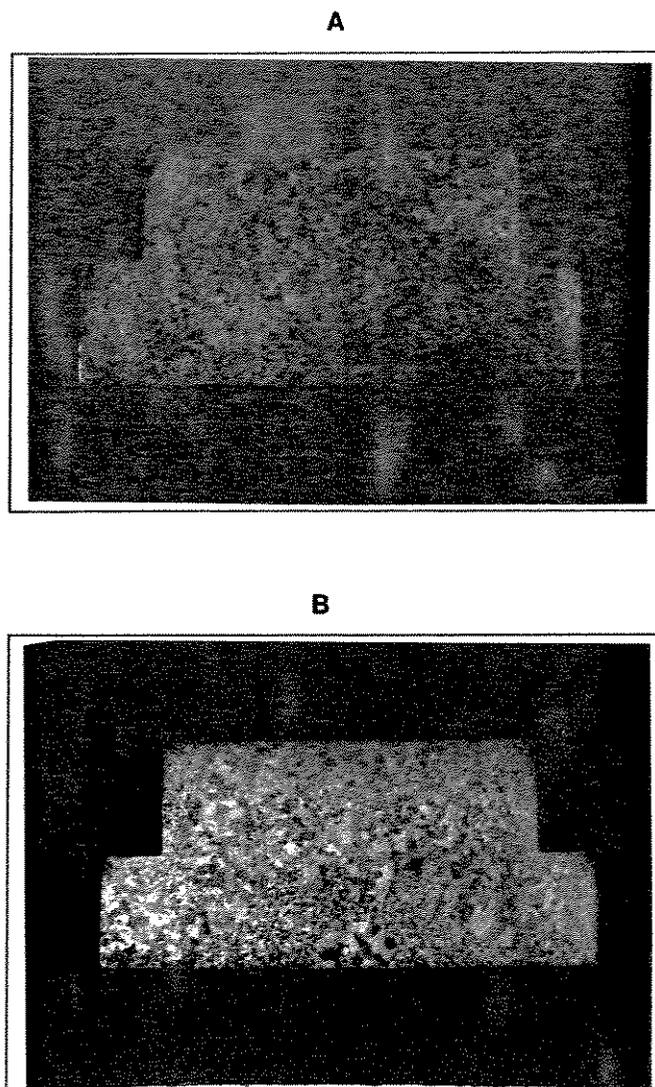


Figura 4.24- Fotografias da macroestrutura das peças tixoforjadas: (a) peça tixoforjada a 893K (620 °C); (b) peça tixoforjada a 903 K (630 °C).

As dimensões dos grãos nos produtos tixoforjados não apresentam sensível diferença com o aumento da temperatura de tixoforjamento, como já verificado para os lingotes refundidos. As peças mostram, no entanto, variação do tamanho de grão em diferentes posições: grãos de menores dimensões são visíveis nas bordas, enquanto o centro apresenta grãos maiores.

Foi também observado que a peça obtida à maior temperatura tende a ter mais ampla zona de grãos finos periféricos.

Uma melhor análise dos motivos que levaram à esta configuração pode ser auxiliada com a observação das microestruturas típicas dos produtos tixoforjados, as quais são apresentadas na Figura 4.25. As fotografias (a) e (b) correspondem à microestrutura da zona localizada nas proximidades da superfície e do centro da peça tixoforjada à menor temperatura enquanto as fotografias (c) e (d) mostram as mesmas zonas anteriormente mencionadas, porém para as peças tixoforjadas a 903K (630°C).

Analisando as fotografias (a) e (c) correspondentes às zonas na proximidade da superfície da peça, pode ser comprovado que para as duas condições de tixoforjamento estudadas, a estrutura é constituída de sólido globular contornado pela fase eutética correspondente ao líquido na pasta. Pode ser observada presença de mais líquido na peça tixoforjada à maior temperatura.

Na zona central, mostrada nas fotografias (b) e (d), nota-se pouca presença de líquido (fase eutética na pasta solidificada) e desaparecimento de contornos globulares. O líquido aparece como pequenos veios remanescentes nos contornos originais. Maior quantidade de pequenas poças de líquido remanescente no interior dos glóbulos no centro da peça é encontrada no tixoforjado à menor temperatura.

Estes resultados podem ser consequência da rejeição do líquido para as extremidades da peça, durante a aplicação das forças compressivas (após ponto a da curva da Figura 4.22). Esta rejeição é mais acentuada para o reofundido com maior fração líquida. Os grãos da parte central podem agora entrar em contato e então sofrer coalescência, aumentando de dimensões

Este tipo de separação sólido/líquido, com expulsão do líquido para a periferia da peça foi também observada por Yoshida (1992) estudando o processo de tixoextrusão da liga Al-4,5% Cu, também Tietman (1992) obteve resultados semelhantes de ligas de Al-Cu previamente deformadas a frio.

Segundo estes autores o fenômeno de separação sólido/líquido pode ser evitado com o aumento da velocidade de conformação até valores superiores a 40 mm/s, de maneira tal a aumentar a velocidade de escoamento das partículas sólidas. Bons resultados aplicando altas velocidades de conformação foram obtidos por Kiuchi (1994); igualmente Kapranos (1994) obteve bons resultados em peças tixoforjadas para velocidades da ordem de 750 mm/s.

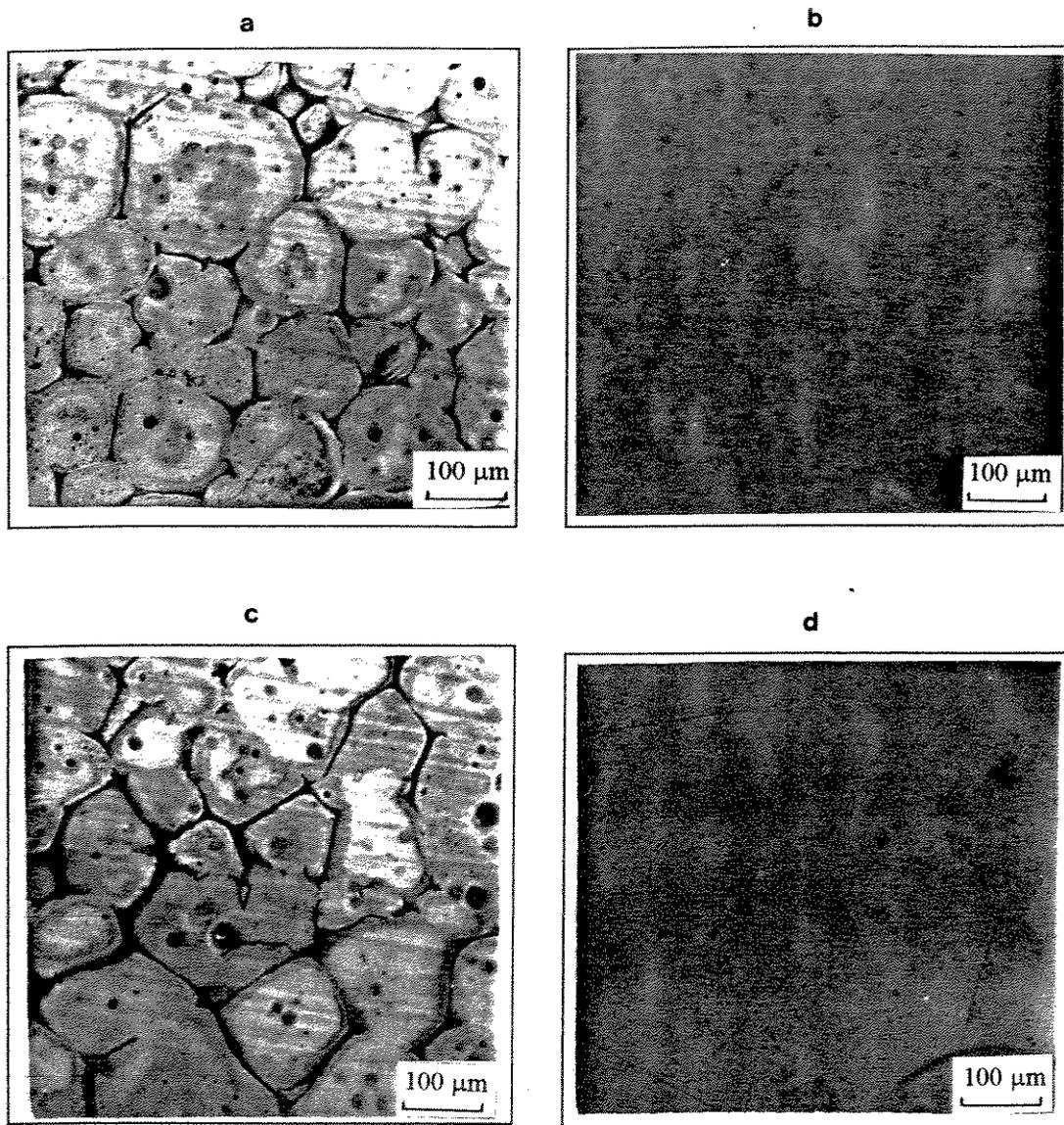


Figura 4.25- Microestruturas das peças tixoforjadas: (a) e (b) microestrutura da zona localizada nas proximidades da superfície e do centro da peça tixoforjada a 893 K (620 °C), (c) e (d) idem porém para as peças tixoforjadas a 903 K (630 °C).

4.6.3. Caracterização por microscopia eletrônica de varredura

As peças tixoforjadas foram também submetidas à análise por microscopia eletrônica de varredura. Na Figura 4.26 são mostradas as fotografias das imagens de elétrons secundários e raios-X, das estruturas das peças tixoforjadas, na zona central das mesmas.

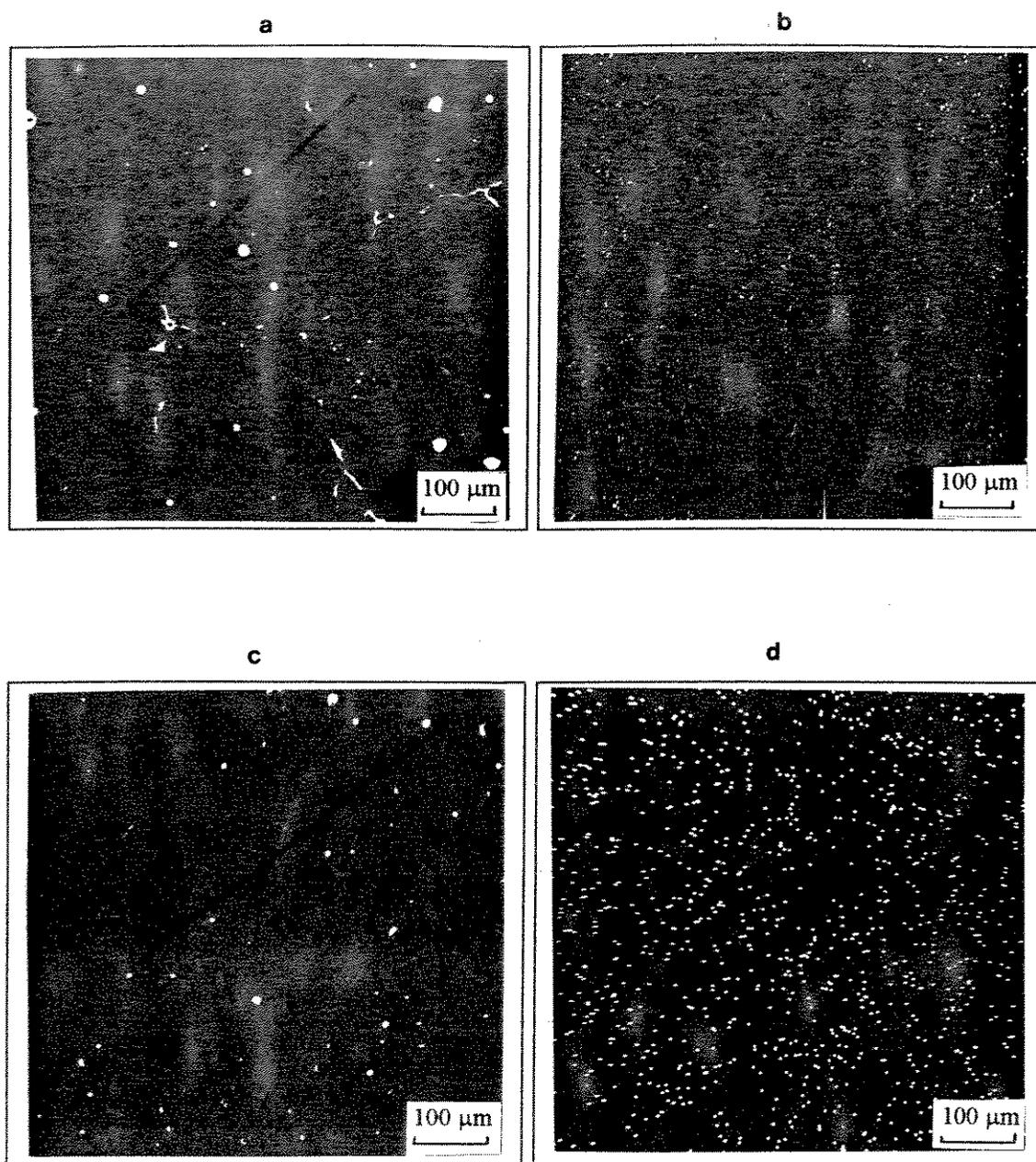


Figura 4.26- Fotografia mostrando: (a) e (b) imagens de elétrons secundários e de raios-X respectivamente, da peça tixoforjada à temperatura de 893 K(620 °C), (c) e (d) idem porém da peça tixoforjada a 903 K (630 °C)

Nas fotografias (a) e (c) correspondentes às imagens de elétrons secundários pode-se notar que não há presença preferencial do cobre nas proximidades dos contornos de grão, este elemento aparece bem distribuído na matriz.

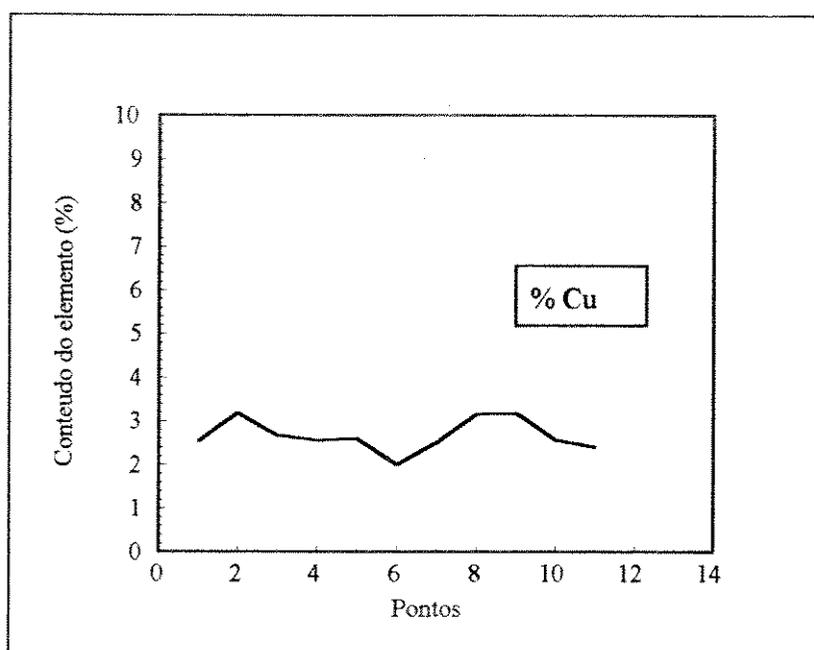


Figura 4.27- Perfil de concentração do cobre na microestrutura da região central das peças tixoforjadas à temperatura de 893K (620 °C).

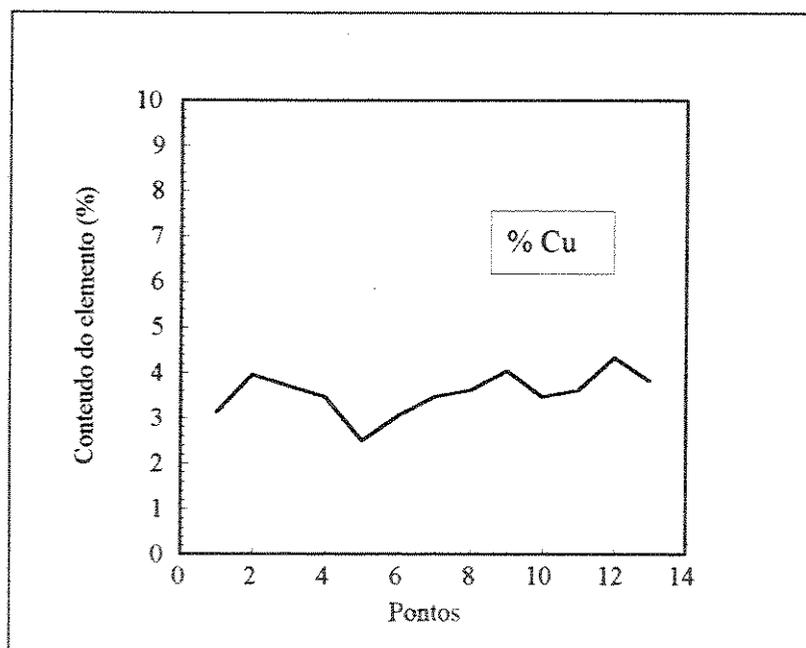


Figura 4.28- Perfil de concentração do cobre na microestrutura da região central das peças tixoforjadas à temperatura de 903K (630 °C)

O perfil de concentração do cobre na zona central das peças tixoforjadas, para as condições de tixoforjamento estudadas, é apresentado nas Figuras 4.27 e 4.28. Podem ser observadas pequenas variações na distribuição do cobre em solução na matriz α , o valor médio do teor de cobre observado é maior do que na estrutura reofundida (Figuras 4.13 e 4.14).

A Tabela 4.5 apresenta os valores máximos e mínimos do teor de cobre e I_s . Pode ser comprovado o maior valor médio do teor de cobre no tixoforjado quando comparado ao reofundido.

Este fato pode ser explicado devido ao maior tempo para o resfriamento da peça tixoforjada do que para o resfriamento do lingote reofundido, o que leva à possibilidade de dissolução de poças de CuAl_2 , presentes no interior dos glóbulos e em contornos remanescentes levando, por sua vez, ao aumento do teor de cobre em solução.

Gradientes de cobre localizados seriam resultantes, conforme as observações nos perfis obtidos. O fenômeno é mais acentuado à maior temperatura, levando ao quase desaparecimento de poças de CuAl_2 , conforme visto na microestrutura correspondente.

Tabela 4.5- Valores mínimo e máximo do conteúdo de cobre em solução, e do índice de microsegregação na estrutura da liga Al-4,5wt% Cu tixoconformada.

Estado da estrutura	C_M	C_m	I_s
Tixoforjada à temp. de 893 K (620 °C)	3,19	2,00	1,6
Tixoforjada à temp. de 903 K (630 °C)	4,34	2,5	1,73

4.7. Comparação com o forjamento convencional

Para estabelecer uma avaliação dos resultados no forjamento de semi-sólidos foram forjadas peças convencionalmente, na mesma ferramenta e com material 100% sólido, aplicando o valor de força mínima usada para a tixoconformação (70 kN).

Os resultados obtidos podem ser avaliados observando a Figura 4.29, que mostra: em (a) a peça obtida por forjamento convencional do material em estado sólido; (b) a mesma peça porém obtida com a utilização da técnica de tixoforjamento.

Pode-se observar que a peça obtida por tixoforjamento cumpre os requisitos de preenchimento da matriz e qualidade superficial necessários a um produto forjado. No entanto como mostrado em (a) uma força de 70 kN não é suficiente para o correto desenvolvimento do forjamento quando utilizado o material de partida em estado sólido.

Visando estabelecer uma comparação entre os valores de força máximos para obter produtos de qualidade, pelo processo de forjamento convencional e o tixoforjamento, foram produzidas peças de boa qualidade por forjamento convencional. A medida da força no forjamento convencional deu como resultado o valor mínimo necessário de 200 kN, valor este aproximadamente 3 vezes maior do que o valor de 70 kN necessário para produção das mesmas peças utilizando a tecnologia de tixoforjamento.

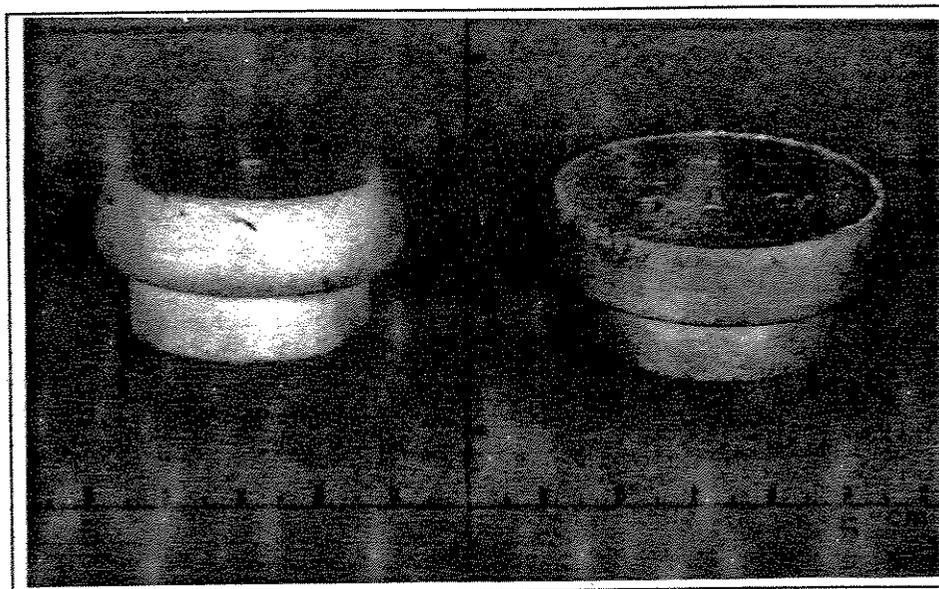


Figura 4.29- Fotografia das peças forjadas, com força máxima de 70 kN: (a) forjamento convencional, (b) tixoforjamento.

Do ponto de vista de forças requeridas e de decorrente potência do equipamento envolvido, o tixoforjamento apresenta substancial vantagem com relação ao forjamento convencional.

Quanto à qualidade superficial do produto obtido esta é menor do que a obtida no forjado convencional, apresentando pequenos poros, o que pode ser explicado pela presença de líquido na estrutura reofundida utilizada como matéria prima. Melhorias no acabamento dos tixoforjados podem ser obtidas aplicando forças maiores de prensagem final.

Quanto à estrutura, peças tixoforjadas (Figura 4.24) apresentam estrutura bastante uniforme, com grãos equiaxiais de pequenas dimensões sem orientação preferencial, enquanto no forjamento convencional o produto pode apresentar gradientes de deformação com grãos orientados, sendo maior a deformação dos grãos na periferia da peças. Estes aspectos no entanto são influenciados por diversos fatores: temperatura de trabalho, grau de deformação, taxa de deformação, complexidade e dimensões da peça.

O gradiente de deformação típico de forjado sólido é uma desvantagem deste processo em relação ao tixoforjamento, uma vez que se a deformação estiver limitada às camadas superficiais, um lingote de estrutura dendrítica pode facilmente fragmentar-se. Também trincas superficiais podem ocorrer em virtude da deformação superficial excessiva em temperaturas muito baixas. Estes problemas são eliminados no tixoforjamento dada à melhor possibilidade de acomodação da pasta contendo estrutura globular.

Outro defeito de forjamento que pode ser evitado com o uso do tixoforjamento é o de dobra (gota fria), a qual pode ocorrer quando duas superfícies do metal dobram-se uma contra a outra e não há integração completa. Este tipo de defeito pode ocorrer quando o metal escoar para uma região da matriz que já tenha sido total ou parcialmente preenchida (no caso do material ser insuficiente para preenchê-la devido a uma aresta aguda). Como foi comprovado no tixoforjamento, o material semi-sólido é capaz de escoar preenchendo completamente a matriz, ainda quando esta apresenta arestas agudas (cantos não arredondados).

No trabalho não foram feitos estudos das propriedades mecânicas de tixoforjados, mas entendendo que a estrutura neste caso está livre de tensões e com elevado conteúdo de cobre em solução espera-se que as suas propriedades mecânicas sejam inferiores às das peças forjadas convencionalmente, onde a presença de tensões compressivas residuais e a presença de maior teor de CuAl_2 promovem o aumento de sua resistência mecânica.

No entanto, a estrutura tixoforjada apresenta provavelmente maior facilidade de tratamentos térmicos, uma vez que já está parcialmente solubilizada. O aumento de suas propriedades mecânicas, tornando-a competitiva com a estrutura de forjamento convencional, poderia ser obtida por tratamentos mais curtos de solubilização e envelhecimento.

Capítulo 5

Conclusões e sugestões para próximos trabalhos

5.1. Conclusões

O trabalho realizado permitiu viabilizar parâmetros para a obtenção de peças tixoforjadas de boa qualidade, da liga Al-4,5% Cu, aplicando a técnica de processamento de metais em estado semi-sólido.

A análise dos resultados permite enumerar as seguintes conclusões específicas, quanto ao processo de obtenção da estrutura reofundida por fusão parcial controlada da estrutura super-refinada, ao equipamento utilizado, ao processo de tixoforjamento e quanto à qualidade do produto tixoforjado obtido:

5.1.1. Quanto à obtenção de estrutura reofundida a partir de liga fundida com estrutura super-refinada.

O método de fusão parcial de estruturas dendríticas, aplicado à liga Al-4,5% Cu na condição super-refinada (microestrutura com morfologia de rosetas), mostrou-se eficiente para a obtenção de estruturas reofundidas. Estruturas perfeitamente globulares, de qualidade similar às obtidas por tratamentos térmicos de estruturas deformadas a frio (RFPC) foram obtidas.

Para todas as condições estudadas foram obtidas estruturas tipicamente reofundidas, constituídas por glóbulos da fase α envoltos pela fase eutética (CuAl_2); sendo que estes

glóbulos se apresentaram com morfologia mais perfeita e com menos líquido retido no seu interior do que nos métodos que promovem a globularização por interferência na solidificação.

O aumento do tempo de tratamento de 5 para 15 minutos, não acarretou modificações apreciáveis no tamanho do grão da pasta refundida; o mesmo ocorrendo com o aumento da temperatura de tratamento de 893K (620°C) para 903K (630°C). A maior temperatura somente acarretou a maior presença de líquido na pasta.

O sucesso do novo método viabiliza a produção de pastas refundidas sem a necessidade do uso de equipamentos especiais, de difícil controle, para a promoção da agitação do líquido durante a sua solidificação, conforme os métodos convencionais de re fundição.

Tampouco foi necessário impor ao material deformação prévia no estado sólido; condição necessária para a obtenção de estruturas globularizadas de boa qualidade quando se utiliza método da recristalização seguida de fusão parcial controlada (RFPC).

5.1.2. Quanto ao sistema de tixoforjamento montado

O sistema de tixoforjamento montado se prestou com eficiência à produção, em laboratório, de peças tixoforjadas da liga Al-4,5% Cu de geometria simples e resultando em produtos de qualidade aceitável.

O equipamento apresenta como aspectos positivos, o fato de ser de fácil concepção, construção e operação, se constituindo basicamente de uma prensa convencional adaptada com forno portátil e sistema de aquisição de dados. Tal equipamento se mostrou de fácil manipulação, permitindo um certo controle do processo, garantindo a repetibilidade dos experimentos e confiança nos dados coletados.

O equipamento, no entanto, apresenta as seguintes limitações: elevado tempo de aquecimento da carga até a temperatura de tixoforjamento; muito reduzida velocidade de avanço do pistão (velocidade de aplicação da carga muito baixa). No primeiro caso, a utilização de forno com aquecimento indutivo ao invés de resistivo eliminaria o problema, aumentando a produtividade do equipamento; no segundo, uma prensa de maior velocidade

permitiria melhor controle do processo de forjamento nas suas diferentes etapas, garantindo também melhor controle da qualidade do produto e maior produtividade do equipamento.

5.1.3. Quanto ao processo de tixoforjamento

Os resultados obtidos mostraram a possibilidade do tixoforjamento da liga Al-4,5% Cu (liga de reduzida conformabilidade), a partir de estruturas super-refinadas, obtendo-se peças que reproduzem perfeitamente as cavidades da matriz e ainda apresentando as suas superfícies livres de trincas, vazios e outros defeitos.

O valor das forças para o tixoforjamento depende da fração líquida presente na pasta reofundida; neste trabalho não foi possível, no entanto, se estabelecer uma relação entre estes dois parâmetros, dada a reduzida faixa de temperatura de co-existência de sólido e líquido na liga estudada.

A curva de variação da força de tixoforjamento com o tempo de sua aplicação se apresentou bastante característica: praticamente não há variação da força até o preenchimento da matriz, de maneira não similar ao que ocorre para o forjamento convencional, onde a força já sofre aumento a partir do início do processo.

As forças necessárias para o tixoforjamento para a liga Al-4,5% obtidas foram da ordem de 35% das forças necessárias para o forjamento convencional, permitindo a utilização de equipamentos menos robustos com a correspondente diminuição do consumo de energia e o aumento da vida útil das ferramentas empregadas.

Dada a pequena diferença no valor da forças de conformação quando tixoforjadas peças da liga Al-4,5% Cu com frações sólidas na pequena faixa utilizada, a variação da fração sólida nesta faixa não possui influência na seleção da máquina de conformação.

5.1.4. Quanto ao produto tixoforjado

Foi comprovado no testes de tixoforjamento efetuados que o material semi-sólido é capaz de fluir adequadamente, preenchendo completamente a matriz, ainda quando esta

apresenta arestas agudas (cantos não arredondados). O produto obtido pode ser considerado de qualidade comparável à do forjado obtido convencionalmente, a partir da liga 100% sólida, em termos de reprodução da geometria da matriz.

A qualidade superficial do produto tixoforjado mostrou-se inferior à do produto forjado convencionalmente, apresentando certa porosidade, provavelmente devida à presença da fase líquida no material reofundido. O aumento da força de tixoforjamento poderia provavelmente eliminar o problema.

A macroestrutura do produto tixoforjado se mostrou bastante homogênea em termos morfológicos, constituída de grãos equiaxiais de pequenas dimensões, sem a presença de grãos orientados na direção da deformação, como é típico de forjamento a frio. A estrutura se apresenta sem tensões residuais. Pequeno aumento de tamanho de grãos pode ser observada na região central das peças tixoforjadas.

Maior zona de grãos finos periféricos foi observada nas peças tixoforjadas à maior temperatura 903 K (630 °C), como resultado do maior conteúdo de líquido presente na estrutura reofundida a esta temperatura.

A microestrutura dos produtos tixoforjados é constituída por uma zona periférica de glóbulos equiaxiais contornados de fase eutética (líquido da pasta). A zona central das peças apresentou pouca presença de líquido com desaparecimento de contornos globulares, como consequência da rejeição do líquido para as bordas das peças. Segundo reportado por diferentes autores esta rejeição pode ser evitada utilizando maiores velocidades de deformação, da ordem de 40 mm/s.

O conteúdo de cobre em solução no produto tixoforjado apresentou pequenas variações e valor médio maior do que nas estruturas reofundidas; também observou-se pouca presença de CuAl_2 na matriz α , indicando parcial solubilização. Por este motivo produtos tixoforjados nas condições analisadas são mais facilmente endurecíveis por precipitação, isto significando menor tempo de tratamento.

5.1.5. Comentários finais

Os resultados obtidos mostram que o processo de tixoforjamento de ligas é bastante promissor e sua aplicação a nível industrial perfeitamente factível; os baixos valores de força envolvidos permitem utilizar máquinas menos robustas com a conseqüente diminuição do consumo energético; a possibilidade da utilização de altos valores de velocidade de deformação devem resultar em aumento da produtividade (peças/molde/ máquina).

O sucesso da conformação de materiais semi-sólidos, os quais apresentam menor resistência à deformação, torna viável a aplicação de forjamento a ligas de reduzida conformabilidade como a própria liga Al-4,5% Cu, ligas de titânio, etc.

Além disto, a facilidade de escoamento e conseqüente facilidade de preenchimento e reprodução de cavidades, pela pasta reofundida, abre a possibilidade de aplicação do processo de forjamento (no caso tixoforjamento) para geometrias mais complexas do que as usuais em processos de forjamento convencional.

Os resultados do trabalho ainda permitem apresentar uma solução para o problema da obtenção da matéria prima para o tixoforjamento, ao comprovar que pastas reofundidas de boa qualidade são facilmente obtidas por simples reaquecimento à temperatura apropriada, de estruturas fundidas refinadas.

Assim, o sucesso do tixoforjamento, comprovado neste trabalho, abre toda uma gama de possibilidades de manufatura de novas ligas e novos produtos.

5.2. Sugestões para próximos trabalhos.

O trabalho executado não trata da caracterização mecânica de peças tixoforjadas. Seriam necessários trabalhos que o completassem no sentido de estudar o comportamento mecânico das peças tixoforjadas.

Seriam interessantes trabalhos direcionados ao estudo de ligas não ferrosas com maiores intervalos de solidificação, procurando qual a influência de um maior ou menor teor de

segunda fase (fração líquida), assim como estudar a influência das variáveis de controle do processo de tixoforjamento na qualidade final do produto.

Os baixos valores das tensões de tixoforjamento sugerem que o estudo da fabricação das matrizes com materiais de baixo custo, seja objetivo de próximos trabalhos.

Também a ampliação do estudo a outros processos de conformação, tais como extrusão e laminação, pode ser sugerida.

Por último dada a ampliação que mundialmente está tendo a aplicação da tecnologia de trabalho com metais em estado semi-sólido, recomendamos realizar estudos do comportamento de escoamento das pastas reofundidas obtidas utilizando metais de alto ponto de fusão.

Índice de Figuras

Figura	Pagina
Figura 2.1- Classificação geral dos processos de conformação convencionais.	03
Figura 2.2- Esquema representativo de forjamento em matriz aberta.	06
Figura 2.3- Operações básicas dos processos de forjamento em matriz aberta.	07
Figura 2.4- Esquema representativo da operação de fendilhamento.	08
Figura 2.5- Tipos de forjamento em matriz fechada.	08
Figura 2.6- Etapas básicas do forjamento em matriz fechada com rebarba.	10
Figura 2.7- Interação entre as variáveis mais importantes no processo de forjamento em matriz fechada.	12
Figura 2.8- Variação da conformabilidade com a temperatura de forjamento.	14
Figura 2.9- Efeito do tempo de exposição e da temperatura, no tamanho de grão de materiais forjados.	14
Figura 2.10- Influência da taxa de deformação na resistência à deformação.	15
Figura 2.11- Forjabilidade relativa das ligas de Al em função da temperatura.	17
Figura 2.12- Classificação quanto à forma para o forjamento.	20
Figura 2.13- Desenhos esquemáticos de equipamentos para o forjamento.	23
Figura 2.14- Esquema de uma prensa de parafuso.	26
Figura 2.15- Ilustração da estrutura interna de pastas com sólido globular.	28
Figura 2.16- Variação da tensão de cisalhamento produzida por movimento de rotação durante a solidificação da liga Sn-15%Pb, com fração sólida.	29
Figura 2.17- Viscosidade típica de alguns fluidos de uso corrente e de pastas metálicas reofundidas, submetidas a diferentes taxas de cisalhamento.	30
Figura 2.18- Influência da fração sólida e da taxa de cisalhamento na viscosidade aparente da liga Al-4,5% Mg reofundida.	30

Figura 2.19- Esquema apresentando os processos de tixofundição e tixoforjamento.	33
Figura 2.20- Influencia da microestrutura inicial do material na carga de conformação necessária em diferentes níveis de deformação.	35
Figura 2.21-Microestruturas da liga Al-8%Cu após tratamento térmico a 873 K tendo de diferentes estruturas.	37
Figura 2.22- Influência da temperatura no volume da fração líquida e influência do tempo de permanência no reaquecimento no tamanho de grão de uma pasta reofundida.	38
Figura 2.23- Influência da relação entre os parâmetros de processamento velocidade de escoamento e pressão final de injeção, na qualidade de produtos da tixofundição (liga Cu 10%Sn-2%Zn)	40
Figura 2.24- Variação da quantidade de calor consumida para o aquecimento da liga Al-7%Si-0,5% Mg às temperaturas de fundição ou de tixoforjamento	42
Figura 2.25- Variação da temperatura na superfície interna da matriz, na injeção de líquido com superaquecimento ou semi-sólido, liga de cobre	43
Figura 3.1- Diagrama parcial de fases para a liga binária alumínio - cobre	45
Figura 3.2- Esquema representativo: lingote fundido submetido a refino e corpo de prova para a reofundição	48
Figura 3.3- Esquema do sistema de tixoforjamento	51
Figura 3.4- Esquema representativo: matriz e punção de tixoforjamento	52
Figura 3.5- Esquema representativo: forno portátil	53
Figura 3.6- Esquema representativo: lingote a ser reofundido e peça tixoforjada	56
Figura 4.1- Fotografia da microestrutura da liga Al-4,5% Cu produzida	60
Figura 4.2- Curva de resfriamento da liga Al-4,5% Cu produzida	61
Figura 4.3- Curvas da análise térmica diferencial da liga Al-4,5% Cu	62
Figura 4.4- Fotografias que mostram: (a) seção transversal do lingote submetido a refino de grão, (b) microestrutura, (c) idem com maior aumento	64
Figura 4.5- Fotografia da microestrutura da liga Al-4,5% Cu submetida a refino de grão	65
Figura 4.6- Fotografia : (a) imagens de elétrons secundários, (b) raios-X da liga Al-4,5% Cu refinada	66

Figura 4.7- Perfil de concentração do cobre na matriz da liga Al-4,5% Cu refinada	66
Figurta 4.8- Fotografias das microestruturas da liga Al-4,5% Cu no estado reofundido obtidas por tratamento na temperatura de 893 K (620 °C)	69
Figura 4.9- Fotografias das microestruturas da liga Al-4,5% Cu no estado reofundido obtidas por tratamento na temperatura de 903 K (630 °C)	70
Figura 4.10- Fotografia da macroestrutura da liga Al-4,5% Cu no estado reofundido, obtida por tratamento a 893 K (620 °C)	71
Figura 4.11- Fotografia da microestrutura da liga Al-4,5% Cu em estado reofundido, obtida por tratamento por 10 min a 893 K (630 °C)	73
Figura 4.12- Fotografias mostrando: (a) e (b) imagens de elétrons secundários e raios-X respectivamente, da liga Al-4,5% Cu, obtida por tratamento à temperatura de 893 K (629 °C), (c) e (d) idem à temperatura de 903 K (630 °C)	74
Figura 4.13- Perfil de concentração do cobre na estrutura da liga Al-4,5% Cu em estado reofundido obtido por tratamento à temperatura de 893 K (620 °C)	76
Figura 4.14- Perfil de concentração do cobre na estrutura da liga Al-4,5% Cu em estado reofundido obtido por tratamento à temperatura de 903 K (630 °C)	76
Figura 4.15- Fotografia do sistema de tixoforjamento montado	78
Figura 4.16- Fotografia mostrando detalhe da mesa de trabalho	79
Figura 4.17- Fotografia mostrando a ferramenta de tixoforjamento	80
Figura 4.18- Curva de aquecimento (T&t) do forno portátil	82
Figura 4.19- Curva de calibração do software SINAL	84
Figura 4.20- Fotografia das peças típicas tixoforjadas com diferentes forças de tixoforjamento: (a) 10 kN, (b) 30 kN, (c) 50 kN	85
Figura 4.21- Fotografia da peça tixoforjada com força de 70 kN	86
Figura 4.22- Curvas de variação da força de tixoforjamento em função do tempo de deformação	87
Figura 4.23- Fotografia mostrando: (a) lingote da liga submetida a refino, (b) lingote usinado, (c) corpo de prova para o tixoforjamento e (d) peça tixoforjada	89

- Figura 4.24- Fotografias da macroestrutura das peças tixoforjadas: (a) peça tixoforjada a 893 K (620 °C); (b) peça tixoforjada a 903 K (630°C) 90
- Figura 4.25- Microestrutura das peças tixoforjadas: (a) e (b) zona localizada nas proximidades da superfície e do centro da peça tixoforjada a 893 K (620 °C), (c) e (d) idem porém para as peças tixoforjadas a 903 K (630°C) 91
- Figura 4.26- Fotografias mostrando: (a) e (b) imagens de elétrons secundários e raios-X respectivamente, da peça tixoforjada à temperatura de 893 K (629 °C), (c) e (d) idem porém tixoforjada à temperatura de 903 K (630 °C) 93
- Figura 4.27- Perfil de concentração do cobre na microestrutura da região central das peças tixoforjadas à temperatura de 893 K (620 °C) 94
- Figura 4.28- Perfil de concentração do cobre na microestrutura da região central das peças tixoforjadas à temperatura de 903 K (630 °C) 94
- Figura 4.29- Fotografia das peças forjadas, com força máxima de 70 kN:
(a) forjamento convencional, (b) tixoforjamento 96

Índice de Tabelas

Tabela 2.1- Classificação dos metais em ordem crescente de dificuldade de forjamento	13
Tabela 2.2- Comparação entre vários processos de conformação	41
Tabela 2.3- Comparação entre o tixoforjamento e a fundição convencional em molde permanente, de volantes de alumínio para carros	43
Tabela 4.1- Composição química da liga produzida	59
Tabela 4.2- Valores mínimo e máximo do conteúdo de cobre em solução, e do Índice de Microsegregação na estrutura da liga Al-4,5% Cu fundida e refinada	67
Tabela 4.3- Valores mínimo e máximo do conteúdo de cobre em solução, e do índice de Microsegregação na estrutura da liga Al-4,5% Cu reofundida	75
Tabela 4.4- Valores máximos de força para o tixoforjamento da liga Al-4,5% Cu	86
Tabela 4.5- Valores mínimo e máximo do conteúdo de cobre em solução, e do Índice de Microsegregação na estrutura da liga Al-4,5% Cu tixoconformada	95

Referências Bibliográficas

Altan, T., Soo-Ik Ohh, and Harold L. Gegel; "Metal Forming Fundamentals and Applications" Metals Park, Ohio 44073, 1983.

Altenpohl, D.; Wendinnger, B. and Wohrer, J.; "Thixalloy - Where does it belong", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of Alloys and Composites, Japan 1994, p 473 - 481.

Avitzur, B.; "Handbook of Metal Forming Processes", Metals Park, Ohio 44073, 1983.

Balasubramanian, P.K., Pai, B.C., Satyanarayana, K.G. and Rohatgi; "Casting and Extrusion Characteristics of an Al-Zn-Mg Alloy Composite Containing TiO₂ Dispersions", Composites Science and Technology, 1990, p.245 - 259.

Baque, P., Felder, E., Hyafil, J. and Descatha, Y.; "Mise en Forme des Métaux: Calculs par la Plasticité", 1973, Paris, Dunod.

Benitez, J.; "Manual del mecanico forjador", Editorial Pueblo y Educación, Cuba, 1983.

Breciani, E.; "Conformação Plástica dos Metais", Editora UNICAMP, 1990.

Callegaro, R.; "Redução do volume de rebarba em peças forjadas pela variação da força de forjamento", 4^o Simposio de Conformação Plástica dos Metais, UNICAMP, Brasil, Nov 1990, p 285 - 298.

Caporalli, A., "Planejamento do Processo Isotermico de Forjamento de Precisão de Próteses Femurais em liga de titânio", Tese de Mestrado, UNICAMP, Brasil, Julho 1994.

Charreyron, P.O. and Flemings, M.C., "Rheology of Semi-Solid Dendritic Sn-Pb alloys at low Strain Rates: Application to Forming Process", Int. J. Mech. Sci., vol. 27, , 1985, p.731-791.

Carnahan, R., "Thixomolded Magnesium: It's Status and Model Relating Structure and Solid State Properties", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of Alloys and Composites, Japan 1994, p 65 - 74.

Chiarmetta, G. and Zanardi, L., "Production of Structural Components by Thixoforming Aluminium Alloys", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of Alloys and Composites, Japan 1994, p 235 - 244.

Collot, J., Shen, J. Y., "Semi-solid processing of Magnesium Alloy", Proc. 2nd.int. Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, MIT, USA 1992, p 11 - 21.

Courtois, J. A., "Comercialization of Semi-solid Forming Technology", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of Alloys and Composites, Japan 1994, p 213 - 223.

Damasco, A., "Aplicação do Processo de Obtenção de Estrutura Reofundida por Meio de Tratamentos Isotérmicos Para as Ligas Al-8% Cu e Cu-33% Zn", Tese de Mestrado, UNICAMP, Brasil, Janeiro 1990.

Dean, T. A., "The Feasibility of Flashless Forging", in Production Near Net Shape Source Book, SM, Metals Park, Ohio 44073, 1983, p 37 - 47.

Dieter, G., "Metalurgia Mecânica", Editorial Guanabara, 1983, p 167 - 212 e p 452 - 518.

Dieter, G., "Workability Testing Techniques", American Society for Metals, Metals Park, 1984.

Flemings, M. C., "Behavior of Metal alloys in Semisolid State", Metall Trans A, vol 22a, May 1991, p 957 - 981.

Gabathuler, J.P., Barras, D., Krähenbühl, Y., and Weber, J. C., "Evaluation of Various Process for the Production of Billets with Thixotropic Properties", Proceedings 2nd International Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, MIT, 1992, p. 33 - 45.

Gabathuler, J.P., Huber, H. J. and Erling, J., "Specific Properties of Produced Parts Using the Thixocasting Process", Int Conf on Al alloys: new process technologies, Marina di Ravenna, Italia, Jun 93, p 169 - 180.

Gessinger, G. H.; "Isothermal Forging: a low cost method of precision forging", in Production Near Net Shape Source Book, ASM, Metals Park, Ohio July 1979, p 166 - 169,, 1983.

Harris, J. N., "Mechanical Working of Metals", Ed Pergamon Press, 1983

Hirt, G., Cremer, R., Winkelmann, A. and Zillgen, M., "SSM-Forming of Usually Wrought Aluminium Alloys", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of Alloys and Composites, Japan 1994, p 107 - 116.

Holman, J. P., "Transferencia de calor", Ed Mc Graw-Hill do Brasil, 1993.

Horwood, E., "Aluminium and its alloys", 1987.

Joly, P. A. and Mehrabian, R., "The Rheology of Partially Solidified Alloy", J. Mater. Sci, 1976, vol 11, pp 1393 - 1418.

Kapranos, P., "Semi-solid Processing of Aluminium and High Melting point Alloys", Journal of Engineering Manufacture, vol 207, 1993, p 1 - 8.

Kapranos, P.; Kirwood, D. H. and Sellars, C. M., "Properties of Thixoformed Tools Steels", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of Alloys and Composites, Japan 1994.

Kapranos, P., "Semi-solid Metal Processing: an environmentally friendly process", *Materials World*, September 1994, p 465 - 467.

Kattamis, T.Z., "Solute distribution in duplex dendritic structure", *Metals Science*, 1974, p 635 - 643.

Kattamis, T.Z. and Nakhla, A.I., "Rheological, Microstructural and Constitutional Studies of Semi-solid Al-4.5% Cu-1.5% Mg alloy", *Proc. 2nd int. Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, MIT, USA 1992, p237 - 249.

Kenneth P, Y., "Extending Die Life", *Rheocasting Proceedings of Workshop Held of the Army*, Feb 1977, p 79 - 93.

Kirkwood, D. H., "Semisolid Metal Processing", *Int Materials Review*, vol 39, No 5, 1994, p173 - 189.

Kitamura, K. and Ando, Y., "Die Casting of Alloy in Semisolid State", *Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of Alloys and Composites*, 1994, p 181 - 188.

Kiuchi, M., Sugiyama, S., Arai, K., "Extrusion of Tube, Bar and Wire of Alloys in Mushy State", *Proceedings 20th. International. Machine Tool Design and Research Conference*, 1979, London, p.79-86.

Kiuchi, M., "Application of Mashy Metal Processing and Forming Technologies to Manufacturing Fiber Reinforced Metals", *Proceedings 2nd International Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, MIT, 1992, p. 382-389.

Kiuchi, M. and Sugiyama, "A new Process to Manufacture Semi-solid Metals", *Proceedings 2nd International Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, MIT, USA 1992, p 47 - 57.

Kiuchi, M. and Sugiyama, S., "Mashy - State Extrusion, Rolling and Forming", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of Alloys and Composites, Japan 1994, p 245 - 257.

Lange, K., "Handbook of Metal Forming", Editorial McGraw Hill, 1987.

Laxmanan, V.; Flemings, M.C., "Deformation of Semisolid Sn-15%Pb alloy" - Metallurgical Transactions A, vol.11a, Dezembro 1980, p.1927-1937;

Lehuy, H., "Mechanical Properties of Zinc-Aluminium Alloys Extruded in the Liquid-Solid State", Journal of Materials Science, 1988, vol.23, p. 2943-2950;

Lin, C.S., "Castability Maps and Mechanical Properties of Semi-solid Superalloys and Nickel Aluminides", Proceedings 2nd International Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, MIT, USA 1992, p57 - 66.

McQueen, H. J., "Hot Deformation and Dynamic Recrystallization of Al-5Mg-0,8Mn Alloy", Metal Science Vol 18, August 1984.

Mallo, M., "Conformación de Metales", Editorial Pueblo y Educación, Cuba, 1980, pp 1 - 36 e p 80 - 122

Mallo, M., "Herramientas de Conformar", Editorial Pueblo y Educación, Cuba, 1980.

Marsh, P., "The die is Cast in the Metal Making Battle", New Scientist, 14 Jan 1992, p 72 - 74

May, W.A. and Young K.P., "Semi-solid Metal Forming of Highly Loaded XDTM Aluminium Alloys Composites", "Semi-solid forming High Temperature Alloys", Proceedings. 2nd International Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, MIT, USA 1992, p 390 - 397.

Metals Handbook; "Semisolid Metals Casting", 9 Ed, v15, Casting, 1988, p 327 - 328.

Midson, S.P., Nichola, R.A. and Young, K.P., "Semi-solid Forming High Temperature Alloys", Proceedings 2nd. International Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, MIT, USA 1992, p 140 - 148.

Miwa, K.; Kobayashi, K. and Nishio, T., "Thixoforming of Partially Remelted Magnesium Alloys", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of alloys and composites, Japan 1994, p 483 - 492.

Miwa, K et al, "Aparent Viscosity and Structure in Al-Si Alloys Partially Solidified Under Stirring", Japan Inst of Metals, V 45, n8, 1981, p 853 - 859.

Mondolfo, L. "Aluminium Alloys: Structure and Properties", Ed Buther Worths, Londres, 1976, p 253 - 278 e p 693 - 758.

Moschini, R., "Maas production of fuel rails by Die Casting in the Semi-solid state from flow-cast aluminium alloys", Proceedings of 3rd International Conference on the Semisolid Processing of alloys and composites, Japan 1994, p 145 - 154.

Moschini, R., "Fuel Rails by pressure Die casting", Fearture on Foundry, Jan 1995, p 55 - 58.

Nylund, A. and Olefjord, I., "Surface Characterization of a rapidly Solidified Al5 M2,5 Cr powder before and after Hot Extrusion", Materials Science and Engineering, 1991, p.1139 - 1143.

Pachala, W.; Stycznski, S.; Porowski, S. and Wojciechowski, S., "Recovery and Recrystallization of Polycrystalline Cooper During Hydrostatic Extrusion", Metal Science, 16, 1982, p 519 - 524.

Paulov, K. P., "Problemas y ejemplos para el curso de operaciones y aparatos en Tecnología Química", Ed Mir, Moscu 1987, p 199.

Reed Hill, "Principios de Metalurgia Física", Ed. Continental S.A., 4^{ta} ed, 1974.

Reeves, J.J.; Kattamis, T. Z., "A Model for Isothermal Dendritic Coarsening", Scripta Metallurgica, v 5, 1971, p 223 - 229.

Robert, M. H., "Processamento de ligas Pastosas, IV Seminario da Tecnologia da Industria do Aluminio, Agosto 1992, p 193 - 210.

Robert, M. H., "Reofundição de ligas Metalicas uma Tecnologia Emergente", Revista Brasileira de Ciências Mecânicas, vol XVI, Agosto 1992, p 256 -277.

Robert, M. H., "Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries", Trans of Japan Foundrymens Society, v 12, October 1993, p 45 - 51.

Robert, M. H. and Cau, E. R., "Obtention of Rheocast Structures of M-2 and 308 - L Stainless Steels by SIMA", Proc. 2nd.int. Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, MIT, USA 1992, p 1 - 10.

Rooy, E.L L., "Aluminium and Aluminium Alloys", em Metals Handbook, 9ª ed, vol 15, 1988, p 744 - 770.

Rossi, M., "Estampado en Caliente de los Metales", Editorial Cientifica, España, 1971.

Scheaffer, L.; Fernandes, N. and Cappelli, P., "Cálculo de Esforços no Forjamento Isotermico de ligas de Aluminio", 2 do simposio de Conformação de Metais, UNICAMP, Brasil, Agosto 1986, p 181 - 195.

Secordel, V., valette, E. and Leroy, F, "Experimental Extrusion Test to Study the Rheological behavior of Semi-Solid Steels", Proc. 2nd.Int. Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, MIT, 1992, p. 306 - 315.

Shah, S., "Metals Handbook, Isothermal and Hot die Forging", Wyman Gordon Company, nona Ed, vol 14, Metals Park, Ohio, 1988.

Spencer, D. B.; Mehrabian, R. and Flemings, M. C., "Rheological Behavior of Sn - 15% Pb in crystallization range", *Metals Trans*, vol3, 1972, p 1925 - 1932.

Sperry, P. R., "Metals Handbook, Metallographic Technique for Aluminium Alloys", vol 8, 8th Ed, 1989.

Stycznski, S.; Pachala, W.; Porowski, S. and Wojciechowski, S., "Thermal-softening Processes in Polycrystalline Aluminium During Hydrostatic Extrusion", *Metal Science*, vol 16, 1982, p 525 - 528.

Suery, M.; Flemings, M.C., "Effect of Strain Rate on Deformation behavior of Semi-Solid dendritic Alloys", *Metall. Trans.*, October 1982, vol.13a, p.1809-1819.

Taha, M.A. and Suery, M., "Structural Characteristics and Extrusion behaviour of Pb-Sn alloys in semi-solid state", *Metals Technology*, June 1984, vol 11, p. 226-230.

Tietmann, A., Bremer, T., Girt, G. and Koop, R., "Preliminary Results in thixoforming Aluminium Wrouth Alloys", "Semi-solid forming high temperature alloys", *Proc. 2nd.int. Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, MIT, USA 1992, p170 - 179.

Toyoshima, S., " A FEM Simulation of Densification in Forming Process for Semi-Solid Materials", *Proc. 3rd. Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, 1994, p. 47-62.

Van Horn, K. R., "Aluminium", ASM, Metals Park, 1967.

Willians, G, and Stawarz, D., et al, "Squeeze Forming of Aluminium Alloys Components", in *Production Near Net Shape Source Book*, ASM, Metals Park, Ohio 44073, 1983, p 363 - 367.

Winship, T., "Flasheless Forging is Here", in *Production Near Net Shape Source Book*, ASM, Metals Park, Ohio 44073, 1983, p 33 - 36.

Yoshida, C., Moritaka, M., Shinya, S., Yahata, S., Takebayashi, K and Nanba, A., "Semi-solid forming of Aluminium Alloy", "Semi-solid forming high temperature alloys", Proc. 2nd.int. Conf. on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, MIT, USA 1992, p 95 - 102.

Zavaliangos, A. and Lawley, A, "Numerical Simulation of Thixoforming", Journal of Metals Engineering and Performance", February 1995, vol 4, n1, p 40-46.

Zoqui, E.J., "Obtenção e caracterização Mecânico Metalúrgica da Liga Al-4,5wt% Cu no Estado Reofundido", Tese de doutorado, UNICAMP, Julho 1995.