



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO
DE PASTAS METÁLICAS
TIXOCONFORMADAS**

CARLA NAGATA

Ilha Solteira - SP

1210001278



unesp



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE PASTAS METÁLICAS TIXOCONFORMADAS

1210001278



CARLA NAGATA

Dissertação apresentado à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de **Mestre em Engenharia Mecânica**.

Orientador: PROF. DR. ANTÔNIO DE PÁDUA LIMA FILHO

Ilha Solteira, Janeiro de 2002

Proc. 071/2002 - NPD 038

UNESP - "CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA"	SERVIÇO TÉCNICO DE BIBLIOTECA E DOCUMENTAÇÃO		
DATA DE CHEGADA	DATA DE TOMBO	TOMBO	CLASSIFICAÇÃO
06.05.02	30.05.02	Te. 1278	N1477
REGISTRO	AQUISIÇÃO		
aula	locação autor R\$ 10,00		

30505003

CO
sys 215692
sys 56142

“Processamento e Caracterização de Pastas Metálicas Tixotroconformadas”

Carla Nagata

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO
DO TÍTULO DE

MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

NA ÁREA DE CONCENTRAÇÃO EM MATERIAIS E PROCESSOS DE
FABRICAÇÃO E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA
DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

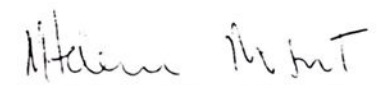


Prof. Dr. João Antonio Pereira – Coordenador

COMISSÃO EXAMINADORA:



Prof. Dr. Antônio de Pádua Lima Filho - Orientador



Profª. Drª. Maria Helena Robert



Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Ilha Solteira – SP, janeiro de 2002

Agradecimentos

Agradeço ao FAPESP e ao CNPQ pelo apoio financeiro e ao Departamento de Engenharia Química e ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica pela oportunidade.

Agradeço ao Prof. Dr. Carlos Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Agradeço ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação e ao Prof. Dr. Roberto de Souza pela orientação.

Dedico este aos meus pais Arlinda e Toyosi,

Aos meus irmãos Regina e Marcos,

Aos meus cunhados e amigos Érica e João,

Ao meu sobrinho Eric e

Ao meu noivo Herbert.

Agradecimentos

Agradeço a FAPESP pelo apoio financeiro e ao Departamento de Engenharia Mecânica e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica pela oportunidade;

Agradeço a Pró- Reitoria de Pós-Graduação e Pesquisa da UNESP pelo financiamento de minha participação em eventos científicos;

Agradeço a FOSECO e a SKJ Produtos para Fundição pela doação de material necessário a fabricação da liga utilizada neste trabalho e a Companhia Industrial Fluminense pela doação do inoculante utilizado no refinamento da liga Al-4,5%Cu;

Agradeço ao CTA/AMR pela realização das análises químicas da liga Al-4,5%Cu;

Agradeço a Magneti Marelli pelas visitas que muito contribuíram ao andamento deste trabalho;

Agradeço a todos os funcionários da biblioteca pelo apoio e em especial a Sandra Maria Clemente de Souza, João Josué Barboza, Marta Satiko Suzuki e Elaini Ribeiro Peres;

Agradeço ao Departamento de Física e Química, professores José Antônio Malmonge, Luiz Franciso Malmonge, Hermes Adolfo de Aquino pelo auxílio e empréstimo de equipamentos, a professora Maria Ângela de Moraes Cordeiro e ao técnico e amigo Wanderley Barufaldi pelo empréstimo do laboratório para a fosfatização dos corpos de prova;

Agradeço a secretaria de pós-graduação pelo apoio e simpatia com que sempre me atenderam;

Agradeço ao Euler Barreto Júnior pelo auxílio, fundamental durante a instrumentação da prensa excêntrica;

Agradeço aos técnicos do Departamento de Engenharia Civil pelo auxílio durante os ensaios que utilizaram as prensas de seus laboratórios;

Agradeço aos técnicos do Departamento de Engenharia Elétrica pelo suporte técnico e ao professor Dr. José Carlos Rossi pelo apoio e empréstimo do osciloscópio;

Agradeço aos técnicos do Departamento de Engenharia Mecânica, em especial aos amigos Marino Teixeira Caetano e Edvaldo Silva de Araújo, que sempre estiveram ao meu lado durante o desenvolvimento do projeto;

Agradeço as secretárias e amigas do Departamento de Engenharia Mecânica, Sandra Maciel Pereira e a Vânia Maria Xavier pelo apoio burocrático e simpatia;

Agradeço ao Elias Amaral dos Santos do Departamento de Engenharia Mecânica pelo suporte técnico em informática e amizade;

Agradeço a todos os professores do Departamento de Engenharia Mecânica, em especial ao professor Dr. Vicente Afonso Ventrella pelo apoio que muito me ajudou no decorrer deste mestrado e ao professor Dr. Miguel Ângelo Menezes pelas palavras de encorajamento;

Agradeço aos meus primos Silvia e Roberto Kagesawa pelo apoio desde os tempos da graduação;

Agradeço a todos os amigos da pós-graduação, em especial ao Ângelo Hirai, Fábio Kurokawa, Adriano Silva Borges e Jorge Henrique Marano, que desde a graduação já me acompanhavam;

Agradeço aos amigos que dividiram comigo cada sorriso ou lágrima durante todo esse tempo do mestrado, em especial ao Antônio João Diniz, Alessandro Roger Rodrigues, Ana Carolina Franco, Daniela Demarchi, Valéria Di Giunta e Ricardo Kazuo Itikava;

Meus sinceros agradecimentos aos professores doutores Hélio Goldenstein (USP-POLI-São Paulo) e João Batista Campos Silva (UNESP-DEM-Campus de Ilha Solteira) que aceitaram ser colaboradores deste trabalho.

Agradeço, mas não por último, a Deus pela força para prosseguir sempre e jamais desistir de um sonho, e também ao meu orientador Prof. Dr. Antônio de Pádua Lima Filho.



Lista de figuras.....	iv
Lista de tabelas.....	x
Lista de símbolos.....	xii
Resumo.....	xiv
Abstract.....	xv
Capítulo 1.....	1
1. Introdução.....	1
Capítulo 2.....	4
2. Revisão bibliográfica.....	4
2.1. Obtenção de ligas metálicas de microestrutura globular para tixoconformação.....	4
2.1.1. Processo de fusão parcial de estruturas deformadas a frio.....	4
2.1.2. Processo por fusão parcial e ultra-refino para preparação de estruturas reofundidas.....	8
2.1.3. Processo MHD (<i>Magneto Hydrodynamic</i>) e SSP (<i>Single Slug Production</i>).....	13
2.2. Mecanismos de deformação plástica da pasta metálica.....	16
2.3. Tratamento térmico de ligas reofundidas.....	18
2.4. Testes reológicos em pastas metálicas.....	21
2.5. Macroestrutura obtida no lingotamento contínuo de materiais reofundidos.....	23
2.6. Efeito da temperatura da parede do molde na formação de estrutura tixoconformada.....	24
2.7. Tamanho da estrutura reofundida em função dos parâmetros de tratamento e a facilidade de preenchimento de cavidades na tixoconformação.....	26
2.8. Estudo do preenchimento do molde na fabricação de peças por tixoinjeção	28
2.9. Laminação de metais em estado pastoso.....	32
2.10. Fabricação de compósitos através de pastas metálicas.....	33
Capítulo 3.....	35
3. Metodologia.....	35
3.1. Preparação da liga metálica.....	35

3.2. Forma de lingotamento da liga Al-4,5%Cu.....	37
3.2.1. Vazamento feito na coquilha.....	37
3.2.2. Vazamento feito em sistema de canais resultando no produto fundido denominado de lingote.....	38
3.3. Forno tubular horizontal usado no recozimento e fusão parcial e estufa utilizada no pré-aquecimento dos moldes.....	41
3.4. Equipamentos para deformação-Processo de fusão parcial de estrutura deformada a frio (FPDF).....	42
3.5. Temperatura e tratamento para obtenção da estrutura reofundida.....	45
3.6. Prensa usada para a tixoconformação e monitoramento da carga aplicada.....	46
3.7. Projeto do ferramental para tixoextrusão.....	47
3.8. Equipamentos para análise macro e micrográfica.....	49
3.9. Estudo preliminar do refinador de grão.....	51
Capítulo 4.....	53
4. Resultados e discussão.....	53
4.1. Lingotes fundidos para posterior reofundição e tixoconformação.....	53
4.1.1. Porosidades formadas ao longo do lingote.....	53
4.1.2. Análise micrográfica dos lingotes obtidos	55
4.2. Formação da estrutura reofundida por refusão parcial de estruturas ultra-refinadas (FPUR).....	57
4.3. Formação da estrutura reofundida por refusão parcial de estruturas ultra-refinadas deformadas a frio (FPDF).....	64
4.4. Análise quantitativa de parâmetros estruturais/tamanho de glóbulos após tratamento térmico na zona pastosa nas amostras com estruturas ultra-refinadas (FPUR) e deformadas a frio (FPDF).....	68
4.5. Mecanismos propostos para explicar a formação da estrutura globular por fusão parcial.....	71
4.5.1. Baseado na infiltração da fase líquida super-aquecida na fase sólida	72
4.5.2. Baseado na diferença de energia de coesão entre a fase sólida e líquida.....	74
4.6. Análise da distribuição dos microconstituintes após resfriamento rápido da zona reofundida	76



4.8. Operação de tixoextrusão.....	82
4.8.1. Conformação na temperatura aproximada de 595°C seguida de resfriamento rápido na água.....	82
4.8.2. Conformação na temperatura de tixoextrusão (625°C) seguida de resfriamento rápido na água.....	84
4.8.3. Distribuição de dureza (HV) ao longo do corpo da válvula.....	89
Capítulo 5.....	92
5. Conclusão.....	92
5.1. Lingotes fundidos obtidos para posterior reofundição e tixoconformação.....	92
5.2. Estruturas reofundidas.....	92
5.3. Operação de tixoextrusão.....	93
Capítulo 6.....	95
6. Sugestões para trabalhos futuros.....	95
Referências bibliográficas.....	96
Anexo 1.....	101
Preparação da liga Al-4,5%Cu.....	
Anexo 2.....	105
Projeto do sistema de canais de vazamento.....	
Anexo 3.....	108
Laudo da análise térmica por DSC.....	
Anexo 4.....	111
Artigo publicado no 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação.....	



Lista de figuras

Figura 2.1. Corpos de prova com redução de altura (a)billet inicial, (b) $\Delta h = 15\%$, (c) $\Delta h = 20\%$, (d) $\Delta h = 25\%$, (e) $\Delta h = 40\%$ e (f) $\Delta h = 60\%$	5
Figura 2.2. Visualização das linhas de deformação no recalçamento de <i>billets</i> pelo <i>software</i> DEFORM, onde ΔH indica a redução de altura.....	6
Figura 2.3. Amostras extrudadas. (a) <i>billet</i> inicial, (b) $\Delta A = 30\%$, (c) $\Delta A = 40\%$ e (d) $\Delta A = 50\%$	7
Figura 2.4. Visualização das linhas de deformação na extrusão de <i>billets</i> pelo <i>software</i> DEFORM, onde ΔA representa a redução de área.....	7
Figura 2.5. Al-4,5%Cu fundido super-refinado.....	9
Figura 2.6. Microestruturas do material refundido por fusão parcial obtidas sob diferentes temperaturas e tempo de tratamentos.....	9
Figura 2.7. Peças produzidas por tixoforjamento (a) 10kN, (b) 30kN, (c) 50kN e (d) 70kN..	12
Figura 2.8. Peças produzidas por tixoextrusão de Al-4,5%Cu a 620°C.....	12
Figura 2.9. Desenho esquemático mostrando a obtenção de metal refundido pelo processo SSP. (a) cadinho de grafite, (b) elemento aquecedor, (c) punção, (d) placa de vedação, (e) bobinas de indução, (f) fundido, (g) reoestrutura e (h) placa de resfriamento	14
Figura 2.10. Microestruturas do pré-material obtido da liga AlSi7Mg0,3 pelos processos SSP e MHD obtidas após fabricação (pré-material).....	15
Figura 2.11. Microestrutura do material AlSi7Mg0,3 reaquecido na zona pastosa proveniente dos processos MHD e SSP	16

Figura 2.12. Efeito típico do aumento de temperatura nos mecanismos de deformação. (a), (b), (c) e (d) são os graus de deformação.....	17
Figura 2.13. Desenho esquemático dos experimentos para medir o comportamento reológico da pasta metálica. (a) teste de entalhe, (b) compressão simples.....	22
Figura 2.14. Microestrutura de amostras retiradas de lingotes de alumínio 2017 após aquecimento com taxa de 8°C/s e mantidas a temperatura constante de 620°C para 7min (a), 14min (b) e 28min (c).....	27
Figura 2.15. Material de teste (a) <i>billet</i> cilíndrico; (b) modelo forjado em chumbo; (c) PA6L forjado convencionalmente a 32kN; (d) PA6L forjado convencionalmente a 91kN e (e) tixoforjado a 32kN.....	27
Figura 2.16. Formas do posicionamento inicial do semi-sólido na matriz antes do forjamento: (a) entrada sem orifício; e (b) entrada com orifício.....	29
Figura 2.17. Localização da região no componente forjado onde o corpo de prova de tração foi extraído: (a) canal sem orifício, (b) canal com orifício.....	30
	35
Figura 3.1. Fotografia do forno tipo mufla utilizado na fabricação da liga Al-4,5%Cu.....	
Figura 3.2. Projeto da coquilha (a). Fotografia mostrando a coquilha fechada pronta para o vazamento da liga de alumínio e aberta com os lingotes fundidos (b).....	38
Figura 3.3. Geometria do sistema de vazamento para o preenchimento simultâneo de duas lingoteiras metálicas de aço ABNT 1020.....	39
Figura 3.4. Furadeira semi-automática (a); e ferramental confeccionado para a furação dos tijolos refratários na confecção do sistema de canais de vazamento (b).....	40
Figura 3.5. Moldagem das lingoteiras no sistema de canais em uma bandeja feita de chapa fina de aço baixo carbono (2,0mm).....	40



Figura 3.6. Lingotes acoplados aos canais de vazamento.....	41
Figura 3.7. Estufa recuperada e remodelada para este trabalho (a). Vista interna, mostrando as repartições da estufa e a porta revestida com lã refratária para impedir perda de calor (b).	42
Figura 3.8. Dispositivo acoplado na prensa Heckert para o recalçamento dos <i>billets</i> da liga Al-Cu deste trabalho.....	44
Figura 3.9. <i>Billet</i> da coquilha antes da deformação (a); <i>billet</i> da coquilha após a deformação (b); <i>billet</i> do lingote antes da deformação (c); e <i>billet</i> do lingote após a deformação (d).....	44
Figura 3.10. Apresentação do sistema do aquecimento e resfriamento das amostras para refusão parcial (a); ilustração da camisa de aço 1020 usinada para encapsular a amostra de Al-4,5%Cu (b).....	45
Figura 3.11. Montagem do sistema de medição. (a) microcomputador Pentium 75MHz, (b) osciloscópio digital de memória TEKTRINIX TDS 210, (c) condicionador de sinais TMDE TRANSDUTEC, (d) prensa excêntrica de 12 toneladas.....	46
Figura 3.12. Visualização da tela do computador pelo <i>software</i> WAVE STAR.....	47
Figura 3.13. Suporte para matriz usinado em aço ABNT 1020 (a); matriz (b); punção a ser fixado no cabeçote da prensa (c); e fotografia do conjunto do ferramental posicionado na prensa de 12 toneladas (d).....	48
Figura 3.14. Posicionamento de uma tela em aço inoxidável para contenção de material durante a tixoextrusão na camisa que recebe a matriz pré-aquecida a 625°C com o material a ser tixoextrudado (veja cotas na Figura 3.13 (a)).....	48
Figura 3.15. Montagem do conjunto usinado (camisa (ABNT-1020) e matriz (H13)) para a tixoextrusão da liga Al-4,5%Cu (veja cotas na Figura 3.12 (a) e (b)).....	49
Figura 3.16. Gaiola feita de tela de aço inoxidável para colocar e içar a matriz de aço H13	



(a); Tampa de aço inoxidável para cobrir o *billet* no interior da cavidade da matriz durante o aquecimento no forno tubular para a conformação da pasta metálica (b) 50

Figura 3.17. Lingotes de alumínio comercialmente puro. Com refinador de grão TIBAL 5/1 (a); e estrutura bruta de solidificação (b) 52

Figura 4.1. Fotos ilustrativas da seção longitudinal do lingote da liga Al-4,5%Cu (a) e superfície interna da lingoteira com certo grau de rugosidade do DYCOTE 39ESS (b)..... 53

Figura 4.2. Fotos ilustrativas da seção longitudinal do lingote da liga Al-4,5%Cu sem porosidade visível (a) e superfície interna da lingoteira metálica após o vazamento (b). Veja cotas na Figura 3.3..... 54

Figura 4.3. Micrografia das seções do lingote (a) e da coquilha (b). A região mais clara representa a fase α enquanto a fase θ (CuAl_2) é indicada pela região mais escura nos contornos das dendritas e dentro da fase α . Reativo: 0,5g de NaOH, 1,0g de KMnO_4 e 250,0ml de água destilada..... 56

Figura 4.4. Ilustração esquemática de quatro modelos do desenvolvimento dos ramos dendríticos (fase α) englobando a fase θ . Modelo 1 (Mortensem, Cornie & Flemings, 1988); modelos 2 a 4 (Yu *et al.*, 1989)..... 57

Figura 4.5. Diagrama de fases Al-Cu mostrando os pontos críticos (α_1 ; x_1 ; L_1) para estimar a porcentagem de sólido (f_s) e líquido (f_l) através da regra da alavanca..... 59

Figura 4.6. Curvas de aquecimento (a), encharque (b) e resfriamento ao ar e em água (c) do lingote e da coquilha para obtenção de estruturas globulares..... 60

Figura 4.7. Microestruturas obtidas por processo de refusão parcial das amostras inoculadas com TIBAL 5/1, resfriadas no sistema de canais (Figura 3.4) e coquilha (Figura 3.2)..... 61

Figura 4.8. Modelo de formação de glóbulo a partir de estruturas dendríticas não

deformadas (Zoqui e Robert, 2001).....	63
Figura 4.9. Curvas de aquecimento (a), encharque (b) e resfriamento ao ar e em água (c) do lingote e da coquilha após deformação verdadeira a frio de 60% na altura (FPDF).....	64
Figura 4.10. Microestruturas obtidas pelo processo FPDF.....	66
Figura 4.11. Esquema do mecanismo de evolução da estrutura dendrítica para a globular quando a reofundição é feita diretamente do material fundido e deformado a frio (Zoqui e Robert, 2001).....	67
Figura 4.12. Efeito da taxa de resfriamento no tamanho final do glóbulo após o tratamento de reofundição. *Hellawell, 1996.....	69
Figura 4.13. Fator de forma da fase primária (Al- α) em estruturas reofundidas por fusão parcial das amostras FPUR e FPDF resfriadas no ar e na água. *Robert e Melo, 2000.....	71
Figura 4.14. Diagrama esquemático mostrando a linha <i>liquidus</i> e <i>solidus</i> com a composição do primeiro sólido que se forma e a última composição do líquido antes do final da solidificação. K_o é o coeficiente de partição ($K_o < 1$).....	73
Figura 4.15. Diagrama esquemático mostrando o ataque do metal líquido sobre o metal sólido (a); e as etapas da geração globular (b). 1. ocorre a formação de estrutura poligonal tendendo a relação superfície/volume de menor energia; 2. inicia o ataque da fase sólida pelo líquido de acordo com o mecanismo descrito acima.....	75
Figura 4.16. Micrografias ópticas mostrando a distribuição dos microconstituintes após tratamento na zona semi-sólida e resfriamento na água. Morfologia dendrítica não é observada. Alguns glóbulos sofreram coalescência. Presença de poça líquida que deram origem a fase θ (CuAl_2) localizadas dentro da fase sólida.....	76
Figura 4.17. Micrografia óptica mostrando a distribuição dos microconstituintes após resfriamento rápido na zona reofundida, coquilha. Porosidade é observada. Alguns glóbulos	

sofreram aglomeração e coalescência..... 78

Figura 4.18. Relações entre as tensões superficiais e os ângulos interfaciais (a). Forma das partículas de uma segunda fase em função do ângulo diédrico (b) (Smith, 1948)..... 79

Figura 4.19. Desenho esquemático mostrando a distribuição da segunda fase em três dimensões (a) (Smith, 1948). Amostra do *billet* da coquilha resfriado na água (b). Os pequenos prismas triangulares são formados nas quinas dos grãos e se estendendo ao longo destes. Em outras regiões os vértices dos prismas não se estendem ao longo dos grãos, formando estruturas do tipo poligonal, i.e. $\theta \cong 120^\circ$ 80

Figura 4.20. Conformação do lingote da liga Al-4,5%Cu na temperatura aproximada de 595°C (a). Força aplicada de 73,0kN. Base da válvula (b); meio da válvula (c); e haste da válvula (d). Verifica-se a presença do desmoldante Dycote DR 178 na superfície da válvula (a). 84

Figura 4.21. Válvula da coquilha tixoextrudada e material desprendido pela cavidade inferior da matriz. Não foi obtida a força aplicada. Base (a); meio (b); e haste da válvula (c). 85

Figura 4.22. Material desprendido, tela de aço inoxidável com alumínio incrustado, válvula tixoextrudada do lingote e seção longitudinal da válvula com defeitos internos. Força aplicada de 31,3kN. Base(a); meio (b); e haste da válvula (c)..... 86

Figura 4.23. Ilustração esquemática do mecanismo de deformação e fluxo da pasta metálica na cavidade da matriz..... 88

Figura 4.24. Perfil de distribuição de dureza para o lingote extrudado a quente (595°C), material da coquilha e do lingote tixoextrudado a 625°C 91

Lista de tabelas

Tabela 2.1. Valores de forças máximas para a tixoextrusão da liga de Al-4,5%Cu.....	12
Tabela 2.2. Tamanho médio de grão e teor de cobre na fase primária, Al – α da liga Al – 4,5%Cu	19
Tabela 2.3. Propriedades mecânicas da liga Al-4,5%Cu fundida e reofundida.....	20
Tabela 2.4. Propriedades mecânicas da liga Al-4,5%Cu após tratamento térmico T6.....	21
Tabela 2.5. Valores do diâmetro médio (μm) dos glóbulos das regiões do lingote para duas velocidades de lingotamento (V_L).....	24
Tabela 2.6. Valores médios (em %) para fator de forma da estrutura reofundida.....	24
Tabela 2.7. Composição química da liga de Al/Si.....	29
Tabela 2.8. Resultados de preenchimento de acordo com a geometria do canal entrada da matriz	30
Tabela 2.9. Valores de resistência a tração após tixoforjamento.....	31
Tabela 3.1. Resultados da análise química realizada no CTA/IAE/AMR da liga-mãe utilizada como matéria-prima e do produto final.....	36
Tabela 3.2. Resultados da análise química da liga Al/Cu realizada no CTA/IAE/AMR para segundo vazamento.....	36



Tabela 3.3. Resultados da análise química feita no CAT/IAE/AMR da liga Al-4,11%Cu e da liga utilizada neste trabalho, Al-4,5%Cu.....	37
Tabela 3.4. Geometria dos <i>billets</i> preparados para o recalmento a frio antes do tratamento na região semi-sólida e para observação da estrutura trabalhada a frio.....	42
Tabela 3.5. Reativos químicos utilizados no ataque da liga Al-4,5%Cu para análise macroscópica (Carvalho e Silva, 1977).....	51
Tabela 4.1. Número de glóbulos por mm^2 (N_g); diâmetro médio dos grãos (D_m em μm); número de glóbulos por mm^3 (V_m); fator de forma (F_f) para amostras resfriadas ao ar e em água obtidas pelos processos FPUR e FPDF.....	69
Tabela 4.2. Exame de dureza (HV) ao longo do corpo da válvula após conformação nas condições: 1. conformada a quente (595°C); 2. tixoextrudada sem o anteparo da tela de aço inoxidável; e 3. tixoextrudada com o anteparo da tela de aço inoxidável.....	90



Letras romanas

C	Amostra proveniente de lingotamento por coquilha metálica
DTA	Differential Thermal Analysis
DSC	Differential Scanning Analysis
FPUR	Fusão parcial de estruturas fundidas ultra-refinadas
FPDF	Fusão parcial de estruturas fundidas deformadas a frio
f_s	Porcentagem de sólido
f_l	Porcentagem de líquido
F_f	Fator de forma
h_o	Altura inicial do <i>billet</i>
h_f	Altura final do <i>billet</i>
K_o	Coefficiente de partição
C_o	Composição inicial do líquido
N_L	Número de contornos entre fases sólidas e líquidas
N_A	Número de partículas sólidas por unidade de área
N_g	Número de glóbulos por mm^2
V_m	Número de glóbulos por mm^3
D_m	Diâmetro médio dos grãos em μm
PA6L	Corpo de prova extraído diretamente do lingote fundido
PA6W	Corpo de prova proveniente de material extrudado a quente
Re	Grau de deformação na extrusão
T	Temperatura que o metal foi aquecido
T_L	Temperatura <i>liquidus</i> da liga
T_s	Temperatura <i>solidus</i> da liga
SL	Seção longitudinal
ST	Seção transversal
V_L	Velocidade de lingotamento
wt%	Porcentagem em peso

Letras gregas

α	Primeira fase da liga Al-4,5%Cu rica em alumínio
ε	Elongação total
$\bar{\varepsilon}$	Deformação verdadeira
θ	Segunda fase da liga Al-4,5%Cu (CuAl_2)
ΔA	Redução de área
ΔH	Redução de altura
σ_e	Limite de escoamento
σ_r	Resistência a tração

Formas geométricas

O	Preenchimento completo da cavidade do molde
Δ	Preenchimento parcial da cavidade do molde
X	Preenchimento incompleto da cavidade do molde

Resumo

NAGATA, C. **Processamento e caracterização de pastas metálicas tixoconformadas**. Ilha Solteira, 2002. 107p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia e de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”.

O presente trabalho tem como objetivo modificar a estrutura bruta de solidificação dendrítica para globular da liga Al-4,5%Cu por fusão parcial (625°C/10 minutos) e seu processamento por tixoconformação a 625°C com fração sólida de 73,3%. Para isso, dois lingotes foram fundidos pelo vazamento da liga Al-4,5%Cu, previamente refinada com TIBAL (Ti-5%, B-1% e Al-resto), na temperatura de 750°C. O primeiro lingote foi vazado em sistemas de canais refratários (lingote); e o segundo vazado em molde metálico (coquilha). O lingote apresentou uma microestrutura de fundição em forma de roseta com a fase θ segregada nos contornos e dentro do grão. Por sua vez, a coquilha apresentou a fase θ dispersa na matriz. Ambos os lingotes apresentaram micro-rechupes. O processo de reofundição aplicado para o tratamento das amostras como fundidas foi denominado de “Fusão parcial de estruturas ultra-refinadas” (FPUR). Também, estruturas reofundidas para posterior tixoconformação, foram obtidas através das amostras dos lingotes fundidos deformados a frio. Após o tratamento de reofundição as amostras foram resfriadas na água e no ar. Em média, o menor tamanho de glóbulos (133,3 μ m) e fator de forma (1,2) foram obtidos nas amostras tanto do lingote quanto da coquilha pelo “Processo de fusão parcial de estruturas deformadas a frio” (FPDF) para as duas condições de resfriamento aplicadas. Formas poligonais foram observadas junto com estruturas de cantos arredondados (globulares). Dois mecanismos são propostos para explicar a formação da estrutura globular por fusão parcial. O aço H13 foi utilizado para a usinagem da matriz (forma de válvula de motor de combustão interna) e do punção (cilíndrico). Uma conformação eventual da liga a 595°C (material no estado sólido) revelou uma carga de 73,0kN, enquanto o material tixoextrudado a 625°C foi de 31,3kN. Para a tixoextrusão, tanto o *billet* quanto a matriz foram pré-aquecidos juntos para um tempo de encharque de 10 minutos a 625°C. Devido a grande velocidade relativa da pasta metálica pela menor área da matriz (haste da válvula), esta foi ejetada da matriz. Um anteparo feito de tela de aço inoxidável foi posicionado no fundo da matriz para contornar este problema. Porosidades e diferentes formas de compactação e distribuição de glóbulos foram encontradas ao longo da peça tixoextrudada.

Palavras chave: tixoextrusão, reofundição, semi-sólido, fabricação de ligas de alumínio.



Abstract

NAGATA, C. **Processing and characterization of tixoformed metallic slurries.** Ilha Solteira, 2002. 107p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”.

The aim of this work is to obtain a globular structure of the Al-4,5%Cu alloy (rheocasted at 625°C/10 minutes) and its processing in the semi-solid state (thixoformed at 625°C, solid fraction of 73,3%). The ingot achieved from the molten aluminium alloy pouring into a refractory gating system was denominated as “ingot”. On the other hand, when the aluminium alloy was pouring into metallic mold, the product accomplished was designed as “chill”. The ingot microstructure revealed rosette shapes with the θ phase along the rosette boundaries and also sites of θ phase dots inside of primary aluminium. The chill presented the θ phase disperses on the matrix (primary aluminium dendritites). Methods of partial melting of the structure previously inoculated with TIBAL (Ti-5%, B-1% and Al-rest) (PMUR) and remelting of cold deformed structure (reduction of 60% of true deformation in the height) (PMCD), were used to obtain the globular structure. After the rheocasting treatment, the samples were cooled immediately in water and in air. In average, the smallest size of globules ($\approx 133.3\mu\text{m}$) and shape factor (≈ 1.2) were observed in the samples obtained by the PMCD Process for any degree of cooling (air or water). Polygonal forms and structures of round edges (globular) were observed. Two mechanism to explain the rheocasted structure are proposed. An eventual forming of the alloy at $\approx 595^\circ\text{C}$ (material in the solid state) showed a load of 73,0kN, while the thixoextrusion material for 625°C in 10 minutes was 31,3kN. Great number of porosity was found along the thixoextruded piece in shape of a combustion valve. This reveals that the filling speed of the die cavity by the metallic slurry, is larger than the speed of exit of the air. To avoid the metallic slurry be ejected out of the die, a stainless steel net was positioned at the end of the die. As a result, differences type of metallic slurry compactness and distribution of the globules were observed along of the section of the piece tixoformed.

Key words: thixoextrusion, rheocasting, semi-solid, production of aluminum alloys.



1. Introdução

A reofundição consiste na obtenção de pastas metálicas com microestrutura sólido-globular em suspensão em líquido para ser conformada (tixoconformação). Esta pasta possui escoamento não-Newtoniano (tensão de cisalhamento não é diretamente proporcional à taxa de deformação) e tixotrópico (a deformação depende da tensão e do tempo de descanso da pasta metálica).

Os primeiros trabalhos sobre reofundição e tixoconformação, iniciaram na década de 70. Na ocasião, pretendia-se estudar a formação de trincas a quente em fundidos no Massachusetts Institute of Technology (MIT) nos EUA, sob o comando de M.C. Flemings. Os pesquisadores acreditavam existir uma temperatura crítica dentro da faixa de temperatura *solidus liquidus*, em que as trincas apareceriam devido a deformação causada pela contração de solidificação do metal.

Devido a baixa temperatura de solidificação, ligas de Al-Si e Al-Cu foram usadas para obter a estrutura reofundida e peças tixoconformadas. Entretanto, outros metais como ligas de cobre e mesmo ligas ferrosas estão sendo testadas para obtenção de peças conformadas no estado semi-sólido.

Os processos convencionais de fabricação através de esforços mecânicos utilizam a matéria-prima no estado sólido (conformação mecânica e usinagem) ou no estado líquido (fundição). A peça conformada no estado sólido a quente ou a frio necessita passar por mais de uma etapa de conformação ou usinagem para que a qualidade e o bom acabamento da peça sejam garantidos. Na conformação a quente, há um gasto considerável de energia para homogeneizar a estrutura antes da conformação. Além disso, dependendo da complexidade e do tamanho da peça, um grande esforço é necessário para a deformação, conseqüentemente ocorre desgaste prematuro do ferramental.

Neste contexto, um processo interessante do ponto de vista econômico, é a tixoconformação. Apesar de uma maior energia para o pré-aquecimento do *billet*, uma menor força é necessária para conformar a peça. Assim, um menor desgaste do ferramental ocorre.



Comparada com a injeção do material no estado líquido, a alta viscosidade da pasta reofundida para uma fração sólida de 50% possibilita a injeção e compressão a menores temperaturas com menor turbulência no preenchimento de matrizes. Assim, a injeção de pastas tem produzido peças de alta qualidade e apresentado vantagens sobre os processos convencionais de injeção de líquidos, como menor temperatura e maior vida útil das matrizes. Além disso, este processo é capaz de produzir peças *near net shape* (próximo a forma final).

Com o rápido desenvolvimento e a difusão da técnica de tixoconformação, pesquisadores têm investigado os mecanismos de formação das estruturas reofundidas bem como a influência de parâmetros de processamento nas propriedades viscosas da pasta metálica.

Neste trabalho, a liga Al-4,5%Cu foi fabricada no laboratório do DEM/FEIS/UNESP para estudar a formação de estruturas reofundidas sob condições de resfriamento diferentes (ar e água) logo após a fusão parcial (625°C/10 minutos) para posterior tixoconformação de uma peça em forma de uma válvula de um motor de combustão interna.

Esta liga foi fundida a 750°C e refinada com TIBAL (Ti-5%; B-1%; e Al-resto) para ser vazada em dois tipos de moldes, previamente aquecidos a 150°C, que fornecem duas condições de resfriamento diferentes: 1. resfriamento mais lento através de um projeto de sistema de canais de vazamento com material refratário e lingoteiras metálicas, material este denominado no trabalho de lingote; 2. resfriamento mais brusco obtido em lingoteira metálica, cujo material lingotado foi denominado de coquilha. O “lingote” apresentou uma microestrutura de fundição em forma de roseta com a fase θ segregada nos contornos e dentro do grão; enquanto a “coquilha” apresentou a fase θ dispersa na matriz da fase primária (Al- α).

Amostras obtidas do lingote e da coquilha foram aquecidas na região semi-sólida para obter a estrutura reofundida (625°C/10 minutos) seguida de resfriamento no ar e na água. Este processo foi denominado de “Fusão parcial de estruturas ultra-refinadas” (FPUR). Um outro lote das amostras do “lingote” e da “coquilha” foi deformado a frio para um grau de redução de 60% na altura para posterior tratamento na região semi-sólida na mesma temperatura e grau de resfriamento aplicados anteriormente (ar e água). Este processo foi denominado de “Fusão parcial de estruturas deformadas a frio” (FPDF). Formas poligonais foram observadas junto com estruturas de cantos arredondados.



Assim, diferentes tamanhos de estruturas refundidas e fator de forma (F_f) foram obtidos por estes processos. Em média, o menor tamanho de glóbulos ($133,3\mu\text{m}$) e fator de forma (1,2) foram obtidos para as amostras tanto do lingote quanto da coquilha para as duas condições de resfriamento (ar e água).

A partir daí, as amostras FPDF foram preparadas para a tixoextusão de uma válvula de motor de combustão interna numa prensa excêntrica de capacidade máxima de 12tf.

Então, o objetivo deste trabalho é:

1. estudar a influência de duas estruturas de solidificação ultra-refinada obtidas da liga (Al-4,5%Cu) na obtenção de estruturas refundidas (processo FPUR);
2. deformar a frio as amostras obtidas tanto do lingote quanto da coquilha para verificar o grau de “globularização” das estruturas refundidas obtidas (processo FPDF);
3. verificar o grau de resfriamento (ar ou água) sobre o desenvolvimento das estruturas refundidas tanto do processo FPUR quanto do FPDF;
4. tixoextrudar uma válvula de combustão interna e analisar a deformação plástica, distribuição dos glóbulos e defeitos formados ao longo do corpo da válvula.

A próxima seção descreve a obtenção de ligas metálicas de microestrutura globular para tixoconformação através dos processos: 1. SIMA (*Strain Induced Melt Activated*); 2. Processo por fusão parcial e ultra-refino (FPUR) para preparação de estruturas refundidas; e 3. Processo MHD (*Magneto Hydrodynamic*) e SSP (*Single Slug Production*). A seguir são descritos testes reológicos em pastas metálicas. Mecanismos de deformação da pasta metálica é o próximo tópico abordado. É feita também uma revisão sobre o efeito da temperatura da parede do molde na formação de estrutura tixoconformada. Um estudo sobre o equipamento para lingotamento contínuo e laminação de materiais refundidos e fabricação de peças em estado pastoso, é apresentado. Tratamento térmico de ligas refundidas é estudado. Fabricação de compósitos através de pastas metálicas é brevemente descrita. Capítulo 3 descreve o procedimento experimental; Capítulo 4 apresenta os resultados e discussão; Capítulo 5 apresenta a conclusão e sugestões para trabalhos futuros; e a última parte lista as referências bibliográficas utilizadas neste trabalho.



2. Revisão bibliográfica

2.1. Obtenção de ligas metálicas de microestrutura globular para tixoconformação

Diferentes processos de obtenção de estruturas reofundidas para a tixoconformação já foram desenvolvidos e têm sido divulgados na literatura. Estes processos são divididos em dois grandes grupos: 1. processamento posterior a solidificação; e 2. processamento durante a solidificação. Em ambos os grupos, os processos visam a modificação da morfologia da microestrutura dendrítica para globular, porém os mecanismos de modificação estrutural são completamente distintos para cada grupo (Zoqui, 1995).

2.1.1. Processo de fusão parcial de estruturas deformadas a frio

As técnicas convencionais de obtenção de estrutura reofundida, são baseadas na aplicação de forças cisalhantes na interface sólido/líquido para obtenção de estrutura não dendrítica. A exceção é o processo SIMA (*Strain Induced Melt Activated*) e métodos de refinamento de grão (Choi & Park, 1998).

O processo SIMA, que será empregado neste trabalho de mestrado, consiste numa extrusão ou forjamento a frio de tarugos fundidos convencionalmente. Este processo é dividido basicamente em 4 etapas (Choi & Park, 1998):

1. extrusão a quente e resfriamento brusco do *billet*;
2. trabalho a frio para induzir deformações;
3. o *billet* é aquecido entre as linhas *solidus/liquidus* para formação da estrutura globular;
4. conformação do *billet* no estado semi-sólido.

Choi & Park (1998) apresentaram à comunidade científica um estudo sobre a influência da deformação efetiva na microestrutura reofundida utilizando o processo SIMA. Os autores empregaram o forjamento em matriz aberta, para redução de altura, e extrusão direta a frio, para redução de área, de *billets* para serem tratados para obtenção a estrutura reofundida. Diversos

graus de deformação foram aplicados para estudar a influência sobre a qualidade da estrutura globular.

A liga de alumínio 2024, Al-4,5%Cu, foi utilizada neste trabalho, onde primeiramente, os corpos de prova sofreram um recozimento por 210 minutos a 380°C para melhor avaliar o estágio de deformação a frio na microestrutura globular no processo SIMA. Estas amostras foram resfriadas dentro do forno a 260°C a uma taxa de 23°C/h, para depois ser resfriado a temperatura ambiente.

Para os testes de compressão, foram utilizados corpos de prova cilíndricos de 15,0mm de diâmetro por 15,0mm de altura e uma velocidade constante de compressão de 1mm/min. A redução na altura (ΔH) foi de 15, 20, 25, 40 e 60%, Figura 2.1.

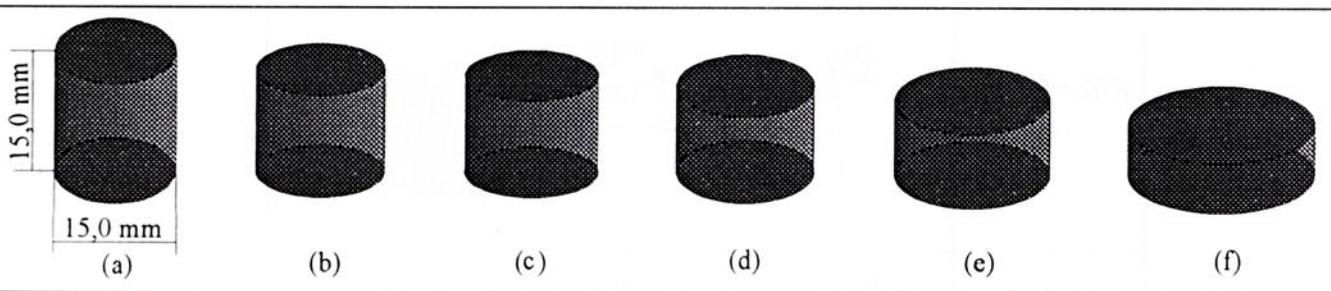


Figura 2.1. Corpos de prova com redução de altura (a) *billet* inicial, (b) $\Delta H = 15\%$, (c) $\Delta H = 20\%$, (d) $\Delta H = 25\%$, (e) $\Delta H = 40\%$ e (f) $\Delta H = 60\%$ (Choi & Park, 1998).

Choi & Park (1998) realizaram um estudo da distribuição das linhas de deformação efetiva (obtida pelo *software* DEFORM) para os cinco níveis de redução de altura e é apresentado na Figura 2.2. Para reduções de alturas de 15 e 20%, a distribuição de deformação efetiva pareceu ser mais uniforme e foram detectados valores máximos de deformação de 0,150 e 0,225, respectivamente (Figura 2.2(a) e (b)).

Por outro lado, a diferença entre os valores máximos e mínimos encontrados em cada corpo de prova para as linhas de deformação efetiva, aumentou com o grau de deformação na altura acima de 25% (Figura 2.2(c) a (e)).

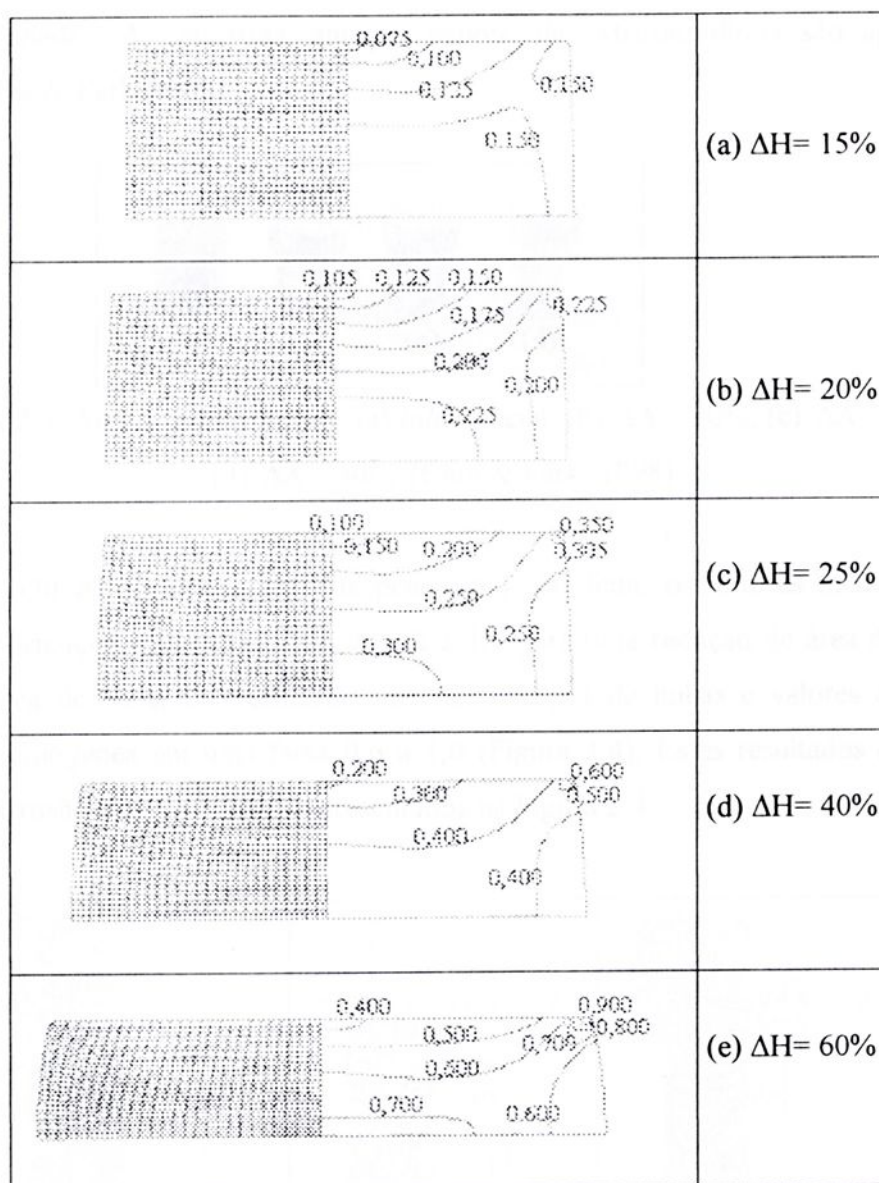


Figura 2.2. Visualização das linhas de deformação no recalçamento de *billets* pelo *software* DEFORM, onde ΔH indica a redução de altura (Choi & Park, 1998).

Para a extrusão direta a frio, Choi & Park (1998) utilizaram *billets* de 29,5mm de diâmetro e 30,0mm de altura. Uma prensa hidráulica de 200ton foi utilizada para extrudar os *billets* a uma velocidade constante de 1mm/min. Três diferentes matrizes, com ângulo de saída de 30°, foram utilizadas para obter reduções de área (ΔA) de 30, 40 e 50%.

A amostra inicial (Figura 2.3a), apresentou uma coloração escura devido a lubrificação por filme de fosfato e esta mesma coloração pode ser verificada na forma de resíduos nas demais

amostras extrudadas. As amostras, antes e depois, da extrusão direta são apresentadas na Figura 2.3 (Choi & Park, 1998).

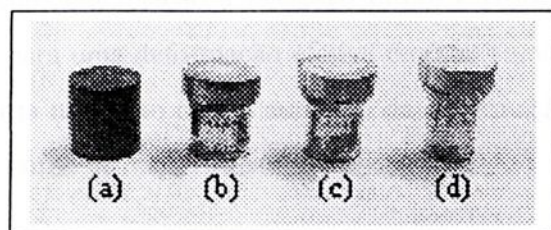


Figura 2.3. Amostras extrudadas. (a) *billet* inicial, (b) $\Delta A = 30\%$, (c) $\Delta A = 40\%$ e (d) $\Delta A = 50\%$ (Choi & Park, 1998).

Analisando os resultados obtidos pela simulação feita, os autores observaram que os valores de deformação efetiva variaram de 0,2 a 1,0 para uma redução de área de 30%. Para a redução de área de 50%, foi verificado uma distribuição de linhas e valores de deformação efetiva mais homogênea em uma faixa 0,6 a 1,0 (Figura 2.4). Estes resultados de deformação efetiva para extrusão direta a frio são apresentados na Figura 2.4.

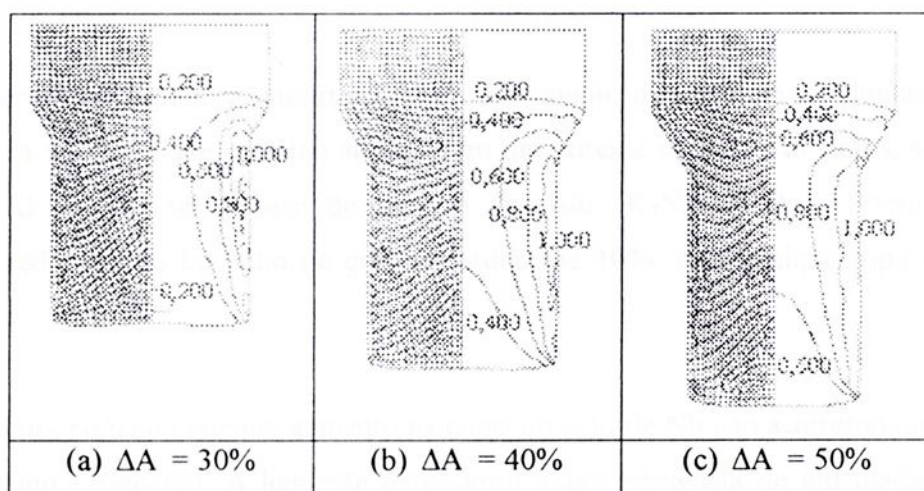


Figura 2.4. Visualização das linhas de deformação na extrusão de *billets* pelo *software* DEFORM, onde ΔA representa a redução de área (Choi & Park, 1998).

Após as deformações feitas, as amostras foram tratadas na temperatura de 625°C para avaliar o grau de globularização.

Os autores observaram que o tamanho de grão variou de 75,31 a 51,82μm para uma redução de área (extrusão a frio) de 30%. Na redução de 40%, o tamanho de grão variou de

71,84 a 49,56 μm . Já para redução de 50%, o tamanho de grão variou de 51,43 a 63,62 μm . Então, eles concluíram que o tamanho dos grãos para as diferentes condições de trabalho a frio é 10 μm menor no recalçamento em relação à extrusão direta e o grau de globularização é similar em ambos os processos para uma deformação efetiva de 0,5. Também em ambos os casos, o grau de globularização se torna mais fino com o aumento da deformação efetiva, assim o tamanho médio dos grãos globulares torna-se menor (Choi & Park, 1998).

2.1.2. Processo por fusão parcial e ultra-refino para preparação de estruturas reofundidas

Um outro método de obter estrutura reofundida é através do refino de grão seguido por fusão parcial. Por exemplo, o mais conhecido refinador de grão para ligas de alumínio é o titânio, que é comumente utilizado, em pequenas porcentagens, 0,04%, para a obtenção de lingotes com estrutura muito fina (Ohno, 1988).

Uma explicação clássica típica para o mecanismo de refino de grão pela adição de pequena quantidade de titânio é que este elemento forma partículas finas de alumeto de titânio, TiAl_3 , que são bem dispersos no metal fundido e atuam como pontos de nucleação (Ohno, 1998).

Robert (1988), publica um artigo sobre refinamento de estrutura de alumínio pela adição de nióbio. Ela verificou que o nióbio atuou como um potente refinador de grãos, sob a forma de ligas-mãe (Al-Nb) ou sal à base de flúor e potássio (K_2NbF_7). Dessa experiência, foram observadas reduções no tamanho de grão da ordem de 10%, sem qualquer tipo de tratamento posterior.

A autora concluiu que um aumento na concentração de Nb não acarretou uma melhora no efeito de refino produzido. A liga-mãe apresentou maior eficiência de inoculação. Entretanto, esta eficiência diminuiu com o aumento do tempo de espera para o vazamento. A autora cita que a potência de refino de grão pela adição de sal é levemente inferior. Há uma dificuldade na dissolução do mesmo, porém, sua potência é mantida constante com o aumento do tempo de espera.

Montel Rovira, Lancini & Robert (1999) utilizaram a liga Al-4,5%Cu no estado reofundido, como matéria-prima para testes de forjamento e extrusão. Tal material foi preparado por fusão parcial da liga fundida de estrutura ultra-refinada. Estes autores alegaram que a liga

utilizada neste trabalho era de baixa ductilidade, e então não era recomendada uma deformação a frio seguida de uma fusão parcial para obter a estrutura reofundida. Assim, para superar esta dificuldade, estes autores empregaram um refinador de grão à liga (TiB). Este refinador será empregado neste trabalho para obter estruturas reofundidas.

A análise micrográfica revelou dendritas equiaxiais em forma de rosetas e uma alta porcentagem de micro-segregação do Cu na fase primária devido a alta taxa de resfriamento (Figura 2.5). Eles afirmam que esta morfologia foi resultado da rápida solidificação do metal após a adição do inoculante TiB. Estas amostras foram submetidas a fusão parcial a temperaturas acima da temperatura *solidus* para obtenção da microestrutura globular, 620 e 630°C (Figura 2.6). De acordo com a análise térmica por DTA feita por estes autores, as temperaturas de início e final de solidificação foram de 638 e 617°C respectivamente. Os resultados da fusão parcial sob diferentes condições são apresentados na Figura 2.6.

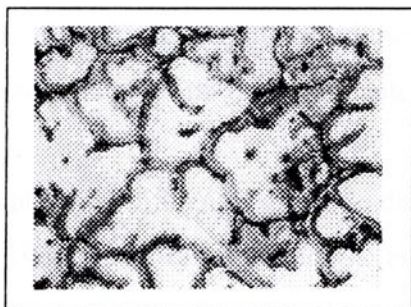


Figura 2.5. Al-4,5%Cu fundido super-refinado (Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999).

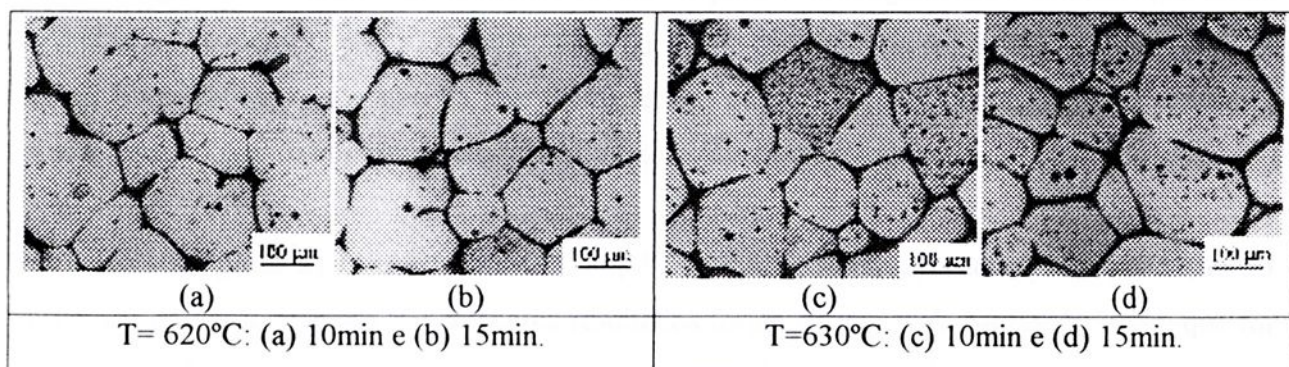


Figura 2.6. Microestruturas do material reofundido por fusão parcial obtidas sob diferentes temperaturas e tempo de tratamentos (Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999).

Estes tratamentos aplicados, revelaram que mesmo para pequenos intervalos de tempo, como de 10 minutos, ocorreu a produção de fase primária (Al - α) de forma arredondada e a fase θ essencialmente localizada nos contornos da fase α . Montel Rovira, Lancini & Robert (1999) afirmam que resultados similares podem ser obtidos para intervalos ainda menores, 5 minutos.

Os autores observaram, que o tamanho médio das partículas sólidas foi de $170 \pm 20 \mu\text{m}$ para o material tratado a 620°C e de $120 \pm 18 \mu\text{m}$ para o material tratado a 630°C (Figura 2.6). Eles chegaram a conclusão que a falta de líquido entre as partículas sólidas (fase α), promoveu os seus crescimentos pelo fenômeno de coalescência. Este fenômeno também ocorreu para períodos longos de tratamento (Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999) (vide Figura 2.6).

Após a obtenção da estrutura reofundida, Montel Rovira, Lancini & Robert (1999) conformaram os *billets* no estado semi-sólido em formas simples (veja Figuras 2.7 e 2.8), através dos processos de forjamento e extrusão. O lingote e a dimensão da peça foram projetados para fornecer uma deformação verdadeira de 0,4 no tixoforjamento.

Na tixoextrusão, eles aplicaram diferentes graus de deformação (R_e), 0,38, 0,60 e 0,90. O diâmetro dos *billets* foi de 19mm e altura foi variada em 19, 11 e 5 mm, e estes foram submetidos a razões de extrusão de 0,38, 0,60 e 0,90 respectivamente (Figura 2.8).

Segundo os autores, os materiais utilizados para o tixoforjamento e tixoextrusão foram tratados a 620 e 630°C por 10 minutos. Este tempo de permanência mostrou-se apropriado para evitar o crescimento excessivo da fase sólida, como descrito anteriormente. A matriz e o *billet* foram aquecidos a mesma temperatura para o tixoforjamento e tixoextrusão.

Vários graus de carregamento (10, 30, 50 e 70 kN), foram aplicados para otimização do processo de tixoforjamento. Os melhores resultados foram obtidos para cargas de 70kN, que foi então adotada para todos os testes. O produto tixoforjado sofreu resfriamento em água após ter sido retirado da matriz. Estes resultados podem ser observados na Figura 2.7.



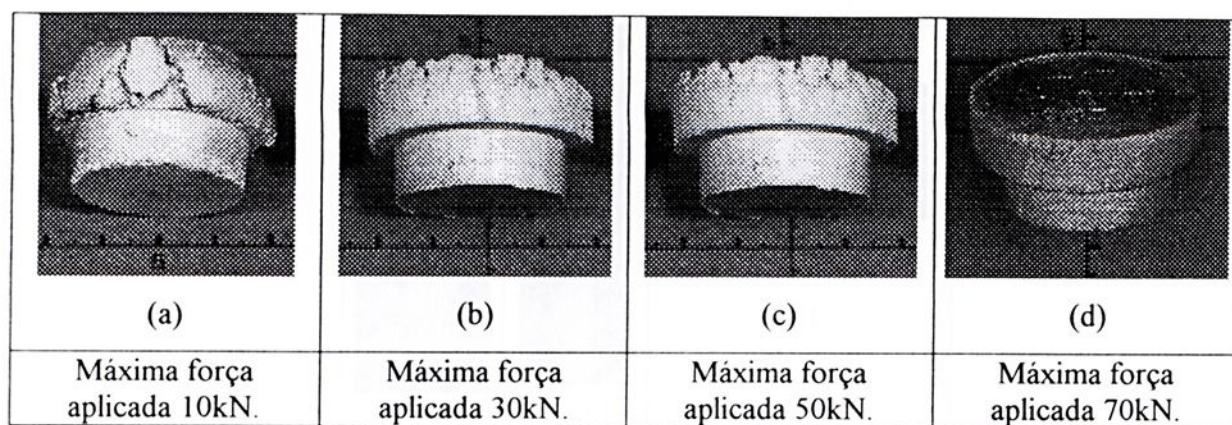


Figura 2.7. Peças produzidas por tixoforjamento (a) 10kN, (b) 30kN, (c) 50kN e (d) 70kN

(Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999).

Montel Rovira, Lancini & Robert (1999) sugeriram que a utilização de altas velocidades da prensa, minimizava a formação de veios de CuAl_2 encontrados nas peças tixoforjadas, resultando numa estrutura mais homogênea.

Devido a falta de informações sobre extrusão de ligas Al-Cu no estado semi-sólido, os autores fizeram testes preliminares variando a temperatura da matriz 350°C até 620°C . Por último, mantiveram a temperatura da matriz e do *billet* igual a 630°C . A razão de extrusão nos testes preliminares foi de 0,38. Eles concluíram que resultados satisfatórios foram obtidos para temperatura da matriz igual a 620°C .

Os ensaios foram monitorados para determinação da força necessária a conformação das peças e suas variações com o tempo de processamento, para análise da influência da temperatura do material na força de conformação e qualidade do produto final.

A integridade da peça foi obtida em todos os casos e um razoável acabamento superficial pôde ser observado na Figura 2.8.

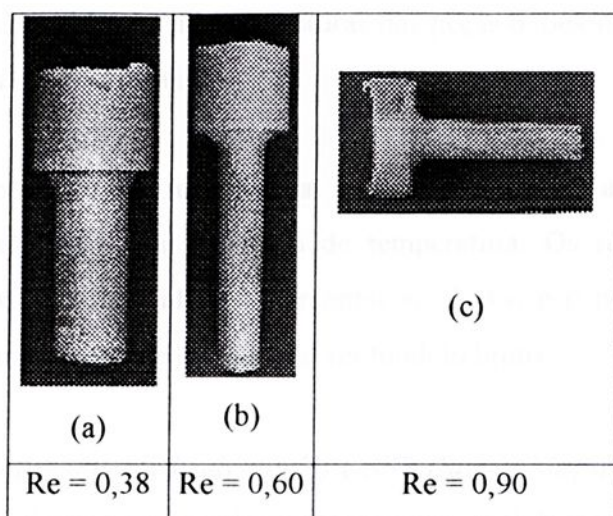


Figura 2.8. Peças produzidas por tixoextrusão de Al-4,5%Cu a 620°C (Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999).

É possível visualizar na Figura 2.8, que houve um escape de material na superfície da peça na folga entre o *billet* e o punção, o que pode ser explicado pela segregação e expulsão da fase líquida (Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999).

Os valores da variação de força com a temperatura e a taxa de extrusão, são apresentados na Tabela 2.1.

Tabela 2.1. Valores de forças máximas para a tixoextrusão da liga de Al-4,5%Cu (Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999).

Re (%)	0,38		0,60		0,90	
Temperatura (°C)	620	630	620	630	620	630
Força (kN)	32	28	36	33	40	39

Os autores para efeito de comparação, extrudaram a liga Al-4,5%Cu a 450°C na mesma matriz a uma razão de 0,38. Um melhor resultado foi conseguido quando a máxima força de 180kN foi aplicada. Este valor é 5,6 vezes maior que a necessária no processamento do semi-sólido.

Uma fina e equiaxial macroestrutura foram obtidas nas peças tixoextrudadas a 620°C, para Re = 0,38 e Re = 0,60 (Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999). Analisando a superfície

dos cortes transversais das peças, as microestruturas das peças tixoextrudadas mostraram-se mais homogênea que nas peças tixoforjadas.

Eles observaram que a segregação da fase líquida parece aumentar, quando há um aumento na razão de extrusão e/ou aumento de temperatura. Os resultados da microanálise mostraram que a tixoextrusão não afeta a porcentagem de Cu e o perfil de micro-segregação dentro da fase α globular, em relação ao material reofundido bruto.

2.1.3. Processo MHD (*Magneto Hydrodynamic*) e SSP (*Single Slug Production*)

Outro método de obtenção de microestrutura globular é o MHD (*Magneto Hydrodynamic*), que consiste na agitação da liga líquida através de campo magnético durante a solidificação. Este processo pode tanto ser empregado na produção de um volume definido de pasta, quanto na produção contínua. Além do alto custo, este método apresenta limitações quanto ao volume de material a ser produzido, uma vez que, a agitação vigorosa suficiente para promover a formação de sólido globular, ocorre somente numa estreita camada de líquido próxima as paredes da câmara.

Zoqui (1995) afirma que esta agitação basicamente promove o rompimento da estrutura dendrítica em formação e conseqüentemente a sua globularização. A agitação pode ser promovida de maneira contínua, a partir da temperatura *liquidus* e durante o resfriamento até determinada temperatura dentro da zona *liquidus/solidus* ou pode ser promovida à uma temperatura constante também no interior desta zona.

A pasta reofundida é resfriada rapidamente para promoção da solidificação da fase líquida e a esta temperatura, dá-se o nome de temperatura de descarregamento. Esta temperatura define a fração relativa de sólido e líquido presente na pasta.

Para a obtenção de estrutura globular, em 1996 Muller-Späth, Achten & Sahm, propuseram uma nova tecnologia de produção de *billets* para tixoforjamento, SSP-process (*Single Slug Production*). Este processo utiliza o mesmo princípio de geração de estrutura globular que o MHD, visto acima. A diferença é que após a agitação da massa metálica, ela é comprimida no mesmo container (vide Figura 2.9), dando origem aos *billets* de estrutura globular.



Esta compressão previne contra a formação de rechupe e microporosidades no *billet*, durante a solidificação. Um falso punção, constituído de um disco de grafite pré-aquecido de 400-500°C, foi usado. De acordo com estes autores, este punção também forneceu a vedação do molde e do fundido.

Através do processo SSP, os autores propõem a fabricação *near net shape* de *billets* de alta qualidade, obtidos diretamente no dispositivo de aquecimento sem qualquer tratamento térmico posterior. Isto significa, naturalmente, economia na produção industrial.

O equipamento para preparação de SSP é constituído de dois tubos cilíndricos de aço (o tipo de aço não foi citado pelo autor): 1. o cilindro interno possui ao longo de sua parede resistências elétricas para aquecimento da massa metálica; 2. o cilindro externo é usado para o pré-aquecimento do molde (Figura 2.9). O tubo interno de aço aloja um cadinho de grafite. O grafite foi escolhido por ser um material resistente ao alumínio fundido e a choques térmicos (Müller-Späth, Achte & Sahm, 1996). Por sua vez, o tubo externo de aço possui dupla função: 1. proteger contra perdas de calor; e 2. possibilitar a montagem de um sistema de resfriamento.

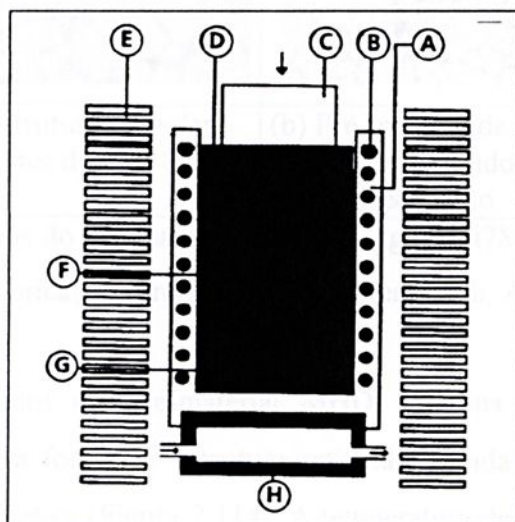


Figura 2.9. Desenho esquemático mostrando a obtenção de metal reofundido pelo processo SSP. (A) cadinho de grafite, (B) elemento aquecedor, (C) punção, (D) placa de vedação, (E) bobinas de indução, (F) fundido, (G) reoestrutura e (H) placa de resfriamento (Müller-Späth, Achten & Sahm, 1996).

Quando se compara a microestrutura do material obtido da liga AlSi7Mg0,3 pelos processos SSP e MHD, apresentados na Figura 2.10(a) e (b) respectivamente, observa-se que aquele proveniente do SSP possui uma estrutura globular mais homogênea.

A fase α na estrutura MHD existe na forma de dendritas fragmentadas em forma agrupadas (Figura 2.10b). Disso resulta a formação de aglomerados de partículas α . Já no processo SSP, as estruturas são arredondadas e isoladas, fazendo com que as partículas α fiquem uniformemente distribuídas na fase eutética (Figura 2.10a). Esta uniformidade na estrutura faz com que o tempo de reaquecimento seja menor para o tixoforjamento, pois o material já possui a microestrutura globular desejada.

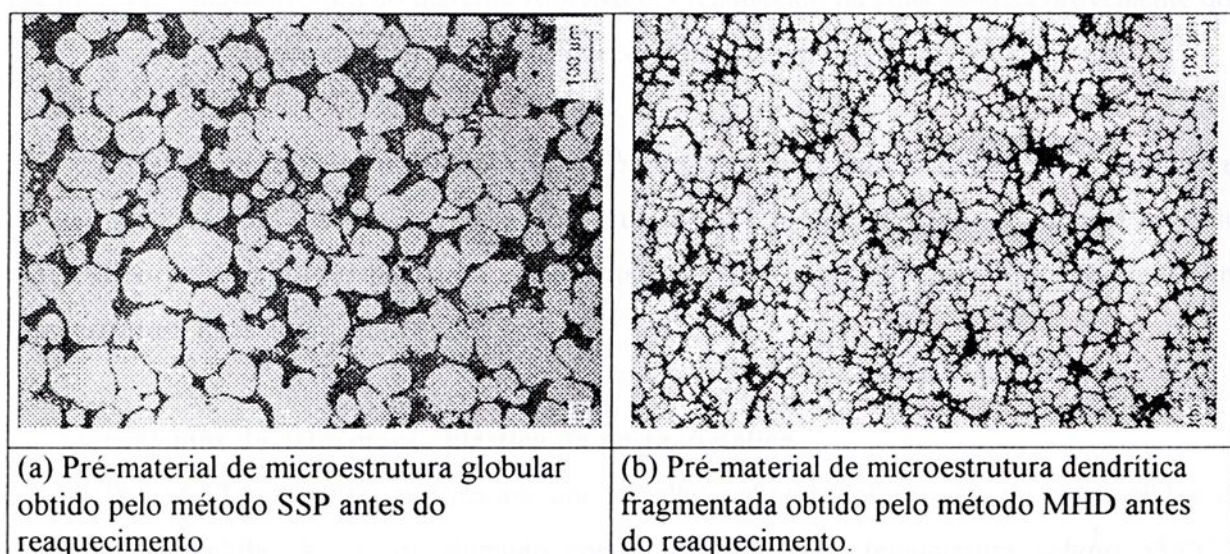


Figura 2.10. Microestruturas do pré-material obtido da liga AlSi7Mg0,3 pelos processos SSP e MHD obtidas após fabricação (pré-material) (Müller-Späth, Achten & Sahm, 1996).

Após o reaquecimento do pré-material MHD na zona pastosa (Figura 2.11a), sua microestrutura aparece sob a forma de estrutura reticular, gerada pelo crescimento da fase α , englobando parte da fase eutética (Figura 2.11a). A temperatura de reaquecimento não foi citada pelos autores. Pelo processo SSP, a microestrutura é praticamente livre de fases eutéticas (Figura 2.11b).

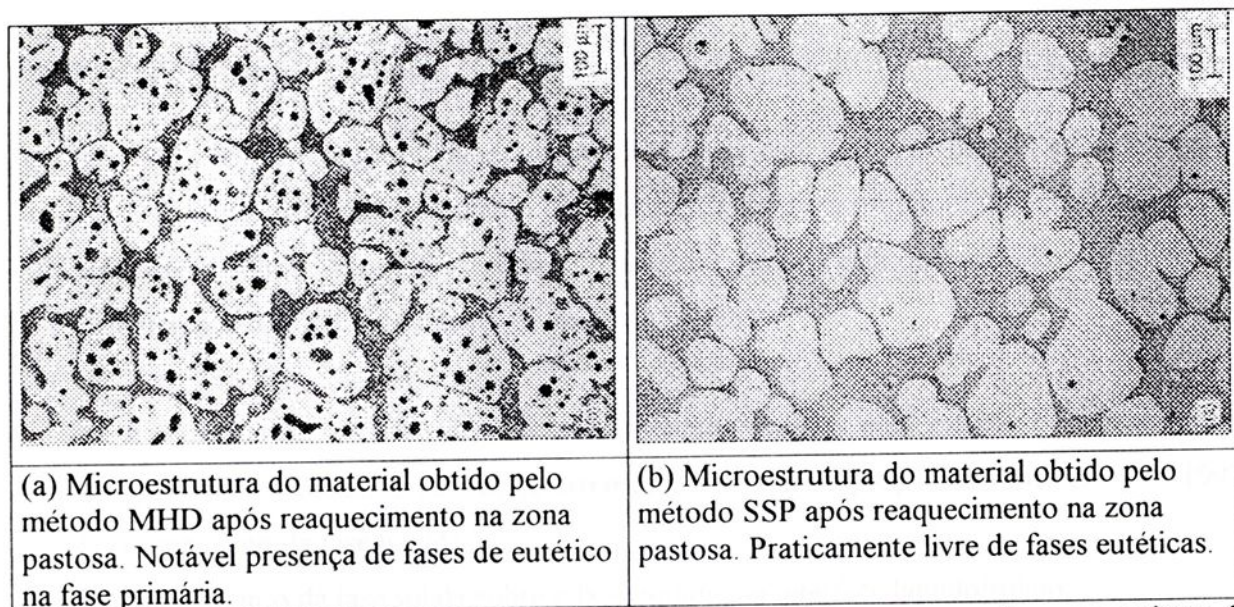


Figura 2.11. Microestrutura do material AlSi7Mg0,3 aquecido na zona pastosa proveniente dos processos MHD e SSP (Müller-Späth, Achten & Sahn, 1996).

Devido a possibilidade de obtenção de *billets near net shape* para ser conformado antes de seu resfriamento, os autores concluem que o SSP é um método econômico e assim competitivo para aplicação industrial. Além disso, o *billet* preparado pelo SSP apresenta uma microestrutura mais homogênea (Figura 2.11).

2.2. Mecanismos de deformação plástica da pasta metálica

Chen & Tsao (1997) publicaram um trabalho sobre a deformação de semi-sólidos de estrutura reofundida. A liga de alumínio comercial A356 com temperatura *solidus* 555°C e *liquidus* 611°C, de composição nominal 7%Si, <0,2%Fe, <0,2%Cu, 0,35%Mg e <0,1%Zn, foi utilizada em seus experimentos.

A estrutura não dendrítica foi obtida por agitação eletromagnética da liga A356 a 690°C por 90 minutos. Após este tratamento, esta liga foi resfriada a 630°C com taxa de resfriamento de 8°C/min. Novamente, o fundido foi agitado e depois submetido a dois tratamentos: 1. resfriamento de 5°C/min até 590°C; e 2. resfriado lentamente para 565°C (2°C/min). Permaneceu nesta condição por 5 minutos antes de sofrer um rápido resfriamento.

Corpos de prova de 10mm de diâmetro por 10mm de altura foram preparados para serem deformados por recalçamento no estado semi-sólido até uma espessura de 3mm (deformação

verdadeira ($\bar{\epsilon} = \ln \frac{h_o}{h_f}$) de 1,2). O forjamento no semi-sólido foi feito entre duas placas de grafite onde a temperatura foi monitorada por termopares colocados no centro, no topo e na base do *billet*. Os autores tiveram o cuidado de criar uma atmosfera protetora durante o aquecimento até a fase semi-sólida. Assim, foi insuflado nitrogênio durante esta operação. Este gás provocou o resfriamento *in situ* após a deformação da pasta metálica.

A temperatura e a taxa de deformação foram variadas para estudar os mecanismos de deformação da pasta metálica. Assim, quatro mecanismos foram propostos (Chen & Tsao, 1997):

1. escoamento da fase líquida;
2. deslizamento da fase sólida sobre a fase líquida, na interface líquido/sólido;
3. deslizamento entre as partículas sólidas na interface sólido/sólido;
4. deformação plástica das partículas sólidas na interface sólido/sólido.

Estes mecanismos são ilustrados na Figura 2.12.

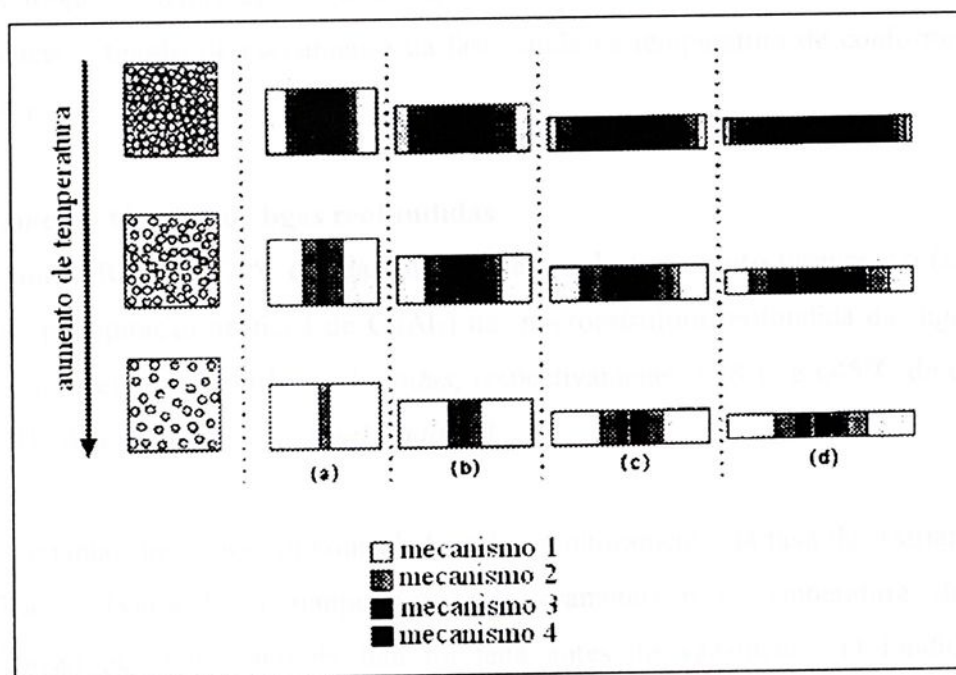


Figura 2.12. Efeito típico do aumento de temperatura nos mecanismos de deformação. (a), (b), (c) e (d) são os graus de deformação (Chen & Tsao, 1997).

Durante o recalçamento da pasta metálica, o líquido flui para acomodar a deformação do material (mecanismo 1), preferencialmente para as laterais. Por outro lado, as partículas sólidas

na interface sólido/líquido, movem com o escoamento do líquido mais para região central do que para as laterais (mecanismo 2). Este estágio de deformação é alcançado pelo movimento cooperativo das partículas sólidas e da fase líquida. Então, uma segregação sólido/líquido é provida mecanicamente devido ao deslocamento preferencialmente da fase líquida para as laterais. Como resultado dos mecanismos 1 e 2, as partículas sólidas segregam na região central, enquanto o líquido se aloja nas extremidades no início do recalçamento. Naturalmente, a força de deformação para o mecanismo 2 é maior do que para o mecanismo 1.

Os mecanismos 3 e 4 começam a atuar quando a temperatura de deformação diminui, aumentando a porcentagem de fração sólida. O mecanismo de deformação 3 ocorre pelo deslizamento entre partículas sólidas. A força necessária neste caso é maior em relação ao mecanismo 2, pois precisa vencer o atrito entre as partículas sólidas, como também romper a restrição ao movimento pelas partículas vizinhas.

No mecanismo 4, a deformação é acompanhada pela deformação plástica das partículas sólidas. A força de deformação é maior que todos os outros mecanismo aqui citados, pois é preciso vencer a tensão de escoamento da fase sólida na temperatura de conformação (Chen & Tsao, 1997).

2.3. Tratamento térmico de ligas reofundidas

Zoqui & Robert, 1998, estudaram a influência do tratamento térmico T6 (solubilização e controle de precipitação artificial de CuAl_2) na microestrutura reofundida da liga Al-4,5%Cu, que possui temperaturas *solidus* e *liquidus*, respectivamente, 628°C e 645°C determinadas por análise de DTA (*Differential Thermal Analysis*).

O tamanho dos grãos foi controlado pelo monitoramento da taxa de resfriamento durante a solidificação (variando a temperatura de vazamento e a temperatura do molde). A desgaseificação por nitrogênio da liga foi feita antes do vazamento. O fundido apresentou estruturas dendríticas de 40 a 125 μm em tamanho, com espaçamento dendrítico de 6,8 a 12,5 μm .

O material fundido foi solubilizado a 500°C por uma hora, laminado a frio com 40% de deformação verdadeira e reaquentado a 635°C durante 5 minutos para obter a estrutura reofundida



com 40% de fração sólida (Zoqui & Robert, 1998). Assim, as propriedades das estruturas reofundida e dendrítica puderam ser comparadas.

Estruturas reofundidas com diferentes tamanhos de grão foram então obtidas (15 a 170 μm). O tamanho de grão e sua morfologia, e o teor de cobre foram caracterizados por microscopia óptica e microanálises respectivamente. O material reofundido foi tratado na condição T6 (envelhecimento artificial). O tratamento térmico T6 aplicado consistiu na solubilização a 500°C por 1,5 hora e precipitação a 170°C por 7 horas. O tamanho médio dos grãos e o teor de cobre na fase primária, Al - α , da liga Al-4,5%Cu, como fundida e reofundida, são mostrados na Tabela 2.2.

Tabela 2.2. Tamanho médio de grão e teor de cobre na fase primária, Al - α da liga Al - 4,5%Cu (Zoqui & Robert, 1998).

Material	Tamanho de grão antes T6 ($\pm 5\mu\text{m}$)	Tamanho de grão após T6 ($\pm 5\mu\text{m}$)	Variação (%)	Cu em α antes de T6 ($\pm 0,05\text{wt}\%$)	Cu em α depois de T6 ($\pm 0,05\text{wt}\%$)	Variação (%)
Fundido	39	46	18	2,30	3,46	50
	67	78	16	2,00	3,25	58,5
	95	110	16	1,87	3,15	68
	125	144	15	1,65	2,75	67
Reofundido	16	17	6	1,02	4,25	317
	18	19	5,5	0,98	4,20	329
	19	20	5	0,98	4,10	318
	25	26	4	0,96	4,15	332

Os autores observaram que o contorno grosseiro de CuAl_2 na condição reofundida inibiu o crescimento dos glóbulos da fase primária, responsável pela redução da taxa de crescimento dessa fase. Por outro lado, uma alta taxa de crescimento da fase α foi observada para um contorno mais fino de CuAl_2 . Eles citam que esta prevenção ao crescimento, é desejável, pois geralmente uma estrutura refinada apresenta propriedades mecânicas superiores após a tixotomização.

Como já era esperado, quando a liga fundida Al - 4,5%Cu é submetida a T6, ocorre dissolução da fase CuAl_2 , o Cu é distribuído no Al- α até a saturação e quando CuAl_2 precipita como partículas finas dentro da matriz no processo de envelhecimento, há melhoria das propriedades mecânicas.

Testes de tração a temperatura ambiente foram realizados para obtenção do limite de resistência a tração (σ_r), limite de escoamento (σ_e), alongação total (ϵ) e redução de área (ϕ) do material fundido e reofundido (Tabela 2.3) sem tratamento térmico.

A estrutura reofundida apresentou menores valores de limite de escoamento (σ_e) e resistência a tração (σ_r) quando comparados com a estrutura fundida para pequenos tamanhos de grão. Além disso, a diminuição mais significativa entre (σ_e) e (σ_r) foi observada quando o tamanho de grão aumentou na estrutura reofundida.

Tabela 2.3. Propriedades mecânicas da liga Al-4,5%Cu fundida e reofundida (Zoqui & Robert, 1998).

Material	Tamanho médio de grãos ($\pm 5\mu\text{m}$)	$\sigma_e (\pm 4 \text{ MPa})$	$\sigma_r (\pm 4 \text{ MPa})$	$\epsilon (\pm 1,5\%)$	$\phi (\pm 1,5\%)$
Fundido	39	96,3	230,0	6,4	7,5
	69	86,6	203,5	7,3	8,8
	95	80,9	190,3	7,9	9,1
	125	73,4	177,2	9,2	10,9
Reofundido	16	70,3	175,5	3,6	6,7
	18	70,5	170,2	4,2	6,9
	19	70,4	175,5	5,7	6,9
	25	70,6	167,6	6,8	6,7
	76	67,4	147,4	5,2	8,3
	101	61,2	134,8	4,7	7,2
	118	59,5	116,5	3,6	5,9
	165	49,8	92,2	2,2	4,5

Os autores concluíram que tais resultados podem ser atribuídos ao fato de que quanto maior o tamanho de grão, mais grosseiro é seu contorno. Devido sua fragilidade e levando em conta sua espessura, a fase CuAl_2 fratura precocemente, evitando uma deformação significativa e levando a aproximação de (σ_e) e (σ_r) . As propriedades mecânicas obtidas da liga tratada termicamente, T6, para estruturas fundida e reofundida, são apresentadas na Tabela 2.4.

Tabela 2.4. Propriedades mecânicas da liga Al-4,5%Cu após tratamento térmico T6 (Zoqui & Robert, 1998).

Estrutura	Tamanho médio de grãos ($\pm 5\mu\text{m}$)	$\sigma_e (\pm 5\text{MPa})$	$\sigma_r (\pm 5\text{MPa})$	$\varepsilon (\pm 1,5\%)$	$\varphi (\pm 1,5\%)$
Fundido +T6	39	100,8	245	6,9	10,4
	69	98,5	234	7,5	10,9
	95	92,9	220	8,6	12,8
	125	88,4	198	10,7	13,5
Reofundido +T6	16	100,5	274	5,9	8,4
	18	97,6	270	7,3	10,6
	19	95,6	265	8,9	13,4
	25	88,9	256	10,8	14,3

Os autores observaram que o tratamento térmico aplicado (T6) foi mais eficaz para o material reofundido. Eles relataram que, a relação entre o tamanho médio dos grãos e a tensão de escoamento pode ser descrita, em todos os casos, como sendo do tipo Hall-Petch.

2.4. Testes reológicos em pastas metálicas

Ferrante & de Freitas (1999) fabricaram a liga Al-4%Cu a partir da fusão de ligas comercialmente puras de alumínio e cobre. Refinamento de grãos foi realizado com inoculante TiB e *Mischmetal* (uma mistura de metais raros). Para diferenciação dos dois tipos de amostra, estas foram denominadas de TB e MM.

Para obtenção da microestrutura reofundida para o processamento em semi-sólido, amostras fundidas foram laminadas a quente para um grau de deformação de 50% numa temperatura de 350°C. A seguir elas foram aquecidas na região semi-sólida (temperatura não citada pelos autores) e mantidas por 5 minutos sendo estas denominadas de amostras *conditioned*

ou *recrystallized* (Ferrante & de Freitas, 1999). Assim, os autores estudaram o comportamento reológico de quatro estados da mesma liga:

1. *recrystallized* e inoculado com TiB;
2. *recrystallized* e inoculado com *Mischmetal*;
3. dendrítico e inoculado com TiB;
4. dendrítico e inoculado com *Mischmetal*.

Eles empregaram dois diferentes métodos para o estudo da reologia desses materiais. O primeiro método consistiu de uma modificação da técnica de penetração, em que curvas força *versus* penetração são obtidas no lugar das tradicionais penetração *versus* tempo. O segundo método foi o teste de compressão, obtendo a curva tensão *versus* deformação de engenharia. A fração sólida foi estabelecida a 0,86 e a taxa de deformação $1,67 \times 10^{-5}$ m/s.

Os corpos de prova de 20mm de diâmetro e 10mm de altura foram preparados para os testes de reologia (Figura 2.13). No teste de compressão, chapas de grafite foram posicionadas nas extremidades do corpo de prova cilíndrico, para minimizar efeito do atrito (Figura 2.13).

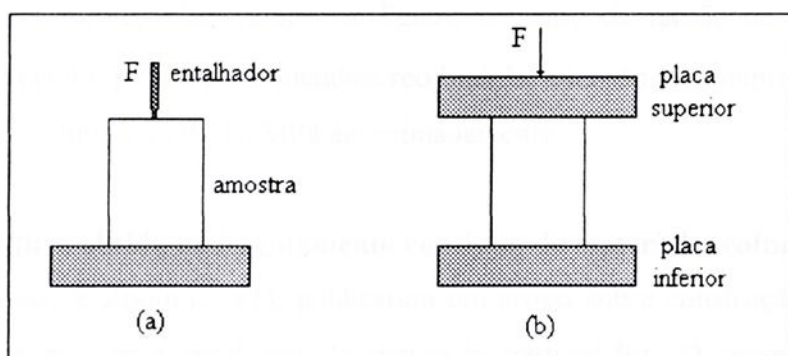


Figura 2.13. Desenho esquemático dos experimentos para medir o comportamento reológico da pasta metálica. (a) teste de entalhe, (b) compressão simples (Ferrante & de Freitas, 1999).

Em geral, comparando os resultados, os autores observaram que amostras de estrutura *recrystallized* apresentaram menores resistência a penetração e compressão em relação as amostras dendríticas.

Eles observaram que, os valores máximos na carga de entalhe (75 a 50N) ocorreram na faixa de 1 a 2mm de penetração para estruturas reofundidas. Após 2mm de penetração, a força de entalhe diminuiu e estabilizou para uma profundidade de penetração de 6mm. Dentre as frações

sólidas testadas (89, 86 e 82%) uma menor resistência a penetração ocorreu para uma fração sólida de 82% e a uma velocidade de penetração de $1,67 \times 10^{-5}$ m/s.

Eles observaram também dentre as três velocidades de penetração aplicadas ($1,67 \times 10^{-5}$, $8,30 \times 10^{-5}$ e $3,33 \times 10^{-6}$ m/s) a menor força requerida foi em torno de 10N e praticamente ficando constante com o aumento da profundidade de penetração.

Para estruturas reofundidas, as curvas para o ensaio de compressão apresentaram valores máximos de 1,5MPa para deformações verdadeiras da ordem de 0,15-0,20 e com o aumento das deformações, a curva decresceu para um valor constante ($\cong 1,2$ MPa) antes de novamente aumentar para altos níveis de deformação (acima de 0,6) para 625°C e taxa de deformação de $1,67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Ferrante & de Freitas (1999), atribuíram esse aumento de carregamento devido a deformação plástica da fase sólida na interface sólido/sólido. Aumentando a temperatura da pasta metálica reofundida (642°C), o pico máximo de tensão ocorreu a 1MPa e o pico mínimo foi de 0,5MPa para a taxa de deformação de $1,67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Aumentando a taxa de deformação para $4,17 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, os autores observaram um ligeiro aumento da tensão de recalque das pastas metálicas. Por exemplo, para a pasta metálica reofundida, a tensão de compressão aumentou para 2,2MPa e o ponto mínimo foi de 1,0MPa aproximadamente.

2.5. Macroestrutura obtida no lingotamento contínuo de materiais reofundidos

Santos, Paes & Zoqui (2001), publicaram um artigo sobre construção de um sistema de lingotamento contínuo para produção de materiais reofundidos. O projeto do equipamento desenvolvido por eles foi dividido em quatro partes distintas: 1. um sistema de lingotamento contínuo vertical; 2. um forno de espera em aço inoxidável com potência de 7200 Watts para manutenção do metal na temperatura de início do lingotamento; 3. um sistema de indução eletromagnética capaz de prover potência de até 2000 Watts para agitação do metal durante a solidificação; e 4. um sistema de jatos de água para o resfriamento direto do produto obtido.

O sistema de resfriamento, constituído de uma serpentina em espiral de cobre de 5mm de diâmetro interno, foi posicionado logo abaixo do sistema de agitação. Jatos de água foram produzidos em pequenos furos feitos ao longo do tubo. A função destes jatos, era promover o resfriamento da lingoteira para obter a solidificação do metal logo após sua agitação.

Eles observaram que a macroestrutura do lingote obtido com agitação eletromagnética, para velocidade de lingotamento de 1cm/s, foi refinada quando comparada com o vazamento feito sem agitação eletromagnética.

O diâmetro médio dos glóbulos das regiões do lingote, são apresentados na Tabela 2.5.

Tabela 2.5. Valores do diâmetro médio (µm) dos glóbulos das regiões do lingote (Santos, Paes & Zoqui, 2001) para duas velocidades de lingotamento (VL).

VL = 1cm/s				VL = 3cm/s		
Condição	Topo	Meio	Fundo	Topo	Meio	Fundo
Tamanho dos glóbulos	138,9±38,3	137,4±35,4	140,2±41,3	136,3±38,5	142,5±41,6	150,7±37,4

O fator de forma médio da estrutura dos lingotes reofundidos obtidos pelo equipamento em função da velocidade de lingotamento é mostrado na Tabela 2.6.

Tabela 2.6. Valores médios (em %) para fator de forma da estrutura reofundida (Santos, Paes & Zoqui, 2001).

VL = 1cm/s				VL = 3cm/s		
Condição	Topo	Meio	Fundo	Topo	Meio	Fundo
Reofundidos	0,82±1,05	1,81±1,05	2,39±5,02	1,82±1,62	2,01±1,62	2,26±2,77

2.6. Efeito da temperatura da parede do molde na formação de estrutura tixoconformada

Kang, Yoon & Seo (1997) estudaram o comportamento da liga de alumínio A356 processada no estado semi-sólido por recalçamento variando o tempo e a temperatura de pré-aquecimento de molde. As temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga são respectivamente, 555°C e 615°C.

Eles estimaram a fração sólida (fs) pela seguinte equação:

$$f_s = \left[\frac{T_L - T}{T_L - T_s} \right]^{1/2} 100(\%).$$

(2.1)

onde T_L , T_s e T representam respectivamente, temperatura *liquidus*, *solidus* e temperatura em que o material se encontra.

A fração sólida foi fixada em 30% e duas condições de temperatura do molde foram utilizadas, com aquecimento (220°C e 100°C), sem aquecimento (temperatura ambiente) onde a pasta foi prensada a uma tensão de 100MPa a uma velocidade de 20,1mm/s durante 15 segundos.

Para um pré-aquecimento de 220°C, estruturas retangulares e triangulares foram observadas, muito longe da estrutura globular. No caso onde foi feito um pré-aquecimento de 100°C, a estrutura elíptica foi detectada. Já para o molde a temperatura ambiente, a estrutura apresentou excelente globularização.

Então, os autores concluíram que para uma mesma fração sólida, uma maior taxa de resfriamento, proveniente de uma menor temperatura de pré-aquecimento do molde, resultou numa estrutura mais próxima da forma globular após recalçamento. Esta estrutura globular faz com que as propriedades mecânicas do material sejam mais homogêneas quando comparadas ao mesmo material de estrutura dendrítica.

Após esta constatação, Kang, Yoon & Seo (1997) modificaram a temperatura do molde para 140°C, a fração da fase sólida para 50% e tempos de encharque de 10, 20 e 30 minutos. Para 10 minutos de encharque, a estrutura apresentou formas elípticas e grandes partículas sólidas puderam ser encontradas circundando pequenas estruturas dendríticas. No caso de tempo de encharque de 20 minutos, pode-se detectar uma maior “globularização”. As amostras mantidas por 30 minutos, apresentaram um alto grau de “globularização” semelhante ao caso anterior.

O grau de “globularização” pode ser estimado pela Equação 2.2, que representa o fator de forma (F_F). Se o fator de forma (F_F) se aproxima da unidade, a estrutura do semi-sólido irá se aproximar da estrutura globular. Quando a fração sólida (f_s) é igual a 0%, o valor do fator de forma torna-se teoricamente infinito, o que significa que a estrutura não pode se aproximar da globular embora o tempo de encharque seja muito longo. Portanto, pode-se dizer que a estrutura é refinada até um ponto particular, e que a partir deste ponto o tempo de encharque não afeta a globularização (Kang, Yoon & Seo, 1997).



$$F_F = \frac{8N_L^2}{3\pi f_s N_A} > 1, \quad (2.2)$$

onde N_L , N_A e f_s representam respectivamente o número de contornos entre as fases sólidas e líquidas; número de partículas sólidas por unidade de área e a fração sólida.

Os autores também constataram que velocidades menores de compressão do material semi-sólido permitem notável macrosegregação do sólido e do líquido.

2.7. Tamanho da estrutura reofundida em função dos parâmetros de tratamento e a facilidade de preenchimento de cavidades na tixoconformação

Lapkowski (1998) apresentou um trabalho cujo objetivo principal era avaliar a influência dos parâmetros do processo SIMA na microestrutura e na aplicabilidade da tixoconformação de passo único para peças com geometria complexa.

O material utilizado nos experimentos foi retirado de lingotes de alumínio ASTM 2017 (Cu3,5-4,5%; Mn0,4-1,0%; Mg0,2-0,8%; Cr0,10%; Zn0,25%; Si0,80%; Fe0,70%) com uma microestrutura granular. Esta liga é muito utilizada em componentes de aeronaves e automóveis (Lapkowski, 1998). As temperaturas *solidus* e *liquidus* desta liga são respectivamente, 514°C e 640°C. Para auxiliar a cinética de globularização, este material foi preparado de duas maneiras: 1. por extrusão a quente de barras aqui denominadas de PA6W; e 2. cilindros obtidos diretamente do lingote (PA6L). As barras extrudadas a quente tiveram sua microestrutura dominada por grãos alongados de solução sólida α , paralelas ao eixo das barras. Precipitados intermetálicos foram observados ao longo desses grãos.

Os cilindros de PA6W e PA6L foram deformados a frio por compressão até uma redução de 30% na altura. As amostras foram aquecidas em banho de sais ou diretamente no forno com razão de aquecimento de 8 e 1,6°C/s respectivamente.

Para determinar a cinética de globularização, amostras de PA6L foram aquecidas a 620°C (temperaturas acima do ponto sólido), e mantidas durante 7, 14 e 28 minutos. As amostras foram rapidamente resfriadas e a microestrutura globular mais fina foi obtida a 620°C em um tempo de 7min (Figura 2.14).

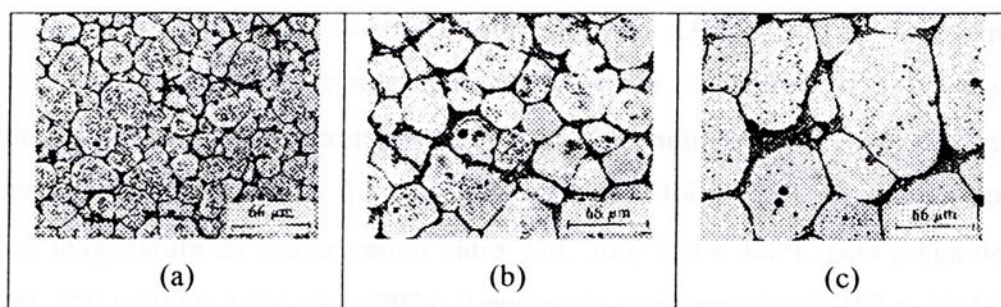


Figura 2.14. Microestrutura de amostras retiradas de lingotes de alumínio 2017 após aquecimento com taxa de 8°C/s e mantidas a temperatura constante de 620°C para 7min (a), 14min (b) e 28min (c) (Lapkowski, 1998).

PA6L (cilindro com estrutura reofundida) de 13mm de diâmetro e 32mm de altura foi forjado e tixoforjado a temperatura e cargas controladas, para obter geometrias complexas numa operação de passo único (Figura 2.15). Peças idênticas foram confeccionadas em modelos de chumbo por forjamento convencional tão bem quanto em ligas de alumínio para comparar com a peça (PA6L) tixoforjada (Figura 2.15).

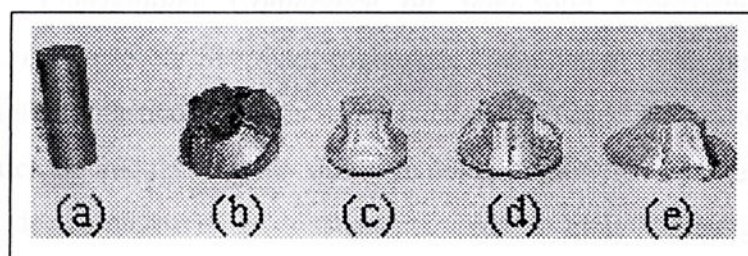


Figura 2.15. Material de teste (a) *billet* cilíndrico; (b) modelo forjado em chumbo; (c) PA6L forjado convencionalmente a 32kN; (d) PA6L forjado convencionalmente a 91kN e (e) tixoforjado a 32kN (Lapkowski, 1998).

Observando estas peças, é possível verificar que o forjamento em um único passo nem sempre fornece um total preenchimento do molde produzindo peças sãs. Até mesmo altas cargas podem não propiciar o total delineamento dos detalhes das peças. Por outro lado, o tixoforjamento envolve um escoamento do metal muito mais fácil e assim, obtém-se peças muito mais precisas. Assim, Lapkowski (1998) conclui que no forjamento convencional, todas as cavidades da matriz não foram totalmente preenchidas (Figura 2.15), mesmo para altas cargas de 91kN. A peça tixoforjada apresentou total preenchimento das cavidades para uma carga de 32kN.

Cho & Kang (2000) utilizaram as ligas de alumínio A356 e 2024 em seus experimentos para observar o comportamento de preenchimento do molde e os defeitos do produto obtido. As propriedades mecânicas e microestruturais de acordo com parâmetros de tensão de carregamento e temperatura foram analisadas. A fração sólida deformada foi de 55% para uma velocidade de 200mm/s. A temperatura da matriz variou entre 250, 300, 350 e 400°C para a liga de alumínio A356 e 300, 350 e 400°C para a liga 2024. Tensões de carregamento de 100 e 150MPa foram empregadas.

Os autores concluíram que a cavidade da matriz foi completamente preenchida a uma temperatura de 300°C para a liga A356 e de 350°C para a liga 2024. Com respeito ao nível de tensão aplicado, um valor mais alto provoca menos defeitos internos como porosidades e mesmo com condições de processamento controladas, a distribuição das fases sólida e líquida não foi homogênea na superfície e nas arestas do componente forjado.

2.8. Estudo do preenchimento do molde na fabricação de peças por tixoinjeção

Durante a 4th *International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, realizado em 1996 em Sheffield, Inglaterra, Chiarmetta (1996) publica um trabalho sobre componentes automobilísticos obtidos através da reofundição. Ele relatou o interesse da indústria automobilística de reduzir o peso dos veículos automotivos. Isto tem como objetivo reduzir o consumo de combustível e consequentemente a emissão de gases. Com esta preocupação, a indústria automotiva começou a substituição de peças de aço e ferro fundido por componentes confeccionados à partir de ligas de alumínio. Sendo assim, Chiarmetta (1996) salientou a importância de estudar ligas de alumínio reofundidas para fabricar auto-peças. Ele mostra que se o material é forjado tão logo quanto atinge estado semi-sólido e não o estado líquido, como era feito anteriormente para injeção em matriz fechada, ocorre uma grande economia de energia.

A forma de preenchimento do molde é um fator importante que influencia as propriedades mecânicas da peça obtida de semi-sólidos. Kang & Choi (1998) investigaram a influência da geometria do canal de entrada no preenchimento do molde a uma velocidade constante de 60mm/s. Duas formas de matriz foram preparadas e estas são mostradas na Figura 2.16, onde a Figura 2.16(a) mostra o material semi-sólido alojado na cavidade da matriz e na Figura 2.16(b) a liga reofundida é colocada fora do canal de entrada.

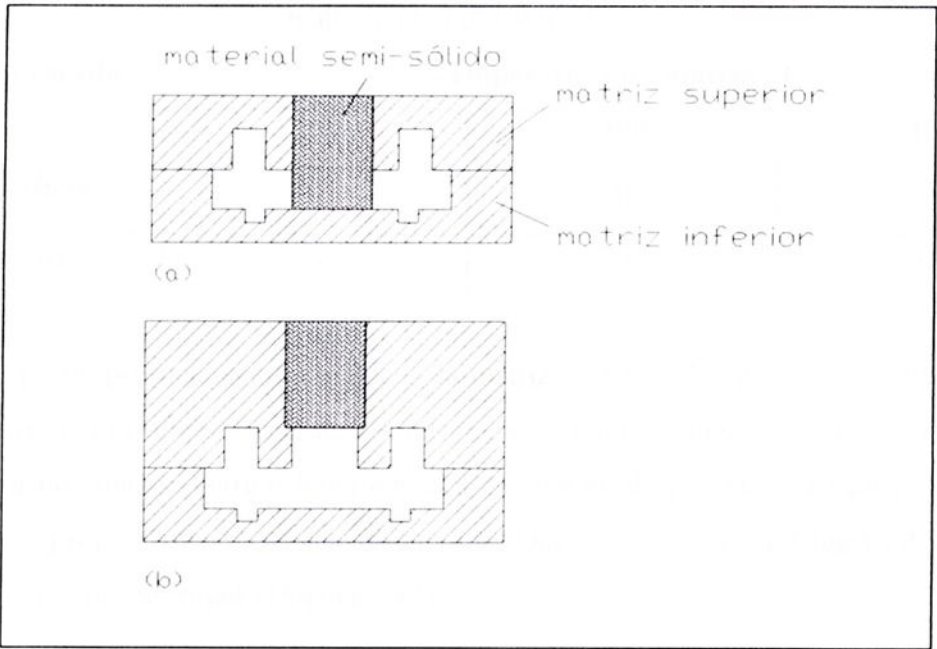


Figura 2.16. Formas do posicionamento inicial do semi-sólido na matriz antes do forjamento: (a) entrada sem orifício; e (b) entrada com orifício (Kang & Choi, 1998).

O material utilizado foi a liga Al/Si, cuja composição é apresentada na Tabela 2.7.

Tabela 2.7. Composição química da liga de Al/Si (Kang & Choi, 1998).

	Si	Mg	Fe	Cu	Pb+Sn	Mn	Ti	Zn	Sr	Ni
Mín	6,0	0,30	-	-	-	-	-	-	0,01	-
Máx	7,5	0,40	0,15	0,03	0,03	0,03	0,20	0,50	0,50	0,03

A temperatura e o tempo de reaquecimento do *billet* foram fixados em 598°C e 15min para obtenção de 30% de fração sólida. Três diferentes temperaturas de aquecimento de ambas as matrizes foram pré-definidas: 250, 300 e 350°C.

Analisando as peças forjadas, os autores comprovaram que o preenchimento na matriz de entrada com orifício só foi completo quando esta se encontrava a 350°C, enquanto que para a matriz de entrada sem orifício o preenchimento foi completo para todas as temperaturas citadas acima. Tabela 2.8 apresenta estes resultados, onde O, Δ e X, representam preenchimento completo, preenchimento parcial e preenchimento incompleto, respectivamente.

Tabela 2.8. Resultados de preenchimento de acordo com a geometria do canal entrada da matriz (Kang & Choi, 1998).

Tipo de entrada	Temperatura da matriz (°C)		
	250	300	350
Sem orifício	O	O	O
Com orifício	X	Δ	O

O tempo de preenchimento completo da matriz de canal de entrada sem orifício é menor que para matriz com orifício. Segundo os autores, este comportamento pode ser explicado pela perda de calor no contato entre o *billet* e a área de contato da cavidade da matriz, e verificaram também que as propriedades mecânicas foram alteradas de acordo com a região de onde foram extraídas no componente forjado (Figura 2.17).

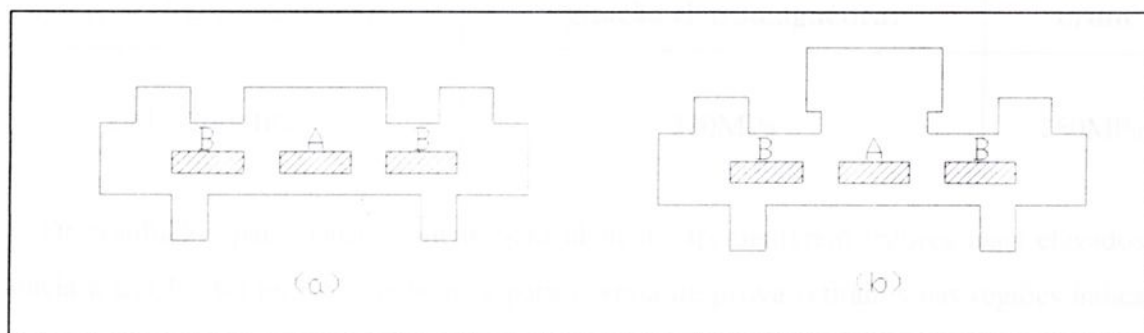


Figura 2.17. Localização da região no componente forjado onde o corpo de prova de tração foi extraído: (a) canal sem orifício, (b) canal com orifício (Kang & Choi, 1998).

Testes de tração foram realizados para determinação das propriedades mecânicas dos produtos forjados. Os corpos de prova de tração foram tratados termicamente solubilizados e endurecidos por precipitação. No tratamento de solubilização, eles foram aquecidos a 540°C por 8 horas e resfriados rapidamente em água. Para o endurecimento de precipitação (envelhecimento artificial – T6) os corpos de prova foram aquecidos a temperatura de 155°C por 3h30min, e foram resfriados em ar.

Os autores concluíram que os corpos de prova da região (A) apresentaram melhores resultados quando comparados aos da região (B), pois nesta região, devido a perda de calor durante o escoamento, ocorreu a formação de porosidades com a solidificação e estes resultados foram similares para temperaturas da matriz de 250°C e 350°C.

A resistência a tração do corpo de prova do material como recebido, foi maior que o produto forjado empregando uma estrutura globular na matriz sem orifício. Isto foi explicado pela inclusão de óxidos na superfície do *billet* semi-sólido durante o forjamento, por outro lado, corpos de prova de tração obtidos através do forjamento de estrutura reofundida globular em matriz com canal de orifício, as propriedades mecânicas foram superiores (Tabela 2.9).

Kang & Choi (1998) alegam que este fato ocorreu porque o processo por agitação eletromagnética gera uma microestrutura globular menor do que aquela obtida por agitação mecânica. Os resultados obtidos de resistência a tração são apresentados na Tabela 2.9.

Tabela 2.9. Valores de resistência a tração após tixoforjamento (Kang & Choi, 1998).

Matriz sem orifício (material reofundido obtido por agitação eletromagnética)	Matriz com orifício (material reofundido obtido por agitação eletromagnética)	Material bruto
240 – 260MPa	320MPa	250MPa

Os resultados para matriz com orifício além de apresentarem valores mais elevados de resistência a tração, foram mais uniformes para corpos de prova retirados nas regiões indicadas na Figura 2.17.

Segundo os autores, a baixa resistência a tração e a não uniformidade nas propriedades dos produtos provenientes da matriz sem orifício, foram oriundos da contração do metal durante a solidificação principalmente nas regiões B (vide Figura 2.17). Assim, Kang & Choi (1998) concluíram que os principais parâmetros chaves para as propriedades mecânicas superiores de um componente forjado são: 1. menor o tamanho de grão do semi-sólido, maior as propriedades mecânicas após o tixoforjamento; 2. matriz sem orifício devido ao menor tempo de preenchimento da pasta metálica na cavidade da matriz, proporcionou um resfriamento mais prolongado, resultando num maior tamanho de grão por coalescência. Além disso, ocorreu a formação de óxido superficial na pasta metálica.

2.9. Laminação de metais em estado pastoso

Kiuchi & Sugiyama (1991) publicaram um trabalho sobre laminação de chapas de ligas de alumínio e ferro fundido no estado pastoso, *mashy-state*. Dois tipos de sistema de aquecimento da liga foram utilizados, aquecimento estático e aquecimento dinâmico.

O aquecimento estático resume-se na permanência do corpo de prova em um forno de indução de 30kW, onde a temperatura é cuidadosamente monitorada, até que o estado pastoso seja homogeneamente atingido. Já no chamado aquecimento dinâmico, a liga é colocada num recipiente e aquecido até que se atinja o estado pastoso com uma fração sólida abaixo de 75%. A partir deste ponto, o aquecimento do metal até a fração sólida desejada é feito sob agitação mecânica. Assim, a homogeneidade do material é facilmente obtida (Kiuchi & Sugiyama, 1991).

Os autores utilizaram duas reduções de laminação diferentes, conjugadas com altas frequências de indução no sistema de aquecimento. Após o aquecimento, os corpos de prova foram laminados no estado pastoso.

Os cilindros dos laminadores não foram pré-aquecidos, permanecendo na temperatura ambiente. A velocidade dos rolos variou de 0,42 m/s a 1,0 m/s. Assim, os cilindros do laminador extraíram calor do sistema e a chapa no estado sólido é obtida.

Kiuchi & Sugiyama (1991) relataram que em casos de frações sólidas menores que 60%, o componente líquido tende a escoar independentemente do componente sólido, principalmente no início da laminação. Entretanto, mesmo que os componentes sólido e líquido escoem separadamente, ocorrerá uma união entre eles na laminação, gerando uma chapa sólida.

Quando a fração sólida do corpo de prova é muito alta, próximo a 90%, ele terá um comportamento a deformação como um sólido homogêneo, não ocorrendo separação das fases. Neste caso, a laminação é similar a laminação a quente convencional.

Os autores observaram que para uma situação onde se têm 50% de fração sólida e 50% de fração líquida, a força de laminação por unidade de largura da chapa, abaixo para 1/5 a 1/6 da força necessária para o mesmo laminado a quente. Também verificaram que a estrutura interna da chapa era afetada pela velocidade de laminação. Assim, para baixas velocidades, o tempo de



contato do cilindro do laminador com a peça é maior, promovendo assim uma rápida solidificação da fração líquida. Como resultado, ocorreu a formação de camadas orientadas no material laminado. Por outro lado, quando a velocidade de laminação é alta, a solidificação não ocorre prematuramente. Assim, a deformação plástica da fase sólida é dificultada.

2.10. Fabricação de compósitos através de pastas metálicas

Material compósito é uma combinação de dois ou mais materiais com o objetivo de se obter um material de propriedades mecânicas e físicas diferentes dos componentes usados na sua fabricação.

Estes materiais podem ser divididos basicamente em três grupos em relação a natureza da matriz:

1. cerâmica;
2. polimérica; e
3. metálica.

Segundo Martins (1996), a obtenção de um compósito por reofundição é feita pela produção da matriz reofundida, seguida da adição do reforço e resfriamento do conjunto. O reforço é adicionado durante a agitação da pasta metálica até que ocorra a sua incorporação a matriz metálica.

As pastas do compósito descarregadas e solidificadas rapidamente em moldes refrigerados podem ser armazenadas para posterior utilização. Para isso, elas devem ser reaquecidas à temperatura da qual foram descarregadas do reator, para o restabelecimento do estado pastoso, sendo então processadas. Este processo é chamado tixofundição do compósito (Martins, 1996). No caso da utilização da pasta diretamente do reator que a produziu, o autor denomina o processo de reofundição do compósito ou compo-fundição.

A designação de compo-fundição foi dada por Flemings após a verificação da viabilidade da utilização da matriz no estado semi-sólido reofundido, que durante a solidificação, não ocorria a segregação do reforço (Martins, 1996).



De acordo com Fogagnolo (1996) a equipe de Flemings mostrou que é possível adicionar reforços particulados ou em forma de fibras curtas em matriz metálica reofundida, a qual, apresentando característica pastosa semi-sólida, previne a decantação, flotação e segregação do reforço, permitindo assim a sua melhor dispersão no compósito.

Lim *et al.* (1999), estudaram a influência das partículas de reforço na liga fabricada à partir de ligas de alumínio e cobre, com partículas de carboneto de silício com tamanho nominal de partícula de $23,5\mu\text{m}$. As ligas foram processadas por técnicas convencionais de conformação e também pela técnica de reofundição. As resistências ao desgaste do material composto obtido através das técnicas citadas foram comparadas. O compósito obtido pelo processo de reofundição apresentou melhor resistência ao desgaste para altas taxas de carregamento.



3. Metodologia

3.1. Preparação da liga metálica

A liga utilizada neste trabalho foi do tipo Al-4,5%Cu. Esta liga tem sido muito usada no estudo de reofundição e tixotrofia. Isto é explicado pelo fato dessa liga apresentar um intervalo de solidificação da ordem de 30 graus, além de apresentar microconstituintes (Al- α e CuAl₂- θ) de fácil identificação e temperatura de fusão relativamente baixa (639,5°C) o que facilita sua injeção em molde metálico e seu preparo em laboratório utilizando fornos de resistência elétrica.

Para a fabricação da liga Al-4,5%Cu foi utilizado um forno de resistência de 15kW de potência, ilustrado na Figura 3.1.

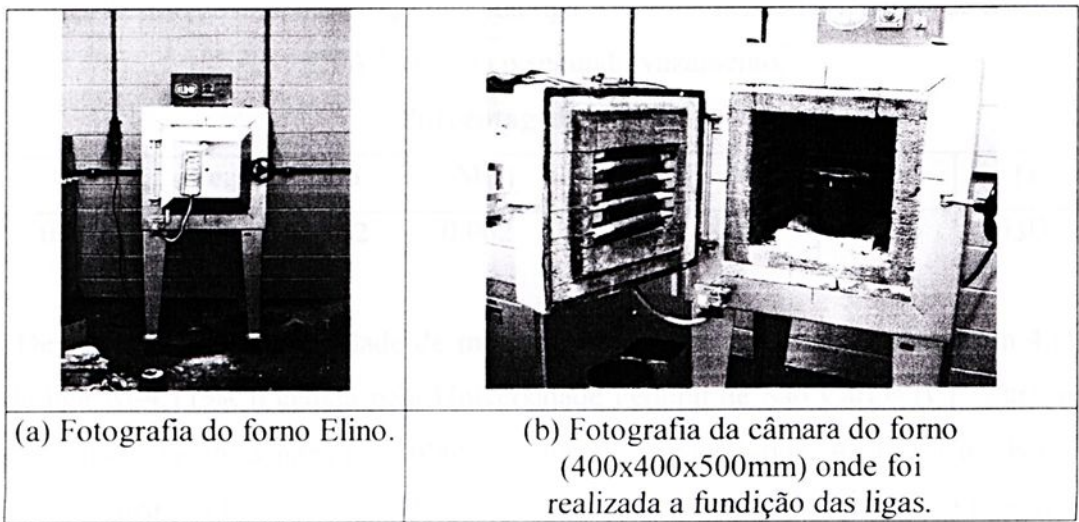


Figura 3.1. Fotografia do forno tipo mufla utilizado na fabricação da liga Al-4,5%Cu.

Amostras da liga-mãe utilizada como matéria-prima e do produto final foram enviadas a Divisão de Materiais do CTA/IAE (Centro Técnico Aeroespacial/Instituto de Aeronáutica e Espaço) para análise química com resultados (porcentagem em peso) apresentados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1. Resultados da análise química realizada na Divisão de Materiais do CTA/IAE da liga-mãe utilizada como matéria-prima e do produto final.

Elementos	Resultados	
	Liga-mãe	Produto final
Si	0,06	0,09
Fe	0,15	0,21
Cu	34,75	6,03
Mn	0,003	0,003
Cr	0,001	0,001
Mg	0,001	0,001
Zn	0,005	0,005
Ti	0,0008	0,01

A liga de Al/Cu resultante apresentou uma porcentagem de cobre acima do esperado. Então um segundo vazamento foi feito e os resultados são apresentados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2. Resultados da análise química da liga Al/Cu realizada na Divisão de Materiais do CTA/IAE para o segundo vazamento.

Porcentagem em peso							
Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Mg	Zn	Ti
0,04	0,24	4,62	0,002	0,001	0,001	0,006	0,03

Devido a pequena quantidade de matéria-prima (2,2kg) da liga fundida com 4,6% Cu e 1,7kg de liga Al-4,11%Cu cedida pela Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), optou-se em fazer a fusão das duas ligas para obter a composição pretendida, Al-4,5%Cu. Os resultados da análise química das ligas de 4,11%Cu e da liga preparada para este trabalho são apresentados na Tabela 3.3. A Divisão de Materiais do CTA/IAE, gentilmente, realizou a análise química da liga utilizada neste trabalho. No Apêndice 1 é descrito o cálculo do leito de carga.

A análise térmica da liga obtida por DSC (*Differential Scanning Calorimeters*) foi realizada pelo CCDM/UFSCar (Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais/Universidade Federal de São Carlos) e forneceu uma temperatura *solidus* de 612,5°C e *liquidus* de 639,5°C. O laudo da análise térmica é apresentado no Apêndice 2.

Tabela 3.3. Resultados da análise química feita na Divisão de Matérias do CTA/IAE da liga Al-4,11%Cu e da liga utilizada neste trabalho, Al-4,5%Cu.

Ligas de Al/Cu						
Elementos	Fe	Cu	Mg	Cr	Zn	Ti
Al-4,11%Cu	0,20	4,11	1,46	0,02	0,14	0,03
Al-4,5%Cu	0,23	4,52	0,51	0,009	0,05	0,05

3.2. Forma de lingotamento da liga Al-4,5%Cu

Antes do vazamento na coquilha e no sistema de canais de vazamento (lingote), a liga de alumínio foi inoculada a 750°C utilizando o refinador de grão TIBAL5/1 (5%Ti; 1%B; e Al-resto), gentilmente cedido pela Companhia Industrial Fluminense, através de um sino de imersão, pintado com o desmoldante Dycote DR 178 (grafite coloidal). Este refinador de grão tem sido empregado para obter nucleação extensiva e refinada no estudo de estruturas reofundidas por fusão parcial (Montel Rovira, Lancini & Robert, 1999; Ferrante & de Freitas, 1999). Um único cadinho foi usado para realizar a operação de vazamento tanto na coquilha quanto no lingote, pré-aquecidos por 4 horas a 200°C para eliminação de umidade.

3.2.1. Vazamento feito na coquilha

Uma coquilha (aço ABNT 1020) foi preparada para o lingotamento da liga Al-4,5%Cu. Após o aquecimento da coquilha a temperatura de 150°C, a mesma foi pintada com grafite coloidal (Dycote DR 178). Esta pintura basicamente tem duas funções: 1. evitar que a liga de alumínio ataque a parede da lingoteira através da formação do composto intermetálico Al-Fe; e 2. agir como desmoldante.

Figura 3.2 mostra o desenho da coquilha e a pintura aplicada sobre a superfície. Um dispositivo de vazamento localizado na porção superior direita (Figura 3.2), feito em aço de baixo carbono, foi acoplado na coquilha para obter um fluxo contínuo de metal líquido quando do vazamento da liga de alumínio (veja Figura 3.2b).

Após o vazamento, a liga vazada foi resfriada no ar natural até a temperatura ambiente. A seguir, os lingotes obtidos foram preparados para a obtenção da estrutura reofundida e da peça tixoextrudada.

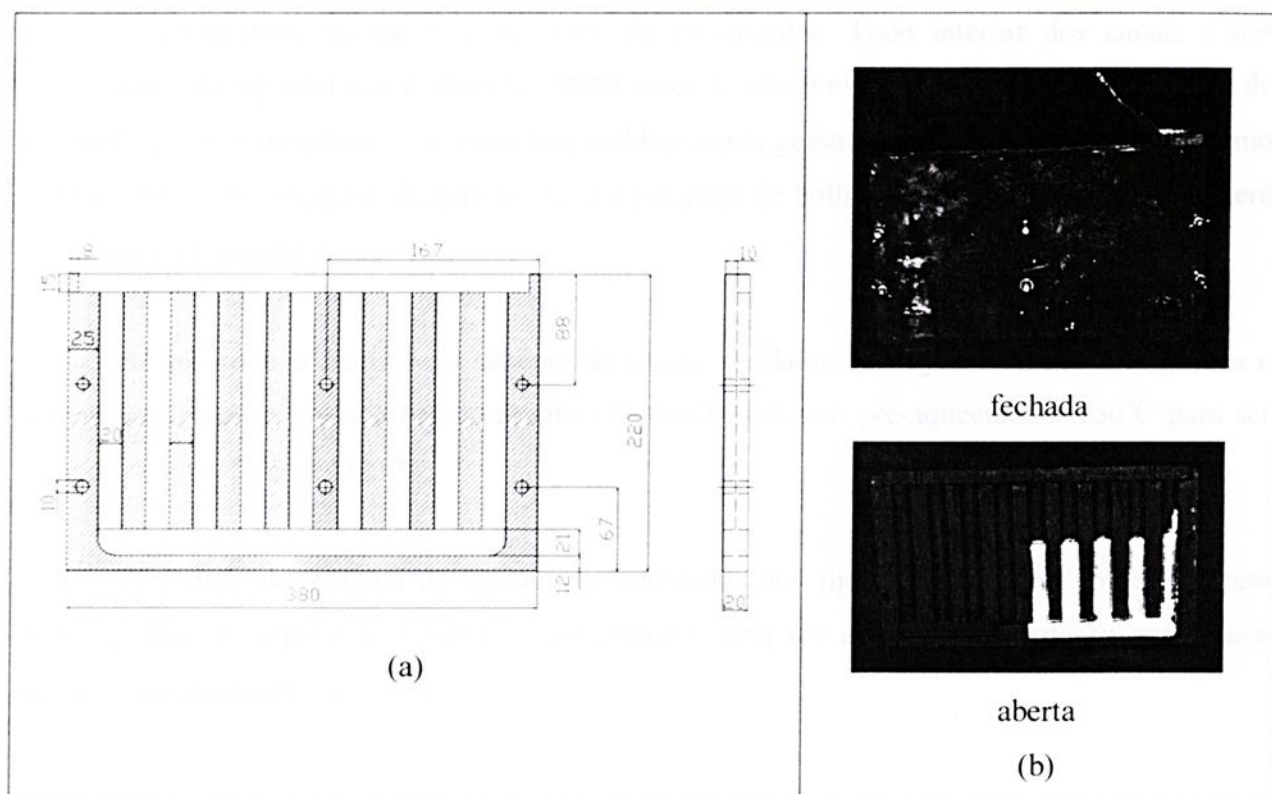


Figura 3.2. Projeto da coquilha (a). Fotografia mostrando a coquilha fechada pronta para o vazamento da liga de alumínio e aberta com os lingotes fundidos (b).

3.2.2. Vazamento feito em sistema de canais resultando no produto fundido denominado de lingote

Um sistema de canais de vazamento em tijolos de alumina porosa com lingoteiras metálicas acopladas (Figura 3.3), também foi projetado para o lingotamento da liga Al-Cu deste trabalho e o projeto do mesmo é apresentado no Apêndice 3. O canal de entrada foi posicionado de forma que as lingoteiras fossem preenchidas simultaneamente, isto é, no centro entre as lingoteiras. A técnica de vazamento do metal líquido pelo fundo da lingoteira evita a formação precoce de núcleos estáveis na parede da lingoteira, isto poderia descaracterizar o efeito do nucleante aplicado na liga fundida, antes do vazamento. Entretanto, antes do vazamento da liga Al-4,5%Cu, um estudo preliminar da ação do refinador de grão TIBAL 5/1, foi feito. Este revelou ser muito potente (vide seção 3.9). Assim, esta preocupação inicial poderia ser descartada.

Inicialmente, canais de 29mm de diâmetro foram feitos e para um melhor acabamento, no interior desses canais foram centralizados tubos de PVC com diâmetro externo de 21mm, onde a cavidade entre a parede do furo e o tubo foi preenchida com gesso, de forma que após a retirada

do tubo a superfície ficasse lisa, i.e. livre de rugosidades. Todo interior dos canais e das lingoteiras foram pintados com Dycote 39ESS antes de serem montados em uma bandeja feita de chapa de aço baixo carbono. Essa técnica, moldagem em gesso e o uso do Dycote 39ESS como tinta protetora, foi abandonada pois ocorreu a presença de bolhas ao longo do lingote. Isto será discutido no Capítulo 4.

Assim, todo o interior do sistema de canais moldados em tijolos de alumina porosa e lingoteiras usinadas em aço baixo carbono (Figura 3.3), foram pré-aquecidos a 150°C para ser pintados com o Dycote DR178.

Os canais do sistema de vazamento, moldados nos tijolos aluminosos porosos, foram feitos girando o mandril da furadeira manualmente, uma vez que a menor rotação ocasionava rupturas nos tijolos (Figura 3.4).

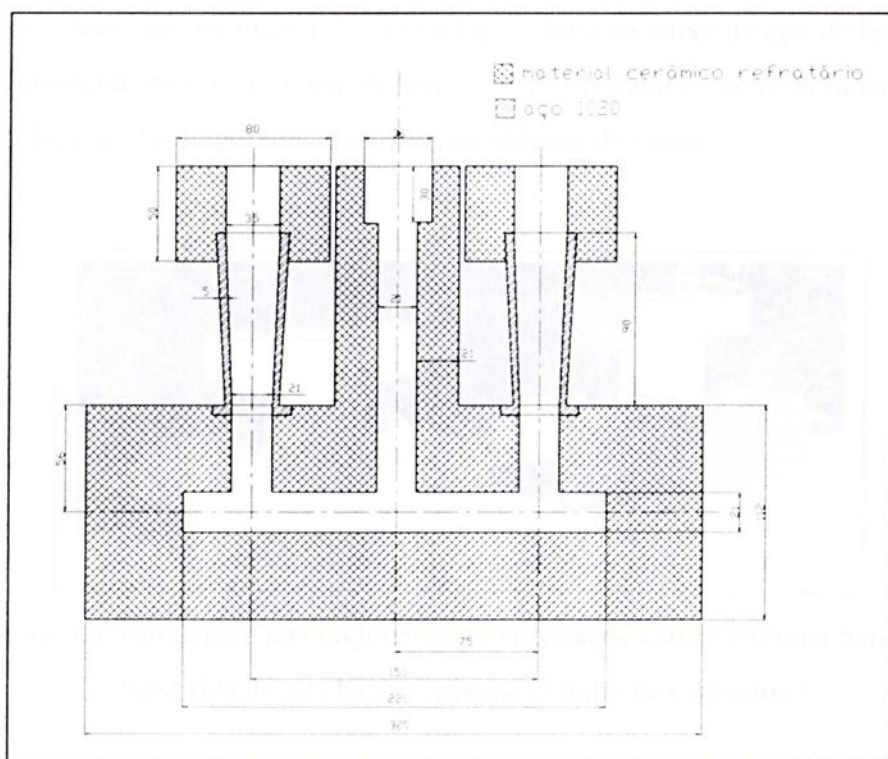


Figura 3.3. Geometria do sistema de vazamento para o preenchimento simultâneo de duas lingoteiras metálicas de aço ABNT 1020.

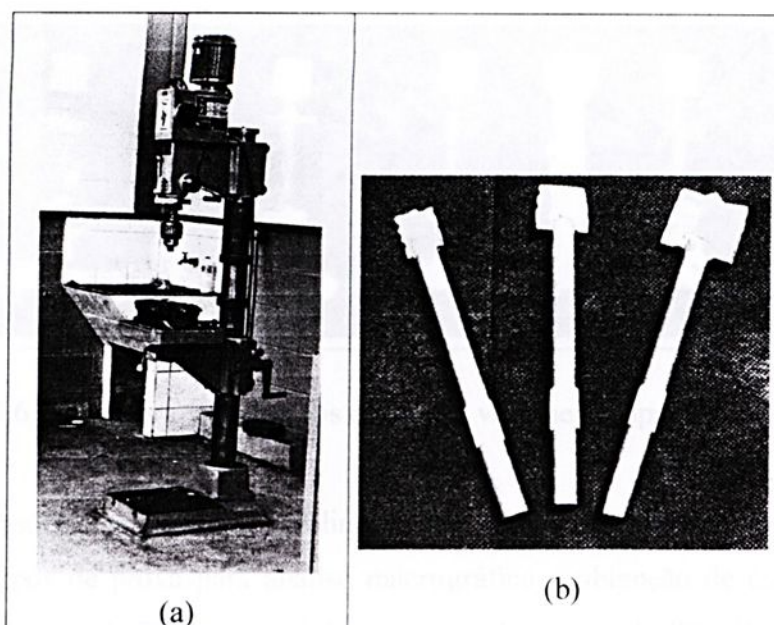


Figura 3.4. Furadeira semi-automática (a); e ferramental confeccionado para a furação dos tijolos refratários na confecção do sistema de canais de vazamento (b).

Pode ser observada na Figura 3.5 a moldagem feita na caixa de aço de baixo carbono e a fixação da lingoteira metálica. Uma mistura de pó refratário com argamassa branca foi empregada na fixação das lingoteiras metálicas ao sistema de canais.

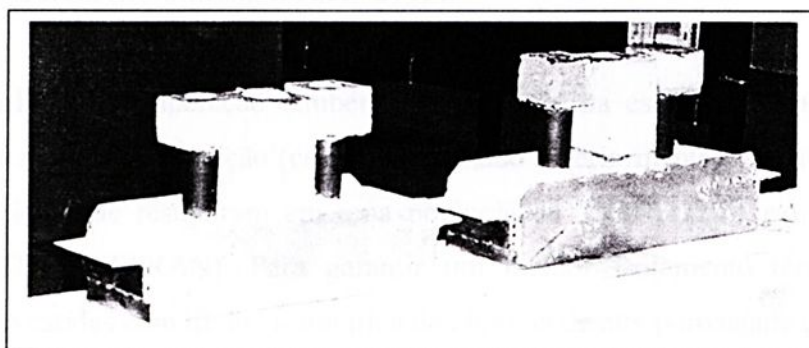


Figura 3.5. Moldagem das lingoteiras no sistema de canais em uma bandeja feita de chapa fina de aço baixo carbono (2,0mm de espessura).

Após o vazamento da liga de Al-4,5%Cu, a desmoldagem foi feita para retirada dos lingotes sendo estes mostrados na Figura 3.6.

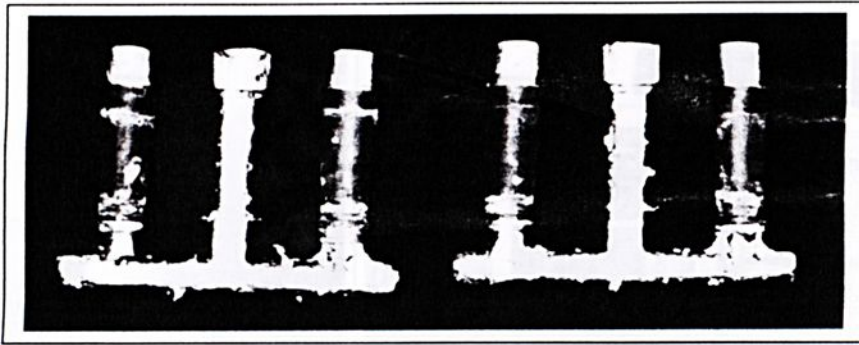


Figura 3.6. Lingotes acoplados aos canais de vazamento após a desmoldagem.

Foram retiradas amostras tanto dos lingotes obtidos na coquilha quanto na lingoteira, para preparação de corpos de prova para análise macrográfica e obtenção de estrutura reofundida, através de duas técnicas: 1. Fusão parcial de estrutura ultra-refinada (FPUR); e 2. Fusão parcial de estrutura deformada a frio (FPDF).

3.3. Forno tubular horizontal usado no recozimento e fusão parcial e estufa utilizada no pré-aquecimento dos moldes

Para o tratamento da liga Al-4,5%Cu foi utilizado um forno de resistência tubular (1200W, 127V) (veja seção 3.5). Este forno foi recuperado e recebeu um novo painel para controle de temperatura (Eurotherm, modelo 2132).

Um trabalho de recuperação também foi realizado na estufa (Figura 3.7) para o pré-aquecimento dos moldes de fundição (como mencionado anteriormente). A estufa recebeu novas resistências elétricas que resultaram em uma potência de 3300W/220V e um controlador de temperatura (400DR GEFARAN). Para garantir um melhor isolamento térmico, as paredes internas foram revestidas com tijolos refratários de alumina de alta porosidade e a porta com uma camada de lã refratária recobrindo os tijolos. A estufa recuperada e remodelada atinge a temperatura máxima de 350°C.

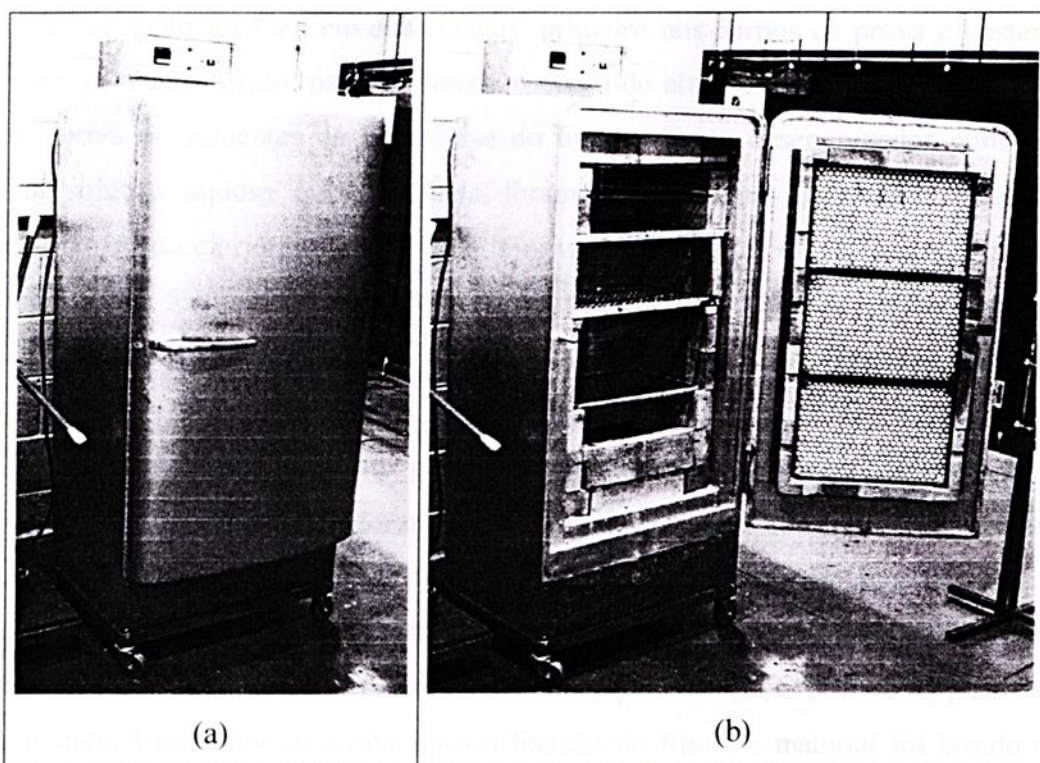


Figura 3.7. Estufa recuperada e remodelada para este trabalho (a). Vista interna, mostrando as repartições da estufa e a porta revestida com lâ refratária para impedir perda de calor (b).

3.4. Equipamento para deformação – Processo de fusão parcial de estrutura deformada a frio (FPDF)

Corpos de prova cilíndricos com geometrias apresentadas na Tabela 3.4 foram aquecidos até a temperatura de 380°C por 210 minutos para alívio de tensões. Após este tratamento, os corpos de prova e as matrizes de recalcamento foram fosfatizados para minimizar o efeito do atrito durante a deformação plástica. Este procedimento foi aplicado por Choi & Park (1998) antes do recalcamento de *billets* a frio para posterior tratamento na região semi-sólida (vide seção 2.1.1).

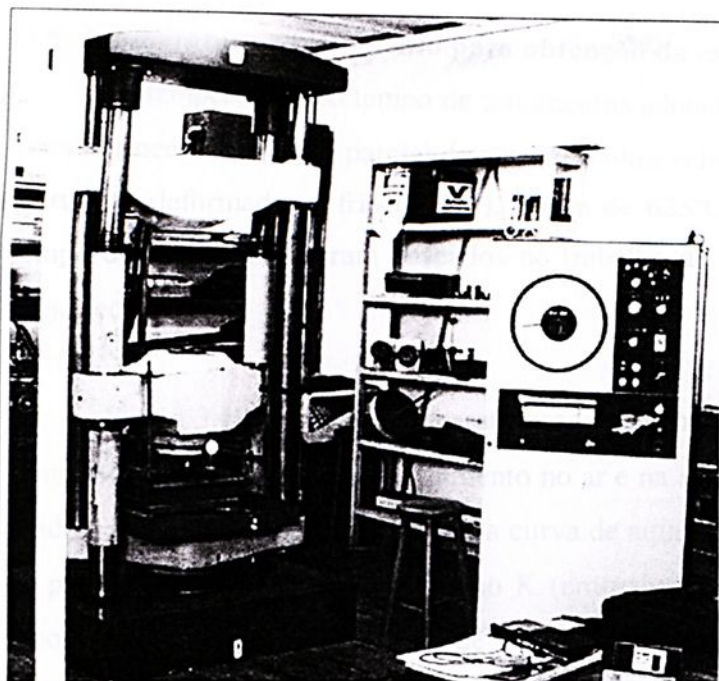
Tabela 3.4. Geometria dos *billets* preparados para o recalcamento a frio antes do tratamento na região semi-sólida* e para observação da estrutura trabalhada a frio**.

Billets	Lingote	Coquilha
1 [*]	$\phi 21,7\text{mm}$ e $h_o=18,0\text{mm}$	$\phi 19,6\text{mm}$ e $h_o=19,6\text{mm}$
2 [*]	$\phi 22,1\text{mm}$ e $h_o=18,0\text{mm}$	$\phi 20,0\text{mm}$ e $h_o=19,7\text{mm}$
3 ^{**}	$\phi 18,6\text{mm}$ e $h_o=18,1\text{mm}$	$\phi 18,9\text{mm}$ e $h_o=18,6\text{mm}$

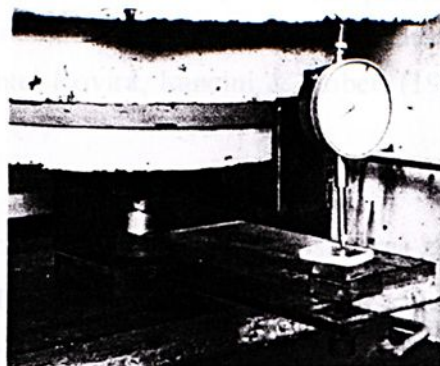
A fosfatização foi feita em duas etapas: primeiro nos corpos de prova e posteriormente nas matrizes de recalcamento, para minimizar o efeito do atrito durante a deformação a frio. Os corpos de prova provenientes da coquilha e do lingote foram desengraxados com detergente neutro em solução aquosa e em seguida foram lavados com água deionizada. Sofreram decapagem por ácido clorídrico (HCl – 2%); e novamente lavados em água deionizada antes de serem imersas por 5 minutos em ácido fosfórico concentrado (H_3PO_4 – 85%), com posterior banho de dicromato de potássio ($\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ – 5%) para fixação do filme do fosfato.

As matrizes de aço sofreram primeiramente um desengraxe em solução de potássio alcoólica por 20 minutos e depois foram lavadas em água deionizada e neutralizada com ácido clorídrico (HCl – 2%) também por 20 minutos. Após serem lavadas com água deionizada foram imersas em ácido fosfórico concentrado (H_3PO_4 – 85%) por 5 minutos, novamente lavadas com água deionizada para posterior banho em dicromato de potássio ($\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ – 5%) para fixação do filme do fosfato. Em ambos os casos, após a fixação do filme, o material foi lavado em água deionizada e seco por ar quente.

Os *billets* como preparados, foram recalcados na prensa hidráulica marca Heckert (Figura 3.8), com capacidade de 980,7 kN (100tf) até a deformação verdadeira $\left(\ln = \left(\frac{h}{h_0} \right) \times 100\% \right)$ de 60%, onde h e h_0 são respectivamente a altura final e inicial do *billet*, para posterior tratamento de reofundição na temperatura de 625°C por 10 minutos. Os *billets* antes e depois da redução na altura são mostrados na Figura 3.9



(a) Prensa Heckert de 980,7kN (100ton) de capacidade.



(b) Posicionamento do *billet* e do relógio comparador para acompanhar o grau de redução do *billet* por recalçamento na prensa Heckert.

Figura 3.8. Dispositivo acoplado na prensa Heckert para o recalçamento dos *billets* da liga Al-Cu deste trabalho.

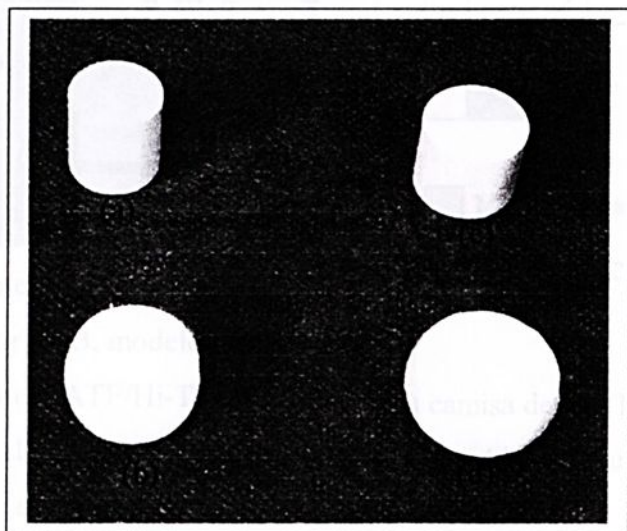


Figura 3.9. *Billet* da coquilha antes da deformação (a); *billet* da coquilha após a deformação (b); *billet* do lingote antes da deformação (c); e *billet* do lingote após a deformação (d).

3.5. Temperatura e tratamento para obtenção da estrutura reofundida

A temperatura e o tempo de tratamentos adotados para obter a estrutura reofundida, tanto para o processo de fusão parcial de estrutura ultra-refinada (FPUR) quanto para fusão parcial de estruturas deformadas a frio (FPDF), foram de 625°C durante 10 minutos. Esta temperatura e tempo de tratamentos foram baseados no trabalho de Montel Rovira, Lancini & Robert (1999) (veja seção 2.1.2).

Figura 3.10 (a) ilustra o aparato usado para monitorar o tratamento das amostras na zona semi-sólida (aquecimento e resfriamento no ar e na água). Um registrador ECB, 110volts, 60Hz, modelo RB 103 foi usado para obter a curva de aquecimento, encharque e resfriamento do corpo de prova através de um termopar tipo K (cromel-alumel) inserido no seu centro, dentro de um tubo de aço inoxidável de 3,0mm de diâmetro (Figura 3.10 (b)). Um mostrador de temperatura (ATP/Hi-Tek, 4500 TII) foi colocado em paralelo com o registrador ECB para observar a temperatura no centro da amostra.

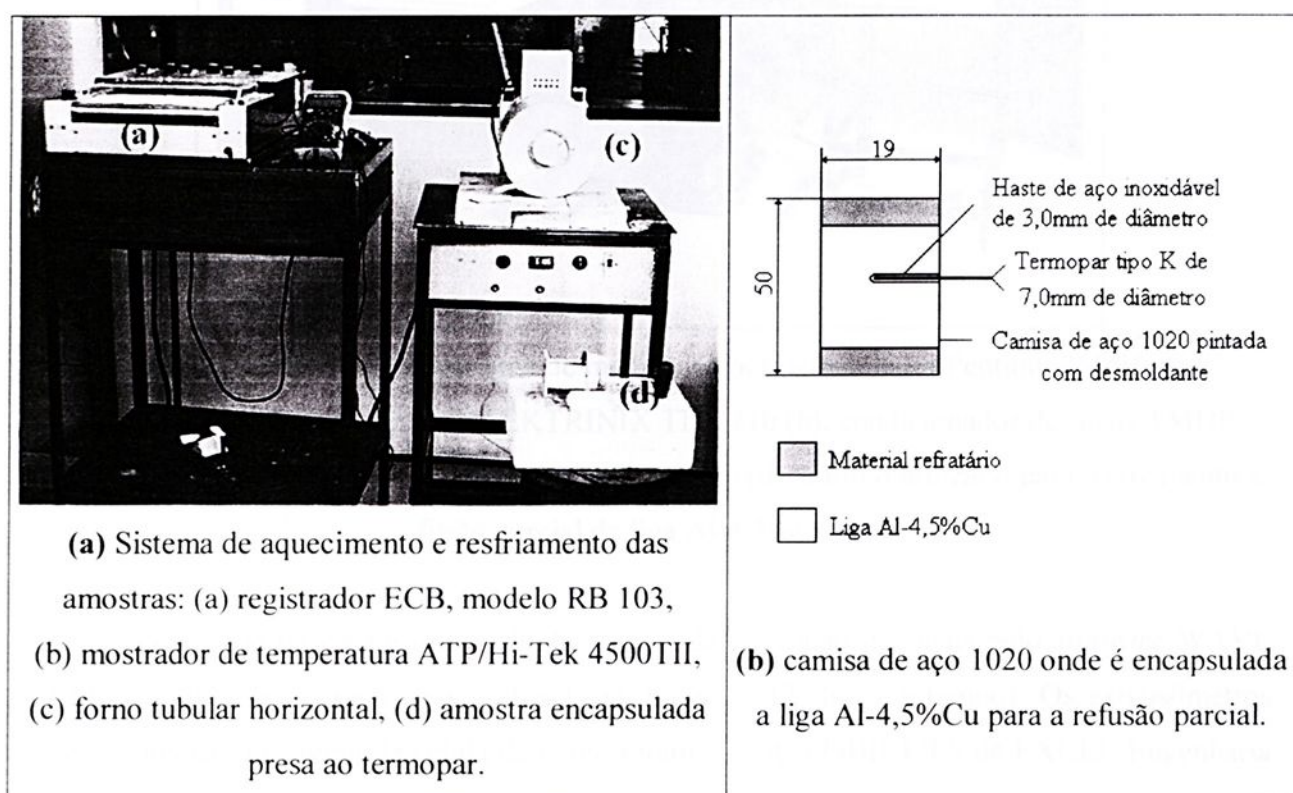


Figura 3.10. Apresentação do sistema de aquecimento e resfriamento das amostras para fusão parcial (a); ilustração da camisa de aço 1020 usinada para encapsular a amostra de Al-4,5%Cu (b).

3.6. Prensa usada para a tixoconformação e monitoramento da carga aplicada

Uma prensa excêntrica Harlo de 12 toneladas especialmente instrumentada para este trabalho (Figura 3.11), foi utilizada para a tixoextrusão. Para o monitoramento da carga de operação, um sistema de aquisição de sinais foi montado. Este é constituído por um condicionador de sinais TMDE TRASDUTEC, um osciloscópio digital de memória TEKTRONIX TDS 210 e um microcomputador Pentium 75 MHz. Nagata, Lima Filho & Barreto Júnior (2001) mostram detalhes sobre a instrumentação desta prensa excêntrica (este artigo pode ser encontrado no Apêndice 4).

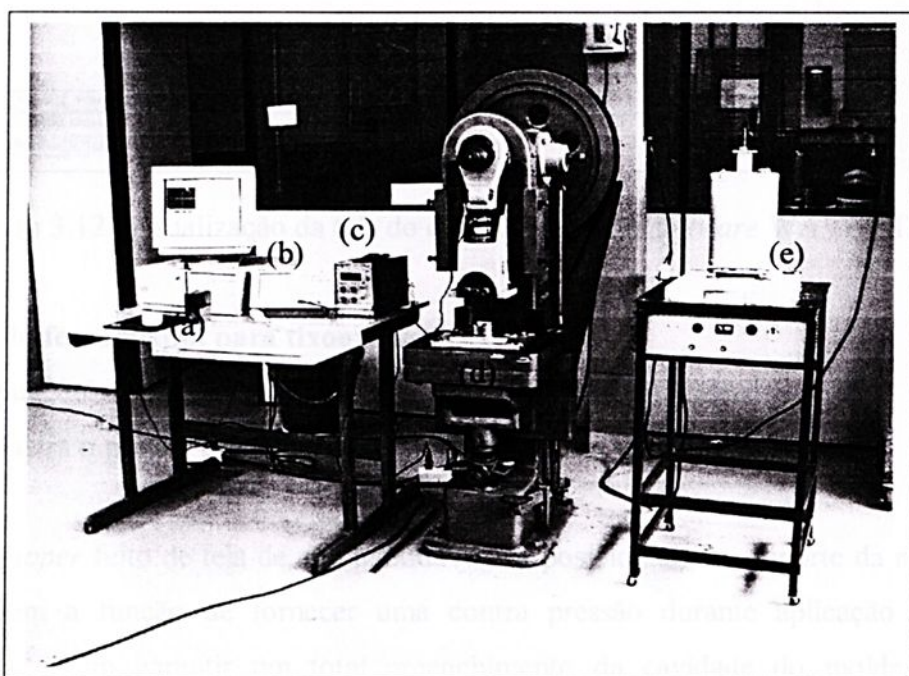


Figura 3.11. Montagem do sistema de medição. Microcomputador Pentium 75MHz (a); osciloscópio digital de memória TEKTRONIX TDS 210 (b); condicionador de sinais TMDE TRASDUTEC (c); prensa excêntrica de 12 toneladas (d); e forno utilizado para recozimento e fusão parcial da liga Al-4,5%Cu (e).

A carga de tixoextrusão foi obtida através da aquisição de sinais pelo *software* WAVE STAR cuja tela de operação é visualizada na Figura 3.12 (força x tempo). Os extensômetros empregados na montagem da célula de carga foram TA 06 179BB 120S da EXCEL Engenharia de Sensores.

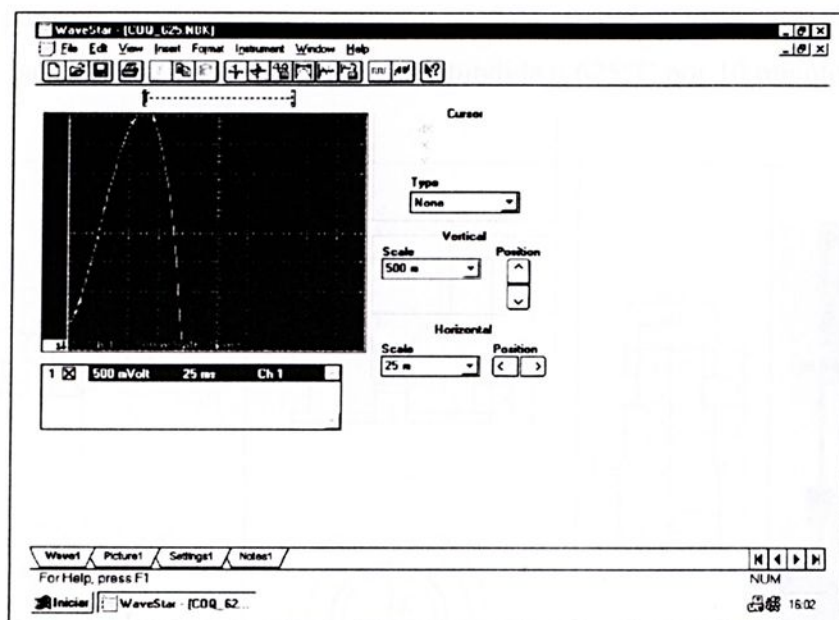


Figura 3.12. Visualização da tela do computador pelo *software* WAVE STAR.

3.7. Projeto do ferramental para tixoextrusão

Um punção e uma matriz em aço SAE H13 foram usinados para a tixoextrusão. Figura 3.13 ilustra o projeto e seu posicionamento na prensa excêntrica.

Um *stopper* feito de tela de aço inoxidável foi posicionado no suporte da matriz (Figura 3.14). Este tem a função de fornecer uma contra pressão durante aplicação da carga de tixoextrusão e assim garantir um total preenchimento da cavidade do molde. Isto só foi observado após alguns testes preliminares na conformação da pasta metálica.

Figura 3.15 apresenta fotografias do conjunto da matriz montado (suporte e matriz) do projeto apresentado na Figura 3.13. O parafuso é para segurar a matriz quando do retorno do punção, logo após a conformação da pasta metálica.

No primeiro ensaio, um tempo de encharque do lingote de 30 minutos foi insuficiente para que a liga atingisse a temperatura de 625°C dentro da faixa semi-sólida, sendo esta temperatura posteriormente estimada em 595°C. Assim, ocorreu uma eventual extrusão a quente da liga. Então, uma verificação do tempo necessário para que o *billet* atingisse a temperatura de fusão parcial desejada de 625°C por 10 minutos, foi feita colocando um termopar no centro de uma amostra de alumínio comercialmente puro, instalado no interior da cavidade da matriz e

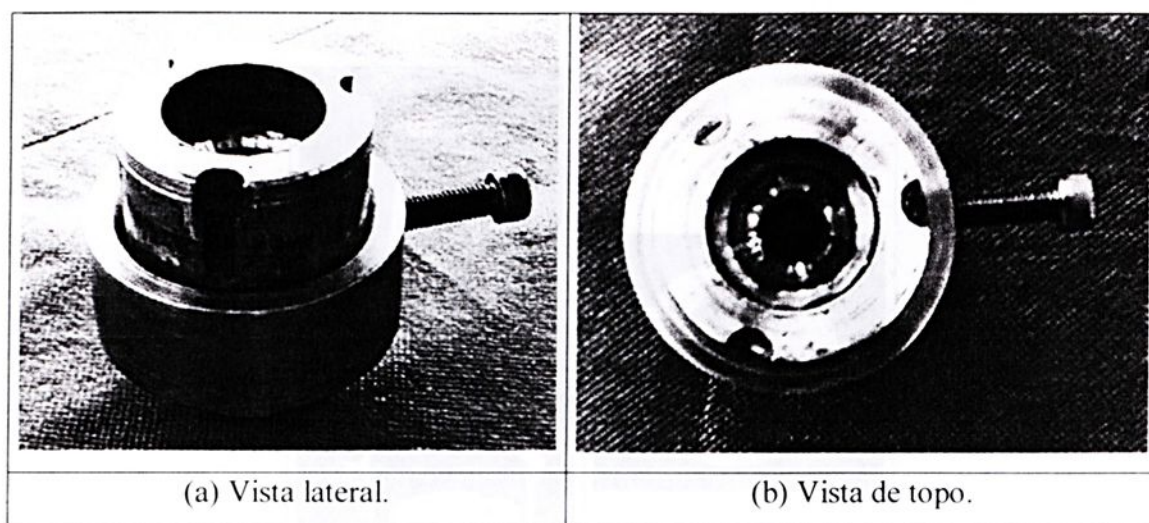


Figura 3.15. Montagem do conjunto usinado (camisa (ABNT-1020) e matriz (H13)) para a tixoextrusão da liga Al-4,5%Cu (veja cotas na Figura 3.12 (a) e (b)).

O *billet* é colocado na cavidade da matriz coberto por uma tampa de aço inoxidável. Este conjunto é levado ao interior do forno tubular com o auxílio de uma gaiola feita de tela de aço inoxidável, para atingir a temperatura de conformação da pasta metálica (625°C), Figura 3.16.

Após um tempo total de 90 minutos aproximadamente dentro do forno tubular a 625°C, o conjunto mostrado na Figura 3.16, foi içado e levado para ser acoplado na camisa de espera posicionada na base da prensa excêntrica. A tampa de aço inoxidável foi retirada, expondo o *billet* para ser tixoextrudado. Este tempo de transferência foi em torno de 30s. Esta técnica para fazer a tixoextrusão com a matriz e o *billet* na mesma temperatura, apresentou melhor resultado.

3.8. Equipamentos para análise macro e micrográfica

Para análise macrográfica, após o lixamento manual utilizando lixas de 80, 120, 220, 320, 400 e 600 com pequeno fluxo de água, a amostra foi atacada com diversos tipos de reativos que são apresentados na Tabela 3.5.

Como os reativos apresentados na Tabela 3.5 não apresentaram um desempenho satisfatório, um reativo constituído de 15ml de ácido fluorídrico concentrado (HF), 4,5ml de ácido nítrico concentrado (HNO₃), 9ml de ácido clorídrico concentrado (HCl) e 271,5ml de água destilada (Paes & Zoqui, 1999) foi testado, e revelou uma macroestrutura de solidificação fina que só poderia ser observada com a ajuda de microscópio metalográfico.

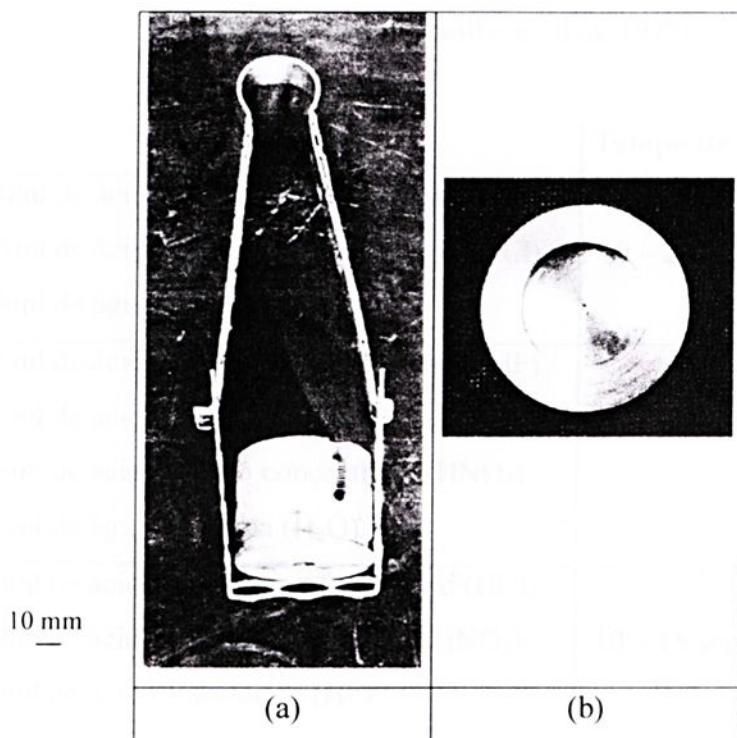


Figura 3.16. Gaiola feita de tela de aço inoxidável para colocar e içar a matriz de aço H13 com o material a ser refundido (a); e tampa de aço inoxidável para cobrir o *billet* no interior da cavidade da matriz durante o aquecimento no forno tubular para a conformação da pasta metálica (b) .

Assim, para análise micrográfica, lixas 800, 1000 e 1200 foram também utilizadas. A cada troca de lixa, as amostras foram lavadas com água corrente com posterior jato de álcool antes da secagem por ar quente. O polimento mecânico foi feito com pastas de diamante de 6, 3, 1 e $1/4\mu\text{m}$ lubrificadas com lubrificante a base de álcool etílico. Novamente, as amostras, entre uma pasta e outra, foram lavadas com água corrente e detergente, enxaguadas e imersas em álcool para serem secas com ar quente.

O reativo de 0,5g de hidróxido de sódio (NaOH), 1,0g de permanganato de potássio (KMnO_4) e 250ml de água destilada (Montel Rovira, 1996) foi utilizado para revelar as fases presentes. O microscópio Neophot 21 foi usado para análise micrográfica.

Tabela 3.5. Reativos químicos utilizados no ataque da liga Al-4,5%Cu para análise macroscópica (Carvalho e Silva, 1977)

Reativo	Composição	Tempo de ataque	Observações
Flick	10ml de ácido fluorídrico concentrado (HF)	10 – 20 segundos	Ataque a frio
	15ml de ácido clorídrico concentrado (HCl)		
	10ml de água destilada (H ₂ O)		
Tuckers	15ml de ácido fluorídrico concentrado (HF)	5 – 10 segundos	Ataque a frio
	45ml de ácido clorídrico (HCl)		
	15ml de ácido nítrico concentrado (HNO ₃)		
	25ml de água destilada (H ₂ O)		
Osmond	10ml de ácido clorídrico concentrado (HCl)	10 – 15 segundos	Ataque a frio
	10ml de ácido nítrico concentrado (HNO ₃)		
	10ml de ácido fluorídrico (HF)		
	2,5ml de agua destilada (H ₂ O)		
Hidróxido de sódio	10g de hidróxido de sódio (NaOH)	10 segundos	Ataque a quente (70°C)
	90ml de água destilada (H ₂ O)		
Keller	10ml de ácido fluorídrico (HF)	20 – 30 segundos	Ataque a frio
	15ml de ácido clorhídrico concentrado (HCl)		
	25ml de ácido nítrico concentrado (HNO ₃)		
	50ml de água destilada (H ₂ O)		

3.9. Estudo preliminar do efeito do refinador de grão

Uma investigação do potencial de refinamento de grão pela adição do inoculante TIBAL (Al resto – 5%Ti – 1%B) foi feita. Alumínio comercialmente puro foi fundido sob as mesmas condições da liga Al-4,5%Cu (temperatura de vazamento 750°C) e ao metal líquido foi adicionado uma porcentagem de 0,02% em peso do inoculante.

Figura 3.17 mostra a macroestrutura dos lingotes de alumínio comercialmente puro com e sem refinador de grão TIBAL 5/1. Após a preparação metalográfica, a liga foi atacada com reativo de Tucker: 15ml de ácido fluorídrico (HF), 45ml de ácido clorídrico (HCl), 15ml de

ácido nítrico (HNO_3) e 25ml de água destilada (Coutinho, 1980), para verificar o efeito do inoculante. Realmente, o inoculante proporcionou uma solidificação extensiva ao longo do lingote de alumínio.

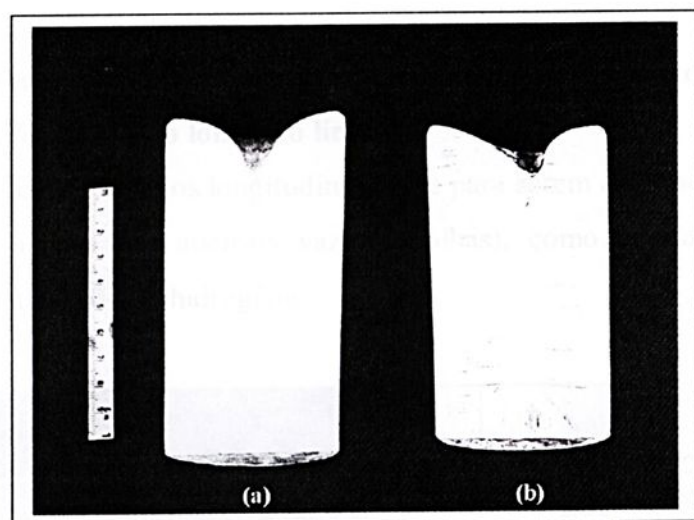


Figura 3.17. Lingotes de alumínio comercialmente puro. Com refinador de grão TIBAL 5/1 (a); e estrutura bruta de solidificação (b).

4. Resultados e discussão

4.1. Lingotes fundidos para posterior reofundição e tixoconformação

4.1.1. Porosidades formadas ao longo do lingote

Os lingotes foram cortados longitudinalmente para serem analisados macroscopicamente. Foram detectados a olho nu, imensos vazios (bolhas), como ilustra a Figura 4.1, criados possivelmente pela absorção de hidrogênio.

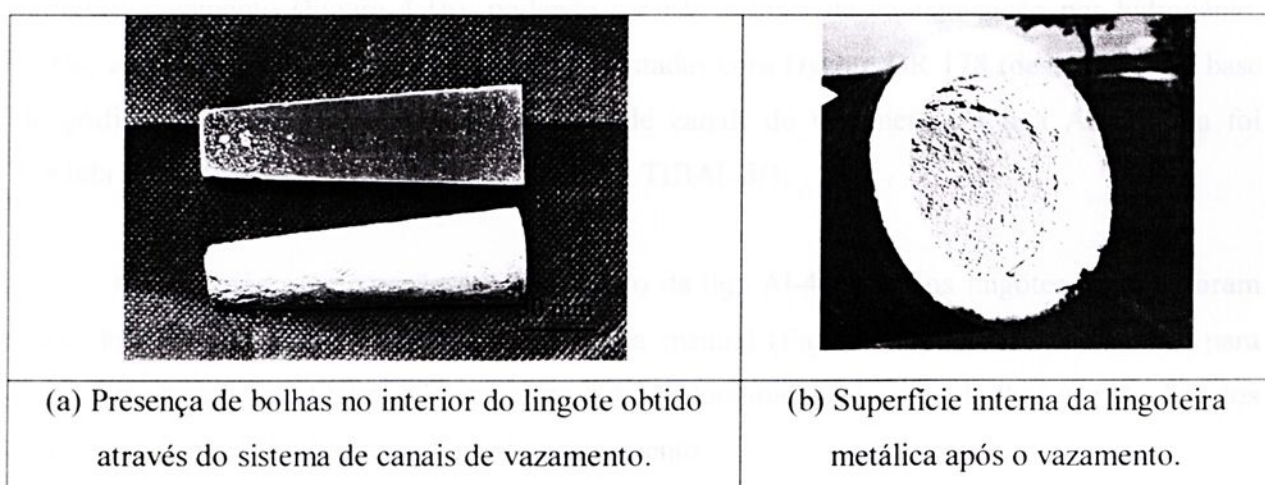


Figura 4.1. Fotos ilustrativas da seção longitudinal do lingote da liga Al-4,5%Cu (a) e superfície interna da lingoteira com certo grau de rugosidade do Dycote 39ESS (b).

Os fatores que possivelmente contribuíram para a formação dessas bolhas ao longo do lingote foram estudados. A primeira hipótese poderia ser o óleo solúvel da serra automática onde a liga foi cortada para ser colocada no cadinho, mas esta foi descartada uma vez que houve a lavagem com detergente antes da fundição.

Outro fator poderia ser a presença de óxido de ferro no sino utilizado para inoculação, porém, este foi jateado com areia e limpo antes de ser pintado com Dycote 39ESS. Como todo sistema de vazamento permaneceu a 150°C por 4 horas, a hipótese de absorção de umidade pela liga também foi descartada. Analisando a superfície das lingoteiras, traços de oxidação puderam ser observados e coincidentemente, as regiões onde estes se apresentavam mais intensos, eram as

regiões de maior concentrações de bolhas no interior e maior rugosidade na superfície do lingote.

Assim, os cuidados foram redobrados e por ser o gesso um material higroscópico, não foi mais utilizado. Os canais foram furados já no diâmetro desejado de 21mm e pintado apenas com Dycote 39ESS menos diluído.

As lingoteiras e os sinos de imersão foram novamente jateados, aquecidos a 150°C e pintados com Dycote 39ESS. Foi observado que a tinta refratária quando novamente aquecida para aplicação de uma segunda camada, apresentou-se instável e houve a formação de bolhas, resultando numa superfície rugosa, pegajosa e semelhante à superfície interna das lingoteiras do primeiro vazamento (Figura 4.1b), podendo ser isto a fonte de contaminação por hidrogênio. Então, as peças foram novamente jateadas e pintadas com Dycote DR 178 (desmoldante à base de grafite coloidal). Montado outro sistema de canais de vazamento, a liga Al-4,5%Cu foi fundida a 750°C e tratada com refinador de grão TIBAL 5/1.

Assim, após a preparação e o vazamento da liga Al-4,5%Cu, os lingotes obtidos foram então longitudinalmente seccionados com serra manual (Figura 4.2), lixados e atacados para análise macroscópica. Figura 4.2 apresenta a seção longitudinal livre de bolhas e inclusões dos lingotes e a superfície interna da lingoteira após o vazamento.

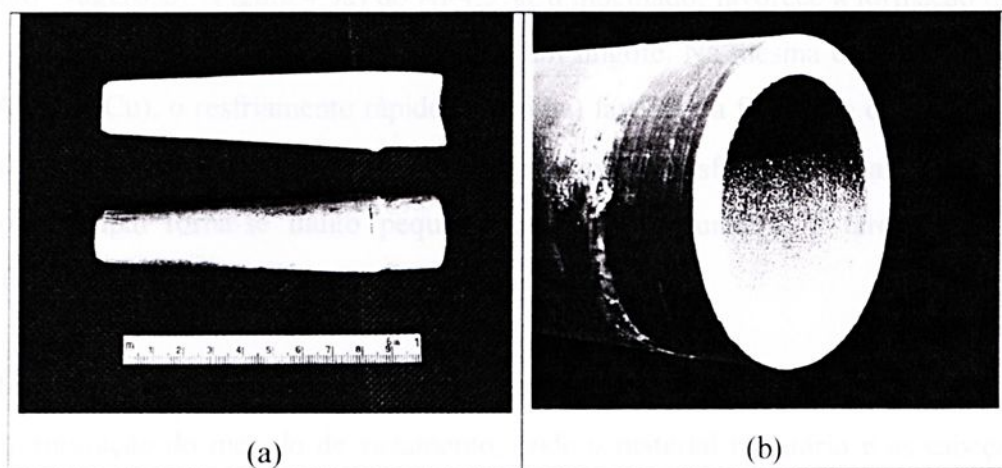


Figura 4.2. Fotos ilustrativas da seção longitudinal do lingote da liga Al-4,5%Cu sem porosidade visível (a) e superfície interna da lingoteira metálica após o vazamento (b). Veja cotas na Figura 3.3.

Assim, conclui-se que a formação de bolhas nos lingotes da Figura 4.1 foi devido a algum problema no lote do Dycote 39ESS usado.

Devido a geração de uma estrutura granular fina ao longo dos lingotes fundidos pela aplicação do inoculante na liga Al-4,5%Cu, a estrutura de solidificação só foi possível ser observada através da análise micrográfica.

4.1.2. Análise micrográfica dos lingotes obtidos

Figura 4.3 mostra as microestruturas obtidas dos lingotes no sistema de vazamento (aqui denominado de lingote) e no sistema de coquilha (denominado de coquilha). A liga de Al-4,5%Cu foi previamente inoculada antes do vazamento a 750°C.

Figura 4.3a mostra a análise micrográfica das amostras obtidas na base, meio e topo do lingote. Como é observada nessas amostras, a fase α , rica em alumínio, é circundada pela fase θ (CuAl_2), dando ao conjunto um aspecto de roseta. Este tipo de microestrutura foi também observado no trabalho de Montel Rovira, Lancini & Robert (1999) (vide Figura 2.5, seção 2.1.2).

Figura 4.3b ilustra as micrografias obtidas das amostras da base, meio e topo da coquilha. Parece que a formação da fase θ (CuAl_2) é muito sensível à velocidade de resfriamento. O esfriamento “vagaroso” (Figura 4.3a) do Al-4,5%Cu inoculado, favorece a formação de estrutura granular, típica da estrutura equiaxial central de um lingote. Na mesma condição de tratamento da liga (Al-4,5%Cu), o resfriamento rápido (coquilha) favorece a formação da fase θ dispersa na fase α . Isto é explicado da seguinte forma: em uma taxa de resfriamento maior, quando o ramo dendrítico principal torna-se muito pequeno, os ramos secundário e terciário podem estar ausentes (Figura 4.3b).

Realmente, os lingotes sofreram resfriamento mais lento em relação a coquilha, devido a própria configuração do método de vazamento, onde o material refratário e as cabeças quentes proporcionaram uma menor troca de calor no sistema.



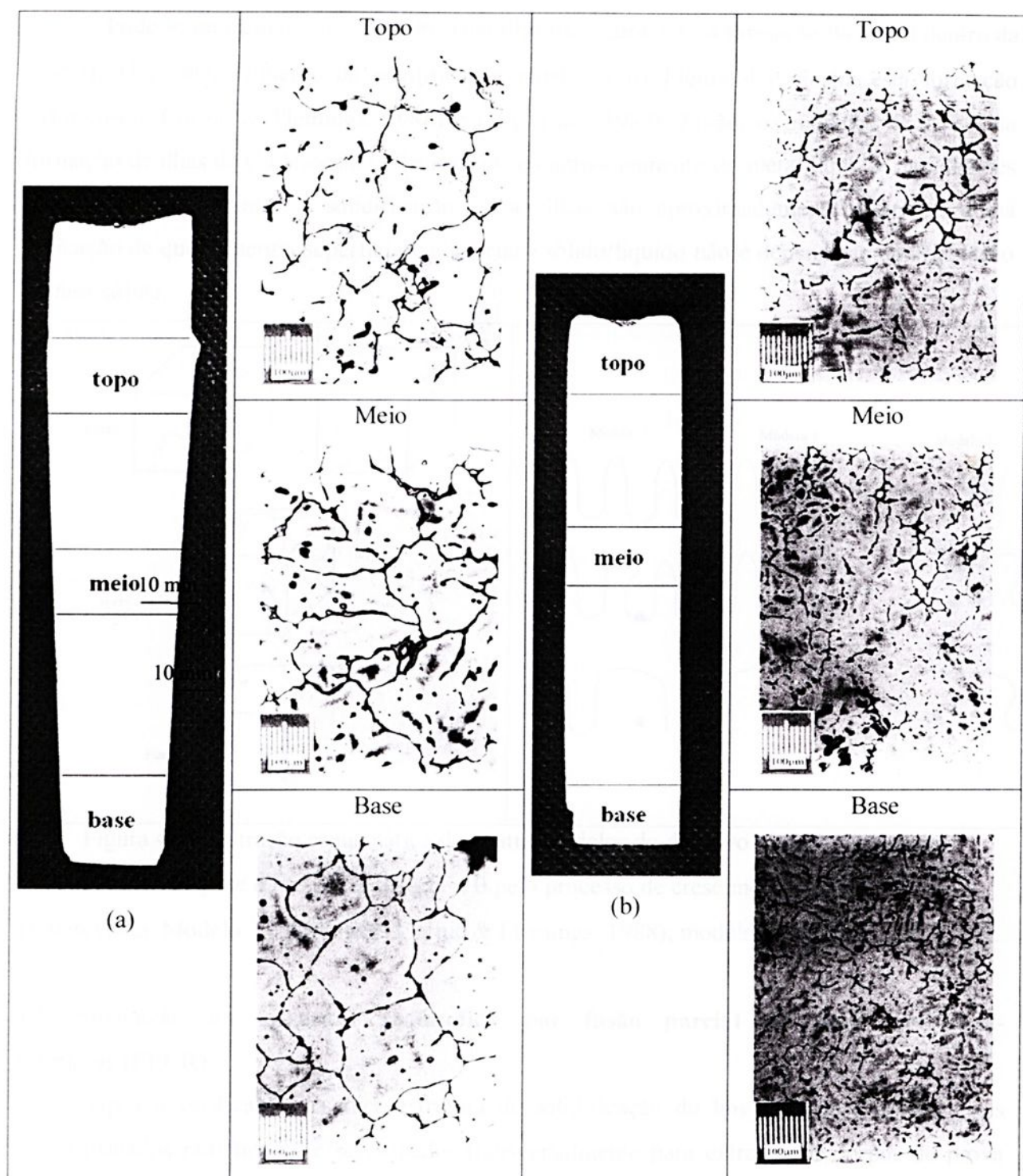


Figura 4.3. Micrografia das seções do lingote (a) e da coquilha (b). A região mais clara representa a fase α enquanto a fase θ (CuAl_2) é indicada pela região mais escura nos contornos das dendritas e dentro da fase α . Micro-rechupes são observados também. Reativo: 0,5g de NaOH, 1,0g de KMnO_4 e 250,0ml de água destilada.

Pode-se também observar nas micrografias da Figura 4.3, a formação da fase θ dentro da fase α . O desenvolvimento da solidificação mostrado na Figura 4.4, ilustra esta formação (Mortensen, Cornie & Flemings, 1988) e (Yu *et al.*, 1989). Então, os modelos de 1 a 4 da formação de ilhas de CuAl_2 , estão relacionados ao aprisionamento do metal líquido nas regiões interdendríticas durante a solidificação. Estas ilhas são aproximadamente esféricas, numa indicação de que a energia superficial na interface sólido/líquido não é dependente da orientação da fase sólida.

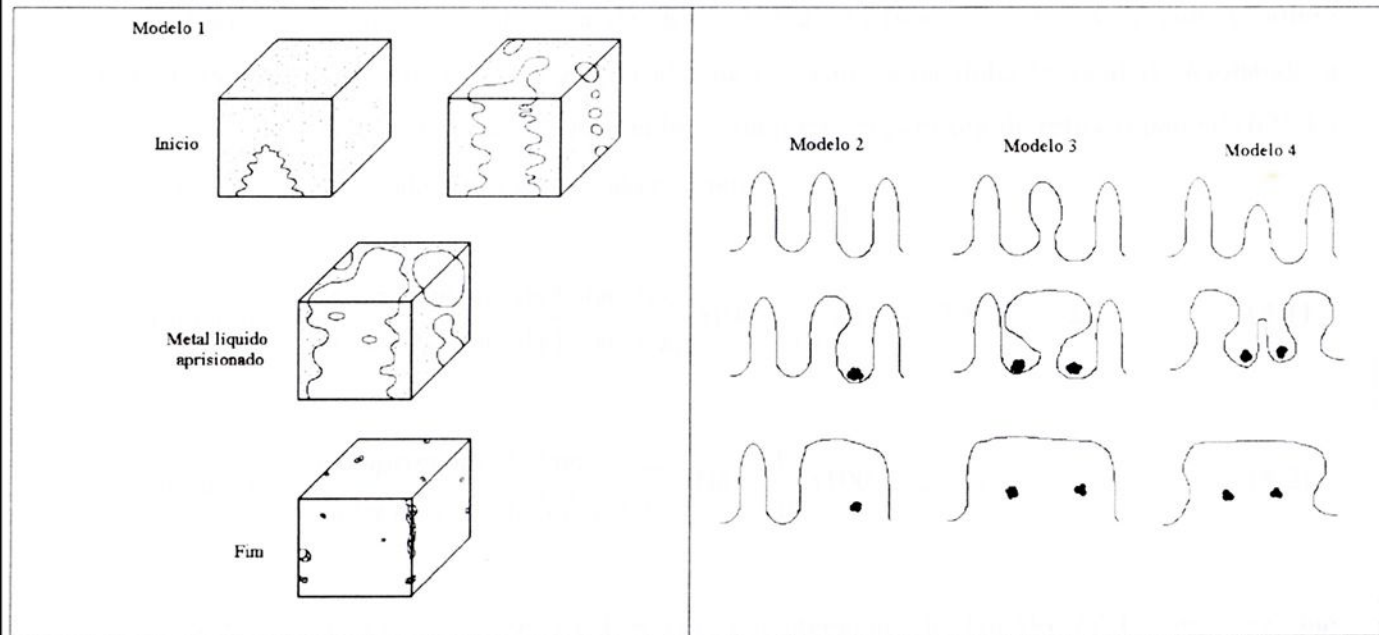


Figura 4.4. Ilustração esquemática de quatro modelos do desenvolvimento dos ramos dendríticos (fase α) englobando a fase θ pelo processo de crescimento (*coarsening*) e coalescência. Modelo 1 (Mortensen, Cornie & Flemings, 1988); modelos 2 a 4 (Yu *et al.*, 1989).

4.2. Formação da estrutura reofundida por fusão parcial de estruturas ultra-refinadas (FPUR)

Após a verificação da microestrutura de solidificação do lingote e da coquilha, estes foram usinados radialmente e seccionados transversalmente para extração de corpos de prova para obtenção de estrutura reofundida, através de dois processos: 1. fusão parcial de estrutura ultra-refinada (FPUR); e 2. fusão parcial de estrutura deformada a frio (FPDF) (vide seção 2.1.1 e 2.1.2).

As primeiras amostras reofundidas foram obtidas a partir de estruturas ultra-refinadas da coquilha e do lingote (Figura 4.3). Testes preliminares foram conduzidos com amostras de

alumínio comercialmente puro, usinado nas mesmas dimensões dos corpos de prova originais, para verificar o funcionamento do aparato apresentado na Figura 3.10.

Em ambos os processos para obtenção da estrutura refundida, o tratamento na região semi-sólida, consistiu no aquecimento a 625°C por 10 minutos e resfriamento ao ar e na água. Assim, dois tipos distintos de amostras foram obtidos e tiveram suas microestruturas analisadas.

Figura 4.5 mostra o diagrama de fases Al-Cu. As porcentagens de líquido e sólido podem ser estimadas através da regra da alavanca. Assim, uma linha vertical posicionando a composição de 4,5%Cu em peso e outra na horizontal na temperatura de refusão parcial (625°C) (Figura 4.5), a regra da alavanca é aplicada e obtém-se:

$$\%Líquido(f_l) = \frac{\text{Comprimento da linha } \alpha_1 x_1}{\text{Comprimento da linha } \alpha_1 L_1} \times 100 = \frac{5}{18} \times 100 \cong 27,8\%; \text{ e } a \quad (4.1)$$

$$\%Sólido(f_s) = \frac{\text{Comprimento da linha } x_1 L_1}{\text{Comprimento da linha } \alpha_1 L_1} \times 100 = \frac{13}{18} \times 100 \cong 72,2\%. \quad (4.2)$$

A porcentagem de sólido (f_s) e conseqüentemente de líquido (f_l), uma vez que $f_s + f_l = 1$, também pode ser estimada através da Equação (2.1) da seção 2.6, através dos pontos de início (T_L) e final de solidificação (T_S) obtidos por análise térmica (veja seção 3.1):

$$f_s = \left[\frac{T_L - T}{T_L - T_S} \right]^{\frac{1}{2}} \times 100(\%) = \left[\frac{639,5^\circ C - 625^\circ C}{639,5^\circ C - 612,5^\circ C} \right]^{\frac{1}{2}} = 73,3\% ; \text{ e } f_l = 26,7\%. \quad (4.3)$$

Então, a porcentagem das fases sólida e líquida podem ser estimadas através de ambos os métodos mostrados acima.

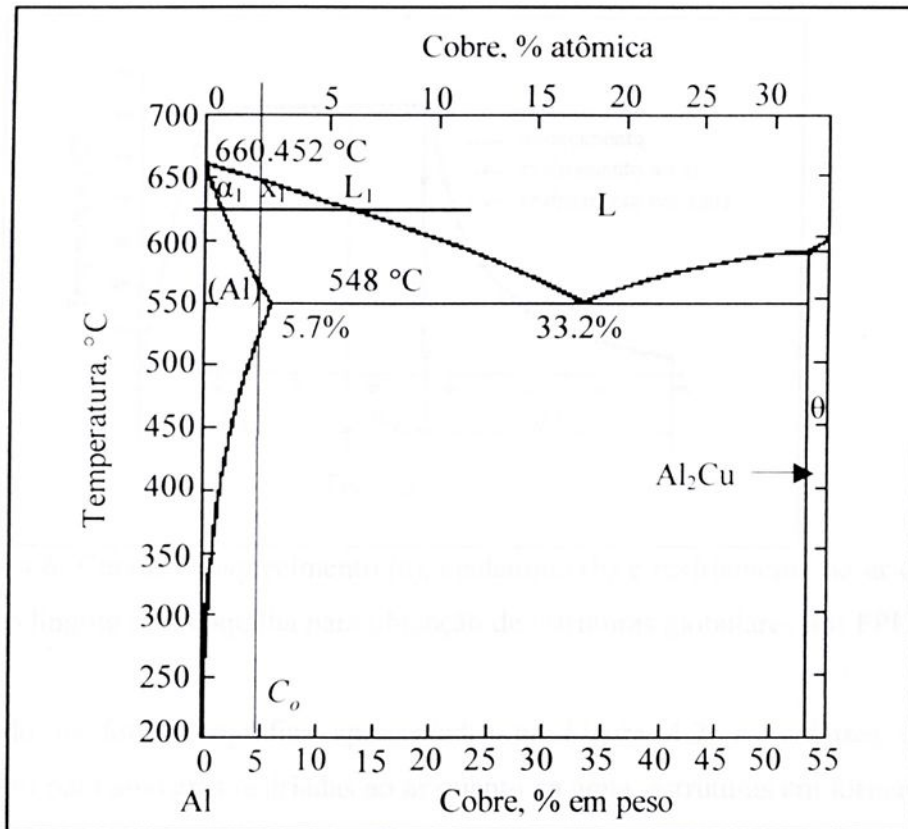


Figura 4.5. Diagrama de fases Al-Cu mostrando os pontos críticos (α_1 ; x_1 ; L_1) para estimar a porcentagem de sólido (f_s) e líquido (f_l) através da regra da alavanca.

Figura 4.6 mostra o ciclo térmico do tratamento aplicado para obter a estrutura reofundida por FPUR. A velocidade de aquecimento até 500°C foi de 84°C/min (1,4°C/s) aproximadamente, e a partir desta temperatura, a velocidade de aquecimento foi em média de 6°C/min (0,1°C/s) até a temperatura de tratamento (625°C). A velocidade de resfriamento no ar foi linear até aproximadamente 400°C a uma velocidade de 75°C/min (1,3°C/s). A partir de 400°C até 200°C, a velocidade de resfriamento foi cerca de 29°C/min (0,5°C/s). A partir de 200°C, a velocidade de resfriamento foi de 6°C/min (0,1°C/s) até a temperatura ambiente.

A grande importância do resfriamento em água é dada pela possibilidade de investigação da estrutura real do material que será tixoconformado, isto é, o resfriamento brusco revela a microestrutura do *billet* semi-sólido antes de sua conformação. Com este resfriamento, os mecanismos que formam a estrutura globular podem ser melhor estudados.

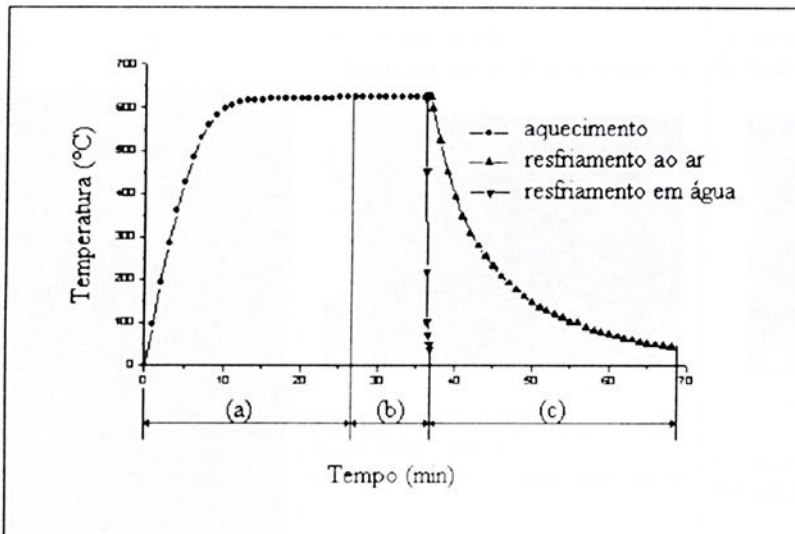


Figura 4.6. Curvas de aquecimento (a), encharque (b) e resfriamento ao ar e em água (c) de amostras do lingote e da coquilha para obtenção de estruturas globulares por FPUR.

Segundo as fotomicrografias apresentadas na Figura 4.7, as análises micrográficas revelaram, tanto para amostras resfriadas ao ar quanto na água, estruturas em formas de glóbulos e polígonos tanto na seção transversal quanto longitudinal dos corpos de prova após a reofundição. Então, haverá uma distribuição não tão homogênea da microestrutura antes da peça ser tixoconformada. Isto poderia causar uma distribuição diferente de estado de tensão e deformação, gerando peças de diferentes graus de compactação.

O tempo e temperatura de tratamento mostraram-se satisfatórios, e revelaram que mesmo para pequenos intervalos de tempo como 10 minutos, ocorreu a formação de microestrutura poligonal e globular da estrutura original com total desaparecimento das estruturas de solidificação super-refinadas com TIBAL 5/1 (Figura 4.7). Este resultado está de acordo com o trabalho de Montel Rovira, Lancini & Robert (1999) (vide seção 2.1.2).

Praticamente, não houve diferença entre os tamanhos dos grãos reofundidos observados, após a fusão parcial das diferentes estruturas de solidificação obtidas: 1. Lingote (menor grau de resfriamento) e Coquilha (maior grau de resfriamento), vide Figura 4.7. Isto é um indicativo de que o tamanho dos grãos obtidos é independente, neste caso, das duas estruturas de solidificação obtidas.

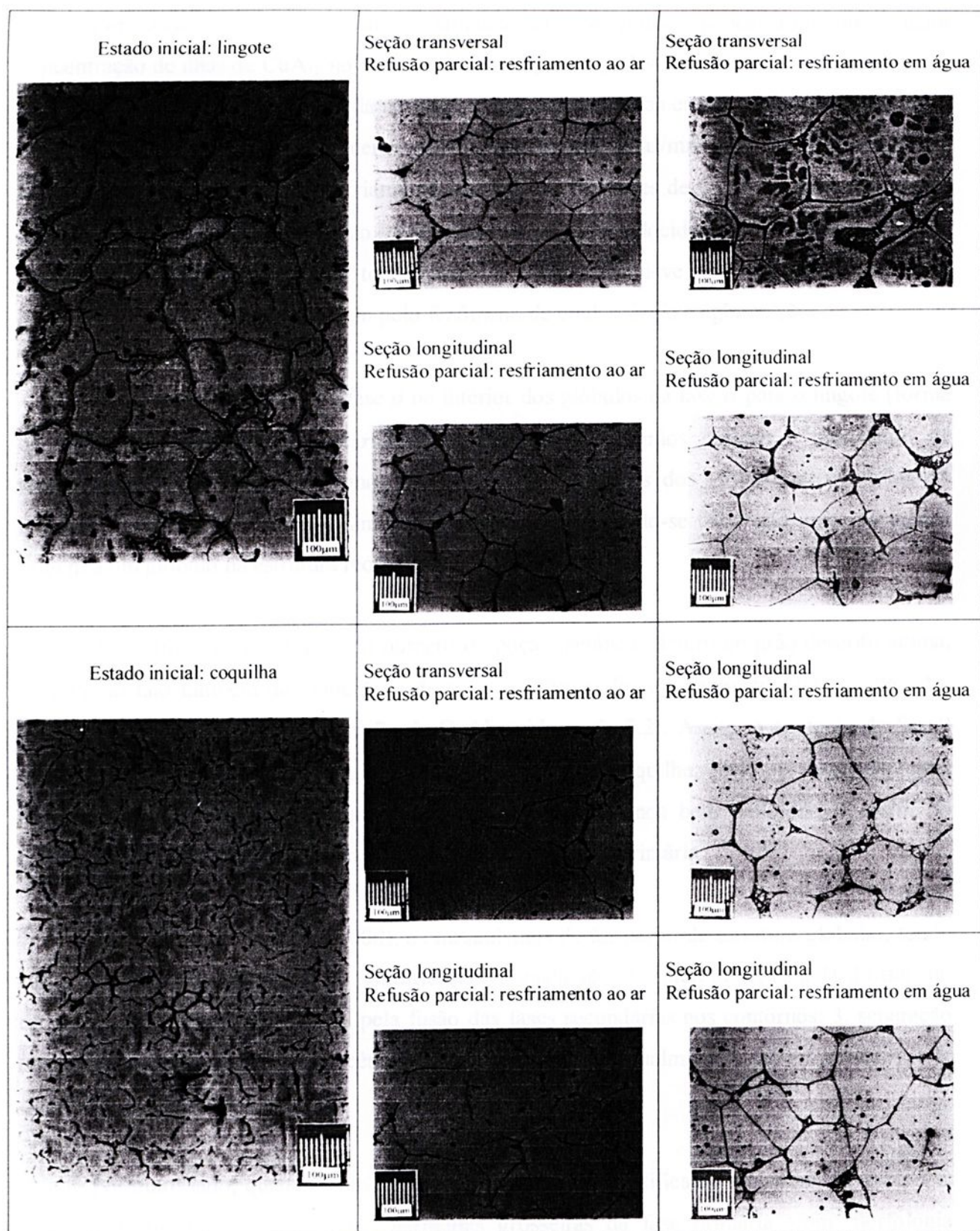


Figura 4.7. Microestruturas obtidas por processo de refusão parcial das amostras inoculadas com TIBAL 5/1, resfriadas no sistema de canais (Figura 3.5) e coquilha (Figura 3.2).

Processo FPUR.

Por outro lado, as amostras extraídas das coquilhas apresentaram uma maior concentração de ilhas de CuAl_2 no interior da fase α para aquelas resfriadas em ar, cerca de 114 ilhas/ mm^2 , e uma porcentagem ainda maior para aquelas resfriadas em água, 204 ilhas/ mm^2 . Em amostras do lingote, as ilhas apareceram numa frequência 42 ilhas/ mm^2 para amostras resfriadas ao ar e naquelas que sofreram resfriamento em água, as inclusões de CuAl_2 na fase α foram de aproximadamente 57 ilhas/ mm^2 . Isto é um indicativo de que a velocidade de resfriamento, após a manutenção da pasta metálica na temperatura de tratamento, deve ser controlada. Assim, no resfriamento lento as ilhas diminuem pelo fenômeno de coalescência e aglutinação.

A diminuição aparente da fase θ no interior dos glóbulos da fase α para o lingote (forma de roseta) ocorreu durante o rearranjo e crescimento dos grãos durante o tratamento de reofundição, devido aos mecanismos de difusão. Os tamanhos dos glóbulos reofundidos do lingote são compatíveis com as dimensões das rosetas, podendo-se dizer que uma roseta deu origem a um glóbulo na estrutura reofundida.

Por outro lado, a variação do número de poças metálicas dentro do grão descrito acima, se deve ao fato também da velocidade de solidificação de lingotamento diferente da liga Al-4,5%Cu, afetando assim a distribuição de CuAl_2 (vide seção 3.2). Assim, o aumento da fase θ dentro da estrutura globular para o material resfriado na coquilha, pode ser explicado pela estrutura de solidificação da coquilha não apresentar contornos bem definidos, e assim no resfriamento houve o aprisionamento do CuAl_2 dentro da fase primária

Segundo Robert e Melo (2000), os mecanismos de formação de estrutura globular, tendo como partida a estrutura bruta de solidificação refinada são: 1. esferoidização pela difusão no estado sólido; 2. formação líquida pela fusão das fases secundárias nos contornos; 3. separação dos glóbulos do líquido; 4. coalescência dos glóbulos que eventualmente estão em contato; e 5. esferoidização dos aglomerados.

Por outro lado, quando se trata de uma estrutura de solidificação grosseira, as estruturas reofundidas resultantes, apresentam partículas grosseiras da fase primária, com morfologia irregular, tendendo a esferoidizar em contornos grosseiros de eutético (segundo modelo de Zoqui e Robert (2001), apresentado na Figura 4.8). Este tipo de estrutura apresenta valores elevados de fator de forma (relação entre a área do grão globular pela área do círculo circunscrito dentro do



grão globular). Então, quando o fator de forma tende a um, a estrutura reofundida obtida é de formato esférico, Robert e Melo (2000). O fator de forma revela o grau de “globularização” do grão, isto é, irregularidade da morfologia das partículas sólidas após o tratamento de reofundição (veja Seção 4.5).

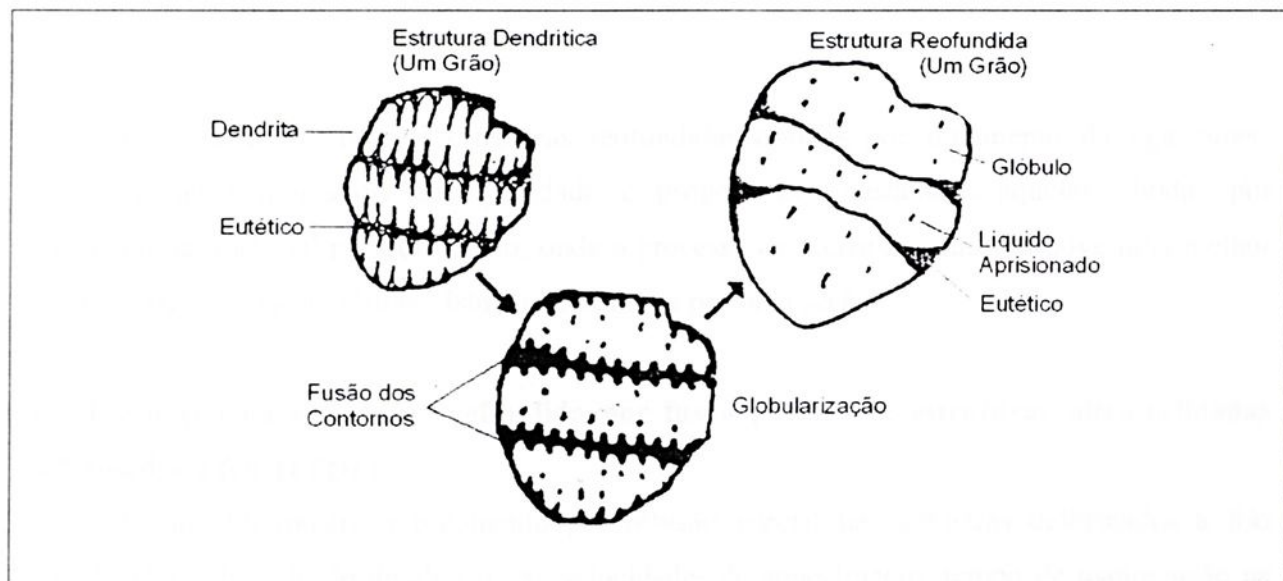


Figura 4.8. Modelo de formação de glóbulo a partir de estruturas dendríticas não deformadas (Zoqui e Robert, 2001).

Salvo *et al.* (1996) observaram a formação de poça líquida dentro da fase primária após a refusão parcial da liga Al-Si7-Cu3-Mg (AS7U3G), sem a presença inicial de poça metálica, a 573°C para tempos de manutenção de 30s a 30min. Neste caso, evidentemente, da Figura 4.8 se aplica.

Naturalmente, a formação de poça líquida dentro da fase sólida, não é desejável para a operação de tixoconformação, uma vez que a fase líquida aprisionada, não vai participar para separar os grãos sólidos e assim facilitar sua movimentação no interior da cavidade da matriz.

Robert (1993) e Zoqui & Robert (2001) afirmam que os mecanismos de crescimento de grão (coarsening) e coalescência da fase sólida, provocam a “globularização” durante o tratamento da pasta metálica por fusão parcial (Figura 4.8).

Nas seções posteriores, outros mecanismos serão propostos para explicar o fenômeno da “globularização” da fase sólida.

Segundo Montel Rovira (1996), a grande contribuição da investigação do grau e qualidade de “globularização” obtidas a partir de estruturas ultra-refinadas consiste na não necessidade de se promover deformação prévia no material a sofrer tratamento de fusão parcial controlada, o que significa a abertura da reofundição ao campo das ligas de difícil conformação a frio.

Este autor cita que as estruturas reofundidas obtidas por tratamento da liga super-refinadas são comparáveis em qualidade e propriedades mecânicas àsquelas obtidas por tratamento do material pré-deformado, onde o processo de recristalização promove uma melhor “globularização” das dendritas. Isto é analisado na próxima seção.

4.3. Formação da estrutura reofundida por fusão parcial de estruturas ultra-refinadas deformadas a frio (FPDF)

Figura 4.9 mostra o tratamento por refusão parcial nas amostras deformadas a frio (FPDF) (60% de redução de altura). As velocidades de aquecimento, tempo de manutenção na temperatura semi-sólida e resfriamento foram as mesmas aplicadas para a formação de estruturas reofundidas ultra-refinadas (FPUR), vide seção 4.2, Figura 4.6.

Estes ensaios foram realizados com o objetivo de comparar o grau de formação de glóbulos por fusão parcial de estruturas de fundição ultra-refinadas (FPUR) (Seção 3.4) com estruturas de fundição ultra-refinadas deformadas a frio (FPDF). A razão deste grau de redução (60%) foi baseada no trabalho de Choi & Park (1998). Eles obtiveram o melhor índice de formação de glóbulos para este grau de redução.

Os corpos de prova obtidos da liga Al-4,5%Cu fundida no sistema de canais de vazamento (lingote) e coquilha foram homogeneizados por 210 minutos a 380°C para alívio de tensões antes do recalçamento a frio (vide seção 3.4). Este procedimento foi adotado por Choi & Park (1998) – vide seção 2.1.1. A este nível de temperatura, não ocorre a dissolução da fase θ (CuAl_2) dentro da fase α , pois este patamar de temperatura está abaixo da linha *solvus* do diagrama de fases Al-Cu (vide Figura 4.5). Como resultado, este tratamento de alívio de tensões preliminar, não vai afetar a formação da estrutura globular.

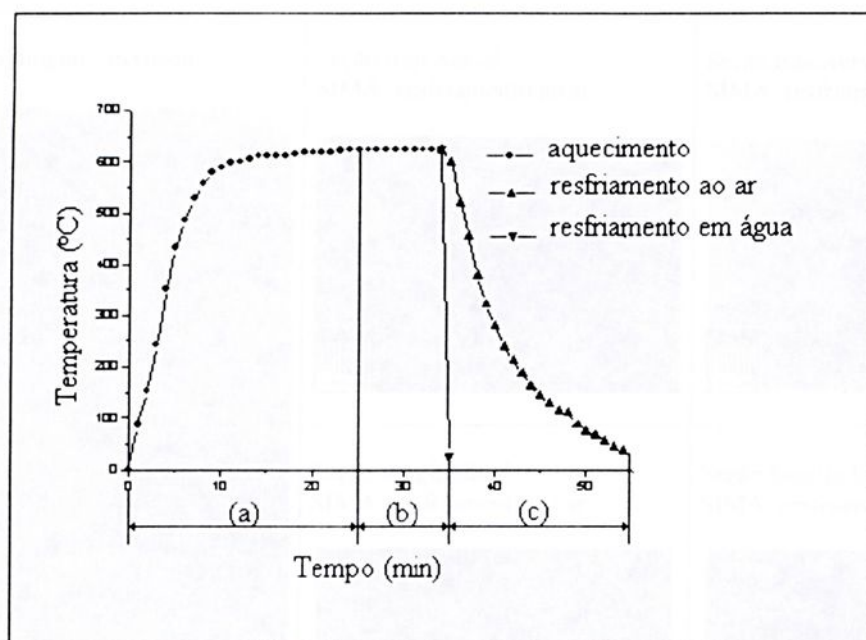


Figura 4.9. Curvas de aquecimento (a), encharque (b) e resfriamento ao ar e em água (c) do lingote e da coquilha após deformação verdadeira a frio de 60% na altura (FPDF).

O aparato utilizado na fusão parcial, vide Figura 3.10, mostrou-se eficiente tanto no controle e manutenção da temperatura quanto no registro das curvas de aquecimento e resfriamento do corpo de prova.

As micrografias ópticas provenientes destes ensaios são apresentadas na Figura 4.10, onde os *billets* foram deformados a uma velocidade constante de 1,0mm/min na prensa hidráulica de 100 toneladas de capacidade (vide seção 3.4).

A formação das estruturas globulares também não mostrou diferenças significantes na forma dos glóbulos entre as seções transversal e longitudinal do material. O tempo e a temperatura de aquecimento foram suficientes para completa transformação das microestruturas encruadas.

Dentro da fase α , ocorreu também o aprisionamento da fase θ . Qualitativamente e quantitativamente (veja seção 4.4), houve um maior grau de “globularização” tanto para a microestrutura encruada da roseta (lingote) quanto para a microestrutura obtida da coquilha em relação ao tratamento por fusão parcial de estruturas de fundição ultra-refinadas (vide Seção anterior).

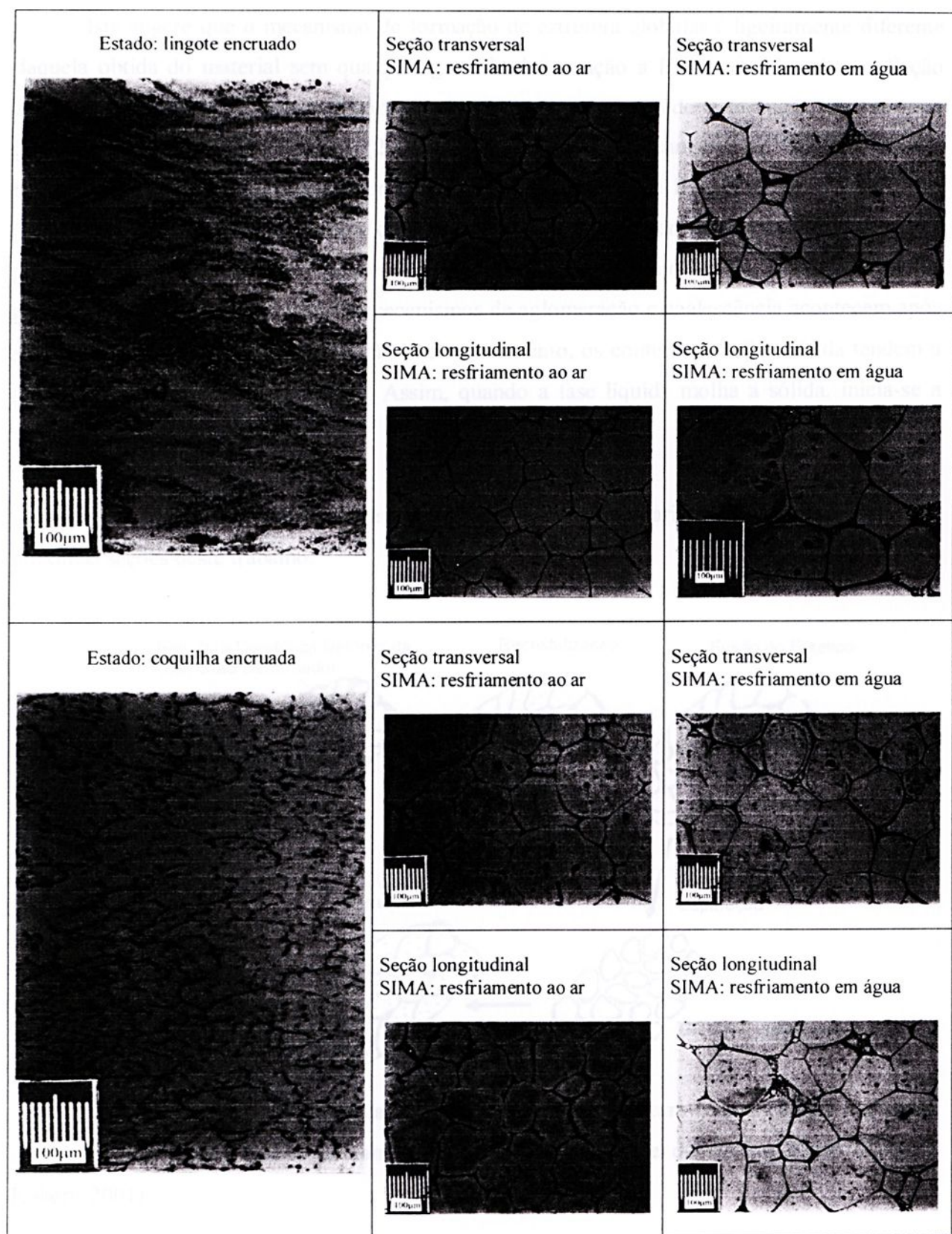


Figura 4.10. Microestruturas obtidas pelo processo FPDF.

Isto sugere que o mecanismo de formação de estrutura globular é ligeiramente diferente daquela obtida do material sem qualquer grau de deformação a frio, como descrito na Seção anterior. De fato, neste caso o fenômeno de recristalização precede a formação da estrutura globular. Assim, Zoqui e Robert (2001) apresentaram um mecanismo de “globularização” baseado na diferença de energia interfacial. Isto é, quando a fase líquida molha a fase sólida (energia da interface sólido/líquido é duas vezes menor e igual da energia de contorno de grão), provoca a separação de novos e pequenos grãos recristalizados para o líquido. Estes grãos são os glóbulos do material reofundido. Os mecanismos de aglomeração e coalescência acontecem após a recristalização. Com o prosseguimento do aquecimento, os contornos da fase sólida tendem a se separar pela ação da fase líquida. Assim, quando a fase líquida molha a sólida, inicia-se a “globularização” (Figura 4.11).

Uma outra abordagem sobre o mecanismo de “globularização” é apresentado nas próximas seções deste trabalho.

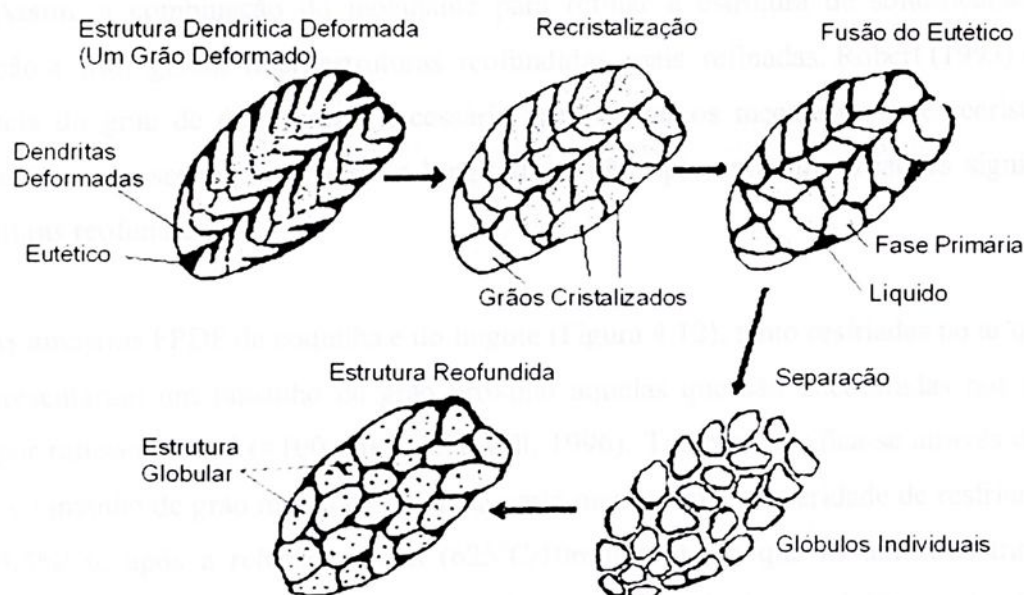


Figura 4.11. Esquema do mecanismo da evolução da estrutura dendrítica para a globular quando a reofusão é feita diretamente do material fundido e deformado a frio (Zoqui e Robert, 2001).

4.4. Análise quantitativa de parâmetros estruturais/tamanho de glóbulo após tratamento térmico na zona pastosa nas amostras com estruturas ultra-refinadas (FPUR) e deformadas a frio (FPDF)

O número de grãos por unidade de área (N_g), faixa do diâmetro médio dos grãos (D_m), volume médio dos grãos (V_m) e fator de forma (F_f) para as amostras tratadas no estado semi-sólido resfriadas em ar e em água, são apresentados na Tabela 4.1.

Verifica-se na Tabela 4.1 que o número de glóbulos por milímetro quadrado é maior nas amostras ultra-refinadas e deformadas a frio, resfriadas em ar e em água. Isto pode ser explicado pela recristalização da liga durante o ciclo térmico para obter a estrutura reofundida, de acordo com o modelo apresentado na Figura 4.11 (Zoqui e Robert, 2001).

A geração de granulação fina na recristalização produz uma estrutura reofundida mais refinada, pois a fusão dos grãos inicia-se preferencialmente nos contornos. Esta fusão, evidentemente, isola os grãos recristalizados pelo molhamento do metal líquido na superfície desses. Assim, a combinação do inoculante para refinar a estrutura de solidificação com a deformação a frio, geram microestruturas reofundidas mais refinadas. Robert (1993) mostra a importância do grau de deformação necessária para operar os mecanismos de recristalização citados acima. As seções transversal e longitudinal não apresentaram variações significativas nas estruturas reofundidas.

As amostras FPDF da coquilha e do lingote (Figura 4.12), tanto resfriadas no ar quanto na água, apresentaram um tamanho de grão próximo aquelas que são encontradas nos produtos obtidos por refusão parcial ($\approx 100\mu\text{m}$), (Hellawell, 1996). Também verifica-se através da Figura 4.12 que o tamanho de grão médio da coquilha varia menos com a severidade de resfriamento da liga Al-4,5%Cu, após a refusão parcial ($625^\circ\text{C}/10\text{minutos}$), do que as amostras tratadas do lingote nas mesmas condições. Isto pode ser atribuído a forma de desenvolvimento dendrítico ser diferente daquelas do lingote (vide seção 4.2).



Tabela 4.1. Número de glóbulos por mm² (Ng); diâmetro médio dos grãos (Dm em μm); número de glóbulos por mm³ (V_m); e fator de forma (F_f) para amostras resfriadas ao ar e em água obtidas pelos processos FPUR e FPDR.

Posição	Valores Medidos	Lingote				Coquilha			
		Ar		Água		Ar		Água	
		FPUR	FPDF	FPUR	FPDF	FPUR	FPDF	FPUR	FPDF
Seção transversal	Ng	23,5±7,1	64,8±7,5	21,2±2,9	50,8±5,8	29,9±9,3	57,6±3,3	35,2±4,9	55,7±7,5
	Dm	214	123	224	145	185	133	173	136
	V _m	95	423	82	300	132	355	172	340
	F _f	1,6±0,2	1,2±0,1	1,5±0,3	1,2±0,2	1,3±0,1	1,1±0,1	1,2±1,1	1,2±0,2
Seção longitudinal	Ng	25,4±4,3	60,6±11,8	24,6±5,9	56,4±5,9	31,8±4,9	55,3±4,3	43,2±5,6	57,2±8,2
	Dm	205	124	209	135	179	137	158	134
	V _m	106	407	101	345	145	336	238	352
	F _f	1,5±0,3	1,2±0,1	1,4±0,2	1,2±0,2	1,4±0,2	1,2±0,2	1,2±0,2	1,2±0,1

Foram feitas três medidas para cada condição com 95% de confiabilidade.
De Ng calculado, Dm e V_m foram obtidos pela interpolação direta na tabela de sistemas de medida de tamanho de grão-ASTM E112, 1985 (Dieter, 1988).

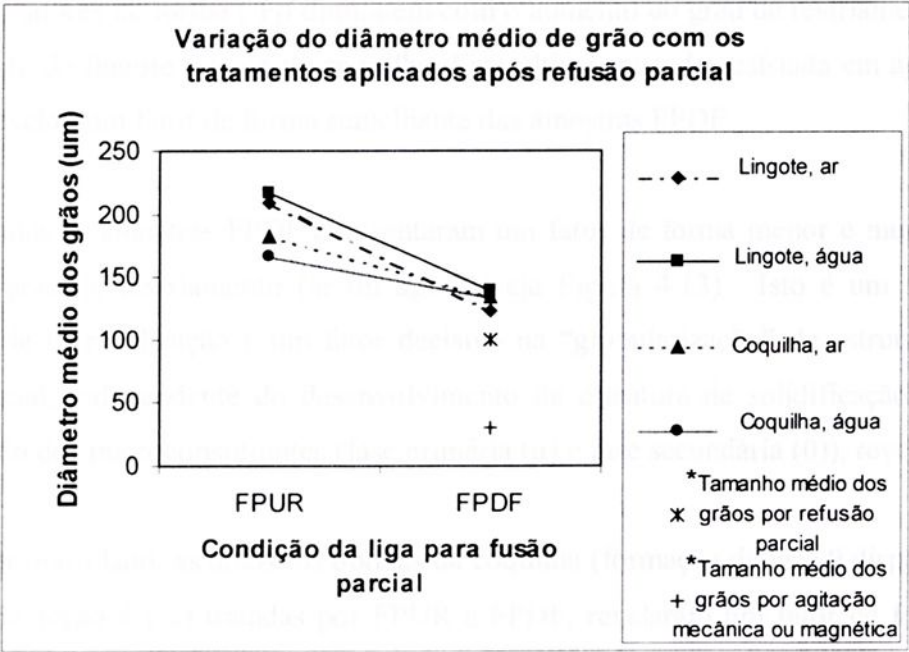


Figura 4.12. Efeito da taxa de resfriamento no tamanho final do glóbulo após o tratamento de reofusão. * Hellawell, 1996.

Conclui-se então que o controle da estrutura de solidificação mais a velocidade de resfriamento após a manutenção na região semi-sólida, é muito importante para definir a qualidade da estrutura reofundida. Robert (1993) analisou a taxa de resfriamento sobre a superfície da fase sólida globular. Neste estudo, concluiu que uma taxa de resfriamento baixa pode ocasionar crescimento dendrítico a partir das superfícies globulares, e assim podendo prejudicar as propriedades reológicas da pasta metálica.

Figura 4.13 ilustra a variação do fator de forma (F_f), i.e. a relação entre a área do grão globular pela área do círculo circunscrito dentro do grão globular, para as amostras de Al-4,5%Cu, parcialmente fundidas a 625°C/10minutos, obtidas através da FPUR e FPDF, resfriadas no ar e na água.

Para efeito de comparação, esta figura também mostra dois pontos que indicam o fator de forma obtidos de estruturas reofundidas por fusão parcial da liga Al-4,5%Cu (620°C/15minutos e 630°C/15minutos, previamente refinadas (Robert e Melo, 2000). Assim, o trabalho destes autores, revela um F_f muito próximo às amostras FPUR do lingote resfriada no ar.

Os fatores de forma (F_f) diminuem com o aumento do grau de resfriamento das amostras FPUR tanto do lingote quanto da coquilha. Esta última, quando resfriada em água após a fusão parcial, revelou um fator de forma semelhante das amostras FPDF.

Todas as amostras FPDF apresentaram um fator de forma menor e muito próximo para qualquer grau de resfriamento (ar ou água) (veja Figura 4.13). Isto é um indicativo que o processo de recristalização é um fator decisivo na “globularização” de estruturas tratadas por fusão parcial, independente do desenvolvimento da estrutura de solidificação, que governa a distribuição dos microconstituintes (fase primária (α) e fase secundária (θ)), reveja seção 4.1.2.

Por outro lado, as amostras obtidas da coquilha (formação da fase θ dispersa na matriz de Al- α , vide seção 4.1.2) tratadas por FPUR e FPDF, revelaram um fator de forma semelhante (Figura 4.13). Neste caso, o resfriamento rápido feito na água, foi importante para obter a mesmo o tamanho dos glóbulos para ambos os tratamentos (FPUR e FPDF).

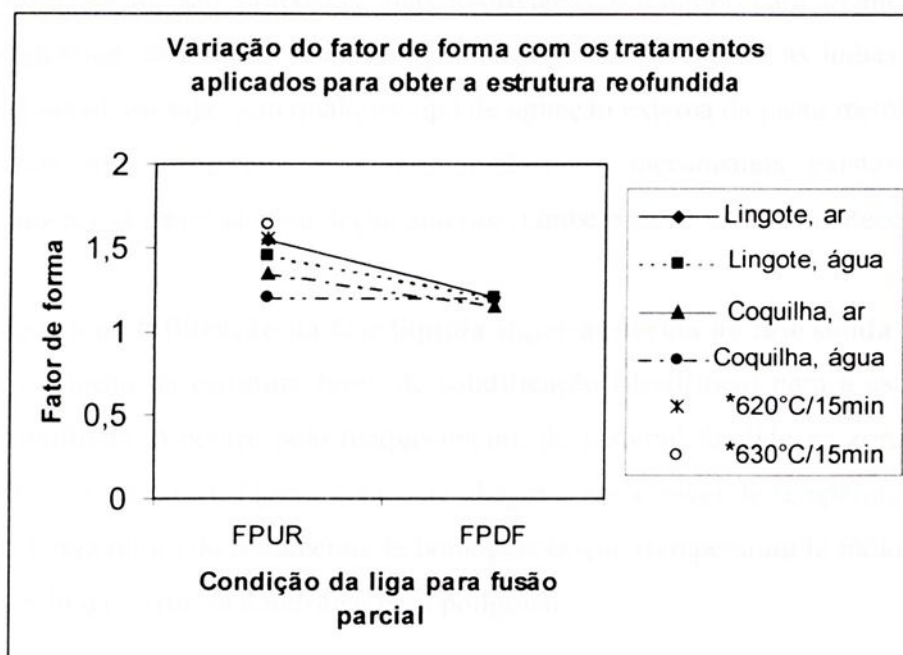


Figura 4.13. Fator de forma da fase primária (Al- α) em estruturas reofundidas por fusão parcial das amostras FPUR e FPDF resfriadas no ar e na água. *Robert e Melo, 2000.

4.5. Mecanismos propostos para explicar a formação da estrutura globular por fusão parcial

O processo por agitação mecânica ou eletromagnética, principalmente este último, é usado para a produção industrial de estruturas reofundidas através da quebra dos ramos dendríticos por cisalhamento. Um aquecimento posterior é necessário para completar a esferoidização da fase sólida, antes da operação de tixotrofia (Robert e Melo, 2000).

Os mecanismos de formação da estrutura reofundida por agitação mecânica do líquido durante sua solidificação, podem ser sumarizados da seguinte forma (Robert e Melo, 2000): 1. fragmentação dos ramos dendríticos durante crescimento pelo efeito das forças convectivas ou refusão dos ramos dendríticos (multiplicação do cristal); 2. esferoidização do sólido pelo fenômeno de engrossamento ou *coarsening*; 3. colisão e aglomeração dos glóbulos; e 4. coalescência ou não dos aglomerados, dependendo do tempo de mistura e da velocidade usada. Para este processo, o tamanho de grão médio está em torno de 30 μ m, enquanto que a estrutura reofundida obtida por fusão parcial está em torno de 100 μ m (Hellawell, 1996).

Nesta Seção, são propostas duas abordagens diferentes para explicar a formação da estrutura globular, através do reaquecimento da liga metálica entre as linhas *liquidus* e *solidus* por fusão parcial, ou seja, sem qualquer tipo de agitação externa da pasta metálica. À medida que estes mecanismos propostos são apresentados, os mecanismos existentes na literatura, necessariamente já abordados na Seção anterior, também serão citados no decorrer da discussão.

4.5.1. Baseado na infiltração da fase líquida super-aquecida na fase sólida

A evolução da estrutura bruta de solidificação (dendrítica) para a estrutura poligonal e globular (reofundida) ocorre pelo reaquecimento do material fundido na zona pastosa (entre as linhas *solidus* e *liquidus*), Figura 4.14. Até chegar a nesse nível de temperatura, a liga metálica passa pela temperatura do tratamento de homogeneização (temperatura homóloga (T_h) maior que 0,5), passando da estrutura dendrítica para poligonal.

Prates (1976) ilustra que a liga cupro-níquel sofre transformação estrutural quando é feito o tratamento térmico de homogeneização, isto é, passando da estrutura dendrítica fortemente segregada em cobre e níquel nos ramos dendríticos (fenômeno *coring*), para a poligonal ou granular, com distribuição uniforme desses elementos.

Efeitos de macrossegregação necessitam de longos tempos de tratamento de homogeneização. O exemplo citado acima por Prates levou 55 horas para a completa homogeneização para a temperatura homóloga de 0,89. Este tempo longo de tratamento nesta faixa de temperatura, evidentemente, não é aplicado antes de se iniciar a fusão parcial da liga, uma vez que o aquecimento é contínuo até a temperatura semi-sólida. Assim, há ainda uma segregação forte de átomos solutos nos contornos entre as dendritas que estão mudando de forma durante a fase de aquecimento, formando a fase de baixo ponto de fusão (fase θ) (vide Figura 4.5).

Assim, durante o reaquecimento da liga metálica fundida na região pastosa, para $K_0 < 1$, inicia-se a fusão da superfície dos grãos do Al (fase α) e conseqüentemente seu molhamento pelo metal líquido (fase θ). Este líquido, devido ao acúmulo de átomos solutos para esta região, tem o ponto de fusão diminuído (super-resfriamento constitucional). Então, na temperatura de tratamento da pasta metálica, a fase líquida estará super-aquecida ao redor da fase sólida α .



A partir do molhamento das superfícies dos grãos pelo metal líquido super-aquecido, esferoidizando-os e separando-os, começa a ocorrer a infiltração (ataque) do metal líquido super-aquecido entre os defeitos (vazios) deixados dentro da fase sólida. É sabido que a quantidade de vazios no sólido aumenta com a temperatura (Dieter, 1988). Além disso, foi detectado micro-rechupes (Figura 4.3) que são locais onde a fase líquida super-aquecida vai penetrando, desprendendo e ejetando a fase sólida para o líquido super-aquecido. As poças metálicas dentro das estruturas reofundidas começam a se aglutinar, formando poças de maior diâmetro, que tendem também a separar a fase sólida.

O molhamento total em volta da fase α evita o crescimento desta fase pelo mecanismo de coalescência. Entretanto, com o aumento do tempo, os mecanismos de aglutinação e crescimento atuam, aumentando a fase sólida (Salvo *et al.*, 1996).

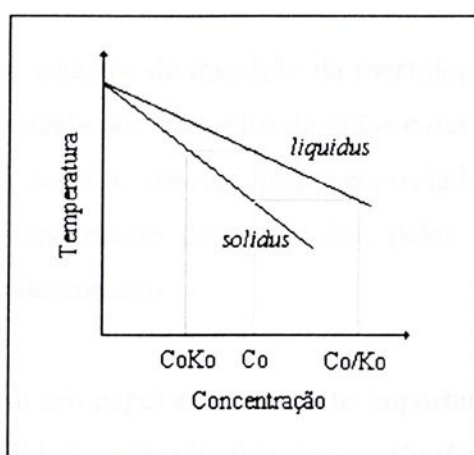


Figura 4.14. Diagrama esquemático mostrando a linha *liquidus* e *solidus* com a composição do primeiro sólido que se forma e a última composição do líquido antes do final da solidificação. K_o é o coeficiente de partição ($K_o < 1$).

Além disso, se o sistema apresentar uma energia interna proveniente do encruamento prévio, a fase sólida vai se recrystalizar, formando pequenos grãos e assim, mais facilmente atacada pelo metal líquido super-aquecido. Conseqüentemente seu contorno torna-se mais facilmente arredondado (veja Figura 4.11).

Aumentando o encruamento, aumenta a quantidade de defeitos na estrutura (por exemplo, geração de vazios) facilitando ainda mais a infiltração do metal líquido super-aquecido no sólido.

Robert (1993) observou que para a liga de Al-8%Cu previamente deformada a frio, a cinética para obter os grãos globulares é maior para um tempo maior de manutenção na temperatura de tratamento.

4.5.2. Baseado na diferença de energia de coesão entre a fase sólida e líquida

Uma outra explicação para obter a estrutura globular, seria basear-se no fato de que existe uma diferença da energia de coesão entre a fase líquida e sólida. Em geral, a fase líquida de baixa energia de coesão molha a superfície de um metal de alta energia de coesão. Entre as interfaces sólido/líquido e sólido/sólido vai ter uma energia de coesão intermediária, i.e. gradientes de energia de coesão (Figura 4.15). Se nessa região tiver muitos defeitos oriundos da difusão preferencial do átomo soluto para o líquido, essa interface vai ser menos coesa e se desprender para a fase líquida. Assim, uma superfície de energia elevada é substituída por uma superfície de baixa energia e por uma interface sólido/sólido também de baixa energia.

Robert (1993) analisa os estágios de transição da morfologia dendrítica para a globular, afirmando que a fase líquida formada nos contornos de grãos e das dendritas produz a separação e o isolamento das partículas sólidas, movida pela necessidade de reduzir as energias de superfície, produzindo o arredondamento das partículas, pelos mecanismos de crescimento (*coarsening*), aglomeração e coalescimento.

Este jogo energético tem um papel extremamente importante na esferoidização da fase sólida. Se há uma total molhabilidade, a fase líquida rica em Cu (CuAl_2), tende a envolver a fase sólida rica em Al (fase α), vide Figura 4.15.

O mecanismo de “globularização” do sólido no líquido é dependente do tempo, pois envolve o transporte de massa (Robert, 1993). Esta afirmação está coerente com o mecanismo de “globularização” que está sendo proposto neste trabalho (veja Figura 4.15).

O transporte de massa mencionado neste trabalho, é muito parecido ao fenômeno Kirkendall, apesar que esse fenômeno é baseado na difusão entre metais sólidos em contato. Dessa experiência, verificam-se vazios em uma das barras metálicas (interface Kirkendall), devido a maior facilidade de difusão de um elemento em direção ao outro.



Quanto mais aguda for a interface (cantos vivos da estrutura poligonal ou granular), maior vai ser o molhamento devido a maior área de contato, iniciando-se assim a “globularização” da fase sólida (veja Figura 4.15). Então, devido a fase sólida ser menos rígida nos cantos vivos, arredondamento local ocorre. Isto continua até que o molhamento se estenda em toda a superfície da fase sólida, globularizando-a. Assim, o estado de tensão superficial devido ao molhamento, vai provocando a curvatura da fase sólida. A este nível de temperatura, este estado de tensão, possivelmente, vai promovendo deformação plástica superficialmente nos contornos de grão e possibilitando a infiltração da fase líquida.

Aumentando a temperatura acima da linha *solidus*, o tamanho e a fração volumétrica dos glóbulos diminuem em detrimento do aumento da fase líquida, englobando a fase sólida. Naturalmente, neste caso, a força necessária para conformar a pasta metálica diminui.

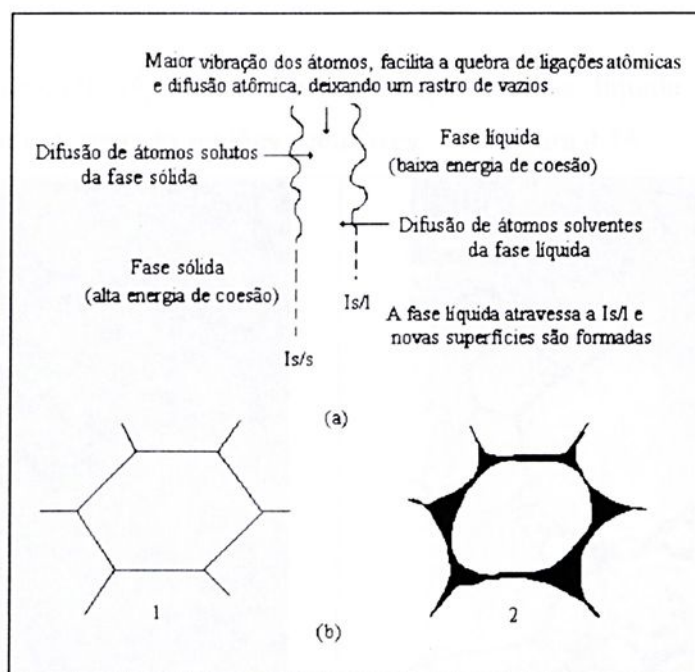


Figura 4.15. Diagrama esquemático mostrando o ataque do metal líquido sobre o metal sólido (a); e as etapas da geração globular (b). 1. Ocorre a formação de estrutura poligonal tendendo a relação superfície/volume de menor energia; 2. inicia o ataque da fase sólida pelo líquido de acordo com o mecanismo descrito acima.

A facilidade com que certas regiões da fase sólida são mais degeneradas, deve estar relacionada também com a orientação cristalina. De fato, a fase líquida circundando toda a fase

sólida vai ter um local preferencial de ataque. Estas regiões devem ter orientação cristalográfica diferente da que deu origem aos núcleos. Por exemplo, o ataque mais fácil sobre o Al- α (estrutura cristalina CFC) deve estar relacionado com a família de planos compactos $\{111\}$, pelo fluxo de metal líquido super-aquecido que arrancam os átomos de Al dessa região.

Todas as amostras resfriadas em água após a manutenção na região semi-sólida, revelaram o líquido intergranular “atacando” os glóbulos da fase α , deixando uma fina estrutura globular. Essa formação possivelmente foi devido a infiltração da fase líquida super-aquecida, como anteriormente abordada, nos finos ramos dendríticos da fase α , causando seu desprendimento e não dando tempo suficiente para a sua aglutinação e crescimento no resfriamento rápido. Este assunto será discutido na seção 4.8.

4.6. Análise da distribuição dos microconstituintes após resfriamento rápido da zona reofundida

Após o resfriamento rápido realizado na água, a fase líquida inter e intraglobular solidificam rapidamente, formando regiões peculiares, veja Figura 4.16.

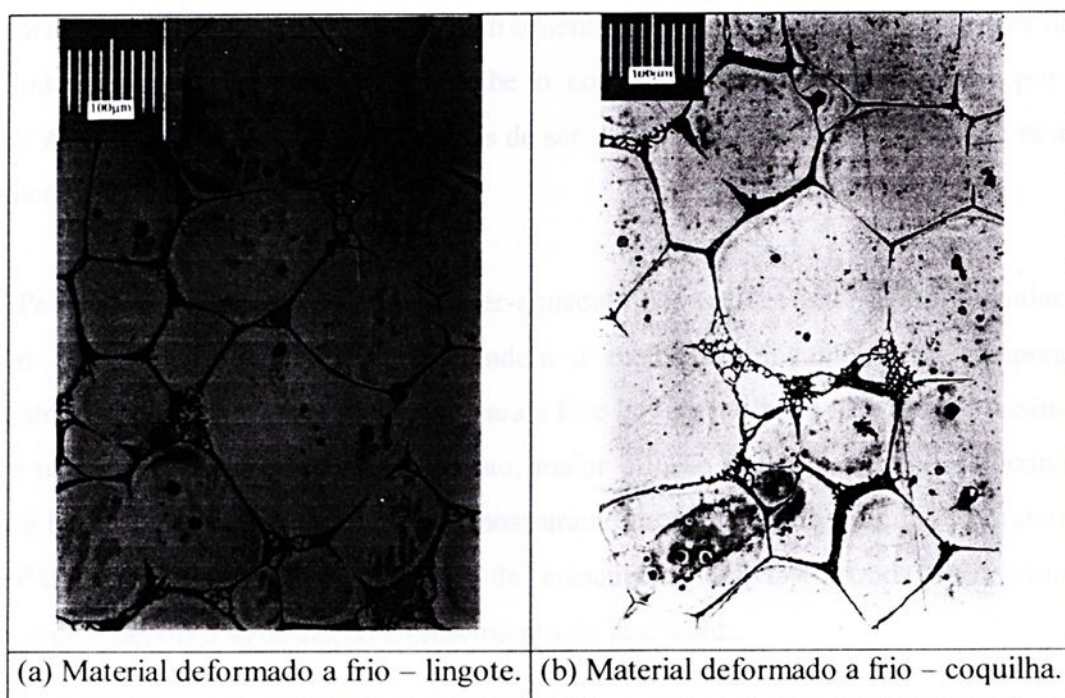


Figura 4.16. Micrografias ópticas mostrando a distribuição dos microconstituintes após tratamento na zona semi-sólida e resfriamento na água. Morfologia dendrítica não é observada. Alguns glóbulos sofreram coalescência. Presença de poça líquida que deram origem a fase θ (CuAl_2) localizadas dentro da fase sólida.

Observando a Figura 4.16, não há ocorrência de pontos esféricos (ilhas) da fase θ (CuAl_2) próximas aos contornos de glóbulos. Na temperatura elevada, o processo de difusão é o mais importante. Assim, algumas das ilhas dispersas na fase α se aglutinaram criando ilhas maiores e em menor número na fusão parcial. Naturalmente, estas ilhas maiores, próximas as regiões interglobulares, tendem a migrar para estas regiões. Durante essa migração, ocorre desprendimento de pequenas partículas da fase sólida. Estas se rompem dos glóbulos e se posicionam na região de maior concentração de líquido. Assim, o resfriamento rápido até a temperatura ambiente, mostra os mecanismos atuantes de obtenção da microestrutura globular.

As pequenas partículas sólidas estarão livres para mover de acordo com o fluxo do metal líquido, e então podem colidir uma com as outras se agrupando. Por sua vez, os glóbulos maiores movimentarão com maior dificuldade pela sua própria inércia. Este movimento, pode causar pequenos impactos mecânicos e assim facilitar ainda mais o desprendimento de outras pequenas partículas sólidas que apresentam fusão local junto aos grãos maiores.

Se o resfriamento for lento (no ar), os pequenos grãos se aglutinam, coalescem, crescem e assim formam grãos maiores. Então, o resfriamento rápido revela a quantidade real da fração sólida antes da tixotrofia, pois inibe o coalescimento entre os glóbulos por difusão atômica. Assim, a estrutura reofundida antes de ser conformada no estado pastoso, é revelada no resfriamento rápido.

Pela infiltração da fase líquida super-aquecida nas regiões inter e intragranular (Figura 4.17), o número e a forma globular tendem a mudar continuamente na temperatura de tratamento, desde que há tempo suficiente para a fase líquida molhar a fase sólida. Assim, quanto maior o tempo na temperatura de tratamento, maior difusão ocorre entre os microconstituintes (sólido e líquido). Kailasam *et al.* (1996) mostraram que aumentando o tempo de tratamento da liga 90%Sn-10%Pb, ocorre o processo de crescimento da fase sólida: primeiramente o molhamento e depois a aglutinação e crescimento da fase sólida.

Então, a taxa de resfriamento após a manutenção da liga metálica, é um importante parâmetro de processamento. Robert (1993) mostra que quando a taxa de resfriamento é baixa, ocorre o crescimento da fase primária (maior ponto de fusão), provocando diminuição das propriedades reológicas da pasta metálica.



A geometria da fase sólida poderá ser distorcida ou alterada pela ação da gravidade se a diferença do peso específico entre a fase sólida e líquida for grande. Os grãos poligonais ou globulares estão orientados aleatoriamente. Então, além dos cantos vivos serem locais preferenciais de ataque como foi estudado na seção 4.6.2, existem orientações cristalinas preferenciais de ataque, como também citado anteriormente. Por exemplo, o Al- α (estrutura cristalina CFC) será mais facilmente atacado pelo líquido nas direções que contém a família de planos $\{111\}$.

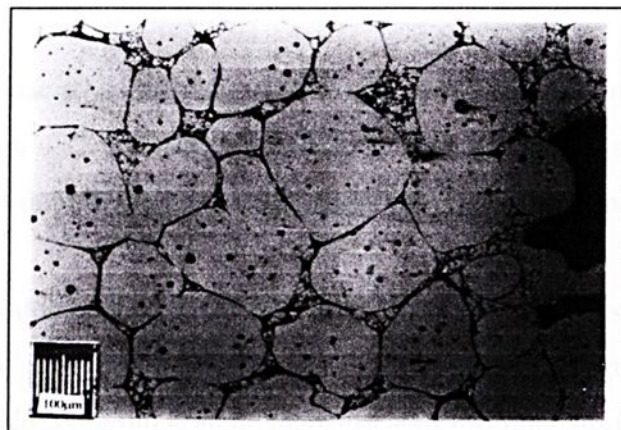


Figura 4.17. Micrografia óptica mostrando a distribuição dos microconstituintes após resfriamento rápido na zona reofundida, coquilha. Porosidade é observada. Alguns glóbulos sofreram aglomeração e coalescência.

Assim, como tem orientações cristalinas favoráveis para o crescimento de grão, da mesma forma teria para ocorrer a sua degradação. Essa direção tem uma energia livre definida associada com cada unidade de área dos planos $\{111\}$. Então, o jogo energético como definido na seção 4.5.2, é fortemente dependente das diferentes orientações cristalográficas através dos contornos da fase sólida.

4.7. Interpretação da formação da “globularização” através do ângulo diédrico

Smith (1948) interpretou a formação de microestrutura através do ângulo diédrico formado nas interfaces entre os grãos formados. Nesta época, ele realizou experiência por fusão parcial seguida de resfriamento rápido de ligas (Cu-15%Ag; Fé-30%Cu; Cu-3%Pb; Cu-30%Zn-3%Pb) obtendo grãos “globulares”. A interpretação, portanto, sobre as microestruturas observadas neste trabalho, vai ser baseada nos ângulos diédricos.

O contorno da fase α quando envolvido pelo líquido deve eventualmente tornar-se uma esfera, pois é a menor superfície de contato que contém um certo volume (Smith, 1948). A forma poligonal é imposta fisicamente pelas junções dos contornos de grão. Estas junções criam estruturas rígidas e assim não mudam em forma, ou melhor, elas alcançam a configuração de equilíbrio, ditada pelo balanço das tensões interfaciais. Assim, se a fase α estiver envolvida pela fase líquida (infiltração de metal líquido nas junções citadas acima), a fase α tenderá a se tornar uma esfera, para atingir o equilíbrio.

A fase sólida (fase α) se tocando mutuamente, o equilíbrio geométrico estabelecido será a forma poligonal (Figura 4.18 e 4.19). O jogo energético nos contornos das fases pode ser melhor interpretado através do ângulo diédrico e dos contornos das fases formadas (Figura 4.18).

O molhamento dos contornos da fase sólida e a separação dos grãos recristalizados pelo líquido, ocorre quando a energia do contorno de grão é maior ou igual a duas vezes a energia superficial sólido/líquido, para um grau de deformação a frio imposto na liga sólida maior do que 80%.

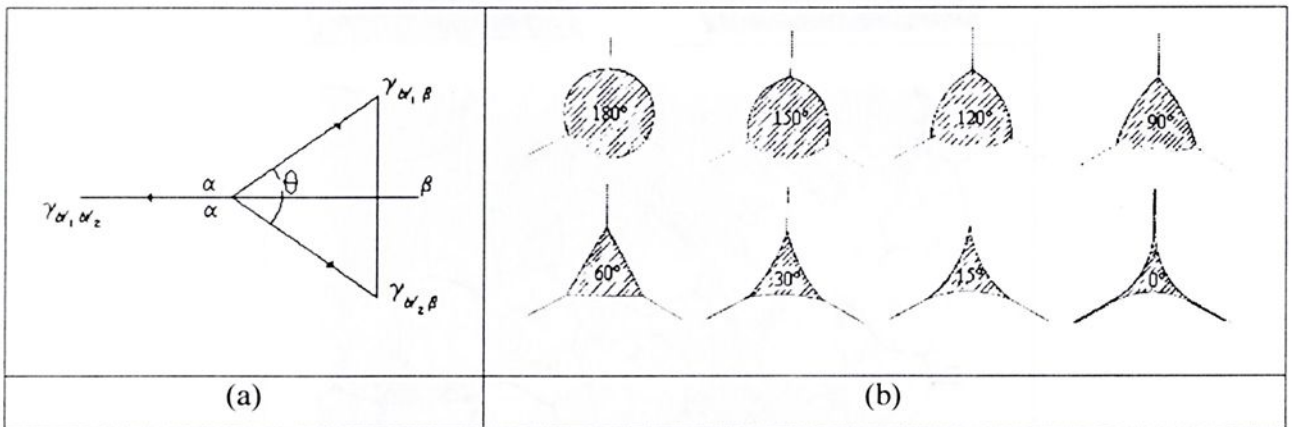


Figura 4.18. Relações entre as tensões superficiais e os ângulos interfaciais (a). Forma das partículas de uma segunda fase em função do ângulo diédrico (b) (Smith, 1948).

Para ocorrer a total esferoidização da fase sólida, o ângulo diédrico deve ser aproximadamente igual a zero, isto é, a fase líquida tem que envolver ou molhar a fase sólida. O molhamento inicia-se nas quinas da fase sólida e se estende ao longo da superfície do grão (Figura 4.19).

Então, as diferenças entre as estruturas observadas nas várias micrografias deste trabalho, são, principalmente, devido as diferenças nos ângulos diédricos. É observado também nas micrografias que algumas ilhas de CuAl_2 ficaram inalteradas na sua forma geométrica, isto é, na forma esferoidizada. Isto é um indicativo que a energia interfacial líquido/sólido não é dependente da orientação cristalográfica da fase sólida, como já mencionado anteriormente. Por outro lado, foi constatado o coalescimento delas em algumas regiões (Figura 4.16b).

Quando a fase θ (CuAl_2) aparece em forma de pequenos triângulos nos encontros entre três grãos e se estendendo em forma de filamentos entre os grãos, o ângulo diédrico deve estar em torno de 65° . Por outro lado, quando os triângulos não se estendem ao longo dos grãos (ausência da fase θ), o ângulo diédrico aumenta e se situa em torno de 120° . Figura 4.19 ilustra esse efeito.

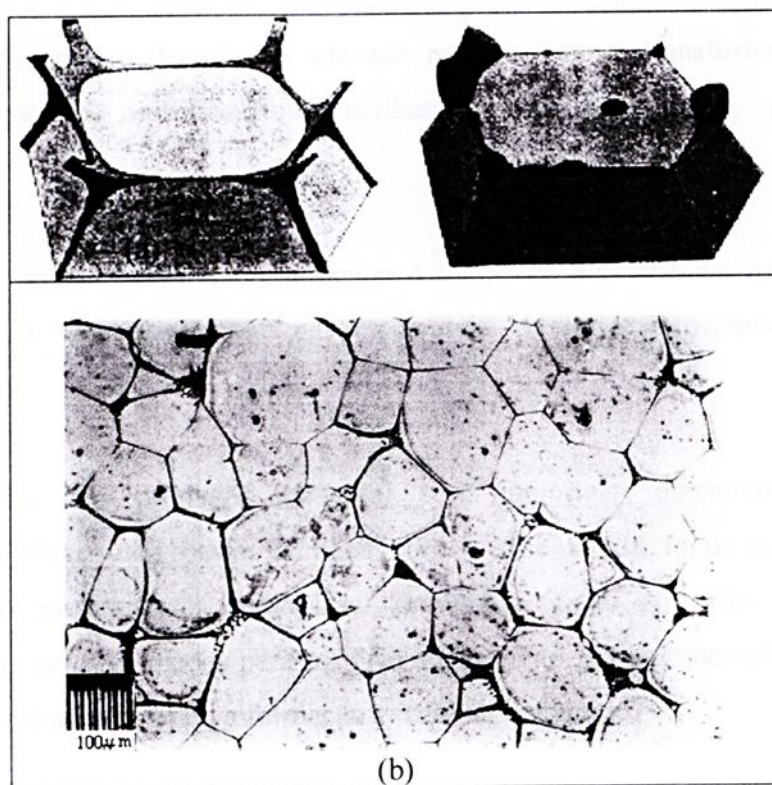


Figura 4.19. Desenho esquemático mostrando a distribuição da segunda fase em três dimensões (a) (Smith, 1948). Amostra do *billet* da coquilha resfriado na água (b). Os pequenos prismas triangulares são formados nas quinas dos grãos e se estendendo ao longo destes. Em outras regiões os vértices dos prismas não se estendem ao longo dos grãos, formando estruturas do tipo poligonal ou granular, i.e. $\theta \cong 120^\circ$.

Na ausência da fase líquida envolvendo a fase sólida ($\theta \cong 120^\circ$), não ocorre esferoidização devido a rigidez da fase sólida. Nesse caso, quando a fase sólida se toca mutuamente, o equilíbrio geométrico estabelecido é a forma poligonal (Figura 4.19).

Então, se o metal líquido tende a molhar a fase sólida, o ângulo diédrico é menor do que 60° . Se o molhamento for ao longo da fase α , o ângulo diédrico é igual a 0° (Smith, 1948). Neste caso, o metal líquido ataca o sólido, como já descrito anteriormente. Por outro lado, quando o ângulo diédrico for maior que 60° , a fase θ (segunda fase) estará disposta nas quinas da fase α e se estendendo menos progressivamente ao longo do contorno da fase α , tornando a fase θ (CuAl_2) mais coesa. Neste caso, não ocorre a penetração (infiltração) do metal líquido entre os grãos poligonais para formar a fase θ , e assim os grãos poligonais não são arredondados.

Uma vez que a fase sólida não foi totalmente envolvida pela fase líquida (Figura 4.19), a temperatura de tratamento deveria ser elevada para acelerar a transformação das estruturas dendríticas, permitindo assim o total molhamento da fase sólida, provocando a sua “globularização”.

Um outro procedimento seria aumentar o tempo de permanência na região semi-sólida para obter a total “globularização” na temperatura de tratamento aplicada (10min/625°C aproximadamente).

Assim, para uma produção industrial, seria importante aumentar a temperatura de tratamento, para obter uma pasta metálica com a fase sólida totalmente “globularizada”, aumentando suas propriedades reológicas. Entretanto, tanto o tempo e temperatura de tratamento, devem ser controladas para evitar o crescimento por aglomeração e coalescência da fase sólida (Salvo *et al.*, 1996) ou a formação excessiva de líquido.



4.8. Operação de tixoextrusão

Os três experimentos realizados: 1. conformação na temperatura aproximada de 595°C; 2. conformação no estado semi-sólido sem a barreira de retenção do material reofundido; e 3. tixoextrusão da válvula com a tela de retenção, são sumarizados nas Figuras 4.20, 4.21 e 4.22. Como já mencionado no Capítulo 3, a tela de aço inoxidável cria uma contra-pressão e assim evita perda excessiva de material reofundido pela cavidade inferior da matriz durante a tixoextrusão (compare as Figuras 4.21 e 4.22). Realmente, neste ensaio foi detectado que parte da pasta metálica passou pela tela e outra parte ficou aderida na tela de aço inoxidável. Um grande vazio logo na entrada da haste da matriz e outros espalhados ao longo do corpo da haste da válvula foram também observados (Figura 4.22).

Testes de dureza (HV) ao longo da válvula foram feitos para acompanhar o grau de compactação do material das peças conformadas (conformada a quente e tixoconformada). Uma seção sobre este assunto será apresentada logo após apresentação dos trabalhos de tixoextrusão a seguir.

4.8.1. Conformação na temperatura aproximada de 595°C seguida de resfriamento rápido na água

Como é observado na Figura 4.20, os fenômenos de recristalização e crescimento ocorreram para um grau de deformação verdadeira a frio de 60% aproximadamente na altura, até a temperatura de 595°C aproximadamente. Alguns pontos de fusão incipiente da fase θ , posicionada nos contornos de grão (temperatura de fusão de $\approx 600^\circ\text{C}$, veja Figura 4.5), ocorreram durante o tempo de tratamento, provocando a separação dos grãos na extremidade da haste da válvula (Figura 4.20 (d)).

A forma de deformação dos grãos pode ser acompanhada pelas micrografias (Figuras 4.20 (a), (b) e (c)). Estas revelaram qualitativamente uma maior deformação nos grãos quando da entrada no material na haste da válvula (Figura 4.20 (c)) e na saída desta (Figura 4.20 (d)). Assim, devido ao resfriamento rápido na água da matriz e do produto conformado, os grãos não tiveram tempo de recristalizarem pelo resfriamento imposto, após serem deformados a quente. Uma vez que, a maior deformação ocorreu na haste da válvula, a granulação deve ser menor em relação às outras regiões da válvula, como foi constatado.

Então, da cabeça da válvula até a entrada da haste um estado de compressão ocorre. Isto é revelado pelo achatamento dos grãos. Por outro lado, o material conformado sai a uma velocidade maior na haste da válvula, para manter a vazão constante do fluxo de material sendo conformado. Como os grãos começam a se separar (Figura 4.20 (d)), pode-se concluir que o material foi ejetado da matriz, causando a separação dos grãos na extremidade da haste. Porosidade não foi observada nas partes da válvula extrudada a quente, i.e. somente na extremidade inferior como discutido acima.

Assim, concluiu-se que o tempo de aquecimento, de aproximadamente 30 minutos, não foi suficiente para alcançar a temperatura desejada de tratamento (625°C), para homogeneizar e obter a fração de metal líquido requerida (vejam Equações (4.1) a (4.3)) para a tixotrupção da liga. Verificou-se que o tempo de aquecimento necessário do *billet* desde a temperatura ambiente até a temperatura para atingir a condição reofundida a 625°C por 10 minutos, foi de 90 minutos.

Nesta temperatura, ocorre a formação da fase líquida nos contornos da estrutura globular, como anteriormente estudado, e assim obtém-se a pasta metálica para a conformação (assunto deste trabalho).



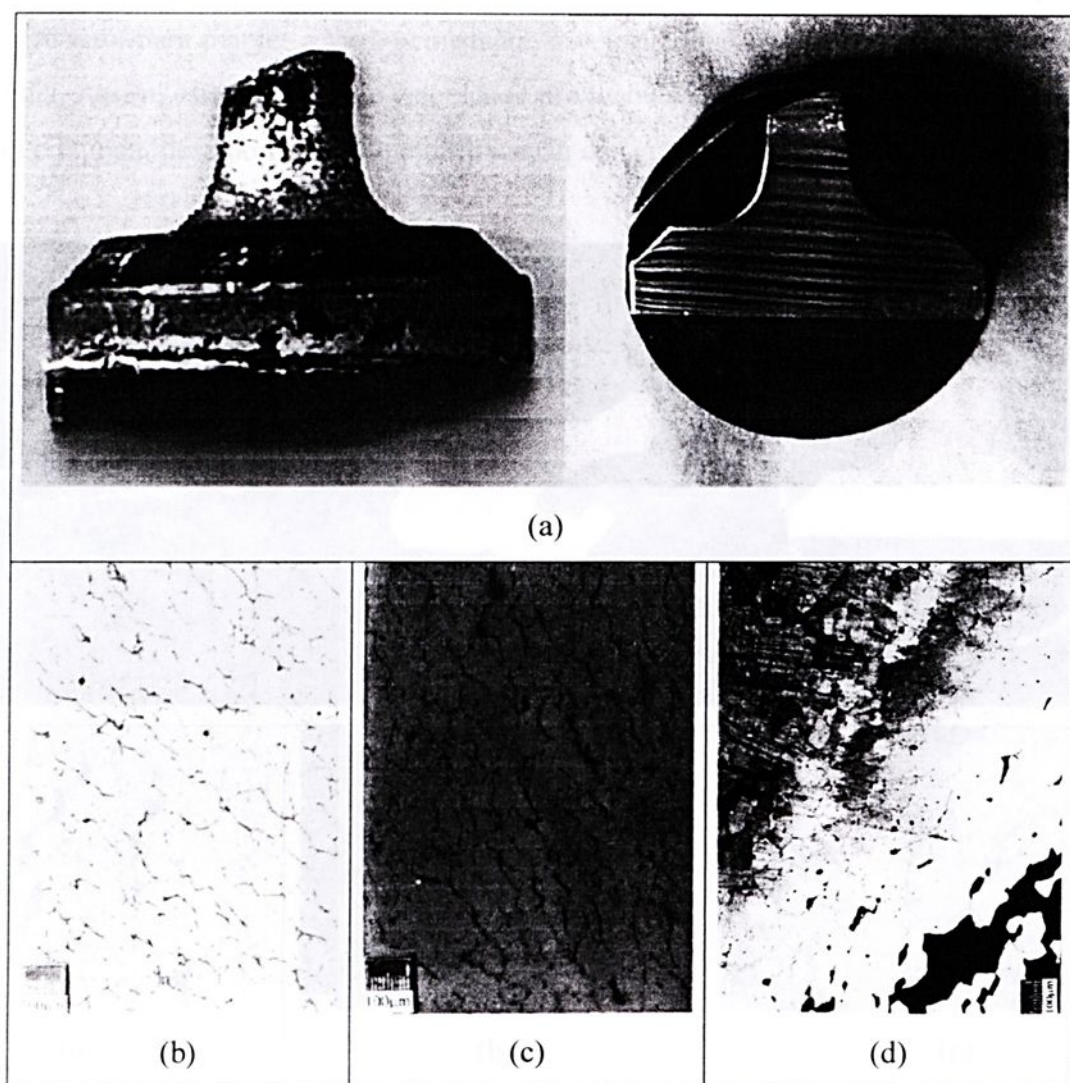


Figura 4.20. Conformação do lingote da liga Al-4,5%Cu na temperatura aproximada de 595°C (a). Força aplicada de 73,0kN. Base da válvula (b); meio da válvula (c); e haste da válvula (d). Verifica-se a presença do desmoldante Dycote DR 178 na superfície da válvula (a).

4.8.2. Conformação na temperatura tixoextrusão (625°C) seguida de resfriamento rápido na água

Como mostram as Figuras 4.21 e 4.22, a pasta metálica foi expelida rapidamente através da parte inferior da matriz no ato da aplicação da carga (impacto do punção). Isto pode ser atribuído a um aumento de velocidade da pasta metálica percorrendo a cavidade da matriz, para manter uma vazão constante de material, como discutido anteriormente para o material sólido. Este efeito é muito parecido com um lançamento de projétil (um tiro). Para diminuir a velocidade e evitar a expulsão rápida do material na saída da matriz, uma tela de aço inoxidável foi colocada como anteparo no fundo da matriz (vide Figura 3.14).

De fato, para manter a vazão constante, a velocidade da pasta metálica é maior na haste da válvula. Assim, este aumento de velocidade provocou a separação rápida entre as fases sólida (fase α) e líquida, desaglomeração e multiplicação dos grãos na haste da válvula.

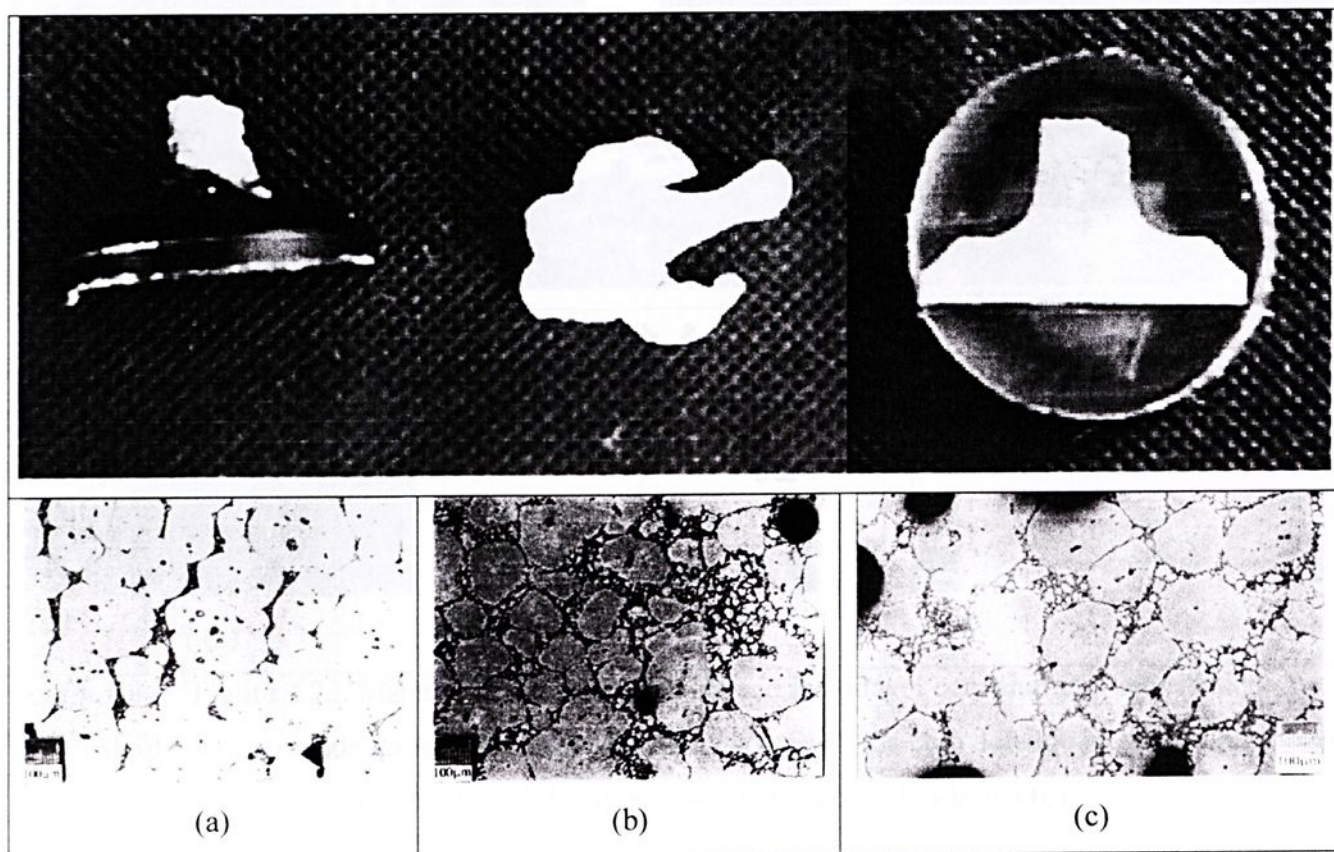


Figura 4.21. Válvula da coquilha tixoextrudada e material desprendido pela cavidade inferior da matriz. Não foi obtida a força aplicada. Base (a); meio (b); e haste da válvula (c).

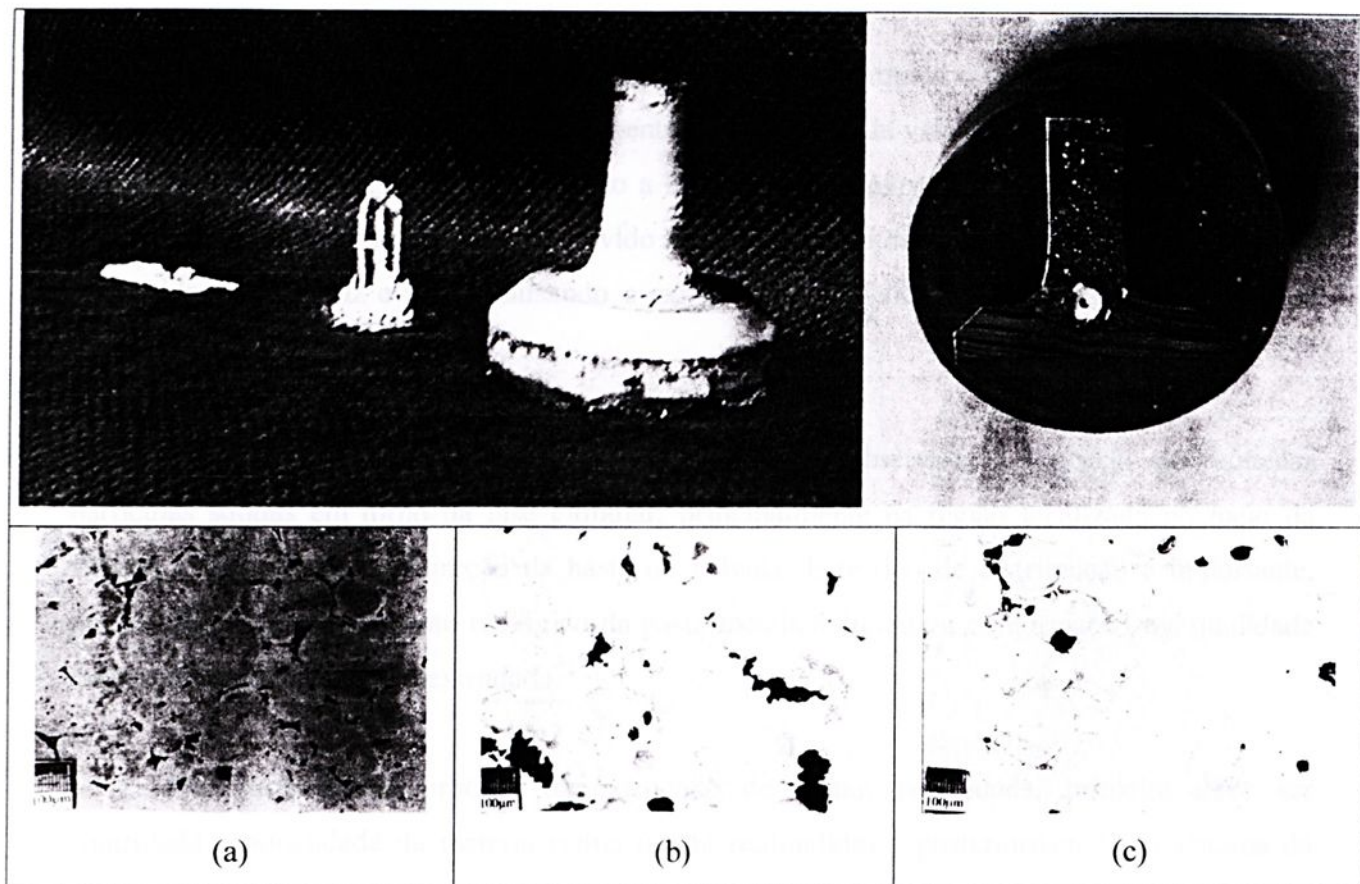


Figura 4.22. Material despreendido, tela de aço inoxidável com alumínio incrustado, válvula tixoeextrudada do lingote e seção longitudinal da válvula com defeitos internos. Força aplicada de 31,3kN. Base (a); meio (b); e haste da válvula (c).

Além do uso da tela de aço inoxidável como anteriormente descrito, a velocidade do punção deve ser controlada, ou seja, diminuída para obter uma peça de menor porosidade. Realmente, devido a sua baixa velocidade de saída, o ar não foi totalmente deslocado da cavidade da matriz para o preenchimento da pasta metálica. Isto ocasionou o aparecimento de bolhas macroscópicas ao longo da peça (vide Figuras 4.21 e 4.22). Evidentemente, o aparecimento de vazios estaria relacionado também aos micro-rechupes observados nas micrografias anteriores.

As micrografias (Figuras 4.21 (a) e 4.22 (a)) revelaram que a fase α ficou em forma de glóbulos achatados (deformados plasticamente) com presença de poça líquida no interior, na parte superior da cabeça da válvula. Assim, os glóbulos da fase α se aproximaram, indicando que a fase líquida foi removida para a cavidade da haste. Isto caracteriza o Mecanismo 1 da deformação plástica da pasta metálica (vide seção 2.2).

Também pode ser observado nas Figuras 4.21 e 4.22, quase o desaparecimento de poças líquidas dentro da fase sólida na região da entrada e na haste da válvula em relação à sua cabeça. Isto sugere que durante a tixoconformação a fase líquida foi expelida para a região de contorno da fase sólida. Isto provavelmente foi devido ao cisalhamento da fase sólida durante sua entrada na cavidade da matriz e assim causando a expulsão da fase líquida (veja diagrama da Figura 4.23).

No resfriamento rápido do tixoextrudado na água, observa-se a formação de pequenas partículas sólidas em torno da fase globular, principalmente na região localizada no meio da válvula e diminuindo em direção da haste da válvula. Este tipo de distribuição é importante, porque rege o comportamento reológico da pasta metálica durante a conformação e a qualidade microestrutural da peça tixoextrudada.

Para garantir um produto tixoextrudado de menor porosidade, primeiro deve ser controlada a porosidade da matéria prima (pasta reofundida) e posteriormente um sistema de vácuo aplicado no ato da ação do punção. Realmente, a Magneti Marelli em seu produto tixoinjetado, aplica vácuo para extrair o ar durante o acionamento do pistão que injeta a pasta metálica com baixa porcentagem volumétrica de sólido, quase totalmente líquida, para o interior da cavidade da matriz.

Analisando qualitativamente e quantitativamente, a peça tixoextrudada apresentou um maior grau de “globularização” e conseqüentemente menor tamanho de glóbulos (em torno de 100µm, vide Figura 4.22c) na haste da válvula do que qualquer outra estrutura reofundida mostrada neste trabalho (veja Figura 4.12). O fator de forma (F_f) é aproximadamente de 1,1. Assim, isto sugere que outros mecanismos de refino da estrutura reofundida ocorreu durante a conformação, por exemplo, colisão entre as partículas sem a coalescência dessas.



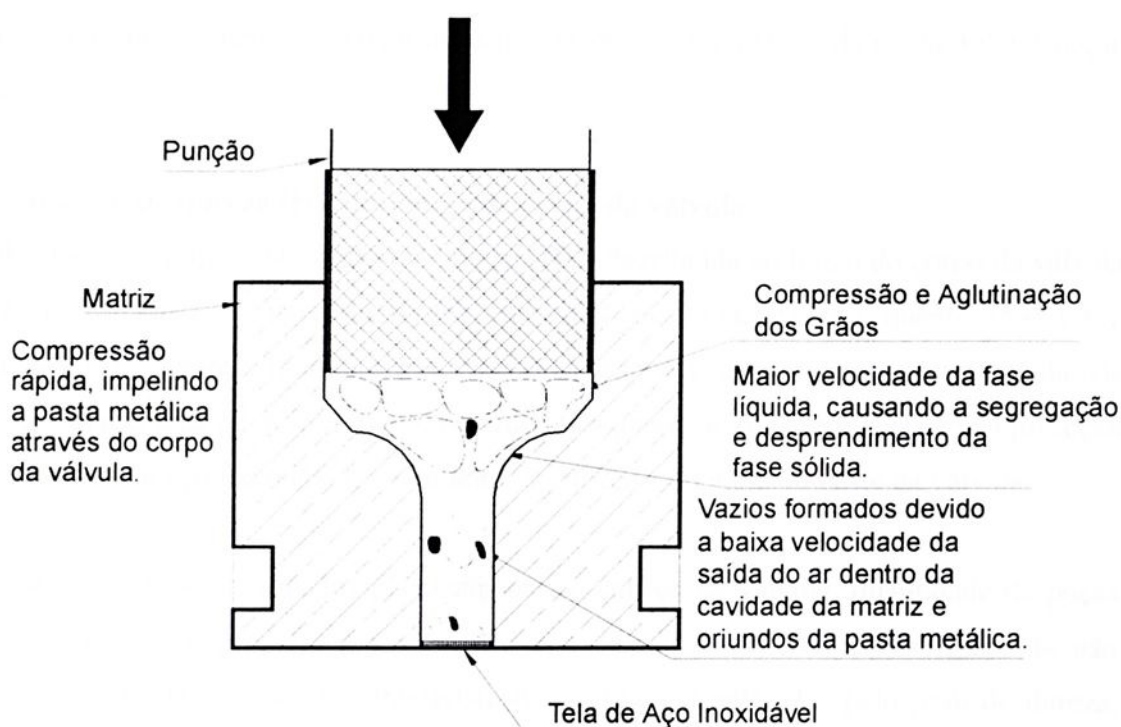


Figura 4.23. Ilustração esquemática do mecanismo de deformação e fluxo da pasta metálica na cavidade da matriz.

É observado também que as partículas sólidas estão bem separadas no percurso em direção ao *stopper* (tela de aço inoxidável colocada na parte inferior da matriz). Isto evitaria o fenômeno de crescimento através do mecanismo de aglutinação e coalescência. Esta separação bem definida dos glóbulos na haste da válvula, está relacionada a maior velocidade da pasta metálica ditada pelo maior fluxo da fase líquida, para manter a vazão constante. Assim, o metal líquido é arrastado preferencialmente para a menor geometria da matriz (haste). Então, a fração sólida no topo da válvula é maior e assim causando sua deformação. Por outro lado, quando aumenta a fração líquida, o material flui mais facilmente. Neste caso, os grãos não fundidos dispersam no líquido e não deformam-se plasticamente (vide Figuras 4.21 (b) e (c) e 4.22 (b) e (c)). Assim, a carga de 34,2kN obtida foi devido principalmente a formação da cabeça da válvula, onde ocorreu a deformação plástica da fase sólida (Figura 4.21 e 4.22).

A deformação plástica dos grãos provoca movimento da pasta metálica, fazendo com que a fase líquida (menor resistência) escoie com mais facilidade e rapidez. Além da presença

constada de porosidade nas estruturas reofundidas, este movimento rápido da pasta metálica gerou porosidades posicionadas ao longo do corpo da válvula tixoextrudada e não a deformação plástica dos grãos.

4.8.3. Distribuição de dureza (HV) ao longo do corpo da válvula

Tabela 4.2 e Figura 4.24 mostram a dureza (HV) distribuída ao longo do corpo da válvula (cabeça; meio da haste; e base da haste) nas condições: extrudada a quente (595°C) e tixoextrudada (625°C) para o lingote e coquilha. Pela própria geometria, como apresentada nas Figuras 21 e 22), o exame de dureza na peça extrudada a quente e tixoextrudada, sem a proteção do anteparo da tela de aço inoxidável, só foi feito na cabeça e no meio da haste da válvula.

Devido aos grãos deformados plasticamente na cabeça da válvula, quantidade de poças metálicas dentro da fase primária e a variação do tamanho e distribuição dos glóbulos não deformados na haste da válvula, as características mecânicas verificadas pelo grau de dureza, variam ao longo do corpo de válvula (Figura 4.24).

Os valores de dureza obtidos na válvula deformada a quente é superior às peças tixoextrudadas, tanto da coquilha quanto do lingote. Isto confirma as propriedades mecânicas superiores obtidas nas peças conformadas no estado sólido.

A quantidade do número de poças de metal líquido dentro da fase α é um fator importante para definir a dureza final do material tixoconformado, uma vez que, na temperatura ambiente, estas poças (ilhas) se transformam em produtos intermetálicos muito duros (por exemplo, $\text{CuAl}_2\text{-}\theta$).

Assim, como foi apresentado na seção 4.3, existe uma maior quantidade de geração de poças líquidas (número de ilhas/ mm^2) dentro das amostras da coquilha do que nas amostras do lingote. Como resultado, isto explica o porquê do material reofundido da coquilha apresentar um maior grau de dureza obtida ao longo da válvula (cabeça e haste) em relação ao material tixoextrudado do lingote (praticamente a metade de ilhas/ mm^2) (Tabela 4.2 e Figura 24). Uma diminuição de dureza ocorre na haste da válvula do material da coquilha tixoextrudada. Isto poderia ser atribuído à não deformação plástica dos grãos nesta região (vide Figura 4.21) e também, aproximadamente, o mesmo tamanho de grão original.



Por outro lado, a dureza obtida ao longo da válvula tixoextrudada do lingote foi sempre crescente da cabeça para o meio e deste para a base da haste (vide Tabela 4.2 e Figura 4.24). Isto pode ser explicado pelo menor número de poças metálicas/mm² formadas na fase primária, no tratamento de reofundição por fusão parcial (vide seção 4.3). Durante a conformação da pasta metálica deste material, os glóbulos vão diminuindo progressivamente até a saída do material pela extremidade da matriz (Figura 4.22). Neste caso, a tixoextrusão foi feita com o anteparo da tela de aço inoxidável, oferecendo uma barreira mecânica contra a saída rápida da pasta metálica na parte inferior da matriz. De fato, a tela de aço inoxidável funcionou como um coador de partículas sólidas, isto é, deixando passar preferencialmente a fase líquida. Isto ocasionou um acúmulo de partículas sólidas, próximo a tela de aço inoxidável (veja Figura 4.22 (c) e diagrama esquemático (Figura 4.23)). Com a diminuição do tamanho dos glóbulos, durante o teste de dureza, estes tem a capacidade de se encruarem mais rapidamente e assim aumentar levemente o grau de dureza.

Tabela 4.2. Exame de dureza (HV) ao longo do corpo da válvula após conformação nas condições: 1. conformada a quente (595°C); 2. tixoextrudada sem o anteparo da tela de aço inoxidável; e 3. tixoextrudada com o anteparo da tela de aço inoxidável.

Condição	Figura	Posição	Dureza (HV)
1. Extrudada a quente (595°C), lingote.	4.20	Cabeça	116,2±17,1
		Meio da haste	109,4±8,7
2. Tixoextrudada sem o anteparo da tela de aço inoxidável, coquilha	4.21	Cabeça	104,0±10,2
		Meio da haste	95,1±1,7
3. Tixoextrudada com o anteparo da tela de aço inoxidável, lingote	4.22	Cabeça	84,3±1,1
		Meio da haste	87,2±7,8
		Base da haste	99,1±5,9

Foram feitas três medidas para cada região com 95% de confiabilidade.

A dureza HV foi obtida pela aplicação da carga de 10kgf num tempo de 20s, através da média aritmética do comprimento das diagonais da pirâmide impressa (ASTM E92-82).

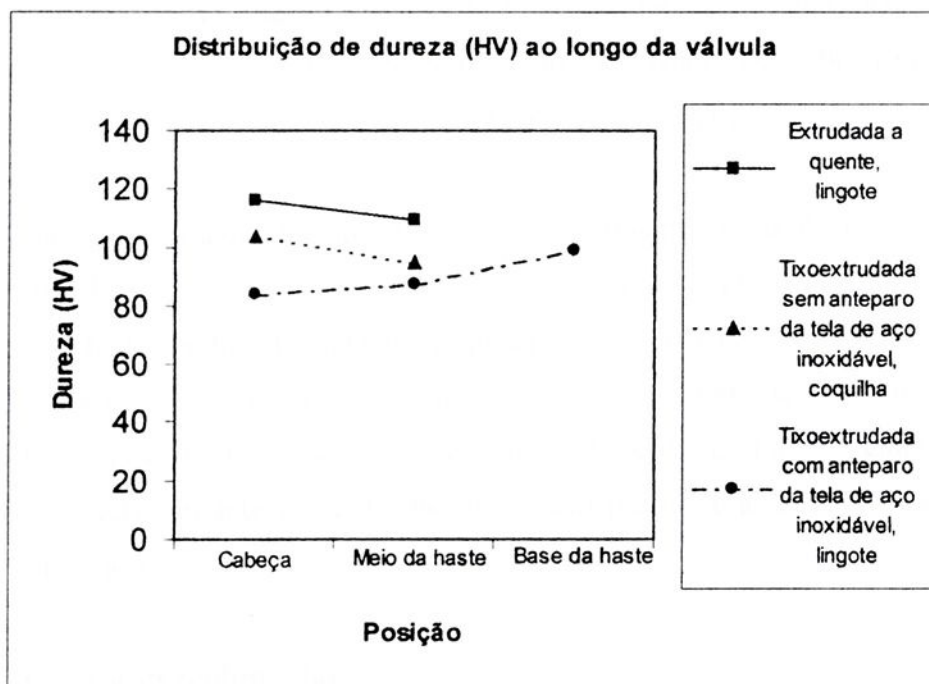


Figura 4.24. Perfil de distribuição de dureza para o lingote material extrudado a quente (595°), material da coquilha e do lingote tixoextrudado a 625°C.

5. Conclusão

5.1. Lingotes fundidos obtidos, para posterior reofundição e tixoconformação

1. Porosidades encontradas ao longo do primeiro lingote vazado nos sistemas de canais foi devido ao problema no lote do Dycote 39ESS. Este defeito foi contornado aplicando um outro produto de revestimento à base de grafite coloidal (Dycote DR 178). Entretanto, micro-rechupes foram observados nas amostras do “lingote” e da “coquilha”.

2. A microestrutura do “lingote” mostrou a fase primária (α) em forma de rosetas e a fase secundária (θ) distribuída nos contornos e dentro da fase primária. Por outro lado, a microestrutura obtida da liga fundida na coquilha, maior taxa de resfriamento, apresentou a formação da fase θ dispersa na fase α . Conseqüentemente, a forma de distribuição destas fases durante a solidificação da liga Al-4,5%Cu, vai ditar o tamanho e grau de “globularização” das estruturas reofundidas durante o tratamento de refusão parcial, e a característica mecânica das peças tixoconformadas.

5.2. Estruturas reofundidas

1. A regra da alavanca forneceu a porcentagem de sólido (f_s) de 72,2% muito parecida com a porcentagem de sólido (73,3%) estimada através dos pontos de início (T_l) e final de solidificação (T_s) obtidos por análise térmica, aplicando a Equação (2.1): $f_s = \left[\frac{T_l - T}{T_l - T_s} \right]^{\frac{1}{2}} 100\%$.

2. O processo de “Fusão parcial de estruturas ultra-refinadas deformadas a frio” (FPDF) resultou num maior grau de “globularização” (fator de forma $\approx 1,2$) e menor tamanho médio de glóbulos ($\approx 133,3\mu\text{m}$) em relação ao processo por “Fusão parcial de estruturas ultra-refinadas” (FPUR) para qualquer grau de resfriamento usado (ar ou água).

3. A forma com que a fase secundária (fase θ) é distribuída na fase primária (fase α) durante a solidificação da liga de Al refinada, é um importante fator para definir o tamanho e o grau de “globularização” por refusão parcial. Por exemplo, a estrutura da liga de alumínio

fundida na coquilha e tratada por fusão parcial (FPUR) resfriada em água, apresentou um menor tamanho de glóbulos ($\approx 158\mu\text{m}$) e fator de forma ($\approx 1,2$) do que amostras do lingote tratadas pelo processo FPUR.

4. As duas teorias propostas para a formação da estrutura globular por fusão parcial apresentadas estão coerentes e fundamentadas com as teorias já existentes na literatura. Os resfriamentos aplicados (ar e água) logo após a FPUR e FPDF, possibilitaram sedimentar as teorias propostas.

5. A interpretação para as microestruturas obtidas (poligonal e globular) pelos processos de refusão aplicados (FPUR e FPDF), foi baseada no ângulo diédrico. Apesar de que esta interpretação não é encontrada na literatura atual para explicar a formação de estruturas reofundidas, ela foi proposta num trabalho de 1948, onde o pesquisador Smith obteve grãos globulares através de resfriamento rápido de ligas no estado semi-sólido. Nessa época, evidentemente, o assunto sobre estruturas reofundidas não era tratado.

6. Para ambos os materiais: lingote e coquilha, inúmeras ilhas de CuAl_2 apareceram tanto na estrutura bruta de fusão como nas estruturas globulares. Em geral, o maior número de ilhas de CuAl_2 foi observado nas amostras resfriadas em água, isto é um indicativo da interrupção do processo de difusão, dificultando a aglutinação dessas ilhas. Esta distribuição de ilhas vai ser importante na análise das características mecânicas da peça tixoconformada. O próximo item trata deste assunto.

5.3. Operação de tixoextrusão

1. Devido ao menor tamanho médio de glóbulos e fator de forma obtidos nas amostras FPDF tanto do lingote quanto da coquilha, elas foram escolhidas para ser tixoextrudadas.

2. Nos primeiros testes de tixoextrusão houve dificuldade na extração do punção de dentro da cavidade da matriz. Este problema de extração do punção foi plenamente resolvido pela aplicação do Dycote DR 178 no ferramental.



3. Constatou-se que aproximadamente metade do esforço foi necessário para extrudar a pasta metálica da liga Al-4,5%Cu no estado semi-sólido em relação a eventual extrusão a quente da liga metálica (Al-4,5%Cu) super-aquecida a $\approx 595^{\circ}\text{C}$.

4. A velocidade do punção deve ser controlada para obter um completo preenchimento da cavidade do molde e obtenção de peças livres de defeitos internos (por exemplo, porosidade e micro-rechupe).

5. Apesar dos defeitos internos apresentados nas válvulas tixoextrudadas, o acabamento superficial foi de boa qualidade e a peça tixoextrudada apresentou a geometria próxima a sua forma final.

6. Mecanismo 1 da conformação plástica da pasta metálica na cabeça da válvula, foi o mais atuante. Nessa região, a fase primária foi plasticamente deformada e assim expulsando a fase líquida para as outras partes da válvula. Esta rápida segregação preferencial da fase líquida para a cavidade inferior da matriz provocou a ejeção da pasta metálica. Para solucionar este problema uma tela de aço inoxidável foi posicionada na parte inferior da matriz. Esta tela funcionou como um coador da pasta metálica e um maior número de glóbulos foram observados na interface matriz/tela.

7. Esta distribuição não homogênea da fase primária (fase α) e da fase secundária (fase θ) ao longo do corpo da válvula, promoveu diferentes valores de dureza.



6. Sugestões para trabalhos futuros

1. Variar a velocidade do punção para obter o preenchimento do molde no ato da conformação da pasta metálica.
2. Acoplar um sistema de vácuo para extrair gases da matriz durante a conformação da pasta metálica.
3. Verificar se a adição de silício na liga Al-4,5%Cu, aumentaria o grau de formação de estruturas globulares.
4. Fazer um extrusão a quente da liga fundida para eliminar os micro-rechupes formados durante a solidificação. Assim, os defeitos internos encontrados no produto tixotrococonformado seriam diminuídos.



Referências bibliográficas

CAMPOS, M.P., DAVIES, G.J. Solidificação e fundição de metais e suas ligas. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 1978,246p.

CARVALHO E SILVA, U. M. Ataque. In:__. **Técnicas e procedimentos na metalografia prática.** São Bernardo do Campo: I. Rossi, 1978.

CHEN, C.P., TSAO, C.Y.A. Semi-solid deformation of non-dendritic structures- I. Phenomenological behaviour. **Acta Materialia**, v.45, n 5, p. 1955-68, 1997.

CHIARMETTA, G. Thixoforming of automobile components. **The 4th International conference on semi-solid processing of alloys and composite**, Sheffield, p.204-07, 1996.

CHO, W.G., KANG, C.G. Mechanical properties and their microstructure evaluation in the thixoforming process of semi-solid aluminum alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v.105, p.269-77, 2000.

CHOI, J.C., PARK, H.J. Microstructural characteristics of aluminum 2024 by cold working in the SIMA process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 82, p.107-16, 1998.

COUTINHO, T.A. Alumínio e suas ligas. In:__. **Metalografia de não-ferrosos: análise e prática.** São Paulo: Edgard Blücher, 1980. p.87.

DIETER, G. E. Strengthening Mechanisms. In:__. **Mechanical metallurgy.** London: McGraw-Hill Book Company, 1988. p.193.

FERRANTE, M., DE FREITAS, E. Rheology and microstructural development of a Al-4,5%wt Cu alloy in the semi-solid state. **Materials Science and Engineering**, v.271, p.172-80, 1999.

FOGAGNOLO, J.B. **Contribuição à análise dos efeitos de parâmetros de processo na qualidade de compósitos obtidos por compofundição.** Campinas, 1996. Dissertação (Mestrado



em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

HELLAWELL, A. Grain evolution in conventional and rheo-castings. Inc. 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Sheffield. England. Pp. 60-65. 19-21 June 1996.

KAILASAM, S.K., GLICKSMAN, M.E., MANI, S.S., FRADKOV, V.E. Microstructural evolution in semi-solid alloys. Inc. 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Sheffield. England. Pp. 79-82. 19-21 June 1996.

KANG, C.G., CHOI, J.S. Effect of gate shape and forging temperature on the mechanical properties in the injection forging process of semi-solid aluminum material. **Journal of Materials Processing Technology**, v.73, p.251-63, 1998.

KANG, C.G., YOON, J.H., SEO, Y.H. The upsetting behavior of semi-solid aluminum material fabricated by a mechanical stirring process. **Journal of Material Processing Technology**, v.66, p.30-8, 1997.

KIUCHI, M., SUGIYAMA, S. Mashy-state rolling of aluminum alloys and cast irons. **Annals of the CIRP**, v.40, 1991.

LAPKOWSKI, W. Some studies regarding thixoforming of metal alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v.80-81, p.463-8, 1998.

LIMA FILHO, A. P. **Interface filamento-matriz e propriedades associadas em compósitos metal-metal**. São José dos Campos, 1991. 165p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Técnico Aeroespacial, Instituto Tecnológico de Aeronáutica.

LIM, S.C., GUPTA, M., REN, L., KWOK, K.M. The tribological properties of Al-Cu/SiCp metal-matrix composites fabricated using the rheocasting technique. **Journal of Materials Processing Technology**, v.89-90, p.591-6, 1999.



MARTINS, A.C. **Projeto e construção de equipamento para produção de compósitos particulados de ligas não-ferrosas**. Campinas, 1996. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

MONTEL ROVIRA, M. M. **Viabilização do tixoforjamento da liga Al-4,5%Cu super-refinada**. Campinas, 1996. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

MONTEL ROVIRA, M. M., LANCINI, B. C., ROBERT, M. H. Thixo-forming of Al-Cu alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v.92-93, p.42-9, 1999.

MORTENSEN, A., CORNIE, J.A. & FLEMINGS, M.C. Columnar dendritic solidification in a metal-matrix composite. **Metallurgical Transactions**, v.19a, p.711-712, 1988.

MÜLLER-SPÄTH, H., ACHTEN, M., SAHM, P.R. SSP-process – a new technology for homogeneous billet production. **Proceedings of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Components**, Sheffield, p.174-9, 1996.

NAGATA, C., LIMA FILHO, A.P. & BARRETO JÚNIOR, E. Estudo do sistema de aquisição de sinais e utilização de *strain gages* em ensaios dinâmicos e comparação entre as calibrações estática e dinâmica da célula de carga. **CD-ROM Anais do I Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Curitiba, 2001.

OHNO, A. Refinador de grão. In:__. **Solidificação dos metais**. São Paulo: Livraria Ciência e Tecnologia Editora Ltda., 1988. p.120.

PAES, M., ZOQUI, E. J. Obtenção de estrutura reofundida da liga Al-4,5wt%Cu: comparação entre ultra-refino e agitação eletromagnética. **CD-ROM Anais do XV Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica**, Águas de Lindóia, 1999.

PLUTSHACK, L. A., SUSCHIL, A. L. Riser design. In:__. **ASM Handbook: Casting**. United States of America: ASM International, 3rd ed., 1996.



ROBERT, M.H. Redução do tamanho de grão do alumínio por adição de nióbio. **43º Congresso Anual da ABM**, Belo Horizonte, p.61-4, 1988.

ROBERT, M.H. **Proposição de um novo processo para a obtenção de pastas metálicas reofundidas**. Campinas, 1989. Tese (Livre Docência em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

ROBERT, M.H. Partial melting as an efficient method to produce rheocast alloy slurries. *Transactions of Japan Foundrymens's Society*, vol. 12, October, 1993.

ROBERT, M.H. ; MELO, S.A. Comparative analysis of different processes for the production of raw material for thixoforming of aluminium alloys. Inc. 9th International Conference in Mechanical and Materials Engineering AMME'2000, Sopot, Polonia, October 11-14, 2000.

SALVO, L., SUÉRY, M., CHARENTENAY, Y. D. , LOUÉ, W. Microstructural evolution and rheological behaviour in the semi-solid state of a new Al-Si based alloy. Inc. 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Sheffield. England. Pp. 10-15. 19-21 June 1996.

SANTOS, J.E.G., PAES, M., ZOQUI, E.J. Projeto e construção de um sistema de lingotamento semi-contínuo para produção de materiais reofundidos. **CD-ROM Anais do I Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Curitiba, 2001.

SMITH, C.S. Grains, phases and interfaces: An interpretation of microestrutura. **Transactions AIME**, v.175-15, p.15-51, 1948.

YU, K.O., McMULLERN, J.F., ADASCZIK, C.B. & MAURER, G.E. Vander and var ingot structures. **The Journal of the Minerals. Metal & Materials**, p.10-15, February, 1989.

ZOQUI, E.J. **Obtenção e caracterização mecânico-metalúrgica da liga Al-4,5%wtCu no estado reofundido**. Campinas, 1995. 83p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.



ZOQUI, E.J., ROBERT, M.H. Structural modifications in rheocast Al-Cu alloys by heat treatment and implications on mechanical properties. **Journal of Materials Processing Technology**, v.78, p.198-203, 1998.

ZOQUI, E.J., ROBERT, M.H. Contribution to the study of mechanisms involved in the formation of rheocast structure. **Journal of Materials Processing Technology**, v.109, p.215-219, 2001.

Apêndice 1

Preparação da liga Al-4,5%Cu

Apêndice 1
Preparação da liga Al-4,5%Cu

Preliminarmente, após estimativa do leito e fusão do leito de carga, amostras da liga-mãe utilizada como matéria-prima e do produto fundido, foram enviadas ao CTA/IAE/AMR para análise química e os resultados (porcentagem em peso) são apresentados na Tabela A.1. Um forno de 15kW de potência (vide Figura 4.6a) foi utilizado para a fundição da liga.

Tabela A.1. Resultados da análise química realizada no CTA/IAE/AMR da liga-mãe utilizada como matéria-prima e do produto final.

Elementos	Resultados	
	Liga-mãe	Produto final
Si	0,06	0,09
Fe	0,15	0,21
Cu	34,75	6,03
Mn	0,003	0,003
Cr	0,001	0,001
Mg	0,001	0,001
Zn	0,005	0,005
Ti	0,0008	0,01

A liga de Al/Cu resultante apresentou uma porcentagem de cobre acima do esperado devido a uma estimativa inferior do teor de cobre antes da análise química da liga-mãe, então um segundo vazamento foi feito e os resultados apresentados na Tabela A.2. Agora, este valor da porcentagem de cobre, está dentro do esperado.

Tabela A.2. Resultados da análise química da liga Al/Cu realizada no CTA/IAE/AMR para segundo vazamento.

Porcentagem em peso							
Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Mg	Zn	Ti
0,04	0,24	4,62	0,002	0,001	0,001	0,006	0,03

Entretanto, devido a pequena quantidade de matéria-prima (2,2kg) da liga fundida com 4,6% Cu e 1,7kg de liga Al-4,11%Cu cedida pela UFSCar, optou-se em fazer a fusão das duas ligas para obter a composição pretendida, Al-4,5%Cu. O resultado da análise química da liga preparada para este trabalho é apresentado na Tabela A.3.

Tabela A.3. Resultado da análise química feita no CTA/IAE/AMR da liga utilizada neste trabalho, Al-4,5%Cu.

Ligas de Al/Cu	Porcentagem em peso						
Elementos	C*/Si**	Fe	Cu	Mg	Cr	Zn	Ti
Al-4,5%Cu	0,85**	0,23	4,52	0,51	0,009	0,05	0,05

A seguir é apresentada a seqüência adotada para o cálculo do leito de carga para a fabricação da liga Al-4,5%Cu deste trabalho.

1. Composição da carga

Liga-mãe: Al-6,03%Cu
Alumínio comercialmente puro

2. Perda por oxidação de Al e Cu

Perda do alumínio por oxidação: 2,0%
Perda do cobre por oxidação: 3,0%

3. Determinação do leito de carga (Lima Filho, 1991)

$$\text{Al} = 0,955 \times m \times 1,03$$
$$\text{Cu} = 0,045 \times m \times 1,02$$

onde m é a massa total a ser fundida.

Como a capacidade (m) do cadinho é de 2700g, então:

$$\text{Al} = 2635\text{g} ;$$
$$\text{Cu} = 126\text{g} .$$



Quantidade de material adicionado foi:

Liga-mãe: Al-6,03%Cu:

$$\frac{126 \times 100}{6,03} = 2079g.$$

Então a quantidade de alumínio na liga-mãe foi igual a $2079 - 126 = 1953g$ e de alumínio comercialmente puro $2635 - 1953 = 682g$.



Apêndice 2

Projeto do sistema de canais de vazamento

Apêndice 2

Projeto do sistema de canais de vazamento

Um sistema de canais de vazamento com lingoteiras metálicas em aço ABNT 1020 foi projetado (Figura 4.2) para retirada de *billets* que posteriormente tratados para obtenção de estrutura reofundida através de duas técnicas: 1. fusão parcial de estrutura super-refinada, e 2. Processo SIMA (*Strain Induced Melt Activated*).

O projeto do sistema de canais de vazamento foi desenvolvido de forma que as lingoteiras fossem alimentadas por baixo e o canal de entrada foi posicionado no centro, entre as lingoteiras, para que fossem preenchidas simultaneamente. Todo o sistema de canais de vazamento é composto por um funil, um canal de descida, dois canais de alimentação e duas lingoteiras metálicas com cabeça quente. Como o sistema é simétrico, os cálculos foram efetuados para apenas um lado e aplicados ao outro.

Com a geometria e as dimensões do produto final já definidas (cilindro com 19mm de diâmetro por 90mm de altura), pode-se calcular as dimensões do sistema de canais de vazamento. Sendo o volume desta peça de 25.500mm^3 , e considerando a contração em volume da liga Al-4,5%Cu é de 6,3% (Plutshack & Suschil, 1996), e o sobremetal para usinagem da mesma após a desmoldagem, o volume empregado para o dimensionamento do sistema de canais de vazamento foi de 34.618mm^3 (para uma dimensão de 21mm de diâmetro e 100mm de altura), que é o volume necessário para o preenchimento da lingoteira.

Cálculo do diâmetro do canal de entrada da alimentação da lingoteira

Para o procedimento do projeto, foram utilizados parâmetros como módulo de fundição (M_c) e módulo do alimentador (M_r) (Plutshack & Suschil, 1996). M_c é uma razão entre o volume total da lingoteira (V_c) e a área superficial da peça final (A_c) e o módulo do alimentador, M_r , foi tomado como $1,2M_c$. Então:

$$M_c = \frac{V_c}{A_c} \quad (\text{A.1})$$



$$M_r = 1,2M_c \quad (A.2)$$

$$M_r = 0,303D \quad (A.3)$$

De (A.1), tem-se que $M_c = 5,25$, uma vez que $A_c = 2\pi rh$, e de (A.2) $M_r = 6,3$, então, de (A.3) o diâmetro do canal de entrada da alimentação da lingotaria é $D = 20,8\text{mm}$.

Para fundição de ligas de alumínio em sistema não pressurizado, a razão entre o diâmetro do canal de entrada da alimentação da lingoteira e o diâmetro do canal de entrada do molde é 3:1, porém, neste projeto, tanto os canais de entrada quanto de alimentação foram adotados como tendo 21mm de diâmetro para maior facilidade na moldagem em tijolos refratários de alumina de alta porosidade. Esta aproximação, apresentou resultados satisfatórios na peça fundida.



Apêndice 3

Laudo da análise térmica por DSC

Neide Marinho
Gerente de Negócios
Crea - 068154/000

Este documento contém dados
Os resultados refletem os dados

CERTIFICADO 01/002281

Universidade Estadual Paulista
Endereço: Av. Brasil Centro, 56
CEP 15385-000 – Ilha Solteira/SP
A/C: Antônio de Paula Lima Filho/Carla Nagata
Número da OS: 8860

ANÁLISE TÉRMICA-DSC EM LIGA DE AL₉₀Cu₁₀

PROCEDIMENTO DE ANÁLISE:

A amostra recebida foi identificada de acordo com a tabela 1.

Tabela 1 - Identificação das amostras.

Identificação cliente*	Identificação CCDM
Liga Al 4,5% Cu	MET010156

* identificação fornecida pelo cliente.

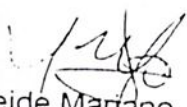
MÉTODO DE ANÁLISE:

A análise foi realizada usando um equipamento marca NETZSCH – DSC 404, as condições do ensaio foram: temperatura = 700°C, taxa de aquecimento = 5°C/min, taxa de resfriamento = 10°C/min

RESULTADOS:

O resultado obtido é apresentado em anexo.

São Carlos, 6 junho de 2001

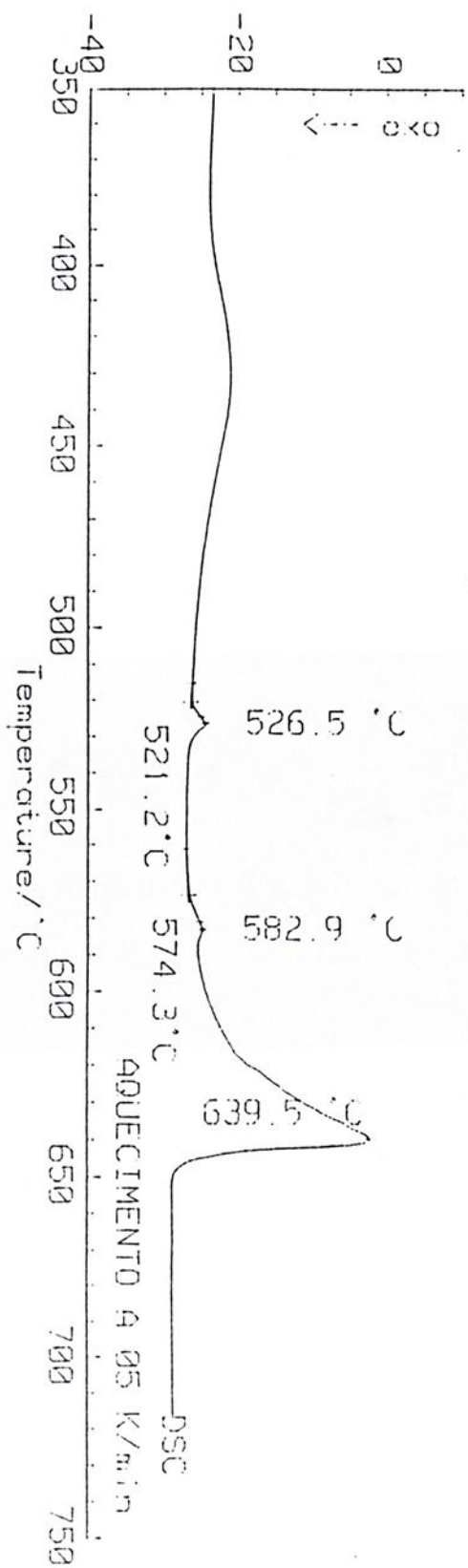

Neide Marjano
Gerente de Negócios - Metais
Crea - 0681947000

Este documento somente poderá ser reproduzido por inteiro.
Os resultados referem-se à(s) amostra(s) analisada(s)

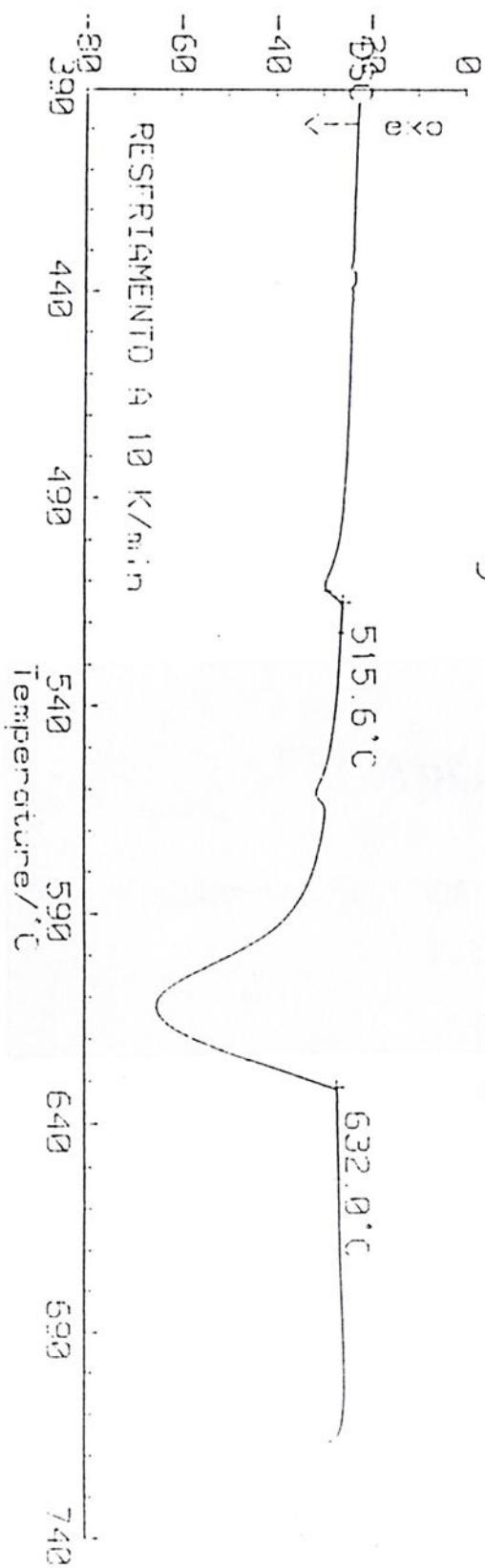
Página 1 de 1

Temperature Difference/ μ V Temperature Difference/ μ V

Segment 4: 450°C/5/750°C



Segment 5: 750°C/10/400°C



Apêndice 4

**Artigo publicado no 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de
Fabricação**

Neste trabalho, o material da base dos *strain-gages* é constituído de epoxy e fio metálico de constantan. Este possui a propriedade de auto compensação de temperatura e uma resistência elétrica de 120 Ω (Catálogo EXCEL, 1998). A fixação dos *strain-gages* na

superfície da estrutura, deve ser feita de modo que a resistência elétrica dos mesmos possa variar com a deformação da superfície do material de base (ASTM E1237-93, 1993).

Ireland (1977), relata que um sinal obtido em uma célula de carga, é uma combinação bastante complexa da resposta verdadeira, forças inerciais, flutuações de baixa frequência das ondas refletidas e ruídos provenientes do sistema de aquisição. Então, um conhecimento prévio do comportamento do sistema de aquisição de sinais e a relação entrada/saída do sinal é fundamental (Rodrigues, 2000).

A instrumentação de máquinas e equipamentos é utilizada visando um processo de otimização ou controle da produção. Schaeffer *et al.* (2000) utilizou células de carga para a medição das forças de corte e do prendedor de chapas, como também o deslocamento do punção, visando a otimização da qualidade final da peça cortada.

O processo de puncionamento é amplamente empregado no corte de chapas e folhas metálicas utilizando um ferramental constituído de punção e matriz. Comparado com a fundição, forjamento ou usinagem, é um processo fácil, rápido e econômico para obter peças no tamanho, forma e acabamento desejado (Luo, 1997). Neste tipo de operação, está envolvido um conjunto de três forças: a força do punção (corte), a força de ejeção de *blank* da cavidade da matriz e a força do extrator (Chan *et al.*, 1998).

O afastamento entre o punção e a matriz é denominado de vão de quebra ou folga (Doyle, 1978). Assim, quando o punção desce, empurra o material para dentro da cavidade da matriz. Durante este percurso, tensões cisalhantes provocam o corte do material (superfície brilhante) entre as bordas do punção e da matriz. Posteriormente uma superfície rugosa é formada devida a ruptura do material. Se a folga for correta, as trincas de ruptura inferior e superior se encontram e tem-se a fratura da peça. Caso a folga seja muito grande ou pequena, as trincas não se encontrarão, e uma quantidade adicional de energia terá que ser fornecida e assim, a fratura é dita rasgada (ASM Handbook, 1996).

2. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é empregar a calibração estática (taxa de deformação de 10^{-5} a 10^{-1} s^{-1}) de um componente de uma prensa excêntrica (haste), para estimar a carga no ensaio dinâmico de baixa velocidade (taxa de deformação de 10^{-1} a 10^2 s^{-1}), Dieter (1988). Para isso, corte de *blanks* por puncionamento em tiras de alumínio, foi usado para verificar se a calibração estática feita, pode ser utilizada para avaliar a carga na prensa excêntrica (carregamento dinâmico).

O equipamento instrumentado neste trabalho é uma prensa excêntrica de 12 toneladas de capacidade. O local escolhido para a colagem dos extensômetros elétricos, foi a haste da prensa que liga o cabeçote da mesma com o restante do equipamento.

Naturalmente, o fenômeno de impacto do punção sobre uma chapa, é influenciado pelo ângulo de impacto, geometria e características do material do punção e da chapa a ser cortada durante o uso desta prensa, e finalmente da velocidade de carregamento (Zukas *et al.*, 1992). Entretanto, neste trabalho, somente será analisado a influência da velocidade de corte na carga das duas prensas.

A força de corte dos *blanks* foi estimada através da resistência a tração (Kalpakjian, 1997) e da resistência ao cisalhamento do material (Crane, 1944), para efeito de comparação com os valores obtidos na prensa instrumentada.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Colagem dos extensômetros

Os extensômetros foram colados em ponte de *Wheatstone* que é um circuito muito utilizado em extensometria, tanto para medições de deformações estáticas como dinâmicas, (Juvinall, 1967).

Este tipo de circuito permite eliminar a influência da temperatura (Barreto, 1998) sobre os extensômetros. Após a colagem, é necessário a aplicação de pressão sobre os mesmos através de grampos de pressão (Figura 1). *Aqui* a pressão foi de 0,49 MPa. A cura e pós-cura, para o alívio de tensões no adesivo, foram realizadas em um forno mufla a 180° C por 120 minutos e 190° C por 90 minutos, respectivamente (Catálogo EXCEL, 1998).

A fixação dos cabos coletores de dados foi feita de modo que qualquer solicitação não danificasse a célula de carga. E *após* fixados, uma camada de borracha de silicone, não corrosiva, para a proteção da célula, foi aplicada. Esta camada tem por finalidade proteger a célula de carga contra óleos, graxas ou qualquer outro material que possa comprometer o desempenho dos extensômetros.

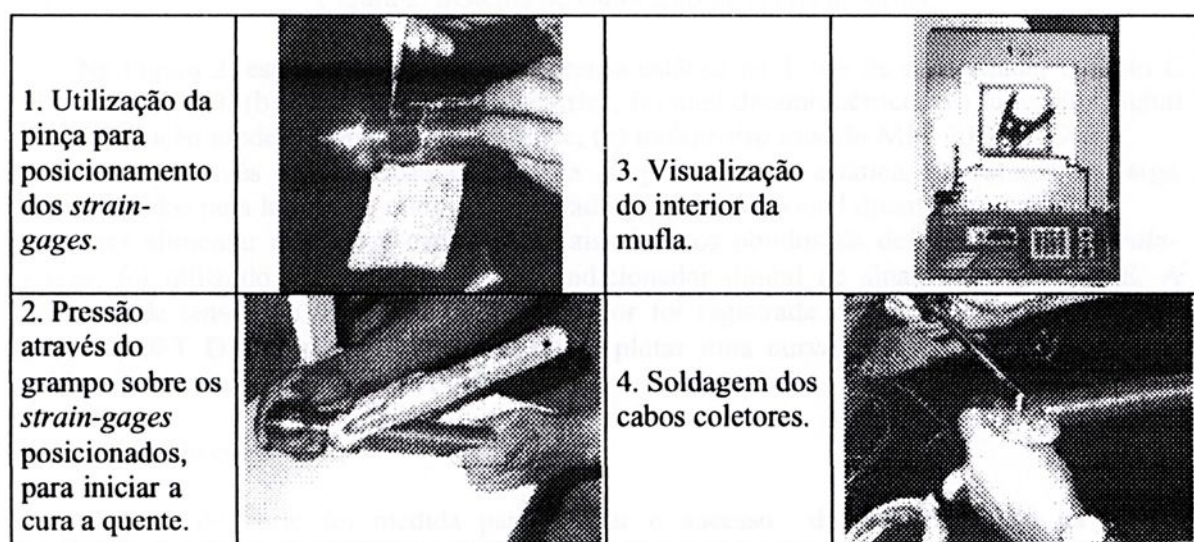


Figura 1. Sequência de colagem dos extensômetros na haste da prensa excêntrica.

3.2 . Calibração

Como os *strain-gages* possuem um comportamento linear (Barreto, 1998), a calibração efetuada, pode ser extrapolada para uma carga superior. Então, a calibração foi realizada numa prensa mecânica de 4 toneladas de capacidade, modelo C1006 da PAVITEST (Figura 2) para estimar a carga até 12 toneladas (capacidade máxima da prensa excêntrica instrumentada neste trabalho).

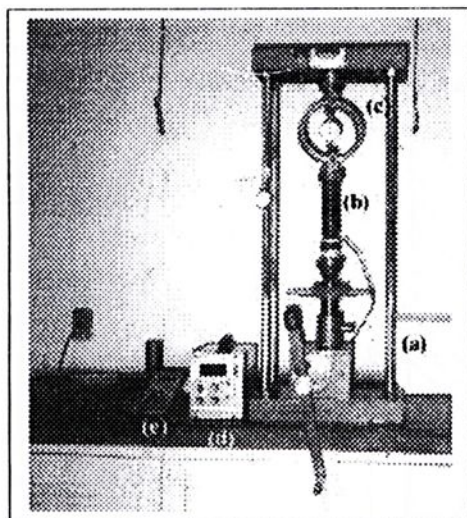


Figura 2. Sistema de calibração da célula de carga.

Na Figura 2, estão representados: (a) prensa estática de 4 ton de capacidade, modelo C 1006 da Pavitest; (b) haste da prensa excêntrica; (c) anel dinamométrico; (d) indicador digital de deformação modelo TMDE da Transdutech; (e) multímetro modelo MIC 7000FT DMM.

Assim, através da aplicação gradual da carga na prensa estática, os valores da carga foram obtidos pela leitura no relógio comparador, acoplado no anel dinamométrico.

Para alimentar a ponte e captar os sinais elétricos obtidos da deformação dos *strain-gages*, foi utilizado um amplificador e condicionador digital de sinais modelo TMDE. A variação de tensão de saída deste condicionador foi registrada por um multímetro, modelo MIC 7000FT DMM, para que fosse possível plotar uma curva e encontrar a equação de calibração para a célula de carga (veja Resultados e Discussão).

3.3. Ensaio de corte

A força de corte foi medida para avaliar o sucesso da instrumentação na prensa excêntrica. O ensaio de corte foi escolhido por ser o mais viável em termos de material disponível no laboratório e o mais simples de ser implementado. Os ensaios foram realizados em ambas as prensas para que os resultados entre o corte estático e o corte dinâmico fossem comparados. Para isto, uma matriz e um punção circular foram usinados e são mostrados na Figura 3. Este ferramental foi feito de aço ABNT 1040 (material disponível na oficina do DEM/FEIS/UNESP).

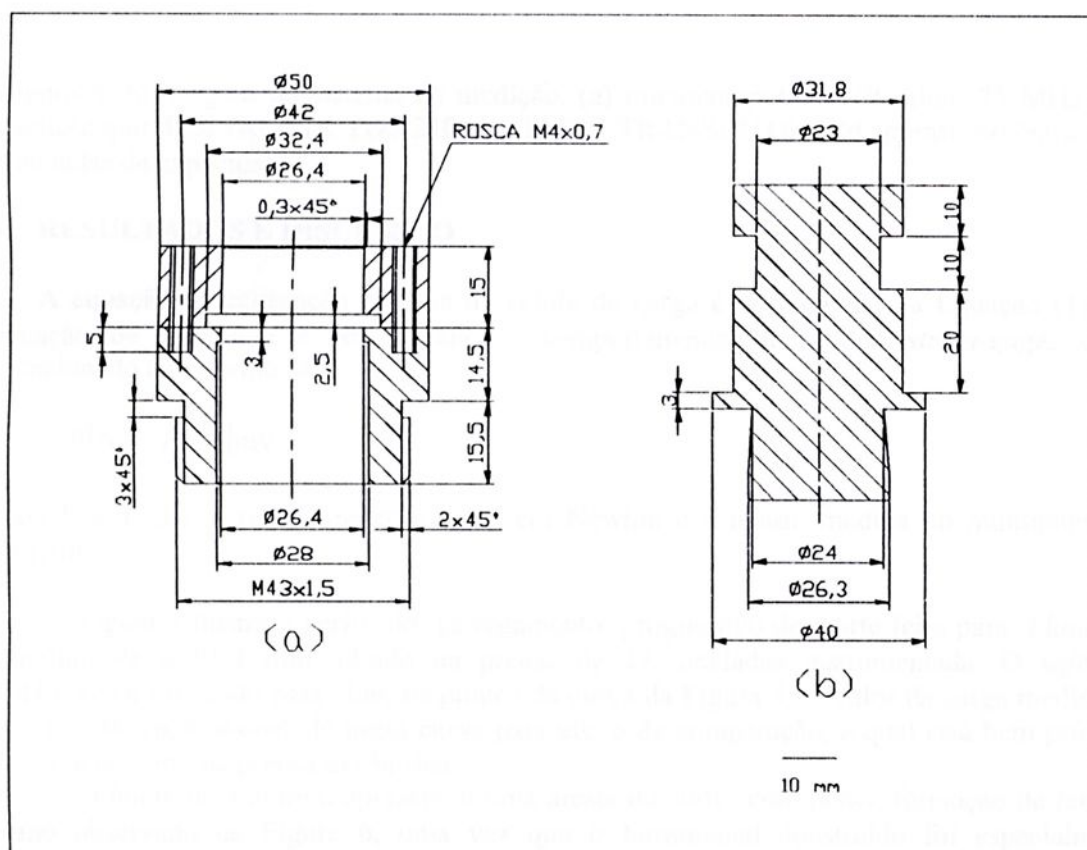


Figura 3. Projeto do ferramental para cortar *blanks* de alumínio. (a) matriz (b) punção.

Para aquisição de sinais referente aos ensaios de corte em ambas as prensas, um sistema de medição composto por um condicionador de sinais e um osciloscópio digital de memória (TEKTRONIX TDS 210) acoplado a um microcomputador Pentium 75 MHz, foi montado. Figura 4 mostra a prensa excêntrica instrumentada.

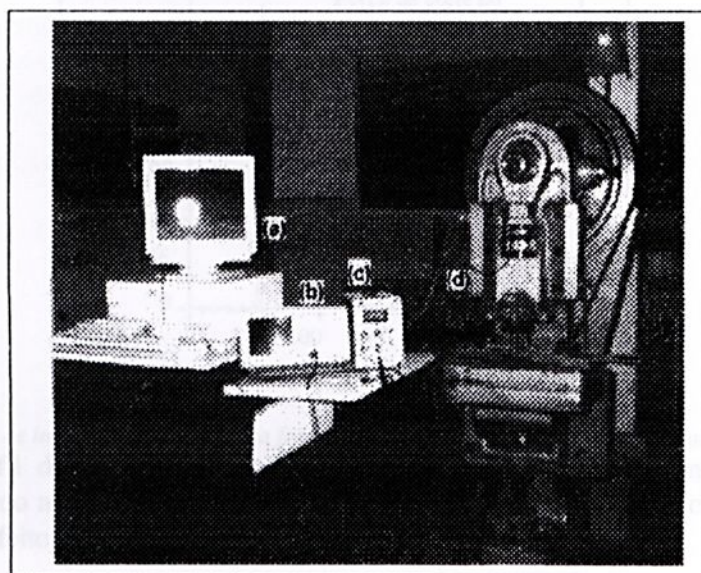


Figura 4. Montagem do sistema de medição. (a) microcomputador (Pentium 75 MHz); (b) osciloscópio TEKTRONIX TDS 210; (c) TMDE TRANSDUTEC; (d) prensa excêntrica (12 toneladas de capacidade).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A equação de calibração estática da célula de carga é apresentada na Equação (1). É a equação de uma reta e isto satisfaz o comportamento linear dos *strain-gages* como mencionado anteriormente.

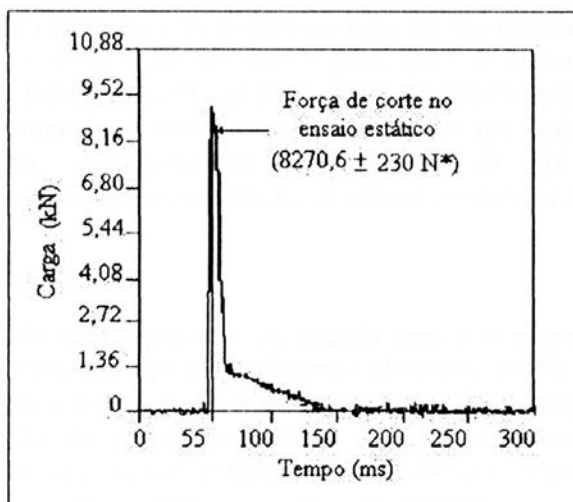
$$F[N] = 7,12T[mV] \quad (1)$$

onde F e T são respectivamente a força em Newton e a tensão medida no multímetro em milivolts.

Figura 5 ilustra o perfil do carregamento progressivo de corte feito para *blank* de alumínio de ϕ 26,4 mm, obtido na prensa de 12 toneladas instrumentada. O *software* WAVESTAR foi usado para obter os pontos da curva da Figura 5. O valor da carga medida na prensa estática, é assinalado nesta curva para efeito de comparação, a qual está bem próxima da força de corte na prensa excêntrica.

O *blank* de alumínio apresentou uma aresta de corte com pouca formação de rebarba como observado na Figura 6, uma vez que o ferramental construído foi especialmente projetado para este fim (Provenza, 1987).

A prensa instrumentada por Schaeffer *et al.* (2000) mostra curvas características da força de corte versus tempo para aço inoxidável de 1mm de espessura, variando a folga entre matriz e punção. A maior força de corte obtida foi para uma folga entre punção e matriz de 5 %. Este punção foi chanfrado (0,5mm x 45°) para simular uma situação de desgaste.



*Os valores para os intervalos de confiança foram calculados tomando 5 amostras com 95% de confiabilidade.

Figura 5. Perfil de carregamento progressivo para o *blank* de alumínio 1050 H14 de ϕ 26,4mm, cortado na prensa excêntrica. Nesta está indicado o valor da força de corte no ensaio estático para efeito de comparação com o ensaio dinâmico.

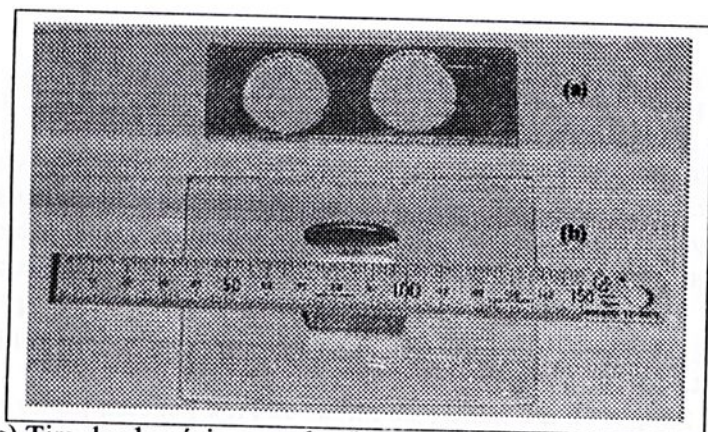


Figura 6. (a) Tira de alumínio cortada; (b) Perfil de corte dos *blanks* de alumínio.

Tabela 1 compara os valores da força de corte obtidos na prensa estática e excêntrica, com os estimados teoricamente por Kalpakjian (1997) e Crane (1944).

Tabela 1. Valores teóricos e experimentais máximos para força de corte (F_c).

Método		Força de Corte (F_c) [N]
Teórico	Experimental	
Kalpakjian (1997) $F_c = 0,7\sigma_t S$	—	9865,1*
Crane (1944) $F_c = \sigma_{cis} S$	—	11605,0*
-	Prensa Excêntrica	$9454,6 \pm 100^{**}$
-	Prensa Estática	$8270,6 \pm 230^{**}$

*Dados do fabricante ($\sigma_t = 85 \text{ N/mm}^2$; $\sigma_{cis} = 70 \text{ N/mm}^2$); S – área de corte.

**5 amostras com confiabilidade de 95 %.

A força de corte obtida no ensaio estático pela prensa mecânica foi 12,5 % menor que no ensaio dinâmico, isto já era esperado pois a velocidade de impacto, a taxa de deformação e a deformação plástica localizada influenciam a força de corte (Zukas *et al.* 1992).

Por outro lado, quando se compara a força de corte por Kalpakjian com a força de corte dinâmica (Tabela 1), esta apresentou uma diferença de 4,16 % abaixo da teórica. Este resultado próximo, valida a instrumentação da prensa excêntrica feita neste trabalho.

5. CONCLUSÃO

A Equação (1) de calibração está de acordo com a expectativa, uma vez que atendeu a condição de alta linearidade dos extensômetros (Barreto, 1998). Assim, pode-se afirmar que os extensômetros foram bem posicionados e colados na haste da prensa excêntrica.

A instrumentação da prensa excêntrica apresentou resultados conservadores quando comparados com os da prensa estática. Isto pode ser explicado pela elevada taxa de carregamento da prensa excêntrica.

Dessa forma, trabalhos posteriores de conformação mecânica poderão ser monitorados na prensa excêntrica instrumentada.

Agradecimentos

Aos professores, Gilberto Pechoto de Melo do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) e José Carlos Rossi do Departamento de Engenharia Elétrica (DEE), pelo total apoio técnico e empréstimo de equipamentos. Agradeço também aos técnicos dos Departamentos da Engenharia Civil, Sr. Mário Roberto Correia Ferreira; Engenharia Elétrica, Sr. Everaldo Leandro de Moraes e Engenharia Mecânica, Sr. Marino Teixeira Caetano pelo auxílio no desenvolvimentos da pesquisa. E a FAPESP pelo suporte financeiro.

REFERÊNCIAS

- ASM Handbook, 1996, Forming and Forging, vol. 14, ASM International, 4th printing.
- ASTM Designation: E1237-93, 1993, Standard Guide for Installing Bonded Resistance Strain Gages, ASTM Committee E-28 on Mechanical Testing and Subcommittee E-28.14 on Strain Gages.
- Barreto, E. J., 1998, Módulo I – Aprenda Extensometria, Princípio de Funcionamento do Extensômetro.
- Catálogo Extensômetros Elétricos, 1998, EXCEL Engenharia de Sensores Ltda.
- Chan, L.C., Lee, T.C., Wu, B.J. and Cheung, W.M., 1998, Experimental Study on the Shearing Behaviour of Fine Blanking Versus Bar Cropping, *Journal of Materials Processing Technology* 80-81, pg. 126-130.
- Crane, E.V., 1944, Plastic Working of Metals and Non-Metallic Materials, 3rd ed. 4th printing, New York, John Wiley & Sons, Inc., London Chapman & Hall, Ltda.
- Dieter, G.E., 1988, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book Company, London.
- Doyle, L.E., 1978, Processos de Fabricação e Materiais para Engenheiros, Editora Edgard Blücher Ltda..
- Figliola, S.R. and Besaley, D.E., 1991, Theory and Design for Mechanical Measurements, John Wiley & Sons, EUA.
- Ireland, D.R., 1977, Critical Review of Instrumented Impact Charpy Test, Cambridge: The Welding Institute, Conference Technical Publication.
- International Standard ISO 14556, 2000, Steel – Charpy V-Notch Pendulum Impact Test-Instrumented Test Method, First Edition.
- Juvinall, R.C., 1967, Engineering Considerations of Stress, Strain and Strength, McGraw-Hill Book Company, New York.
- Kalpakjian, S., 1997, Manufacturing Process for Engineering Materials, 3rd ed., Addison-Wesley, Menlo Park, California.
- Luo, S.Y., 1997, Studies on the Wear Conditions and the Sheared Edges in Punching, *Elsevier Science Wear* 208, pg. 81-90.
- Provenza, F., 1987, Estampos III PROTEC, Editora F. Provenza, São Paulo/SP.
- Rodrigues, A.R., Tokimatsu, R.C., Arato Júnior, A. e Delforge, D.Y.M., 2000, Avaliação da Arquitetura de Aquisição de Sinais Adotada na Medida da Tenacidade à Fratura Dinâmica Aparente de Materiais Metálicos, 55^o Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro/RJ.
- Schaeffer, L., Richter, A. e Souza, J.H.C., 2000, Ferramenta Instrumentada para pesquisas em Processos de Cisalhamento de Chapas, in: 55^o Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.
- Zukas, J.A., Nicholas, T., Swift, H.F., Greszczuk, L.B. and Curran, D.R., 1992, Impact Dynamics, 1st ed, Krieger Publishing Company, Malabar-Flórida.



**STUDY OF SIGNALS ACQUISITION SYSTEM AND UTILIZATION OF STRAIN-
GAGES IN
DYNAMIC TESTS AND COMPARISON BETWEEN STATIC AND DYNAMIC
CALIBRATIONS OF LOAD CELL**

Abstract. *In this paper, it is showed discussions about instrumentation of an eccentric press to evaluate the value of its load operation by strain-gages. These were attached at the eccentric press component which transmit the movement between the machine and its head. A mechanical press was used to acquire a calibration curve. The paper discuss the application of this static calibration, to estimate the load in dynamic testing utilizing an eccentric press. Blanking testing by punching in aluminum strip, was carried out to verify the efficiency of the instrumentation made. The experimental measurement cutting forces as achieved, were compared with theoretical models.*

Keywords: *Strain-gages, instrumentation, calibration, signals acquisition.*





UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"

Câmpus de Ilha Solteira
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Av. Brasil Centro, 56
15385-000 Ilha Solteira - SP
www.dem.feis.unesp.br

