

Tese de: MESTRADO

Titulo da Tese: " Aplicação de Processo de Obtenção de Estrutura
Reofundida por Meio de Tratamentos Isotérmicos para
as Ligas Al-8% Cu e Cu-33% Zn"

Autora: Astrid Damasco *AD*

Orientadora: Maria Helena Robert

*Este exemplar corresponde
à edição final de tese ~~para~~
depois de por A. Damasco
& aprovada pela comissão
julgar em 29 Março 90.*

Aprovado por

Maria Helena Robert

Prof.ª Dr.ª Maria Helena Robert - Presidente

Carlos Alberto Ribeiro

Prof. Dr. Carlos Alberto Ribeiro

Paulo Roberto Mei

Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Prof. Dr. Anselmo Diniz

- Suplente

Campinas, 30 de janeiro de 1990

100760

AGRADECIMENTOS

A realização deste trabalho se tornou possível com a colaboração de várias pessoas, das quais quero agradecer: primeiramente à orientadora Prof.^a Dr.^a Maria Helena Robert que tanto contribuiu com informações técnicas como no desenvolvimento pessoal, tendo tornado agradável o trabalho ao longo dos 3 anos. Ao José Durval de Camargo Barros pela sua paciência quando utilizei os laboratórios e equipamentos do Centro de Tecnologia, sob sua coordenação. A Rita Helena Buso Jacom pelo acompanhamento da parte metalográfica. Ao Pro. Dr. Gilgerto de M. Gualberto por permitir o uso de seus equipamentos. Ao Pro. Dr. Carlos Alberto Ribeiro por ter permitido a realização das microanálises em amostras. Ao Wagner Luiz Faiossin e José Adair dos Reis, funcionários da Mercedes Benz de Campinas que gentilmente efetuaram análises composicionais das ligas aqui estudadas. Ao João Batista Rangel Sobrinho por ter cortado as amostras. Ao Aristides pela confecção dos desenhos. Ao Emilcio, Claudomiro, Carlinhos e Ingoa pela contribuição na execução da parte experimental.

Quero agradecer, especialmente, ao meu marido Marco Antonio Silveira e a meus filhos Rafael e Leticia pelo carinho especial que ofereceram durante os anos de execução deste trabalho.

" APLICAÇÃO DE PROCESSO DE OBTENÇÃO DE ESTRUTURA REOFUNDIDA POR MEIO DE TRATAMENTOS ISOTÉRMICOS PARA AS LIGAS Al-8%Cu E Cu-33%Zn."

RESUMO

O trabalho analisa a possibilidade de obtenção de pastas metálicas reofundidas, por meio de tratamento térmico a temperaturas superiores a temperatura solidus, de estruturas inicialmente dendríticas. Por recristalização e fusão parcial controlada, a estrutura resultante é formada de dois constituintes: a fase primária formada por sólidos globulares, envolvidos pelo segundo constituinte, o líquido oriundo das fases presentes em regiões originalmente interdendríticas e intergranulares.

O processo foi aplicado para as ligas Al-8%Cu e Cu-33%Zn com estruturas convencionais de solidificação ou submetidas à deformação a frio, antes do tratamento.

Foi verificada a influência dos parâmetros: presença de deformação, tempo e temperatura de tratamento, na estrutura da pasta obtida. Os resultados mostraram que a fração sólida na pasta é reduzida com o aumento da temperatura de tratamento; a esfericidade e diâmetro médio dos glóbulos sólidos aumentam com o tempo de tratamento; a presença de alta deformação leva à obtenção de estruturas reofundidas mais perfeitas.

Foram também analisados os mecanismos de formação de estruturas globulares para ambas as ligas: verificou-se que estrutura dendrítica evolui para reofundida por recristalização seguida de separação dos novos grãos, ou engrossamento de dendritas ou grãos originais, segundo mecanismos sugeridos por Voguel e Kattamis, respectivamente, dependendo do grau de deformação previamente imposto ao material. Os resultados mostraram o mesmo comportamento para as duas ligas utilizadas.

"Utilization of Rheocasting Process Based on Isothermal Treatment of Dendritic Structures, for Al-8%Cu and Cu-33%Zn Alloys".

ABSTRACT

This work deals with the obtention of metallic slurries by heat treatment at temperature above solidus of originally dendritic structures. By controlling recrystallisation and grain boundaries melting, the resulting structures show solid globular primary phase surrounded by liquid formed by melting of former intergranular and interdendritic phases.

The process was applied for Al-8%Cu and Cu-33%Zn alloys, in two different original conditions: conventional as cast dendritic and cold deformed structures. It was verified the influence of deformation presence, time and temperature treatment, in the structure of the obtained slurries.

Results showed that solid fraction in the slurry decreases with treatment temperature; roundness and average globular phase diameter increase as treatment time increases; high previous deformation leads to more perfect rheocast structures.

It was also analysed the formation mechanisms involved on the dendritic-to-globular structure transition under heat treatment. It was verified that such transition occurs by either recrystallisation followed by the newly formed grains detachment to the liquid or by original dendrites or grains coarsening, depending on the deformation degree previously imposed to the material.

The observed mechanisms agree with those suggested by Vogel and Kattamis.

INDICE

	Página
CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	
1.1 Introdução	1
1.2 Objetivos Deste Trabalho	2
Referências Bibliográficas do Capítulo 1	4
CAPITULO 2 - FUNDAMENTOS TEORICOS	
2.1 Características das Ligas Utilizadas	6
2.1.1 Liga Al-8%Cu	6
2.1.2 Liga Cu-33%Zn	7
2.2 Fundamentos da Reofundição	10
2.2.1 Histórico	10
2.2.2 Caracterização de Estrutura Reofundida	11
2.2.3 Distribuição de Solute na Estrutura Reofundida	12
2.2.4 Processos convencionais de Reofundição	16
A. Princípios	16
B. Equipamentos Utilizados na Obtenção de Reofundidos	20
B.1 Viscosímetros	20
B.2 Agitadores com Rotor	22
B.3 Agitadores com Propulsores	23
B.4 Agitadores por Campo Magnético	25
2.2.5 Processos não Convencionais de Reofundição	25
2.2.6 Mecanismo de Formação de Estrutura Reofundida	29
Referências Bibliográficas do Capítulo 2	35
CAPITULO 3 - DESCRIÇÃO EXPERIMENTAL	
3.1 Ligas Utilizadas	39
3.2 Confecção dos lingotes	40
3.3 Confecção de Corpos de Prova para Deformação	40

3.4	Deformação dos Corpos de Prova	41
3.5	Tratamentos Térmicos	44
3.6	Análises Metalográficas	48
3.7	Microanálise	49
	Referências Bibliográficas do Capítulo 3	50
CAPITULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSOES		
4.1	Resultados Preliminares	51
4.1.1	Curvas de Solidificação	51
A.	Liga Al-8%Cu	51
B.	Liga Cu-33%Zn	52
4.1.2	Macroestrutura Obtidas	52
A.	Liga Al-8%Cu	52
B.	Liga Cu-33%Zn	55
4.2	Resultados Definitivos	55
4.2.1	Microestruturas Obtidas	57
A.	Liga Al-8%Cu	57
B.	Liga Cu-33%Zn	65
4.2.2	Perfis de Segregação	73
4.3	Discussão dos Resultados	81
4.3.1	Influência da Deformação na Estrutura Obtida	81
4.3.2	Influência da Temperatura de Tratamento	87
4.3.3	Influência do Tempo de Tratamento	88
4.3.4	Comportamento de Microsegregação para Liga Al-8%Cu	91
	Referências Bibliográficas do Capítulo 4	94
CAPITULO 5 - CONCLUSOES e SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS		
		96

CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 Introdução

Flemings, à frente de um grupo de pesquisadores do Massachusetts Institute of Technology (MIT-EUA), é considerado o precursor dos estudos de reofundição de metais. Suas primeiras publicações datam do início da década de 70 (1)(2) e foram seguidas por inúmeras outras oriundas de pesquisas desenvolvidas na Europa (3)(4)(5), Oriente Médio (6)(7), Oriente (8)(9) e Brasil (10)(11).

A reofundição se constitui num ramo da fundição que trata da produção e processamento de metais e ligas no seu estado pastoso, semi-solidificado.

Tal pasta metálica, graças a processos especiais de produção, é constituída basicamente de sólido primário de morfologia globular envolto por líquido. Uma pasta com tais características apresenta propriedades viscosas bastante particulares, segundo estudos de Taha (12) e Mehrabian(13)(14): para teores da fase sólida da ordem de até 50%, apresentam reduzida resistência ao escoamento, quando submetidas a tensões, e ainda apresentam perfis de escoamento não turbulentos (15). O termo reofundição deriva da reologia, estudo de escoamento de fluidos, uma vez que pastas reofundidas têm comportamento no escoamento regido por leis conhecidas por esta ciência.

Essas características permitem o fácil processamento da pasta, preenchendo perfeitamente tanto moldes por aplicação de baixas pressões (16), quanto matrizes por injeção, a reduzidas temperaturas (17). Além disso, é diminuído o perigo de retenção de gases e óxidos provocados por turbulência de vazamento ou jateamento de líquido dentro de matrizes (18). Assar e co-autores (19) sugerem ainda a possibilidade de fundição direta, por gravidade, de pastas reofundidas.

Esses fatos levam à importantes consequências imediatas e futuras. Quanto às imediatas podem ser citadas: aumento da vida útil de matrizes, aumento da produtividade e da qualidade do produto na fundição sob pressão dos metais convencionalmente processados desta maneira. Quanto às futuras, pode-se destacar a possibilidade de produção por fundição sob pressão de metais até o momento impensáveis de utilização neste processo, como aços em geral e ligas de alto ponto de fusão (15)(18)(20).

Astrid Dasasco

Pastas metálicas reofundidas podem ser obtidas em reatores especialmente construídos segundo indicações de Flemings (1)(2), nos quais o metal líquido é vigorosamente agitado para a promoção de forças cisalhantes em seu interior, durante a sua solidificação. Essas forças cisalhantes promovem, segundo Vogel e Kattamis (21)(22), a formação da estrutura globular ao invés da convencional dendrítica.

Apesar da potencialidade da aplicação de pastas reofundidas, seu uso é ainda limitado devido as dificuldades ainda existentes para sua obtenção. Os processos até recentemente apresentados na literatura requerem equipamentos apropriados, que geralmente apresentam dificuldades operacionais e de controle e, muitas vezes, de limitada capacidade de produção.

Diante dessas dificuldades e tendo em vista as interessantes perspectivas de utilização de pastas reofundidas, são justificadas pesquisas no aprimoramento de processos de reofundição já existentes e no desenvolvimento de novos métodos para produção de pastas.

Assim sendo, recentemente foi viabilizado um alternativo procedimento de obtenção de estruturas reofundidas, que não requer o uso de reatores especiais. O processo desenvolvido por Robert e Kirkwood (11)(23), envolve a fusão parcial, durante tratamentos térmicos, de estruturas dendríticas previamente submetidas à deformação. Tais tratamentos promovem a transformação de estruturas dendríticas envoltas por um filme de líquido, em globulares, típicas de estruturas reofundidas.

As boas perspectivas apresentadas pelo novo processo, desenvolvido até o momento para a liga Al-6%Si, levaram ao projeto deste trabalho, qual seja, a aplicação do processo para outras ligas com diferentes teores de fase eutética e análise de parâmetros de processo e de qualidade da pasta reofundida obtida.

1.2. Objetivos Deste Trabalho

Este trabalho tem como objetivo geral dar continuidade aos estudos de reofundição, através da aplicação do novo processo de obtenção de estruturas reofundidas proposto por Robert e Kirkwood, para duas ligas diferentes: Al-8%Cu e Cu-33%Zn. Estas ligas foram escolhidas devido, principalmente, à sua ampla aplicação industrial, inclusive em processos de fundição por injeção.

Procura-se, em primeiro lugar, analisar a possibilidade de obtenção de pastas reofundidas destas ligas, via tratamentos térmicos e, além

Astrid Damasco

disso, busca-se condições para a obtenção da pasta metálica com boas propriedades reológicas, de modo a poder ser empregada na fundição sob pressão ou injeção.

Procura-se, também, através da análise de parâmetros envolvidos neste processo e sua influência na estrutura obtida, trazer uma contribuição no esclarecimento dos mecanismos que envolvem as transformações das estruturas dendríticas de solidificação para a estrutura reofundida.

Como objetivos específicos, este trabalho busca analisar a possibilidade de obtenção de estruturas reofundidas em amostras de ligas Al-8Cu e Cu-33Zn, de diferentes condições estruturais iniciais (bruta de fusão e deformada a frio), submetidas a tratamentos térmicos em diferentes condições de temperatura e tempo. De todas as condições foram obtidas micrografias que revelaram a evolução das transformações ocorridas.

Amostras das duas ligas obtidas inicialmente com estrutura dendrítica, resultado de solidificação convencional, sofreram diferentes graus de deformação a frio, por compressão (redução de altura). Posteriormente foram tratadas em duas temperaturas distintas, acima da temperatura líquida, com consequentes frações sólidas, em intervalos de tempo de tratamentos que variaram de 5 a 60 minutos.

Os resultados obtidos foram analisados por meio de observação das microestruturas. Foram analisados os parâmetros estruturais: morfologia da fase sólida resultante, a presença de líquido retido em seu interior e dimensões de partículas da fase sólida primária, na pasta reofundida.

Foi também avaliada, em amostras típicas, a distribuição de soluto em estruturas obtidas, por meio de microanálise.

Pode-se com os dados obtidos, analisar os mecanismos envolvidos na formação da estrutura reofundida, a partir de estruturas inicialmente dendrítica, e as condições adequadas de processamento para a obtenção de estruturas globulares de boa qualidade.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS DO CAPITULO 1

- 1- METZ, S.A., FLEMINGS, M.C.- "A Fundamental study of hot tearing". AFS. Trans. vol. 78, 1970, p. 453-460.
- 2- SPENCER, D.B., MEHRABIAN, R., FLEMING, M.C.- "Rheological behavior of Sn-15%Pb in the crystallization range". Metall. Trans. vol 3, julho 72, p. 1925-1931.
- 3- ROBERT, M.H., KIRKWOOD, D.H.- "Alloy slurry formation by partial melting". Proceedings of Solidification Processing Conference, p. 373-376, Sheffield, U.K., 1987.
- 4- SUERY, M., FLEMINGS, M.C.- "Effect of strain rate on deformation behavior of semi-solid dendritic alloys". Metall. Trans. A, v. 13a, outubro 1982, p. 1809-1819.
- 5- VAN DAN, J.C., MICHGOFISKY, F.H.- "Rheology and stir-casting of (organic) alloys". Rheologica Acta, v.21, 1982, p. 445-448.
- 6- ASSAR, A., MAHALLAWY, N., TAHA, M.A.- "Influence of processing variables on structure and porosity in stir-casting Al-Cu alloys" Metals Technology, v. 9, maio 1982, p. 165-170.
- 7- PRASAD, P.R. et alii.- "Microstructure of mechanical properties of rheocast Al-10%Cu alloy". Z. Metallkunde, v. 73, n. 7, 1982, p. 420.
- 8- ICHIKAWA, K., et alii.- "Modification of Hypoeutectic Al-Cu, Al-Si and Al-Ni alloys by Rheocasting".- Tran. of the Japan Institute of Metals, v. 29, n= 7, 1988, p. 598-607.
- 9- GENDA, G., YUYON, C., GEING, A.- "Mechanism of coarsening of dendrite during solidification". Proceedings of "Solidification Processing Conference", Sheffield, U.K., set. 1987, p. 416-419.
- 10- SANTOS, R.G., ARRUDA, A.C., GUATURA, J.A.- "Estudo da estrutura de uma liga Cu-Zn solidificada através de uma técnica de rheocasting". Anais do 4º CBECIMAT, dez. 1980, SC., p. 807-815.
- 11- DAMASCO, A., ROBERT, M.H.- "Reofundição por fusão parcial da liga Al-8%Cu". Anais do II Seminário sobre Tecnologia da da Industria do Alumínio -ABAL/ABM, abril 1989, SP., p. 697-705.

Astrid Basasco

- 12- TAHA, M.A., ASSAR, A.M. et alii.- "Relationship between structure and rheological parameters of Bi-17ZSn continuously rheocast slurry" Pre-print Proceedings of Solidification Processing Conference, Sheffield, set. 1987, p. 431-434.
- 13- MEHRABIAN, R., et alii.- "Casting of partially solid metals and metal-non metal composites". SMCE Int. Die-casting Exposition and Congress, USA, 1977, p. 77-93.
- 14- JOLY, P.A., MEHRABIAN, R.- "The rheology of a partially solid alloy" Journ. of Materials Science, v. 11, 1976, p. 1393-1418.
- 15- FLEMINGS, M.C.; RIEK, R.G.; YOUNG, K.P.-"Rheocasting processes"- AFS, Int. Cast Metals Journal, v. 1, 1976, p. 11-22.
- 16- ICHIKAWA, R. et alii.- "Castability of pasty semi-solid Al alloy into shell mould". Imono, v. 52, n8, 1980, p. 475-480.
- 17- RIEK, R.G., et alii.- "Machine casting of a partially solidified high copper content alloy". AFS Trans., v. 83, 1975, p. 29-30.
- 18- FLEMINGS, M.C., RIEK, R.G., YOUNG, K.P.- "Rheocasting". Mat. Science and Engineering, v. 25, 1976, p. 103-117.
- 19- ASSAR, A., MAHALLAWY, N., TAHA, M.A.- "Fluidity of stir-cast Al-10%Cu alloy" Aluminium, v. 57, n= 12, 1981, p. 807-810.
- 20- OBLACK, J.M., RAND, W.H.- "Structure and properties of the rheocast ferrous alloys 440" Metall. Trans. B., v.7b, dez. 1976, p. 705-709.
- 21- VOGEL, A.- "Solidification science helps develop new foundry technology". Metals and Materials, fev. 1979, p. 30-32.
- 22- KATTAMIS, T.Z., et alii.- "Oswald ripening during solidification of nondendritic spherical structures". Journal of Mat. Science, 1972, p. 888-894.
- 23- ROBERT, M.H., KIRKWOOD, D.H. "Reofundição de ligas Al-6%Si, proposição de um novo processo". 43= Congresso Anual da ABM, B.Horizonte, MG., 1988, v.4, p. 65-74.

CAPITULO 2 - FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1. Características das Ligas Utilizadas

Como dito anteriormente, foram utilizadas neste trabalho a liga Al-8% em peso de Cu e a liga Cu-33% em peso de Zn.

2.1.1. Liga Al-8% Cu

Em condições de solidificação em equilíbrio, o sistema Al-Cu apresenta no seu diagrama de fases uma transformação eutética para a composição 33,3%Cu, ocorrendo à temperatura de 548°C, conforme o diagrama (1) apresentado na figura 2.1. As lamelas da fase eutética são formadas de fase α , que é uma solução sólida de Cu em Al, com estrutura cristalina CFC, dútil (2); e pela fase θ , um intermetálico de fórmula CuAl_2 , com composição entre 52,5 a 53,7% de Cu, de estrutura cristalina tetragonal CC, frágil (2).

A liga utilizada neste trabalho, contendo 8% de cobre, é hipoeutética, sendo constituída, à temperatura ambiente, e condições de equilíbrio, de aproximadamente 24% de fase eutética ($\alpha + \theta$) e 76% da fase α , valores esses calculados pelo diagrama de fases, mostrado na figura 2.1.

O Cu é um dos mais importantes elementos que formam ligas com Al, devido à sua alta solubilidade neste metal. Ligas Al-Cu são muito utilizadas comercialmente dado o efeito do Cu de melhorar propriedades mecânicas do metal base (3): o Cu aumenta gradualmente a resistência a carga de ruptura e dureza da liga, até um máximo de 12% deste elemento no Al. Teores de Cu superiores a este valor tornam as ligas muito frágeis, não apresentando emprego comercial.

As ligas com teores em torno de 8% de Cu vem sendo largamente empregadas na produção de pistões para motores de combustão interna, pistões para motores a diesel e mesmo na indústria aeroespacial (4)(5).

De um modo geral, as propriedades presentes nestas ligas compreendem, entre outras, uma característica superior de fundição, podendo ser usadas em injeção. Apresentam alta resistência a elevadas temperaturas, superior resistência a tensão e dureza, boa

Astrid Basasco

soldabilidade (4).

Para as ligas de Al-Cu os processos de fundição sob pressão ou injeção são importantes e bastante empregados para se conseguir peças de geometrias complicadas e com boas características mecânicas. Apresentam também ótima estampabilidade, fornecendo peças com bom acabamento superficial, por estampagem, sendo até mais usadas que ligas Al-Mg. São usualmente empregadas, segundo esses processos de fabricação, (6), em:

- indústria de automotores;
- indústria de eletro-domésticos;
- indústria de máquinas de escritório;
- indústria elétrica.

2.1.2. Liga Cu-33% Zn

O diagrama de fases da segunda liga utilizada é mostrado na figura 2.2, (1). O sistema Cu-Zn pode apresentar à temperatura ambiente, segundo o diagrama, diferentes fases, a saber, α , β , γ e ϵ . A fase α é uma solução sólida de Zn em Cu, de estrutura cristalina CFC com alta ductilidade, enquanto a fase β é uma solução sólida de estrutura cristalina CCC, mais dura e frágil. As fases γ e ϵ apresentam estruturas cristalinas complexas, e ligas com essas estruturas têm pouca importância comercial (2)(3).

A presença da fase α confere ao latão a propriedade de ser laminável, enquanto latões β (tendo somente a fase β) são dificilmente trabalháveis; desta forma, tem-se que as ligas industrialmente interessantes são aquelas que contem α ou $\alpha+\beta$ (7)(8).

De um modo geral os latões apresentam boa resistência mecânica, podem ser trabalhados a frio, estampados e forjados. Em particular, a liga Cu-33Zn, que pode ser constituída à temperatura ambiente quase totalmente da fase ductil α , com pouca quantidade de β , é utilizada em processos de conformação como laminação e trefilação. Possui ainda alta resistência à corrosão.

Latões α e $\alpha+\beta$ podem ainda ser usados para a obtenção de peças fundidas por injeção e compressão. No entanto, devido à sua alta temperatura de fusão, com a conseqüente redução da vida das matrizes, o emprego do latão como líquido a ser injetado, está restrito a casos especiais onde se necessite de boas características de resistência mecânica e dureza, e particular resistência a corrosão (6).

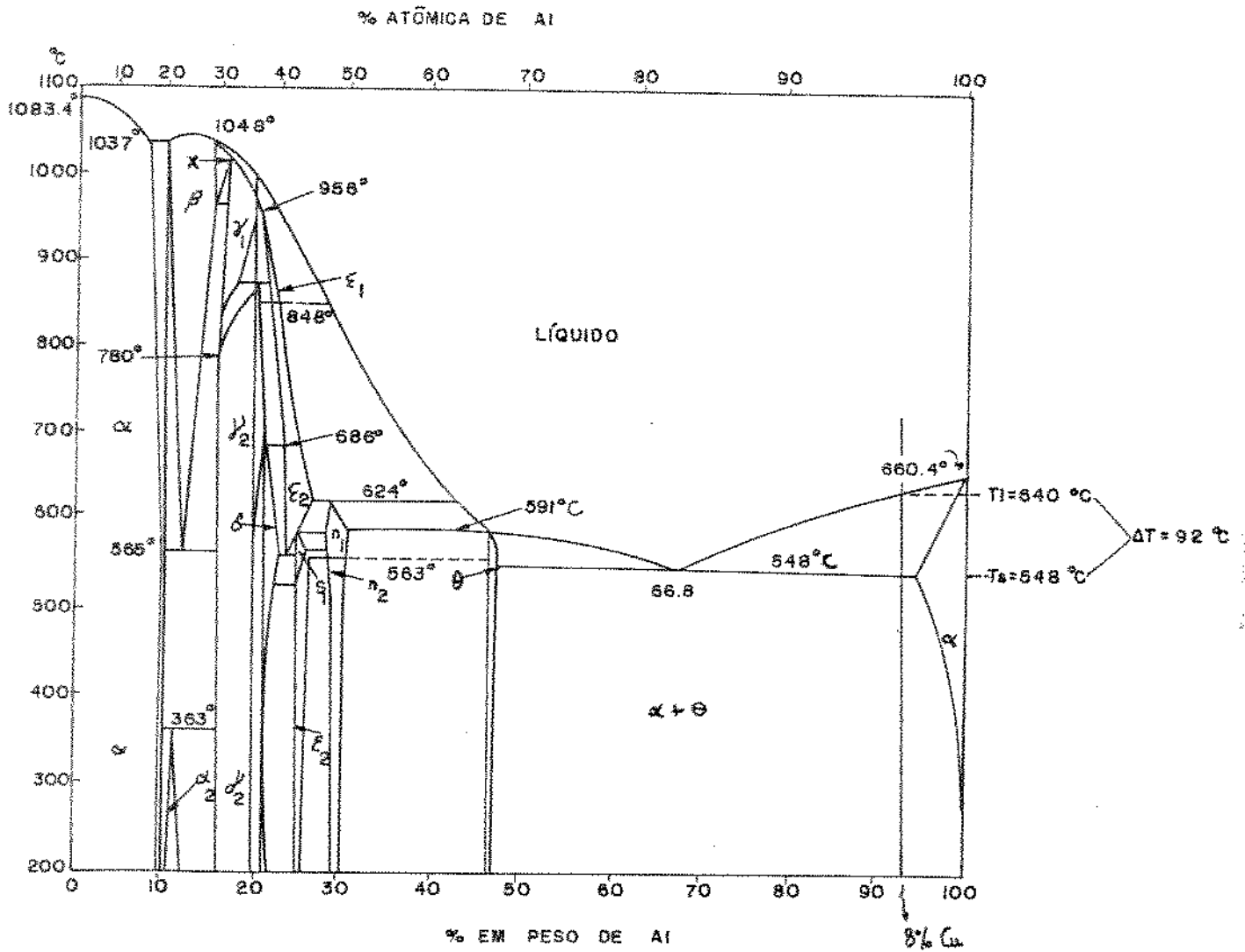


Figura 2.1. Diagrama de fases da liga Al-Cu, com a composição Al-8Cu destacada (1).

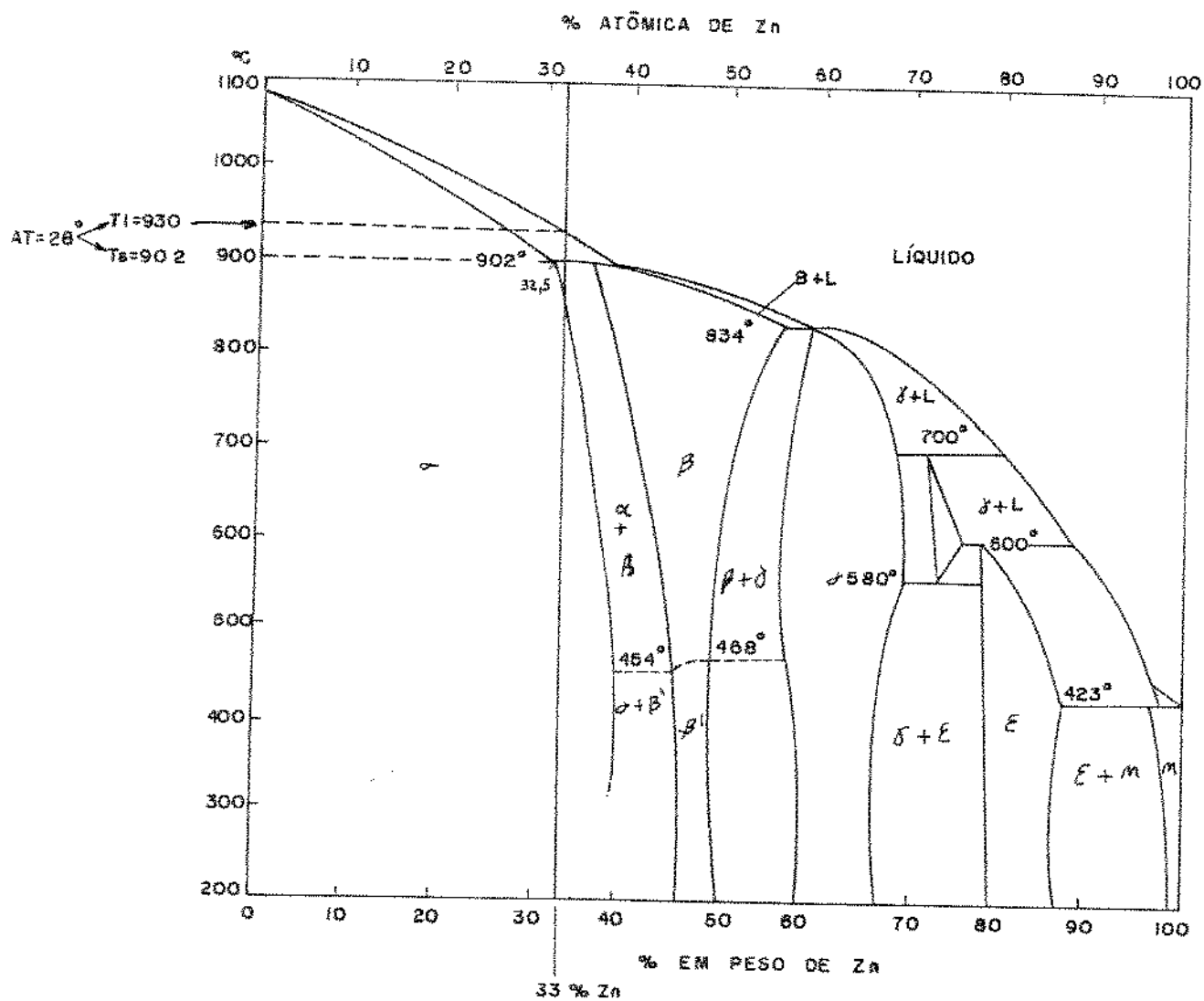


Figura 2.2. Diagrama de fases da liga Cu-Zn, com a composição Cu-33Zn destacada (1).

2.2. Fundamentos da Reofundição

2.2.1. Histórico

Os primeiros trabalhos que sugerem a utilização de metais parcialmente solidificados para a obtenção de fundidos, surgiram de um grupo de cientistas do Massachusetts Institute of Technology (MIT), liderados por Flemings, no início da década de 70 (9)(10). Investigando os mecanismos de formação de trincas à quente em fundidos, estes cientistas, indiretamente, iniciam um novo ramo de estudos: a reofundição de metais e ligas.

Os autores sugerem a possibilidade do desenvolvimento de processos de fundição utilizando vazamento do metal no estado semi-sólido, obtido em reatores especiais onde o líquido é submetido à forte agitação mecânica durante sua solidificação. O material obtido é facilmente deformável, produzindo fundidos de boa qualidade. Seus trabalhos iniciais utilizam as ligas Al-Cu e Al-Si, e apresentam estudos sobre as características pastosas e propriedades de escoamento (9)(10) do semi-sólido então denominado pasta reofundida.

Em 1972, Spencer e co-autores (11) publicam trabalho salientando a influência da agitação durante a solidificação de líquidos, na estrutura resultante. Utilizando a agitação durante a solidificação de liga Sn-15Pb, observam a formação de pastas com fases sólidas arredondadas, com especial comportamento viscoso; sugere, então, sua aplicação em fundição sob pressão e no lingotamento contínuo.

Mehrabian (12) em 1975 obtém peças fundidas por injeção de pastas; o processo apresenta vantagens sobre a injeção do metal líquido, principalmente pelo menor choque térmico e, portanto, maior vida útil das matrizes. Verifica ainda a reversibilidade do processo de reofundição, que é designado, então, "tixofundição". Utiliza ligas de baixo ponto de fusão, mas sugere aplicação também para ligas à base de Co, e mesmo ligas ferrosas.

Dois anos depois (13) publica outro trabalho sugerindo a viabilidade da purificação de metais pela separação das fases sólida e líquida de pastas reofundidas, bem como a possibilidade de obtenção de materiais conjugados, utilizando estas pastas.

Nos anos seguintes são divulgados resultados de pesquisas de vários autores, destacando-se Doherty e Vogel (14)(15), que apresentam explicações para mecanismos de formação de estruturas reofundidas. Outro grupo de pesquisadores também envolvidos com aspectos

Astrid Dantas

científicos da reofundição é o grupo liderado por Kattamis, tendo publicado vários artigos (16)(17)(18), desde o final da década de 70.

Desde então, vem surgindo publicações sobre reofundição em várias partes do mundo: no MIT por Kattamis, Mortensen, e outros (19)(20), no Brasil por Arruda e Frates (21)(22)(23), na Inglaterra por Doherty e Vogel (14)(15), no Japão por Miwa e Ichikawa (24), no Egito por Assar, Mahallawy e Taha (25)(26); na Índia por Prasad e co-autores (27), na Holanda por Van Dan e Michsgofsky (28), na França por Suery (29).

De acordo com as publicações, a reofundição vem sendo estudada há 19 anos, tanto quanto a aspectos científicos voltados para o esclarecimento dos mecanismos envolvidos na obtenção das estruturas presentes neste processo; como aspectos tecnológicos, tais como equipamentos necessários para sua obtenção (todos envolvendo agitação do líquido em solidificação), e seus parâmetros de controle.

Contudo, a aplicação industrial, até o presente momento, não traduz as iniciais expectativas e potencialidades de emprego de pastas obtidas pela reofundição. Segundo Marsh (30), esta pode ser uma questão ligada ao requerimento da patente do processo por empresas diferentes.

2.2.2. Caracterização da Estrutura Reofundida

Segundo os autores já citados no item anterior, as pastas metálicas reofundidas, as quais apresentam particular comportamento viscoso, têm as seguintes características estruturais: são constituídas de uma fase primária sólida de morfologia globular com líquido envolvendo estes glóbulos sólidos. A figura 2.3 apresenta, para comparação, estruturas reofundidas e estruturas solidificadas convencionalmente. As observações metalográficas, apresentadas por Brook (31), são feitas em reofundidos sólidos, de modo que a fase líquida presente, quando do estado pastoso, se apresenta, no sólido, com estrutura típica correspondente à composição e à taxa de resfriamento a que foi submetida (estruturas dendríticas finas ou eutéticas, podem estar presentes). Assim, o reofundido sólido típico é constituído de uma estrutura dupla: de glóbulos da fase primária envoltos por uma ou mais fases dendríticas finas.

A quantidade relativa de fases globulares e dendríticas presentes no reofundido depende da temperatura da qual a pasta foi rapidamente resfriada, enquanto que as características do constituinte dendrítico (grosso ou fino) dependem da velocidade desse resfriamento (32)(33).

O grau de esfericidade, o diâmetro médio de partículas, bem como a variação de valores do diâmetro em torno do valor médio, dos glóbulos da fase primária presentes numa pasta de determinada composição, dependerão dos parâmetros envolvidos no processo de obtenção da pasta (25)(26).

Algum eutético, ou outra fase, pode estar presente no interior de partículas globulares da 1ª fase, como resultado do aprisionamento de líquido durante o processamento da pasta. É conveniente salientar que um metal semi-sólido só possui propriedades tixotrópicas de escoamento e, por isso, é chamado reofundido, se o sólido presente tiver forma globularizada, pois a presença de dendritas forneceria ao escoamento do fluido um comportamento irregular e não previsível, já que estas poderiam interagir entre si formando um emaranhado de difícil escoamento (34).

Os autores Joly, Taha, (25)(26)(33), entre outros, vem trabalhando na caracterização das propriedades viscosas de pastas reofundidas. Os parâmetros que interferem na sua viscosidade podem ser citados: fração sólida e dimensões de glóbulos sólidos. O aumento da fração sólida não parece alterar a viscosidade até um valor máximo de 50%, para a qual a pasta tem bruscamente aumentada sua resistência ao escoamento. O aumento do diâmetro médio de glóbulos parece prejudicar a viscosidade, segundo os autores.

2.2.3. Distribuição de Sólido na Estrutura Reofundida

Estruturas reofundidas apresentam, além da particular morfologia de fases presentes (sólido primário globular), também uma particular distribuição de sólido nessas fases. Alguns autores apresentam estudos a esse respeito, efetuados, utilizando técnicas de microanálise. Swartzbeck e Kattamis (17) analisam o perfil de sólido no interior de glóbulos e na região dendrítica, inter-glóbulos, de uma liga Al-4,5%Cu reofundida. Observam que não há marcante variação do teor de sólido no interior do glóbulo, sendo este fortemente concentrado na região dendrítica fina.

Arruda e Santos (21), mostram resultados semelhantes para as ligas Al-4Cu e latão 70-30, obtidos por processo particular de reofundição a ser apresentado em item posterior. Seus resultados para o latão podem ser vistos na figura 2.4.a.

Lee, Doherty e co-autores (35) analisam as ligas Al-3Mg e Al-6Zn e 3Mg, reofundidas. Observam no interior de glóbulos da fase primária

contornos com alto índice de segregação e contornos sem nenhum soluto. Relacionando a diferença de orientação cristalina entre regiões separadas por contornos, sugerem que parte deles são consequência de aglomeração de dois ou mais glóbulos e parte é resultante de recristalização interna da estrutura. Assar, Mahallawy e Taha (34), analisando a liga Al-10Cu, mostram que líquidos retidos no interior dos glóbulos primários apresentam menor teor de soluto que o próprio glóbulo.

Genda (36) utiliza a microanálise para comparar o perfil do soluto em estruturas dendríticas e globulares para a liga Al-4,5Cu. No caso das dendritas, o perfil apresenta pequenos picos de variação de soluto em uma varredura ao longo de uma secção transversal de vários braços secundários, correspondentes a contornos dos braços, enquanto que nos glóbulos não se nota alteração no seu interior, apresentando elevados picos nas regiões de borda da fase sólida primária, conforme mostrado na figura 2.4.b.

De um modo geral, medidas de gradientes composicionais em reofundidos revelam um fato interessante: as partículas globulares da fase primária não apresentam sensível variação em sua composição. O fato pode ser observado em trabalhos com diferentes tipos de ligas reofundidas, Al-4,5Cu, Al-10Cu, Al-4,5Cu-0,3Ce, Al-3Mg, Al-6Zn-3Mg. (17)(20)(34)(35)(36).

A reofundição pode, por estes fatos, ser utilizada como técnica de refino de metais (21), bem como facilita tratamentos de homogenização já que o soluto é praticamente todo distribuído em regiões de finas dendritas onde as distâncias para difusão são pequenas.

Assim, diz-se que uma estrutura é tipicamente reofundida quanto à composição química quando apresenta na fase primária reduzidos gradientes de composição; já na fase secundária tem maior variação composicional, sendo que o soluto se encontra segregado nessa região, conforme mostrado na figura 2.4 (21)(36).

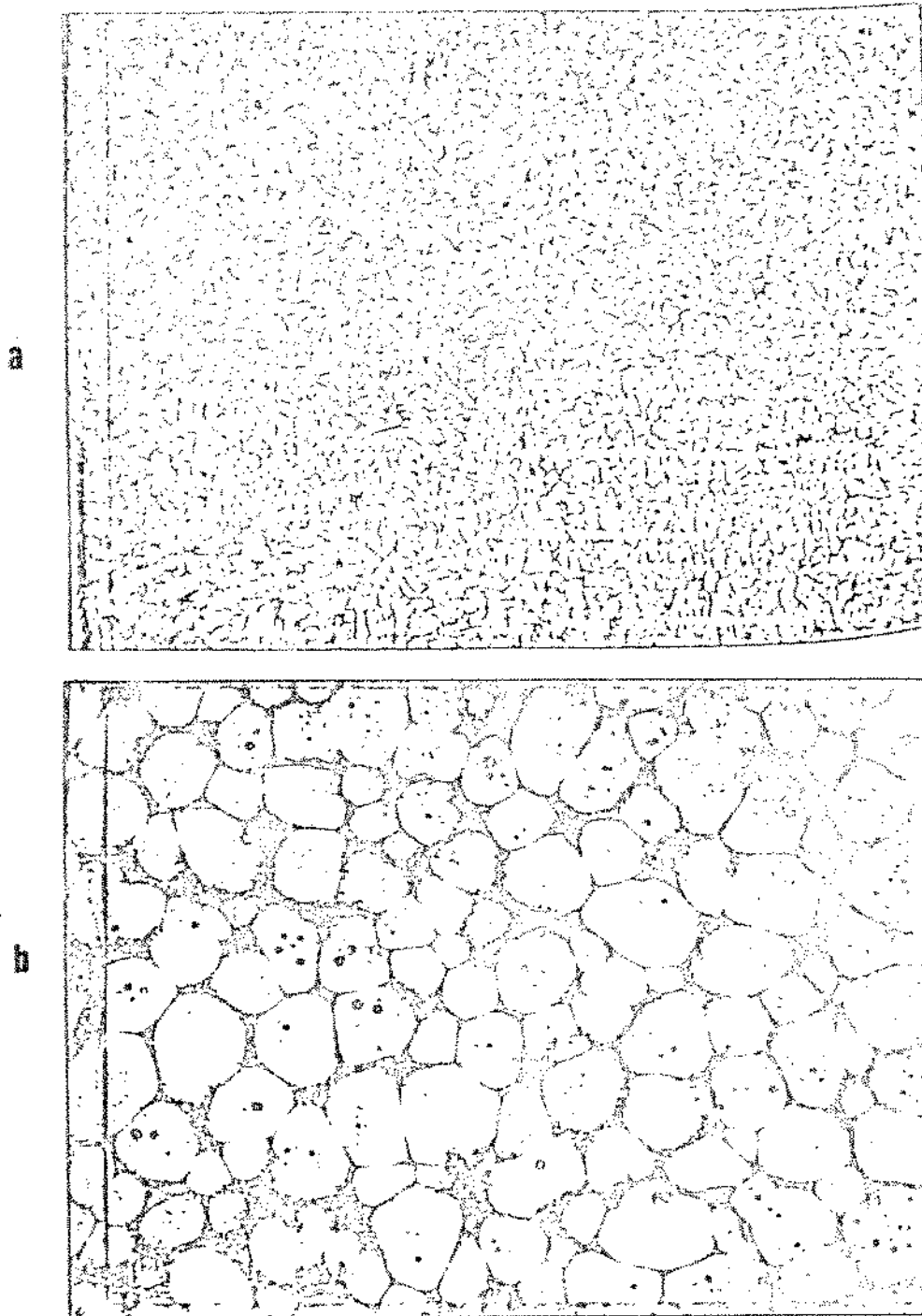


Figura 2.3. Micrografias da liga Al-Si (LM21), extraídas do trabalho de G.B. Brook (31):
a) estrutura dendrítica de solidificação convencional (100 x)
b) estrutura reofundida (100 x)

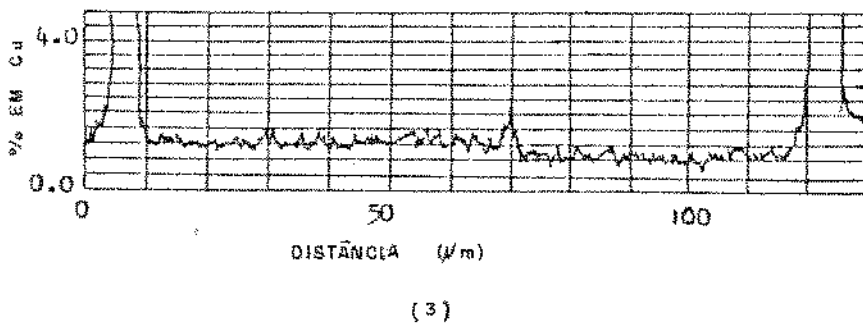
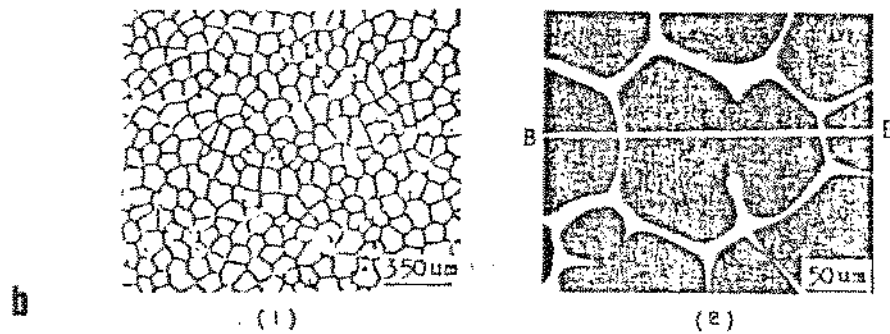
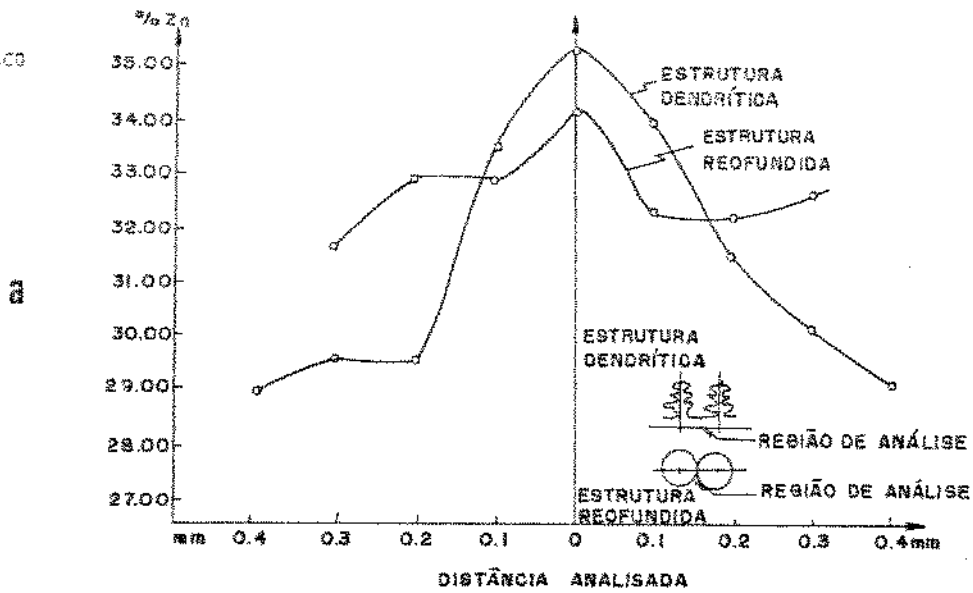


Figura 2.4. Microanálise de estruturas reofundidas segundo
 a) Santos e Arruda (21), para a liga Cu-30Zn
 b) Genda (36), para a liga Al-4Cu. 1- micrografia, 2- B-B linha de varredura, 3- diagrama.

2.2.4. Processos Convencionais de Reofundição

A. Princípios

De uma maneira geral pode-se dizer que um reofundido pode ser obtido utilizando-se técnicas para interferência na solidificação de um líquido, com o objetivo de modificar a estrutura em formação, de dendrítica para a descrita no item anterior.

Estas técnicas de interferência nada mais são do que a promoção de agitação do líquido durante estágios definidos de sua solidificação, constituindo o processo convencional mais usado. Existem, no entanto, trabalhos apresentando técnicas não convencionais de obtenção de estrutura reofundida, isto é, técnicas que não envolvem agitação, conforme explicitado em item posterior.

Agitação pode ser imposta mecânica ou magneticamente ao líquido em diferentes estágios de seu resfriamento: pode ser promovida desde uma temperatura qualquer acima da linha liquidus até uma temperatura requerida dentro da faixa de solidificação, quando então é interrompida e a pasta metálica é vazada; ou pode ser promovida após o início da solidificação, à uma determinada temperatura e por um determinado tempo, após o qual a pasta é vazada. No primeiro caso diz-se que a agitação é contínua e no segundo caso a agitação é isotérmica.

Ambos os processos estão esquematizados na figura 2.5. A temperatura de interrupção de agitação no caso contínuo, ou de aplicação de agitação, no caso isotérmico, determina as porcentagens de frações sólidas e líquidas presentes na pasta.

Uma vez obtida uma pasta com as características desejadas, esta pode ser vazada nas seguintes condições:

- a. em coquilha, para rápido resfriamento e solidificação da parte líquida (o rápido resfriamento evita o crescimento dendrítico da fase sólida globular);
- b. diretamente utilizada para o forjamento (no caso de altas frações sólidas);
- c. na fundição sob pressão (com menores frações sólidas).

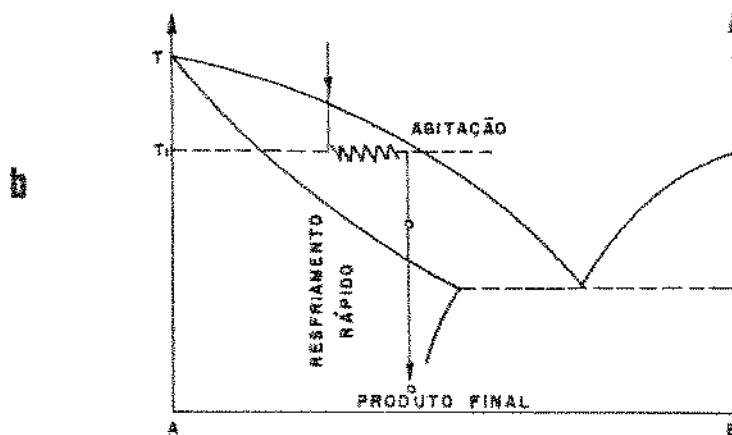
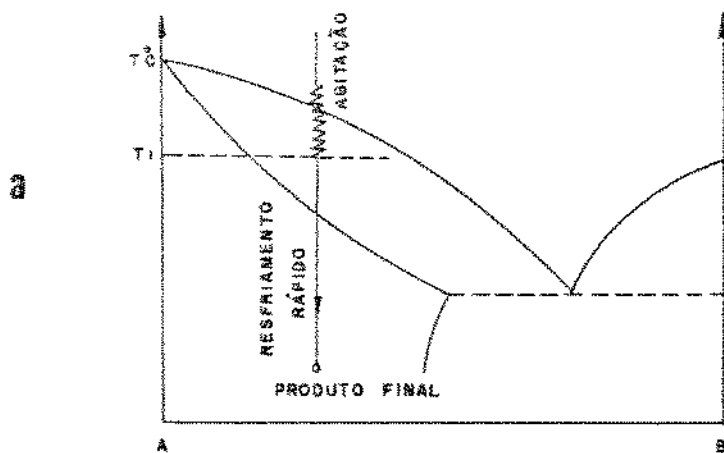


Figura 2.5. Esquema mostrando sequência de operações para:
a. reofusão por agitação contínua
b. reofusão por agitação isotérmica

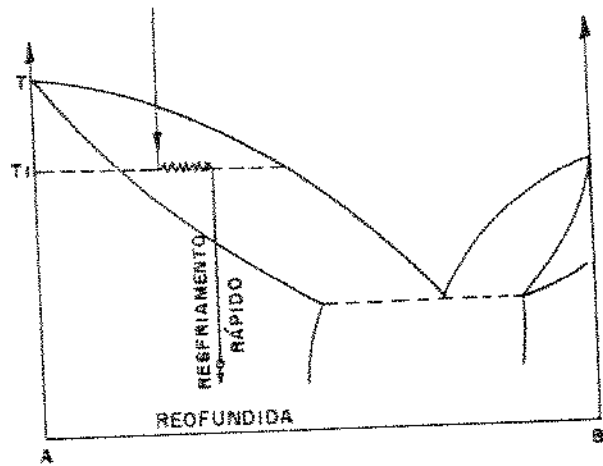
Em todos os casos o produto final é um reofundido e os processos são chamados, respectivamente, de reofundição para "a" e "c", e reforjamento para "b". No caso da obtenção de lingotes ou barras, estes podem ser posteriormente aquecidos para readquirir seu estado pastoso, para então ser utilizados na obtenção de produtos forjados ou fundidos. Nesses casos, os processos são denominados, respectivamente, tixoforjamento e tixofundição. A sequência de operações desses processos está esquematizada na figura 2.6, com a nomenclatura apropriada.

Inicialmente foram desenvolvidos processos de reofundição para obtenção de volumes definidos e estanques de pasta metálica, para fabricação de lingotes ou peças (11)(37). Posteriormente os processos foram aprimorados, com sucesso em alguns casos, para a produção contínua de pasta (12)(31).

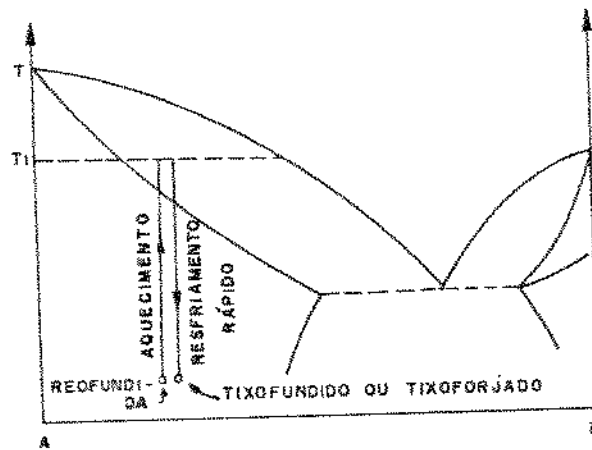
Os processos convencionais de reofundição desenvolvidos até recentemente, tanto os contínuos como os isotérmicos, utilizam agitação do líquido em solidificação. Estes processos podem ser classificados de acordo com a forma de promoção da agitação; a grande maioria dos processos utiliza agitação mecânica; no entanto, há também a possibilidade de promoção de agitação no líquido por ação de campo magnético (38).

Os equipamentos desenvolvidos para obtenção de reofundidos por agitação mecânica se diferem principalmente pelo dispositivo que produz a agitação no metal líquido: rotores ou propulsores (39) podem ser utilizados, sendo que 90% dos trabalhos utilizam rotores.

O item seguinte mostra alguns dos equipamentos apresentados na literatura para obtenção de pastas reofundidas.



REOFUNDIÇÃO / REOFORJAMENTO



TIXOFUNDIÇÃO / TIXOFORJAMENTO

Figura 2.6. Esquema mostrando sequência de operações para tixofundição ou tixoforjamento.

B. Equipamentos Utilizados na Obtenção de Reofundidos

B.1. Viscosímetros

A primeira observação de que a imposição de correntes cisalhantes em líquidos em solidificação poderia modificar a estrutura dendrítica para uma tendendo a globular foi feita por Spencer (11) ao estudar o comportamento viscoso da liga Sn-Pb semi-sólida. Spencer utiliza um viscosímetro de Couette adaptado para altas temperaturas.

Seu aparato consiste basicamente em um cadinho refrigerado contendo em seu interior um cilindro, concêntrico com seu próprio eixo, de modo que apenas um estreito espaço anelar pode ser ocupado pelo metal líquido. Este é vazado à temperatura acima da temperatura líquida, no viscosímetro, e ao atingir a temperatura desejada é iniciada a rotação do cadinho, enquanto o cilindro interno é mantido fixo. As forças de cisalhamento produzidas no líquido promovem a modificação da estrutura em solidificação. A figura 2.7 mostra um viscosímetro de Couette utilizado por Spencer.

Cadinho e cilindro são fabricados em aço inoxidável ou revestidos de materiais protetores (óxidos cerâmicos). Nas paredes internas, tanto do cilindro quanto do cadinho, são usinados chanfros verticais de cerca de 0,5 cm de profundidade, para prevenir ausência de atrito. O espaço anelar entre eles pode variar de 3 a 9 mm (12)(10). Segundo Flemings, o sistema com essas características garante a presença de cisalhamento uniforme no interior do líquido.

Velocidades de rotação na faixa de 0,04 a 1000 RPM podem ser utilizadas. Segundo Vogel (14), velocidades superiores a 1000 RPM podem produzir turbulência com retenção de ar no material. Uma variação do equipamento de Spencer foi desenvolvido por Prado, que muda a forma e o movimento do equipamento, passando, respectivamente, para um cone com movimentos oscilatórios (22)

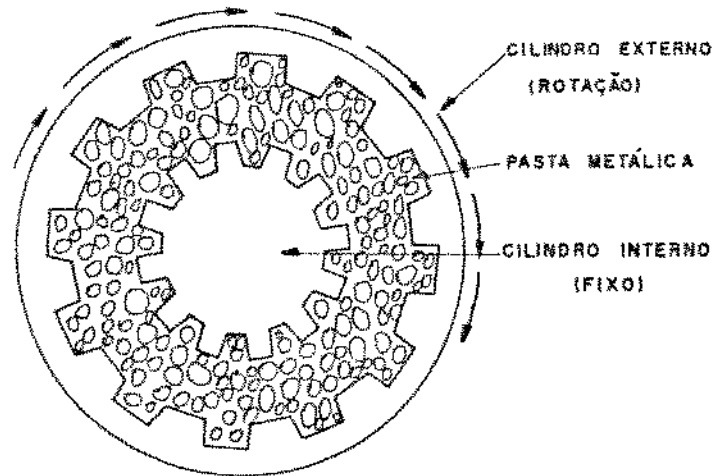
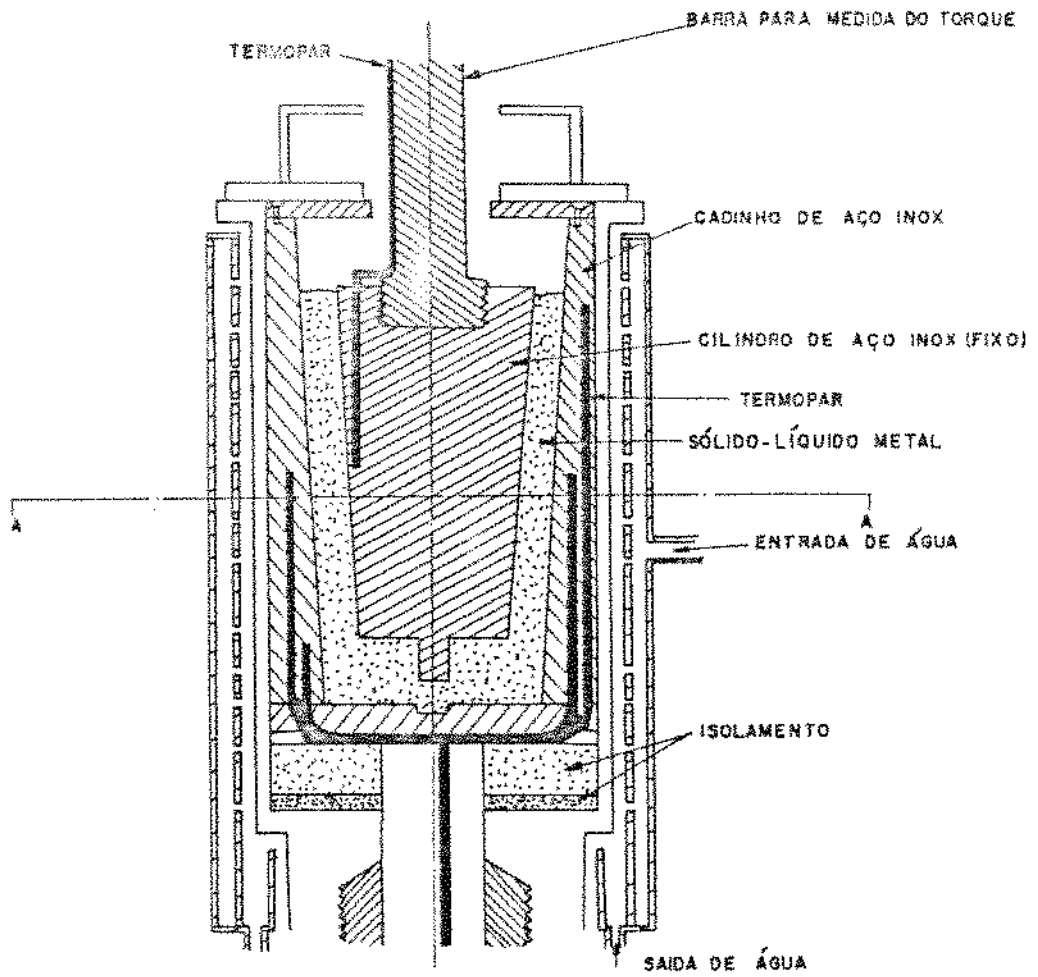


Figura 2.7. Esquema mostrando um viscosímetro de Couette utilizado por Spencer(11).

B.2. Agitadores com Rotor

A agitação do líquido em solidificação pela ação de um rotor concêntrico ao cadinho que o contém, é a base da operação dos equipamentos de reofundição utilizados pela maioria dos pesquisadores.

O processo pode ser utilizado tanto na produção de quantidades estanques de pastas (35), como se presta, com grande eficiência, à produção contínua. No primeiro caso o rotor pode ou não ser retirado do cadinho ao se processar o vazamento. No segundo caso o material é vazado em moldes contendo um sistema de extração refrigerado, semelhante a processos de lingotamento contínuo convencionais.

Os rotores são, em geral, tubos cilíndricos ou cônicos, de aço inoxidável revestidos ou não por materiais resistentes ao desgaste. Os equipamentos são construídos de maneira que o rotor ocupe quase todo espaço útil do cadinho, deixando apenas um espaço anelar para o líquido, como no caso dos viscosímetros adaptados. A pequena espessura deste espaço anelar, reduzido agora para valores de 1 a 6 mm, mantém a eficiência das correntes cisalhantes na promoção da modificação da estrutura, além de sua uniformidade.

Estes equipamentos são constituídos por câmaras duplas, uma superior contendo metal líquido à uma temperatura acima da temperatura líquida, e outra inferior onde efetivamente se processa a reofundição. A câmara de reofundição pode ser de forma cilíndrica ou cônica. Nos dois casos a velocidade de rotação não ultrapassa a 1000 RPM.

O controle da fração sólida requerida no reofundido é determinado pela temperatura de vazamento, isto é, pela temperatura de saída do material da câmara de fundição (a temperatura do metal na entrada da câmara deve ser muito próxima à líquida).

Pela alta eficiência na promoção de estruturas reofundidas neste tipo de equipamento, segundo seus usuários, ele pode ser utilizado também para a reofundição de metais ferrosos e outras ligas de alto ponto de fusão, como liga de cobalto, segundo Mehrabian (13).

Apesar da agitação por rotor ser um avanço com relação aos equipamentos tipo viscosímetro, este processo apresenta várias limitações tais como o controle da temperatura, o frequente entupimento e descontrole de fração sólida. É, no entanto, um dos equipamentos mais populares para obtenção de reofundidos. A figura

Astrid D'Assis

2.8 mostra um equipamento de agitação por rotor, utilizado por Brook (31).

B.3. Agitadores com Propulsores

Na literatura são apresentados bons resultados na obtenção de pastas reofundidas pelo uso de equipamentos bem simples contendo pás propulsoras para a agitação do líquido em solidificação (26)(27).

Estes sistemas foram inicialmente desenvolvidos para produção de materiais conjugados, pois em equipamentos com rotores ou viscosímetros era dificultosa a adição de partículas não metálicas à liga.

Neste tipo de equipamento, a agitação pode ser contínua ou isotérmica, e sua eficiência depende de aceleração (ou regimes transientes) no movimento.

Os propulsores, que podem ser de uma ou mais pás, fabricados de material incompatível com o metal líquido ou revestidos com material protetor, são mergulhados até a porção inferior do banho, procedendo-se à agitação à temperatura e no tempo desejados. As velocidades de agitação podem variar de 100 a 1000 RPM, dependendo do volume de líquido. Uma vez obtida a pasta desejada, os propulsores são retirados e o metal é resfriado, no próprio cadinho (Vogel), ou vazado em moldes.

As dificuldades apresentadas por este processo envolvem: a. uma pequena produção de material, em torno de 500 a 8.000 g, devido a necessidade de eficiência de agitação no metal líquido; b. um maior desgaste do equipamento, pás, no caso de materiais conjugados.

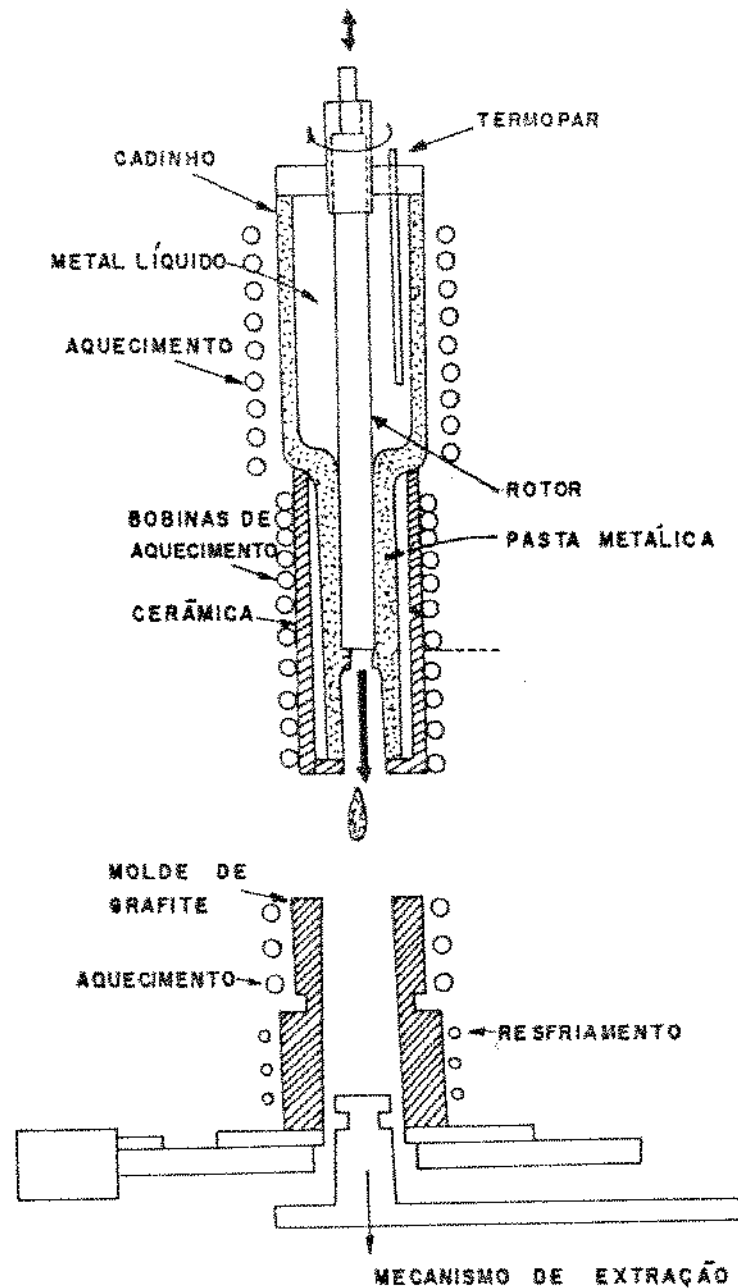


Figura 2.8. Esquema mostrando equipamento para reofundição por agitação com rotor, utilizado por Brook (31)

8.4. Agitador por Campo Magnético

Em 1980 Winter e colaboradores (38) requerem patente do processo de produção de pasta reofundida por agitação eletromagnética. O equipamento que desenvolveram é constituído basicamente de uma câmara superior, onde é mantido o metal líquido, e uma câmara inferior refrigerada, onde é vazado o líquido à temperatura desejada. Na câmara inferior se processa a solidificação, com a desejada fração sólida.

Esta câmara, fabricada em material não magnético, como o cobre e suas ligas, ou ainda o aço inoxidável, é envolvida por campo magnético produzido por um motor bipolar, bi ou trifásico, de modo que correntes de fuga provocam forte agitação no metal líquido nela contida. O campo magnético é mantido em toda extensão da zona de solidificação, para obtenção de pastas homogêneas quanto a sua estrutura interna.

A pasta é retirada da câmara inferior por meio de molde extrator, no qual é completada a solidificação do líquido presente. Tal extrator, de cobre, é movimentado mecânica ou hidraulicamente.

Embora esse processo sugira maior facilidade operacional, apresenta limitações quanto ao volume de material a ser produzido, uma vez que as correntes indutivas geradas no líquido são maiores junto às paredes da câmara, diminuindo sensivelmente para o interior do líquido. Outro problema surge com o aquecimento do material pelo efeito Joule: calor adicional deve ser retirado do sistema.

2.2.5. Processos não Convencionais de Reofundição

Tendo descrito os processos convencionais e equipamentos empregados para a obtenção de pastas reofundidas, podemos citar ainda outros procedimentos sugeridos por pesquisadores, que levam também à obtenção de semi-sólidos globulares. Estes procedimentos alternativos não envolvem agitação do líquido em solidificação da maneira descrita anteriormente.

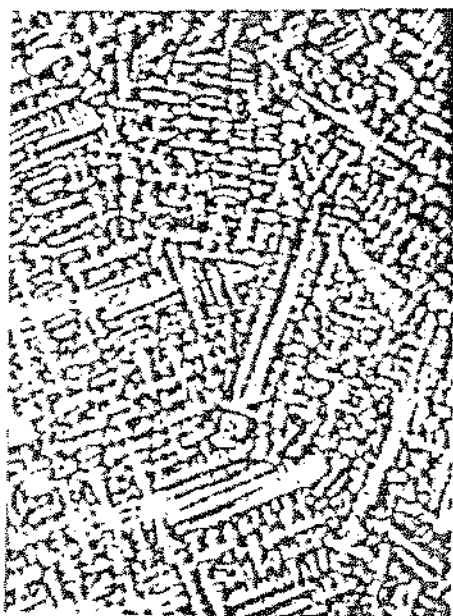
Entre outros, podem ser citados os trabalhos de Arruda e Santos (21)(42). Os autores obtêm lingotes reofundidos das ligas Al-4Cu e latão 70-30, solidificando em coquilha um fluxo de líquido passado através de um dispositivo especial. O processo consiste em fazer passar o metal líquido com reduzido superaquecimento por uma placa metálica contendo orifícios, de onde é recolhido em molde metálico

Astrid Damasco

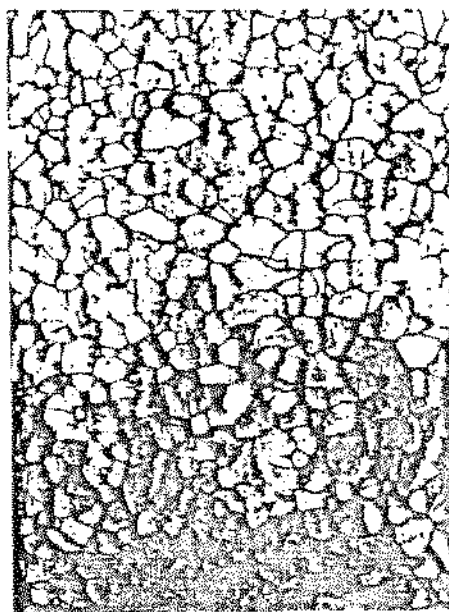
para resfriamento rápido. A figura 2.9, apresenta a micrografia da liga Cu-30Zn obtida por este processo, pelos autores.

Suery (29) obtém estruturas reofundidas da liga Sn-Pb, pela compressão a quente de material dendritico. Utiliza temperatura superior à eutética e diferentes velocidades de deformação. O autor observa que baixas velocidades de deformação levam à formação de estruturas globulares somente no centro da amostra, e que para altas velocidades, as ligas são deformadas mais homoganeamente, apresentando melhores características de estruturas reofundidas. Sugere a aplicação do processo para a fabricação de peças forjadas. A figura 2.10 mostra a micrografia da liga característica de reofundido obtida por Suery.

Em 1987 Robert e Kirkwood publicam trabalho (23)(40) propondo um novo processo não convencional de obtenção de reofundidos por tratamentos isotérmicos de estruturas dendriticas. Utilizam a liga Al-6Si, submetendo a estrutura bruta de solidificação a diferentes graus de deformação a frio e tratando o material nestas condições à diferentes temperaturas, por diferentes tempos. Por este procedimento obtém pastas metálicas com fase sólida globular, típica de reofundidos. Explicam em seus trabalhos que o desenvolvimento da estrutura reofundida a partir da dendritica deformada se dá em três estágios, a saber, recristalização, separação de grãos recristalizados e crescimento globular. A figura 2.11 mostra alguns de seus resultados: uma amostra 10% deformada, e outra amostra de material da mesma liga, deformado 120%, sendo que ambas foram tratadas à mesma temperatura e durante o mesmo tempo.



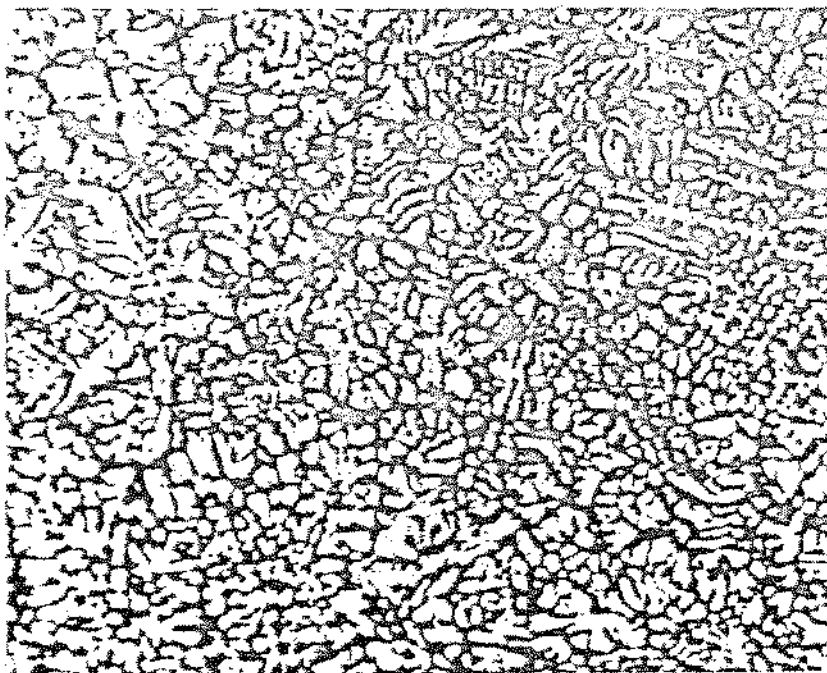
a



b

Figura 2.9. Micrografia da liga Cu-30Zn:
a) convencional dendrítica
b) obtida pelo processo proposto por Arruda e Santos(21)(42)
Aumento de 50x.

a



b

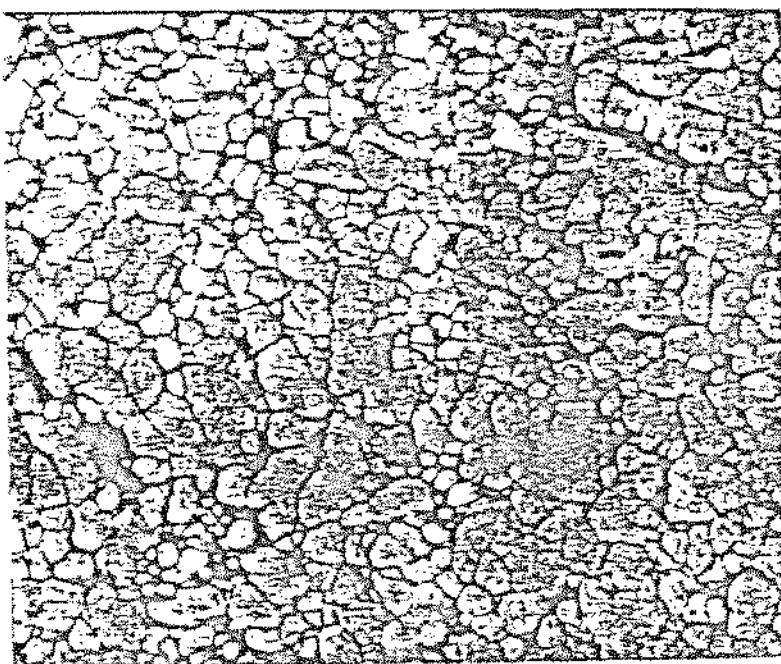


Figura 2.10. Micrografia da liga Sn-15Pb:
a) convencional dendrítica
b) quando submetida a deformação à quente, com alta
velocidade de deformação (29).
Aumento de 130x.

Este trabalho, como apresentado anteriormente nos objetivos propostos, se baseia na aplicação desse processo inicialmente viabilizado para liga Al-6Si; buscando estender os estudos sobre a reofundição por tratamentos térmicos de estruturas dendríticas, inclusive utilizando material dendrítico sem qualquer deformação prévia.

2.2.6. Mecanismos de Formação de Estrutura Reofundida

Os estudos apresentados na literatura, sobre prováveis mecanismos envolvidos na formação e crescimento do sólido de uma pasta metálica, trazem alguma luz ao esclarecimento das particularidades observadas em reofundidos. Estes estudos podem ser agrupados em duas correntes principais: uma atribuída a Vogel e outra à Kattamis, podendo ser citados ainda os trabalhos de Robert e Kirkwood que apontam novas indicações de mecanismos presentes em seu original processo de reofundição.

Vogel (14)(15), usando um equipamento para a produção da estrutura reofundida por meio da agitação do metal líquido em solidificação, observa que a nucleação da estrutura sólida se dá de maneira heterogênea e que o sólido formado cresce inicialmente como dendritas equiaxiais.

As severas condições de agitação impostas ao metal, no entanto, provocam dobramento dos braços dendríticos secundários sobre os primários, fazendo surgir contornos entre regiões dobradas e não dobradas. Tais contornos podem ser de baixo ou alto ângulo, resultado da desorientação cristalográfica entre regiões vizinhas, separadas por um acúmulo de discordâncias (o novo contorno).

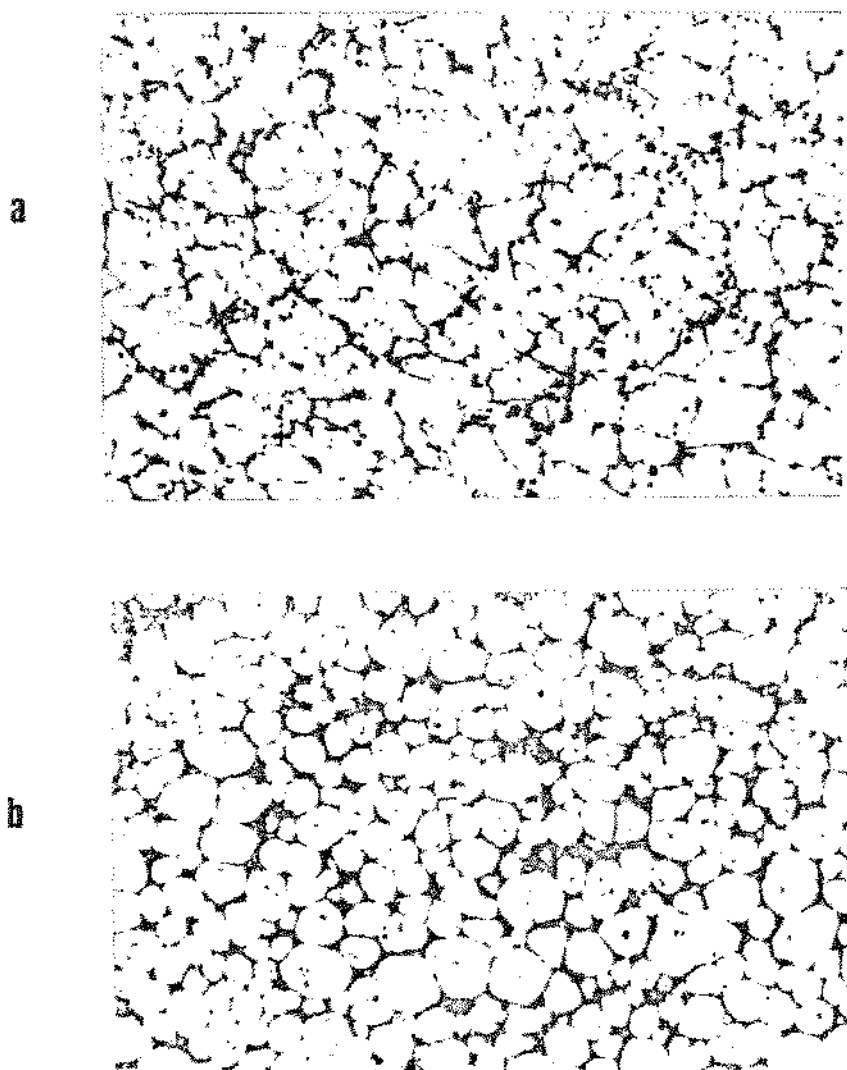


Figura 2.11. Micrografias da liga Al-6 Si reofundida por tratamentos isotérmicos, segundo Robert e Kirkwood (40).
a. liga 10 % deformada, tratada à 571 C por 15 min.
b. liga 120% deformada, tratada à 571 C por 15 min.
Aumento de 100x.

O autor sugere que não há o rompimento dos braços dendríticos dobrados pois o processo ocorre a altas temperaturas e nessas condições o sólido apresenta alta ductilidade. O braço dobrado é considerado então um novo grão; se o contorno formado for de alto ângulo e sua energia intrínseca (γ_{cg}) for duas vezes maior que a energia da interface sólido/líquido (γ_{sl}), este contorno é molhado pelo líquido, que o penetrando provoca o despreendimento do novo cristal para o líquido, onde pode crescer equaxialmente.

Ramos primários e secundários não despreendidos, por sua vez, se globularizam para que haja uma diminuição das tensões superficiais internas do sistema, por fenômenos naturais de engrossamento.

Entre outros, Lee (35), constata em seus trabalhos os fenômenos explicados por Vogel na obtenção de pasta reofundida, por meio de análises microscópicas, utilizando microscopia eletrônica.

Kattamis (16)(17)(18)(19), também utilizando equipamentos que provocam agitação no metal líquido em solidificação para a produção de pastas reofundidas, atribui a obtenção de estruturas globulares à transformação de estrutura inicialmente dendrítica por fenômenos de engrossamento naturais, acelerados pela agitação no líquido. O autor acredita que a obtenção do reofundido se inicia com uma nucleação heterogênea do metal líquido e o crescimento do sólido como dendritas equiaxiais ou rosetas, seguida de globularização. Essa globularização tem como força motriz a redução das energias de superfícies internas ao sistema, uma vez que a forma circular tem a menor relação superfície/volume.

Vários autores estudam mecanismos de engrossamento de sólidos em presença de líquido, e destacam dois principais: engrossamento por fenômeno de "Ostwald ripening", segundo o qual há a dissolução de partículas sólidas pequenas com subsequente crescimento de partículas sólidas vizinhas maiores (16), e engrossamento por coalescência, onde há desaparecimento de contornos de separação entre sólidos vizinhos.

Kattamis acredita que os braços dendríticos que possuem menor raio de curvatura desaparecem em favor dos de maiores raios, por um afinamento dos braços ou uma redução na sua altura. O transporte de material entre dois braços dendríticos é estimulado pela presença de agitação no líquido.

A presença de agitação no líquido pode também favorecer outros mecanismos de engrossamento, além de "Ostwald ripening"; coalescência também pode ocorrer, envolvendo aglomeração de um ou mais braços

dendriticos pela deposição de soluto em regiões côncavas e/ou o desaparecimento de superfícies de separação entre dois braços em contato. A figura 2.12.a, apresenta alguns modelos de engrossamento dendritico propostos por Kattamis envolvendo o fenômeno de "Ostwald ripening" (16); a parte b da mesma figura apresenta modelos do fenômeno de coalescência propostos por Kirkwood e Young (41) na sequência b1; na sequência b2, é apresentado modelo proposto por Genda (36).

Robert e Kirkwood (40) explicam a formação de estrutura globular por fusão parcial de estrutura dendritica deformada, por meio de tratamento térmico à temperatura superior à solidus. O metal solidificado convencionalmente em estrutura dendritica sofre uma deformação a frio, de compressão ou tração, causando então na estrutura inicial um alongamento dos grãos e dendritas que se orientam na direção da sollicitação mecânica. A deformação acarreta um aumento de energia interna do material, armazenada em regiões preferenciais, como defeitos internos, discordâncias, contornos de grãos, contornos de braços dendriticos. Esta energia é a força motriz para transformações estruturais, incentivadas por aquecimento; em geral, quanto maior a temperatura do tratamento térmico, mais rápidas as transformações.

Durante o aquecimento do material pode haver a recuperação, poligonização e recristalização da estrutura e, paralelamente, a formação de liquido nos contornos dos grãos, uma vez que temperaturas superiores à solidus são utilizadas. Se os contornos dos grãos recristalizados tiverem uma alta energia, tal que $\gamma_{cg} > 2 \times \gamma_{sl}$, estes são molhados, havendo o seu destacamento para o liquido. Estruturas perfeitamente globulares podem ser assim obtidas.

Como pode ser notado, o desenvolvimento de estruturas reofundidas vem sendo explicado por vários autores, segundo diferentes conceitos, dependendo do método utilizado para a produção da pasta; isto é, dos parâmetros envolvidos no seu processamento.

Algumas relações entre parâmetros de processo e de qualidade da pasta obtida podem ser comentados: a. a esfericidade dos glóbulos obtidos, parece depender dos mecanismos envolvidos em sua formação. Assim, quando os mecanismos propostos por Vogel estão presentes, os glóbulos parecem ser mais perfeitamente esféricos do que os obtidos por engrossamento dendritico, segundo Kattamis; b. as dimensões finais dos glóbulos parecem depender principalmente do tempo de permanência no reator, antes da solidificação da pasta; tempos elevados levam ao crescimento dos glóbulos; c. a relação entre a fração sólida e líquida presente na pasta é função direta da temperatura de

Astrid Damasco

processamento; d. a morfologia da segunda fase, formada pelo resfriamento rápido do líquido presente na pasta, depende da taxa de resfriamento na sua solidificação; altas taxas levam à estrutura dendrítica fina ao redor de glóbulos da fase primária, enquanto que baixas taxas podem oferecer condições de crescimento dendrítico a partir dos glóbulos primários; e. a homogeneidade das dimensões dos glóbulos da fase primária depende da agitação imposta ao sistema; maior a agitação, menores e mais globulares os grãos desta fase; f. líquido pode ficar retido no interior da fase primária, em condições onde mecanismos de aglomeração e coalescência são incentivados.

Estes conceitos apresentados são úteis na análise dos resultados deste trabalho, que busca trazer alguma contribuição ao entendimento dos aspectos de formação de pastas reofundidas.

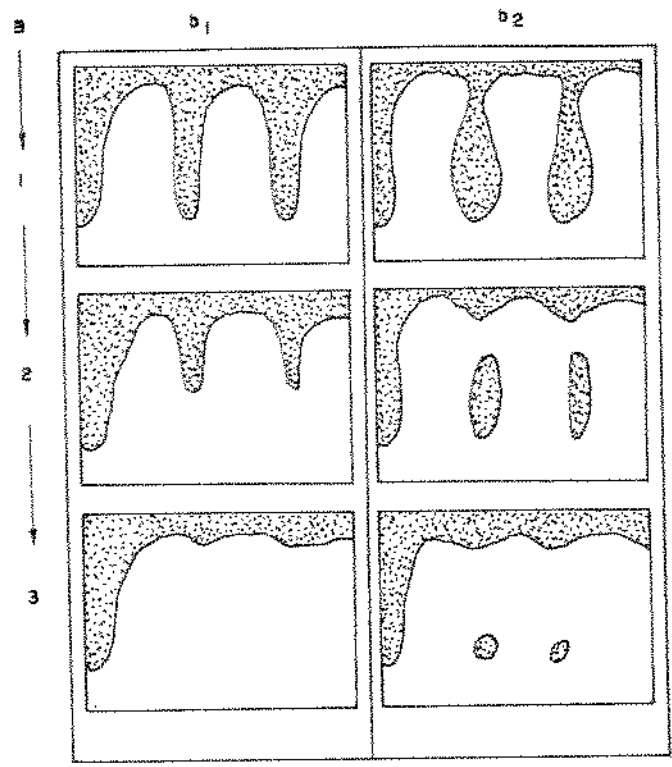
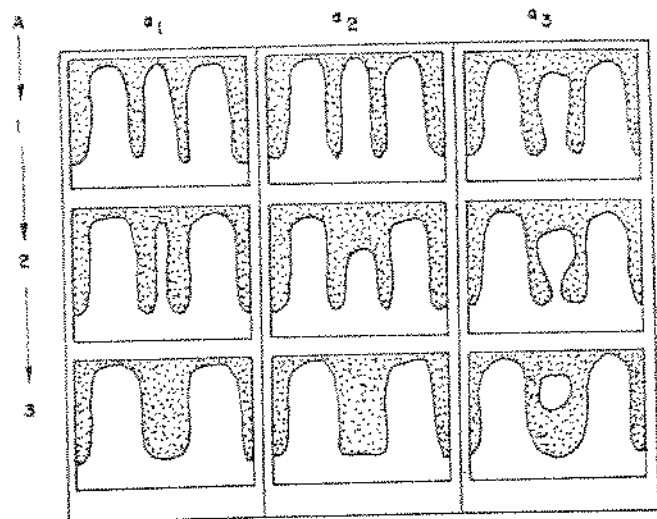


Figura 2.12.a. Fenômenos de engrossamento dendrítico explicado segundo Kattamis, mostrando fenômenos "Ostwald Ripening" que evoluem na sequência numérica, com devido aumento de tempo e temperatura constante (16)(20).
 b. Fenômenos de coalescência que evoluem na sequência numérica, com aumento do tempo e temperatura constante; b1 é o modelo proposto por Kirkwood e Young (41) e b2, modelo proposto por Genda (36).

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS DO CAPITULO 2

- 1- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM).- "Metals handbook", Ed ASM, v. 3, USA 1973.
- 2- BRICK, R.M., GORDON, R.B., PHILLIPS, A.- "Structure and properties of alloys". Ed. McGraw-Hill Book Company, USA 1949.
- 3- VAN VLACK, L.H.- "Principios de ciencias dos materiais". Ed. Edgard Blucher Ltda, SP 1970.
- 4- HATCH, J.E.- "Aluminum". Ed. American Society fo Metals, USA 1984.
- 5- CAPELLO, E.- "Tecnologia de la fundicion". Ed. Gustavo Gili, S.A. 1974.
- 6- BRESCIANI FILHO, E.- "Fundição sob pressão". Ed. ABM, SP 1978.
- 7- DAVIES, G.J.- "Solidification and casting". Ed. Applied Science Publishers Ltd, Sheffield 1973.
- 8- CAMPOS FILHO, M.P., DAVES G.J.- "Solidificação e fundição de metais e suas ligas". Ed. da USP, SP 1978.
- 9- METZ, S.A., FLEMINGS, M.C. - " A Fundamental study of hot tearing". AFS. Trans. vol. 78, 1970, p. 453-460.
- 10- MEHRABIAN, R., et alii -"Die casting of partially solidified alloys". AFS. Trans. v. 80, 1972, p. 173-182.
- 11- SPENCER, D.B., MEHRABIAN, R., FLEMING, M.C.- "Rheological behavior of Sn-15%Pb in the crystallization range". Metall. Trans. vol 3, julho 72, p. 1925-1931.
- 12- RIEK, R.G., MEHRABIAN, R., et alii -"Machine casting of a partially solidified high copper content alloy". AFS Transac., v. 83, 1975, p. 25-30.
- 13- MEHRABIAN, R., et alii -"Casting of partially solid metals and metal-non metal composites". SDCE Int. Die-casting Exposition and Congress, p. 77-93, USA, 1977.
- 14- VOGEL, A.- "Solidification science helps develop new foundry technology". Metals and Materials, fev. 1979, p. 30-32.

- 15- VOGEL, A.- "Turbulent flow and solidification: stir-cast microstructure". Metal Science, dez, 1978, p. 376-378.
- 16- KATTAMIS, T.Z., et alii- "Ostwald ripening during solidification of nondendritic spherical structures". Journal of Mat. Science, 1972, p. 888-894.
- 17- KATTAMIS, T.Z., et alii -"Solute redistribution in duplex dendritic structure". Met. Science, 1974, p. 635-643.
- 18- KATTAMIS, T.Z., et alii- "Dendritic coarsening during solidification". Journal of Crystal Growth, 1972, p. 20-24.
- 19- KATTAMIS, T.Z., et alii- "Coarsening during solidification of aluminium-copper alloys". Journal of Materials Science, 1988, p. 2882-2892.
- 20- MORTENSEN, A. - " On the influence of coarsening on microsegregation" Metall. Trans. A., maio 1988, p. 327-334.
- 21- SANTOS, R.G., ARRUDA, A.C.F.- "Estrutura e propriedades de peças fundidas por "rheocasting" usando o processo de vazamento por múltiplos fluxos". Anais do 35º Congresso Anual da ABM, 1980, p. 359-374.
- 22- PRADO, G.S.- "Desenvolvimento do processo de reofundição do Al comercialmente puro e da liga Al-4,5%Cu" . Tese de Mestrado, FEC/UNICAMP, 1983.
- 23- ROBERT, M.H., KIRKWOOD, D.H.- "Reofundição de ligas Al-6%Si, proposição de um novo processo". 43º Congresso Anual da ABM, B.Horizonte, MG., 1988, v. 4, p. 65-74.
- 24- ICHIKAWA, K., et alii- "Modification of Hypoeutectic Al-Cu, Al-Si and Al-Ni alloys by Rheocasting". Trans. of the Japan Institute of Metals, v. 29, n= 7, 1988, p. 598-607.
- 25- TAHA, M.A., ASSAR, A.M. et alii -"Relationship between structure and rheological parameters of Bi-17%Sn continuously rheocast slurry". Pre-print Proceedings of Solidification Processing Conference, Sheffield, set, 1987, p. 431-434.
- 26- ASSAR, A., TAHA, M.A., et alii- "Influence of processing variables on structure and porosity in stir-casting Al-Cu alloys". Metals Technology, v. 9, maio 1982, p. 165-170.

Astrid Dantasco

- 27- PRASAD, P.R., et alii- "Microstructure of mechanical properties of rheocast Al-10%Cu alloy". Z. Metallkunde, v. 73, n. 7, 1982, p. 480.
- 28- VAN DAN, J.C., MICHGOPSKY, F.H.-"Rheology and stir-casting of (organic) alloys". Rheologica Acta, v.21, 1982, p. 445-448.
- 29- SUERY, M., FLEMINGS, M.C.- "Effect of strain rate on deformation behavior of semi-solid dendritic alloys". Metall. Trans. A. v. 13a, outubro 1982, p. 1809-1819.
- 30- MARSH, P.- "The die cast in the metal making battle". New Scientist, janeiro 1982, p. 72-74.
- 31- BROOK, G.B., -"Improving the quality of aluminium diecastings by novel techniques". Materials & Design, v.3, outubro 1982, p. 558-565.
- 32- ORLACK, J.M., et alii -"Structure and properties of the rheocast ferrous alloys 440". Metall. Trans. B., v. 7B, dezen. 1976, p.705-709
- 34- ABBAS, A., MAHALLAWY, N., TAHA, M.A.- "Fluidity of stir-cast Al-10%Cu alloy". Aluminium, v. 57, n= 12, 1981, p. 807-810.
- 33- JOLI, P.A., MEHRABIAN, R.- " The rheology a partially solid alloy". Journ. of Materials Science, v. 11, 1976, p. 1393-1418.
- 35- LEE, H.I. et alii- "Structure and segregation of stir-cast aluminium alloys" . Proceedings of "Solidification Technology in the Foundry and Cast House ". Warwick, set. 1980, p. 119-125.
- 36- GENDA, G., YUYON, C., GEING, A.- "Mechanism of coarsening of dendrite during solidification". Proceedings of "Solidification Processing Conference", Sheffield, U.K., set. 1987, p. 416-419.
- 37- FLEMINGS, M.C.- "Keynote address: New solidification processes and products". Metals Technology. fev. 1979, p. 56-62.
- 38- WINTER, J., et alii,- U.K. Patent Application, n= GB 2042 386A, 1980.
- 39- MEHRABIAN, R., et alii -"Casting semi-solid aluminum alloys" . Metals Abstract, junho 1976, p.710-715.

Astrid Damasco

- 40- ROBERT, M.H., KIRKWOOD, D.H. - "Alloy slurry formation by partial melting". Proceedings of solidification Processing Conference, p. 373-376, Sheffield, U.K., 1987.
- 41- YOUNG, K.P., KIRKWOOD, D.H. - "The dendrite arm spacing of Al-Cu alloys solidified under steady state conditions". Metall. Trans. 6a., 1975, p. 197-202.
- 42- SANTOS, R.G., ARRUDA, A.C., GUATURA, J.A. - "Estudo da estrutura de uma liga Cu-30Zn solidificada através de uma técnica de rheocasting". Anais do 4º CBECIMAT, SC, dez. 1980, p. 807-815.

CAPITULO 3. DESCRIÇÃO EXPERIMENTAL

3.1. Ligas Utilizadas

Foram relacionadas para trabalho, conforme apresentado no capítulo 2, as ligas Al-8% em peso de Cu e Cu-33% em peso de Zn, que são designadas nesse trabalho por Al-8Cu e Cu-33Zn respectivamente.

A liga Al-8Cu é constituída, a temperatura ambiente, segundo diagrama de fases apresentado anteriormente (figura 2.1), da fase α (solução sólida de Al contendo Cu dissolvido) e da fase eutética Al₂Cu. Para a composição Al-8Cu, estima-se a quantidade eutética presente à temperatura ambiente e condições de equilíbrio, na ordem 24%. A composição química das ligas utilizadas está apresentada na tabela abaixo. As análises químicas efetuadas via úmida, foram, gentilmente executadas pela Mercedes Benz de Campinas em seu laboratório.

Tabela 1 - Composição das ligas Al-8Cu e Cu-33Zn utilizadas.

Elemento	Porcentagem	
	Liga Al-8Cu	Liga Cu-33Zn
C	-	-
Si	0,49	-
Mn	0,006	-
Cr	0,05	-
Mg	traço	-
Cu	8,19	64,53
Zn	traço	33,45
Pb	-	2,02
Sn	-	não determ.

A liga Cu-33Zn foi adquirida pronta. Sua análise química revelou a composição mostrada na tabela 1. Este latão deve apresentar à temperatura ambiente, segundo diagrama de fases apresentado no capítulo 2 (figura 2.2), fase α , isto é, uma solução sólida de Zn contendo Cu. Pode, no entanto, apresentar, fora das condições de equilíbrio, uma pequena quantidade de fase β , que é uma solução sólida de Cu em Zn, conforme descrito anteriormente.

3.2. Confeccão de Lingotes

A liga Al-8Cu foi produzida em laboratório, a partir de Al comercialmente puro e Cu eletrolítico. Na forma de cavacos, o Cu foi previamente limpo em solução aquosa de HNO₃ para retirada de camadas oxidadas de sua superfície, e em seguida introduzido no banho de Al a 900 °C. Após manutenção a esta temperatura por 3 horas, o banho foi vazado a 730 °C em lingoteira metálica e resfriado ao ar.

A liga Cu-33Zn foi adquirida pronta, refundida, vazada a 1100 °C em lingoteira metálica e resfriada ao ar.

Em ambos os casos a fusão foi feita em forno elétrico de resistência tipo mufla, de 7 KW de potência. O controle de temperaturas foi feito com termopares Chromel-Alumel, tipo K, conectado ao registrador x-t.

Ambas as ligas foram vazadas em lingoteira cilíndrica de aço, de dimensões: 26 cm de altura, diâmetro de 9,4 cm e espessura de parede de 0,3 cm, revestida internamente com tinta a base de alumina. Nos dois casos foi promovida leve agitação do líquido durante solidificação, para promoção de refino de grão e redução de microsegregação.

Os lingotes obtidos (um de cada liga) foram utilizados para retirada de amostras para deformação e posterior tratamento térmico.

3.3 Confeccão de Corpos de Prova Para Deformação

Os lingotes obtidos tinham aproximadamente 14 cm de altura, sendo que o de alumínio formou um rechupe de 4,7 cm e o de latão um rechupe de 2,0 cm. A 1 cm abaixo do rechupe de cada lingote, foi realizado um corte transversal de modo a se obter 1 bolacha, utilizada para observação da microestrutura. Em seguida os lingotes foram preparados para a retirada de corpos de prova para tratamento térmico da estrutura bruta de fusão e corpos de prova para deformação. A posição de retirada dos corpos de prova a partir dos lingotes é apresentada na figura 3.1.

Os lingotes foram faceados em sua superfície externa e desbastados 2 cm no diâmetro e 2 cm na base. Em seguida foram cortados longitudinalmente em 8 partes iguais, das quais foram usinados, de cada uma, duas séries de corpos de prova cilíndricos com 2 dimensões diferentes: a) 1 cm de diâmetro por 1 cm de altura, para tratamentos térmicos sem deformação; b) com dimensões calculadas para após

Astrid Damasco

deformados, terem as mesmas dimensões de 1 cm diâmetro por 1 cm de altura. Deste modo, todas as amostras apresentavam as mesmas dimensões quando submetidas a tratamento térmico. Pequenas dimensões foram utilizadas para reduzir efeitos de heterogeneidade na distribuição de calor nas amostras.

3.4. Deformação dos Corpos de Provas

Uma série de amostras foi tratada após deformação real de 80% (para a liga de Al) e 65% (para o latão), através de compressão, por redução na altura.

Para cálculo de altura das amostras antes e após a deformação foi utilizada a equação de deformação real (1), dada por:

$$\ln \frac{h_i}{h_f} = \% \text{ deformação}$$

A liga de alumínio foi mais severamente deformada devido a sua alta ductilidade. O latão, mais frágil, apresentando limite de ruptura à aproximadamente 80% de deformação, foi menos severamente deformado, para evitar ruptura durante a compressão.

As deformações foram efetuadas em uma máquina de ensaio de tração marca Mohr S. Federlhauff, modelo UPD6/UED40, acoplada nesta um relógio comparador centesimal que possibilitou uma maior precisão nas leituras de redução de altura das amostras.

As escalas de cargas usadas foram de 4.000 kg e 8.000 kg, respectivamente para a liga de Al e latão, sendo as cargas aplicadas a cada caso de 2.500 kg e 4.500 kg. A velocidade de deformação foi constante, para todas as amostras. Após deformação das peças desejadas, todas as amostras foram tratadas termicamente.

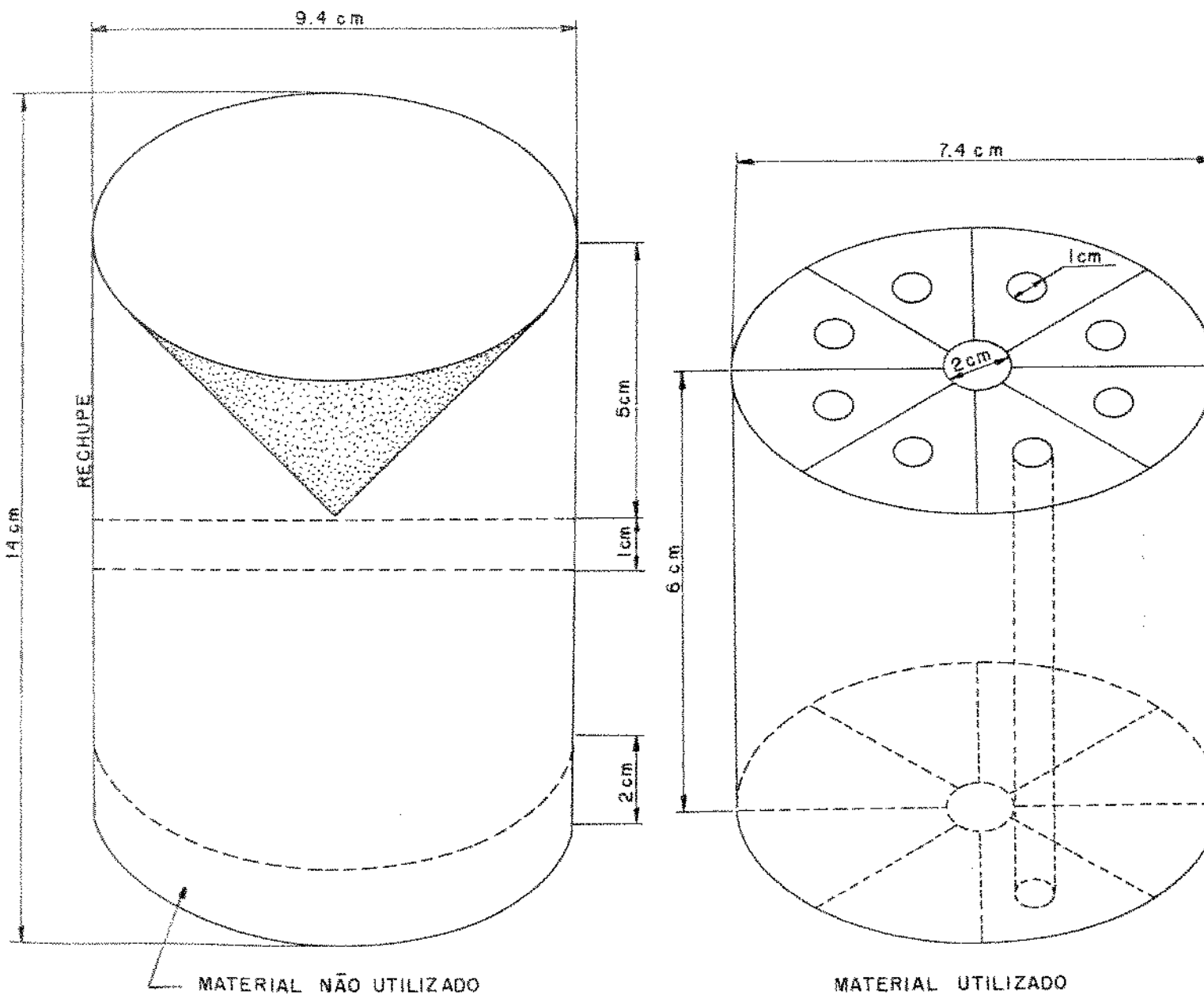


Figura 3.1.a Esquema mostrando a posição para retirada de corpos de prova para deformação e tratamentos térmicos de Al-8Cu.

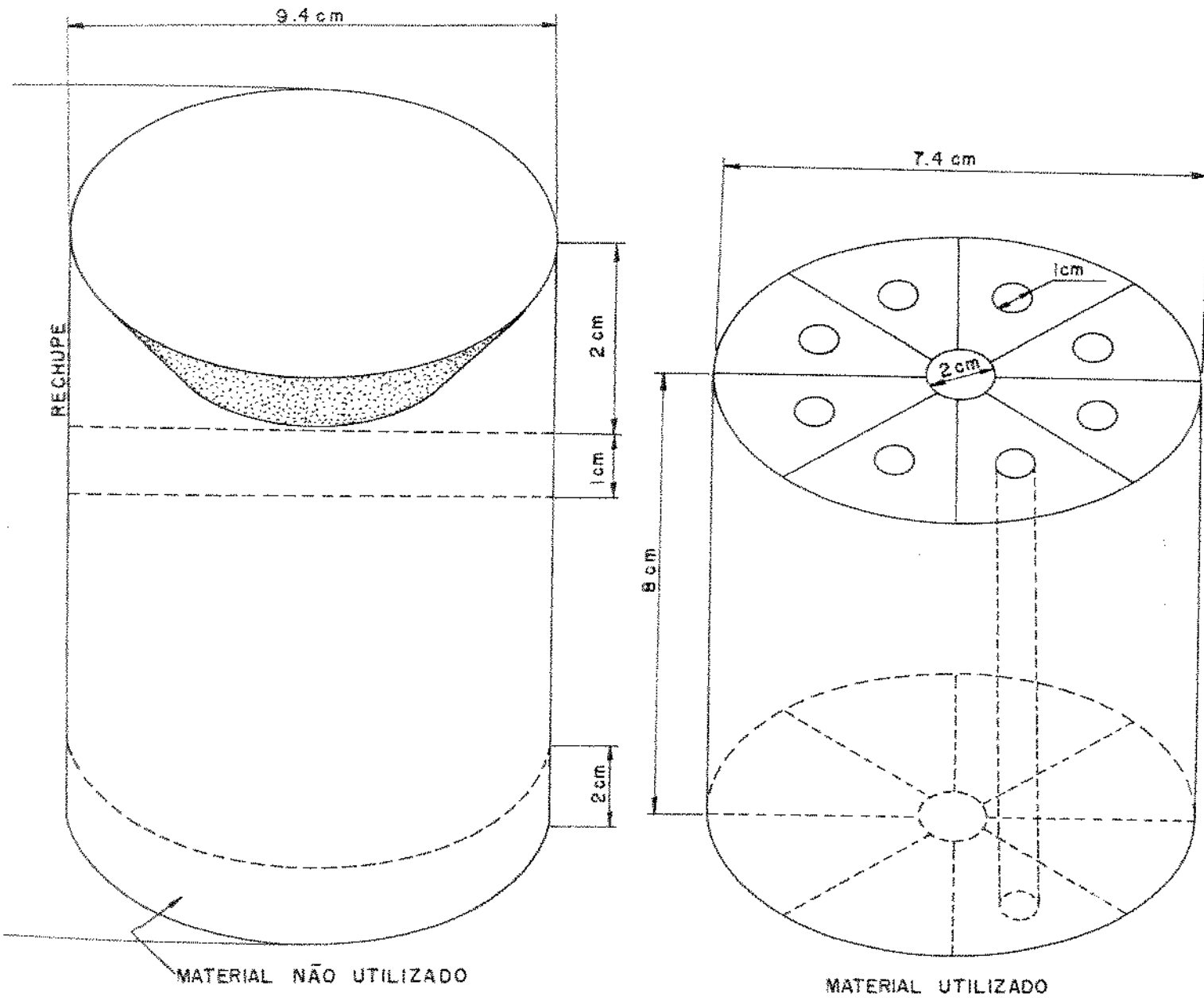


Figura 3.1.b Esquema mostrando a posição para retirada de corpos de prova para deformação e tratamentos térmicos de Cu-33Zn.

3.5. Tratamentos Térmicos

Foi utilizado para os tratamentos térmicos, um forno elétrico de resistência da marca Lundberg Hevi-Duty, modelo 59344. Tal forno possui resistência nas 3 paredes internas, exceto na base. Sua câmara mede 27,0 cm de profundidade, 14,0 cm de largura e 10,0 cm de altura, enquanto que a parte externa mede 46,5 de profundidade, 34,0 cm de altura, e 39,5 cm de largura. No centro de sua tampa, existe uma janela retangular de 4,5 cm de largura por 1,5 cm de altura, que possibilitou a entrada e saída das amostras para os tratamentos térmicos sem que o forno fosse aberto.

Para o resfriamento das amostras aquecidas, foi utilizado um recipiente de capacidade de 60 litros de água, posicionado linearmente abaixo da janela do forno, a uma distância de 100 cm. Após a permanência à temperatura e tempo desejados, as amostras foram rapidamente mergulhadas na água para "congelamento" de sua estrutura interna. A figura 3.2 mostra o aparato utilizado para os tratamentos térmicos.

As temperaturas dos tratamentos foram monitoradas por um termopar posicionado no interior da câmara do forno. Utilizou-se para isto termopar Chromel-Alumel tipo k, conectado ao registrador Kontron Elektronik GMBH, modelo Recorder 312.

Curvas de aquecimento do forno foram obtidas para análise do tempo necessário à sua estabilização nas temperaturas de tratamentos desejadas. Após estabilização, a qual levou um tempo da ordem de 12 horas, não houve variação de temperatura, podendo então ser procedidos os tratamentos. A figura 3.3 mostra a variação da temperatura com o tempo, para o forno utilizado, quando ligado à 567 C, após sua estabilização.

Definida a temperatura de tratamento a ser usada, e após a estabilização da mesma, procedeu-se ao tratamento das amostras. Utilizou-se para introdução e retirada das amostras no forno, durante os tratamentos térmicos, uma haste fina de aço, com 30 cm de comprimento e 0,2 cm de espessura, tendo a ponta dobrada, de modo a permitir sustentar uma amostra envolvida por uma tela fina de aço.

Esta tela além de segurar a amostra, possibilitou durante o resfriamento em água, o melhor contato da amostra aquecida com a água fria, obtendo assim melhor eficiência no resfriamento. O aparato amostra-tela-haste, foi introduzido no forno através de sua janela, para a realização do tratamento. A amostra se manteve suspensa no

Astrid Zanasco

centro do forno por um dispositivo que sustentava a haste em tal posição.

Terminado o tempo de cada tratamento, o dispositivo era retirado, a haste puxada para fora e mergulhada no recipiente de água, sendo rapidamente agitada durante o resfriamento das amostras. Retirada da água, a amostra era desprendida do aparato e identificada para posterior análise de micrografia.

Para definição das temperaturas de tratamento a serem utilizadas, foram inicialmente obtidas as curvas de solidificação das duas ligas, para identificação da " T solidus " e " T liquidus " de cada uma delas.

Em seguida foram calculadas, utilizando a equação de Scheil(2), as temperaturas de tratamento necessárias para a formação de 80 e 60% de sólido, para a liga Al-8Cu e para Cu-33Zn. Assim, segundo a equação:

$$f_s = 1 - [(T_f - T_l) / (T_f - T)]^{1/(1-k)}$$

onde: f_s = fração sólida presente, em equilíbrio, a temperatura T.

T_f = temperatura de fusão do metal base puro

T_l = temperatura de fusão da liga

T = temperatura correspondente a f_s

K = coeficiente de partição (obtida do diagrama de fases das ligas)

As temperaturas utilizadas para os tratamentos térmicos foram 560 e 600 C para a liga Al-8Cu e 920 e 940 C para a liga Cu-33Zn. Tempos de 5, 10, 15, 30 e 60 minutos foram utilizados para verificação da evolução das estruturas em tratamento.

Foram obtidas, no total, 20 amostras tratadas de cada liga, com 2 amostras de referência da estrutura inicial sem deformação e com deformação, gerando um total de 44 amostras. Posteriormente todas foram analisadas para verificar a possibilidade de obtenção da estrutura reofundida, pelo processo aplicado.

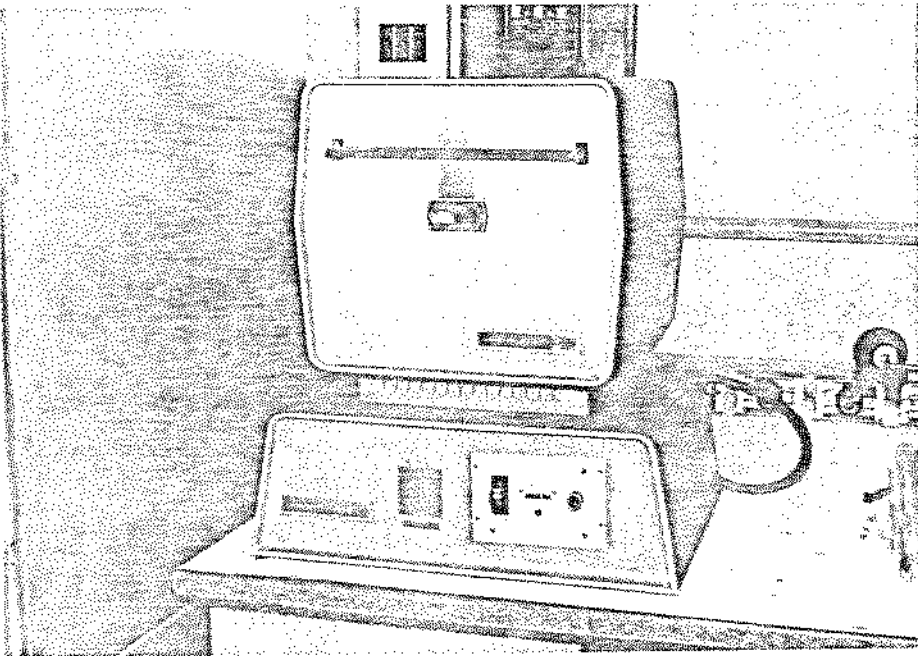
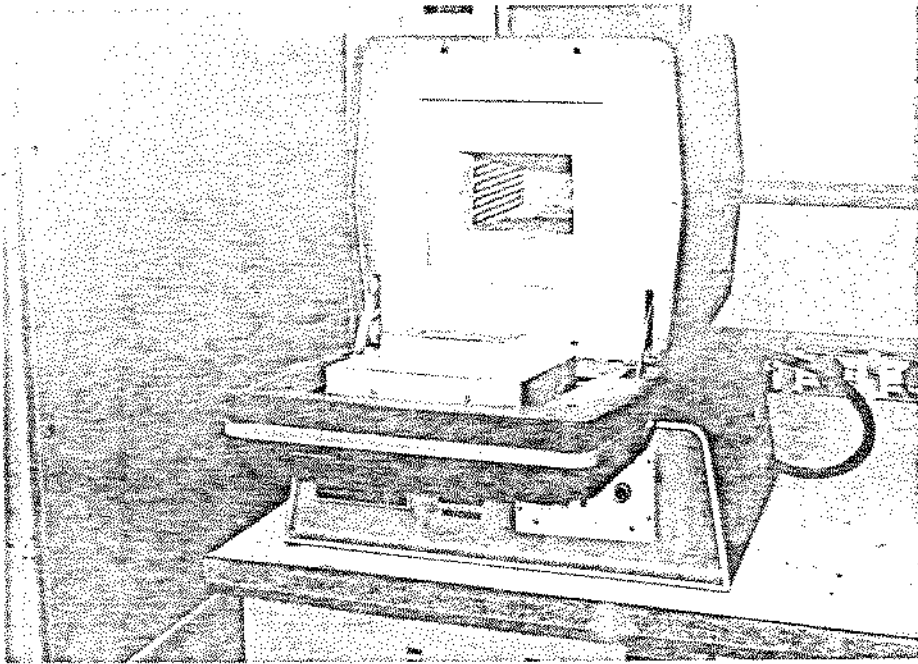


Figura 3.2. Foto do forno utilizado para tratamento térmico de amostras.

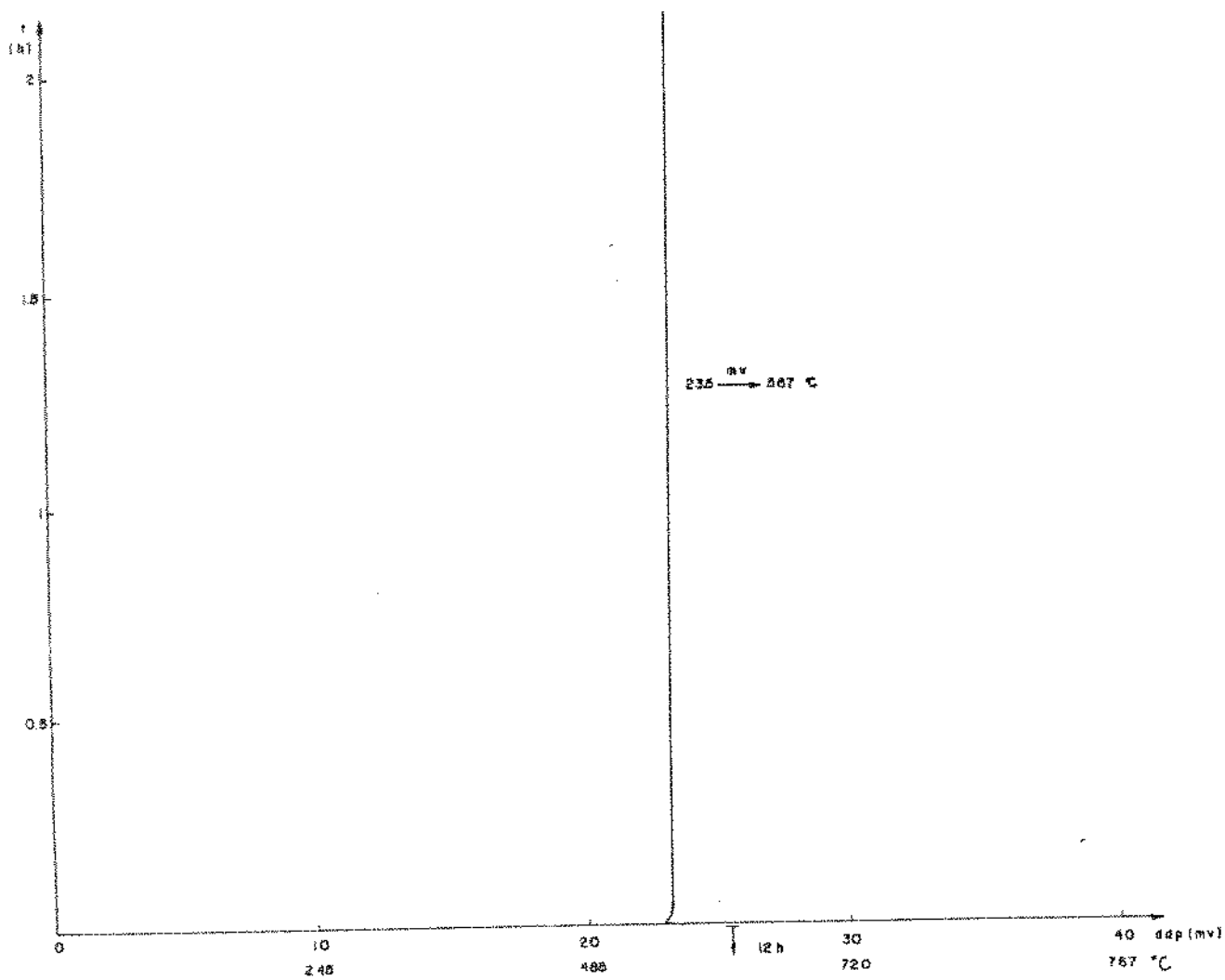


Figura 3.3. Curva "tempo x temperatura" do forno a 567 C, depois de 12 horas para estabilização. Período de registro de 2 horas, escala de 50 mV, e velocidade do papel 20 cm/h.

3.6. Análises Metalográficas

Para observação da macroestrutura dos lingotes, foi necessário uma prévia preparação das bolachas obtidas, já citadas anteriormente. Primeiramente foram polidas com lixa de carbeto de silício, nas seguintes granas: 150, 220, 320, 400. Em seguida foram submetidas a um ataque químico para a revelação dos grãos. Foram utilizadas as seguintes soluções(3).

Para a liga de alumínio: 5,0% HF
1,5% HNO3
3,0% HCl
90,5% H2O

Para o latão : 50% HNO3
50% H2O

As análises dos resultados dos tratamentos térmicos foram feitas por meio da observação das micrografias obtidas. Todas as amostras foram cortadas transversalmente à metade da altura, com uma serra de diamante que possibilitou a menor perda de material das amostras. Em seguida foram polidas mecanicamente com lixas de carbeto de silício até grana 600. Para amostras de latão, foi necessário estender o polimento, para lixas de 3 e 1 um, em virtude da liga apresentar fases com durezas diferentes. Terminado o polimento mecânico as amostras foram submetidas ao polimento eletrolítico.

Com base no Metals Handbook(3), volume 8, se determinou o eletrólito e condições usadas para cada liga.

Para Al-8Cu : a) reagente químico I4
- 80 ml de ácido perclórico (60%)
- 700 ml de etanol
- 120 ml de água destilada
- 100 ml de glicerol

b) condições
- tempo: 20 min.
- voltagem: 45 volts

Para Cu-33Zn : a) reagente químico III-4
- 600 ml de água
- 400 ml de ácido fosfórico

b) condições

- tempo: 6 sec.
- voltagem: 2 volts

Na sequência as amostras foram lavadas em água corrente, passadas em acetona e secadas, para serem fotografadas em microscópio ótico.

3.7. Microanálise

Foram efetuadas microanálises em algumas amostras para uma avaliação da tendência da distribuição do soluto na situação inicial da estrutura dendrítica e após completa globularização.

Estudos mais cuidadosos de microsegregação em reofundidos poderá ser assunto de trabalhos posteriores.

Pode-se ressaltar que o preparo das amostras para a realização de microanálise é o mesmo utilizado para obtenção de micrografia, já citada neste capítulo.

Foi utilizado microscópio eletrônico de varredura da marca Cameca, que possui um sistema de análise química quantitativa capaz de detectar as variações da composição química dos materiais. O princípio da análise quantitativa simples, consiste na relação de comparação entre o metal puro, que serve como padrão e que permanece no interior do equipamento, com o mesmo tipo de metal presente na amostra em estudo.

As amostras escolhidas para essas análises foram :

- a) Liga Al-8Cu: - 1 amostra com estrutura dendrítica de solidificação, sem tratamento térmico, para servir como referência na história da liga.
- 2 amostras, sem deformação, e tratadas a 600 C por 10 e 60 min.
- 2 amostras, com deformação, tratadas a 600 C por 10 e 60 min.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS DO CAPITULO 3

- 1- SOUSA, S.A. - "Ensaio mecânicos de materiais metálicos". Ed. Edgar Blucher Ltda e Editora da USP, SP 1974.
- 2- GARCIA, AMAURI "Solidificação dos Metais" apostila do curso de Solidificação dos Metais na UNICAMP.
- 3- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM) - "Metals Handbook". Ed. ASM, v. 8, EUA 1973.

CAPITULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSOES

4.1. Resultados Preliminares

4.1.1. Curvas de Solidificação

A. Liga Al-8Cu

De acordo com o diagrama de fases de liga Al-Cu apresentado no capítulo 2 a faixa de temperaturas em que ocorre a solidificação em equilíbrio, para a composição 8%Cu, se situa entre 640°C (temperatura "liquidus") e 548°C (temperatura "solidus").

Os valores experimentais obtidos a partir da curva de solidificação desta liga, apresentada na figura 4.1, mostra, no entanto, um intervalo de solidificação entre 635°C e 529°C, com temperatura eutética a 529°C. Estes valores são apresentados na tabela 4.1.

Tabela 4.1 Temperaturas de transformação líquido/sólido das ligas utilizadas.

	Liga Al-8Cu		Liga Cu-33Zn	
	Teórico	Experimental	Teórico	Experimental
Temperatura Liquidus [°C]	640	635	930	964
Temperatura Solidus [°C]	548	529	902	881
Intervalo de Solidificação [°C]	92	106	28	83

B. Liga Cu-33Zn.

O diagrama de fases do sistema Cu-Zn, apresentado no capítulo 2, mostra os valores das temperaturas de início e fim de solidificação, para a liga de composição Cu-33%Zn, como sendo 930° C e 902° C, respectivamente. No entanto, a curva de solidificação desta liga, obtida experimentalmente e mostrada na figura 4.2, indica temperatura liquidus igual a 964° C e temperatura solidus igual a 881° C. Estes dados estão também apresentados na tabela 4.1.

As discrepâncias dos dados experimentais obtidos, com relação às temperaturas de solidificação previstas pelos diagramas de fases das duas ligas utilizadas neste trabalho, podem ser explicadas levando em conta que:

i) diagramas de fases representam em geral situações de equilíbrio, o que não traduz a situação real de solidificação no nosso caso;

ii) a presença de outros elementos alteram as temperaturas de transformações, de maneira não prevista pelo diagrama bifásico. A liga de Al-Cu utilizada apresenta 0,546 % de outros elementos, enquanto Cu-Zn apresenta 2,02 % de outros elementos, os quais podem ser responsáveis pela significativa alteração das temperaturas liquidus e solidus para a liga Cu-Zn; enquanto a liga Al-Cu, com menor teor de outros elementos, apresenta menores variações dessas temperaturas, com relação às previstas teoricamente.

4.1.2 Macroestruturas Obtidas.

A. Liga Al-8Cu

A análise da macrografia do lingote obtido para esta liga, apresentada na figura 4.3, revela dois tipos de grãos nítidos e distintos: na borda a estrutura é colunar fina, passando a equiaxial fina a partir de aproximadamente 0,5 cm da superfície externa.

A camada de grãos colunares pode ser consequência da alta taxa de retirada de calor pela coquilha. A agitação promovida durante a solidificação provocou o refino da estrutura por provavelmente quebra dendrítica. Não se nota macrosegregação transversal.

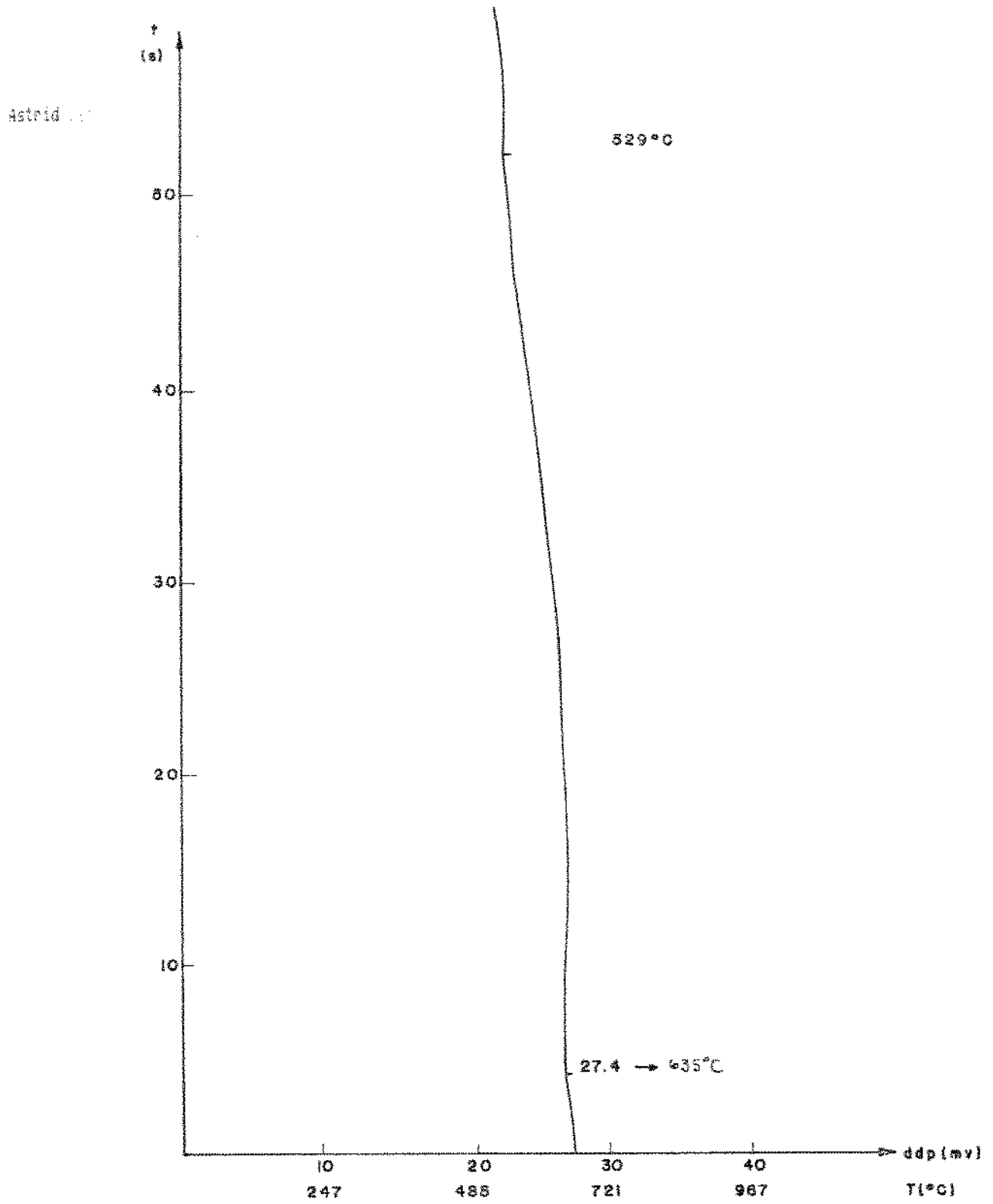


Figura 4.1 Curva de solidificação obtida experimentalmente da liga Al-3Cu.

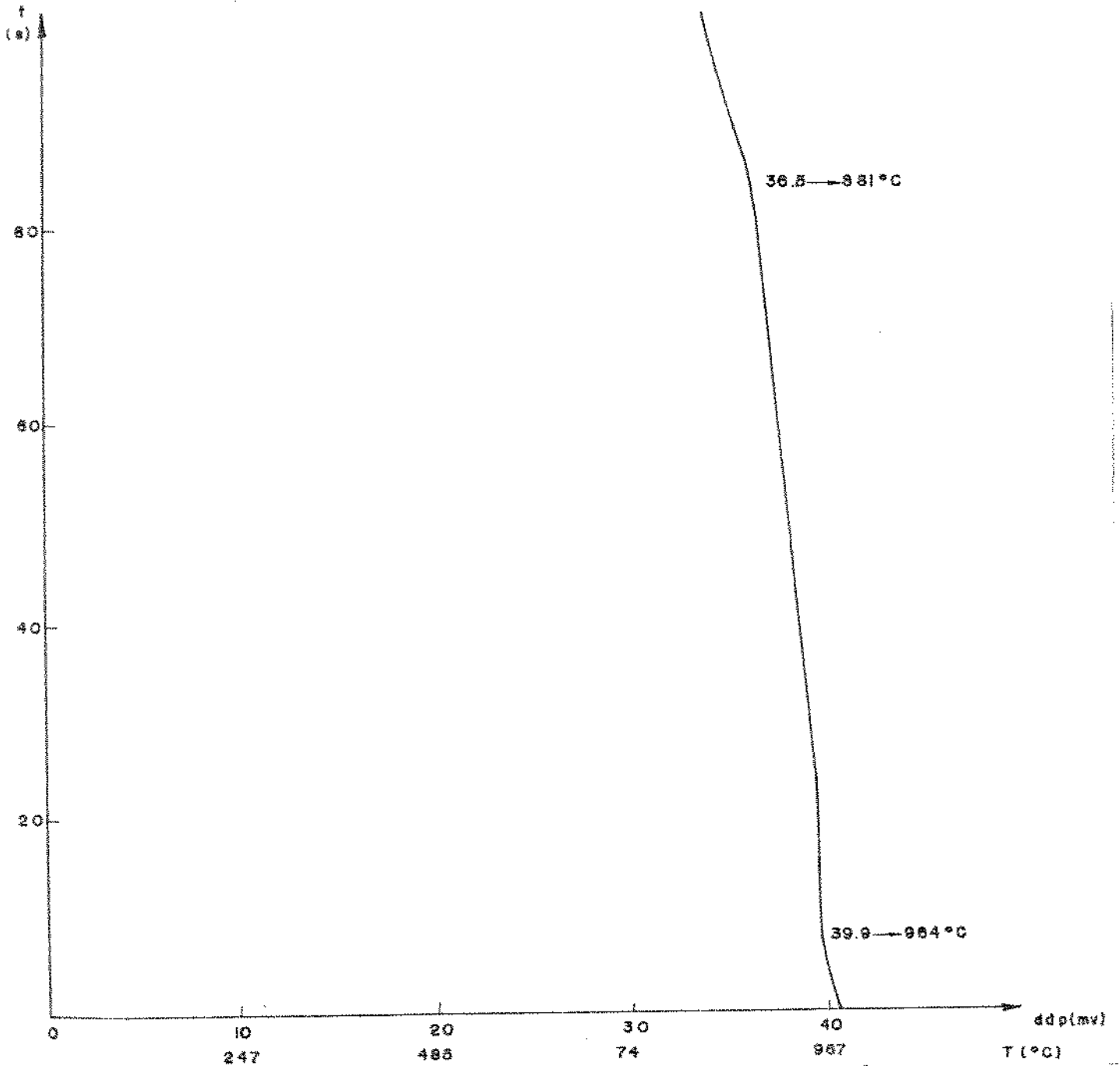


Figura 4.2 Curva de solidificação obtida experimentalmente da liga Cu-33Zn.

8. Liga Cu-33Zn.

A figura 4.3.b mostra a macrografia do lingote obtido para a liga Cu-33Zn. Como é possível observar, o lingote apresenta duas regiões características: da borda para o centro, numa faixa de espessura da ordem de 1 cm, a estrutura se constitui de grãos colunares finos, devido ao vazamento em coquilha, que propiciou uma nucleação inicial intensa possibilitada pela alta taxa de extração de calor, seguido de rápido crescimento direcional.

A região interna foi refinada mecanicamente por agitação do líquido, formando então grãos equiaxiais pequenos. Essa estrutura está presente em quase todo o restante do lingote, existindo uma terceira região isolada, pequena, constituída de grãos equiaxiais anormalmente crescidos.

Na retirada das amostras destes lingotes, tomou-se o cuidado de evitar a região periférica colunar e a região de grãos equiaxiais crescidos.

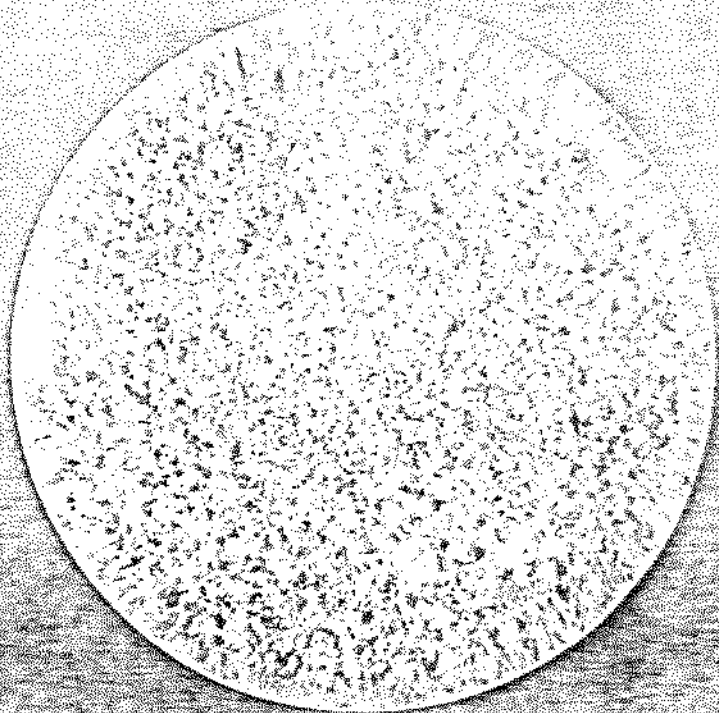
4.2. Resultados Definitivos

Para avaliação do cumprimento dos objetivos desse trabalho, quais sejam, obter estruturas reofundidas por tratamentos isotérmicos, de material inicialmente dendrítico, e analisar os fenômenos envolvidos nas transformações das estruturas dendríticas para globulares, inicialmente foi observada a microestrutura bruta de fusão das ligas utilizadas, para se ter parâmetros de comparação quando da observação das microestruturas resultantes dos ensaios efetuados, apresentadas a seguir, para todas as condições experimentais utilizadas.

As análises aqui efetuadas se dão de maneira qualitativa, sendo apresentados primeiro os resultados obtidos para a liga hipoeutética Al-8Cu, em seguida para a liga hiperperitética Cu-33Zn. Os resultados de microanálise, efetuados para algumas amostras da liga de Al-8Cu são apresentados no final do capítulo.

Atômico

a



b

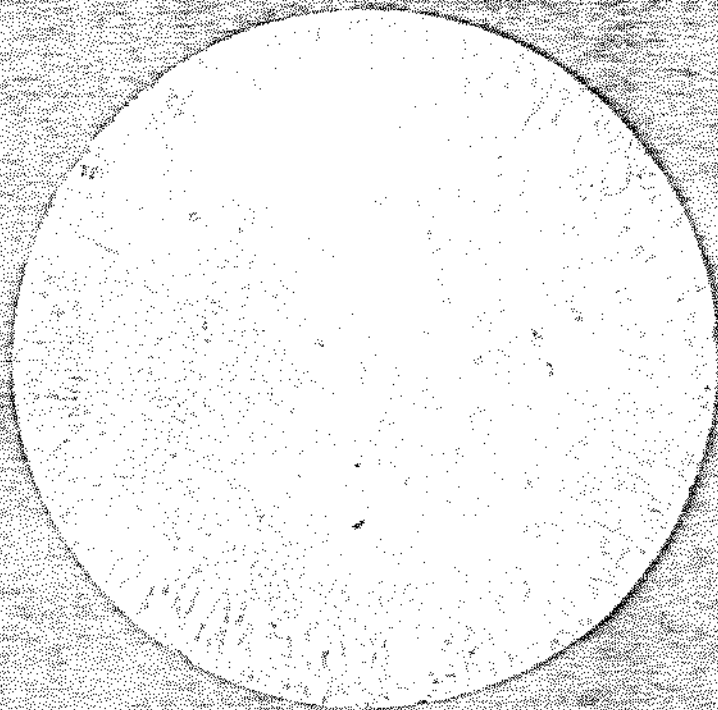


Figura 4.3 Macrografias obtidas com aumento real : a - Al-8Cu
b - Cu-33Zn

4.2.1. Microestruturas obtidas

A) Liga Al-8Cu

Das amostras extraídas do lingote, conforme capítulo 3, parte foi deformada a frio com redução de 80% na altura. Tomou-se então duas amostras, sendo uma deformada e outra não, para a verificação da microestrutura presente.

A figura 4.4, apresenta as microestruturas da liga Al-8Cu nas situações: a) conforme solidificada, b) após deformação real de 80% (por redução de altura conforme explicado no capítulo anterior).

Observa-se na micrografia da figura 4.4.a, estrutura típica obtida por solidificação convencional de liga Al-8Cu: é constituída de dendritas de fase primária α (Al + Cu em solução) cercadas pela fase eutética $\alpha + \theta$ sendo θ o composto $CuAl_2$ (1), como dito anteriormente. Podem ser observados, na figura, contornos de grãos e contornos dendríticos. Na figura 4.4.b a mesma estrutura após deformação apresenta contornos orientados na mesma direção do esforço mecânico a que foram submetidos.

Nas figuras seguintes, de 4.5 a 4.8 são apresentados os resultados obtidos para a liga Al-8Cu após as diferentes condições de tratamentos analisadas.

A figura 4.5 mostra o comportamento da estrutura dendrítica não deformada tratada termicamente a $580^\circ C$, correspondendo aproximadamente a 90 % de fração sólida presente, por tempos variando de 5 a 60 minutos.

Pode ser notado, de maneira geral, que há diminuição da quantidade de contornos dendríticos no interior dos grãos à medida que é aumentado o tempo de tratamento. Melhor dizendo, parece haver redução de precisão de linhas de contornos de dendritas, que perdem sua continuidade e parecem tender a formar pequenas regiões individuais da fase eutética no interior dos grãos. O efeito evolui com o tempo de tratamento, levando, após 60 minutos de manutenção à alta temperatura, à presença de grãos com contornos bem definidos e sem uma rede dendrítica nítida em seu interior.

O fenômeno pode ser explicado como consequência da formação de líquido (temperatura de tratamento superior à temperatura sólida) em contornos dendríticos e de grãos, pela fusão da fase eutética ai

Astrid Dantas

presente, e da simultânea homogeneização interna da estrutura. Assim, líquidos oriundos de contornos dendríticos tendem a formar poças globulares no interior de grãos. A forma globular se justifica pela necessidade de redução de energia de interfaces. Esta figura revela ainda que, para a temperatura de 580 C, todos os tempos de tratamento analisados não foram capazes de produzir uma estrutura reofundida.

De acordo com a figura 4.6, pode-se observar a evolução da estrutura dendrítica de solidificação, sem deformação, tratada termicamente a 600 C, correspondendo a aproximadamente 60 % de fração sólida presente, por tempos variando de 5 a 60 minutos.

Pode ser notada, de uma maneira geral; a formação de uma estrutura totalmente distinta da original dendrítica: a evolução da estrutura com o tempo de tratamento leva à evidente globularização da fase sólida.

Os fenômenos discutidos quando da apresentação das microestruturas da figura 4.5 são agora mais claramente observados: há formação de líquido em contornos dendríticos e contornos de grãos, levando ao isolamento de grandes blocos sólidos, de dimensões comparáveis com os grãos iniciais, e de morfologia irregular, contendo poças de líquido em seu interior.

O processo é mais evidente à esta maior temperatura de tratamento, devido à formação de maior quantidade de líquido (da ordem de 40%, segundo cálculos aproximados utilizando equação de Scheil) e à maior cinética de homogeneização interna dos grãos.

Como resultado desse experimento nota-se a possibilidade de obtenção de estruturas reofundidas de Al-8Cu, por tratamentos térmicos de estruturas dendríticas convencionais, brutas de solidificação. No entanto, glóbulos sólidos irregulares de grandes dimensões e com significativa quantidade de líquido retido em seu interior constituem a pasta obtida por este procedimento. Estas características podem resultar em pobres características de escoamento da pasta.

Analisemos agora a evolução de estruturas dendríticas deformadas, quando submetidas às mesmas condições de temperatura e tempo de tratamento.

A figura 4.7 apresenta os resultados obtidos para estruturas deformadas 80%, após tratamento a 580 C por tempos variando de 5 a 60 minutos.

Astrid Damasco

Pode-se notar, já para reduzidos tempos de tratamento, a presença de inúmeros contornos, sem segregação, constituindo uma rede de pequenos grãos equiaxiais, no interior da estrutura original deformada.

Com o aumento do tempo de tratamento parece haver uma tendência ao crescimento desses grãos, provenientes da recristalização do material deformado. Simultaneamente pode-se observar a "globularização" do líquido formado nos contornos dendríticos originais, em poças no interior da fase primária. Em alguns casos pode-se notar o provável molhamento de contornos de grãos recristalizados, por filmes de líquido.

Uma tendência à separação de grãos recristalizados, da estrutura original, pode ser inferida da observação da figura 4.7.e. Estes grãos parecem tender a ficar isolados, cercados de líquido, mantendo uma morfologia irregular, aproximadamente equiaxial.

As micrografias apresentadas na figura 4.8 mostram a evolução da estrutura dendrítica deformada com o tempo de tratamento, à maior temperatura analisada (600 C, correspondendo à formação de aproximadamente 40% de líquido). Pode-se notar com mais clareza os fenômenos anteriormente comentados, evidenciados pela maior quantidade de líquido agora formado e à aceleração das cinéticas envolvidas.

Pode-se observar a separação de grãos recristalizados por penetração de líquido em seus contornos após 10 minutos de tratamento: estruturas constituídas de glóbulos sólidos de reduzidas dimensões e morfologia bastante homogênea e regular são obtidas. Não se nota a presença de líquido retido no interior dos glóbulos sólidos. Pode ser observado ainda que o aumento do tempo de tratamento pode resultar em crescimento dos glóbulos separados, por provável coalescência de contornos em contato.

Os resultados deste experimento mostram a possibilidade de obtenção de estruturas tipicamente reofundidas, de boa qualidade (boa esfericidade, pequenas dimensões e homogeneidade, de glóbulos da fase sólida), por tratamento térmico da liga Al-3Cu após deformação a frio.

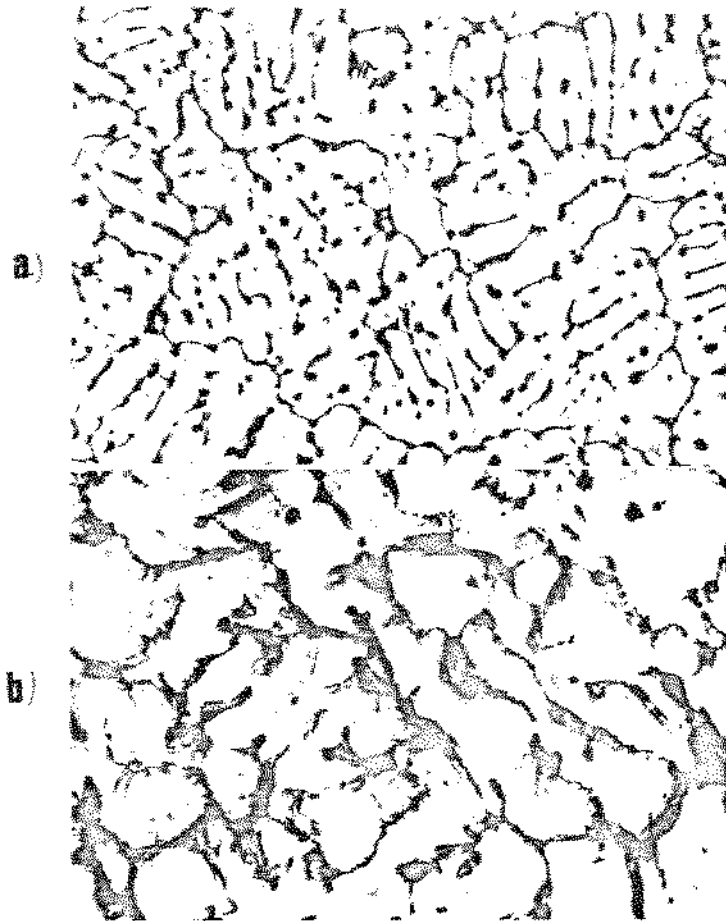


Figura 4.4. Microestruturas de referência da liga Al-8Cu.
a) estrutura dendrítica convencional de solidificação.
b) estrutura dendrítica de solidificação deformada 80%
Aumento de 65x.

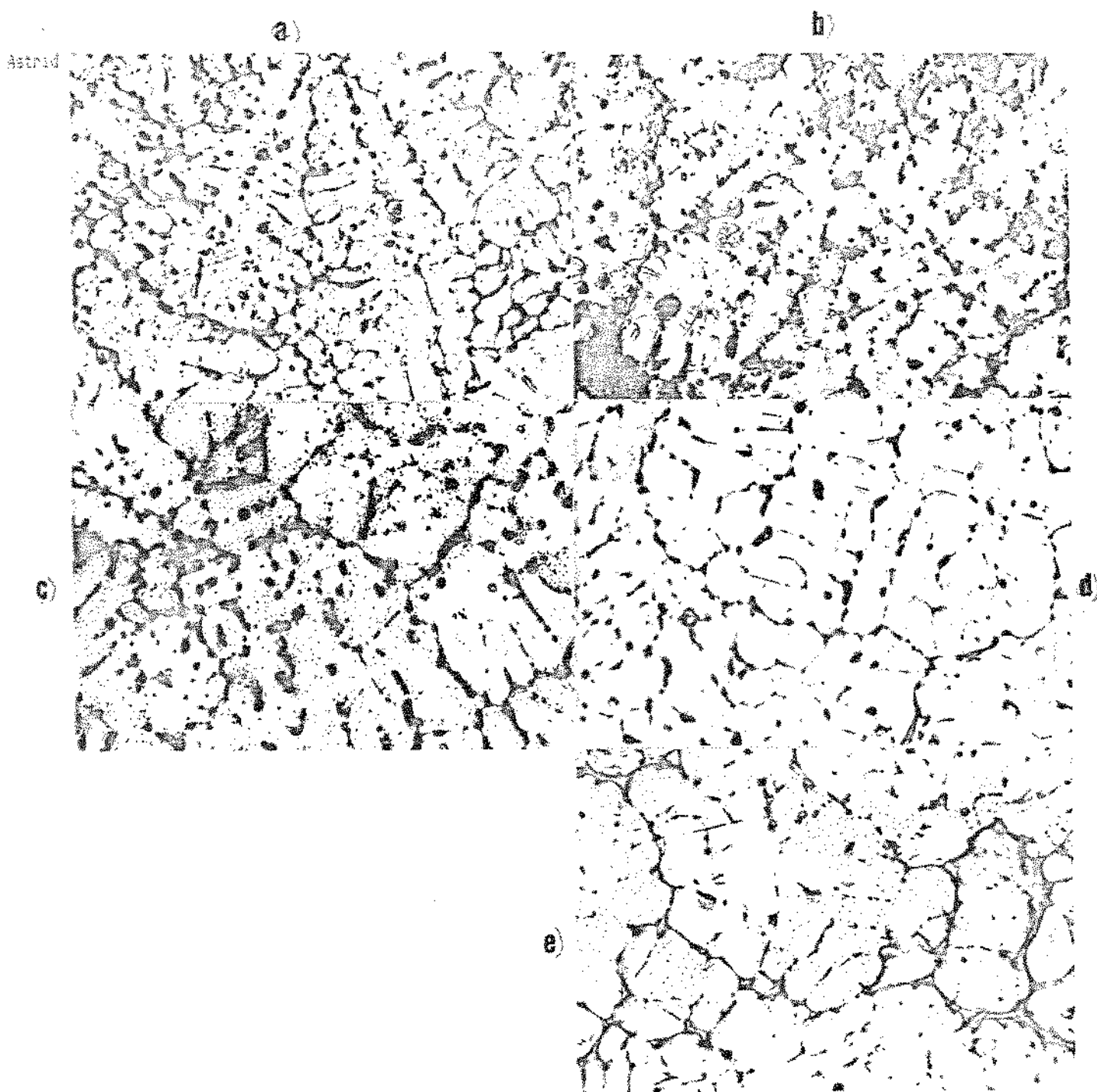


Figura 4.5. Microestruturas da liga Al-8Cu, não deformadas, tratadas termicamente a 580°C, em diferentes tempos. a) 5 min; b) 10 min; c) 15 min; d) 30 min; e) 60min. Aumento de 65x.



Figura 4.6. Microestruturas da liga Al-8Cu, não deformadas, tratadas termicamente a 600°C, em diferentes tempos. a) 5 min; b) 10 min; c) 15 min; d) 30 min; e) 60 min. Aumento de 65x.

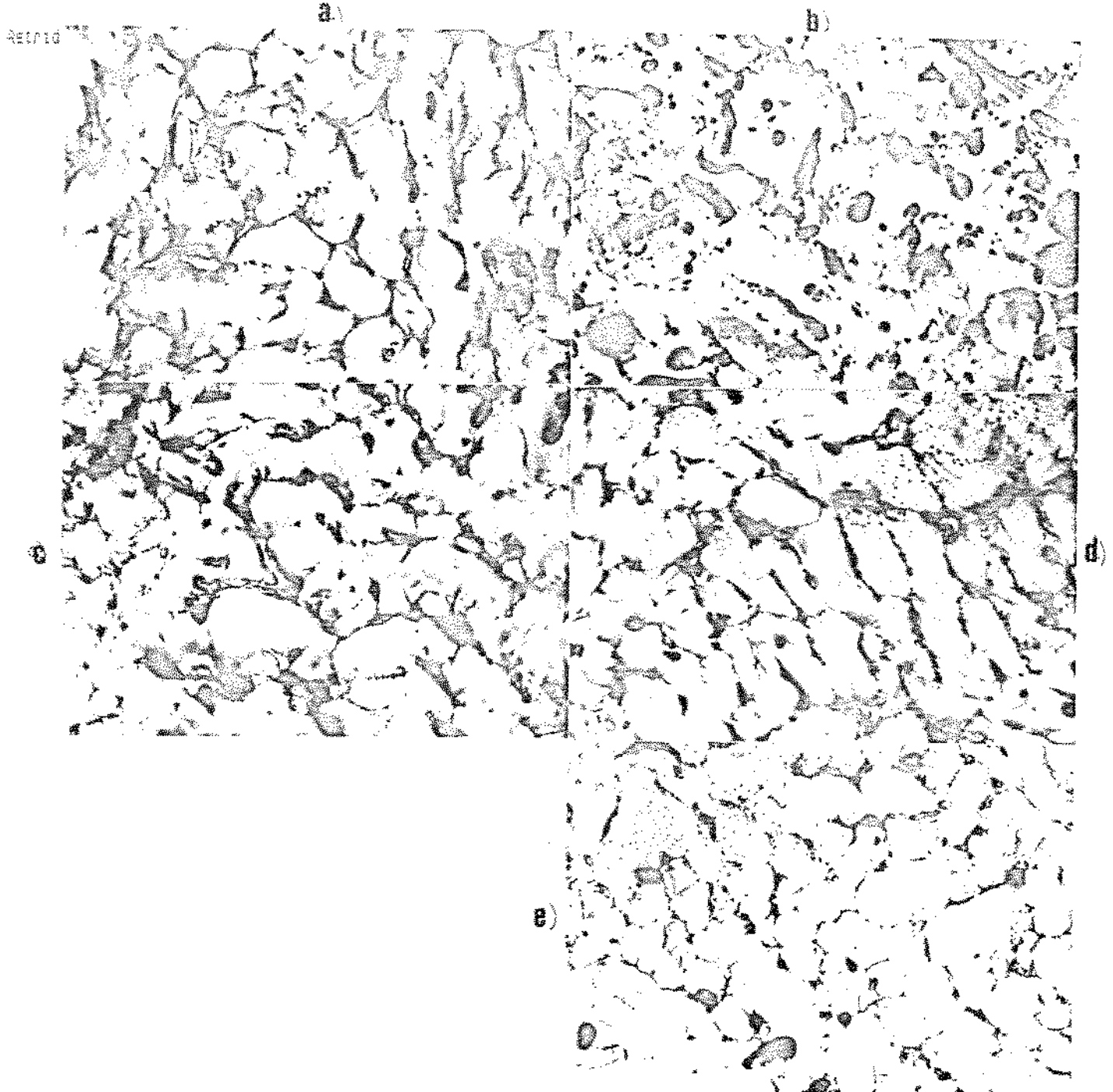


Figura 4.7. Microestruturas da liga Al-8Cu, deformadas 80 % e tratadas termicamente a 580° C, em diferentes tempos. a) 5 min; b) 10 min; c) 15 min; d) 30 min; e) 60 min. Aumento de 65x.

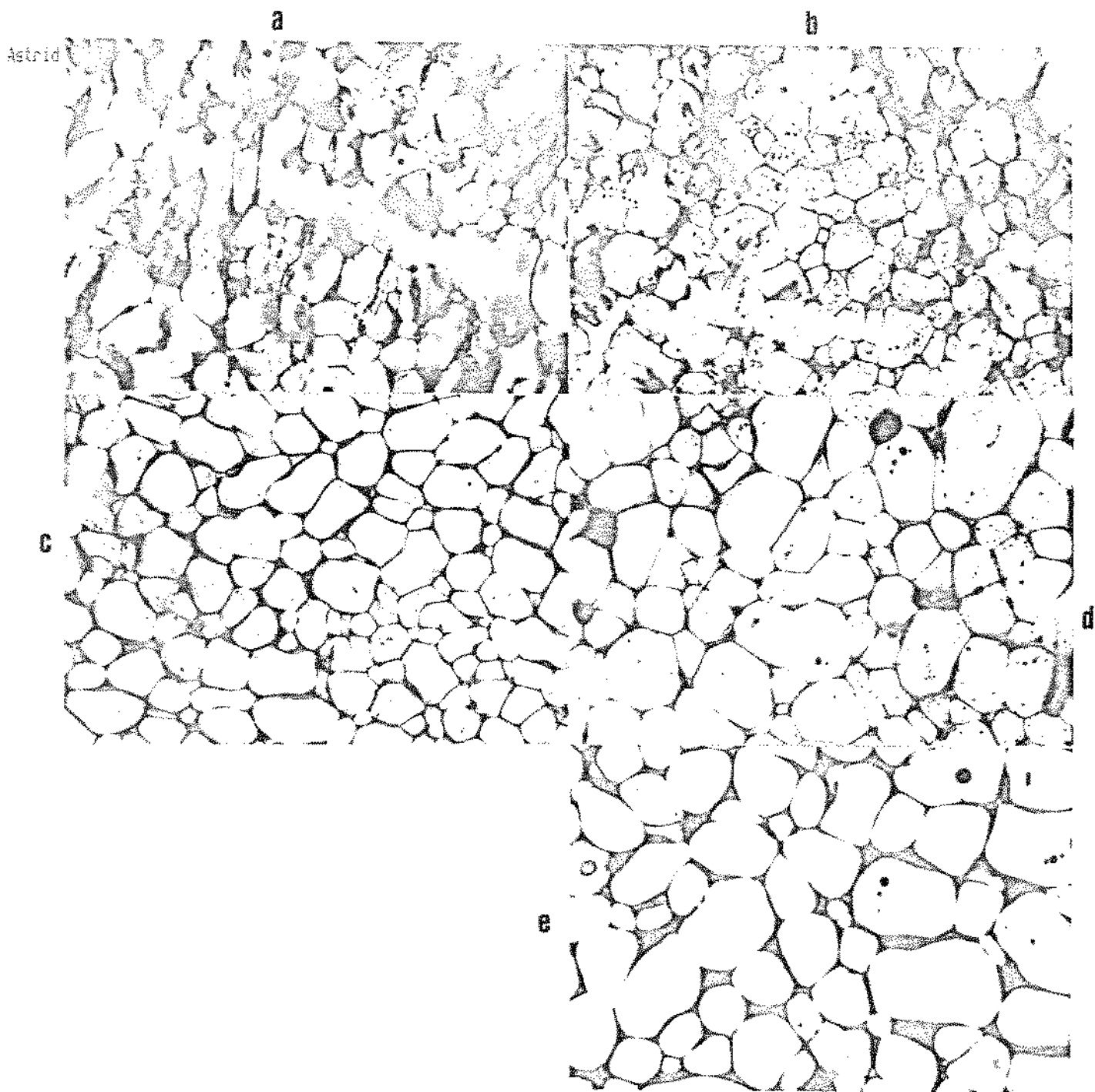


Figura 4.8. Microestruturas da ligas Al-80Cu, deformadas 80 % e tratadas termicamente a 600° C, em diferentes tempos. a) 5min; b) 10 min; c) 15 min; d) 30 min; e) 60 min. Aumento de 65x.

B) Liga Cu-33Zn

Das amostras extraídas do lingote obtido, conforme apresentado no capítulo 3, parte sofreu deformação a frio para 65% de redução na altura. Tomou-se uma amostra deformada e outra bruta de solidificação, para a observação de sua microestrutura. Os resultados são apresentados na figura 4.9.

Na figura 4.9.a pode-se observar a microestrutura no estado como fundido: constituída de fase dendrítica primária α (solução sólida de Zn em Cu, CFC segundo Brich (1)), contendo uma pequena quantidade de fase secundária em contornos dendríticos. Esta fase, segundo o diagrama apresentado anteriormente, seria a fase β' , a qual é uma solução sólida ordenada CCC que se formou a partir da fase peritética β , no final do resfriamento do sólido, isto é, já próximo à temperatura ambiente (1)(2).

Na figura pode-se notar ainda a presença de porosidade, provavelmente devido à agitação do líquido durante sua solidificação, para promoção de refino de grão; e ainda a presença de formas arredondadas escuras, as quais, segundo comparação com micrografias apresentadas na literatura (3), podem ser atribuídas ao elevado teor de Pb na liga utilizada (seriam precipitados de Pb puro).

A presença dos glóbulos de Pb confere maior usinabilidade aos latões, sendo muitas vezes empregados em teores de ordens de 2% para a obtenção desta propriedade.

Na figura 4.9.b é mostrada a mesma estrutura, após deformação real de 65% a frio. Uma certa orientação da microestrutura na direção da tensão aplicada pode ser inferida.

A figura 4.10 apresenta os resultados obtidos após tratamento térmico a 920 C, por tempos variando de 5 a 60 minutos, de estruturas brutas de solidificação. A esta temperatura corresponde, segundo Scheil, a formação de 20% de líquido ($f_s = 80\%$) no material.

Pode-se observar para 5 minutos de tratamento, a presença de uma estrutura tipicamente dendrítica (fase primária α) cercada por um constituinte secundário identificado metalograficamente como $\beta' + \alpha$ (1), formado pelo rápido resfriamento do líquido presente ao redor das dendritas. Este líquido é proveniente da fusão de fases interdendríticas à temperatura de tratamento.

Das fotos apresentadas para os mais elevados tempos de tratamento

Astrid Damasco

pode-se observar a tendência ao isolamento de dendritas, pela presença de líquido, e alteração na sua morfologia, a qual busca a redução de energia de superfície: formas globulares são termodinamicamente incentivadas.

O aumento do tempo de tratamento até 60 minutos, no entanto, não resulta em eficiente glogularização da estrutura dendrítica. Assim, as condições utilizadas não podem ser consideradas eficientes na promoção de um reofundido de boa qualidade.

Das microestruturas obtidas pode-se também observar a presença de nódulos de Pb em todas as amostras, mesmo as tratadas por 60 minutos. Estes se apresentam tanto na fase primária, onde parecem ter maiores dimensões, quanto no constituinte secundário, neste caso apresentando menores dimensões. A quantidade geral de nódulos parece diminuir com o tratamento térmico, com relação à quantidade presente na microestrutura original.

A análise desse comportamento parece indicar a tendência à dissolução do Pb durante aquecimento, o enriquecimento do líquido formado, neste elemento, e sua re-precipitação quando do resfriamento rápido. Nódulos de grandes dimensões podem sobreviver no interior da fase primária.

A figura 4.11 mostra os resultados obtidos quando do tratamento de amostras não deformadas, à temperatura de 940 C, por tempos de 3 a 60 minutos. A esta temperatura deve ocorrer a formação de cerca de 40% de líquido na estrutura, em condições de equilíbrio, segundo cálculos utilizando equação de Scheil, conforme citado anteriormente.

Da série de fotos apresentadas pode-se observar uma evolução da microestrutura similar à discutida anteriormente, para amostras nas mesmas condições mas a menor temperatura. No presente caso, no entanto, estruturas mais globulares são obtidas, provavelmente devido à aceleração da cinética dos fenômenos envolvidos, à maior temperatura.

Assim, se para 3 minutos de tratamento a estrutura apresenta fase sólida com morfologia e dimensões heterogêneas, mas ainda lembrando a situação original dendrítica, com 30 minutos de tratamento a microestrutura já se apresenta tipicamente globular. Pode-se notar no interior de alguns glóbulos da fase primária, a presença de pequenas regiões de fase secundária (líquido retido).

Na série de fotos da figura 4.11 pode-se também notar ainda uma pequena quantidade de nódulos de Pb, de reduzidas dimensões, na

Astrid Damasco

estrutura obtida mesmo após 60 minutos de tratamento.

O resultado geral apresentado nas micrografias da figura 4.11 mostram a possibilidade de obtenção de estruturas reofundidas por tratamento térmico do latão, a partir de seu estado bruto de solidificação; embora sejam requeridos tempos de tratamentos superiores a 30 minutos e os glóbulos obtidos apresentam grandes dimensões.

Os resultados obtidos pelo tratamento de estruturas inicialmente deformadas, às duas temperaturas analisadas, são apresentados a seguir.

A figura 4.12 mostra as microestruturas obtidas por tratamento a 920 C, por tempos variando de 5 a 60 minutos, de amostras previamente submetidas a 65% de deformação real.

Pode-se observar uma diferença fundamental em relação às microestruturas apresentadas nas figuras 4.10 e 4.11: no presente caso, a liga apresenta, já com 5 minutos de tratamento, a fase sólida primária totalmente globularizada, embora estes glóbulos, de pequenas e regulares dimensões, não estejam isolados por líquido. Tal estrutura sugere a formação de novos grãos no interior da estrutura deformada originalmente. O líquido formado é concentrado em regiões distantes dos contornos desses pequenos glóbulos.

Com o aumento do tempo de tratamento para 10 minutos os glóbulos já se apresentam separados por líquido e a estrutura obtida está, portanto, caracterizada como reofundida. O aumento subsequente do tempo de tratamento leva ao aumento das dimensões dos glóbulos.

Pode-se notar também das micrografias a ausência de líquido retido no interior dos glóbulos da fase primária, para quaisquer das condições de tratamento. A fase nodular constituída de Pb pode ser observada, embora em menor quantidade e menores dimensões que as presentes na estrutura original, mesmo para o mais alto tempo de tratamento.

A figura 4.13 apresenta a evolução da estrutura dendrítica deformada, com o tratamento a 940 C por tempos variando de 5 a 60 minutos. Resultados semelhantes aos imediatamente anteriores são obtidos, apenas uma maior rapidez na separação e isolamento dos glóbulos da fase primária, pelo líquido formado, pode ser notada.

Em ambos os casos as estruturas perfeitamente globulares são obtidas, indicando a possibilidade e facilidade de obtenção de reofundidos por tratamento térmico de estruturas dendríticas deformadas.

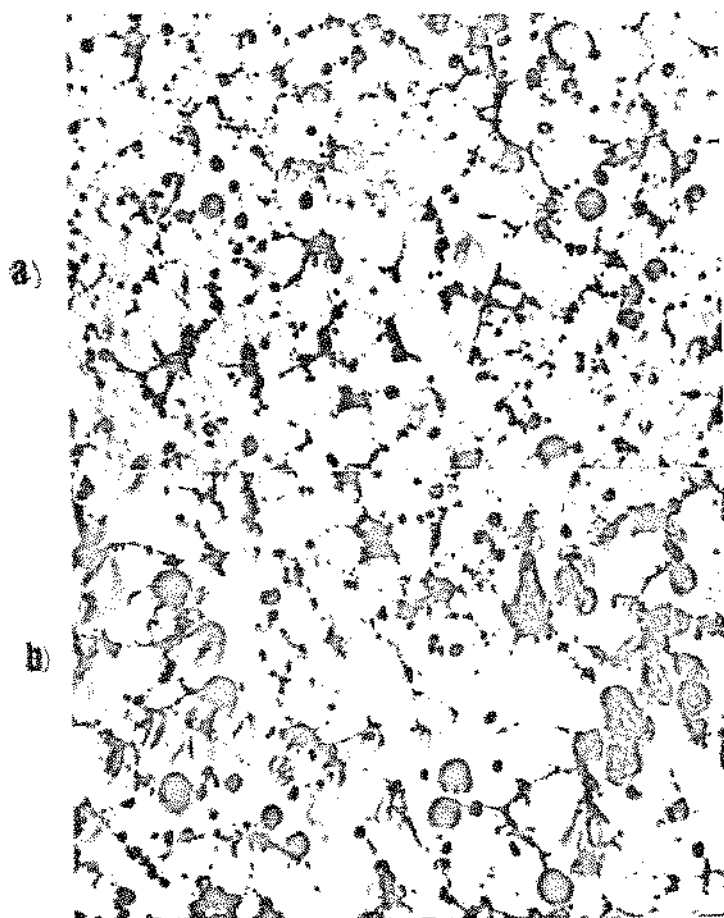


Figura 4.9. Microestruturas de referência da liga Cu-33Zn.
a) estrutura dendrítica convencional de solidificação
b) estrutura dendrítica de solidificação deformada 65%
Aumento de 65x.

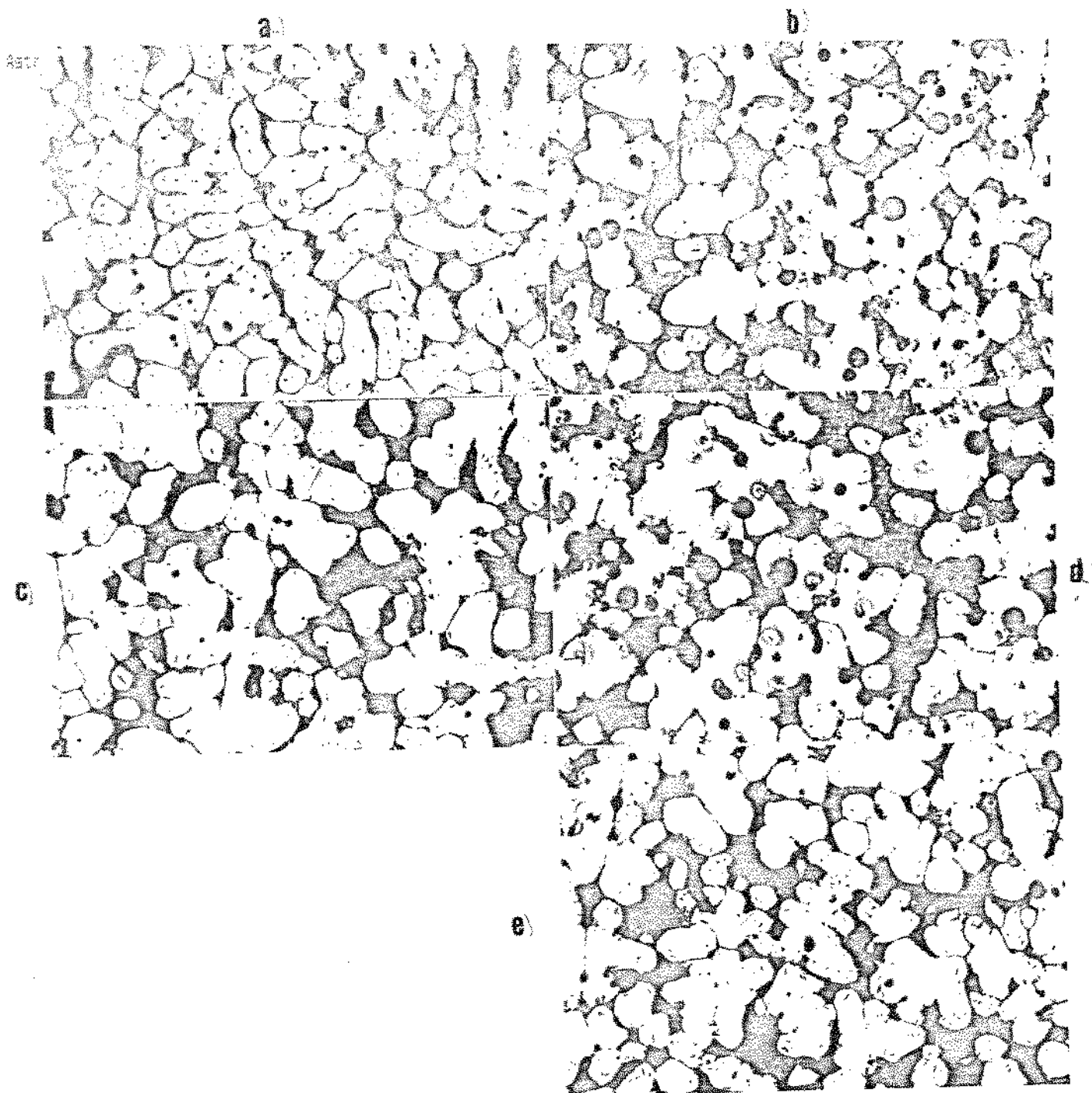


Figura 4.10. Microestruturas de Cu-33Zn, sem deformação, tratadas termicamente a 920° C, nos diferentes tempos, a) 5 min; b) 10 min; c) 15 min; d) 30 min; e) 60 min. Aumento de 65x.

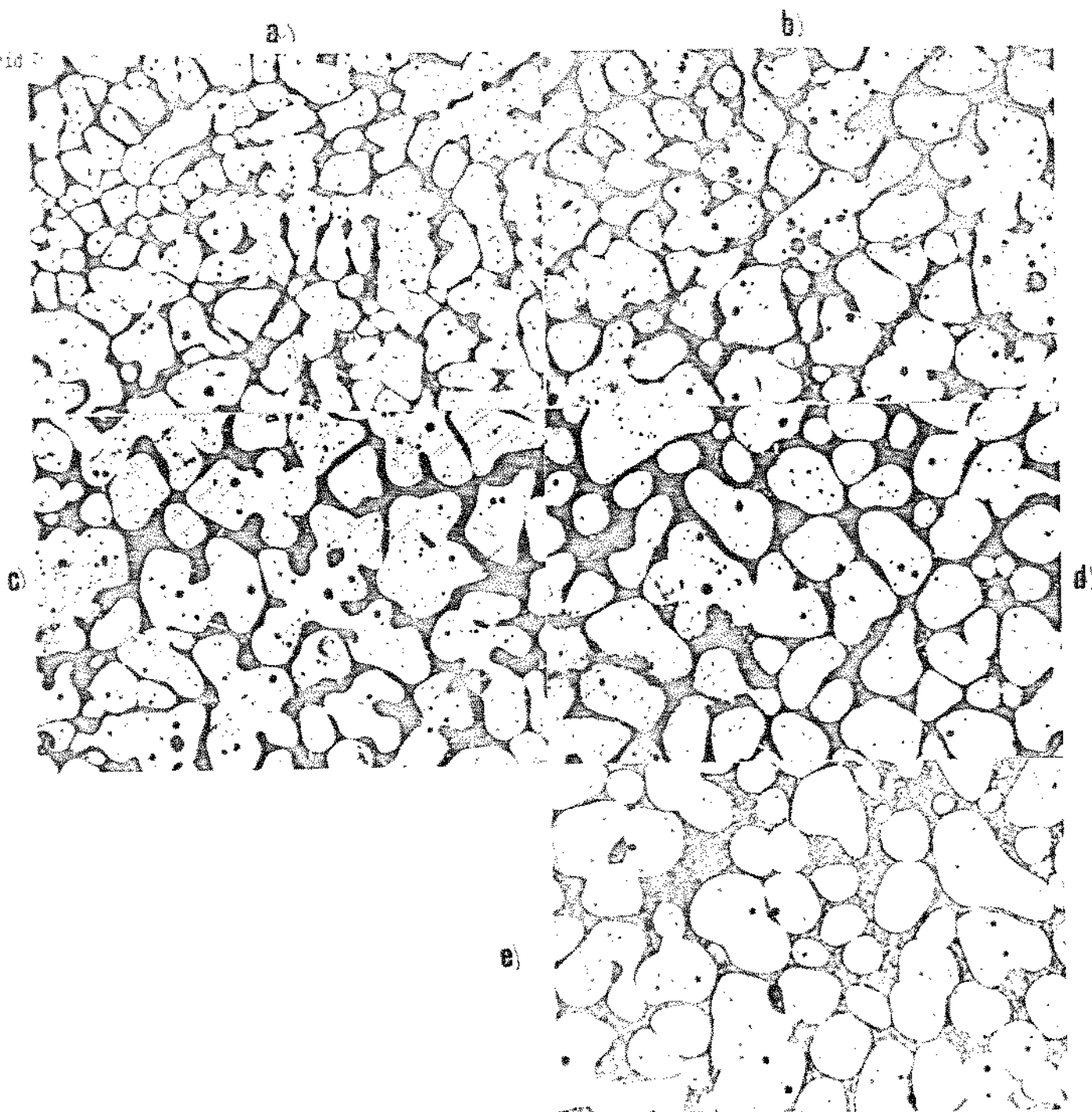


Figura 4.11. Microestruturas de Cu-33Zn, sem deformação, tratadas termicamente à 940° C, nos diferentes tempos. a) 5 min; b) 10 min; c) 15 min; d) 30 min; e) 60min. Aumento de 65x.

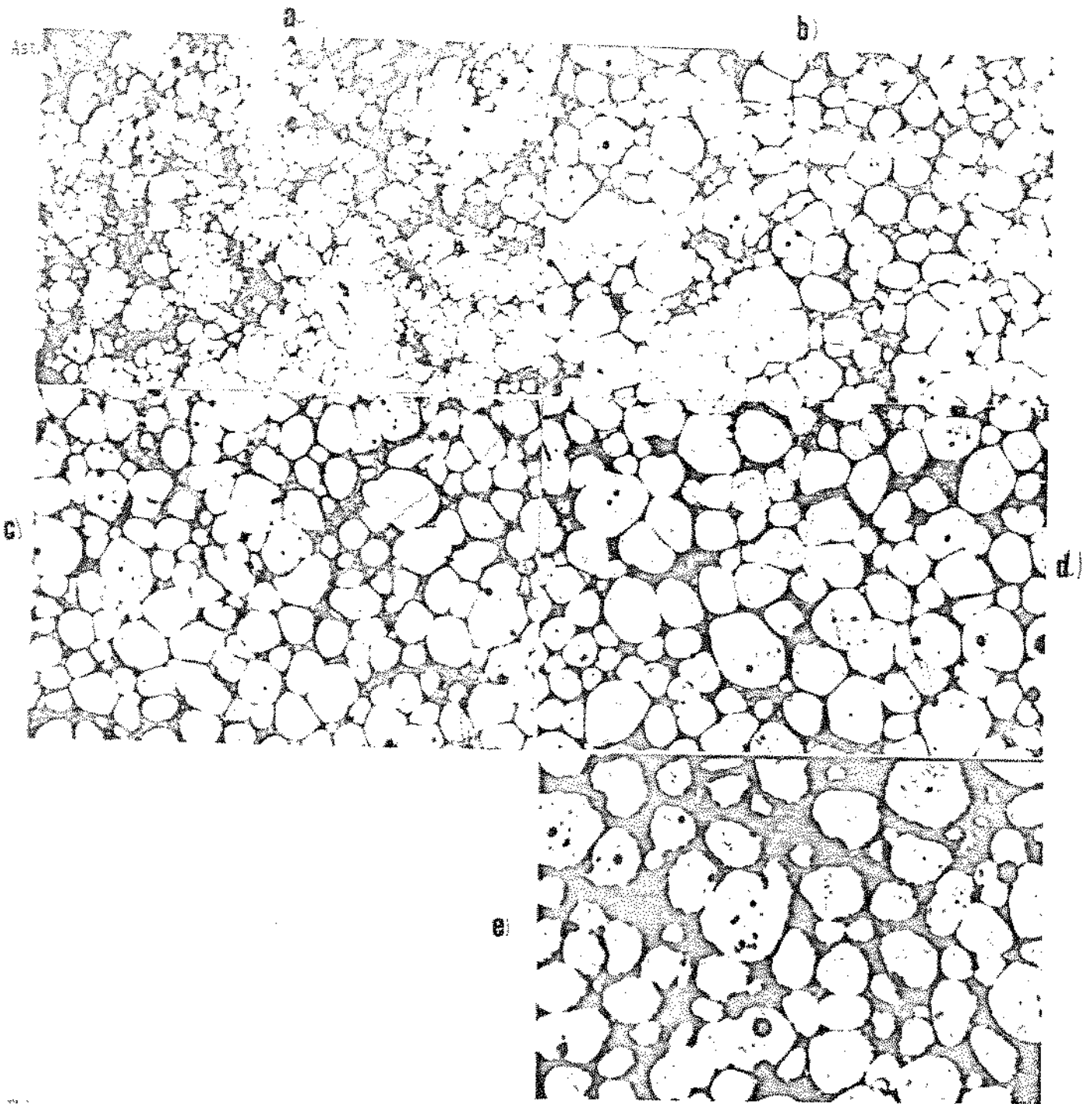


Figura 4.12. Microestrutura de Cu-33Zn, com 65% de deformação, tratadas termicamente a 920°C, nos diferentes tempos. a) 5 min; b) 10 min; c) 15 min; d) 30 min; e) 60 min. Aumento de 65x.

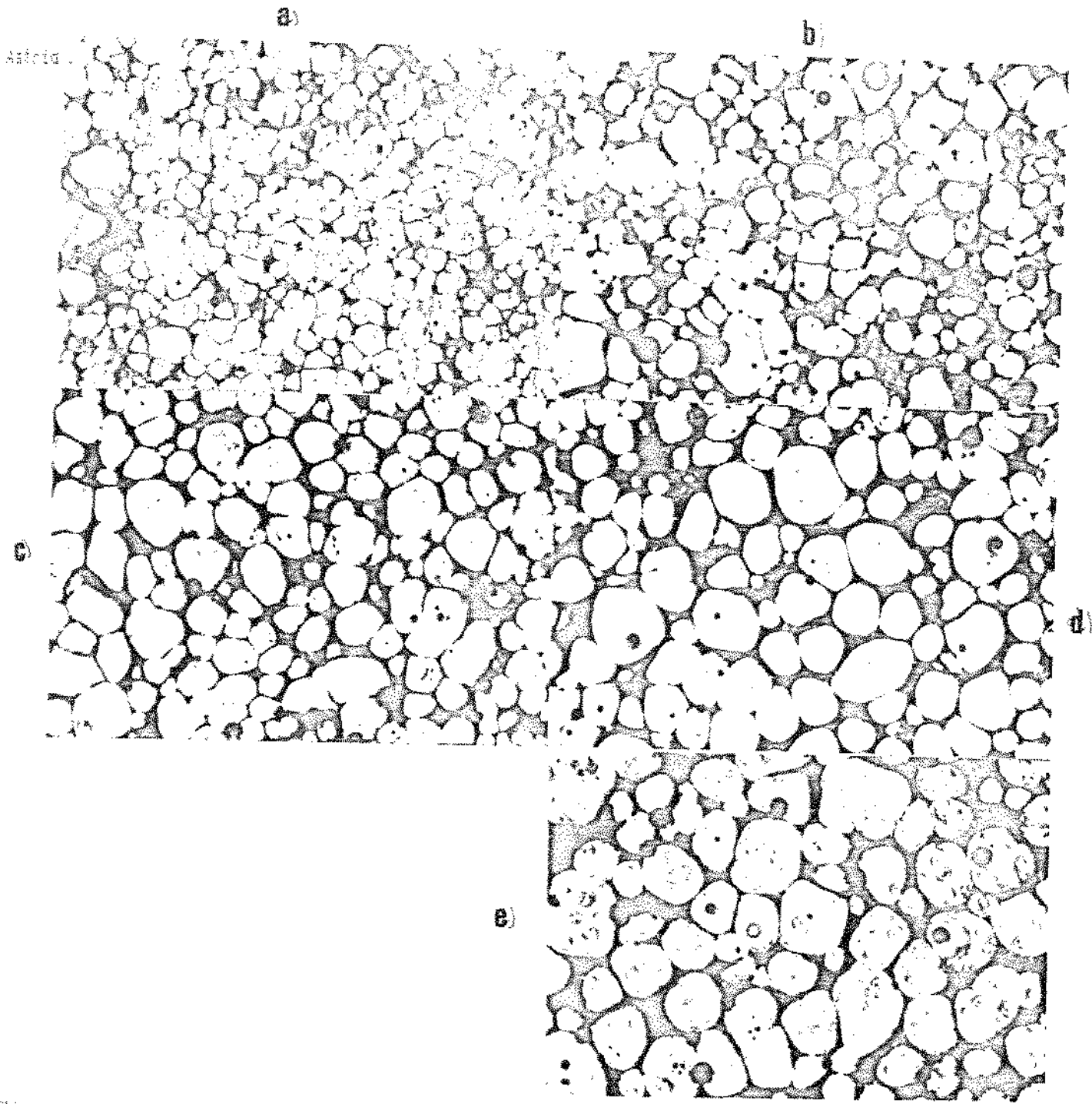


Figura 4.13. Microestrutura de Cu-33Zn, com 65 % de deformação, tratadas termicamente a 940°C, nos diferentes tempos, a) 5 min; b) 10 min; c) 15min; d) 30 min; e) 60 min. Aumento de 100x.

4.3.2. Perfis de Segregação

Algumas análises de perfis de distribuição de soluto no interior das estruturas resultantes dos tratamentos térmicos foram realizadas com o intuito principal de completar a caracterização dessas estruturas obtidas.

Estudos mais aprofundados de cinética de redistribuição de soluto durante os tratamentos térmicos poderão ser posteriormente realizados, como indicado nas sugestões para trabalhos futuros.

Os resultados de microanálise obtidos neste trabalho para a liga Al-8Cu, são apresentados nas figuras que se seguem, onde são mostradas a foto de microestrutura analisada com a indicação da linha ao longo da qual foi efetuada análises pontuais a distâncias constantes, e o obtido perfil dos elementos Al e Cu.

Como pode ser observado, tomou-se o cuidado de definir linhas de pontos para análise, iniciando e findando em centros de grãos, passando, portanto, por pelo menos uma região de contorno.

A figura 4.14 mostra o resultado obtido para a amostra de referência, isto é, para a estrutura dendrítica bruta de fusão, não deformada e tratada termicamente. Pode-se notar que o resultado apresenta uma situação típica de estruturas dendríticas: internamente e de maneira semelhante em ambos os grãos há pequenas variações nos teores de Al e Cu, devido à microsegregação dendrítica. Contornos apresentam maior teor de Cu, uma vez que este elemento é rejeitado durante a solidificação (coeficiente de partição K da liga Al-8Cu é menor que 1, conforme observado no diagrama de fases apresentado anteriormente).

Para esta amostra analisada, pode-se estimar a variação entre os teores máximo e mínimo dos elementos Al e Cu (índice de segregação) no interior do material, como sendo respectivamente 9 e 3, em valores de porcentagem do elemento.

A figura 4.15 mostra o resultado obtido para o material após submetido a 10 min de tratamento térmico a 600 C. Pode-se observar na microestrutura, uma mais clara definição de contornos de grãos. Contornos dendríticos internos não são mais caracterizados; apenas pequenas regiões ricas em soluto tendendo a globular, podem ser notadas no interior dos grãos (glóbulos). Alguma porosidade é também detectada, como na estrutura bruta de fusão da figura anterior.

O perfil de composição de Al e Cu obtido neste caso, apresenta uma tendência à redução das oscilações de composição no interior de glóbulos ou grãos, com relação à estrutura original: os elementos parecem mais linearmente distribuídos no interior dos grãos; de maneira mais evidente é notado o crescente teor de Al à medida que se analisa do contorno para o centro do grão. Ainda uma outra observação pode ser feita: parece haver um pequeno aumento do teor relativo de Cu e conseqüente decréscimo do teor de Al em contornos de grãos, quando comparado com a mesma região na estrutura dendrítica original. Neste caso, é possível estimar a variação entre teores máximos e mínimos dos elementos Al e Cu presentes na estrutura, como sendo, respectivamente, 11 e 4, em valores de porcentagem dos elementos. Este resultado parece indicar que, simultaneamente à homogeneização interna dos grãos (redução de microsegregação dendrítica, desaparecendo estas formações morfológicas), há acúmulo de átomos de Cu para os contornos de grãos, onde há líquido sendo formado.

Estes fenômenos são mais fortemente observados após 60 minutos de tratamento térmico, conforme mostra os resultados da figura 4.16. Perfis planos são obtidos no interior dos grãos, indicando homogeneização interna, enquanto contornos se apresentam enriquecidos de soluto Cu. A variação entre teores máximos e mínimos de Al e Cu são, neste caso, 19 e 7, respectivamente, em valores de porcentagem dos elementos.

A figura 4.17 mostra os resultados obtidos para o material deformado 80% e tratado termicamente a 600°C por 10 min, enquanto a figura 4.18 mostra os resultados obtidos para o mesmo material, agora tratado por 60 minutos.

Pode ser observada a semelhança dos perfis de Al e Cu apresentados, mostrando claramente homogeneidade interna dos glóbulos, com perfis planos para ambos os elementos, já para 10 minutos de tratamento térmico, e acentuado enriquecimento de contornos, no elemento Cu.

Pode-se notar, ainda, quando comparados os perfis da figura 4.17 com os da figura 4.18, que houve uma tendência à redução no teor de Cu em contornos globulares com o aumento do tempo de tratamento do material de 10 para 60 minutos.

A variação entre valores máximos e mínimos de Al e Cu são, no caso de amostras tratadas por 10 minutos, respectivamente 21 e 13, e para amostras tratadas por 60 minutos, respectivamente, 21 e 10, em valores de porcentagem dos elementos.

Alina Vasco

Os resultados gerais apresentados pelas microanálises das estruturas obtidas neste trabalho, mostram claramente que tais estruturas globulares apresentam reduzida ou nula microsegregação interna, com glóbulos composicionalmente homogêneos, cercados por um constituinte secundário concentrado em soluto sendo, portanto, perfeitamente caracterizadas como reofundidas.

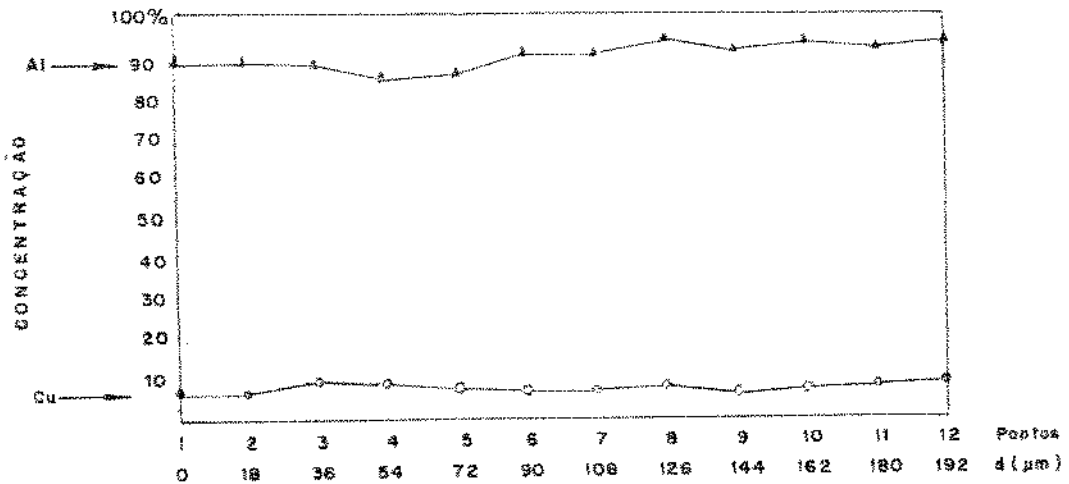
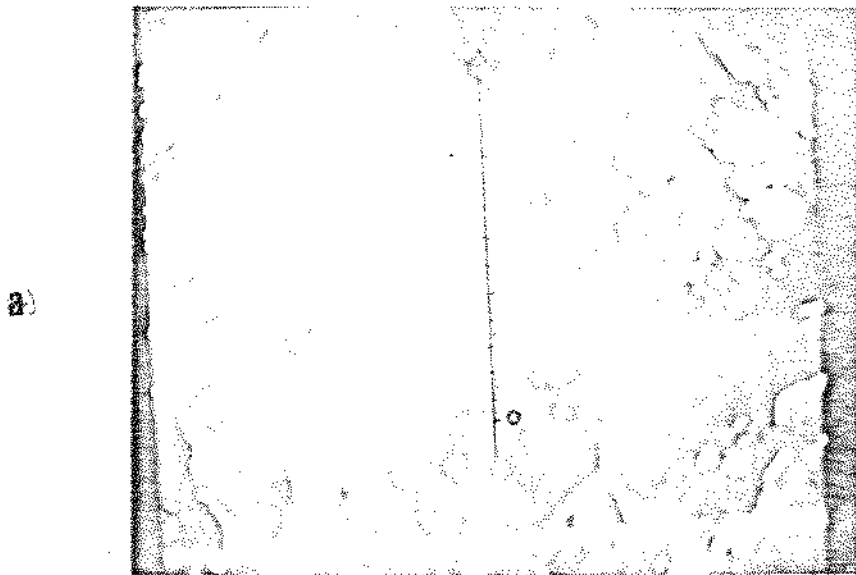


Figura 4.14. Microanálise por MEV, da liga Al-SCU, amostra não deformada e não tratada termicamente (referência).
a) Foto da região de varredura, aumento de 160 x.
b) Gráfico relacionando posição do ponto e concentração.

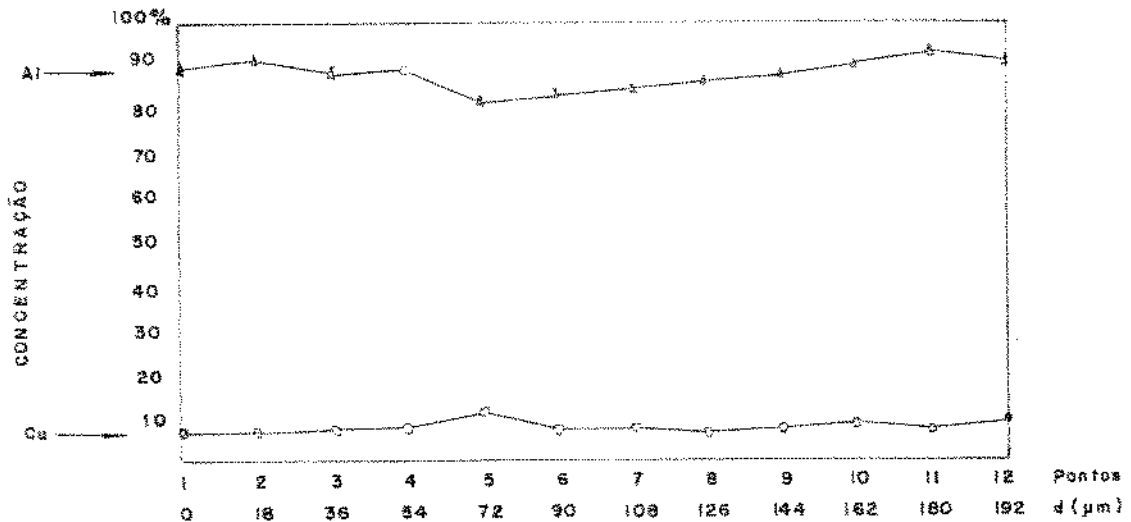
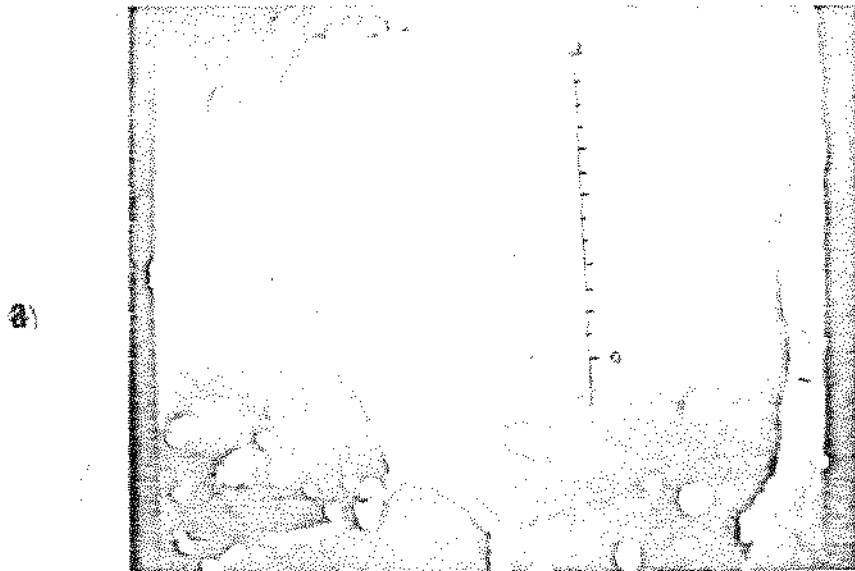
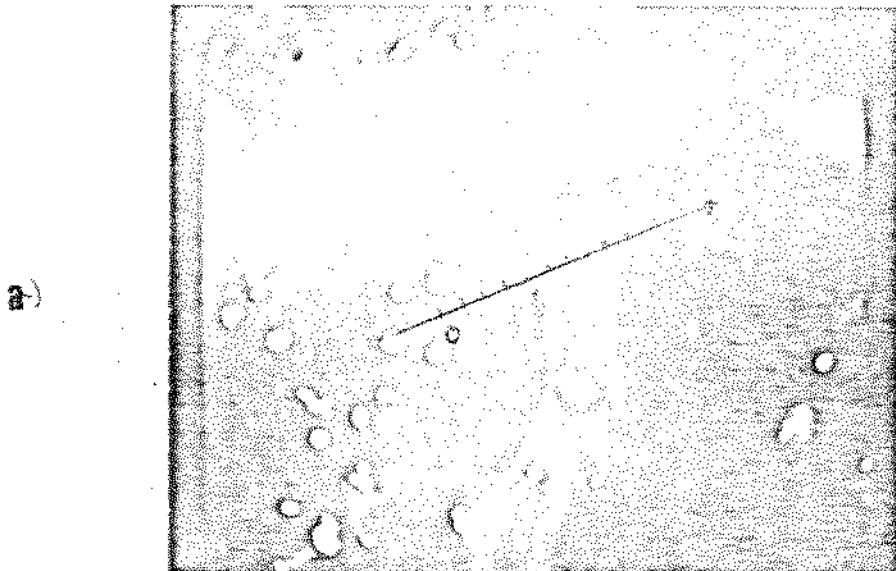


Figura 4.15. Microanálise por MVE, da liga Al-8Cu, amostra não deformada e tratada termicamente por 10 min. a 600°C.
a) Foto da região de varredura, aumento de 160 x.
b) Gráfico relacionando posição do ponto e concentração.



b)

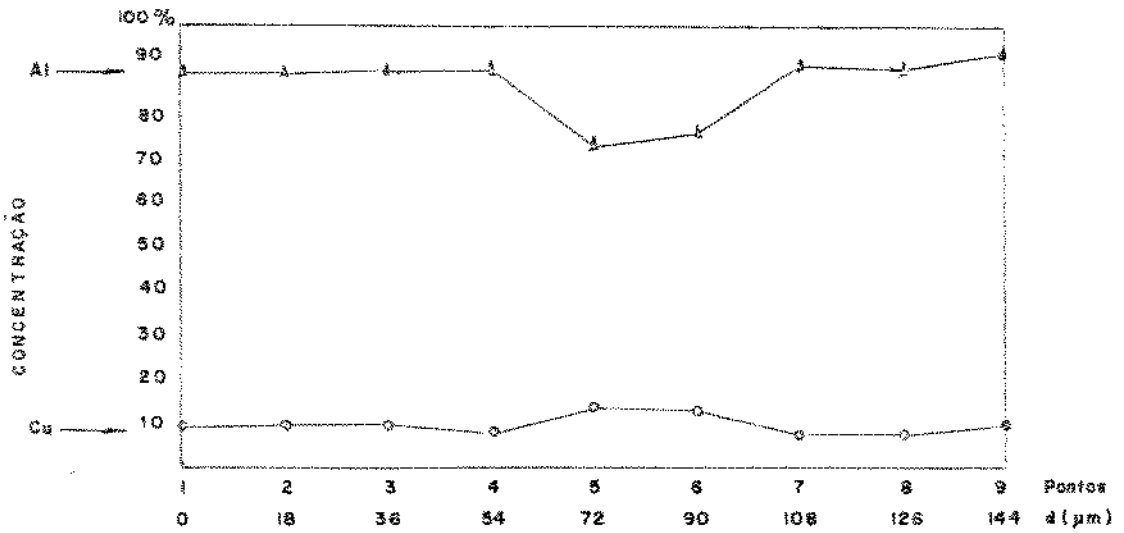


Figura 4.16. Microanálise por MVE, da liga Al-8Cu, amostra não deformada e tratada termicamente por 60 min. à 600°C.
a) Foto da região de varredura, aumento de 160 x.
b) Gráfico relacionando posição do ponto e concentração.

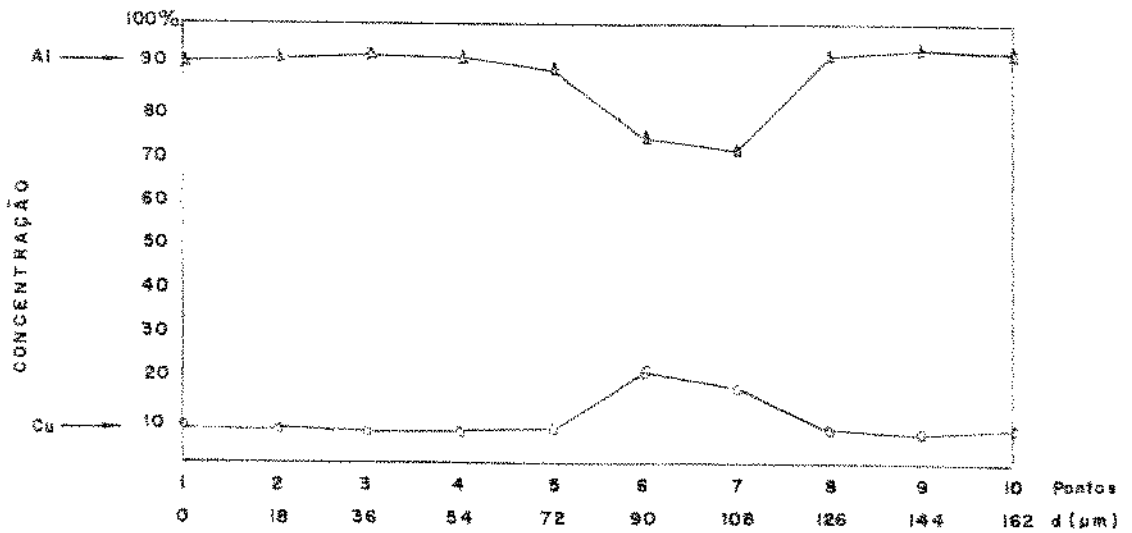
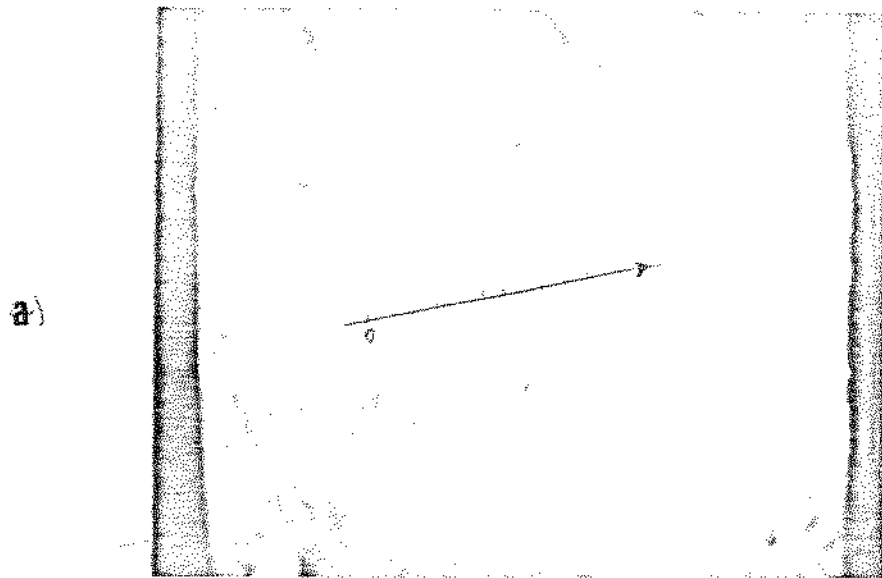


Figura 4.17. Micrografia por MVE, da liga Al-8Cu, amostra deformada 80% e tratada termicamente por 10 min. à 400°C.
 a) Foto da região de varredura, aumento de 160 x.
 b) Gráfico relacionando posição do ponto e concentração.

a)



b)

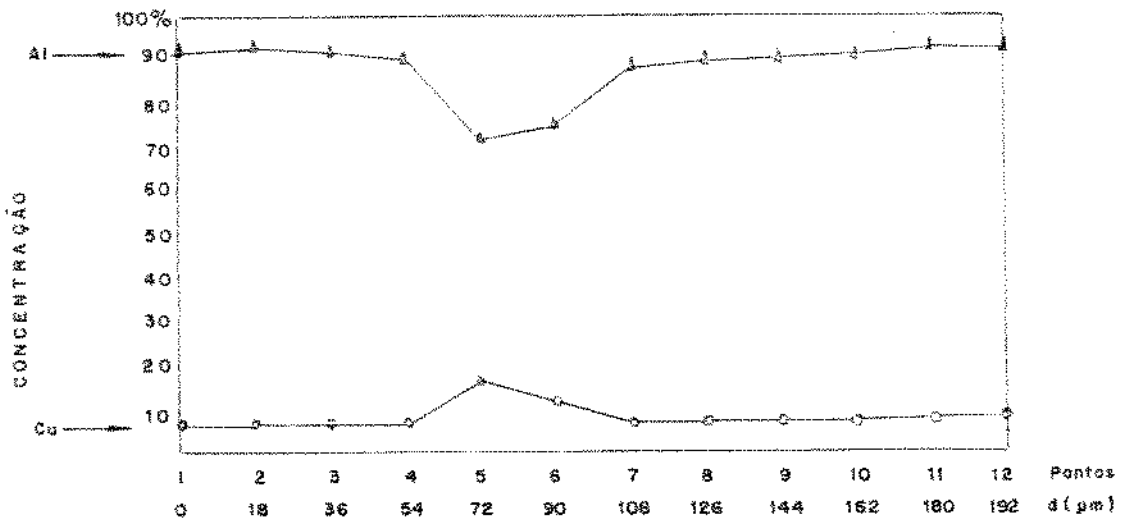


Figura 4.18. Microanálise por MVE, da liga Al-8Cu, amostra deformada 80% e tratada termicamente por 60 min. à 600°C.
a) Foto da região de varredura, aumento de 160 x.
b) Gráfico relacionando composição do ponto x concentração.

4.3. Discussão dos Resultados

4.3.1. Influência da Deformação na Estrutura Obtida.

Nota-se claramente, para as duas ligas submetidas ao processo de obtenção de refundidos, que o tipo de mecanismo envolvido na transformação da estrutura dendrítica de solidificação para a morfologia globular, depende da presença ou ausência da deformação prévia nas amostras. Este fato pode ser observado para ambas as ligas analisadas. Assim, fenômenos semelhantes parecem estar envolvidos na evolução das estruturas, quando comparadas as micrografias da liga Al-Cu apresentadas nas figuras 4.5 e 4.6 com as da liga Cu-Zn apresentadas nas figuras 4.10 e 4.11, para o caso de ausência de deformação; e figuras 4.7, 4.8 comparadas com as 4.12 e 4.13, para a condição de material previamente deformado.

Na ausência de deformação, a estrutura dendrítica evolui, na presença de líquido, para uma estrutura globular mais lentamente, passando por estágios morfológicos intermediários, onde há inicialmente a formação de blocos irregulares, e somente após um maior tempo de tratamento, as estruturas estão globularizadas. Esta transição ocorre mais rapidamente à maior temperatura de tratamento, conforme será analisado posteriormente.

A observação das micrografias apresentadas nas figuras 4.5, 4.6, 4.12 e 4.13 leva à suposição de que os fenômenos naturais de engrossamento dendrítico, dos tipos descritos no capítulo 2 (Ostwald ripening, coalescência) (4)(5)(6)(7) estão presentes e são responsáveis pela modificação estrutural do material sendo testado.

Fenômenos de coalescência de contornos de blocos irregulares da fase primária vizinhos, podem ser facilmente observados nas figuras 4.6, para a liga Al-Cu e 4.11 para a liga Cu-Zn. Ostwald ripening, isto é, a dissolução preferencial de partículas de reduzido raio de curvatura em favorcimento de outros vizinhos de maior raio é fenômeno observado e quantificado em trabalhos de Robert e Kirkwood (8)(9) em tratamentos térmicos semelhantes ao utilizado neste trabalho. Maiores tempos de tratamento levariam à melhor observação deste fenômeno, uma vez que provavelmente resultariam em estruturas com maior uniformidade de valores de diâmetro médio de glóbulos na pasta refundida.

Pode-se ainda observar das figuras citadas, que há desaparecimento de contornos dendríticos internos à fase sólida primária, fenômeno

estudo básico

metal como energia de deformação (2)(10). Esta energia tenderá a se reduzir provocando fenômenos de recuperação e recristalização, com sua eliminação parcial ou total, respectivamente.

Desse modo, as amostras das duas ligas analisadas, que sofreram deformação, tiveram energia interna suficiente para apresentarem recristalização no interior dos grãos, em pequenos tempos de tratamentos. A presença de contornos de grãos recristalizados podem ser claramente observados na figura 4.7, para amostra da liga de Al, tratada por 5 min à 580° C. A fase sólida apresenta, no interior dos grãos dendríticos, subgrãos de diâmetros pequenos, e cujos contornos ainda não foram molhados pela fase líquida.

Esse estágio inicial de recristalização observado em amostras tratadas por 5 minutos à temperaturas correspondentes à formação de 20% de líquido, para a liga Al-Cu, não é observado na liga Cu-Zn tratada em condições semelhantes: o latão apresenta estágios mais adiantados da recristalização. Essa observação pode ser explicada com base na equação que relaciona energia livre com energia de deformação do material, a saber:

$$G = E - T.S \quad [1] \quad (11)$$

onde: G = energia livre
E = energia de deformação
T = temperatura
s = entropia

Como a variação da entropia durante a deformação é desprezível, em relação a variação da energia interna, a equação [1], pode ser reescrita de modo que:

$$\Delta G = \Delta E \quad [2]$$

De acordo com a equação [2], a energia interna no material está diretamente relacionada com a energia de deformação adquirida.

As deformações impostas às ligas foram definidas de modo a se ter deformação plástica no material, sem ultrapassar o limite de ruptura. De conhecimentos práticos sabe-se que o limite de ruptura para a liga Cu-Zn utilizada está em torno de 90% de deformação, enquanto que a liga Al-Cu pode ser facilmente deformada, sem sofrer

Astrid Delgado

ruptura, para valores superiores a 120 %.

Deste modo, a liga Cu-Zn, com 65 % de deformação, deve apresentar energia interna maior do que a liga de Al, com 80 % de deformação; conseqüentemente, para reduzidos tempos de tratamento, o latão já apresenta estágios adiantados de recristalização, mesmo nas temperaturas mais baixas.

Tendo exposto o fenômeno responsável pela nucleação de subgrãos no interior das estruturas dendríticas, é possível pensar em como ocorre a separação destes subgrãos, baseando-se em trabalhos na área.

Vogel (12)(13), estudando os mecanismos de transformação de dendritas deformadas por agitação severa do líquido que as envolve, para estruturas globulares, explica como se dá o fenômeno de separação dos novos grãos recristalizados da seguinte maneira: o autor afirma que a agitação imposta ao metal líquido em solidificação causa o dobramento dos braços secundários dendríticos sobre os primários, aparecendo assim contornos internos devido a mudança de orientação cristalina na mesma dendrita, e acúmulo de defeitos e/ou discordâncias nessas regiões, gerando contornos de alta energia. Se a energia do contorno do subgrão (γ_{cg}) formado for maior que duas vezes a tensão superficial do sólido/líquido (γ_{sl}), isto é, $\gamma_{cg} > 2 \times \gamma_{sl}$, este contorno é molhado pelo líquido e o cristal recristalizado é destacado da estrutura original, para o líquido vizinho, onde pode crescer equiaxialmente.

As observações dos resultados obtidos neste trabalho permitem afirmar que estão presentes, na evolução das estruturas dendríticas que sofreram deformação e posterior tratamento térmico, para as duas ligas aqui estudadas, os mesmos mecanismos propostos por Vogel. No nosso caso a deformação foi previamente imposta no material sólido antes da deformação de líquido, e não no metal em solidificação, via agitação severa do sistema.

É importante ressaltar que as deformações causadas por compressão a frio, causam um aumento de energia interna ao longo do corpo de toda a dendrita, e não apenas nos contornos dos braços dobrados, de modo que a nucleação e crescimento dos subgrãos se dão em regiões onde houve acúmulo de tensões, concretizando assim os fenômenos de recuperação e recristalização que sofreram as amostras, quando submetidas aos tratamentos térmicos.

A separação dos subgrãos formados no interior dos grãos de Al-8Cu e Cu-33Zn, deve ter-se dado quando a energia de contornos de subgrãos satisfaz a condição: $\gamma_{cg} > 2 \times \gamma_{sl}$. Nesta situação, tais contornos podem

Astrid Dantas

ser molhados pela fase líquida e despreendidos para o metal líquido, onde podem crescer devido a fenômenos de "coarsening" e aglomeração.

Para ambas as situações, isto é, formação de estruturas globulares a partir de dendritas brutas de solidificação ou previamente deformadas, a estrutura globular obtida apresenta crescimento com o aumento do tempo de tratamento, conforme será analisado em item específico.

A figura 4.19 apresenta claramente o desaparecimento de contornos entre glóbulos em contato, levando, portanto, ao crescimento da fase sólida presente na pasta, por fenômenos de aglomeração seguida de coalescência. Pode-se notar também que tal fenômeno pode acarretar o aprisionamento de líquido no interior da fase sólida. Este aprisionamento ocorre mais facilmente em estruturas não perfeitamente globulares devido à própria morfologia dos blocos irregulares, conforme pode ser observado nas micrografias das figuras 4.5 e 4.6 e também 4.10 e 4.11 apresentadas anteriormente.

Assim, quando a estrutura reofundida é formada por mecanismos de engrossamento dendrítico / separação de grãos, há tendência ao aprisionamento de líquido nos glóbulos de ponta, enquanto que se mecanismos de recristalização são os responsáveis pela formação de tais glóbulos, muito provavelmente eles estarão livres de líquido retido em seu interior.

Tendo exposto algumas consequências do parâmetro deformação na evolução de dendritas durante os tratamentos térmicos, passo a comentar a atuação da temperatura e do tempo nas mesmas estruturas.

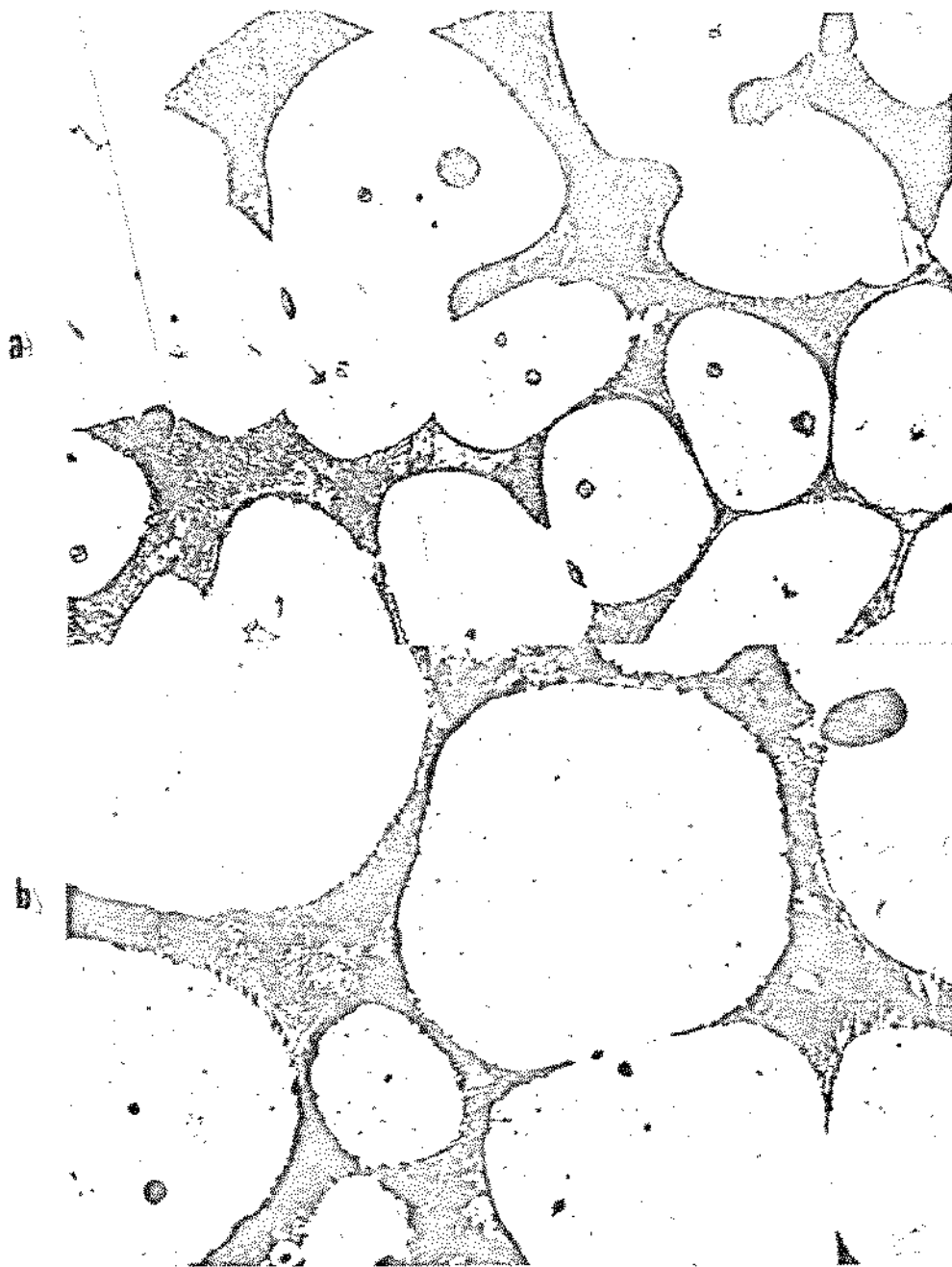


Figura 4.19 Fenômeno de coalescência presente em amostras de latão
a) coalescência entre glóbulos de amostras sem deformação
tratadas termicamente a 600°C , por 5 min; aumento: 300x
b) coalescência entre glóbulos de amostras deformadas
e tratadas termicamente a 600°C por 60 min; aumento: 300x

4.3.2. Influência da Temperatura de Tratamento

A temperatura de tratamento é o parâmetro determinante da porcentagem relativa líquido/sólido presente no material durante os tratamentos térmicos, de modo que quanto maior a temperatura menor a fração sólida. Podendo-se fazer uma estimativa da fração sólida presente a uma dada temperatura, através da equação de Scheil, definiu-se tanto para a liga de Al-Cu como para Cu-Zn, frações sólidas semelhantes, em torno de 60 e 80 %, aproximadamente, conforme explicado no capítulo 3. No entanto pode-se observar pelas micrografias das amostras de latão, que há uma maior quantidade de constituinte líquido do que para as amostras de Al-Cu submetidas às mesmas frações sólidas. Esse fato pode ser atribuído tanto a imprecisões nos parâmetros utilizados para cálculos, como ao fato de sistemas apresentarem cinéticas não previstas em diagrama de equilíbrio.

A maior quantidade do constituinte líquido, aliada à maior temperatura de tratamento, parece ter causado aceleração nas transformações das dendritas para glóbulos, no caso do latão, quando comparado à liga Al-Cu.

A evolução das estruturas dendríticas, submetidas a tratamentos a temperaturas correspondente à formação de 20% de líquido em amostras não deformadas para as duas ligas, não resulta em glóbulos reofundidos mesmo para os maiores tempos analisados, o que faz pensar que a energia de ativação térmica foi insuficiente para a total e rápida modificação de estrutura.

Já para amostras previamente deformadas, o tratamento às mesmas temperaturas leva à obtenção de estruturas reofundidas globulares somente para o latão. Neste caso pode-se pensar numa maior energia de ativação inicial (maior energia de deformação, levando à mais rápida recristalização), além da maior temperatura utilizada para o latão resultando numa maior velocidade de evolução da estrutura, quando comparada com a liga Al-Cu.

Para temperatura correspondente a 60% de fração sólida, as estruturas dendríticas evoluíram à reofundidos, tanto para amostras deformadas como não deformadas nas duas ligas; conseqüentemente, houve energia suficiente para as transformações, nos tempos analisados. O parâmetro temperatura é considerado então, o agente acelerador para as transformações das estruturas dendríticas, com e sem deformação, em reofundidos, nas duas ligas analisadas. Define, então, a cinética de evolução das estruturas, e não parece ter influência na natureza dos

mecanismos envolvidos em tais transformações.

É importante ressaltar ainda que as propriedades viscosas e reológicas presentes nas estruturas reofundidas estão diretamente relacionadas com a sua fração sólida, de modo que quanto maior a fração sólida, maior a viscosidade. Com menor viscosidade do metal reofundido, há redução de atrito quando do preenchimento de moldes, pelo processo de injeção ou fundição sob pressão, assim como se garante um melhor preenchimento do molde, resultando em melhor qualidade das peças, e ampliando a vida dos equipamentos empregados.

4.3.3. Influência do Tempo de Tratamento

O tempo de tratamento térmico é um importante parâmetro a ser controlado quando se deseja obter estruturas perfeitamente globulares; ele determina as diferentes morfologias presentes: reduzidos tempos de tratamento podem resultar em estruturas com blocos irregulares ao invés de glóbulos, p.e., como observado na figura 4.6,b ou ainda 4.10 a,b.

É óbvio, no entanto, que o efeito do tempo na evolução da estrutura está relacionado com a temperatura de tratamento, bem como com a quantidade de deformação a que o material foi submetido. Assim, por exemplo, tempos da ordem de 30 minutos são necessários para a completa globularização da estrutura, para amostras deformadas de ambas as ligas tratadas à maior temperatura, enquanto tempos da ordem de 30 minutos são requeridos para obtenção de pasta reofundida, a partir de estruturas não deformadas, tratadas às mesmas temperaturas.

A evolução da temperatura de tratamento e/ou do grau de deformação inicial, portanto, acarretam na necessidade de um maior tempo de tratamento para a obtenção de estruturas reofundidas.

Deste modo, tempos adequados são os necessários para a promoção de perfeita globularização e homogeneização das dimensões dos glóbulos produzidos, pois tempos excedentes, além do gasto excessivo de energia, causam danos nas propriedades viscosas e reológicas das pastas, por provocar aumento das dimensões de glóbulos, permitindo sua aglomeração.

Como a viscosidade é uma importante propriedade para as pastas reofundidas, o parâmetro tempo deve ser controlado de modo a ser somente o necessário para a formação de glóbulos. Deve ser evitada a sua coalescência e o que os tornaria de dimensões grosseiras e com possível aprisionamento de líquido em seu interior, prejudicando as

Auto 34100

características de escoamento da pasta reofundida (14).

Um outro parâmetro a ser controlado é o tempo, ou melhor, a taxa de resfriamento da pasta reofundida obtida no tratamento térmico.

As micrografias da figura 4.20 apresentam os resultados obtidos pelo resfriamento da pasta reofundida da liga Al-Cu a duas velocidades diferentes. Pode-se notar que um resfriamento deficiente pode levar à formação de dendritas a partir dos glóbulos da fase primária, se houver tempo para tal (figura 4.20.b). Esta degeneração da superfície dos glóbulos pode comprometer as propriedades de escoamento da pasta obtida, e deve ser evitada pelo rápido resfriamento do material semi-sólido a partir de sua temperatura de tratamento.



Figura 4.20 : a) Microestrutura da pasta reofundida da liga Al-8Cu
b) Microestrutura da pasta reofundida da liga Al-8Cu
Aumento de 300x.

4.3.4. Comportamento da Microsegregação para Ligas de Al-8Cu

De acordo com os resultados apresentados das microanálises efetuadas, pode-se observar que a amostra de referência de Al-8Cu apresenta um comportamento característico de estruturas dendríticas, ou seja: pequenos picos de soluto internamente aos grãos, indicando microsegregação dendrítica. Este comportamento também está presente na mesma amostra após tratamento por 10 minutos a 600°C, o que pode ser atribuído ao reduzido tempo de tratamento, insuficiente para sensível homogeneização no interior dos grãos.

Na presença de deformação prévia, no entanto, o mesmo tempo de tratamento à mesmas condições térmicas, produziram significativa alteração da distribuição dos elementos no interior da estrutura: uma estrutura já tipicamente globular, com perfis planos de soluto no interior de glóbulos, com enriquecimento de soluto em contornos líquidos podem já ser observada. Pode-se creditar esta rápida variação de perfis de soluto ao fenômeno da recristalização.

Num tratamento térmico convencional de estruturas dendríticas, mantido o seu estado sólido, isto é, sem a formação de fases líquidas, o resultado esperado é a homogeneização da distribuição de soluto no interior de grãos, acarretando o desaparecimento da morfologia dendrítica. O resultado de uma microanálise em tal estrutura deve mostrar um perfil plano de soluto no interior de grãos, consequência da difusão, no caso da liga em questão, do soluto Cu da periferia para o interior dos braços dendríticos e da periferia para o interior de grãos.

Os resultados obtidos neste trabalho mostram a homogeneização interna de grãos, transformados em glóbulos sólidos em meio líquido enriquecido de soluto.

Devemos lembrar que os tratamentos térmicos utilizados envolvem temperaturas superiores à solidus, isto é, trata-se de tratamento térmico de homogeneização de sólidos imersos em uma fase líquida, onde a solubilidade do soluto é maior do que na fase sólida presente.

Os resultados obtidos são sumarizados na tabela 4.2 onde são mostrados os intervalos de variação ($C_{max}-C_{min}$) dos elementos Al e Cu em cada situação de tratamento.

Tabela 4.2.
Intervalos de variação dos elementos

analisados na liga Al-3Cu.

ELEMENTO	Al	Cu
Amostra de Referencia	9,43 %	3,01 %
Não-Deformada (600 C/10 min)	11,22 %	4,39 %
Não-deformada (600 C/60 min)	19,48 %	5,55 %
Deformada (600 C/10 min)	21,55 %	13,47 %
Deformada (600 c/60 min)	21,40 %	9,83 %

$$\Delta = C_{max} - C_{min}$$

Conforme pode ser observado, há aumento da variação entre os teores máximos e mínimos dos elementos Al e Cu, em todas as amostras tratadas, com o aumento do tempo de tratamento. Estes dados, em conjunto com a observação dos perfis de distribuição dos elementos mostrados em item anterior levam a supor que, além da homogeneização interna dos grãos/glóbulos, com o tempo de tratamento, a formação de líquido em seus contornos dá origem a um fenômeno extra: parece haver tendência de migração de átomos de Cu da periferia da fase sólida, para a região líquida vizinha, onde sua solubilidade é alta. Assim, parece haver simultaneamente difusão de soluto da periferia para o centro de grãos/glóbulos (homogeneização do sólido) e liberação de soluto para o líquido vizinho. O resultado apresentado é a homogeneização interna de grãos/glóbulos e enriquecimento do líquido que os envolve, no elemento Cu.

Perfis planos de soluto no interior dos glóbulos cercados por líquidos com alto teor deste elemento são situações características de pastas reofundidas, segundo a literatura (15)(16) citada em capítulo anterior.

O comportamento da distribuição de elementos de liga na microestrutura em tratamento térmico para a produção de pastas reofundidas, isto significando, portanto, tratamento em presença de

Arnold Osmeco

constituintes líquidos, merecem um mais aprofundado estudo do que este preliminar agora apresentado. Fenômenos envolvidos devem ser melhor estudado para, inclusive, se analisar potencialidades de utilização da reofundição.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS DO CAPITULO 4

- 1- BRICK, R.M., GORDON, R.B., PHILLIPS, A.- "Structure and properties of alloys", Ed. McGraw-Hill Book Company, USA 1949.
- 2- VAN VLACK, L.H.- "Principios de ciencias dos materiais", Ed. Edgard Blucher Ltda, SP 1970.
- 3- AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM).- "Metals handbook", Ed. ASM, v. 7, USA 1973.
- 4- KATTAMIS, T.Z., et alii- "Dendrite ripening during solidification of nondendritic spherical structures". Journal of Mat. Science, 1972, p. 888-894.
- 5- KATTAMIS, T.Z., et alii- "Dendritic coarsening during solidification". Journal of Crystal Growth, 1972, p. 20-24.
- 6- MORTENSEN, A. - "On the influence of coarsening on microsegregation". Metall. Trans. A., maio 1988, p. 327-334.
- 7- SENDA, G., YUYON, C., BEING, A. "Mechanism of coarsening of dendrite during solidification" Proceedings of "Solidification Processing Conference", Sheffield, U.K., sept. 1987, p. 416-419.
- 8- ROBERT, M.H., KIRKWOOD, D.H.- "Refundição de ligas Al-3%Si. proposição de um novo processo". 43º Congresso Anual da ABM, B. Horizonte, MG., 1988, v. 4, p. 63-74.
- 9- ROBERT, M.H., KIRKWOOD, D.H. -"Alloy slurry formation by partial melting". Proceedings of solidification Processing Conference, p. 373-376, Sheffield, U.K., 1987.
- 10- BRESCIANI FILHO, E.- "Fundição sob pressão". Ed. ABM, SP 1978.
- 11- CAMPOS FILHO, M.P., DAVES G.J.- "Solidificação e fundição de metais e suas ligas". Ed. da USP, SP 1978.
- 12- VOBEL, A.- "Solidification science helps develop new foundry technology". Metals and Materials, fev. 1979, p. 30-32.
- 13- VOBEL, A.- "Turbulent flow and solidification: stir-cast microstructure". Metal Science, dez. 1978, p. 576-578.

Referências

- 14- JOLI, P.A., MEHRABIAN, R.- " The rheology a partially solid alloy". Journ. of Materials Science, v. 11, 1976, p. 1393-1418.
- 15- SANTOS, R.G., ARRUDA, A.C.F.- "Estrutura e propriedades de peças fundidas por "rheocasting" usando o processo de vazamento por múltiplos fluxos". Anais do 35º Congresso Anual da ABM, 1980, p. 359-374.
- 16- LEE, H.I. et alii- "Structure and segregation of stir-cast aluminium alloys" . Proceedings of "Solidification Technology in the Foundry and Cast House ". Warwick, set. 1980, p. 119-125.

CAPITULO 5: CONCLUSOES

Pode-se afirmar que a aplicação do processo de obtenção de estruturas reofundidas por tratamentos isotérmicos em amostras deformadas e não-deformadas para as ligas Al-6%Cu e Cu-30%Zn, teve sucesso em seus resultados.

Deste modo, abre-se a possibilidade de obtenção de pastas reofundidas também para metais de mais alto ponto de fusão que os apresentados na literatura (ligas de Pb e Sn), trazendo a perspectiva de aplicação destas ligas reofundidas na fundição sob pressão, injeção e compressão.

Sendo o equipamento empregado muito simples, a saber, máquina de deformação e forno com temperatura controlável, o processo proposto é muito econômico e de simples operação e controle, muito econômico e simples, quando comparado com os equipamentos utilizados nos processos convencionais de obtenção de estruturas reofundidas por agitação.

Pode-se afirmar que tanto é possível obter pasta reofundida por tratamentos isotérmicos em estruturas previamente deformadas, como em estruturas deformadas previamente.

Estruturas dendríticas inicialmente deformadas evoluem para estruturas reofundidas, principalmente por meio de fenômenos de recristalização interna, o qual gera glóbulos de pequena dimensões, sem conter líquido em seu interior, para reduzidos tempos de tratamento.

Os mecanismos de recristalização apresentados nestas estruturas ocorrem para que haja uma diminuição na energia interna dos grãos (formação de subgrãos) com conseqüente segmentação dos cristais formados, de acordo com o modelo proposto por Vogel.

Já as amostras não deformadas, quando tratadas termicamente evoluem para a formação de estruturas reofundidas, principalmente por mecanismos naturais de engrossamento (Ostwald Ripening e/ou coalescência). Glóbulos sólidos são, portanto, formados em meio líquido através de estágios intermediários de morfologia, o que requer tempos maiores de tratamento. O resultado obtido é fase globular de grandes dimensões, contendo líquido em seu interior.

- finalizado

Os mecanismos de transformações apresentados nessas estruturas estão de acordo com o modelo de Kattamis, ou seja, fenômenos de coalescência e engrossamento ocorrem para que haja redução de energias de superfície no sistema.

Quanto aos efeitos das diferentes temperaturas de tratamento utilizadas, pode-se afirmar que altas temperaturas são somente responsáveis pela maior velocidade das transformações de estruturas dendríticas para refundidas. Em outras palavras, a temperatura influencia a cinética das transformações mas não a natureza dos fenômenos envolvidos.

Quanto ao efeito do tempo de tratamento na obtenção das pastas refundidas, pode-se afirmar que este determina o estágio da evolução da estrutura, de modo que para as duas ligas, estruturas dendríticas previamente deformadas se transformam em refundidas de boa qualidade, no tempo de 15 minutos. Para as amostras sem deformação, são necessários tempos da ordem de até 60 minutos para a perfeita globularização da estrutura. Em ambos os casos o aumento do tempo de tratamento leva ao crescimento desnecessário e prejudicial da fase sólida globular.

Pode-se dizer ainda que a velocidade de resfriamento das pastas refundidas obtidas, deve ser alta de maneira a ser evitado a regeneração da superfície dos glóbulos em dendritas.

Quanto ao comportamento da microsegregação, pode-se afirmar que as estruturas refundidas da liga Al-8Cu analisadas, apresentam uma distribuição de elementos como previsto na literatura, ou seja, os glóbulos sólidos não apresentam significativas variações de composição em seu interior e o líquido é enriquecido do soluto. Pode ser observado que a homogeneização interna do sólido e enriquecimento do líquido remanescente no soluto é mais rápida no caso de material previamente deformado.

Diante dos resultados obtidos, penso ter cumprido com os objetivos tecnológicos e específicos propostos nesse trabalho. Na sequência são apresentadas algumas sugestões para a continuidade dos estudos no assunto.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

a) Viabilizar o processo de obtenção de estruturas refundidas por tratamentos isotérmicos, para volumes maiores de material, ou mesmo

contribuindo

para a produção contínua de pastas.

1) Viabilizar o processo de obtenção de estruturas reofundidas por tratamentos isotérmicos de material dendrítico, para metais e ligas ferrosas.

2) Analisar fenômenos envolvidos (sua natureza, cinética e controle) nas transformações estruturais ocorrendo no material em tratamento, pelo estudo sistemático de mecanismos de difusão de elementos na estrutura.

3) Há a possibilidade de efetuar o estudo da propagação de trincas nas amostras obtidas neste trabalho, por um simples entalhe feito na sua superfície. Desse modo poderiam ser caracterizadas as ligas quanto às suas propriedades mecânicas, quando no estado reofundido.

Estes foram as contribuições que pude fazer, até o momento, quando da elaboração de um processo de obtenção de estruturas reofundidas por tratamentos isotérmicos.