

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,  
Metalúrgica e de Materiais (PPGEM)

**OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE ESTRUTURAS  
REOFUNDIDAS E TIXOFUNDIDAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA7075**

JOSÉ VANDERLEI FELTRIN

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre (RS) – 2004

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,  
Metalúrgica e de Materiais (PPGEM)

**OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE ESTRUTURAS  
REOFUNDIDAS E TIXOFUNDIDAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA7075**

**JOSÉ VANDERLEI FELTRIN**  
Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), como parte dos requisitos para obtenção do título de mestre em engenharia.

Área de Concentração: Metalurgia da Transformação

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim Junior

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Lírio Schaeffer (PPGEM)

Prof. Dr. Arno Müller (ULBRA)

Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos (UNICAMP)

Prof. Dr. Carlos Arthur Ferreira  
Coordenador do PPGEM

Dedico este Trabalho a minha filha Mima  
Krupuskaya Grossi Feltrin, razão única  
deste esforço tardio.

## **Agradecimentos**

A todos que colaboram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao professor Dr. Jaime Álvares Spim Júnior pelas orientações, paciência e esforço pessoal proporcionado.

Aos funcionários do LAFUN Carlos Frick Ferreira e Régis Fabiano Amaral pelo apoio.

Ao Alexandre Pitol Boeira e Mestrando Eng. Wilson Fogazzi pelo apoio e colaboração nos experimentos.

Ao Técnico em Mecânica e estagiário do Lafun Ander Alfeu G. de Almeida no apoio nos procedimentos metalográficos.

Ao estagiário e estudante de Metalurgia Guilherme Goedert pelo importante apoio na utilização do programa de análise de imagens.

Aos estudantes e estagiários do Lafun, Alexandre L. Ribeiro Nunes, Cristian Pohl Meinardt, Diogo da Silva Costa, Eduardo Felipe Folle, Gerônimo S. de Castro Menezes, Pedro C. Pereira da Cunha, Vinicius de Freitas Paz, Vinicius Karlinsky de Barcelos e Vitor Hugo Perdomo Coral, pelo apoio técnico e na utilização dos recursos computacionais.

Ao funcionário Tec. Luiz Zaniratti do Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas (CT) pelo apoio na soldagem das hélices propulsoras.

Aos funcionários Tec. Marco Aurélio C. Villanova e Luiz Eduardo Pinow Ribas (LdTM) pelo apoio na fabricação dos cadinhos, ajustes da máquina e usinagem dos corpos de prova.

Ao Dr. Marcos Espinoza (LdTM) pela valiosa colaboração e pelo intercâmbio de experiências.

A Dra. Maria do Carmo Vieira nos intercâmbios de experiências e colaboração com o presente trabalho.

Ao amigo e estudante de Engenharia de Minas (UFRGS) Edson Flores pela instalação, modificações e ajustes no sistema de controle da potência.

Ao amigo e estudante de Ciências Sociais (UFRGS) Vinicius John na digitação desta dissertação.

Ao Prof. Dr. Nestor Reck, do Núcleo de Termodinâmica Metalurgia Computacional (NTCM) da UFRGS, pelo valioso apoio na pesquisa envolvendo o método calculado ChemSage, referido neste Trabalho.

Ao Prof. Dr. Carlos Bergmann, e ao estagiário Antonio Takimi do Laboratório de Corrosão (LASER) da UFRGS pelo trabalho de proteção contra a corrosão da hélice propulsora.

Ao Prof. Dr. Telmo Strohaecker, ao funcionário Mestre Sandro Grizza e equipe do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF–UFRGS) pelo apoio na obtenção das fotos micro e macrográficas e na utilização do microscópio eletrônico de varredura e microsonda (MEV–EDS).

Ao Prof. Dr. Antonio C. Vilela e ao Dr. Carlos A. M. Moraes do Laboratório de Siderurgia (LASID–UFRGS) pelos procedimentos experimentais na análise térmica diferencial (DTA–TG) nos ensaios preliminares deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Afonso Riguly do Laboratório de Metalurgia da Física (LAMEF–UFRGS) por fornecer e orientar no programa de análise de imagens.

Ao Prof. Dr. Vicenti Canalli, do Laboratório de Conversão de Energia da Pontífice Universidade Católica (PUC–RS) pela utilização do sistema de controle de potência.

Ao Dr. Carlos Alexandre dos Santos e ao Departamento de Materiais da Universidade Estadual de Campinas – SP, pela colaboração nas análises via DTA, da liga deste Trabalho.

A ALCOA – Santo André (SP), ao Gerente Eng. Carlos Riff Borges e equipe técnica por produzirem e cederem a liga para este Trabalho.

Ao sofrido povo brasileiro, que através do seu trabalho, viabiliza o desenvolvimento tecnológico e a universidade pública, gratuita e de qualidade.

# Sumário

Agradecimentos.....	v
Sumário .....	vii
Lista de Figuras .....	ix
Lista de Tabelas.....	xiv
Lista de Símbolos.....	xv
Resumo.....	xvii
Abstract.....	xviii
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVOS .....</b>	<b>3</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>4</b>
<b>3.1. O Surgimento da Reofundição .....</b>	<b>4</b>
<b>3.2. Reofundição .....</b>	<b>5</b>
<b>3.3. As Características das Estruturas .....</b>	<b>6</b>
3.3.1. Características Morfológicas.....	7
3.3.2. Características Composicionais.....	8
3.3.3. Características de Escoamento (Conformabilidade) .....	10
<b>3.4. Formas, Métodos e Linhas de Pesquisa Para a Obtenção dos Reofundidos e Sua Utilização.....</b>	<b>16</b>
<b>3.5. Processos de Obtenção de Reofundidos a Partir do Líquido e do Sólido .....</b>	<b>22</b>
3.5.1. Obtenção de Estrutura Reofundida a Partir do Líquido.....	22
3.5.2. Obtenção de Estruturas Reofundidas a Partir do Sólido .....	41
<b>3.6. Reaquecimento das Estruturas Reofundidas .....</b>	<b>47</b>
<b>3.7. Caracterização de Estruturas Reofundidas .....</b>	<b>53</b>
3.7.1. Caracterização das Formas e Número de Glóbulos e Grãos da Fase Sólida, e da Quantidade Relativa da Segunda Fase dos Reofundidos.....	53
3.7.1.1. Caracterização utilizando o fator de forma .....	54
3.7.1.2. Caracterização utilizando o número de glóbulos e grãos .....	58
3.7.1.3. Determinação da quantidade relativa da segunda fase.....	61
3.7.2. Caracterização da Viscosidade de Estruturas Reofundidas.....	61
<b>3.8. A Liga de Alumínio 7075 .....</b>	<b>62</b>
3.8.1. Aspectos Composicionais .....	62
3.8.2. Influência dos Elementos de Liga, Cuidados na Utilização e Tratamento .....	64
3.8.3. Mecanismos de Endurecimento.....	65
3.8.4. Propriedades Mecânicas, Térmicas e Elétricas.....	66
3.8.5. Diagrama de Fases.....	67
<b>4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....</b>	<b>72</b>
<b>4.1. A Liga 7075 nos Experimentos.....</b>	<b>72</b>
4.1.1. Composição .....	72
4.1.2. Diagramas de Fase e Frações de Sólidos.....	72
4.1.2.1. Temperaturas <i>Solidus</i> e <i>Liquidus</i> e Frações de Sólidos.....	74
<b>4.2. Processos Propostos .....</b>	<b>78</b>
4.2.1. Agitação Mecânica com Haste Propulsora (hélice) .....	78

4.2.1.1. Detalhes construtivos e dados dos principais equipamentos do sistema de agitação mecânica.....	81
4.2.1.1.1. Forno resistivo.....	81
4.2.1.1.2. Sistema de controle da potência do forno.....	81
4.2.1.1.3. Motor acionador da propulsão.....	82
4.2.1.1.4. Haste/hélice propulsora.....	82
4.2.1.1.5. Cadinho de grafite.....	83
4.2.1.1.6. Termopares e sensor de temperatura.....	84
4.2.1.1.7. Argônio	85
4.2.1.1.8. Manta refratária.....	86
4.2.1.1.9. Procedimentos, condições e tempos de agitação, resfriamento e reaquecimento indutivo.....	86
4.2.1.1.9.1. Procedimentos na agitação.....	86
4.2.1.1.9.2. Condições da agitação.....	87
4.2.1.1.9.3. Tempos de agitação.....	87
4.2.1.1.9.4. Resfriamento da amostra e condições do lingote obtido.....	88
4.2.1.1.9.5. Reaquecimento.....	89
4.2.2. Processo SIMA.....	89
4.2.2.1. Aquecimento indutivo.....	90
4.2.2.2. Parâmetros de reaquecimento.....	91
4.2.2.2.1. Único patamar.....	93
4.2.2.2.2. Três patamares.....	93
4.2.2.3. Resfriamento do tarugo.....	94
4.2.3. Análises Metalográficas.....	95
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>96</b>
<b>5.1. Obtenção de Reofundidos por Agitação Mecânica.....</b>	<b>96</b>
5.1.1. Influência do Espaçamento Anelar.....	97
5.1.1.1. Espaçamento anelar de 5mm.....	98
5.1.1.2. Espaçamento anelar de 9mm.....	103
<b>5.2. Resultados e Discussões Relativas as Estruturas Tixofundidas Obtidas por Aquecimento Indutivo.....</b>	<b>105</b>
5.2.1. Estruturas Obtidas por Aquecimento Indutivo.....	107
5.2.2. Esquemas de Comparação Envolvendo a Evolução do Diâmetro do Glóbulo.....	111
5.2.2.1. Utilizando três patamares de tratamento isotérmico.....	113
5.2.3. Esquemas de Comparação Envolvendo a Forma dos Glóbulos.....	114
5.2.3.1. Utilizando um patamar de trabalho isotérmico.....	115
5.2.3.2. Utilizando três patamares de tratamento isotérmico.....	116
<b>6. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....</b>	<b>118</b>
<b>6.1. Conclusões.....</b>	<b>118</b>
<b>6.2. Sugestões para Futuros Trabalhos.....</b>	<b>120</b>
<b>Artigos.....</b>	<b>121</b>
<b>Teses e Dissertações.....</b>	<b>127</b>
<b>Livros.....</b>	<b>128</b>
<b>Manuais, Catálogos, Programas e Normas.....</b>	<b>129</b>
<b>Anexo A.....</b>	<b>130</b>

## Lista de Figuras

Figura 1. a) microestrutura dendrítica. b) microestrutura não dendrítica. [Louè; 1995].....	7
Figura 2. Fração de sólidos x soluto em pesos utilizando Gulliver-Scheill e distribuição de soluto de dados experimentais [Ghost; 2001].....	9
Figura 3. Viscosidade aparente e fração de sólido para a liga Sn-15%Pb cisalhada continuamente e esfriada a diferentes taxas de cisalhamento [Heußem; 1997]. ....	11
Figura 4. Viscosidade aparente e taxa de cisalhamento a fração de sólidos de 0,36 medidas com viscosímetro de cilindros concêntricos [Mc Lelland; 1997]. ....	12
Figura 5. Viscosímetro Couette usado para experimentos de cisalhamento, onde a liga em solidificação é localizada em um espaço entre dois cilindros [Braccini; 2002]. ....	13
Figura 6. Diagrama esquemático mostrando as variações da viscosidade com o tempo, mostrando os efeitos da taxa de cisalhamento que ilustra o comportamento tixotrópico. [Mc Lelland; 1997].....	14
Figura 7. Viscosidade aparente e tempo de cisalhamento após um tempo de repouso (tr). Cisalhamento parado e reiniciado à mesma taxa de cisalhamento após um tempo de repouso. [Flemings; 1991].....	15
Figura 8. Tixotropia medida por ciclo de histerese. a) efeito do tempo para alcançar a máxima tensão de cisalhamento, e b) efeito do tempo de repouso. [Flemings; 1991] .....	16
Figura 9. Auto-peças de alumínio do sistema de freio reoconformadas pela Alumax (USA). [Flemings; 1991].....	17
Figura 10. Peças componentes dos sistemas de suspensão e direção de automóveis, produzidas por alumínio reoconformadas pela Alumax. [Flemings; 1991] .....	17
Figura 11. Conectores elétricos produzidos em alumínio reoconformados pela Alumax. [Flemings; 1991].....	17
Figura 12. Processo de obtenção de matéria-prima (billets) para reoconformação de ALTHIX-Pechiney. [Pechiney; 1997].....	18
Figura 13. Peça de motocicleta. [Young; 2000].....	19
Figura 14. Braço da suspensão. [Rosso; 2000].....	19
Figura 15. Peça de motor elétrico [Kapranos; 1996a].....	19
Figura 16. Peças de aço ferramenta e Stellite. [Kopp; 2001] .....	20
Figura 17. Várias peças tixoforjadas de alumínio. [Kopp; 2001].....	20
Figura 18. Mapa dos processos de tixoformação [Kopp; 2001].....	21
Figura 19. Esquema da evolução da estrutura globular na reofundição: a) fragmento dendrítico original; b) dendrita crescida; roseta; roseta engrossada (ripened) e e) esfera com líquido retido [Fuxiao; 2001]. ....	24
Figura 20. Dobramento e fratura de braço dendrítico por meio de vigorosa agitação. [Espinoza; 1999].....	24
Figura 21. Construção da estrutura através da colisão e coalescência. a) rosetas e líquidos retidos b) esferóides [Heußem; 1997]. ....	25

Figura 22. Modelos Ostwald ripening [Zoqui; 2001a].....	27
Figura 23. Modelos coalescência [Zoqui; 2001a].....	28
Figura 24. Agitador/Reômetro. a) esquema construtivo b) detalhe do rotor e cadinho [Brabazon; 2002].....	30
Figura 25. Esquema de fabricação de compósitos utilizando agitação mecânica por propulsor. ....	31
Figura 26. Esquema de agitação mecânica de uma liga de alumínio utilizando hastes e propulsores.....	31
Figura 27. Esquema de agitação mecânica utilizando o processo duplo-parafuso [Ji; 2001].....	32
Figura 28. Forno de indução eletromagnético. a) esquema principal da bobina para a produção do campo eletromagnético b) as linhas do campo magnético [Amberg; 1992].....	33
Figura 29. Agitação magnetohidrodinâmica. a) esquema principal do sistema de bobinas MHD b) linhas do campo magnético [Amberg; 1992]. ....	34
Figura 30. Esquema de bobina dupla [Beitelman; 1999]. ....	34
Figura 31. Esquema de obtenção de compósitos utilizando agitação magnetohidrodinâmica. a) vista frontal, b) vista superior [Vivès; 1989]. ....	35
Figura 32. Esquema do agitador eletromagnético para ligas de alumínio. [Vivès; 1994].....	36
Figura 33. Esquema de lingotamento contínuo com agitação eletromagnética. [Saito; 2001].....	36
Figura 34. Esquema do processo SCR [Zoqui; 2001a]. ....	37
Figura 35. Esquema da câmara de deposição spray, mostrando a posição dos termopares e pirômetro de medição das temperaturas [Mingard; 1998]. ....	39
Figura 36. Esquema de nova re fundição [Wabusseg; 2000]. ....	40
Figura 37. Esquemas da re fundição elementar. a) processo utilizando rampa, b) processo usando baixo super-aquecimento [Haga; 2002]. ....	41
Figura 38. Esquema dos mecanismos da evolução da estrutura dendrítica para globular na produção do re fundido [Zoqui; 2001b]. ....	43
Figura 39. Esquema dos mecanismos da evolução da estrutura dendrítica deformada para globular, na produção de re fundido [Zoqui; 2001b]. ....	45
Figura 40. Esquema de diagrama, apresentando degraus (patamares) de tratamento térmico que incluem tempos de reaquecimento e tempos e temperaturas de tratamentos isotérmicos [Jung; 2000a]. ....	48
Figura 41. Aquecimento indutivo de tarugo (billet) cilíndrico [Kapranos; 1996a].....	50
Figura 42. Esquema de dimensionamento da bobina e tarugo (billet) para o aquecimento indutivo [Jung; 2000b]. ....	51
Figura 43. Esquema de aquecimento indutivo horizontal, utilizando barco de aço inoxidável austenítico [Saito; 2001]. ....	52
Figura 44. Ilustração do carregamento de um tarugo (billet) para o aquecimento indutivo, utilizando um barco cerâmico na posição horizontal [Young; 2000].....	53
Figura 45. Esquema mostrando valores do fator de forma da circularidade e forma típicas de partículas [Xia; 1998]. ....	57
Figura 46. Definição dos fatores de forma de alongamento (x), de superfície (z) e de diâmetro equivalente (da) [Tzimas; 2000b]. ....	57
Figura 47. Exemplo da contagem de grãos e glóbulos utilizando caracterizações micro e macroestruturais, por contagem de linhas interceptadas. Notar que a figura é somente um exemplo da ilustração de Flemings em 1991 [Zoqui; 2002].....	60
Figura 48. Esquema representativo da zona de interesse do diagrama de fases calculado para o sistema de seis elementos (liga 7075). Extraído de [Yan; 2001].....	68

Figura 49. Esquema da região rica em alumínio do diagrama de fases calculado. A linha tracejada representa a composição estimada de 1,36% Cu. Extraído de [Yan; 2001].	68
Figura 50. Seção que detalha o diagrama de fases calculado entre as temperaturas 470 – 490°C. Extraído de [Yan; 2001].	69
Figura 51. Comparação da fração de sólidos calculada em função da temperatura da liga 7075 com os dados experimentais de Bäckerud. Extraído de [Yan; 2001].	70
Figura 52. Evolução do calor na liga 7075 em função da temperatura como resultado da transformação da fase, durante o curso de solidificação sobre as condições de Scheil. Extraído de [Yan; 2001].	70
Figura 53. Porção da região rica em alumínio do diagrama de fases calculado. A linha tracejada representa agora a composição de 1,84% Cu. Adaptado de [Yan; 2001].	74
Figura 54. Curva de resfriamento da liga 7050 adquirida por (SAD 32) em condições de baixa extração de calor (cadinho protegido por mantas refratárias).	75
Figura 55. Curva fração de sólidos x temperatura, calculada pelo Método ChemSage, utilizando Gulliver-Scheil.	76
Figura 56. Gráfico que compara três curvas que relacionam frações sólidos x temperatura. As calculadas por ChemSage (Gulliver-Scheil e Regra da Alavanca) e a experimental por DTA de Uggowitzer.	77
Figura 57. Curvas geradas por DTA a uma taxa de aquecimento e resfriamento a 5°C/minuto.	77
Figura 58. Esquema geral do processo de agitação mecânica com haste/hélice propulsora utilizado neste trabalho.	79
Figura 59. Conjunto da máquina usada no processo de agitação mecânica e levantamento do forno.	79
Figura 60. Sistema de injeção de argônio.	79
Figura 61. Retirada do cadinho com a liga no estado pastoso e resfriamento em tanque com água a temperatura ambiente.	80
Figura 62. Sistema tiristorizado com potenciômetro para o controle da potência e temperatura do forno resistivo.	82
Figura 63. Dimensões e dados construtivos da hélice propulsora.	83
Figura 64. Detalhes do desgaste das pás. Pás antes e após três agitações (uma hora de trabalho).	83
Figura 65. Detalhes e dimensões do cadinho de grafite, utilizado para a agitação mecânica.	84
Figura 66. Fotografia do cadinho.	84
Figura 67. Curvas de aquecimento colhidas por SAD32 registrando as temperaturas no interior do cadinho, periferia e centro da liga (7075).	84
Figura 68. Termopar tipo K, com bainha de aço e cabo de compensação e o sensor de temperatura utilizado.	85
Figura 69. Manta refratária de lã de rocha para o isolamento térmico do cadinho.	86
Figura 70. Tarugo produzido por agitação mecânica após solidificação e de ser retirado do cadinho.	88
Figura 71. Tarugo usinado de $\phi 60\text{mm}$ e 60mm de altura, com dois furos para o posicionamento dos termopares.	89
Figura 72. Tarugo de alumínio. Detalhes e dimensões.	89
Figura 73. Unidade de geração e forno indutivo Inductotherm – 20kW do LAFUN, utilizado nos experimentos.	90
Figura 74. Esquema ilustrativo mostrando o aquecimento indutivo utilizado.	90

Figura 75. Esquema dos tratamentos isotérmicos de 1 patamar, utilizados nos reaquecimentos indutivos da liga extrudada 7075 em três frações de sólidos diferentes. ....	93
Figura 76. Esquema do tratamento isotérmico de três patamares, utilizados nos reaquecimentos, variando-se a fração de sólidos. ....	94
Figura 77. Detalhe da pinça para a extração do tarugo do forno. ....	94
Figura 78. Macrografia mostrando a estrutura da liga 7075, obtida por agitação mecânica e reaquecida a 600°C por 10 minutos 20X ataque HCl+HNO <sub>3</sub> +FeCl <sub>3</sub> . ....	98
Figura 79. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 5 minutos, resfriado em água. Ataque Keller, 100X. ....	99
Figura 80. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 5 minutos. Reaquecida indutivamente durante 10 minutos. Ataque Keller, 100X. ....	99
Figura 81. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 15 minutos, resfriado em água. Ataque Keller, 100X. ....	99
Figura 82. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 15 minutos. Reaquecida indutivamente durante 10 minutos. Ataque Keller, 100X. ....	99
Figura 83. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 30 minutos, resfriado em água. Ataque Keller, 100X. ....	99
Figura 84. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 30 minutos. Reaquecida indutivamente durante 10 minutos. Ataque Keller, 100X. ....	99
Figura 85. Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos, resfriado em água. 100X Ataque Keller. ....	100
Figura 86. Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos. REA segundo as condições do gráfico. 100X Ataque Keller. ....	100
Figura 87. Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos. REA segundo as condições do gráfico. 100X Ataque Keller. ....	100
Figura 88. Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos. REA segundo as condições do gráfico. 100X Ataque Keller. ....	100
Figura 89. a) O gráfico mostra as condições do reaquecimento resistivo. b) Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos, continuando no forno por 3 minutos a temperatura de 625°C para reaquecimento resistivo e resfriado em água. 100X Ataque Keller. ....	104
Figura 90. a) O gráfico mostra como este tratamento foi realizado. b) Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos, resfriado em temperatura ambiente por três minutos até a temperatura de 480°C e após resfriado em água. 100X Ataque Keller. ....	104
Figura 91. a) A tabela nos mostra os valores das dimensões medidas e as formas dos grãos. a) Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos, resfriado em água. 100X Ataque Keller. ....	104
Figura 92. Micrografia da liga 7075 obtida por extrusão direta – seção longitudinal. 1.000X Ataque Keller. ....	106
Figura 93. Micrografia da liga 7075 obtida por extrusão direta – seção transversal. 1.000X Ataque Keller. ....	106
Figura 94. Macrografia de uma estrutura reaquecida com tratamento isotérmico a 605°C durante 10 minutos e resfriada em água a temperatura ambiente, conforme indica o esquema mostrado em b). 20X Ataque HCl+HNO <sub>3</sub> +FeCl <sub>3</sub> . ....	106
Figura 95. Micrografia da liga 7075 reaquecida a 590°C por 10 minutos. 100X Ataque Keller. ....	107
Figura 96. Micrografia da liga 7075 reaquecida a 590°C por 20 minutos. 100X Ataque Keller. ....	107
Figura 97. Micrografia da liga 7075 REA 590°C, 30min. 100X Ataque Keller. ....	108

Figura 98. Micrografia da liga 7075 REA 600°C, 10min. 100X Ataque Keller. ....	108
Figura 99. Micrografia da liga 7075 REA 600°C, 20min. 100X Ataque Keller. ....	108
Figura 100. Micrografia da liga 7075 REA 605°C, 10min. 100X Ataque Keller. ....	108
Figura 101. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 590°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min. 100X Ataque Keller. ....	108
Figura 102. Micrografia da liga REA 470, 530 e 590°C durante respectivamente 2, 2 e 5 min. 100X Ataque Keller. ....	108
Figura 103. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 590°C durante respectivamente 2, 2 e 10 min. 100X Ataque Keller. ....	109
Figura 104. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 600°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min. 100X Ataque Keller. ....	109
Figura 105. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 600°C durante respectivamente 2, 2 e 10 min. 100X Ataque Keller. ....	109
Figura 106. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 605°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min. 100X Ataque Keller. ....	109
Figura 107. a) Tabela dos dados finais. b) Gráficos das condições de tratamento. c) Micrografia da liga 7075 REA 600°C, 10min., cortada com espátula. 100X Ataque Keller. ....	110
Figura 108. Corpos de prova, reaquecidos a três frações de sólidos diferentes, seja a 590, 600 e 605°C, mostrando as deformações do mesmo. ....	110
Figura 109. Fração de sólidos 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos. ....	112
Figura 111. Mesmo tempo (10 minutos) de tratamento isotérmico, variando-se as frações de sólidos. ....	113
Figura 112. Mesma fração de sólidos do patamar final 0,76 (590°C) variando-se os tempos de tratamento no último patamar. ....	113
Figura 113. Mesma fração de sólidos do patamar final 0,71 (600°C) variando-se os tempos de tratamento no último patamar. ....	114
Figura 114. Mesmo tempo de tratamento isotérmico (3 minutos), variando-se as frações de sólidos do último patamar. ....	114
Figura 115. Fração de sólidos 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos. ....	115
Figura 116. Fração de sólidos 0,71 (600°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos. ....	115
Figura 117. Mesmo tempo (10 minutos) de tratamento isotérmico, variando-se as frações de sólidos. ....	116
Figura 118. Mesma fração de sólidos do patamar final 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamento isotérmico no último patamar. ....	116
Figura 119. Mesma fração de sólidos do patamar final 0,71 (600°C), variando-se os tempos de tratamento isotérmico no último patamar. ....	117
Figura 120. Mesmo tempo de tratamento isotérmico (3 minutos), variando-se as frações de sólidos do último patamar. ....	117

## Lista de Tabelas

Tabela 1. Composições limites da liga AA7075 (% em peso). .....	62
Tabela 2. Dados das principais fases intermetálicas das liga AA7075.....	64
Tabela 3. Propriedades mecânicas da liga AA7075 antes e após tratamentos térmicos [Hatch; 1984]. .....	66
Tabela 4. Dados de temperaturas <i>solidus</i> e <i>liquidus</i> e calor específico da liga 7075. ....	66
Tabela 5. Propriedades térmicas da liga AA7075.....	67
Tabela 6. Propriedades elétricas da liga AA7075 tratadas termicamente.....	67
Tabela 7. Estado metalúrgico da liga AA7075 sob diferentes condições de solidificação. ....	71
Tabela 8. Composição medida pelo espectrômetro.....	72
Tabela 9. Temperatura e fração de sólidos utilizando método ChemSage.....	76
Tabela 10. Temperatura e fração de sólidos utilizando vários métodos.....	78
Tabela 11. Dimensões e materiais utilizados no forno resistivo. ....	81
Tabela 12. Tempos e temperaturas geradas pela curva de aquecimento utilizando SAD32.....	84
Tabela 13. Taxas de extração de calor em diversas posições durante o resfriamento.....	88
Tabela 15. Tempos de aquecimento e tratamento, e temperatura de tratamento utilizando três patamares.....	94
Tabela 16. Taxa de extração de calor para a solidificação em água.....	94
Tabela 17. Condições para tempos de agitação diferentes.....	98
Tabela 18. Condições para tempos de agitação diferentes.....	100
Tabela 19. Condições de tratamento isotérmicos.....	107

## Lista de Símbolos

Símbolo	Descrição
$A_t$	Área total analisada
$A$	Área da partícula
$A_\alpha$	Área relativa a fase primária
$A_s$	Área mínima aquecida superficial
$AM$	Agitação mecânica
$B$	Intensidade do campo magnético
$C_s$	Composição do sólido
$C_L$	Composição do líquido
$C_O$	Composição nominal da liga
$C^S$	Fator de forma (contiguidade)
$C^{Sfs}$	Fator de forma (contiguidade em volume)
$CSF$	Fator de forma da circulariedade [Xia; 1998]
$d$	Diâmetro do tarugo (billet)
$D$	Diâmetro do glóbulo perfeitamente esférico
$d_a$	Diâmetro equivalente
$F$	Força de Lorentz
$F_o$	Fator de forma específico (Loué; 1995)
$F_g$	Fator de forma específico (Loué e Suéry)
$F_{shape}$	Fator de forma (Salvo)
$f$	Frequência
$f_\alpha$	Fração de sólidos em volume
$f_s$	Fração de sólidos
$f_L$	Fração de líquidos
$G$	Tamanho do grão.ASTM
$H$	Altura ótima da bobina
$I$	Corrente elétrica
$IQR$	Índice da qualidade do reofundido (Zoqui)
$J$	Intensidade de corrente
$K$	Constante de difusão
$K_c$	Índice de consistência do material
$K_t$	Condutividade térmica
$l$	Comprimento da linha-teste
$L_{\alpha l}$	Soma dos perímetros da fase primária
$l_w$	Comprimento mínimo aquecido
$m$	Coefficiente (lei das potências)
$NA$	Número de grãos (carta padrão ASTM)
$NA$	Número de glóbulos/grãos por unidade de área
$NL$	Número de contornos entre a fase líquida e sólida
$n_P$	Número padronizado de glóbulos/grãos (Heyn)
$NRC$	Nova Reofundição
$N_{ss}$	Número de interceptos sólido/sólido
$N_{sl}$	Número de interceptos sólido/líquido
$N_v$	Número de esferas por unidade de volume
$P_e$	Potência elétrica
$P$	Perímetro da partícula
$P_a$	Densidade de potência atual
$P_s$	Densidade de potência idealizada
$P_t$	Força ou potência térmica

Símbolo	Descrição
Pr	Taxa de produção
$P_{\alpha}$	Perímetro da fase sólida da microestrutura
q	Capacidade térmica
r	Raio do glóbulo/grão
$r_0$	Raio inicial do glóbulo/grão
R	Resistência elétrica
REA	Reaquecimento indutivo
SCR	Cisalhamento por cilindros refrigerados
SF	Fator de forma
Sv	Área da superfície curva da interface
Svo	Área da superfície da interface inicial sólido/líquido pelo volume antes da fusão parcial
t	Tempo
T	Temperatura
ta	Tempo de aquecimento indutivo
$t_{AM}$	Tempo de agitação mecânica
$T_{AM}$	Temperatura de agitação mecânica
Tf	Temperatura de fusão
th	Tempo de tratamento isotérmico
Th	Temperatura de tratamento isotérmico
Tl	Temperatura <i>liquidus</i>
Ts	Temperatura <i>solidus</i>
V	Tensão elétrica
Vv	Fração de volume ocupada pelas esferas
X	Fator de alongamento
Z	Fator de forma de superfície
W	Frequência angular

Símbolo Grego	Descrição
$\omega$ (omega)	Frequência angular
$\eta_a$ (eta)	Viscosidade aparente
$\tau$ (tau)	Tensão de cisalhamento
$\rho_a$ (rô)	Resistividade da liga
$\gamma_F$ (gama)	Profundidade de penetração da corrente
$\mu$ (mi)	Permeabilidade magnética
$\mu_c$ (mi)	Constante magnética
$\theta_s$ (teta)	Temperatura da superfície do lingote
$\theta_c$ (teta)	Temperatura do centro do lingote
$\delta_F$ (delta)	Profundidade, penetração da corrente
$\dot{\gamma}$ (gama)	Taxa de cisalhamento
$\lambda$ (lambda)	Fator do aparelho

## Resumo

A obtenção de ligas metálicas em forma de pasta, com propriedades tixotrópicas apropriadas para serem utilizadas em processos de tixoconformação, pode ser realizada através de vários processos metalúrgicos. Destacam-se os processos de reofundidos obtidos a partir do líquido com a agitação mecânica do banho, ao longo da solidificação. Esses processos utilizam-se de rotores e propulsores, agitação mecânica usando o processo de duplo-parafuso e a agitação magneto hidrodinâmica. Outros procedimentos para a obtenção de pastas reofundidas a partir do líquido são o processo SCR (*Shearing Cooling Roll*), refino químico, ultra-som, processo spray, a nova reofundição NCR (*New Rheocasting*) e a reofundição elementar.

As estruturas tixofundidas são obtidas a partir do metal sólido no qual, utiliza-se a refusão parcial de estruturas dendríticas, a fusão parcial de estruturas dendríticas deformadas (SIMA) e a fusão parcial sob pressão de estruturas dendríticas. No Trabalho em questão foram estudados os dois métodos para a obtenção de estruturas com propriedades tixotrópicas (Reofundição e Tixofundição).

O primeiro processo explorado foi a agitação mecânica da liga AA7075 em seu estado semi-sólido, através de uma haste propulsora com pás recobertas por carbeto de cromo e contida em um cadinho especial de grafite. O segundo, foi a aplicação de tratamento isotérmico usando diversos patamares de tempos de aplicação e temperaturas. Este processo foi realizado por aquecimento indutivo na mesma liga AA7075, deformada anteriormente por extrusão direta. As microestruturas foram caracterizadas através dos diâmetros e formas dos glóbulos, utilizando o fator de forma específico em um programa de análise de imagens.

## **Abstract**

There are several processes to produce alloy in slurry form with appropriate properties to be used in thixoforming processes. Among the several processes the main ones are the rheocasting process which obtain the rheocasting structure starting from the liquid with the mechanical agitation of the bath during solidification. Those processes make use of rotors and propellers, mechanical agitation using the double twin-screw process and the magnetohydrodynamic agitation. Other procedures for obtaining rheocasting are SCR process (Shearing Cooling Roll), chemical refines, ultrasound, spray process, new rheocasting and simple rheocasting.

The thixocasting structures are obtained by starting from the solid metal in which partial refusion of dendritic structures happen. The dendritic structures are originally deformed or broken to produce a thixocasting structure. In this work there were studied two methods for obtaining structures with appropriate properties to be used in thixoforming processes (Rheocasting and Thixocasting).

The first process studied was the mechanical agitation of AA7075 alloy in its semi-solid state. The second was the application of thermal treatment using different times and levels of temperature. This process was accomplished by inductive heating and the alloy was previously deformed. The microstructures were characterized through the diameters and forms of the globules using the specific form factor in a program of images analysis.

# 1. INTRODUÇÃO

Os rumos e a opção pelo presente trabalho foram definidos a partir da necessidade de se ampliar a investigação de novos processos de obtenção de ligas de alumínio de alta qualidade.

Atualmente no Brasil existe grande escassez de pesquisas publicadas sobre processos não convencionais para a produção de materiais metálicos, sendo esses de importância fundamental para a indústria aero-espacial e indústria automobilística.

Em nível mundial, observa-se uma rápida evolução nos dez últimos anos da pesquisa de estruturas reo e tixofundidas, envolvendo grupos de pesquisadores de Universidades, Institutos Federais em parceria Universidade/Empresa, e também Centros de Pesquisas interno as indústrias, motivo que confirma grandes expectativas sobre o futuro promissor da aplicabilidade deste processo para a obtenção dos mais variados tipos de liga.

Em nosso laboratório de fundição da UFRGS (LAFUN), Veran [Veran; 1994] realizou uma importante investigação utilizando agitação mecânica com hélice propulsora em um trabalho de Compofundição.

Também em trabalhos anteriores do grupo de pesquisa do LAFUN/UFRGS, foi desenvolvida uma máquina protótipo TIXOJET.1 que utilizava a técnica da tixomoldagem. A esta mesma máquina, que já havia sido utilizada com o princípio de reômetro, introduziu-se adaptações para produzir pastas reofundidas, a partir da Agitação Mecânica, utilizando haste com pás propulsoras.

Também a partir da utilização de uma unidade geradora e forno indutivo, desenvolveu-se neste trabalho a obtenção de estruturas tixofundidas.

A opção pela liga 7075 deveu-se principalmente a sua ampla aplicabilidade, possuindo as melhores propriedades mecânicas como resistência e alongamento entre as ligas de alumínio, ao mesmo tempo uma ampla faixa de zona pastosa, aproximadamente 160°C, o que facilita a aplicação de técnicas de agitação e de tratamentos.

A liga 7075 foi desenvolvida durante a II Guerra Mundial e destinada, a princípio, a indústria aeronáutica e a militar em geral.

Atualmente é utilizada em peças sujeitas aos mais altos esforços mecânicos nas indústrias aeroespacial, aeronáutica, militar, máquinas, equipamentos, moldes para injeção de plástico, etc. [Sanders; 2001] [Godard; 2002]

Esta liga também é empregada para componentes automotivos, tais como: pistões, braços, sistemas de freio e rodas. Além de vários campos de utilização, desde a indústria de aparelhos esportivos até a indústria eletrônica [Kim; 2001], passando pelas peças extrudadas de helicópteros e outras, onde boa resistência à corrosão seja requerida. [Metals; 1990]

## 2. OBJETIVOS

Os objetivos principais, propostos para este trabalho, foram divididos em quatro grupos:

1. Atualização de conhecimentos relativos aos distintos processos de obtenção de estruturas tixo e reofundidas, processos estes em rápida evolução nos últimos dez anos.
2. Produzir estruturas reofundidas por agitação mecânica da liga de alumínio AA7075 no estado semi-sólido, a partir do líquido, em condições isotérmicas de agitação e dentro de uma fração de sólidos prevista por métodos matemáticos.
3. Produzir estruturas tixofundidas pela utilização de tratamentos isotérmicos a determinadas frações de sólidos, da liga de alumínio AA7075, a partir de uma estrutura deformada anteriormente. Nesse caso por extrusão direta.
4. Caracterização dos glóbulos obtidos quanto ao diâmetro e forma, pelos dois diferentes métodos de obtenção utilizados neste trabalho, e a correlação dessas estruturas com os parâmetros do processo.

## **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **3.1. O Surgimento da Reofundição**

Em 1971, David Spencer fazia sua tese de doutoramento no Instituto Tecnológico de Massachussets (MIT). Durante suas pesquisas com a liga Sn-15%Pb sobre trincas de contração, decidiu utilizar o reômetro para alguns tipos diferentes de testes. Ao variar os parâmetros dos testes nas temperaturas através do resfriamento, verificou que, ao contrário das esperadas trincas, o material apresentava um comportamento de escoamento como de uma pasta de baixa viscosidade, as estruturas não eram mais dendríticas [Flemings; 1991].

Neste experimento, Spencer descobriu as propriedades reológicas essenciais dos materiais no estado semi-sólido agitados vigorosamente. Imediatamente reconheceu-se a importância da descoberta.

Flemings que já fazia parte do MIT, organizou então o primeiro grupo de pesquisa específico para dar continuidade aos trabalhos de investigação das novas propriedades dos materiais. Primeiramente utilizando as ligas chumbo-estanho e mais tarde as de alumínio.

Nos primeiros trabalhos foi decidido pelo MIT denominar o processo de obtenção desta nova estrutura de Reofundição, por significar um comportamento reológico distinto do material. Hoje este processo é conhecido pelo termo Formação de Metais Semi-sólidos (SSM) e a tecnologia de obtenção como Reofundição ou Reoconformação.

### 3.2. Reofundição

É a tecnologia ou processo de obtenção de pastas metálicas cujas estruturas (micro e macro) são constituídas de metal sólido globular em uma matriz líquida [Kapranos; 2000]. As ligas com esta estrutura se caracterizam por possuírem propriedades reológicas, em seu estado semi-sólido, muito diferentes das obtidas por solidificação dendrítica.

Se para os fluídos newtonianos a viscosidade é constante para qualquer tensão, esses materiais que apresentam comportamento de escoamento que os caracterizam como um fluido não-newtoniano, comportam-se tixotropicamente, sendo que sua viscosidade varia em uma grande faixa, dependendo das condições do processamento. As propriedades reológicas e as estruturas são mantidas após a solidificação e posterior refusão parcial [Flemings; 2000].

Hoje a produção destas pastas pode ser realizada por diferentes métodos, dependendo dos custos e das propriedades mecânicas finais desejadas. A produção dos reofundidos acontece sempre dentro do intervalo de solidificação, entre as temperaturas *solidus* ( $T_s$ ) e temperatura *liquidus* ( $T_l$ ), ou seja, na zona pastosa. Nesta zona, durante o processo de solidificação, acontecem diversos fenômenos que incluem a recristalização, a distribuição de soluto, o engrossamento, o fluxo de fluido interdendrítico e movimento de sólidos. A estrutura dendrítica é fortemente afetada pela convexão durante os primeiros estágios da solidificação.

O primeiro método utilizado foi a promoção de uma vigorosa agitação da liga, iniciando acima da temperatura *liquidus* ( $T_l$ ) e resfriado até que determinada fração de sólido ( $f_s$ ) fosse obtida na zona pastosa, ou a uma temperatura da zona pastosa que induzia uma forte convecção pela agitação durante a solidificação. Isso fazia com que fossem quebradas as dendritas, sendo que seus fragmentos cresciam até alcançar a estrutura de uma fase primária-esferoidal sólida suspensa no líquido. [Loué; 1995]

Na atualidade os métodos de obtenção das estruturas reofundidas mais comuns são:

- Agitação mecânica, eletromagnética ou ultra-sônica das ligas durante a solidificação;
- Reaquecimento a temperaturas na zona pastosa de materiais produzidos por tecnologias de spray;
- Reaquecimento a temperaturas na zona pastosa de materiais que foram sujeitos a deformação plástica a frio. [Lapkowski; 1998]

### **3.3. As Características das Estruturas**

As características morfológicas e reológicas finais requeridas pelas pastas de ligas reofundidas, em um comportamento de fluxo tixotrópico e não newtoniano, exigem presentemente processos que consumam pouca energia e produzam peças de alta qualidade próximas a sua forma final, estruturas morfológica fina e livre de poros e tensões residuais [Robert; 2001].

A tixofundição pode ser utilizada na formação de materiais que, devido aos altos esforços mecânicos, seria difícil conformar por outras maneiras, como as superligas de níquel, aços ferramenta e compósitos de matriz metálica. Porém foi na indústria automobilística que a tixofundição fez sua maior penetração no mercado.

A baixa temperatura para a injeção produz uma série de vantagens sobre as técnicas convencionais, principalmente pela redução dos defeitos de solidificação e aumento da vida útil das matrizes. A viscosidade controlada das pastas semi-sólidas pode ser usada para inibir o fluxo turbulento, reduzindo as porosidades e, ao mesmo tempo, preenchendo secções finas em peças que requeiram uma alta integridade. [Mullis; 1999]

### 3.3.1. Características Morfológicas

A estrutura morfológica de um reofundido consiste da presença de uma fase primária composta de materiais esferoidais e uma fase secundária de matriz líquida a uma determinada temperatura da zona pastosa. [Kapranos; 2000] Quando solidificados, a fase sólida apresentar-se-á na forma globular e as fases secundárias com morfologia dendrítica ou lamelar. A composição e a taxa de resfriamento determinam os aspectos da morfologia das fases secundárias, que não se diferenciam dos metais solidificados convencionalmente [Zoqui; 2001]. A Figura 1 mostra as microestruturas de uma liga de alumínio solidificadas dendriticamente e da forma não dendrítica.

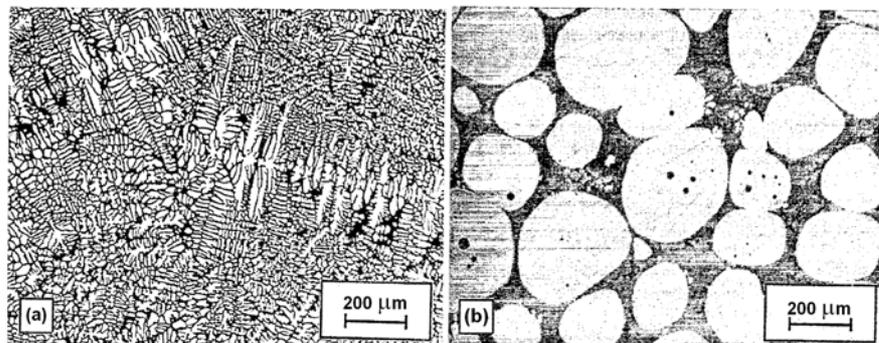


Figura 1. a) microestrutura dendrítica. b) microestrutura não dendrítica. [Louè; 1995]

As pastas podem ser tixoprocessadas através de diferentes processos: tixofundição, tixoforjamento, tixoextrusão, entre outros, sendo que as propriedades mecânicas finais desejadas determinarão as características morfológicas da fase primária e, conseqüentemente, o processo de obtenção [Kopp; 1996].

A estrutura reofundida otimizada, será aquela que apresentar os menores tamanhos de grãos e também os menores, mais homogêneos e esferoidais glóbulos da fase primária. As melhores propriedades para a conformação são dadas nessas condições, e dependem dos parâmetros que serão apresentados nos capítulos seguintes sobre composição e escoamento das pastas reofundidas.

Para um perfeito escoamento das pastas no preenchimento de cavidades, se requer que as partículas globulares escoem com movimentos de rotação e translação no interior de uma matriz [Espinoza; 1991] [Heußen; 1997].

Tzimas [Tzimas; 2000a] desenvolveu um trabalho sobre a evolução das estruturas reofundidas para investigar a microestrutura na forma, tamanho e conexão das fases sólidas, determinar os efeitos do tempo e da temperatura no tamanho do grão e para estabelecer relações destes com o grau de esferoidização.

### 3.3.2. Características Composicionais

Uma das características microestruturais das ligas reofundidas é a baixa microsegregação na fase primária globular, que a distingue do modelo típico de microsegregação observado em estruturas fundidas convencionalmente. A temperatura requerida para a parcial refusão aumenta a taxa de difusão, propiciando a distribuição de soluto na microestrutura sólida [Margarido; 2002].

A composição da fase primária é praticamente homogênea, não apresentando gradientes composicionais sensíveis, sendo que os solutos, na maior parte das ligas, concentram-se na fase secundária eutética ou próxima do eutético. O resultado dessa homogeneização se deve as severas condições de agitação para a produção das mesmas. Após a solidificação o material mantém estas características, que o distinguirá das estruturas convencionais de fundição [Zoqui; 2001a].

Existem soluções analíticas básicas que podem ser usadas em modelos de cálculo de microsegregação. A clássica Regra de Alavanca, utilizada para a solidificação em equilíbrio, completa difusão do soluto no sólido e líquido, relaciona a concentração de soluto com a fração de sólido, onde:

$$C_s = \frac{K \cdot C_0}{[1 - (1 - K) \cdot f_s]} \quad (3.1)$$

e fração de sólidos com temperatura, onde:

$$f_s = \frac{(T_l - T)}{(T_f - T)} \cdot \frac{1}{(1 - K)} \quad (3.2)$$

No caso da completa mistura e sem difusão do soluto no sólido, a Regra da Alavanca já não é mais aceita e, nestes casos, utilizam-se a Equação de Scheill, onde a concentração de soluto é calculada como:

$$C_s = K \cdot C_o \cdot (1 - f_s)^{(K-1)} \quad (3.3)$$

e a fração de sólidos estabelecida por:

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_f - T}{T_f - T_l} \right)^{\frac{1}{(K-1)}} \quad (3.4)$$

onde:  $f_s$  = fração de sólidos  
 $K$  = coeficiente de difusão  
 $T_l$  = temperatura líquidos  
 $T_f$  = temperatura de fusão  
 $T$  = temperatura  
 $C_s$  = composição do sólido formado  
 $C_o$  = composição nominal da liga

[Garcia; 2001]

A Figura 2 apresenta um diagrama da distribuição de soluto com curvas utilizando o modelo Gulliver Scheil e distribuição obtidas de dados experimentais. [Ghost; 2001]

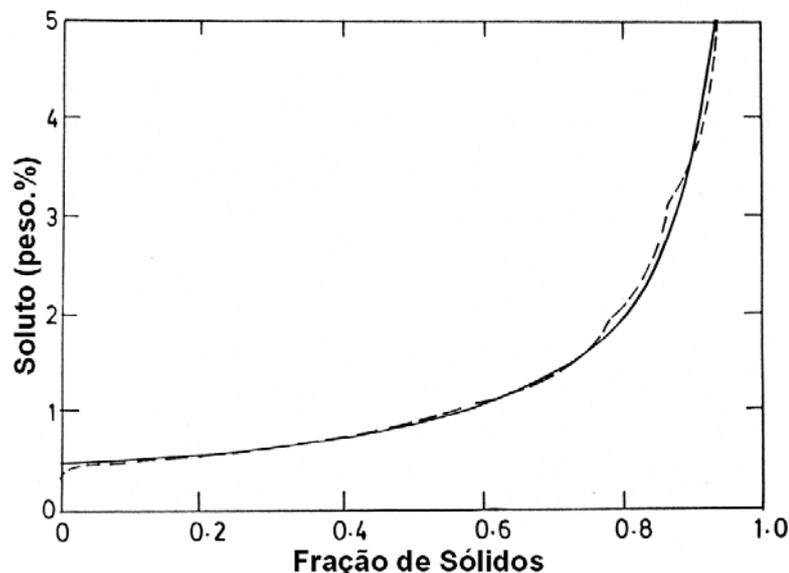


Figura 2. Fração de sólidos x soluto em pesos utilizando Gulliver-Scheil e distribuição de soluto de dados experimentais [Ghost; 2001].

No mercado existem programas comerciais, como o Thermo-Calc e Chemsage. Estes programas são baseados no método CALPHAD, nos quais os modelos termodinâmicos são dados na forma da Energia Livre de Gibbs, para as várias fases que podem aparecer em uma liga.

Synder usando Thermo-Calc e aproximação da Equação de Scheill, Gulliver-Scheill, pesquisou a natureza e quantidade de fases em uma grande variedade de ligas comerciais de alumínio. Obteve uma boa aproximação entre dados simulados e experimentais, que relacionavam temperatura com fração sólida, exceto próximo ao final da solidificação [Doré; 2000].

### 3.3.3. Características de Escoamento (Conformabilidade)

A agitação de uma liga metálica durante a solidificação pode produzir uma microestrutura de partículas sólidas quase esferoidais em uma matriz líquida. As técnicas utilizadas para a obtenção destas estruturas exploram as propriedades físicas de alguns fluidos reduzirem a sua viscosidade em função da tensão de cisalhamento ( $\tau$ ) aplicada, da taxa de cisalhamento ( $\dot{\gamma}$ ) constantemente aplicada e do tempo (t) da aplicação da carga. Esta propriedade os caracterizam como tixotropicos, ao contrário dos reopéticos, cuja viscosidade aumenta com o tempo [Espinoza; 1999].

Para os fluidos newtonianos a viscosidade é constante para qualquer tensão, e é dada pela relação tensão de cisalhamento entre as camadas e o gradiente de velocidade entre as camadas do fluido. Para os fluidos não-newtonianos o parâmetro utilizado é a viscosidade aparente, que é a relação entre a tensão de cisalhamento aplicada entre as camadas do fluido, em função do gradiente de velocidade entre estas camadas, porém para uma condição específica de cisalhamento. A viscosidade aparente, além de depender da tensão aplicada, depende também do tempo após a aplicação da tensão.

Assim, para uma determinada tensão, a pasta apresenta uma definida viscosidade aparente; se a carga for alterada rapidamente a resposta não é imediata, isto é, o novo valor de viscosidade aparente somente é atingido após um certo tempo [Zoqui; 2000].

A Figura 3 apresenta a relação entre viscosidade aparente com a fração de sólido da liga Sn-15%Pb a diferentes taxas de cisalhamento.

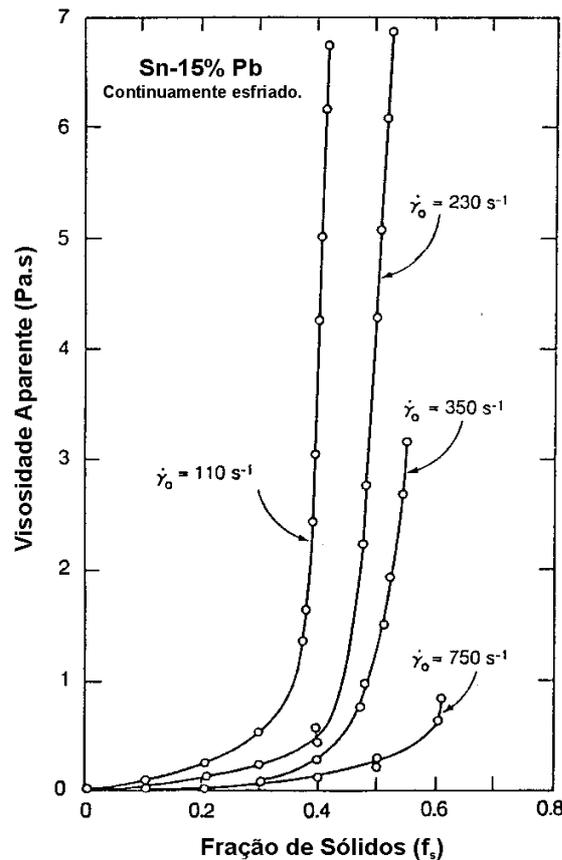


Figura 3. Viscosidade aparente e fração de sólido para a liga Sn-15%Pb cisalhada continuamente e esfriada a diferentes taxas de cisalhamento [Heußen; 1997].

As microestruturas com propriedades tixotropicas nas ligas semi-sólidas depende do tempo da construção e da destruição das partículas que se eferoidizam e que se aglomeram na pasta pelas microscópicas soldagens entre elas. A viscosidade a estado constante é alcançada somente após vencer este período de não-equilíbrio, onde se faz a distribuição das partículas aglomeradas [Mc Lelland; 1997].

Muitos pesquisadores têm estudado a liga Sn-15%Pb e ligas de alumínio com a viscosidade em estado constante em diferentes tipos de reômetros, utilizando a fórmula empírica de Ostwald-de-Waele da Lei das Potências (Equação PowerLaw) que relaciona a viscosidade aparente com a taxa de cisalhamento,

$$\eta_a = K_c \cdot \dot{\gamma}^m \quad (3.5)$$

onde:  $\eta_a$  = viscosidade aparente  
 $K_c$  = índice de consistência  
 $\dot{\gamma}$  = taxa de cisalhamento  
 $m$  = coeficiente (Power Law)

Sendo  $m$  a medida da pseudo plasticidade da pasta. Normalmente  $m$  é negativo, indicando o comportamento da diminuição do cisalhamento. [Ferrante; 1999]

Em Ostwald-de-Waele, que relaciona tensão de cisalhamento com taxa de cisalhamento,

$$\tau = K_c \cdot \dot{\gamma}^n \quad \text{e,} \quad (3.6)$$

$$\eta_a = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} \quad (3.7)$$

onde:  $\tau$  = tensão de cisamento  
 $n$  = índice (Power Law)

e,  $m = n - 1$

Se  $n$  é mantido constante em uma ampla faixa da taxa de cisalhamento, para uma normal queda do cisalhamento (Shear Thinning)  $n$  oscila entre zero e a unidade, indicando que a tensão de cisalhamento aumenta com a taxa de cisalhamento, mas  $m$  é negativo quando a viscosidade aparente reduz [Mc Lelland; 1997].

Em um reômetro tipo Haake, Mc Lelland mediu dados fundamentais de sistemas tixotrópicos, relacionando taxas de deformação com viscosidade aparente, segundo mostrado na Figura 4 [Mc Lelland; 1997].

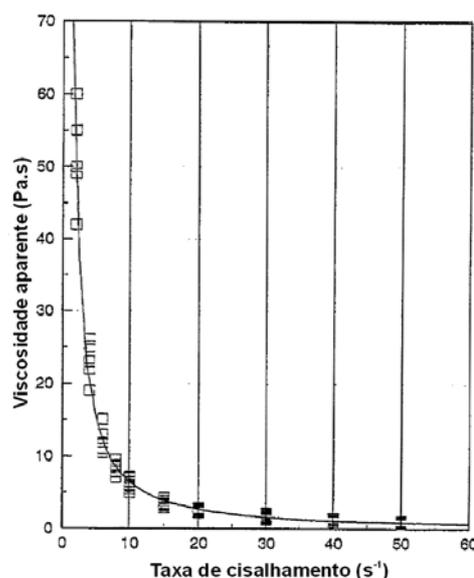


Figura 4. Viscosidade aparente e taxa de cisalhamento a fração de sólidos de 0,36 medidas com viscosímetro de cilindros concêntricos [Mc Lelland; 1997].

Braccini [Braccini; 2002] também comparou as propriedades de uma liga Al-8%Cu, medindo o efeito de refinadores nas zonas pastosas em trincas de contração com viscosímetro tipo Couette, conforme o esquema de construção indicado na Figura 5. Constatando que com ligas com refinadores, os grãos globulares escorregam uns sobre os outros até altas frações de sólidos, e as deformações podem ser acomodadas pelo rearranjo dos grãos sólidos e pelo fluxo do líquido, prevenindo os defeitos.

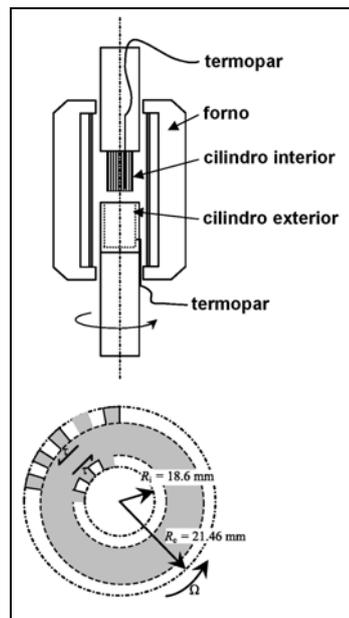


Figura 5. Viscosímetro Couette usado para experimentos de cisalhamento, onde a liga em solidificação é localizada em um espaço entre dois cilindros [Braccini; 2002].

Tem sido mostrado que as pastas semi-sólidas exibem dependência do tempo para fluxo tixotrópico, que se manifesta pela queda na viscosidade com o tempo a uma taxa de cisalhamento constante. Nos patamares, quando a taxa de cisalhamento aumenta, a viscosidade diminui com o tempo. Quando a taxa de cisalhamento diminui, a viscosidade aumenta com o tempo, conforme o indicado na Figura 6. Portanto um tempo é requerido para estabelecer uma nova viscosidade em estado constante na taxa de cisalhamento. O comportamento do fluxo da pasta é também sensivelmente dependente da fração sólida presente e conseqüentemente da temperatura [Mc Lelland; 1997].

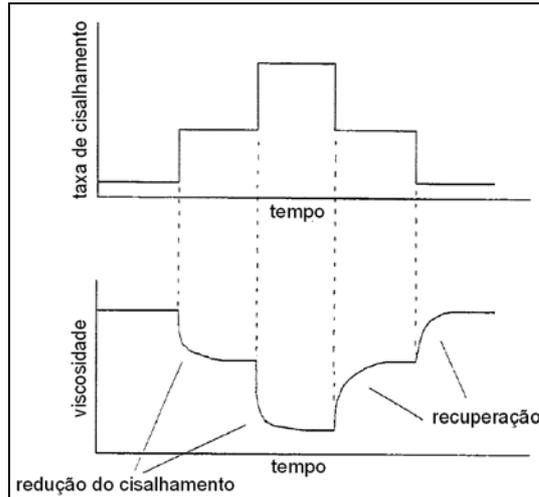


Figura 6. Diagrama esquemático mostrando as variações da viscosidade com o tempo, mostrando os efeitos da taxa de cisalhamento que ilustra o comportamento tixotrópico. [Mc Lelland; 1997]

O efeito da tixotropia pode ser medido por várias formas utilizando-se experimentos práticos, onde seu valor é medido pela diferença entre a curva da viscosidade instantânea e a curva da viscosidade no estado de repouso. Na Figura 7, amostras de uma liga de Al-6,5%Si são cisalhadas a uma taxa de cisalhamento ( $\dot{\gamma}$ ) de  $900 \text{ s}^{-1}$  e viscosidade aparente ( $\eta_a$ ) de  $0,06 \text{ Pa}\cdot\text{s}$  até seu estado constante. O cisalhamento é interrompido variando os tempos até  $5.000\text{s}$ , e então reiniciado a mesma taxa, onde observa-se que a viscosidade instantânea é muito mais alta que a do início do cisalhamento, refletindo que a estrutura reconstitui-se durante este tempo de repouso. Com o tempo de cisalhamento a viscosidade diminui para os valores do estado constante, assim que a estrutura é novamente destruída. Pouco tempo é requerido para a destruição, considerando que a construção requeria tempos muito superiores [Flemings; 1991].

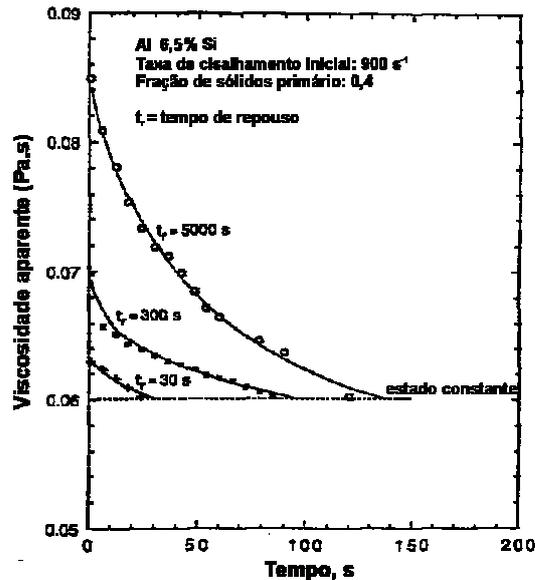


Figura 7. Viscosidade aparente e tempo de cisalhamento após um tempo de repouso ( $t_r$ ). Cisalhamento parado e reiniciado à mesma taxa de cisalhamento após um tempo de repouso. [Flemings; 1991]

Outra via para se medir a tixotropia é utilizar a área do ciclo de histerese formado quando a tensão de cisalhamento é aumentada de zero até um valor e levada novamente a zero, conforme Figura 8. Seja o exemplo da liga Sn-15%Pb que é mantida a uma taxa de cisalhamento de  $115 \text{ s}^{-1}$ , de fração de sólidos 0,4 por 5.400s até a sua viscosidade em estado constante. Após interrompido o cisalhamento e com um determinado tempo de repouso, a taxa de cisalhamento é elevada ao valor anterior em um tempo ( $t_u$ ). A área da figura superior representa a destruição da estrutura, onde o ciclo da Figura 8 a aumenta com o decréscimo de  $t_u$  da 5 a 2 segundos. Para tempos maiores que 5 segundos o efeito da tixotropia é desprezível. Depois somente um pequeno tempo é necessário para a destruição da estrutura e se chegar a viscosidade ao estado constante, característica de uma taxa de cisalhamento que propicia forma esferoidal. A Figura 8b é diferente para o caso da estrutura reconstruindo-se, onde a tixotropia continua a aumentar com o aumento do tempo de repouso ( $t_r$ ) por uma ampla margem de tempos (3 a 120 segundos). A construção estrutural continua por tempos prolongados [Flemings; 1991].

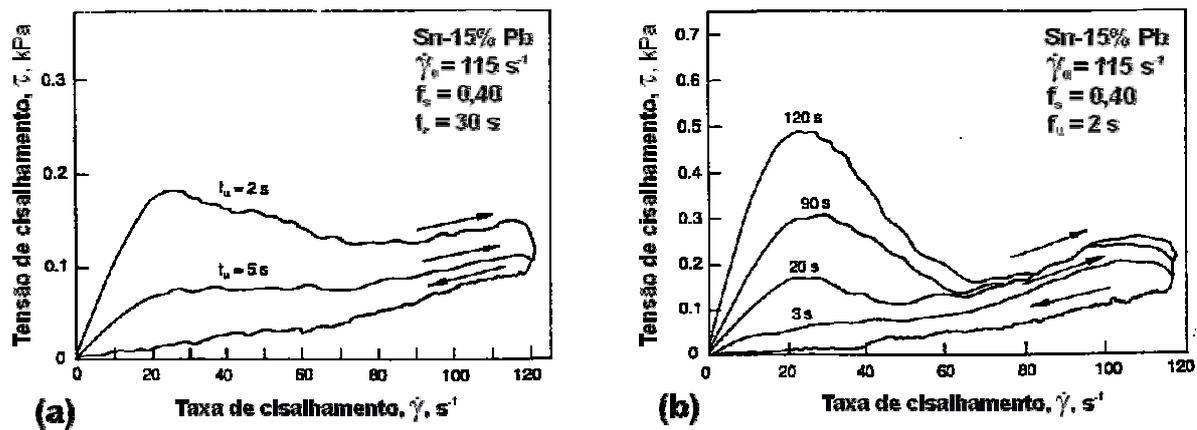


Figura 8. Tixotropia medida por ciclo de histerese.  
 a) efeito do tempo para alcançar a máxima tensão de cisalhamento, e  
 b) efeito do tempo de repouso. [Flemings; 1991]

### 3.4. Formas, Métodos e Linhas de Pesquisa Para a Obtenção dos Reofundidos e Sua Utilização

O interesse pela exploração das propriedades tixotrópicas das ligas metálicas fez com que se originassem um grande número de institutos de pesquisa e grupos de trabalho para tratarem deste assunto. Alguns ligados a universidades, outros a empresas e muitos em parceria entre ambos.

Várias empresas de médio e grande porte foram criadas em vários países no mundo, principalmente nos Estados Unidos, Europa e Japão para produzirem peças para as mais variadas aplicações industriais e também para oferecer matéria prima reconformada de forma terceirizada.

Empresas, como a Alumax nos Estados Unidos, já produzem peças para a indústria automobilística e peças para a indústria de componentes elétricos a muitos anos, como as mostradas nas Figuras 9, 10 e 11.

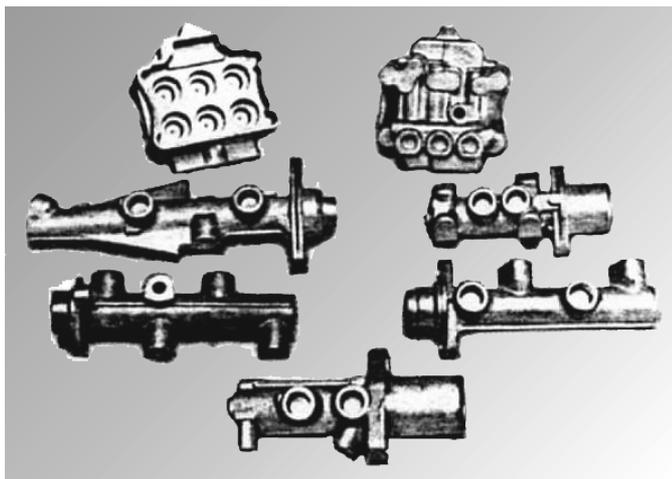


Figura 9. Auto-peças de alumínio do sistema de freio reoconformadas pela Alumax (USA). [Flemings; 1991]

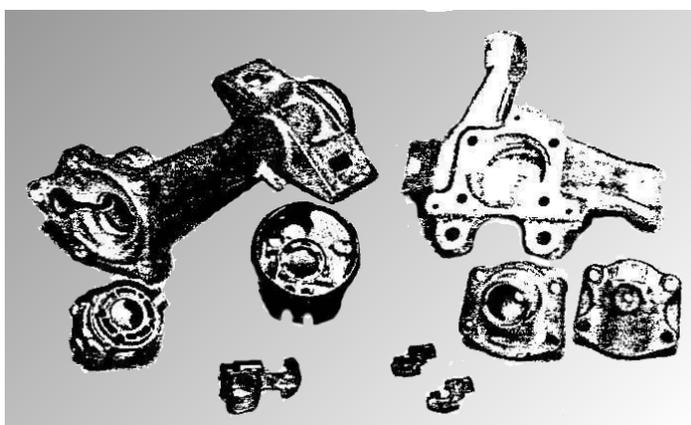


Figura 10. Peças componentes dos sistemas de suspensão e direção de automóveis, produzidas por alumínio reoconformadas pela Alumax. [Flemings; 1991]

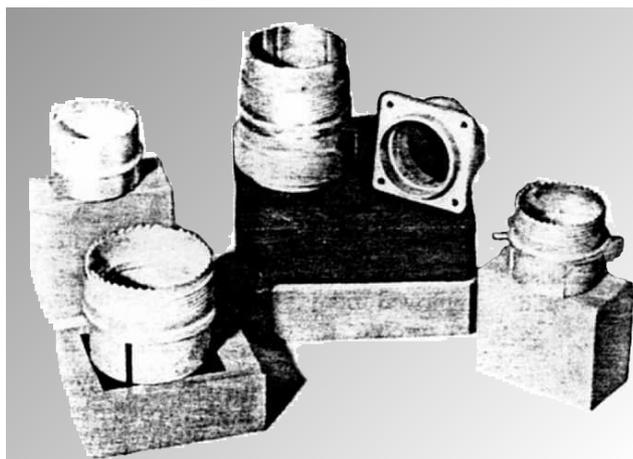


Figura 11. Conectores elétricos produzidos em alumínio reoconformados pela Alumax. [Flemings; 1991]

A Pechiney da França produz matéria-prima para reofundição na forma de billets (tarugos) com o nome ALTHIX, segundo o esquema de agitação eletromagnético

usando lingotamento contínuo, mostrado na Figura 12. Esse material é usado por muitas indústrias e centros de pesquisas em nível mundial.

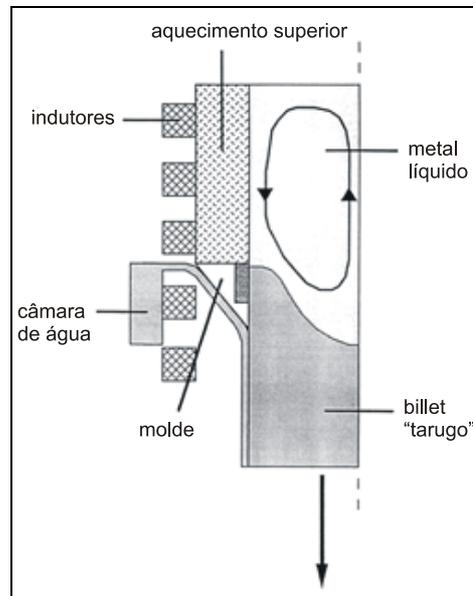


Figura 12. Processo de obtenção de matéria-prima (billets) para reoconformação de ALTHIX-Pechiney. [Pechiney; 1997]

No Japão as principais indústrias automobilísticas produzem peças através da compo-conformação (ligas utilizando compósitos com matriz metálica) para a utilização em seus veículos.

Estes novos materiais tixoconformados (reofundidos, reoforjados, etc.), são utilizados hoje em praticamente todos os ramos de fabricação industrial; na indústria aeroespacial, militar, naval, automobilística, de componentes elétricos, eletrônicos, mecânicos, etc. Desde produtos da indústria automobilística como componentes de sistemas de freio, suspensão, injeção eletrônica como as da Magnetti-Marelli italiana, peças de motocicletas até ligas de cobre para componentes de motores elétricos [Young; 2000] [Rosso; 2000] [Ward; 1996]. Conforme mostrados nas Figuras 13 e 14.



Figura 13. Peça de motocicleta. [Young; 2000]

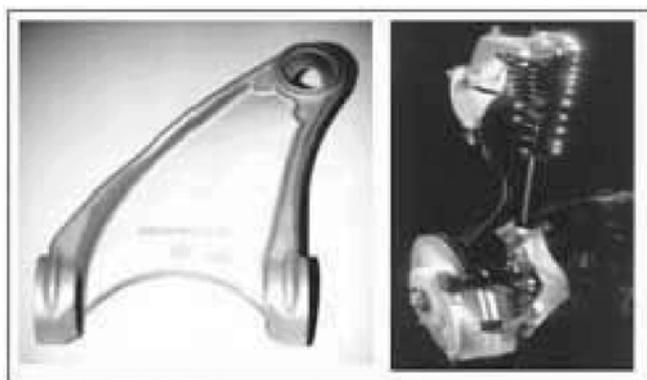


Figura 14. Braço da suspensão. [Rosso; 2000]

Também são produzidos aços ferramenta, Stellite 21, componentes de motores elétricos, as mais variadas peças de alumínio tixoforjados, assim como aços inoxidáveis, ligas de cobalto, ligas de titânio, etc. [Kapranos; 1996] [Kirkwood; 1996] [Koppi; 2001] As Figuras 15, 16 e 17 apresentam algumas peças fabricadas por tixoconformação.

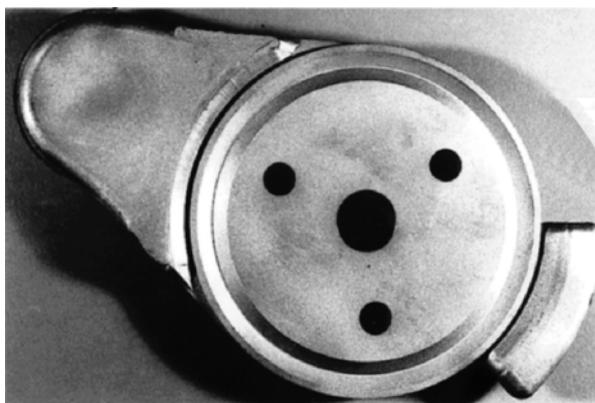


Figura 15. Peça de motor elétrico [Kapranos; 1996a].



Figura 16. Peças de aço ferramenta e Stellite. [Kopp; 2001]



Figura 17. Várias peças tixoforjadas de alumínio. [Kopp; 2001]

Desde a criação do grupo do Instituto Tecnológico de Massachusetts (MIT), muitos outros já foram constituídos, destacando-se o da Universidade de Sheffield, na Inglaterra, que desenvolve uma ampla faixa de pesquisas e, ultimamente, tem trabalhado ligas de cobre para componentes de motores elétricos e ligas de alto ponto de fusão em parceria com várias empresas [Ward; 1996] [Kapranos; 1996] [Kirkwood; 1996].

As pesquisas continuam a ser realizadas pela agitação mecânica, utilizando reatores e propulsores, pela agitação magnética usando diversos tipos de indutores, pelos métodos de deformação a frio de estruturas; todos estes seguidos de reaquecimento e destinados aos processos de tixoconformação (tixofundição, tixoforjamento, etc.). Também com compósitos de matriz metálica, com a utilização de refinadores de microestruturas, tratamentos térmicos como o T6, utilizando o método de spays, aplicação de ultra-som [Abramov; 1997]; assim como um novo método utilizando um extrusor com duplo parafusos, que tem sido denominado de reomoldagem [Ji; 2001].

Outro instituto que tem realizado importantes contribuições nas pesquisas utilizando métodos convencionais, conforme Figura 18, agora integra os processos produtivos

de tixoconformação, combinando reofundição, reoforjamento, reoextrusão, etc. com a nova reofundição (NRC).

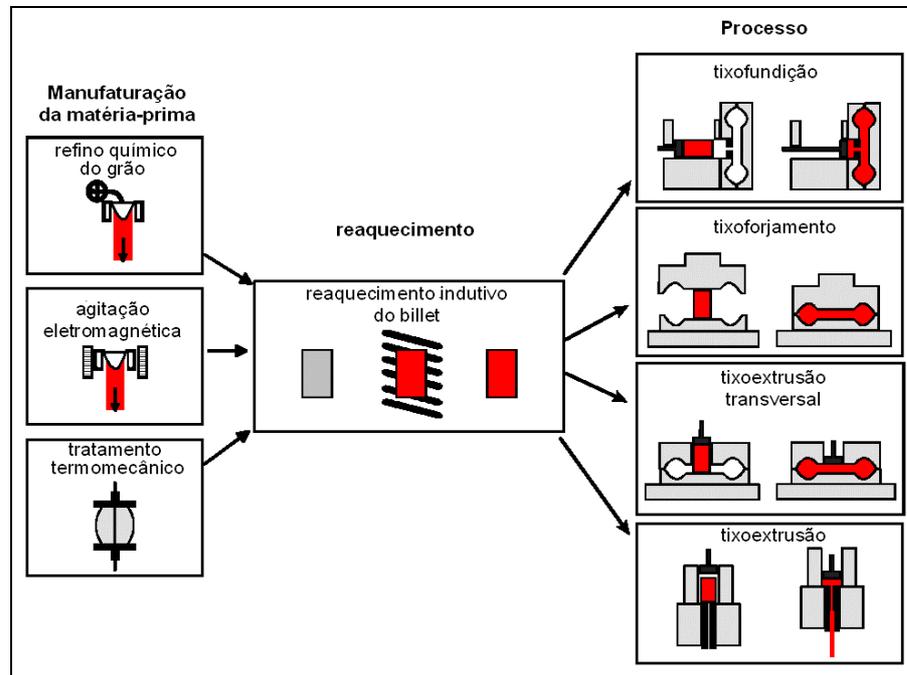


Figura 18. Mapa dos processos de tixoformação [Kopp; 2001].

Este é o Instituto de Processamento de Metais (RWTH) de Aachen – Alemanha, que tem uma parceria com outro grupo importante de pesquisas, o Instituto Federal de Tecnologia (ETH) de Zurique, na Suíça, sendo que conjuntamente realizam um estudo de conceitos de uma nova produção integrada, para processamento semi-sólido de produtos de alumínio de alta qualidade [Steinhof; 2000].

Existem também pesquisas conjuntas entre o Instituto de Tecnologia de Zurique e a Light Metal Competence Centre Ransshofen, LKR, da Áustria, na pesquisa de diversas ligas de alumínio produzidas por Nova Reofundição (NRC) [Steinhof; 2000].

### **3.5. Processos de Obtenção de Reofundidos a Partir do Líquido e do Sólido**

Como se viu anteriormente, os métodos e formas de se obter as estruturas reofundidas são muitos, porém, existem dois processos básicos que visam a obtenção da morfologia globular da microestrutura.

Convém lembrar que a necessidade de refusão parcial destas estruturas para a sua tixoconformação, isto quando não é feito imediatamente, não necessita ter a forma globular final, podendo apresentar-se em forma de esferas irregulares ou de rosetas. O reaquecimento posterior sob corretas condições dará a estrutura a sua forma esferoidal final.

#### **3.5.1. Obtenção de Estrutura Reofundida a Partir do Líquido**

A obtenção das pastas reofundidas por esta via acontecem pela convecção forçada gerada por uma vigorosa agitação, assim que começa a solidificação ou isotermicamente, em ambos os casos quando a pasta está em seu estado semi-sólido. Esta agitação impõem correntes cisalhantes nos líquidos e forte atrito entre líquido e frações sólidas.

As tensões e taxas de cisalhamento aplicadas, as frações de sólido/líquido, os tempos de cisalhamento e, principalmente, a taxa de resfriamento que é submetida esta pasta em seu descarregamento, é que definem suas características morfológicas.

Após a solidificação, dependendo dos parâmetros do processo, podem apresentar-se com uma fase primária globular envolta por uma fase secundária. A fase primária pode ainda apresentar-se na forma de rosetas, glóbulos irregulares ou mesmo de dendritas grosseiras, dependendo das taxas de resfriamento [Flemings; 1991] [Fuxiao; 2001].

Para o caso da formação a partir do núcleo dendrítico original e a agitação contínua durante a solidificação, ou isotermicamente, em ambos casos na zona pastosa, Flemings propôs uma série de mecanismos:

- a) Fratura do braço dendrítico, onde os braços são cisalhados pela força do fluxo do líquido;
- b) Refusão do braço na sua raiz, pelo efeito do acúmulo de soluto durante o ripening (engrossamento). O fluxo de fluido, além de acelerar a difusão de soluto, se encarrega de remover o fragmento para longe de seu ramo principal;
- c) O mesmo que acima, agravado pela turbulência térmica resultante da convecção turbulenta;
- d) O mesmo que o item anterior, mas onde a fusão da raiz do braço é acelerada pela tensão imposta pela força do fluxo do fluido;
- e) Como no item c, mas a fusão da raiz do braço é acelerada por uma alta concentração de soluto na raiz dos braços dendríticos;
- f) Recristalização, como resultado da tensão induzida pela força do fluxo do fluido, com rápida penetração do líquido ao longo dos novos contornos do grão [Fuxiao; 2001] [Flemings; 1991] [Zoqui; 2001].

Os novos fragmentos formados irão crescer dendriticamente; com a continuidade do cisalhamento e diminuição da taxa de resfriamento, a morfologia adquire a forma de uma roseta (ripening), cisalhamento e abrasão com outras rosetas [Fuxiao; 2001].

Os mecanismos mais importantes para o processo de esferoidização são o engrossamento (ripening) e a coalescência que acompanham todas as etapas da solidificação [Zoqui; 2001].

Segundo a ilustração da Figura 19, com o decréscimo da taxa de resfriamento, altas taxas e tempos de cisalhamento, os glóbulos tornam-se esferoidais com uma pequena quantidade de líquido retido em seu interior, devido ao dobramento de seus braços dendríticos [Fuxiao; 2001].

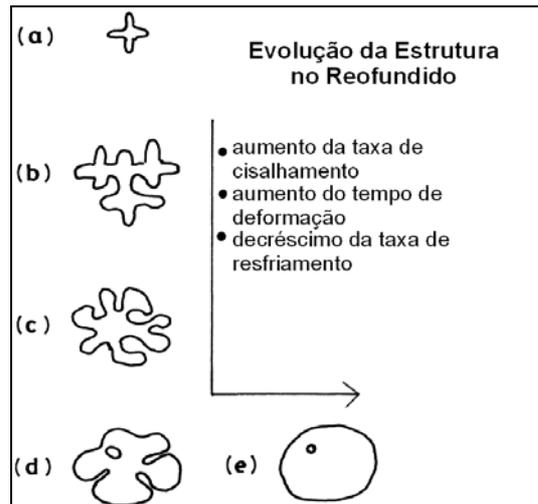


Figura 19. Esquema da evolução da estrutura globular na reofundição:  
 a) fragmento dendrítico original;  
 b) dendrita crescida; roseta; roseta engrossada (ripened) e  
 e) esfera com líquido retido [Fuxiao; 2001].

Segundo Voguel e Doherty [Zoqui; 2001], tratando ligas de Al-Cu, observaram que a globularização de ligas solidificadas sobre vigorosa agitação acontece da seguinte maneira: os primeiros cristais crescem por nucleação heterogênea, mantendo sua equiaxialidade e estabilidade. Esta situação poderá mudar se a velocidade de agitação aumentar e as forças viscosas promoverem um maior arraste que as forças inerciais do sólido. Neste caso ocorre o dobramento dos braços dendríticos, pois o metal possui alta ductilidade a altas temperaturas.

Os braços dobrados e o ramo principal das dendritas possuem orientações cristalinas diferentes pelo dobramento, estabelecendo um novo contorno de grãos que depende dos ângulos deste dobramento, originando uma energia na interface sólido/líquido [Zoqui; 2001].

A Figura 20 mostra este dobramento e a destruição dos braços dendríticos.

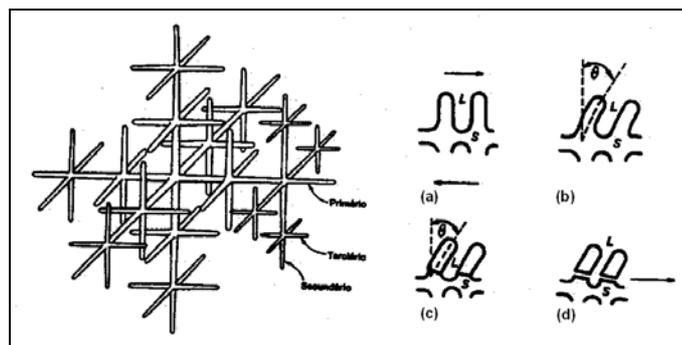


Figura 20. Dobramento e fratura de braço dendrítico por meio de vigorosa agitação. [Espinoza; 1999]

Contornos de alta energia podem ser penetrados por líquidos se a energia de superfície deste contorno de grão for o dobro da tensão superficial líquido/sólido, levando ao molhamento e a separação do braço dendrítico, agora um novo cristal em crescimento independente no líquido [Robert; 2001] [Fuxiao; 2001].

Quando as turbulências são baixas, não ocorre a multiplicação cristalina e, conseqüentemente, a estrutura globular não é alcançada.

O efeito da agitação faz com que os fragmentos se constituam em novos grãos em crescimento isolado, e o ramo principal, despojado de seus ramos secundários, tende a uma maior globularização, para que haja uma redução das tensões superficiais, no que são auxiliados pela ação mecânica da brasão entre as partículas sólidas no líquido, conforme mostrado na Figura 21. A agitação reduz os gradientes térmicos no líquido, facilitando a sobrevivência dos ramos desprendidos.

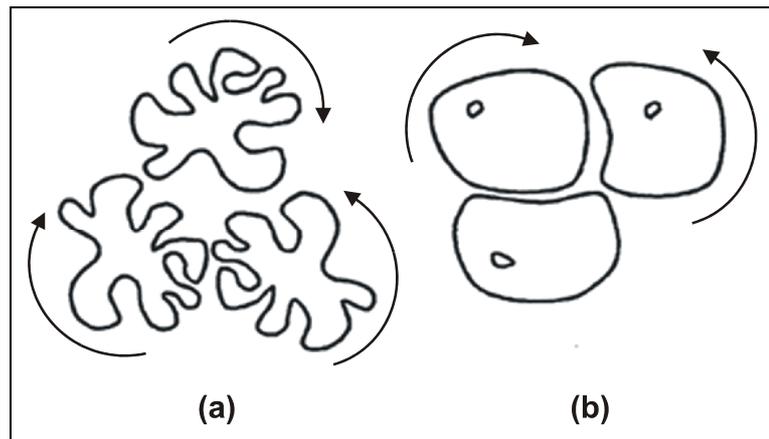


Figura 21. Construção da estrutura através da colisão e coalescência.  
 a) rosetas e líquidos retidos  
 b) esferóides [Heußem; 1997].

O mecanismo principal que envolve a globularização das estruturas refundidas é o engrossamento. Estes fenômenos dividem-se como Ostwald ripening e o mecanismo da coalescência.

Estes fenômenos envolvem a transferência de massa preferencialmente de superfícies com pequenos raios de curvatura para outras superfícies de maiores raios de curvatura, e tendem a tornar as superfícies internas mais planas e com maior raio de curvatura.

Estes fenômenos são estimulados pela agitação na reofundição, por esta acelerar o transporte de massa [Zoqui; 2001].

Segundo Synder [Synder; 2000] [Synder; 2001] e Diepers [Diepers; 1999], o mecanismo de Ostwald ripening, o engrossamento das partículas é um crescimento competitivo no qual um sistema baixa a sua energia pela redução de sua área interfacial. Durante o engrossamento, as partículas grandes crescem por absorção de pequenas partículas. Isto propicia um acréscimo no tamanho médio das partículas e um decréscimo em número.

Devido a importância do processo, muitas pesquisas têm sido feitas para tratar o assunto tanto teoricamente quanto na prática experimental. A clássica descrição do mecanismo Ostwald ripening de 1900, foi desenvolvida por Lifshitz, Slyozov e Wagner (LSW) em 1961, que examinaram o processo em um sistema (modelo) de partículas esféricas separadas, concluindo que o raio médio das partículas crescia com o tempo.

Com o conhecimento dos fenômenos relativos as taxas de engrossamento, os autores estabeleceram uma modelagem matemática que relaciona crescimento com o tempo de tratamento isotérmico, e concluíram que, para os fenômenos regidos por transporte de massa no meio líquido, a proporcionalidade é:

$$\boxed{r^3 - r_o^3 = K \cdot t} \quad (3.8)$$

A proporcionalidade para fenômenos regidos por reações na interface (mecanismos de coalescência) é:

$$\boxed{r^4 - r_o^4 = K \cdot t} \quad (3.9)$$

onde:  $r$  = raio final  
 $r_o$  = raio inicial  
 $t$  = tempo de engrossamento  
 $K$  = constantes da difusão dos sistema, obtidas experimentalmente

Segundo Tzimas, [Tzimas; 2000], os fenômenos de Ostwald ripening e a coalescência operam simultaneamente e independentemente assim que o líquido é formado. Se sabe que a coalescência é proporcional ao número de grãos

adjacentes. Como o número de grãos adjacentes diminui com a diminuição da fração de líquidos, se espera que o mecanismo de crescimento de Ostwald ripening é predominante em longos tempos e altas frações de líquido; e o crescimento por coalescência é dominante em curtos tempos e com uma baixa fração de líquidos [Tzimas; 2000].

Existem modelos desenvolvidos por uma série de pesquisadores que sintetizam os fenômenos de Ostwald ripening.

Os três modelos propostos, para Ostwald ripening, mostrados na Figura 22, envolvem os fenômenos: difusão de soluto no meio do líquido entre os ramos e incorporação de soluto nos ramos mais grosseiros. O resultado é a redução do número de ramos e o aumento da distância entre eles. Os dois primeiros parâmetros, Figuras 22a e 22b, foram propostos por Katamis e Flemings em 1967 e o terceiro mecanismo, Figura 22c, por Kahlwit em 1968. Na realidade as três possibilidades podem acontecer ao mesmo tempo.

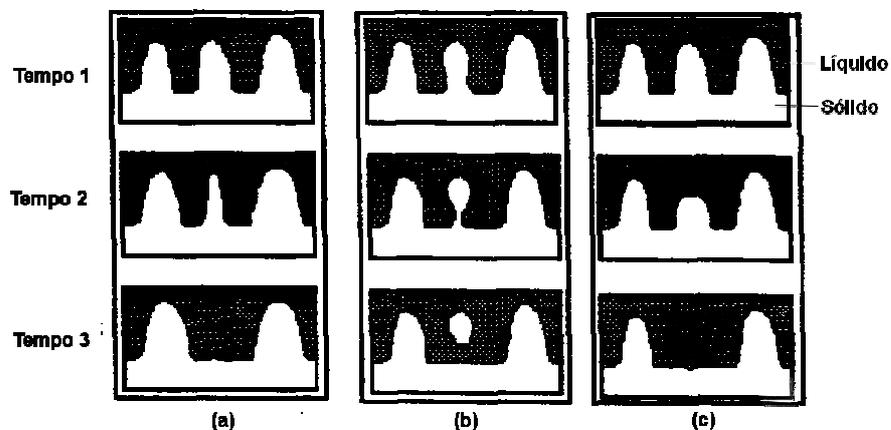


Figura 22. Modelos Ostwald ripening [Zoqui; 2001a].

Com relação aos fenômenos de coalescência, mostrados na Figura 23, existem dois modelos. A Figura 23a, proposto por Kirkwood em 1994 e Young em 1992 e outro, na Figura 23b, por Genda em 1987, que envolvem a aproximação de ramos secundários, devido a deposição de solutos em regiões de raio de curvatura negativo (regiões côncavas), ou ainda a proximidade física das superfícies e seu contato. Ambos mecanismos são aceitos pela literatura, porém, para a reofundição, o mecanismo de Genda tem sido mais aceito em função do mesmo explicar a

formação do líquido retido, que acontece sempre em todas as estruturas reofundidas. A composição destes líquidos (segunda fase) pode ser eutético ou não.

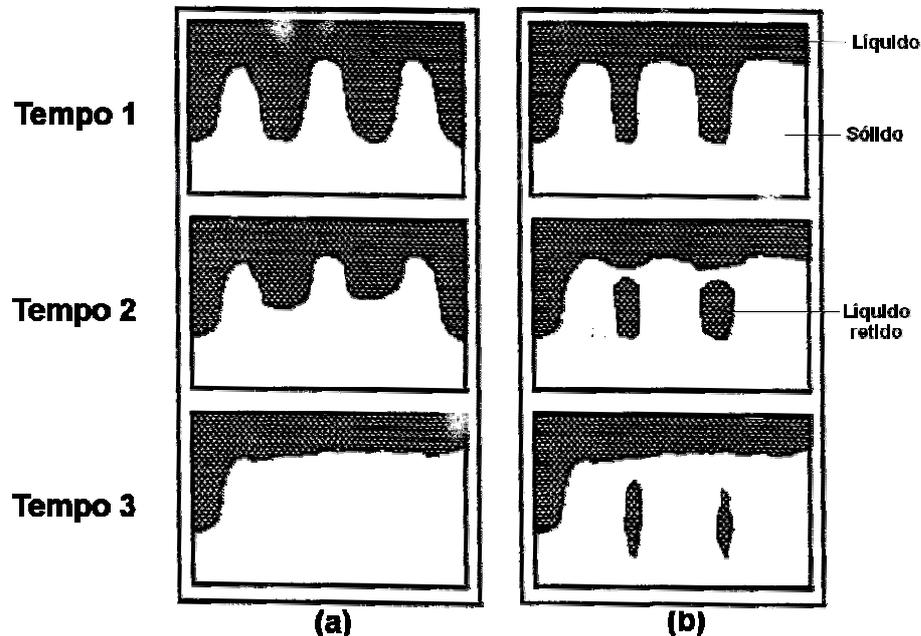


Figura 23. Modelos coalescência [Zoqui; 2001a].

A obtenção de estruturas reofundidas a partir do líquido podem ser classificadas pelos processos de fabricação e pelos diferentes tipos de equipamentos utilizados.

Excluindo-se as estruturas reofundidas a partir do sólido, por fusão parcial de estruturas dendríticas, por fusão parcial de estruturas dendríticas deformadas, por fusão parcial sob pressão de estruturas dendríticas, e outras que usam exclusivos tratamentos térmicos; praticamente todas as vias conhecidas até hoje são planejadas e iniciados seus tratamentos a partir do líquido.

As agitações mecânicas por reatores tipo viscosímetro, com rotor, com propulsores e, presentemente, utilizando o processo do duplo parafuso, assim como as agitações eletromagnéticas e o processo SCR (Rolos Cilíndricos Refrigerados), são impostas ao líquido em solidificação ou parcialmente solidificado.

Porém os casos de processos como o da utilização de refinadores, processos ultrassônicos, spray, nova refundição (NRC), e os recentemente inventados processos Simple Rheocasting, são agrupados muitas vezes diferentemente pelos diversos pesquisadores.

Sempre convém lembrar que os processos citados quase sempre necessitam reaquecimento anterior ou durante a sua tixotrofia.

### **a) Agitação Mecânica com Reatores Tipo Viscosímetro, Rotores e Propulsores**

O primeiro equipamento utilizado para a obtenção de reofundidos foi o reator tipo viscosímetro usado nos trabalhos iniciais do MIT. Consiste em um cadinho refrigerado, que é girado por um motor cuja velocidade de rotação pode ser de 0,04 a 2.000 rpm. É introduzido verticalmente no cadinho um eixo cilíndrico concêntrico, sendo mantido um espaçamento anelar de 3 a 9mm. O eixo e o cadinho são revestidos de materiais resistentes a abrasão e chanfrados para melhorar os resultados do cisalhamento, que é realizado pelo movimento entre o cadinho e o eixo quando o metal próximo a temperatura líquida é vazado na zona anelar do aparelho. Os melhores resultados obtidos pelo cisalhamento, isto é, estruturas mais finas, foram nas velocidades entre 700 e 1.100 rpm.

Estes viscosímetros deram origem a outros mais modernos, como os de reatores com rotores, que podem ser retirados para facilitar a extração de pasta que poderia ser produzida de forma contínua e retirada por um orifício na extremidade inferior do cadinho. Este sistema é conhecido como sistema de câmaras duplas, onde na câmara superior é mantido o metal próximo a sua temperatura *liquidus*, e na câmara inferior se processa a agitação do metal semi-sólido. Na câmara de processamento o espaçamento anelar varia de 3 a 9mm e as velocidades recomendadas de 600 a 700 rpm.

Hoje os autores reportam a existência de mais de 30 sistemas de agitação mecânica diferentes, como os que usam cilindros duplos ranhurados, conhecidos como Reômetro Covette Geométrico, que permite investigar as estruturas dendríticas e globulares geradas por vigorosas agitações [Martin; 1999].

A Figura 24 mostra um reômetro para produzir várias morfologias fundidas. As ligas semi-sólidas são cisalhadas entre o rotor ranhurado e o cadinho. Um torquímetro posicionado entre o rotor de agitação e o motor faz as medições reológicas.

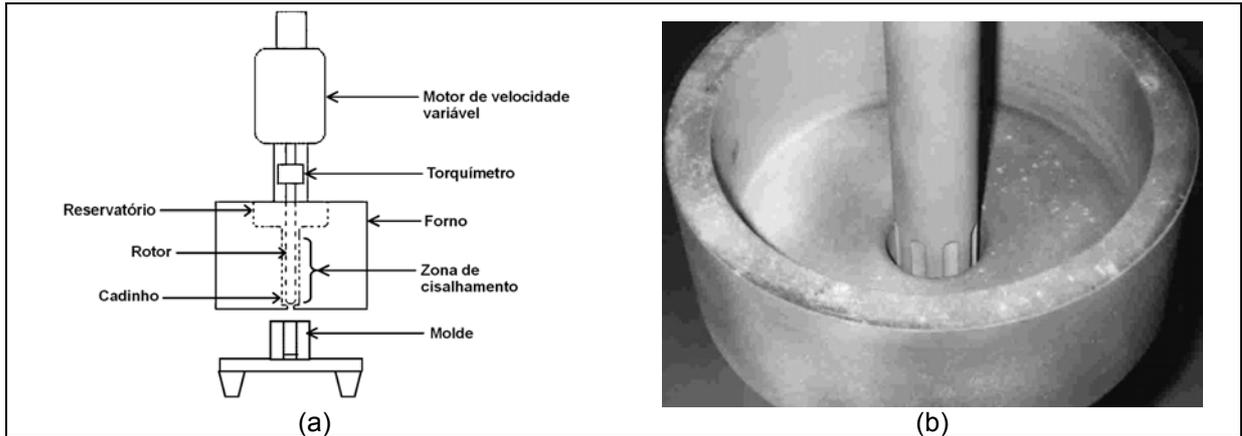


Figura 24. Agitador/Reômetro.  
 a) esquema construtivo  
 b) detalhe do rotor e cadinho [Brabazon; 2002]

O forno é aquecido por quatro elementos resistivos, a primeira em torno do reservatório e as outras três na região onde é processado o cisalhamento, isso propicia um excelente controle da temperatura. O rotor pode ser suspenso para permitir a elevação da pasta, após o período desejado de cisalhamento. Durante o cisalhamento, o equipamento também atua como reômetro. O rotor e o Cadinho são cerâmicos de altas propriedades mecânicas [Brabazon; 2002].

Os reatores com propulsores são de configurações simples e dependendo da utilização podem oferecer bons resultados. Estes propulsores são geralmente cilíndricos com diversos tipos de formação de hastes metálicas. Geralmente revestidas de grafite. Estas hélices são movimentadas na zona líquida até a zona pastosa, para processar materiais compósitos de matriz metálica (compo-conformação), como mostrado na Figura 25. Estes propulsores a base de hélice também podem ser utilizados na produção de materiais reofundidos pela agitação mecânica dos materiais em seu estado semi-sólido, [Lim; 1999], mostrado pelo esquema da Figura 26, as pás, em número de três, têm diâmetro de 38 a 58mm, com um ângulo de ataque de 45°. As pás são fabricadas de aço inoxidável e cobertas de grafite para protegê-las de possível corrosão pelo contínuo contato com o alumínio durante a agitação. O argônio é injetado continuamente no forno para proteger o metal da oxidação durante a agitação.

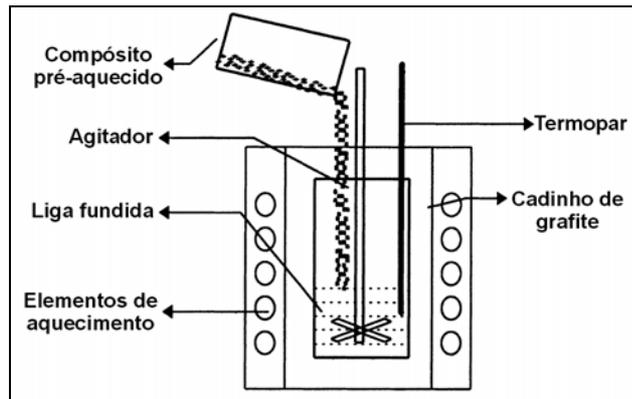


Figura 25. Esquema de fabricação de compósitos utilizando agitação mecânica por propulsor.

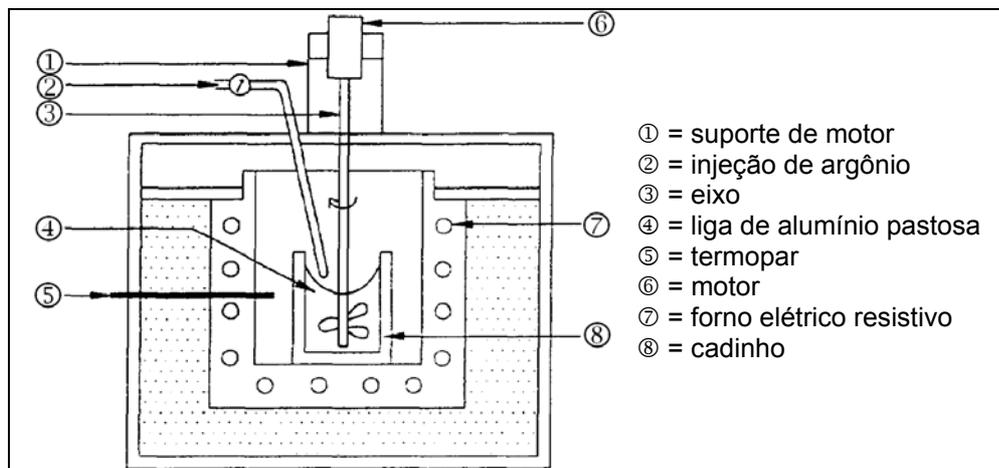


Figura 26. Esquema de agitação mecânica de uma liga de alumínio utilizando hastes e propulsores.

### b) Agitação Mecânica Usando o Processo de Duplo-Parafuso (Twin-Screw)

O processo de reomoldagem mostrado na Figura 27, substitui o de moldagem por único parafuso. Consiste de um reservatório, onde o metal é mantido aquecido e sua dosagem de carregamento é feita através de um dispositivo de haste, que regula a quantidade de material que entra no extrusor. O dispositivo de duplo-parafuso, que é mantido a temperatura desejada de trabalho, em função da fração de sólidos ( $f_s$ ) desejada através de elementos de reaquecimento e canais de refrigeração, conduz o metal líquido a princípio e a pasta sendo cisalhada até a válvula de transferência, que transporta a carga para a câmara do pistão. Finalmente o pistão conforma o metal na matriz.

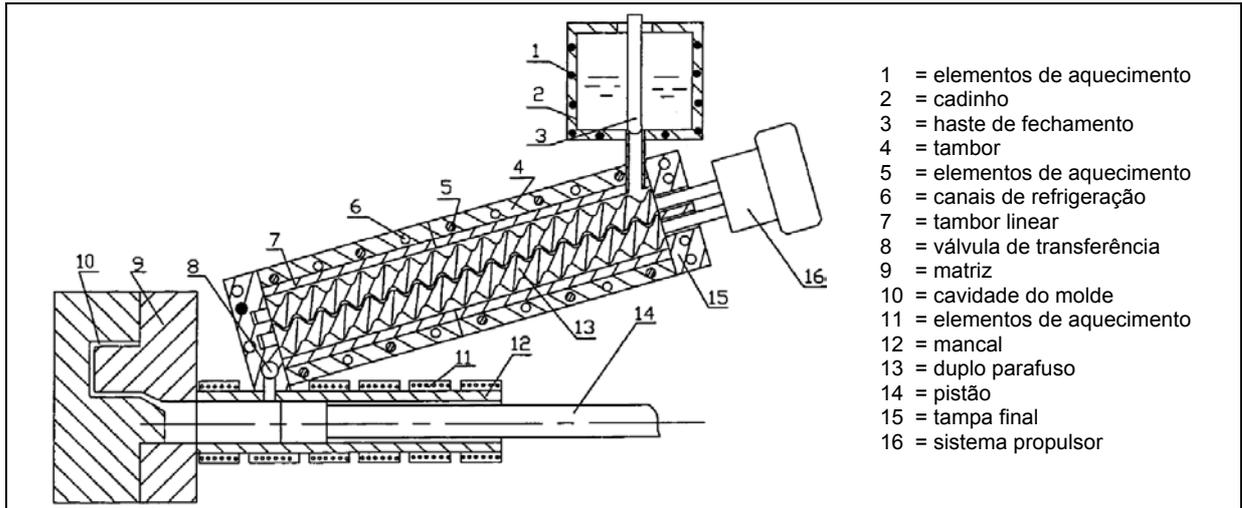


Figura 27. Esquema de agitação mecânica utilizando o processo duplo-parafuso [Ji; 2001].

O tempo total do ciclo é de 20 a 30 segundos, permitindo cisalhar até altas frações de sólidos, seja 80%, a um taxa de cisalhamento de  $5.200 \text{ s}^{-1}$ , o que garante a geração de glóbulos muito pequenos [Ji; 2001].

### c) Agitação Eletromagnética

A agitação eletromagnética cumpre os mesmos objetivos da agitação mecânica, ou seja, promover vigorosos efeitos convectivos, gerando turbulências nas ligas metálicas em seus estado líquido e na zona pastosa, não permitindo o crescimento dendrítico e estimulando a multiplicação cristalina e globularização.

Os campos magnéticos que permitem a indução de correntes elétricas suficientemente fortes para implementar esta agitação, podem ser produzidas de várias formas, sendo bastante empregadas as que utilizam magnetos permanentes rotacionais [Xia; 1998].

A agitação eletromagnética utiliza o fenômeno da corrente induzida. Esta corrente gera um fluxo metálico quando um campo magnético é formado no metal líquido. A força de Lorentz movimenta o banho na direção do campo magnético formado e é resultado da relação corrente induzida e campo magnético.

$$\boxed{F = J \cdot B} \quad (3.10)$$

onde:  $F$  = força de Lorentz  
 $J$  = densidade da corrente  
 $B$  = intensidade do campo magnético

[Zoqui; 2001] [Zoqui; 2002]

As componentes horizontais e verticais da força de Lorentz influem na segregação e concentração de solutos, sendo que sua componente horizontal gera a formação de um mecanismo convexo na superfície e reduz a altura da linha de contato entre o fundido e o molde. [Zhang; 2002]

As aplicações das correntes indutivas podem ser realizadas em fornos a indução eletromagnéticos, nos quais o metal é fundido por aquecimento ôhmico pelo movimento gerado devido ao campo da força de Lorentz, e também em vários tipos de equipamentos que necessitam gerar fortes convecções e turbulências, como no caso dos agitadores eletromagnéticos, onde são necessárias composições uniformes dos metais solidificados, pensando que a aplicação desta força deverá continuar a ser exercida durante a solidificação.

Em ambos casos, quase sempre a força de Lorentz é ajustada para ser aplicada por correntes alternadas em bobinas na parte exterior da carga, como vê-se nas Figuras 28 e 29 [Amberg; 1992].

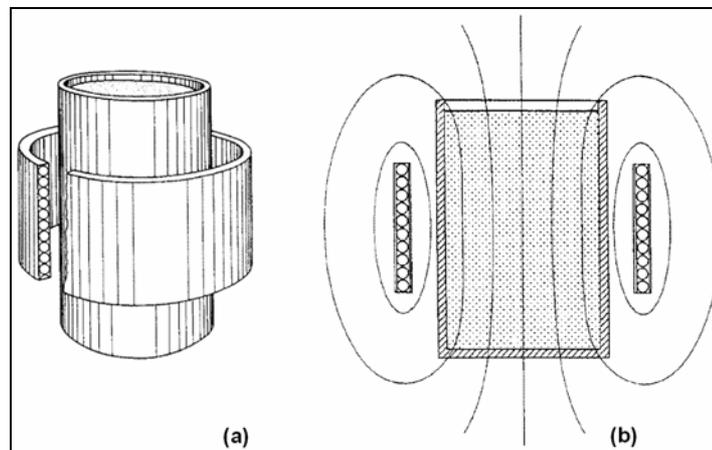


Figura 28. Forno de indução eletromagnético.  
a) esquema principal da bobina para a produção do campo eletromagnético  
b) as linhas do campo magnético [Amberg; 1992].

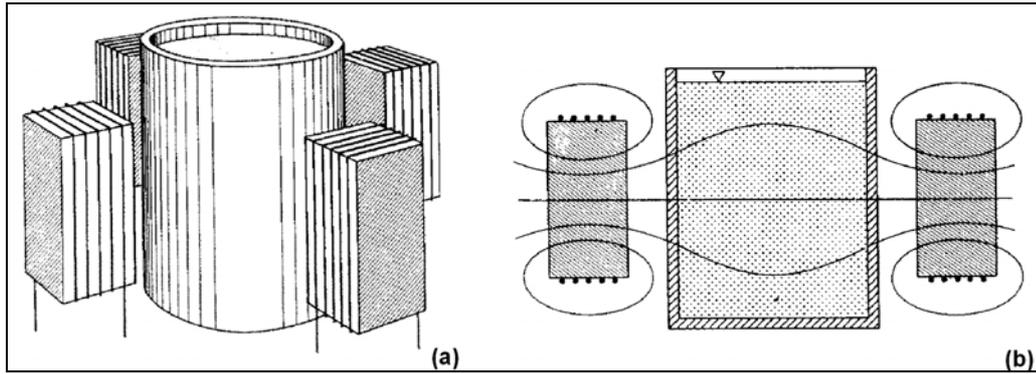


Figura 29. Agitação magnetohidrodinâmica.  
 a) esquema principal do sistema de bobinas MHD  
 b) linhas do campo magnético [Amberg; 1992].

A excessiva turbulência indicada nos meniscos causa instabilidade de composição, podendo produzir deterioração interna nos tarugos (billets). Para isto foram projetados sistemas de indução de bobinas duplas para minimizar estes efeitos, conforme o esquema apresentado na Figura 30 [Beitelman; 1999].

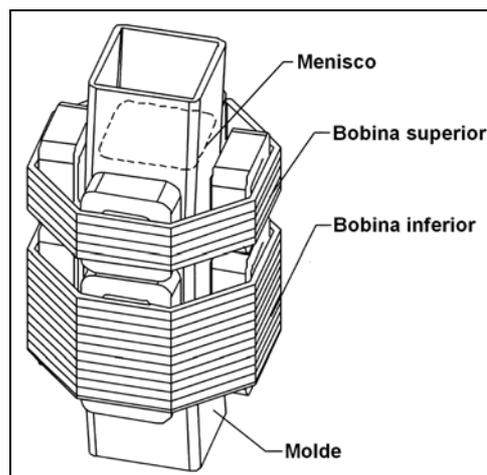


Figura 30. Esquema de bobina dupla [Beitelman; 1999].

Os benefícios de se utilizar a agitação eletromagnética em comparação de outras formas de processamento de matéria-prima para a tixofundição são muitos, principalmente por não existir possibilidades de contaminação pelo contato físico entre o agitador e o metal, pelo baixo consumo de energia elétrica, pela facilidade de ajustar a taxa de resfriamento e por permitir a fundição contínua e direta de formas variadas.

As principais desvantagens são a queda das forças eletromagnéticas da periferia para o centro, dificultando a fabricação de lingotes de diâmetros maiores e a presença de zonas de estagnação, que limitam a utilização do processo para altas

frações de sólidos, uma vez que seria necessário enormes campos magnéticos para a agitação do metal em solidificação.

Nos agitadores eletromagnéticos geralmente a disposição das bobinas e a geração dos campos magnéticos são adequados ao processo e o tipo de produto a ser produzido.

Como no caso da Figura 31, onde é apresentado um agitador magnetohidrodinâmico para compofundição. A figura mostra um indutor onde 6 magnetos permanentes. Alnico, com a forma de paralelepípedos, são arranjados em torno de um molde cilíndrico de aço inoxidável e dispostos alternadamente com a orientação norte-sul. O motor é ajustado para uma velocidade angular  $\omega_0$ , permitindo variações graduais de velocidade de rotação de 0 até 3.000 rpm.

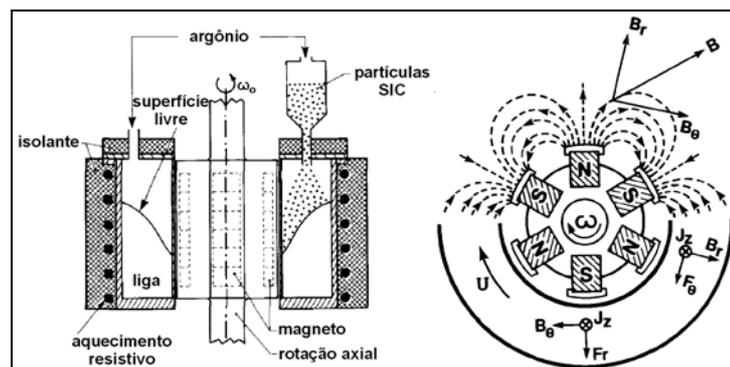


Figura 31. Esquema de obtenção de compósitos utilizando agitação magnetohidrodinâmica. a) vista frontal, b) vista superior [Vivès; 1989].

Quando o indutor gira cada ponto do metal fundido, é sujeito a um campo magnético variável. O componente da corrente é axial ( $J_z$ ), e o metal fundido é colocado em agitação devido a interação da corrente elétrica  $J_z$  e a componente radial do campo magnético  $B_r$ .

Outra interação de forças promove a combinação de fluxos radiais e verticais, fazendo com que o resultado final do fluxo seja helicoidal, não permitindo que as partículas do carbureto de silício se aglomerem ou flutuem.

O Cadinho tem capacidade de 4,60kg da liga magnésio-alumínio. O aquecimento resistivo é usado para o controle de temperatura da carga [Vivès; 1994].

Outra disposição de agitação eletromagnética foi a do forno da Figura 32, construído para medir os efeitos da convecção forçada, durante a recristalização em molde, de ligas de alumínio.

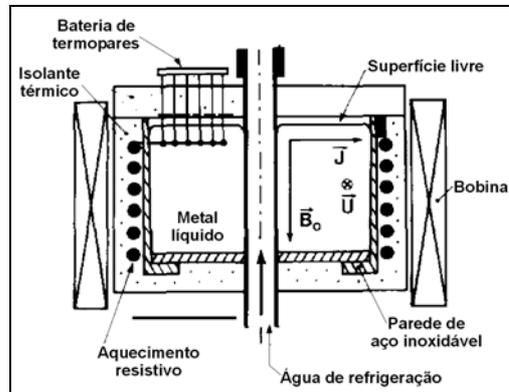


Figura 32. Esquema do agitador eletromagnético para ligas de alumínio. [Vivès; 1994]

O dispositivo consiste de um cadinho de aço inoxidável, contendo cerca de 2 litros de metal fundido com a superfície livre. É refrigerado a água a 20°C a um fluxo de 1.000 litros/hora. Todas as paredes do forno são isoladas termicamente.

O campo de indução eletromagnética é gerado por um indutor de 120mm de altura. A frequência da corrente elétrica é de 50Hz. Também tem aquecimento resistivo para o controle da temperatura do metal [Vivès; 1989].

A Figura 33 apresenta a agitação eletromagnética na produção de tarugos (billets) para posterior reaquecimento indutivo, através do lingotamento contínuo. Neste caso a mesma água que serve para a refrigeração das bobinas é utilizada para a refrigeração do molde.

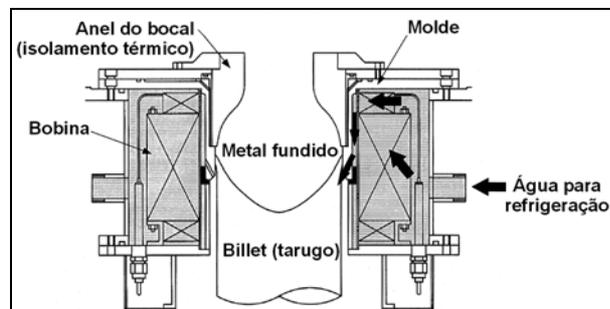


Figura 33. Esquema de lingotamento contínuo com agitação eletromagnética. [Saito; 2001]

O material de isolamento térmico tem uma curva, tipo anel de bocal, para permitir a agitação em toda a sua secção [Saito; 2001].

## d) Outros Procedimentos para a Obtenção de Materiais Refundidos a Partir do Líquido

### 1. Processo SCR

O processo SCR (Shearing Cooling Roll) apresentado na Figura 34, foi desenvolvido em 1991 no Japão, por Kiuchi. Consiste de um cilindro rotativo e uma sapata, em um sistema parecido aos mecanismos de freio, onde existe uma faca de desmoldagem.

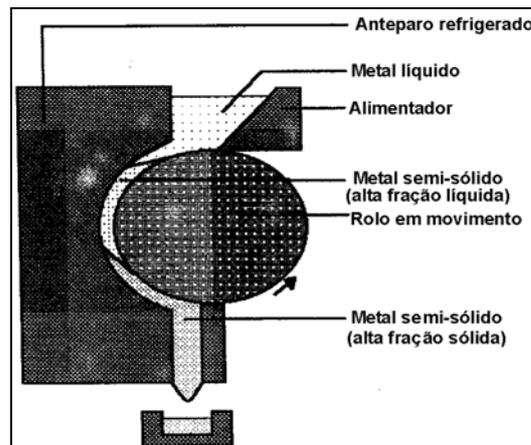


Figura 34. Esquema do processo SCR [Zoqui; 2001a].

O cilindro e a Sapata são montados de maneira a garantir um pequeno espaço entre eles, onde o cisalhamento a altas frações de sólidos, pelo movimento do cilindro rotatório que arrasta a pasta para o interior do mecanismo. O cilindro e a sapata são refrigerados para garantir a temperatura e, conseqüentemente, a fração sólida necessária. A desmoldagem é realizada pela referida faca, que retira o material aderido ao cilindro [Zoqui; 2001a].

Segundo o idealizador, o processo tem uma série de vantagens pela sua concepção e operação simples.

### 2. Por refino químico (utilizando refinadores)

Refinadores de grãos, ou inoculantes, são utilizados para catalisar a nucleação de cristais pelo aumento do número de núcleos. Pequenas quantidades de materiais como o Bário (B), Titânio (Ti), Estrôncio (Sr) e outros, favorecem a nucleação de novos cristais e interferem na energia da interface sólido/líquido, onde no caso do

Bário pela diminuição desta, faz com que aumente a penetração das fases líquidas nos contornos dos grãos [Gullo; 2000a] [Gullo; 2000b].

Os metais solidificam por processos de nucleação e crescimento. Primeiramente se forma o núcleo do cristal e, pela adição de átomos, forma o grão. A nucleação ocorre quando a energia cinética de vários átomos do metal líquido atinge um valor suficientemente baixo, permitindo a ocupação deles na rede cristalina. O núcleo cresce a medida que a extração de calor aumenta. Este pode ser homogêneo ou heterogêneo. No caso, a presença dos refinadores faz a referida catalisação pelo aumento do número de núcleos, acompanhado de um resfriamento rápido. Estes dois processos aumentam a velocidade de nucleação, inibindo a formação das ramificações dendríticas pela liberação contínua de calor latente de fusão, que pode, sob condições adequadas, produzir fusão localizada e fazer com que os braços se estreitem e separem-se. Estes fragmentos na presença de correntes convectivas podem ser espalhados ao longo do líquido e gerar novos núcleos durante a solidificação [Espinoza; 1999].

### **3. Por ultra-som**

A utilização de ultra-som é também utilizado para a destruição das estruturas dendríticas a partir do líquido e na fase pastosa, quando a solidificação inicia. Este processo depende da cavitação e do fluxo metálico, como também dos fatores de processamento e das propriedades dos materiais. As vibrações produzem cavitação, gerando bolhas. O colapso das bolhas por colisões causava a destruição dos cristais e seu transporte para a estrutura líquida. O ultra-som também afeta a taxa de nucleação e reduz o super-resfriamento, segundo pesquisas desenvolvidas por Abramov [Abramov; 1997], utilizando um gerador ultra-sônico de 10KW e um transdutor magnetostrictivo em ligas de alumínio-silício-cobre.

As modificações nas curvas de resfriamento devem-se a dois possíveis mecanismos em função dos efeitos provocados pela cavitação na taxa de nucleação. Sendo o primeiro que a cavitação ativa partículas insolúveis (óxidos, intermetálicos, partículas ultrafinas, etc.) existentes no fundido, tornando-os sítios novos de solidificação. O segundo mecanismo seria devido à expansão, onde as bolhas rapidamente crescem e o líquido evapora. A evaporação e expansão tendem a reduzir a temperatura das

bolhas e, abaixo da temperatura de equilíbrio, resulta um super-esfriamento que propicia a nucleação.

O ultra-som previne a aglomeração de núcleos em um policristal durante seu crescimento pelo molhamento dos contornos dos grãos, freando a aglomeração dos cristais, refinando assim a microestrutura [Abranov; 1997].

#### 4. Processos sprays (estruturas ultra-refinadas)

As estruturas formadas por spray têm propriedades mecânicas superiores quando comparadas a um lingote metalúrgico. A maior vantagem da formação por spray é a possibilidade de produzir ligas e compósitos próximos a sua forma final, com microestruturas refinadas e de baixa segregação.

A produção de estruturas formadas por spray acontece pela atomização de um jato de metal líquido, por um jato de gás, produzindo um spray de gotículas que impactam sobre um substrato para formar um grande depósito de material spray formado, conforme indicado na Figura 35, que mostra um esquema da câmara de deposição e a posição dos termopares e pirômetro de controle da temperatura.

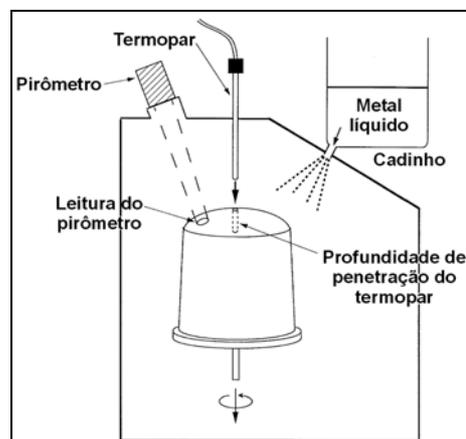


Figura 35. Esquema da câmara de deposição spray, mostrando a posição dos termopares e pirômetro de medição das temperaturas [Mingard; 1998].

A taxa de solidificação é da ordem de  $10^3 \text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ .

Este depósito é preenchido em camadas pela mistura de gotículas líquidas, parcialmente sólidas e sólidas. O parâmetro mais importante nesse processo é a fração de líquido no momento da deposição.

O processo é bastante caro, mas tem ganho espaço em função da qualidade de sua microestrutura, sendo produzido em escala industrial.

O reaquecimento dos materiais formados por sprays, permite produzir excelentes materiais reofundidos em função dos pequenos glóbulos formados inicialmente [Mingard; 1998].

### 5. Processo de nova reofundição (new rheocasting – NRC)

NRC é um processo recentemente desenvolvido, patenteado pela UBE Ltda, para a obtenção de ligas semi-sólidas livre de poros, que podem ser utilizadas em componentes de pressão estanque. Este processo combina o processo Squeeze Casting vertical com um inovativo método de preparação de material globular.

O metal completamente líquido com um pequeno superaquecimento (10 a 50°C), recebido de um forno de espera é descarregado, conforme a Figura 36, em um cadinho especialmente projetado, com refrigeração a ar e mantido aquecido individualmente.

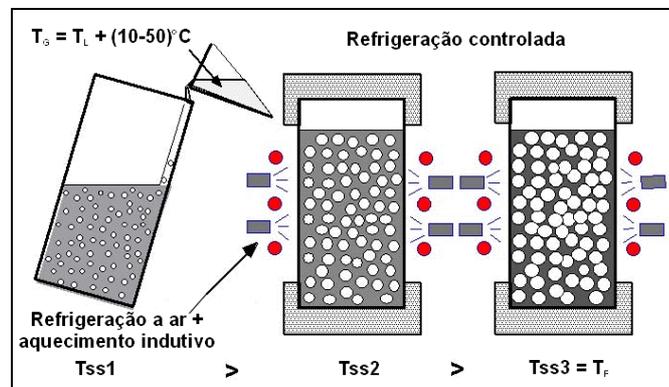


Figura 36. Esquema de nova reofundição [Wabusseg; 2000].

Este é colocado em um carrossel próximo a máquina. Os grãos globularizam-se por nucleação homogênea forçada, a partir das paredes, e, em poucos minutos, é gerada a estrutura globular primária. Após isso o material é colocado na manga inclinada da máquina squeeze casting, solidificando-se na pressão máxima de 170MPa [Wabusseg; 2000].

## 6. Reofundição elementar (simple rheocasting process)

A Figura 37 mostra duas maneiras de se obter reofundidos por uma forma simples. Na ilustração na maneira a, o metal é vazado no estado semi-sólido, com uma fração de sólidos inferior a 0,5, através de uma rampa de aço doce e refrigerada a água, diretamente em uma matriz. A taxa de solidificação da pasta semi-sólida após percorrer a rampa refrigerada fica cerca de 10%.

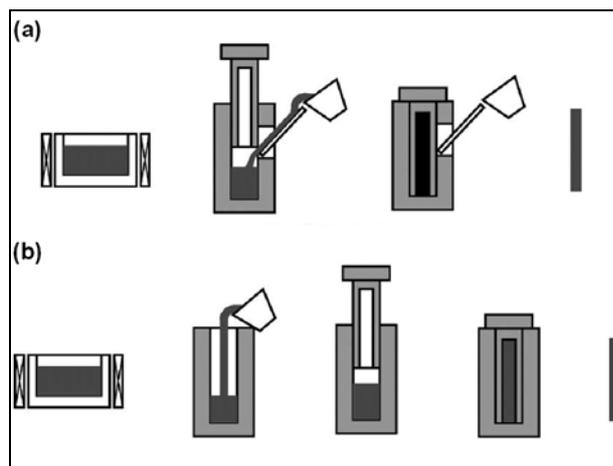


Figura 37. Esquemas da reofundição elementar.

a) processo utilizando rampa, b) processo usando baixo super-aquecimento [Haga; 2002].

A matriz inferior é pré-aquecida em um forno elétrico e a parte superior da matriz, na temperatura ambiente, é colocada imediatamente após o vazamento. Após o preenchimento com a pasta, uma prensa exerce uma carga de 2KN durante 1 minuto.

A ilustração representando a maneira b, mostra o processo de reofundição usando metal líquido com pequeno superaquecimento de 10°C. A nucleação dos cristais é gerada na superfície da matriz inferior, que é revestida de nitrato de Boro, e a superior, que não é revestida, é inserida na inferior antes da solidificação.

Os dois processos são satisfatórios, produzindo cristais primários esferoidais menores que os obtidos em lingotes tixofundidos convencionalmente [Haga; 2002].

### 3.5.2. Obtenção de Estruturas Reofundidas a Partir do Sólido

Durante os procedimentos mostrados no Capítulo anterior, onde os processos da agitação mecânica, eletromagnética, ultra-sônica e outros, faziam a destruição da

estrutura dendrítica, como pré-condição para a obtenção de estruturas reofundidas; falou-se da necessidade, em muitos casos (quando não empregados diretamente na produção), do reaquecimento, para a obtenção das propriedades finais dos reofundidos, em virtude do produto final desejado [Lapkowski; 1998].

As microestruturas resultantes na maioria das vezes apresentam-se com dendritas fragmentadas e partículas na forma de rosetas, que devem ser submetidas a tratamentos térmicos, para a promoção da esferoidização [Margarido; 2002].

Muitas pesquisas foram realizadas para o encurtamento destas operações, sendo as mais satisfatórias as que mostram a possibilidade de se obter estas microestruturas a partir da fusão de fases escolhidas, eutéticas ou não, de materiais solidificados convencionalmente. Tratamentos térmicos ou termomecânicos são utilizados para obtenção da fase sólida envolta por líquido, característica das estruturas reofundidas, com as propriedades mecânicas desejadas [Espinoza; 1999].

Os processos mais difundidos na literatura para a obtenção dos reofundidos a partir dos sólidos serão descritos a seguir.

#### **a) Obtenção de Reofundidos a Partir da Refusão Parcial de Estruturas**

##### **Dendríticas**

Esse processo envolve o simples reaquecimento de uma estrutura dendrítica, em uma faixa de temperatura semi-sólida, por um período de tempo suficiente para esta evoluir para uma estrutura globular tixoconformável. Este processo normalmente produz grãos grandes, resultando em uma reologia pobre, onde os tempos de transformação são longos.

Estas estruturas na maioria dos casos são impróprias e anti-econômicas para a produção de semi-sólidos sem que sejam utilizados refinadores de grãos, que aumentam os custos e diminuem a usinabilidade [Bergsma; 1997].

A estrutura reofundida é obtida pela fusão dos líquidos eutéticos e a fase primária tende a uma forma globular para reduzir as energias superficiais internas. As fases eutéticas além de contornarem os grãos, também estão presentes nos contornos

dendríticos, propiciando a globularização individual ou mesmo de pequenos grupos de dendritas.

O resultado mostrado na Figura 38 é a presença de mais de um glóbulo que provém de um mesmo grão.

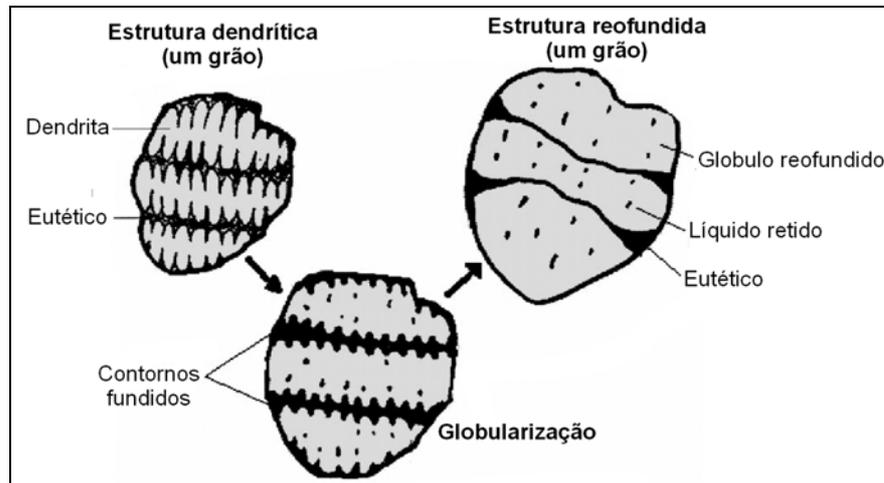


Figura 38. Esquema dos mecanismos da evolução da estrutura dendrítica para globular na produção do reofundido [Zoqui; 2001b].

Todo o processo de globularização é regido pelos mecanismos de transporte de massa e de reações de interface, sejam o engrossamento (ripening) e a coalescência, descritos em capítulos anteriores.

Estes fenômenos relacionam-se proporcionalmente com o tempo de tratamento segundo as fórmulas (3.8), pg. 26, e (3.9), pg. 26. Como o engrossamento (ripening) e a coalescência acontecem por todo o tempo de aquecimento, pode haver uma deterioração do comportamento reológico quando existirem variações de temperatura, ou tempos prolongados de tratamento [Gullo; 2000a] [Gullo; 2000b].

## **b) Obtenção de Reofundidos a Partir da Fusão Parcial de Estruturas Dendríticas Deformadas**

A produção de ligas reofundidas por fusão parcial de estruturas dendríticas severamente deformadas, em torno de 40%, tem sido utilizada como uma rota alternativa para a obtenção de fases primárias globulares [Margarido; 2002].

O processo consiste em deformar a frio uma estrutura fundida convencionalmente, promovendo o dobramento dos braços dendríticos. Posteriormente, esta estrutura deformada é aquecida até uma determinada fração de sólidos, através da correspondente temperatura, e mantida nessa temperatura para se obter a globularização.

Como já foi referido anteriormente, as dendritas deformadas apresentam orientações cristalinas diferentes entre seus braços intermediários e o corpo principal, gerando, portanto, um acúmulo de discordâncias e defeitos nessas regiões onde aparecem contornos de grãos.

A esferoidização acontece pelo aquecimento da estrutura pelos mecanismos descritos nas seguintes etapas:

- Recristalização das estruturas deformadas originalmente durante o aquecimento;
- Formação dos contornos dos grãos pela fusão das fases secundárias, quando a temperatura sólidos é alcançada;
- Penetração do líquido nos contornos dos novos recristalizados, quando a energia superficial do contorno do grão for duas vezes superior a energia superficial sólido/líquido;
- Separação dos grãos recristalizados, que podem crescer isoladamente no líquido.

Este crescimento depende da fração de líquido da pasta e do tempo de tratamento ( $t_n$ ) que pode ser proporcional a  $\pm 3$  ou 4 vezes, devido a fenômenos do engrossamento (ripening) e da coalescência. Dependendo do tempo de tratamento e da temperatura, os grãos podem apresentar as indesejáveis grandes dimensões, ou pequenos diâmetros favoráveis as boas estruturas reofundidas [Margarido; 2002].

O processo de obtenção descrito anteriormente foi patenteado por uma empresa norte-americana e é conhecido como SIMA (Strain Induced Melt Activation) [Young; 2000].

Tratamentos térmicos de homogeneização e envelhecimento podem ser utilizados para produzir material reofundido por fusão parcial, onde grãos nucleariam a partir

de partículas das fases secundárias, ou contornos de grãos remanescentes. [Margarido; 2002] Assim com os tradicionais tratamentos térmicos T5 e T6 para transformações térmicas para a melhoria das propriedades mecânicas em ligas de alumínio [Bergsma; 1997].

A Figura 39 mostra o esquema dos mecanismos de evolução da estrutura dendrítica deformada para globular, quando o reofundido é produzido diretamente da estrutura fundida convencionalmente. Sendo que a estrutura original com o aquecimento faz sua recristalização interna. Ao atingir a temperatura sólidos, o líquido é formado em torno das dendritas originais, agora constituídas de pequenos grãos recristalizados. O líquido penetra nos contornos dos grãos, provocando a separação de sua estrutura original, e livres no líquido, passam a crescer equiaxialmente [Zoqui; 2001a].

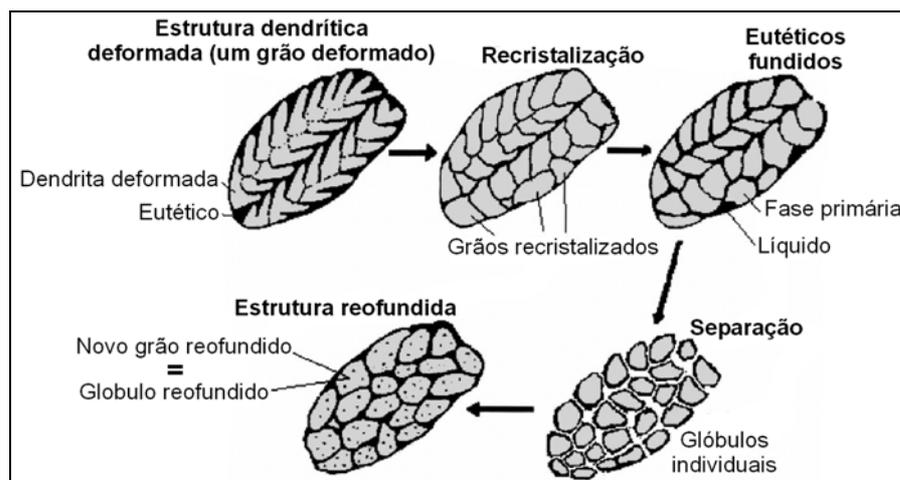


Figura 39. Esquema dos mecanismos da evolução da estrutura dendrítica deformada para globular, na produção de reofundido [Zoqui; 2001b].

### c) Obtenção de Reofundidos a Partir da Fusão Parcial, sob Pressão, de Estruturas Dendríticas

Existem vários tipos de tratamento termomecânicos que levam em conta a temperatura de recristalização ( $T_r$ ), sendo que o material pode ser deformado a temperaturas mais altas ou mais baixas que esta temperatura [Espinoza; 1999].

No processo da fusão parcial sob pressão de estruturas dendríticas refinadas, o tratamento empregado é feito a uma temperatura superior a temperatura de recristalização e logo após é imposta a deformação. [Espinoza; 1999]

Diferentemente do processo SIMA, onde a recristalização acontece durante o aquecimento do material, sendo que quando é atingida a temperatura do tratamento isotérmico, este já está completamente recristalizado.

A qualidade das pastas reofundidas obtidas pelo processo sob pressão depende do grau de deformação imposto, sendo que a obtenção de grãos pequenos requerem altas taxas de pressão, pois as deformações são impostas ao material a altas temperaturas, onde o material é mais dútil e a presença do líquido faz com que sejam reacomodadas as tensões internas do material [Espinoza; 1999].

A estrutura final dos reofundidos obtidos por esta forma, quando as taxas de deformação são baixas, apresentam morfologia irregular com partículas sólidas pequenas, uma vez que os mecanismos de engrossamento (ripening) e a coalescência não têm o tempo necessário para fazer o crescimento dos glóbulos. Pode acontecer também a segregação de líquido durante a deformação [Zoqui; 2001a].

#### **d) Comparações de Estruturas Obtidas por Diferentes Processos**

Como referido na introdução deste capítulo, praticamente todos os processos utilizados para a produção de reofundido, excetuando-se aqueles cuja aplicação seja imediata, requerem um tratamento térmico durante ou anteriormente ao processamento final do produto, e este adquire a morfologia apropriada.

Tzimas realizou estudos comparativos na caracterização de microestruturas produzidas em materiais por spray, agitação magnetohidrodinâmica e SIMA. Constatou que os materiais formados por spray apresentam uma estrutura muito fina, perfeitamente equiaxial e plenamente aptas para o subsequente processamento semi-sólido. Estes grãos equiaxiais são o resultado da solidificação das gotículas do spray e de sua fragmentação durante a deposição. Este material é livre de microsegregação pela sua rápida homogeneização. Como os glóbulos de pequenas dimensões já existem, o processo não requer a recristalização.

No caso da microestrutura inicial obtida pelo processo SIMA, verificou a ausência de grãos com formas complexas e também que estes possuíam pequenas dimensões,

isto devido às pequenas distâncias de difusão em sua esferoidização. O processo via deformação seria apropriado para ligas dúteis, sendo necessário aquecimentos adicionais para ligas de baixa ductilidade. Os valores das temperatura e os tempos de encharque durante a refusão parcial não são únicos e requerem a otimização para cada liga.

Nos materiais produzidos por agitação magnetohidrodinâmica verificou que as microestruturas não eram homogêneas, existindo segregações situadas na superfície do fundido, como resultado da macrosegregação inversa. Havia regiões de estruturas diferentes decorrentes das taxas de resfriamento, que variavam das regiões da periferia para o centro do lingote; também das regiões onde os grãos apresentavam-se aglomerados e próximos a sua equiaxialidade, resultantes do engrossamento (ripening) de dendritas equiaxiais ou rosetas.

Conclui-se que as microestruturas produzidas pela agitação eletromagnética requerem maior controle das frações de líquidos, durante os tratamentos térmicos para o seu aproveitamento como reofundido [Tzimas; 2000b].

Os tratamentos para obter o tamanho de grão desejado dependem da composição química da liga, que determina o intervalo da temperatura *solidus/liquidus* da microestrutura inicial e das taxas e tempos de aquecimento no estado semi-sólido [Lapkwoski; 1998].

### **3.6. Reaquecimento das Estruturas Reofundidas**

Tratamentos térmicos são realizados através do reaquecimento das estruturas obtidas nas etapas iniciais dos processos de reofundição. Estes são planejados em função das características finais morfológicas, composicionais de escoamento (conformabilidade) e nas propriedades mecânicas requeridas pelo produto final.

Este planejamento deve estimar os tempos e as temperaturas do tratamento, como o tempo de aquecimento ( $t_a$ ), tempo ( $t_h$ ) e temperatura de tratamento isotérmico ( $T_h$ ). Para definir os patamares do processo de crescimento dos glóbulos e grãos

que são determinados pelos fenômenos de engrossamento (ripening) e da coalescência [Jung; 2000a].

A Figura 40 mostra um esquema apresentando três degraus (patamares) de tratamento isotérmico.

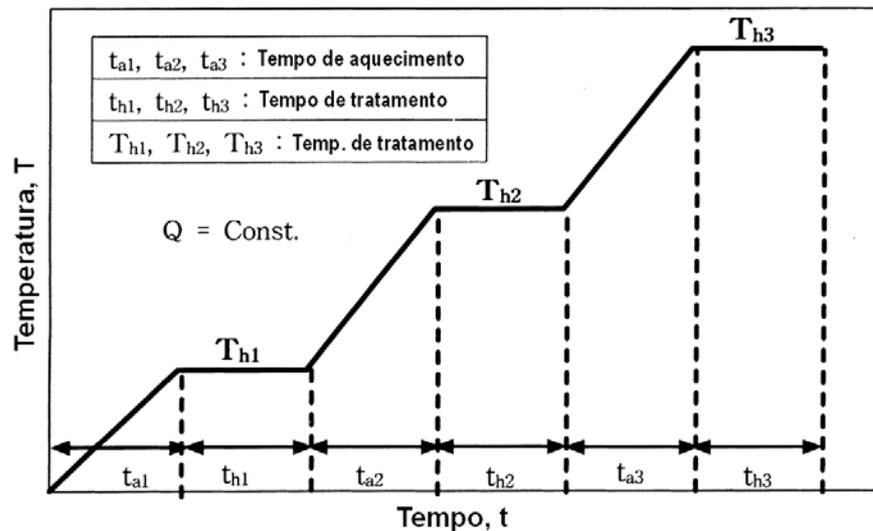


Figura 40. Esquema de diagrama, apresentando degraus (patamares) de tratamento térmico que incluem tempos de reaquecimento e tempos e temperaturas de tratamentos isotérmicos [Jung; 2000a].

O modelo teórico (LSW), referido em capítulos anteriores, tem sido criticado e aperfeiçoado por diversos pesquisadores nos últimos anos. O problema do engrossamento cinético, foi modelado assumindo-se difusão em estado constante, com uma segunda fase diluída infinitesimal, partículas esféricas, e assumindo-se que as partículas apenas se tangenciem. A validade da teoria, que não representa uma realidade física, seja por considerar zero o volume da fração sólida de uma segunda fase, tem sido questionada pelos pesquisadores, que acusam discrepâncias entre as previsões teóricas e os resultados experimentais.

Uma variedade de técnicas têm sido usadas para incorporar o efeito de uma fração de volume finito no crescimento, incluindo teorias estatísticas e simulações numéricas, em sistemas de duas dimensões (2-D) e de três dimensão (3-D).

Em 1980, Schwartz e Langer trataram da nucleação, crescimento e engrossamento ao mesmo tempo, utilizando um modelo numérico próprio. H. J. Diepers simulou efeitos da convexão, O. R. Myhr modelou transformações isotérmicas, W. E. Benson

tratou o assunto de um crescimento anormal em materiais de única fase e Danan Fan utilizou um modelo de simulação de duas dimensões, em um regime de altas frações de sólidos [Fan; 2002] [Benson; 1998] [Myhr; 2000] [Diepers; 1999].

Ferrante, que desenvolveu um estudo sobre o desenvolvimento microestrutural e reologia em uma liga Al-4%Cu, verificou que usando a formulação original da LSW, o diâmetro dos glóbulos ficavam três vezes maiores que o cálculo, indicando que o efeito da coalescência teria sido preponderante sobre o ripening [Ferrante; 1999].

Simulações numéricas e resultados experimentais continuam a ser utilizados na investigação do assunto e no planejamento do tempos e temperaturas dos tratamentos térmicos para a obtenção dos reofundidos.

Reaquecimentos resistivos e indutivos têm sido empregados para estes tratamentos. Em fornos resistivos o calor é gerado a partir da energia dissipada em resistências elétricas, sendo a radiação a forma de transmissão principal. O princípio de aquecimento se baseia no efeito Joule, ou seja, todo material condutor de eletricidade percorrido por uma corrente elétrica se aquece, produzindo calor. As potências elétricas são expressas pela lei de Owm, seja:

$$P_e = V \cdot I \quad (3.11)$$

e,

$$P_e = I^2 \cdot R \quad (3.12)$$

Onde  $P_e$  = potência (watts)  
 $V$  = tensão elétrica (volts)  
 $I$  = corrente elétrica (amperes)  
 $R$  = resistência elétrica (ohms)

[Espinoza; 1999]

O aquecimento resistivo também pode ser produzido por correntes alternadas de 6, 8 e 10 volts convertidos por um transformador, de uma rede de 220 volts e 60Hz. A aplicação é feita por eletrodos nas extremidades de tarugos (billets) de alumínio, sendo estas protegidas por discos de aço inoxidável austenítico; conforme investigação de Maki que utiliza este aquecimento como forma auxiliar na produção de reofundidos com uma prensa servo hidráulica [Maki; 2002].

O sistema de aquecimento indutivo normalmente é utilizado para o aquecimento das estruturas refundidas, devido as potências mais altas e a conseqüente diminuição dos tempos de aquecimento.

A Figura 41 representa o princípio de aquecimento indutivo. Quando um corpo condutor é colocado num campo magnético se aquece por ser percorrido por correntes induzidas. A bobina constitui o circuito primário ou indutor, e a peça o circuito secundário ou induzido. Este formará um curto circuito com elevadas correntes, que irão aquecer o metal pelo efeito Joule [Espinoza; 1999].

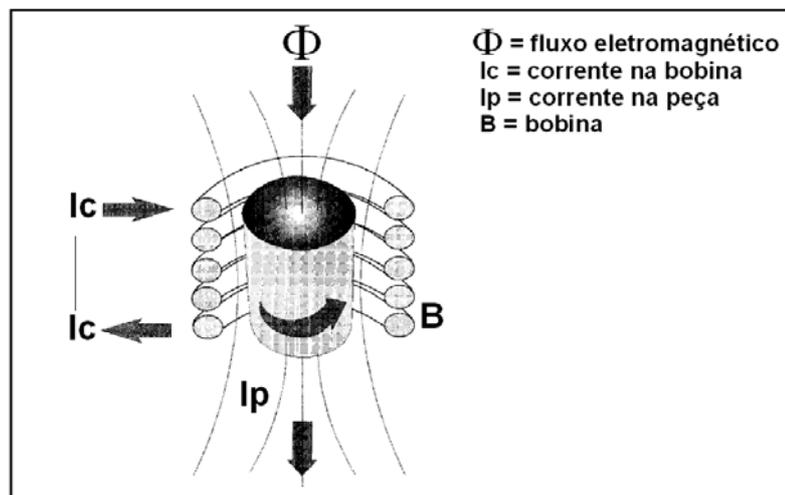


Figura 41. Aquecimento indutivo de tarugo (billet) cilíndrico [Kapranos; 1996a].

Como no aquecimento indutivo, a densidade da corrente ( $J$ ) cai da periferia para o centro do corpo, a profundidade de penetração ( $\delta_F$ ) da corrente depende diretamente da frequência ( $w$ ). O aumento da frequência faz aumentar o tempo de aquecimento [Espinoza; 1999].

Para o processo de re fundição, o reaquecimento da matéria-prima (billet) tem que se feito o mais rápido e homogeneamente possível. É requerido um projeto que envolva o dimensionamento da bobina e do billet (tarugo), para que haja uma distribuição de temperatura uniforme.

Para uma frequência de 60Hz, Jung [Jung; 2000b] utilizou as fórmulas seguintes, para o dimensionamento mostrado na Figura 42.



$$H = I_w + (25 \text{ a } 75) \text{ [mm]} \quad (3.17)$$

Onde H = altura ótima da bobina  
 (25 a 75) = variação entre altura máxima e mínima da bobina em função dos “gaps” de ar, recomendados e tabelados segundo  $[(1/2)(D_i - d)]$  [Jung; 2000b]

Espinoza apresenta em seu trabalho uma outra fórmula que relaciona um fator do aparelho no cálculo da profundidade de penetração da corrente, seja:

$$\delta = \lambda \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}} \quad (3.18)$$

Onde  $\delta$  = profundidade de penetração  
 $\rho$  = resistividade  
 $\mu$  = permeabilidade magnética  
 $f$  = frequência  
 $\lambda$  = fator do aparelho [Espinoza; 1999]

As Figuras 43 e 44 apresentam um esquema de aquecimento indutivo horizontal, em barco de aço inoxidável austenítico, de um tarugo (billet) de alumínio; e uma ilustração do carregamento de outro tarugo (billet) em forno de aquecimento indutivo, usando barco cerâmico. O aquecimento horizontal é melhor para altas frações de líquidos, pois o tarugo poderá colapsar devido ao seu peso próprio. [Saito; 2001] [Young; 2000b]

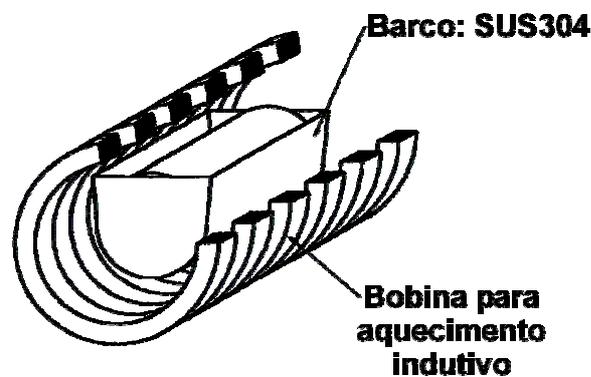


Figura 43. Esquema de aquecimento indutivo horizontal, utilizando barco de aço inoxidável austenítico [Saito; 2001].

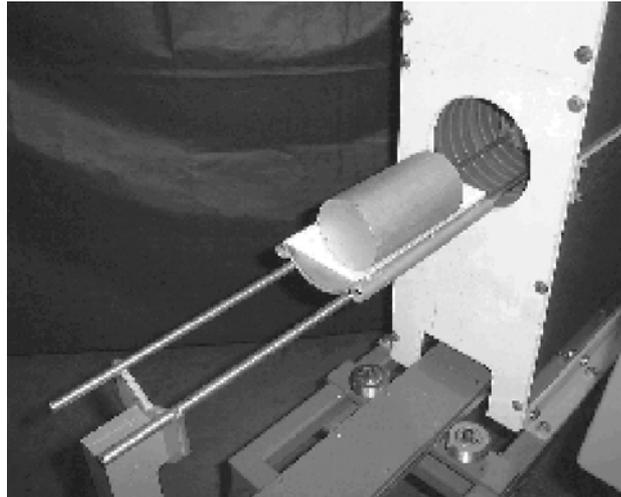


Figura 44. Ilustração do carregamento de um tarugo (billet) para o aquecimento indutivo, utilizando um barco cerâmico na posição horizontal [Young; 2000].

O aquecimento indutivo apresenta muitas vantagens comparadas ao resistivo. Este pode reduzir a oxidação e carepas na superfície dos materiais em função da redução do tempo de aquecimento. Permite aquecer rapidamente tanto tarugos quanto chapas laminadas a quente, desde materiais não ferrosos de alta condutibilidade térmica até aços e outras ligas de baixa condutividade. A repetibilidade é uma outra vantagem do aquecimento indutivo. Aos fornos resistivos podem ser adicionados controle tiristorizados de potência, ainda assim o aquecimento deve ser lento para se evitar a fusão da superfície antes do centro [Kim; 2000] [Espinoza; 1999].

### **3.7. Caracterização de Estruturas Reofundidas**

#### **3.7.1. Caracterização das Formas e Número de Glóbulos e Grãos da Fase Sólida, e da Quantidade Relativa da Segunda Fase dos Reofundidos**

Uma liga semi-sólida é supostamente composta de partículas sólidas, de glóbulos de formas e dimensões variáveis, em uma matriz líquida. As fases sólidas são caracterizadas pelo número de glóbulos e grãos por unidade de volume e sua forma, utilizando fator de forma.

### 3.7.1.1. Caracterização utilizando o fator de forma

As estruturas em três dimensões são geralmente caracterizadas por medidas tomadas em secções bi-dimensionais. Usando sistemas de análises de imagem, pode-se medir número, comprimento de interfaces e áreas dos objetos. Normalmente a forma de caracterização clássica é o fator de forma específico ( $F_o$ ) definido como [Brabozon; 2002] [Zoqui; 2001a] [Loué; 1995]:

$$F_o = \frac{4 \cdot \pi \cdot A}{P^2} \quad (3.19)$$

Onde  $A$  = área da partícula (m)  
 $P$  = perímetro da partícula (m)  
 $F_o = 1$  = partícula esférica

Entretanto, o fator de forma ( $F_o$ ) não consegue refletir muitas vezes a complexidade das formas das fases sólidas nos refundidos. Louè e Suèry introduziram um novo fator de forma específico para o dimensionamento de glóbulos e grãos, onde:

$$F_g = \frac{1}{6 \cdot \pi \cdot f\alpha} \cdot \frac{S_v^2}{NA} \quad (3.20)$$

Onde  $F_g$  = fator de forma específico para grãos/glóbulos  
 $f\alpha$  = fração de sólidos em volume  
 $S_v^2$  = área da superfície curva da interface  
 $NA$  = número de glóbulos/grãos por unidade de área

$$S_v = \frac{4}{\pi} \cdot \frac{L\alpha l}{A_t} \quad (3.21)$$

e,

$$f\alpha = \frac{A\alpha}{A_t} \quad (3.22)$$

Onde  $L\alpha l$  = soma do perímetro da fase primária  
 $A\alpha$  = área relativa a fase primária  
 $A_t$  = área total analisada

Quando o fator de forma ( $F_g$ ) é igual a um, indica um círculo perfeito. Este fator de forma também envolve os efeitos da contigüidade [Ferrante; 1999] [Louè; 1995].

Também:

$$S_v = N_v \pi D^2 \quad (3.23)$$

e,

$$V_v = N_v \cdot \frac{\pi D^3}{6} \quad (3.24)$$

Onde  $D$  = diâmetro do glóbulo perfeitamente esférico  
 $N_v$  = número de esferas por unidade de volume  
 $V_v$  = fração de volume ocupada pelas esferas

A combinação das equações (3.23) e (3.24) com o diâmetro médio do glóbulo  $D$ , implica em:

$$S_v = \frac{6f\alpha}{D} \quad (3.25)$$

com a subsequente substituição na equação (3.25),

$$S_v = S_{v0} \cdot (1 + K \cdot t)^{-1/3} \quad (3.26)$$

Onde  $S_{v0}$  = área da superfície da interface inicial sólido/líquido, pelo volume antes da fusão parcial  
 $K$  = constante de difusão  
 $t$  = tempo

resulta na clássica LSW, que relaciona o engrossamento de grãos/glóbulos esferoidais [Louè; 1995]:

$$D^3 - D_0^3 = D_0^3 \cdot K \cdot t = K \cdot t \quad (3.27)$$

Devido as dificuldades de determinar o NA Louè utilizou técnicas metalográficas coloridas para identificar as partículas por contraste [Zoqui; 2001a].

Kang [Kang; 1997] produziu ligas refundidas de alumínio por agitação mecânica, usando uma haste propulsora e um fator de forma desenvolvido por Salvo, para a caracterização da microestrutura obtida, seja:

$$F_{shape} = \frac{8 \cdot N_L^2}{3 \cdot \pi \cdot f_s \cdot NA} > 1 \quad (3.28)$$

Onde  $f_s$  = fração de sólidos  
 $F_{shape}$  = fator de forma  
 $N_L$  = número de contornos entre a fase líquida e a fase sólida  
 $NA$  = número de partículas por unidade de área

Zoqui usou o fator de forma,

$$SF = \frac{P_\alpha^2}{4 \cdot \pi \cdot A_\alpha} \quad (3.29)$$

Onde  $A_\alpha$  = área da fase sólida da microestrutura  
 $P_\alpha$  = perímetro da fase sólida da microestrutura

Sendo que macroestrutura e microestrutura são comparadas por um Índice de Qualidade do Reofundido, que relaciona tamanho do glóbulo e tamanho do grão, multiplicado pelo fator de forma, seja:

$$IQR = \frac{\text{Tamanho do glóbulo}}{\text{Tamanho do grão} \cdot \text{Fator de forma}} \quad (3.30)$$

Onde os glóbulos são medidos pelo tamanho das fases primárias na microestrutura e os tamanhos dos grãos definidos pelas macroestruturas. As medidas foram realizadas pelo método dos Linhas de Interceptos.

O Fator de Forma da Circularidade, utilizando 300 medições em partículas de ligas de alumínio, foi utilizado por Xia através da fórmula:

$$CSF = \frac{P^2}{A} \quad (3.31)$$

Onde  $P$  = perímetro da partícula  
 $A$  = área da partícula

A Figura 45 mostra um esquema mostrando os valores médios e as formas típicas das partículas [Xia; 1998].

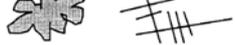
Valores CSF	Forma típica das partículas
12 - 17	
18 - 20	
21 - 30	
31 +	

Figura 45. Esquema mostrando valores do fator de forma da circularidade e forma típicas de partículas [Xia; 1998].

Em uma caracterização comparando microestruturas de vários processos de obtenção de refundidos, Tzimas utilizou três formas, sendo que a Figura 46 ilustra de maneira auxiliar as definições.

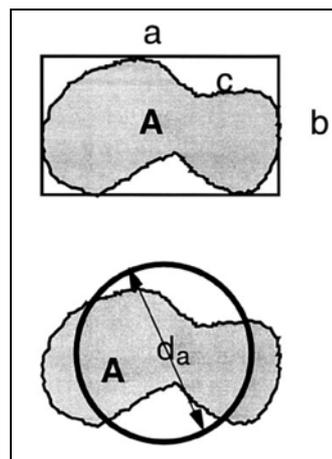


Figura 46. Definição dos fatores de forma de alongamento (x), de superfície (z) e de diâmetro equivalente ( $d_a$ ) [Tzimas; 2000b].

Na primeira o diâmetro equivalente ( $d_a$ ), como sendo o diâmetro médio de um círculo, que possui a mesma área média das partículas da fase primária, onde:

$$d_a = \sqrt{\frac{4 \cdot A}{\pi}} \quad (3.32)$$

Onde  $d_a$  = diâmetro equivalente  
 $A$  = área da partícula

Outra é o Fator de Alongamento (X), que é a relação média entre os comprimentos de largura (a) e altura (b) de hipotéticos retângulos ao redor das partículas da fase primária, sendo:

$$X = \frac{a}{b} \quad (3.33)$$

E o terceiro, o tradicional Fator de Forma de Superfície (Z), onde [Tzimas; 2000b]:

$$Z = \frac{C^2}{4 \cdot \pi \cdot A} \quad (3.34)$$

sendo C = perímetro da partícula  
A = área

Uma outra forma de caracterização é a contigüidade, utilizada em vários trabalhos de Ogris e Uggowitzer. A contigüidade é medida metalograficamente usando o número de interceptos por unidade de comprimento de uma linha de teste N, sendo:

$$C^s = \frac{2 \cdot N_{SS}}{2 \cdot N_{SS} + N_{SL}} \quad (3.35)$$

Onde  $N_{SS}$  = número de interceptos sólido/sólido na matriz metálica  
 $N_{SL}$  = número de interceptos sólido/líquido na matriz metálica

A contigüidade multiplicada pela fração de sólidos apresenta outro índice, o  $C_{fs}^s$  (contigüidade em volume) [Gullo; 2000a] [Gullo; 2000b].

### 3.7.1.2. Caracterização utilizando o número de glóbulos e grãos

O tamanho dos glóbulos e dos grãos pode ser obtido por uma série de métodos, desde aqueles utilizando processamento de imagens computacionais, até mesmo os de contagem manuais. É importante realçar que nem um método é totalmente preciso [Wang; 2000].

Para a contagem dos glóbulos, isto é, para a caracterização da microestrutura, tem-se utilizado muito o método dos interceptos de Heyn, o método de comparação (carta da ASTM), como também o método computacional, através do medidor de distâncias [Wang; 2000] [Espinoza; 1999].

### a) Método dos Interceptos de Heyn

Neste método, que pode fazer a caracterização micro e macroestrutural medindo glóbulos e grãos, a contagem é feita pelos glóbulos ou grãos interceptados pela linha-teste de comprimento conhecido. Cada linha-teste possui uma direção (horizontal, vertical, oblíqua), que podem ser localizadas sobre a microfotografia.

Se a microfotografia tem um aumento  $m$ , tem-se:

$$N_L = \frac{\text{Número de intersecções}}{\text{Comprimento da linha - teste} \cdot m} \quad (3.36)$$

E o diâmetro médio (tamanho do grão ou glóbulo) pode então ser calculado através de [Wang; 2000] [Espinoza; 1999]:

$$D = \frac{1}{N_L} \quad (3.37)$$

ou

$$D = \frac{L_T}{N_L \cdot m} \quad (3.38)$$

Onde  $L_T$  = comprimento da linha-teste  
 $m$  = aumento

Convém lembrar que a homogeneidade da estrutura é dada não só pela média do tamanho das partículas, mas pelo desvio-padrão obtido da contagem. Este método é o mais adequado, pois fornece menor desvio-padrão. Além disso possibilita fornecer resultados se a estrutura é isotrópica ou anisotrópica [Wang; 2000].

### b) Método Computacional

Outro método é o computacional, através do medidor de distâncias, onde se ajusta o foco adequadamente, calibra-se o aparelho para o aumento desejado e se adquire a imagem. A seguir traça-se várias linhas sobre um número padronizado de glóbulos ou grãos. O computador fornece a média dos comprimentos, ou a média das distâncias entre os extremos dessas retas.

A Figura 47 ilustra a contagem de grãos ou glóbulos, utilizando linhas de intercepção.

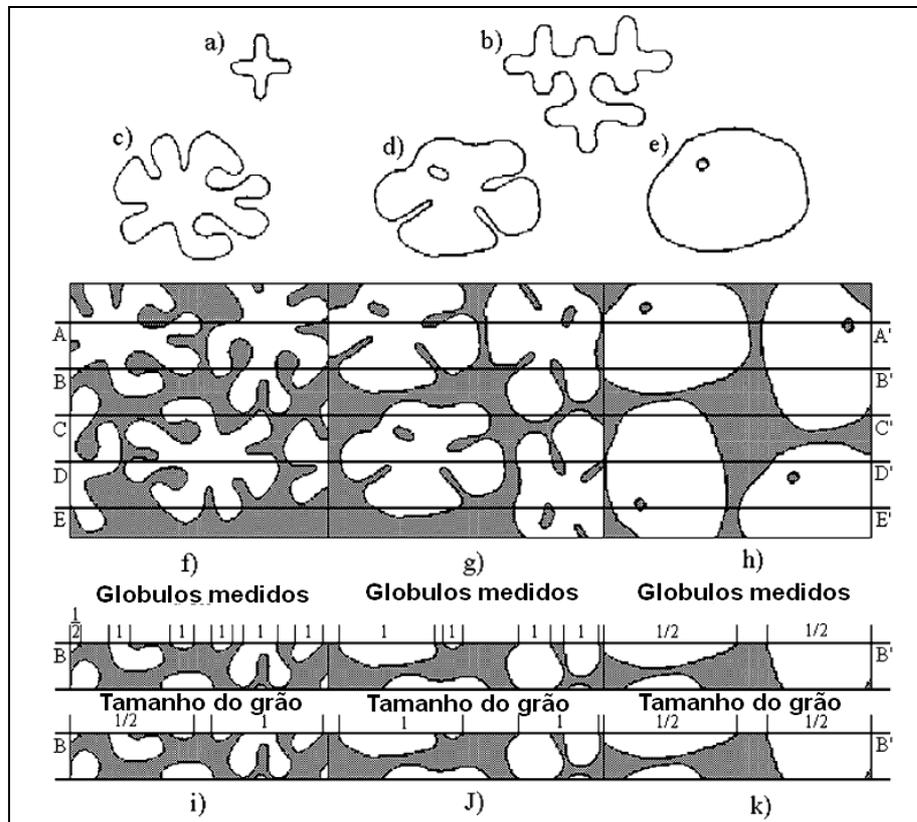


Figura 47. Exemplo da contagem de grãos e glóbulos utilizando caracterizações micro e macroestruturais, por contagem de linhas interceptadas. Notar que a figura é somente um exemplo da ilustração de Flemings em 1991 [Zoqui; 2002].

Os diâmetros médios dos glóbulos e grãos são obtidos pela fórmula:

$$D = \frac{X}{n_p} \quad (3.39)$$

Onde  $X$  = média dos comprimentos fornecida pelo analisador  
 $n_p$  = número padronizado de glóbulos/grãos

O desvio-padrão é um pouco maior que o do método de Heyn.

### c) Método de Comparação (Carta ASTM)

A Norma ASTM E 112 apresenta as maneiras mais usuais para a determinação de tamanho médio de grãos. É o método mais empregado e utiliza-se comparando a amostra com uma carta normalizada da ASTM. Esta carta pode ser incorporada

diretamente na ocular de um microscópio, ou usada diretamente sobre as micrografias da amostra. A limitação desse método é relativa a homogeneidade da amostra, onde se requer um material homogêneo para a reprodutibilidade e repetibilidade das contagens.

Na carta da ASTM utiliza-se a expressão [Espinoza; 1999] [Wang; 2000]:

$$N_A = 2^{(G-1)} \quad (3.40)$$

Onde  $N_A$  = número de grãos/polegada quadrada para um aumento de 100X  
 $G$  = índice de tamanho de grão ASTM obtido pela comparação.

Para a análise macroestrutural apenas a contagem do tamanho dos grãos é importante. Os três métodos citados anteriormente podem ser utilizados, sejam o método computacional, o método dos interceptos de Heyn e o método de comparação (Carta da ASTM).

O processo de fabricação, a composição da liga, a complexidade da microestrutura e o tamanho e a forma dos grãos deverão indicar os métodos para uma análise mais favorável [Wang; 2000].

### 3.7.1.3. Determinação da quantidade relativa da segunda fase

Existem dois métodos para quantificar a segunda fase nas estruturas reofundidas: o método computacional e o método de contagem manual. O primeiro utiliza a rotina do programa Leica 500, que consiste em dividir a área determinada como segunda fase pela área total da imagem. O segundo consiste em dispor uma rede de pontos sobre uma determinada área da microestrutura. Sendo que a rede é colocada na ocular do microscópio, ou então sobre a micrografia [Wang; 2000].

### 3.7.2. Caracterização da Viscosidade de Estruturas Reofundidas

Três tipos de técnicas têm sido usadas para o estudo do comportamento reológico das ligas semi-sólidas.

O viscosímetro de Covette é usado para medir os efeitos da taxa de cisalhamento, porcentagem de sólidos e a morfologia das fases sólidas, isso para baixas e médias frações de sólidos. A idéia geral da aglomeração/desaglomeração foi apresentada no trabalho desenvolvido por McLelland. [McLelland; 1997] Para altas taxas de cisalhamento e altas frações de sólidos, foi utilizado um viscosímetro de cilindros duplos, mostrado em capítulo anterior (3.3.3) e utilizado por Braccini e Suèry para pesquisar a liga Al-8%Cu [Braccini; 2002].

A extrusão direta e indireta tem sido empregadas para simular as condições de processamento de refundidos. A desvantagem destes métodos é que os resultados das deformações em função das velocidades não são homogêneos [Tzimas; 1999].

O mecanismo de Simples Compressão também é utilizado para correlacionar o tempo de molhamento, a taxa de cisalhamento e a pressão aplicada. Este teste é capaz de fazer a caracterização do fluxo dos materiais semi-sólidos sob pressão hidrostática [Tzimas; 1999].

No capítulo (3.3.3) referente as características de escoamento, foram apresentados as fórmulas e os parâmetros principais para a caracterização da viscosidade em estruturas refundidas.

## 3.8. A Liga de Alumínio 7075

### 3.8.1. Aspectos Composicionais

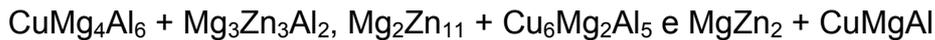
A Tabela 1 relata as composições limites para a liga 7075 [Metals; 1990].

Tabela 1. Composições limites da liga AA7075 (% em peso).

Zn	Mg	Cu	Mn (máx.)	Si (máx.)	Fe (máx.)
5,1 a 6,1	2,1 a 2,9	1,2 a 2,0	0,30	0,40	0,50
Cr	Ti (máx.)	Outros elementos (máx. cada um)	Outros elementos (máx. total)	Al	
0,18 a 0,28	0,20	0,05	0,15	balanço	

Nos sistemas quaternários, fases intermetálicas, dos respectivos sistemas binários e ternários, são ocasionalmente isomorfos, formando séries contínuas de soluções sólidas em equilíbrio com soluções sólidas de alumínio.

Um importante exemplo é o sistema quaternário alumínio-cobre-magnésio-zinco, (Al – Cu – Mg – Zn) onde ocorrem os seguintes compostos pares:



O primeiro par tem os mesmos parâmetros do reticulado e forma solução sólida mútua extensiva.

As fases  $\text{Cu}_6\text{Mg}_2\text{Al}_5$  e  $\text{CuMgAl}$  não são fases em equilíbrio no sistema alumínio-cobre-magnésio, contudo ambos  $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$  e  $\text{MgZn}_2$  são fases em equilíbrio no sistema alumínio-magnésio-zinco [Metals; 1990] [Hatch; 1984].

As fases em equilíbrio com a matriz de alumínio em ligas comerciais são  $\text{MgZn}_2$  (fase M) e  $\text{Mg}_3\text{Zn}_9\text{Al}_2$  (fase T).

Nas ligas quaternárias contendo cobre, onde o zinco é a maior adição nas ligas comerciais conformadas, o magnésio é usualmente maior que o cobre. As faixas de composição de fase M no sistema quaternário pode variar de  $\text{MgZn}_2$  para  $\text{CuMgAl}$ , e pode ser descrita como  $\text{Mg}(\text{Al,Cu,Zn})_2$ . A faixa de composição para a fase T vem do ternário alumínio-magnésio-zinco é designada como  $\text{CuMg}_4\text{Al}_6$  e pode ser descrita como  $\text{Mg}_3(\text{Al,Cu,Zn})_5$ . Uma terceira fase em ligas comerciais é a  $\text{CuMgAl}_2$  (fase S) com uma pequena faixa de composição. A fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  aparece somente se o cobre é maior que o magnésio [Hatch; 1984].

Além do zinco, magnésio e cobre são encontrados nesta liga os aditivos cromo, manganês, ferro, silício e até mesmo zircônio.

A literatura [Metals; 1985] apresenta as possíveis variações de fase da liga 7075 em lingotes e na forma maleável.

Lingote:  $(\text{FeCr})\text{Al}_3$ ,  $(\text{FeCr})_3\text{SiAl}_{12}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  e  $\text{Mg}(\text{Zn}_2\text{AlCu})\text{CrAl}_7$

Conformável:  $(\text{FeCr})_3\text{SiAl}_{12}$ ,  $\text{Cu}_2\text{FeAl}_7$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{CuMgAl}_2$ ,  $\text{Mg}(\text{Zn}_2\text{AlCu})$  e  $\text{Cr}_2\text{Mg}_3\text{Al}_{18}$

Nos lingotes fundidos se forma uma ou mais variantes de  $(\text{FeCr})_3\text{SiAl}_{12}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  e um eutético pseudobinário  $\text{MgZn}_2$ .

$\text{Mg}_2\text{Si}$  é relativamente insolúvel e tende a esferoidizar,  $\text{Zn}_2\text{Mg}$  rapidamente começa a dissolver e, ao mesmo tempo, os precipitados  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  requerem altas temperaturas e longos tempos de encharque para serem completamente dissolvidos [Hatch; 1984].

O aparecimento dessas fases obedece a reações complexas que dependem da composição química, da temperatura e do tempo dos tratamentos. O microconstituente eutético ternário é o mais importante para determinar as faixas das fases sólido/líquido para os trabalhos [Espinoza; 1999].

A Tabela 2 apresenta os dados das principais fases intermetálicas [Hatch; 1984].

Tabela 2. Dados das principais fases intermetálicas das liga AA7075.

Fase intermediária	Designação ASTM E157-61T	Outra designação	Tipo de estrutura	Densidade ( $\text{g/cm}^3$ )	Temperatura de fusão ( $^{\circ}\text{C}$ )
$\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$	162B	T	CCC	3,78	530
$\text{CuMg}_4\text{Al}_6$	162B	T	CCC	2,69	475
$\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$	39C	Z	Cúbico	6,12	385
$\text{Cu}_6\text{Mg}_2\text{Al}_5$	39C	Z ou V	Cúbico	4,90	710
$\text{MgZn}_2$	12H	M	Hex.	5,20	590
$\text{CuMgAl}$	12H	M ou U	Hex.	4,13	550

### 3.8.2. Influência dos Elementos de Liga, Cuidados na Utilização e Tratamento

Um dos cuidados a serem tomados na fundição da liga 7075 é de evitar superaquecer acima de  $720^{\circ}\text{C}$  como também longos tempos entre a fusão e vazamento. A razão para ambas precauções é prevenir a oxidação do magnésio e a perda por vaporização do zinco ( $907^{\circ}\text{C}$ ).

As ligas alumínio-zinco são conhecidas há bastante tempo, porém a fragilidade a quente de ligas fundidas e a susceptibilidade a trinca em tensão sob corrosão de ligas forjadas diminuíram seu uso. A presença de zinco no alumínio aumenta o potencial de solubilização.

Nas ligas de alumínio-zinco-magnésio, o magnésio desenvolve a resistência desta liga. Magnésio e zinco formam  $MgZn_2$ , que é o grande responsável pelo tratamento térmico. A resistência é grandemente aumentada com o aumento da quantidade de  $MgZn_2$ . O negativo é que adições de ambos, zinco e magnésio, diminuem a resistência a corrosão do alumínio.

A adição do cobre na liga alumínio-zinco-magnésio, juntamente com pequenas, mas importantes, quantidades de cromo e manganês, resultam na mais alta resistência de ligas a base de alumínio comercialmente avaliadas.

Neste sistema, zinco-magnésio controlam o processo de envelhecimento. O efeito do cobre é aumentar a taxa de envelhecimento, o grau de supersaturação é talvez a nucleação da fase  $CuMgAl_2$ . O cobre também aumenta a sensibilidade da têmpera no tratamento térmico. Em geral, o cobre reduz a resistência a corrosão generalizada da liga alumínio-zinco-magnésio, mas aumenta a resistência a corrosão sob tensão. A adição à liga em menores quantidades de cromo e zircônio, tem melhorado o efeito nas propriedades mecânicas e resistência a corrosão [Metals; 1990].

### **3.8.3. Mecanismos de Endurecimento**

A liga 7075 é endurecível por tratamento térmico chamado endurecimento por precipitação.

O tratamento térmico para endurecimento por precipitação inclui um tratamento térmico de solubilização a alta temperatura (T6-120°C) para maximizar a solubilidade, seguido de um resfriamento rápido a baixas temperaturas para obter uma solução sólida supersaturada.

O recozimento em ligas tratáveis termicamente tem duas funções: renovação de tensão residual de trabalho a frio e precipitação de solutos da solução sólida supersaturada.

O tratamento térmico de solubilização é feito para maximizar a solubilidade dos elementos que participam do subsequente tratamento de envelhecimento.

A alta resistência é produzida pelos precipitados finamente distribuídos, que se formam durante o tratamento térmico de envelhecimento, que pode ser natural ou artificial. A etapa final deve ser acompanhada não somente abaixo da temperatura solvus, mas abaixo do “gap” de miscibilidade metaestável, chamado zona de Guinier-Preston (GP).

Nas ligas onde a proporção de Zn/Mg é grande como no caso da liga 7075, as zonas GP formam precipitados da fase M precursores da fase  $MgZn_2$ .

O envelhecimento natural refere-se a formação espontânea da zona GP durante a exposição a temperatura ambiente.

O envelhecimento artificial inclui exposição a temperaturas acima da temperatura ambiente (95 a 205°C) para produzir a forma metaestável de equilíbrio dos precipitados. Com o aquecimento promove-se o crescimento e conversão dos mesmos para uma fase estável e bem mais dútil. [Metals; 1990]

#### 3.8.4. Propriedades Mecânicas, Térmicas e Elétricas

A liga 7075 possui os mais altos valores de resistência mecânica, média resistência à corrosão, boa forjabilidade e usinabilidade.

A Tabela 3 apresenta as principais propriedades mecânicas da liga antes e depois dos tratamentos térmicos T6 e T651.

Tabela 3. Propriedades mecânicas da liga AA7075 antes e após tratamentos térmicos [Hatch; 1984].

Liga	Temperatura (°C)	Limite de resistência a tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)	Limite de resistência ao cisalhamento (MPa)	Limite Fadiga (MPa)
7075	0	230	105	17	60	150	115
	T6, T651	570	505	11	150	330	160

A Tabela 4 apresenta dados da liga 7075 [Metals; 1990] [Hatch; 1984].

Tabela 4. Dados de temperaturas *solidus* e *liquidus* e calor específico da liga 7075.

Liga	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)	Temperaturas <i>solidus</i> (°C)
7075	635	477

A Tabela 5 [Spim; 2000] fornece as principais propriedades térmicas de uma liga 7075 [Aluminum Alloy – ASTM 7075].

Tabela 5. Propriedades térmicas da liga AA7075.

Liga		Calor latente H (Jkg <sup>-1</sup> )	Condutividade térmica K (Wm <sup>-1</sup> /K)	Calor específico C (Jkg <sup>-1</sup> /K)	Densidade $\rho$ (kgm <sup>-3</sup> )	Temperatura T (°C)
7075	Líquido	377	250	890	2.500	653
	Sólido	377	290	730	2.800	410

As principais propriedades elétricas da liga 7075 tratadas termicamente, são fornecidas na Tabela 6. [Metals; 1990]

Tabela 6. Propriedades elétricas da liga AA7075 tratadas termicamente.

Tratamento térmico	Condutividade elétrica a 20°C (IACS)	Resistividade elétrica a 20°C ( $n_{cm}$ )
T6, T62, T651, T652	33%	52,2

### 3.8.5. Diagrama de Fases

Um dos trabalhos mais completos encontrados na literatura revisada sobre Diagrama de Fases para a liga 7075 foi o Diagrama de Fases de ligas de alumínio de Yan [Yan; 2001], calculando a partir do binário Al-Cu para ligas de alumínio comerciais desenvolvidos por um extenso grupo de pesquisadores da Universidade de Winsconsin (USA).

Para um sistema de seis componentes é calculado a partir da adição de Al-Cu, seja Al-Cu-Mg-Si-Fe-Zn.

A composição de 0-60mol% de cobre com valores fixos de 2,47% de Mg; 0,11%Si; 0,28%Fe e 5,72%Zn. Pela complexidade das relações das fases, nem todos os campos das fases estão relacionados, porém as informações podem ser obtidas de PANDAT 1.0 – Phase Diagram da Universidade de Winsconsin.

As Figuras 48, 49 e 50 apresentam os campos respectivos da zona de interesse, da região de composição (linha tracejada representa 1,36% Cu) e, por último, uma seção em detalhe de diagrama calculado entre as temperaturas 470 – 490°C.

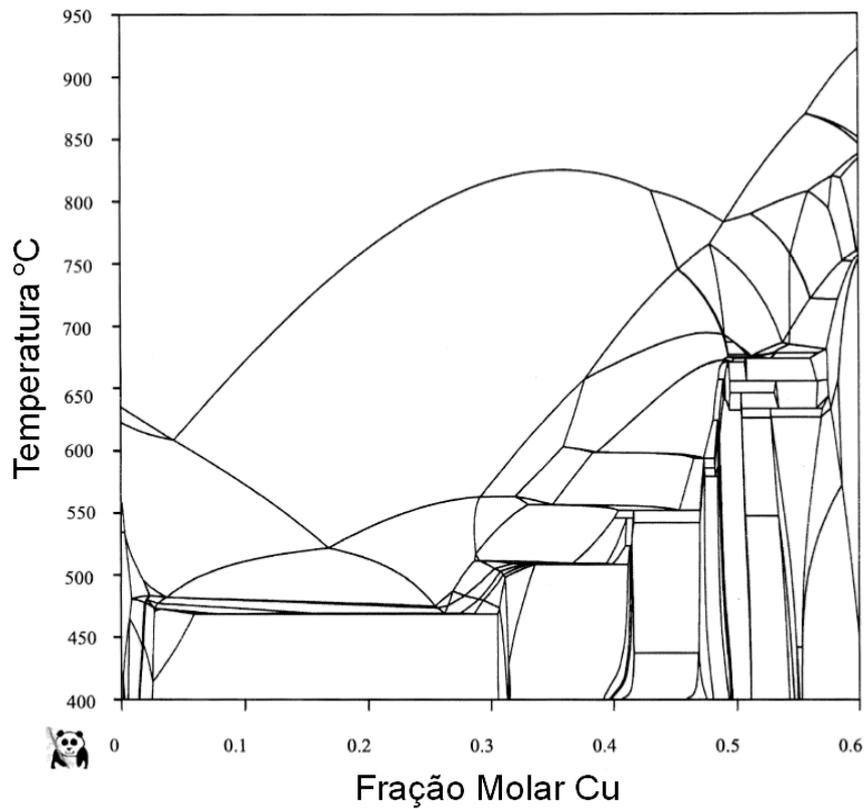


Figura 48. Esquema representativo da zona de interesse do diagrama de fases calculado para o sistema de seis elementos (liga 7075). Extraído de [Yan; 2001].

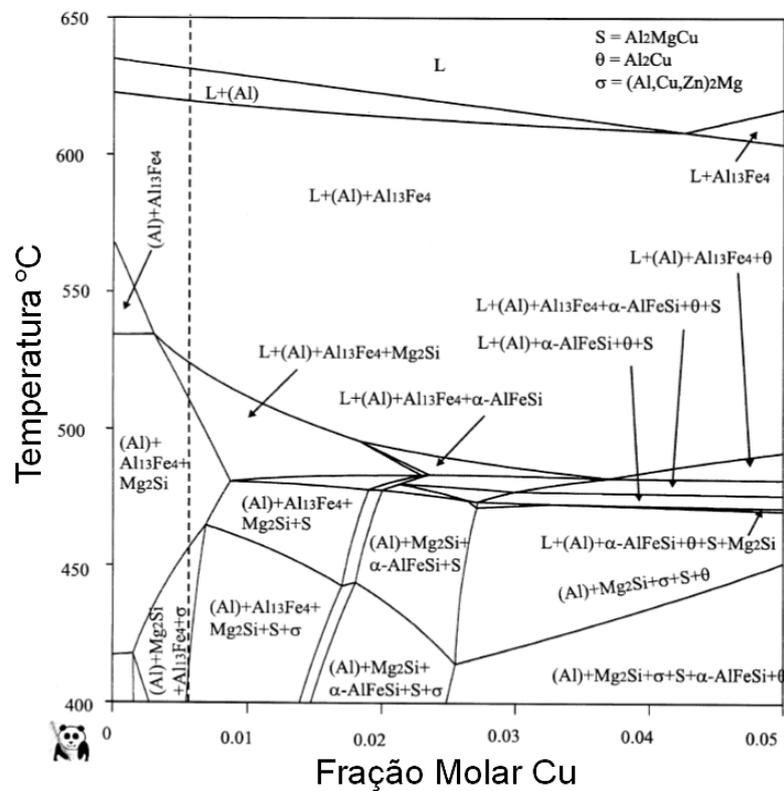


Figura 49. Esquema da região rica em alumínio do diagrama de fases calculado. A linha tracejada representa a composição estimada de 1,36% Cu. Extraído de [Yan; 2001].



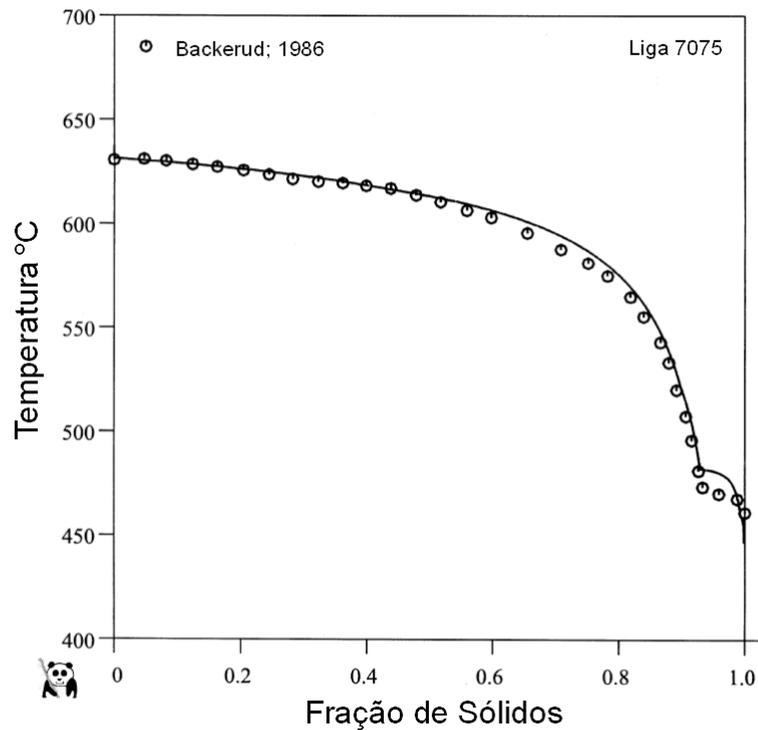


Figura 51. Comparação da fração de sólidos calculada em função da temperatura da liga 7075 com os dados experimentais de Bäckerd. Extraído de [Yan; 2001].

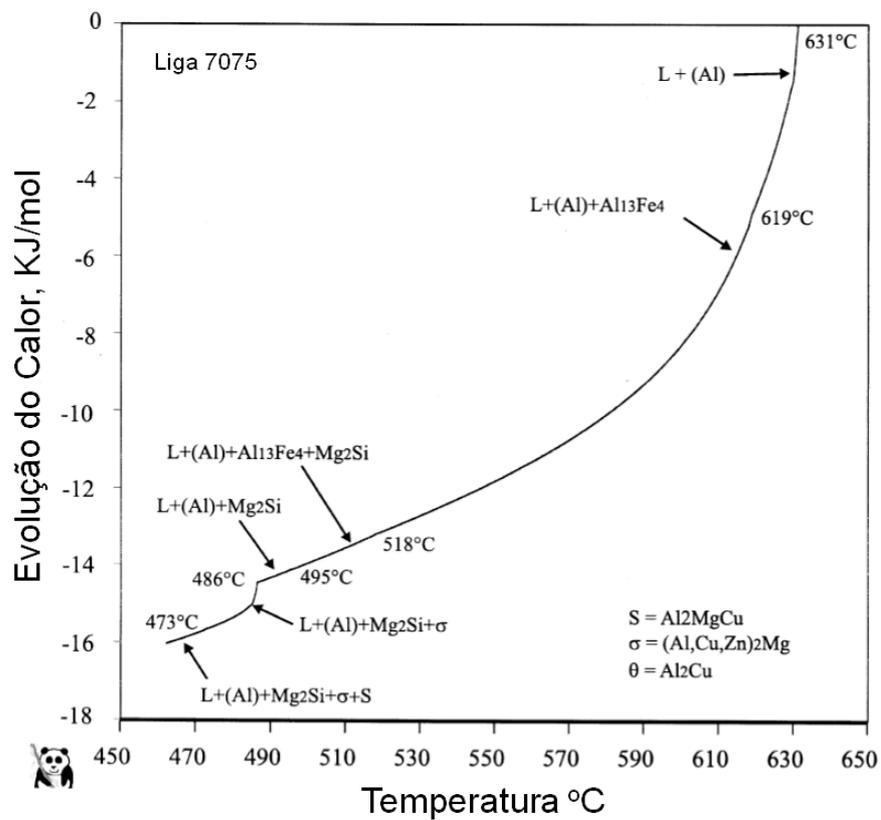


Figura 52. Evolução do calor na liga 7075 em função da temperatura como resultado da transformação da fase, durante o curso de solidificação sobre as condições de Scheil. Extraído de [Yan; 2001].

Para a liga 7075, as três fases (Al),  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ , e  $\text{Mg}_2\text{Si}$  foram encontradas tanto nos resultados experimentais quanto nos calculados sobre as condições de Scheil. Os dados experimentais também mostraram a presença de eutéticos finos na fração inferior a 5% em volume. Identificações experimentais das fases destes eutéticos revelaram conter as fases  $\sigma(\text{Al,Cu,Zn})_2\text{Mg}$  e  $\text{S}(\text{Al}_2\text{MgCu})$ .

O resultado do estado metalúrgico da liga após a solidificação é apresentado na Tabela 7.

Tabela 7. Estado metalúrgico da liga AA7075 sob diferentes condições de solidificação.

Liga 7075	Microestrutura solidificada em condições de equilíbrio	$(\text{Al}) + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4 + \text{Mg}_2\text{Si}$
	Microestrutura solidificada sob as condições de Scheil	$(\text{Al}) + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4 + \text{Mg}_2\text{Si} + \sigma(\text{Al, Cu, Zn})_2\text{Mg} + \text{S}(\text{Al}_2\text{MgCu})$
	Microestrutura solidificada experimentalmente	$\text{Al} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4 + \text{Mg}_2\text{Si} + (\text{eutéticos finos})$

## 4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

### 4.1. A Liga 7075 nos Experimentos

#### 4.1.1. Composição

A liga 7075 utilizada nos experimentos foi produzida pela ALCOA (Santo André – SP – Brasil).

Um lingote de 1.000mm de comprimento com secção retangular de 135x65mm foi produzido por extrusão direta, pela redução a 400°C de tarugo de 14” (355,6mm) de diâmetro para o perfil retangular de 135x65mm, sejam nível de deformação de  $A \text{ tarugo} / A \text{ perfil} = 11,312$ ; sofrendo após tratamento térmico T6 e resfriado em água.

A Tabela 8 fornece a composição medida por espectrômetro óptico (Spectro Analytical Instruments).

Tabela 8. Composição medida pelo espectrômetro.

Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti	Pb	Sn	Ni	P	Al (balanço)
5,599	2,120	1,840	0,198	0,050	0,230	0,010	0,064	< 0,010	< 0,010	< 0,010	< 0,001	89,87

(Em % Peso)

#### 4.1.2. Diagramas de Fase e Frações de Sólidos

A liga 7075, devido ao elevado número de elementos, produz um complexo diagrama de fases, que a literatura consultada não reproduz com profundidade.

Os métodos de identificação calculados como os apresentados no capítulo anterior por Yan [Yan; 2001], e os utilizando os programas FactSage e ChemSage

[ChemSage; 1990] são bastante utilizados, assim como a interpretação das curvas de Análise Térmica Diferencial (DTA) e do Método dos Duplos Termopares de Bäckerud [Bäckerud; 1991].

Além da identificação de fases, os métodos que utilizam resultados calculados e experimentais, permitem medir as temperaturas *solidus*, *liquidus* e as frações sólidos/líquidos em toda a zona pastosa.

Para este trabalho, utilizou-se a identificação de fases propostas na Figura 49, e Tabela 7 (microestrutura solidificada sob as condições de Scheil) do trabalho de Yan [Yan; 2001]; as identificações de fases descritas em Chen [Chen; 2002], que considera a existência de um eutético quaternário a 477°C; e os dados das principais fases intermetálicas, como o eutético ternário  $Mg_3Zn_3Al_2$  (fase T), que funde a 530°C segundo Hatch [Hatch; 1984] e 538°C segundo Uggowitzer [Uggowitzer; 2000], descritos na Tabela 2 e retirados dos livros Aluminum [Hatch; 1984] e Metals Handbook [Metals; 1990] [Metals; 1985].

A Figura 53 apresenta o diagrama de fases calculado de Yan [Yan; 2001], com a conversão da linha tracejada inicial que correspondia a 1,36% Cu (0,00601 fração molar) para 1,84% Cu (0,00814 fração molar).

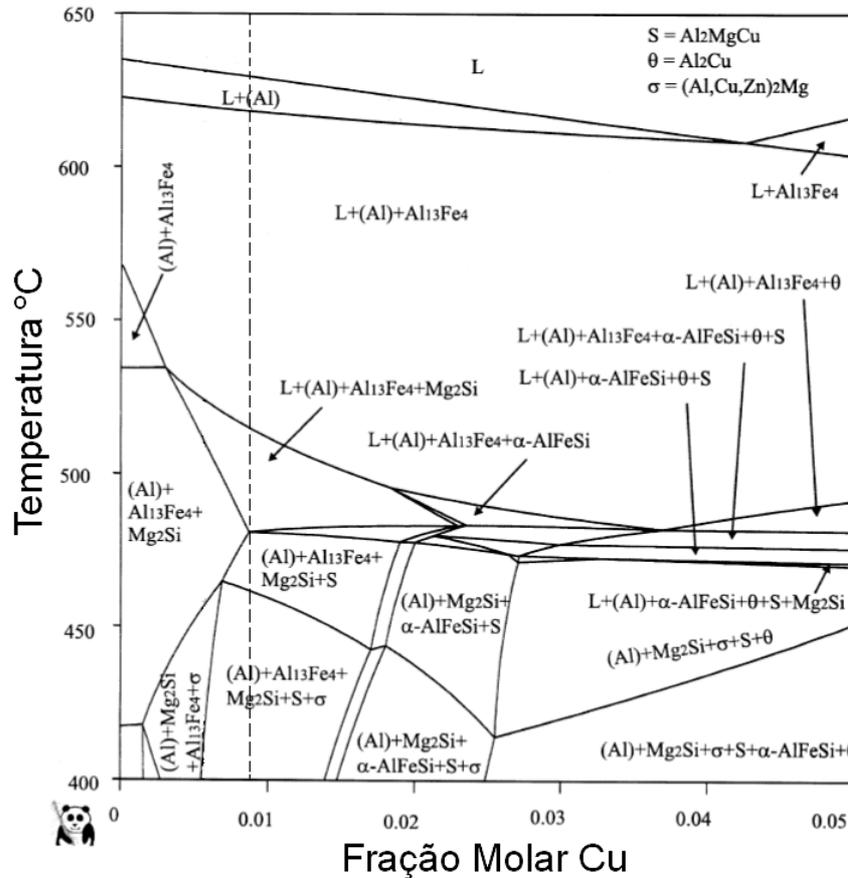


Figura 53. Porção da região rica em alumínio do diagrama de fases calculado. A linha tracejada representa agora a composição de 1,84% Cu. Adaptado de [Yan; 2001]

#### 4.1.2.1. Temperaturas *Solidus* e *Liquidus* e Frações de Sólidos

As temperaturas sólidos e líquidos seriam 475°C e 635°C, segundo o Metals Handbook [Metals; 1990].

Outros autores como Yong [Yong; 2001] utilizando DTA encontraram 557-640°C, e Dong [Dong; 2002] usando calorímetro diferencial (DSG) encontra 520-635°C.

Outro experimento realizado envolveu o resfriamento da liga 7075, que foi utilizada nos ensaios preliminares que têm as temperaturas sólidos e líquidos respectivamente 490-631°C.

Em um cadinho de grafite, protegido por mantas refratárias de lã de rocha, a temperatura foi monitorada de 680°C até 300°C por um termopar tipo K de  $\phi$  1,5mm, localizado no centro de massa líquido durante 4.000 segundos.

Utilizou-se o sistema de aquisição de dados (SAD 32), desenvolvido pelo Laboratório de Medições Mecânicas (DEMEC) da Escola de Engenharia Mecânica da UFRGS, a uma taxa de aquisição de 200 pontos por segundo [SAD 32; 1994].

A Figura 54 e os detalhes (a) e (b) representam as condições do resfriamento e as inclinações das curvaturas indicando o início e o final da solidificação.

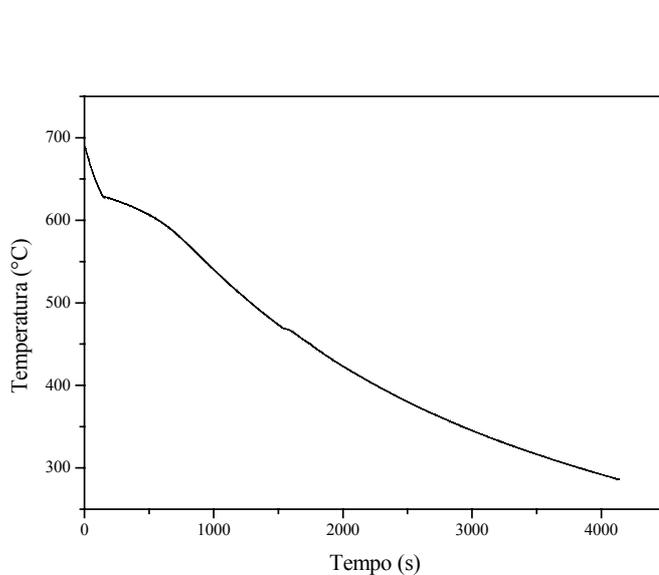
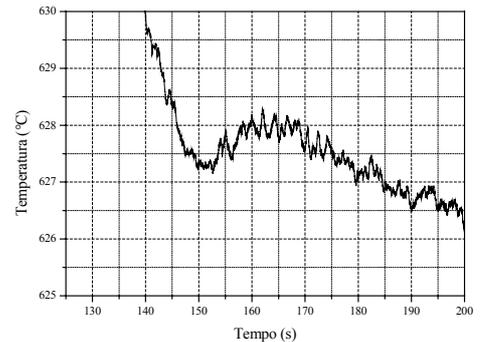
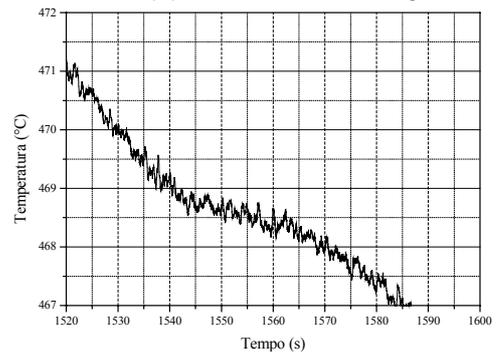


Figura 54. Curva de resfriamento da liga 7050 adquirida por (SAD 32) em condições de baixa extração de calor (cadinho protegido por mantas refratárias).



Detalhe (a). Início da solidificação.



Detalhe (b). Final da solidificação.

Ainda para investigar fases e principalmente definir temperaturas, utilizou-se o método calculado de ChemSage [ChemSage; 1990] que utiliza Gulliver-Scheil.

Os dados termodinâmicos utilizados foram extraídos dos bancos de dados “soluções” do consórcio de Laboratórios Europeus Scientific Group Thermodata Europe STGE.

Utilizando a composição dos elementos principais da liga 7075, sejam o alumínio, zinco, cobre e magnésio, obtiveram-se as temperaturas *liquidus* e *solidus*, e as frações sólidos a cada 3°C.

As temperaturas encontradas foram 635,2°C e 310,2°C, Como se pode perceber o Método ChemSage não conseguiu calcular devidamente esta última temperatura.

Este problema já havia acontecido quando dos experimentos preliminares com a liga 7075.

A Figura 55 e a Tabela 9 apresenta a curva de fração de sólidos e temperaturas calculadas pelo método ChemSage utilizando Gulliver-Scheil e as frações de sólidos de interesses nos experimentos.

Tabela 9. Temperatura e fração de sólidos utilizando método ChemSage.

Temperatura (°C)	Fração Sólidos (%)
590	76,10
595	73,14
600	71,39
605	67,15
610	61,56
615	55,58
620	49,08
625	38,76
630	11,07
635,18	0,00

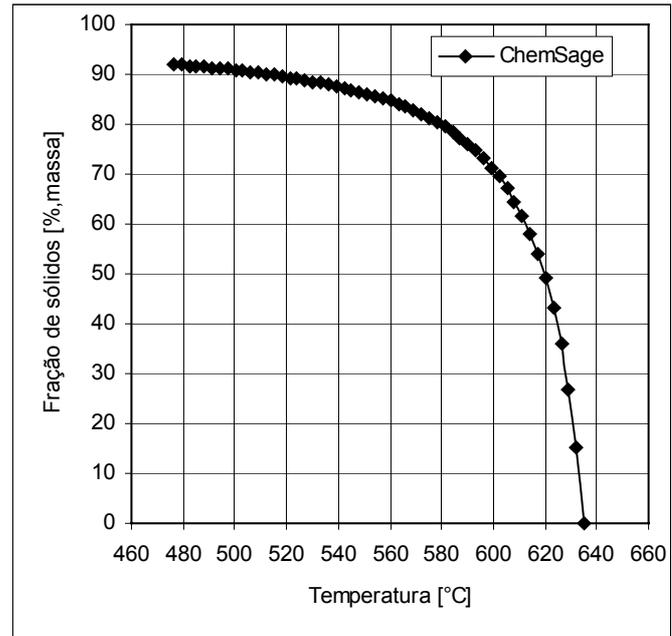


Figura 55. Curva fração de sólidos x temperatura, calculada pelo Método ChemSage, utilizando Gulliver-Scheil.

Comparou-se também os resultados das frações sólidos calculadas através do método ChemSage utilizando Gulliver-Scheil, com o método ChemSage utilizando a Regra da Alavanca e outro método experimental usando DTA.

A Figura 56 compara as curvas utilizando a metodologia citada com os dados experimentais obtidos por DTA, por Uggowitz e Ogris [Uggowitz; 2000].

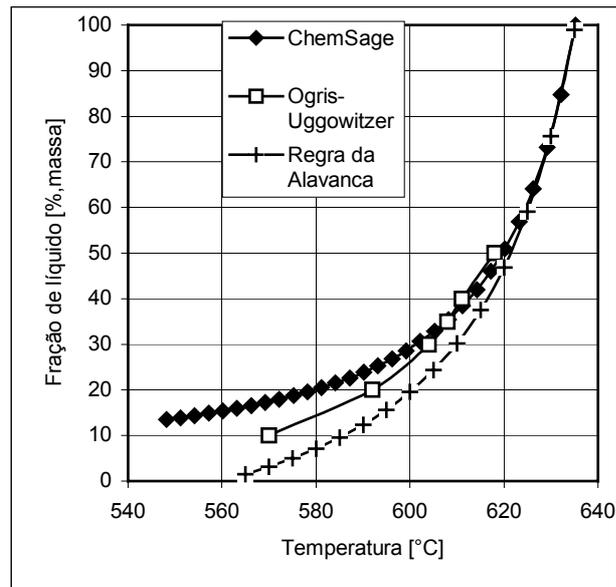


Figura 56. Gráfico que compara três curvas que relacionam frações sólidos x temperatura. As calculadas por ChemSage (Gulliver-Scheil e Regra da Alavanca) e a experimental por DTA de Uggowitzer.

Por último, utilizando um equipamento Netzsch, foi realizado um ensaio completo com dois aquecimentos e duas fusões, como indica a norma. A taxa de resfriamento foi de 5°C/minuto, usando cadinho de alumina, a mostra de 75g e fluxo de argônio. A temperatura sólidos e líquidos foram 473,3 e 637,1°C. A Figura 57 indica o gráfico das curvas de análise por DTA.

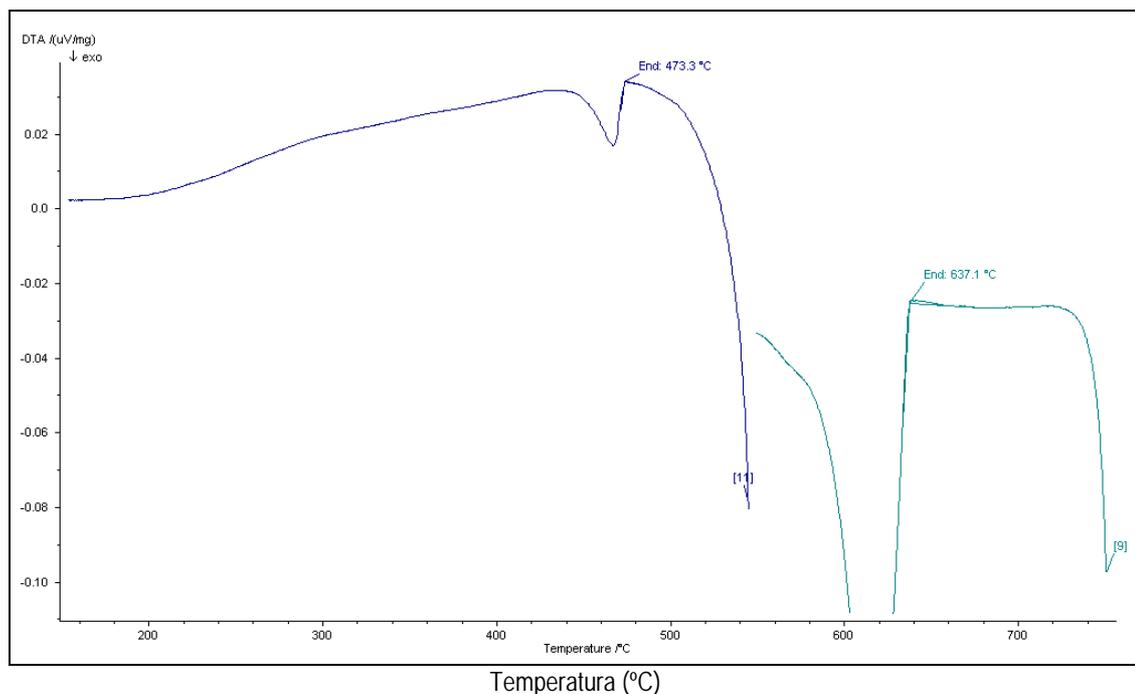


Figura 57. Curvas geradas por DTA a uma taxa de aquecimento e resfriamento a 5°C/minuto.

A partir das experiências com a liga 7075 nos trabalhos de Yong, Kim, Uggowitzer, Dong e outros [Yong; 2001] [Kim; 2001] [Uggowitzer; 2000] [Dong; 2002], e tomando em conta as considerações anteriores sobre os métodos experimentais de DTA, Duplo Termopares e os métodos calculados; optou-se por adotar as temperaturas citadas na Tabela 10, com os dados dentro das faixas de interesse.

Tabela 10. Temperatura e fração de sólidos utilizando vários métodos.

Temperatura (°C)	Fração de Sólidos (% massa)				
	ChemSage (calculado)	DTA experimental UNICAMP	Bäckerud experimental duplo-termopar	Yan calculado	Uggowitzer experimental DTA
Tl	0 (635,2°C)	0 (637,1°C)	0 (631°C)	0 (631°C)	0 (635°C)
625	38,8	-	28	28	40
605	67,2	-	62	60	65
600	71,4	-	66	64	70
590	76,1	-	76	70	80
Ts	100 (310,2°C)	100 (473,3°C)	100 (475°C)	100 (473°C)	100 (477°C)

O aplicativo utilizado neste trabalho denomina-se ChemSage (versão 4.1) da GTT Technologies. O cálculo para a determinação do equilíbrio químico tem por base a técnica de minimização da energia livre de Gibbs. Uma descrição pormenorizada deste aplicativo pode ser encontrada na literatura Henrickson [Chen; 2002].

## 4.2. Processos Propostos

Os processos utilizados neste trabalho para a obtenção de estruturas refundidas e tixoconformadas foram, respectivamente, a agitação mecânica, seguida de reaquecimento isotérmico, e o reaquecimento isotérmico por indução da liga 7075, conformada por extrusão direta, tratada termicamente (T6) e resfriada em água.

### 4.2.1. Agitação Mecânica com Haste Propulsora (hélice)

A estrutura do sistema de agitação com haste/hélice propulsora foi alterado a partir do projeto de fabricação de uma máquina injetora com agitação mecânica do banho.

As Figuras 58, 59 e 60, respectivamente, apresentam os detalhes do esquema geral de agitação mecânica utilizado, mostrando o motor acionador, forno cadinho, sistema de acoplamento, hélice, termopar e o tubo de injeção de argônio; e as fotos mostrando o conjunto com o sistema de elevação pneumático do forno e o sistema de injeção de argônio.

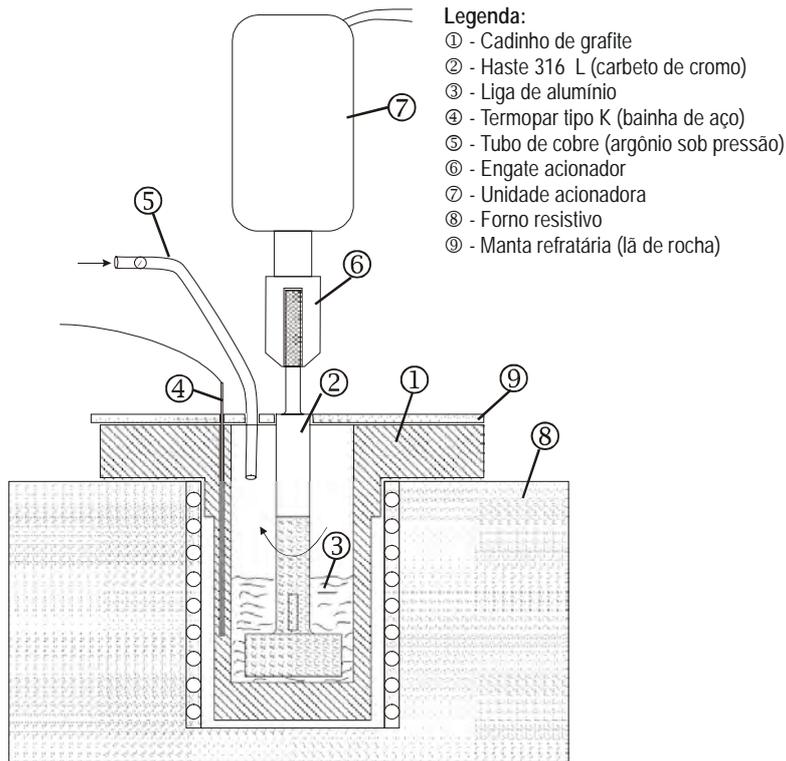


Figura 58. Esquema geral do processo de agitação mecânica com haste/hélice propulsora utilizado neste trabalho.



Figura 59. Conjunto da máquina usada no processo de agitação mecânica e levantamento do forno.



Figura 60. Sistema de injeção de argônio.

No processo de agitação mecânica utilizando haste/hélice propulsora, esta agita o banho quando a liga encontra-se em uma temperatura dentro da zona pastosa, que corresponde a uma determinada fração de *solidus*.

O princípio de funcionamento baseou-se na transmissão de torque e velocidade por um motor a hélice propulsora. Esta agitava a amostra a partir da temperatura *liquidus*, enquanto a temperatura era reduzida até a fração de sólidos desejada, a seguir era mantida em agitação isotermicamente no estado pastoso. A agitação era realizada em um cadinho com dois termopares em suas paredes e um na superfície da carga. O aquecimento para a fusão e manutenção da temperatura da liga foi feito pelo forno resistivo. O sistema pneumático permite deslocar o forno verticalmente para o aquecimento da amostra, e também facilita a posterior descarga.

Após a agitação mecânica o cadinho, com a liga na zona pastosa, era retirado do forno utilizando uma tenaz metálica e resfriado em um tanque contendo água a temperatura ambiente, conforme mostrado na Figura 61. O ângulo de saída do cadinho facilita a extração da amostra após a solidificação.



Figura 61. Retirada do cadinho com a liga no estado pastoso e resfriamento em tanque com água a temperatura ambiente.

#### 4.2.1.1. Detalhes construtivos e dados dos principais equipamentos do sistema de agitação mecânica

##### 4.2.1.1.1. Forno resistivo

O forno de fusão e de manutenção da temperatura durante a agitação tem os dados construtivos descritos na Tabela 11.

Tabela 11. Dimensões e materiais utilizados no forno resistivo.

Dimensões (mm)	$\phi$ Externo	$\phi$ Interno	Altura	Material refratário	Revestimento	Estrutura externa
	215	135	160	Concreto refratário Thafkast 25	Manta refratária Fiberfrax Durablanket B12	Chapa de aço

A resistência elétrica: Fio “Kanthal A-1”  
 $\phi = 1,5\text{mm}$   
 $\phi$  Espira: 10mm  
 N° de voltas: 6  
 Resistência: 14,7  $\Omega$

O forno foi conectado a uma rede de 200 volts e controlado por uma painel que continha chave contatora e registrador de amperagem.

##### 4.1.1.1.2. Sistema de controle da potência do forno

O controle de potência do forno resistivo foi realizado por um sistema tiristorizado, que permitiu controlar por um potenciômetro a potência de trabalho.

A Figura 62 apresenta os detalhes do sistema de controle utilizado. As voltagens utilizadas foram de 80-170 volts e as amperagens de 7 a 11 ampéres, dependendo dos tempos e temperaturas desejadas.

O sistema permitiu controlar o forno por tempos prolongados (1 hora) em uma variação de 6  $^{\circ}\text{C}$  depois da homogeneização das temperaturas. No trabalho, para a temperatura de 625 $^{\circ}\text{C}$ , utilizou-se 170 volts e 10 ampéres, potência nominal de 1.700 watts.

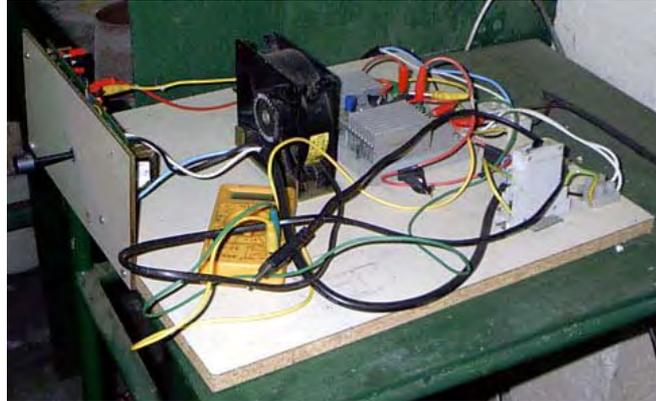


Figura 62. Sistema tiristorizado com potenciômetro para o controle da potência e temperatura do forno resistivo.

#### 4.2.1.1.3. Motor acionador da propulsão

Foi utilizado um motor de furadeira de potência nominal total de 600 watts e nominal útil de 300 watts, ligado a uma rede 110/127 volts.

A amperagem foi medida através de um amperímetro tipo alicate registrando:

- 1,8 A – com hélice propulsora
- 1,7 A – sem hélice propulsora

Em condições de trabalho registrou-se:

- 1,9 A – no início do cisalhamento
- 1,8 A – após 2,3 minutos do início do cisalhamento

#### 4.2.1.1.4. Haste/hélice propulsora

A hélice propulsora foi produzida integralmente com aço inoxidável austenítico de baixo carbono (SUS316-2), sejam a parte cilíndrica, as quatro pás e a solda.

Após usinagem e soldagem sofreu jateamento a alta temperatura, sendo recoberta com carvão de cromo, pelo método de aspersão térmica. Os detalhes construtivos e dimensões são mostrados na Figura 63.

Foram produzidos três jogos de hélice, uma vez que a primeira teve suas pás corroídas pelo alumínio em aproximadamente 1 hora de trabalho nos ensaios preliminares utilizando a liga de alumínio 7075.

As duas últimas tiveram os cantos das pás arredondados e a deposição de uma camada mais espessa de carbeto de cromo. A Figura 64 mostra os aspectos das pás antes e após a agitação.

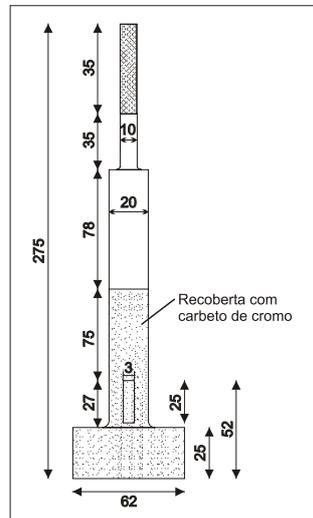


Figura 63. Dimensões e dados construtivos da hélice propulsora.



Figura 64. Detalhes do desgaste das pás. Pás antes e após três agitações (uma hora de trabalho).

As rotações da hélice propulsora foram medidas por um foto tacômetro de contato e registraram:

460,2 rpm – com a hélice e  
462,0 rpm – sem a hélice propulsora.

#### 4.2.1.1.5. Cadinho de grafite

Este material foi escolhido pela sua alta condutividade térmica e pela facilidade de usinagem, principalmente pela possibilidade da inserção dos termopares entre as paredes externas e internas do mesmo.

Foram produzidos dois cadinhos, sendo que o primeiro de espaçamento anelar de 9 mm foi utilizado nos ensaios preliminares da liga AA7050, e em três ensaios conclusivos da liga AA7075. O segundo de espaçamento anelar de 5 mm foi utilizado no trabalho conclusivo da liga AA7075.

As Figuras 65, 66, 67 e a Tabela 12, mostram respectivamente os detalhes e dimensões do cadinho, fotografia, e uma curva obtida por SAD32, que registra as temperaturas no interior do cadinho, na interface e no centro da carga (liga AA7075) durante seu aquecimento.

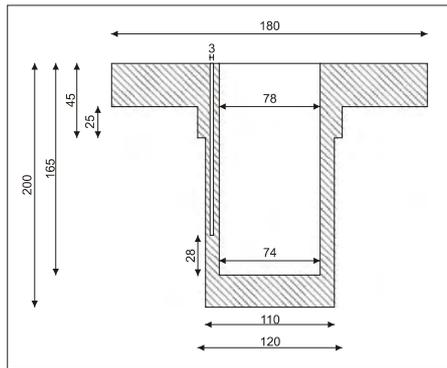


Figura 65. Detalhes e dimensões do cadinho de grafite, utilizado para a agitação mecânica.



Figura 66. Fotografia do cadinho.

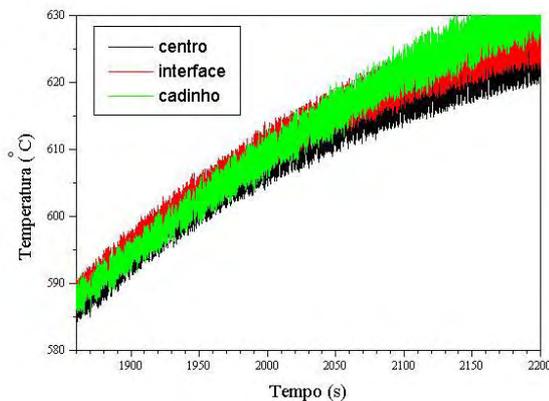


Figura 67. Curvas de aquecimento colhidas por SAD32 registrando as temperaturas no interior do cadinho, periferia e centro da liga (7075).

Tabela 12. Tempos e temperaturas geradas pela curva de aquecimento utilizando SAD32.

Tempos (s)	Temperaturas (°C)		
	Cadinho	Interface	Centro
1.850	584	584	582
1.900	594	594	595
1.950	600	602	599
2.000	613	613	612
2.050	610	612	607
2.100	628	627	624
2.150	624	621	621
2.200	625	624	621

Apesar da fragilidade do grafite, este cadinho permitiu uma rápida extração do calor quando submetido ao rápido resfriamento em água a temperatura ambiente, não apresentando trincas e facilitando a extração do tarugo solidificado.

#### 4.2.1.1.6. Termopares e sensor de temperatura

Os termopares tipo K utilizados foram construídos com bainhas blindadas de aço austenítico, de 300mm de comprimento, 3mm de diâmetro e cabos de compensação de 1,5 metros. Para facilitar a inscrição no cadinho e registrar as temperaturas diretamente no líquido.

Os orifícios no interior do cadinho foram utilizados para a proteção dos termopares da corrosão produzida pelo alumínio a altas temperaturas.

Os dois primeiros termopares foram localizados no interior do cadinho a altura de 30mm e a 120mm do fundo para registrar as possíveis variações de temperaturas.

O terceiro termopar era localizado no menisco produzido pelo vértice durante a agitação e no fundo da carga, antes do início desta, uma vez que as fortes correntes do vértice não permitem manter o termopar junto as paredes do cadinho.

A partir da fusão da liga e durante a agitação não se verificaram nenhuma variação nas temperaturas entre as leituras obtidas nos termopares localizados a 30mm do fundo e do menisco produzido pelo metal.

Para o controle das temperaturas foi utilizado um sensor de temperatura marca Novus 30S.

A Figura 68 mostra um dos termopares e o sensor de temperatura utilizado nos experimentos.

O conjunto termopar/sensor foram aferidos em água gelada/gelo e água fervente com variações inferior a  $0,1^{\circ}\text{C}$  (água gelada) e  $0,4^{\circ}\text{C}$  (água fervente).



Figura 68. Termopar tipo K, com bainha de aço e cabo de compensação e o sensor de temperatura utilizado.

#### 4.2.1.1.7. Argônio

Para prevenir a possível oxidação do magnésio a temperaturas superiores a  $700^{\circ}\text{C}$ , foi utilizado o argônio para a proteção do banho fundido e submetido a agitação.

O argônio foi conduzido desde o cilindro e injetado na parte superior do banho através de um tubo de cobre de 6mm de diâmetro que continha um pequeno orifício.

A vazão de argônio foi mantida a mínima possível, 5l/minuto, uma vez que vazões maiores ou elevado número de orifícios fazem esfriar rapidamente a parte superior do cadinho, dificultando o controle da temperatura. Deve-se lembrar que apenas os ensaios preliminares foram realizados com argônio, visto que este não apresentou eficiência considerável.

#### **4.2.1.1.8. Manta refratária**

Foi utilizada uma manta refratária de lã de rocha para o isolamento térmico do cadinho do tipo Fiberfax Durablanket B12, de 12mm de espessura. A Figura 69 mostra uma porção da mesma.



Figura 69. Manta refratária de lã de rocha para o isolamento térmico do cadinho.

#### **4.2.1.1.9. Procedimentos, condições e tempos de agitação, resfriamento e reaquecimento indutivo**

##### **4.2.1.1.9.1. Procedimentos na agitação**

As amostras foram cortadas das barras obtidas por extrusão direta, recebidas do fornecedor (Alcoa), nas dimensões apropriadas a serem introduzidas no cadinho, sejam na forma retangular de 70x70x110mm com um peso total de 750 gramas.

O forno foi aquecido até a fusão da liga e após isso a haste/hélice era baixada a 5mm do fundo do cadinho. Após a estabilização da temperatura entre o cadinho, a hélice e a liga em uma temperatura que variava de 635-640°C, iniciava-se a agitação. A temperatura era diminuída até a temperatura proporcional de fração de

sólidos de 38%, seja 625  $\pm$  1°C. Os tempos para se chegar a esta temperatura variavam em torno de 5 minutos.

Após a estabilização, a agitação continuava a temperatura constante durante os tempos de agitação dos experimentos (5 – 15 – 30 minutos).

Ao final da agitação, retirava-se a manta, desligava-se o motor, retirava-se os termopares e simultaneamente baixava-se o forno pelo acionamento pneumático.

Com a tenaz, retirava-se o cadinho que era colocado diretamente na água (pelo fundo) a temperatura ambiente, para a solidificação.

#### **4.2.1.1.9.2. Condições da agitação**

A tensão e a taxa de cisalhamento são impostos pelas condições do torque e velocidade aplicados a haste/hélice propulsora.

Os tempos de agitação variaram de 5 – 15 e 30 minutos segundo os experimentos. O espaçamento anelar de 5mm pode variar para 3mm, dependendo da concentricidade das pás e das folgas do motor acionador.

#### **4.2.1.1.9.3. Tempos de agitação**

Os tempos de agitação para a investigação foram definidos em função de alguns trabalhos realizados com agitação mecânica de ligas encontrados na literatura [Kang; 1997] [Lim; 1999], excluindo-se os que utilizam reômetros.

Levou-se em conta os experimentos realizados por Kang [Kang; 1997] em uma liga de alumínio (356), que usou cadinho de aço inoxidável, 3 pás de aço cobertas com grafite e 600-629 rpm. Kang, depois de vários experimentos, definiu-se como 15 minutos o melhor tempo de agitação.

Para se realizar comparações, utilizou-se, primeiramente, os tempos de agitação em 5, 15 e 30 minutos. Convém lembrar que no trabalho de Kang, este impunha ainda uma deformação mecânica a estrutura obtida por agitação mecânica.

#### 4.2.1.1.9.4. Resfriamento da amostra e condições do lingote obtido

Os resfriamentos foram realizados pela imersão quase integral do cadinho de grafite contendo a liga em água a temperatura ambiente.

As extrações de calor foram registradas pelo sistema de aquisição de dados SAD32, utilizando três termopares tipo K de 1,5mm de diâmetro, localizados no interior do cadinho, na interface e no centro da liga em solidificação.

A Tabela 13 fornece as taxas de extração de calor durante o resfriamento do conjunto.

Tabela 13. Taxas de extração de calor em diversas posições durante o resfriamento.

Termopar ao centro da liga	Termopar na interface	Termopar no cadinho
$\Delta T$ 503,0°C/4,43min	$\Delta T$ 502,6°C / 4,43min	$\Delta T$ 474,3°C / 4,43min
113,54°C/min	113,45°C/min	107,06°C/min

A Figura 70 mostra o *billet* (tarugo) após ser retirado do cadinho.

Devido as altas frações de sólidos utilizadas nos experimentos, a parte superior do tarugo apresenta-se com um vazio e muita porosidade, resultado da retirada da haste/hélice propulsora.

Um outro problema encontrado era o de uma borda fina em forma anelar, resultante da solidificação na parede do cadinho de metal produzido pelo menisco.



Figura 70. Tarugo produzido por agitação mecânica após solidificação e de ser retirado do cadinho.

As dimensões do tarugo foram de 73mm de diâmetro e 65mm de altura.

Após a retirada, em alguns corpos de prova da base das amostras para a análise metalográfica, estes eram usinados para a posterior reaquecimento até o diâmetro e altura de 60x60mm, com o peso de 500 gr.

#### 4.2.1.1.9.5. Reaquecimento

O reaquecimento indutivo dos tarugos obtidos por agitação mecânica seguiu os mesmos procedimentos aplicados no processo de obtenção de tixoconformação.

#### 4.2.2. Processo SIMA

Para a investigação da obtenção de estruturas tixoconformadas a partir do sólido, foram cortadas amostras das barras extrudadas.

Os corpos de prova foram usinados nas dimensões de  $\phi 60\text{mm}$  e 60mm de altura, conforme indicado nas Figuras 70 e 71, com dois furos de  $\phi 3\text{mm}$  para a introdução dos termopares.



Figura 71. Tarugo usinado de  $\phi 60\text{mm}$  e 60mm de altura, com dois furos para o posicionamento dos termopares.

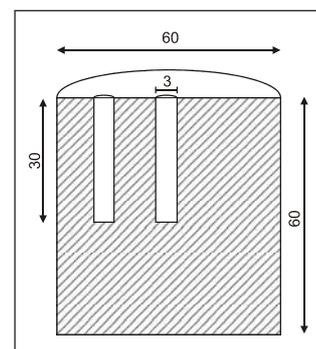


Figura 72. Tarugo de alumínio. Detalhes e dimensões.

#### 4.2.2.1. Aquecimento indutivo

A unidade de potência-conversor e o forno utilizados no reaquecimento indutivo são mostrados na Figura 73.

Marca: Inductotherm  
 Tensão: 460-480 volts  
 Frequência: 3,0 – 9,6 kz  
 Potência: 20 kW



Figura 73. Unidade de geração e forno indutivo Inductotherm – 20kW do LAFUN, utilizado nos experimentos.

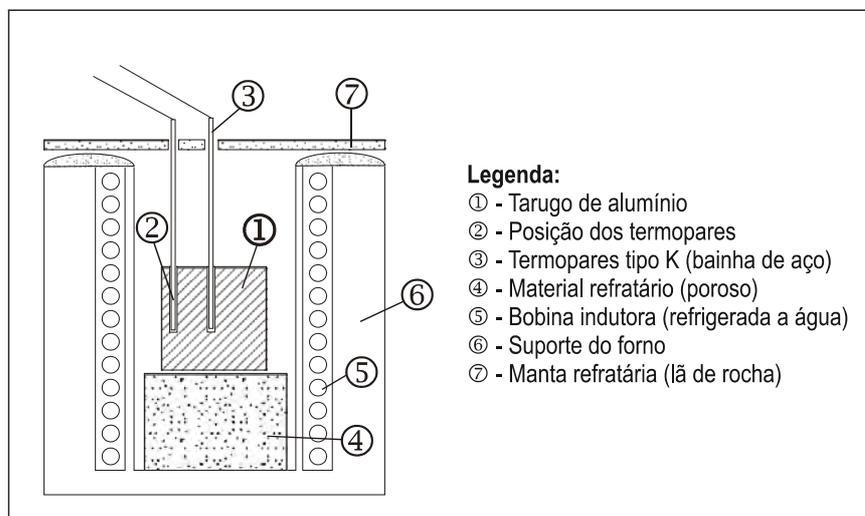


Figura 74. Esquema ilustrativo mostrando o aquecimento indutivo utilizado.

O suporte exterior do forno é todo de fibra-amianto nas dimensões de  $\phi$  240mm e 270mm de altura.

A bobina indutora refrigerada a água (pressão mínima de 38 lb/pol<sup>2</sup>) tem as seguintes dimensões:

$\phi$  externo:  $\approx$  145mm  
 $\phi$  interno:  $\approx$  115mm  
altura: 190mm  
 $\phi$  tubo:  $\approx$  15mm

Esta bobina está coberta na sua parte interna com material refratário protetor, e com o cadinho compactado e sinterizado de alumina.

O material refratário poroso foi utilizado para o posicionamento do tarugo, e ao mesmo tempo evitar variações de temperatura por contato com outro material.

A manta refratária (lã de rocha) foi utilizada para evitar a troca de calor do sistema com a atmosfera.

O posicionamento dos termopares e o posicionamento do tarugo no centro da bobina, deve-se no primeiro caso registrar as variações de temperatura na periferia e no centro do tarugo; e fazer um melhor aproveitamento da distribuição (penetração) do aquecimento indutivo.

Foi utilizado um sensor de temperatura para fazer as medições das temperaturas e cronômetro para registrar os tempos em uma planilha, isto deve-se a impossibilidade encontrada no registro dos dados usando SAD32 [SAD32; 1994], em virtude dos ruídos provocados no sistema pelo forno a indução.

#### **4.2.2.2. Parâmetros de reaquecimento**

Tanto nos processos SIMA para o aquecimento, quanto para o reaquecimento da estrutura resultante da agitação mecânica, foram utilizados as mesmas dimensões do tarugo e parâmetros descritos a seguir.

Os tempos de aquecimento ( $t_a$ ) e os tempos e as temperaturas de tratamentos isotérmicos ( $t_h$ ) e ( $T_h$ ) foram planejados primeiramente a partir das experiências desenvolvidas em outros trabalhos realizados.

Em uma investigação de caracterização da liga 7075, Yong e Dong [Yong; 2001] [Dong; 2002] afirmaram que a recristalização se inicia a  $500^\circ\text{C}$  e a porcentagem de cobre aumenta nos contornos dos grãos.

Choi [Choi; 1999] garante que o aquecimento indutivo permite a temperatura chegar rapidamente a fração de sólidos desejada com reprodutibilidades das condições de aquecimento, sendo necessário o tempo de “encharque” para minimizar a diferença das temperaturas entre as regiões da peça durante o aquecimento indutivo. Também deve-se estimar o tempo necessário para a liberação do calor latente nas transformações de fase. Trabalha com três patamares de temperatura em uma liga de alumínio, sejam  $400$ ,  $500$  e  $581^\circ\text{C}$ . Procedimento adotado também por Chen [Chen; 2002].

Jung em dois trabalhos realizados [Jung; 2002a] e [Jung; 2002b] utilizou três patamares para o aquecimento indutivo em tarugos, utilizando baixas frequências para prevenir o engrossamento das partículas mantendo a temperatura constante por um tempo mantendo a temperatura constante por um tempo em cada patamar, onde o patamar final foi especialmente importante [Jung; 2002a].

Para a separação entre sólidos e líquidos é necessário um tempo suficiente de tratamento isotérmico antes e depois de cada troca de fases para a globularização das partículas sólidas. Sendo então necessário um tempo para a fusão total dos eutéticos para se obter uma estrutura globular fina. A troca de temperatura não deveria ocorrer até a estabilidade térmica ser adquirida na troca de fases. Quando se usa patamares, o tempo de tratamento de 2 minutos seria suficiente para o crescimento do glóbulo [Jung; 2002b]

Para a definição das temperaturas de tratamento tomou-se em conta as fases para a liga 7075, descritas em Yan [Yan; 2001] na Tabela 7, o eutético quartenário a  $477^\circ\text{C}$  (início da fusão), descrito por Chen [Chen; 2002], em fases descritas nos livros Aluminum e Metals Handbook [Hatch; 1984] [Metals; 1990] [Metals; 1985], que

caracterizam a existência de ternário eutético  $Mg_3Zn_3Al_2$  (fase T) a  $530^\circ C$  e  $538^\circ C$  seguido Oggris e Uggowitzer [Uggowitzer; 2000], além das fases  $MgZn_2$  (fase M), pseudobinária a  $590^\circ C$ , a fase  $CuMgAl_2$  (fase S) a  $550^\circ C$  e  $Mg_2Si$  (fase  $\beta$ ) a  $1.100^\circ C$ .

Levou-se em conta que as fases de precipitados  $Zn_2Mg$  rapidamente se dissolvem e a fase  $Al_2MgCu$  necessita altas temperaturas e tempos de tratamento [Metals; 1985].

Realizou-se primeiramente experiências para o aquecimento indutivo usando variações de frações de sólidos com 1 e 3 patamares nas seguintes condições:

#### 4.2.2.2.1. Único patamar

A Figura 75 e a Tabela 14 indicam os tempos de aquecimento ( $t_a$ ), de tratamento ( $t_h$ ) e a temperatura de tratamento ( $T_h$ ) de três experimentos realizados.

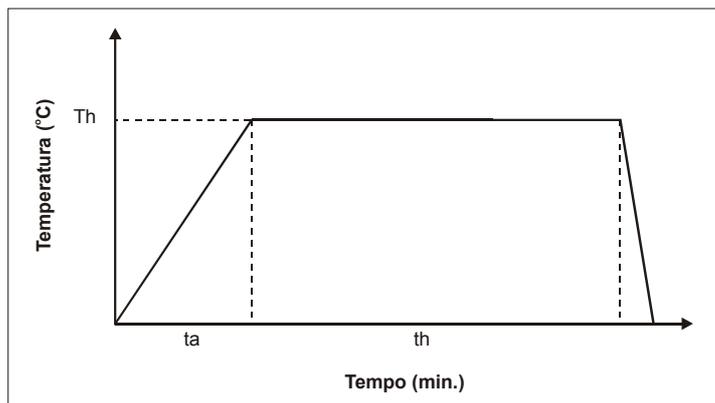


Figura 75. Esquema dos tratamentos isotérmicos de 1 patamar, utilizados nos reaquecimentos indutivos da liga extrudada 7075 em três frações de sólidos diferentes.

Tabela 14. Tempos de aquecimento e tratamento, e temperatura de tratamento utilizando um patamar.

$T_h$ °C	590-600-605
$t_a$ [min.]	6
$t_h$ [min.]	10

#### 4.2.2.2.2. Três patamares

A Figura 76 e a Tabela 15 indicam dados de experimentos realizados utilizando três patamares em três frações de sólidos.

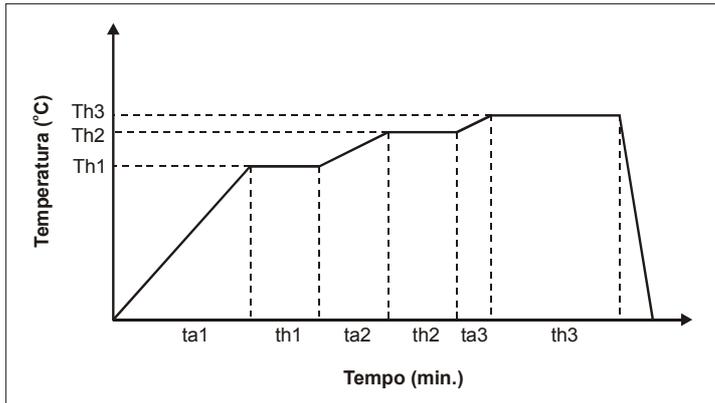


Figura 76. Esquema do tratamento isotérmico de três patamares, utilizados nos reaquecimentos, variando-se a fração de sólidos.

Tabela 15. Tempos de aquecimento e tratamento, e temperatura de tratamento utilizando três patamares.

Th1 (°C)	470
Th2 (°C)	530
Th3 (°C)	590-600-605
ta1 (min)	4
ta2 (min)	2
ta3 (min)	1
th1 (min)	2
th2 (min)	2
th3 (min)	3

#### 4.2.2.3. Resfriamento do tarugo

Após o reaquecimento o tarugo era retirado do forno com uma pinça de formato apropriado, pré-aquecida e pintada com zirconita a temperatura de  $\approx 500^{\circ}\text{C}$ , e mergulhado diretamente em água a temperatura ambiente, conforme indica a Figura 77. As temperaturas e tempos foram registrados segundo a Tabela 15. A extração de calor foi medida por termopar e cronômetro como registrada na Tabela 16.



Figura 77. Detalhe da pinça para a extração do tarugo do forno.

Tabela 16. Taxa de extração de calor para a solidificação em água.

T (°C)	t (s)
$\Delta T: 507$	24
Taxa: $21,1^{\circ}\text{C/s}$ $1.267,5^{\circ}\text{C/min.}$	

### 4.2.3. Análises Metalográficas

As amostras embutidas em baquelite passaram pelos procedimentos de lixamento recomendados no Metals Handbook [Metals; 1985], usando-se as lixas 100, 220, 300, 400, 600 e 1.200, com uma variação de 90° em relação ao lixamento anterior, em lixadeira elétrica rotacional.

O polimento foi realizado em politriz rotacional com pano de feltro (4,0 µm) e alumina. Depois de lavadas em água corrente, as amostras eram colocadas no vibrador ultra-sônico para a retirada dos resíduos da alumina.

Os ataques iniciais foram realizados segundo o Metals Handbook [Metals; 1995], para o exame do tamanho de grãos e forma, com o reagente Keller 3A, seja 2ml HF, 3ml HCl, 5ml HNO<sub>3</sub> e 190ml H<sub>2</sub>O, imersão de 8-15 segundos e lavadas no jato de água.

Devido a porosidade exagerada das amostras obtidas por agitação mecânica, utilizou-se uma composição mais diluída, com 250ml de H<sub>2</sub>O recomendada por Dong [Dong; 2002], para evitar que as amostras continuassem a ser atacadas pelo reagente que ficava retido no interior dos poros.

Para proteger as amostras de possíveis oxidações utilizou-se um laquê de proteção tipo “spray” da Metal Prisma.

Para as análises macrográficas os ataques foram realizados com a solução 10ml HCl, 30ml HNO<sub>3</sub> (conc.), 20ml H<sub>2</sub>O e 5g FeCl<sub>3</sub>, recomendado para a liga 7075.

As análises dos diâmetros dos glóbulos/grãos através das microestruturas e do fator de forma realizadas através de um programa de análise de imagens, UTHSCA – Image Tool. [UTHSCA; 2002]

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Obtenção de Reofundidos por Agitação Mecânica

Para alcançar os objetivos deste trabalho, foram realizados nove ensaios para as observações das microestruturas resultantes do processo de agitação mecânica.

Como discutido, existem grandes dificuldades operacionais nesse processo principalmente no que concerne às pás da hélice propulsora. Pares de hélice foram produzidos observando uma camada espessa de carbeto de cromo, resultando em uma camada protetora eficiente.

Nos cadinhos produzidos com grafite de eletrodo verificaram-se porosidades na superfície, resultantes do aquecimento e do resfriamento em água. Apesar da conicidade interna, tornava-se difícil a extração dos tarugos após alguns ensaios.

Para a observação do espaçamento anelar, foram realizados ensaios com cadinhos de diâmetros internos diferentes.

Após a agitação mecânica, os tarugos obtidos (800/850 gramas) eram retirados do cadinho e usinados nas dimensões apropriadas para o reaquecimento indutivo (500/550 gramas).

Nos ensaios preliminares utilizando a liga AA7050 (Apêndice A) empregou-se em duas situações a injeção de argônio na superfície da carga, antes e durante a agitação, porém concluiu-se que este resfriava a hélice e a parte superior do cadinho e impunha dificuldades no controle da temperatura. Os ensaios que se seguem foram realizados sem a injeção de argônio.

### 5.1.1. Influência do Espaçamento Anelar

Foram realizados seis ensaios utilizando um cadinho de diâmetro interno de 74 mm e pás que permitiam cisalhar 62 mm, resultando um espaçamento anelar da ordem de 6 mm; contudo considerando as folgas existentes do motor ( $\pm 1$  mm), admitiu-se que este era da ordem de 5 mm.

Nestes ensaios mantiveram-se constantes os parâmetros operacionais como a rotação das pás (460,2 rpm), e as temperaturas de agitação a partir de 645°C.

Após o início da agitação, a potência elétrica do forno era reduzida, observando o equilíbrio entre as temperaturas registradas nos termopares inseridos nas paredes do cadinho (superior e centro), e o termopar localizado na parte superior do líquido.

Após a estabilização térmica entre os termopares de controle, a temperatura foi reduzida sob agitação constante até 625°C  $\pm 1$ , onde, segundo cálculos do ChemSage, a fração de sólidos se encontrava com o valor de 0,38 ( $f_s = 0,38$ ).

A agitação continuava para tempos de 5, 15 e 30 minutos, seguido de resfriamento em água.

Reaquecimentos indutivos foram realizados após o resfriamento para produzir o engrossamento das partículas geradas na estrutura.

Os tratamentos térmicos para a obtenção das estruturas seguem as temperaturas e os tempos indicados nas Figuras 75 e 76, e nas Tabelas 13 e 14, referentes aos ensaios realizados em um patamar e três patamares.

As variações das frações de sólidos, utilizadas no Trabalho, correspondem a 0,76 (590°C  $\pm 1$ ), 0,71 (600°C  $\pm 1$ ) e 0,67 (605°C  $\pm 1$ ) segundo cálculos do ChemSage.

Os patamares escolhidos em função das frações descritas em [Chem, 2002] e nas Tabelas 2 e 6, cuja síntese encontra-se exposta no Item 4.2.2 (Diagramas de Fase e Frações de Sólidos).

Com o caráter de observação, a Figura 78 mostra a macrografia de uma estrutura reofundida por agitação mecânica, e reaquecida indutivamente a 600°C segundo as condições mostradas na Figura 75.

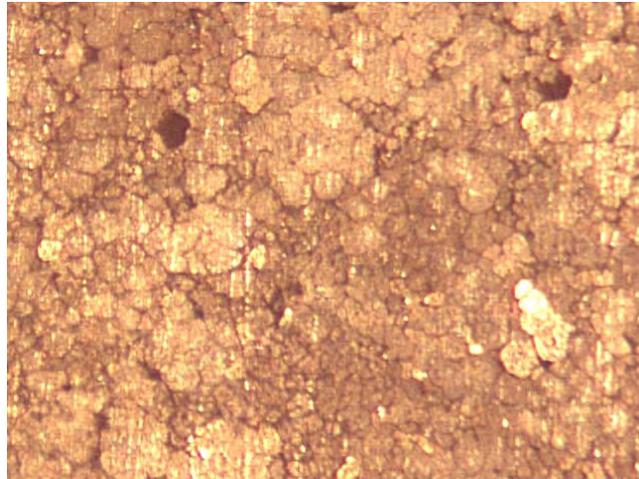


Figura 78. Macrografia mostrando a estrutura da liga 7075, obtida por agitação mecânica e reaquecida a 600°C por 10 minutos 20X ataque HCl+HNO<sub>3</sub>+FeCl<sub>3</sub>.

#### 5.1.1.1. Espaçamento anelar de 5mm

Os resultados obtidos para o espaçamento anelar de 5 mm estão resumidos na Tabela 17. A microestruturas resultantes encontram-se nas Figuras 79 a 84. Os diâmetros médios dos glóbulos e o arredondamento foram obtidos por um Programa de Análise de Imagens. O Fator de Forma Especifico foi calculado a partir da equação (3.19) [Zoqui; 2001a].

Tabela 17. Condições para tempos de agitação diferentes.

Condição	Microestrutura	Tempo de Agitação (min.)	Diâmetro ( $\mu\text{m}$ ) Médio dos Glóbulos	Fator de Forma	Arredondamento	Tipo de Aquecimento Indutivo
Após resfr. água	Figura 79	5	77	0,69	0,61	---
Após REA	Figura 80	5	109	0,54	0,50	Patamar único (Figura 75)
Após resfr. água	Figura 81	15	116	0,45	0,42	---
Após REA	Figura 82	15	115	0,51	0,45	Patamar único (Figura 75)
Após resfr. água	Figura 83	30	155	0,51	0,43	---
Após REA	Figura 84	30	123	0,56	0,44	Patamar único (Figura 75)

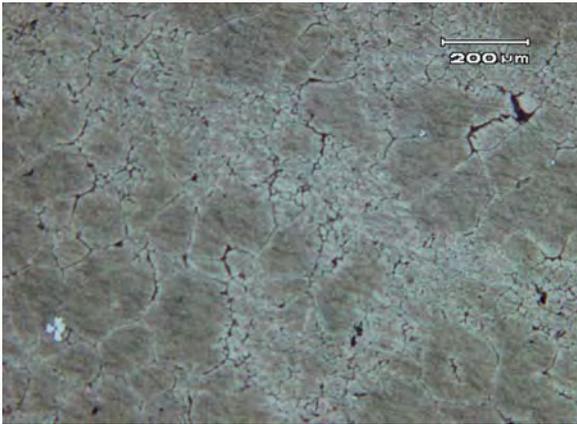


Figura 79. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 5 minutos, resfriado em água. Ataque Keller, 100X.

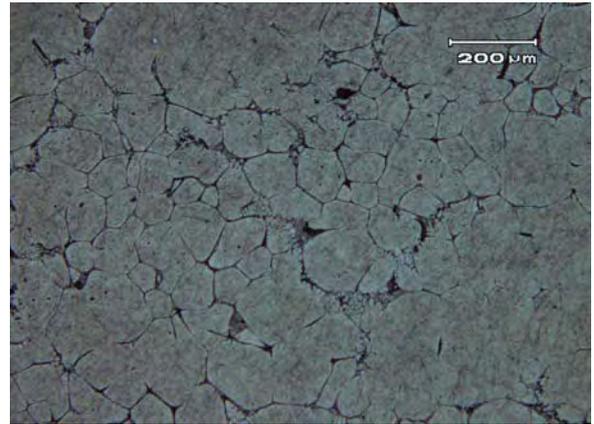


Figura 80. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 5 minutos. Reaquecida indutivamente durante 10 minutos. Ataque Keller, 100X.



Figura 81. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 15 minutos, resfriado em água. Ataque Keller, 100X.

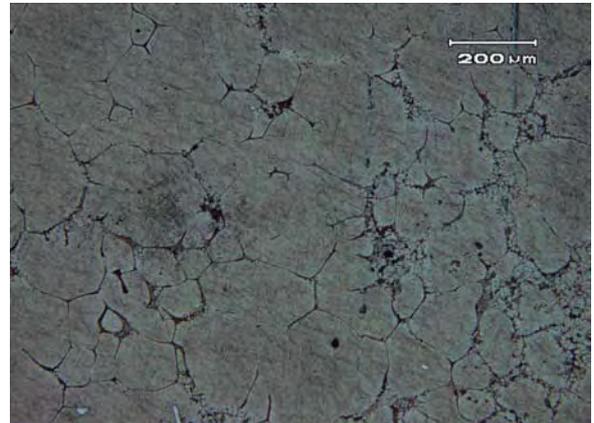


Figura 82. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 15 minutos. Reaquecida indutivamente durante 10 minutos. Ataque Keller, 100X.

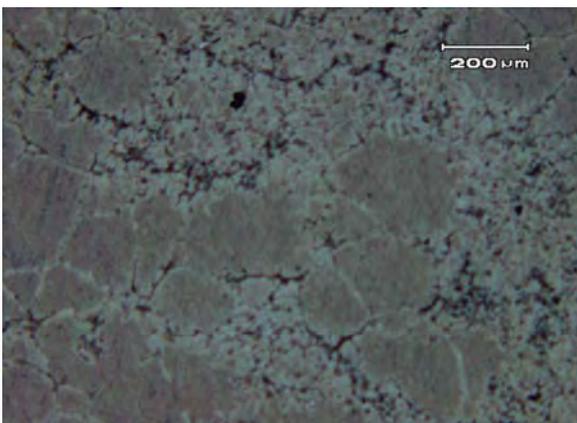


Figura 83. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 30 minutos, resfriado em água. Ataque Keller, 100X.

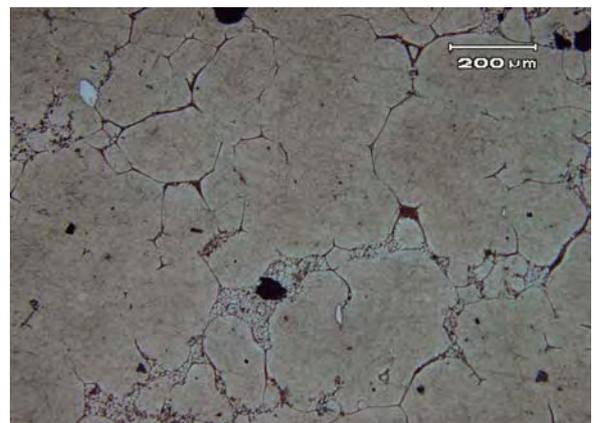


Figura 84. Micrografia da estrutura gerada por agitação mecânica a 625°C durante 30 minutos. Reaquecida indutivamente durante 10 minutos. Ataque Keller, 100X.

Durante os ensaios, através da medição por amperímetro tipo alicate, verificou-se que após 3 minutos de agitação se atingia uma amperagem constante, fato este que indicava a condição de viscosidade constante, sendo que não verificou-se diferenças substanciais nas microestruturas em função dos tempos de agitação.

A Tabela 18 apresenta as condições de agitação das Figuras 85 a 88.

Tabela 18. Condições para tempos de agitação diferentes.

Condição	Microestrutura	$\phi$ médio do glóbulo ( $\mu\text{m}$ )	Fator de forma	Arredondamento
A.M. a 625°C, 30min., resfr. em água	Figura 85	133	0,51	0,47
A.M. a 625°C, 30min., REA 590°C, 10min.	Figura 86	125	0,38	0,33
A.M. a 625°C, 30min., REA, segundo Figura 76 e $t_3=5\text{s}$	Figura 87	99	0,46	0,43
A.M. a 625°C, 30min., REA, segundo Figura 76 e $t_3=10\text{s}$	Figura 88	112	0,55	0,55



Figura 85. Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos, resfriado em água. 100X Ataque Keller.

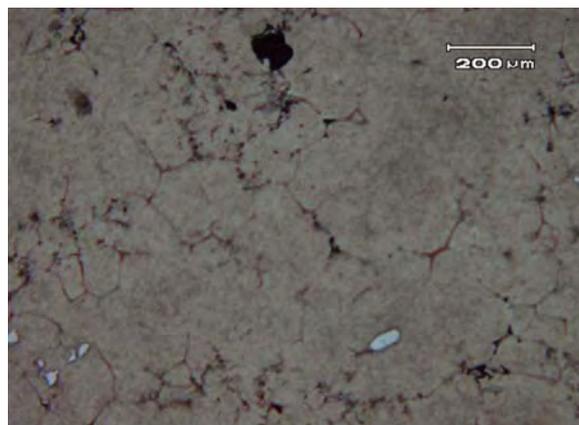


Figura 86. Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos. REA segundo as condições do gráfico. 100X Ataque Keller.

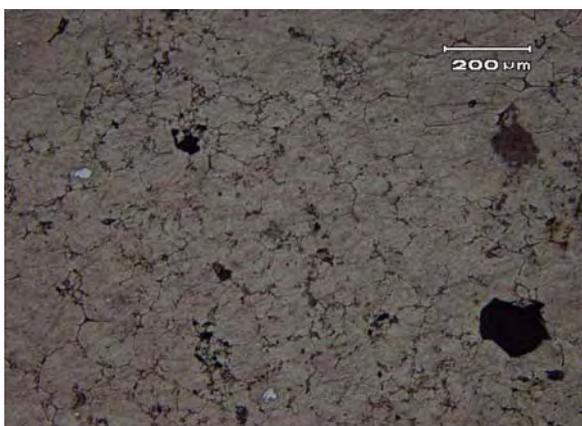


Figura 87. Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos. REA segundo as condições do gráfico. 100X Ataque Keller.

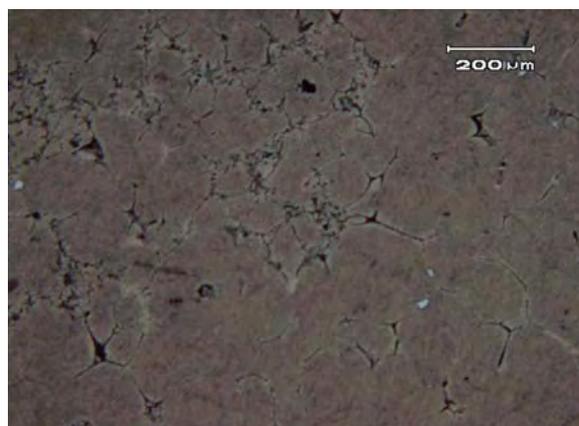


Figura 88. Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos. REA segundo as condições do gráfico. 100X Ataque Keller.

As potências aplicadas no período de aquecimento indutivo ( $t_a$ ) foram de 7,5kW, e de 2/3kW no período de tratamento isotérmico ( $t_h$ ), para as faixas de frequência respectivas de 9 e 3kHz.

Os tempos de tratamentos isotérmicos, nos patamares de temperaturas menores, foram realizados para permitir a homogeneização da temperatura do tarugo que variava em aproximadamente 9°C até a temperatura de 400°C do centro para a periferia e, após esta temperatura, a variação reduzia-se até 2°C, como também para permitir o encharque ou a separação dos sólidos e líquidos de cada fase importante.

As variações dos diâmetros das partículas obtidas por agitação mecânica e resfriadas em água, poderiam ser responsabilizadas primeiramente a uma taxa de cisalhamento insuficiente para a destruição completa dos braços dendríticos primários, e dos braços dendríticos secundários e terciários. Uma segunda hipótese, que parece ser a mais provável, seria a do elevado tempo de descarregamento do forno até o início da solidificação em água (10 a 15 segundos), que poderia ser responsável pelo coalescimento parcial de alguns glóbulos.

Para o caso da agitação mecânica, onde as frações de líquidos são maiores ( $\approx 0,60$ ), o efeito do “ripening” seria dominante para o crescimento, porém para o caso do reaquecimento indutivo da mesma estrutura a partir do sólido, onde as frações de líquidos são menores ( $\approx 0,40$ ) o efeito da coalescência seria dominante.

Constatou-se na observação das microestruturas de amostras metalográficas retiradas de diferentes pontos dos tarugos, a não existência de variações dimensionais dos glóbulos.

A única estrutura diferente, seja mais fina, acontecia na periferia do tarugo até 1 a 2mm de profundidade, onde dentro do esperado a região não era cisalhada com o mesmo vigor. Como os tarugos eram usinados para as dimensões necessárias ao tratamento de reaquecimento, não contatou-se estas variações após eles serem realizados.

As estruturas reofundidas apresentavam alguns pontos de contaminação provavelmente por silício, e isso deve-se a partículas desprendidas da manta refratária (lã de rocha), que fazia o isolamento térmico superior do cadinho.

A elevação do número de porosidades, que excedia ao já normal das microporosidades que acontecem nessa liga segundo Hirt [Hirt; 2000], foram provavelmente geradas pelos efeitos da agitação mecânica, como a absorção de ar, gases e quando da retirada das pás do interior da pasta após a agitação.

O mesmo autor indica o índice 1, em uma escala de 1 a 5, para a capacidade de tixomoldagem da liga 7075 em comparações com outras ligas de fundição, assim como constatado em um trabalho de Uggowitzer [Uggowitzer; 2000], que usava extrusão inversa para tixoconformar esta liga, todos os trabalhos de aplicação desta liga são realizadas com uma relativa pressão de enchimento para minimizar o efeito negativo destas porosidades.

O fato que determinou a princípio as agitações serem realizadas por maiores períodos de tempo, deveu-se a observada maior facilidade de extração da haste com maiores tempos de agitação, o que indicaria menor viscosidade. Isso se constatou não verdadeiro, pois o estado de viscosidade constante era adquirido ao que indica a aproximadamente três minutos após o início da agitação.

No reaquecimento indutivo, o mecanismo provável e determinante pelo fato dos glóbulos não continuarem a coalescerem, e os pequenos glóbulos e fragmentos dendríticos coalescerem até o ponto de equipararem-se com os primeiros, seria o das condições da energia interfacial terem se esgotado no primeiro caso e terem prosseguido seu coalescimento nos glóbulos de menor diâmetro.

O mecanismo da coalescência predomina a baixas frações de sólidos pela maior aproximação entre os glóbulos, propiciando a difusão de soluto na interface.

Os glóbulos maiores são mais arredondados, porém em um certo momento, pelo tempo elevado de tratamento, estes glóbulos deformam-se pela absorção dos adjacentes, destruindo a estrutura globular, transformando-a em grandes rosetas ou mesmo dendritas extremamente coalescidas.

Considerou-se que as estruturas obtidas por agitação mecânica não diferem muito daquelas obtidas em outras pesquisas com a mesma liga quanto ao diâmetro e formato dos glóbulos, como nos trabalhos de tixomoldagem e reofundição de Hirt, Vieira e Espinosa [Hirt; 2000] [Vieira; 2003] [Espinoza;1999].

#### **5.1.1.2. Espaçamento anelar de 9mm**

Foram realizados três ensaios utilizando um cadinho de diâmetro interno de 80mm e pás que permitiam cisalhar 62mm, resultando um espaçamento a 9mm devido as folgas do motor.

Também nesses ensaios mantiveram-se os mesmos parâmetros como a taxa de cisalhamento e as temperaturas de agitação a partir do líquido e isotérmica.

A Figura 89 mostra a micrografia do primeiro ensaio realizado com 30 minutos de agitação e resfriamento em água.

Em um segundo ensaio, onde também foi realizada a agitação de 30 minutos, o procedimento foi manter a liga no estado pastoso no forno após a retirada da hélice, para um tratamento isotérmico por 3 minutos a temperatura de 625°C e, após isso, resfriamento em água a temperatura ambiente. A Figura 90 mostra a micrografia da microestrutura e um esquema deste tratamento.

O terceiro ensaio também foi realizado com 30 minutos de agitação, porém após cessada esta, o cadinho foi retirado do forno e esfriado ao ambiente (30°C) até a temperatura de 480°C, e após resfriado em água a temperatura ambiente. A Figura 91 nos mostra uma micrografia da estrutura obtida.

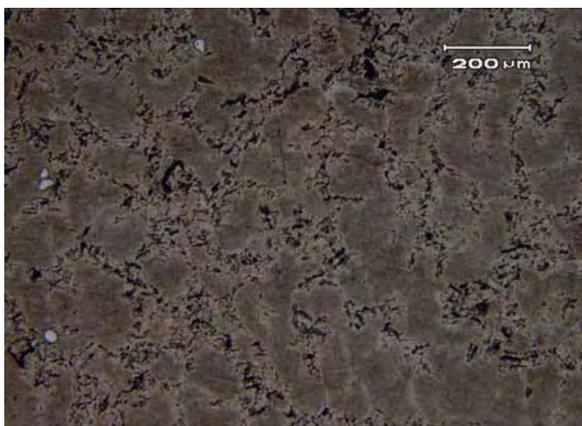
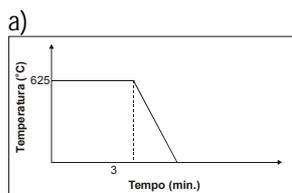


Figura 89. a) O gráfico mostra as condições do reaquecimento resistivo. b) Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos, continuando no forno por 3 minutos a temperatura de 625°C para reaquecimento resistivo e resfriado em água. 100X Ataque Keller.

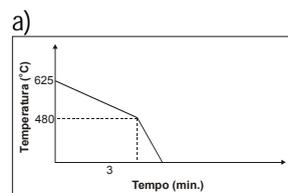


Figura 90. a) O gráfico mostra como este tratamento foi realizado. b) Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos, resfriado em temperatura ambiente por três minutos até a temperatura de 480°C e após resfriado em água. 100X Ataque Keller.

a)

$\phi$ médio do glóbulo ( $\mu\text{m}$ )
121,71
Fator de Forma ( $F_o$ )
0,27
Arredondamento
0,27

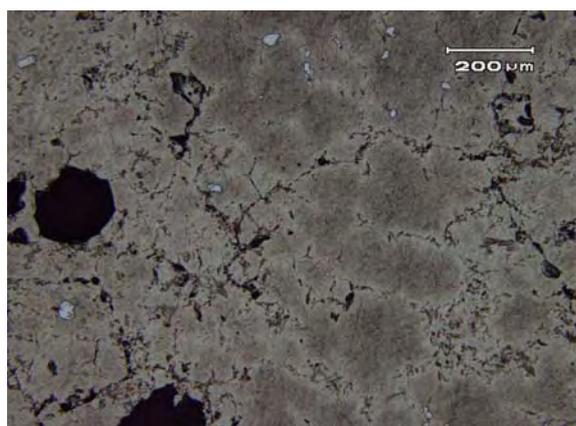


Figura 91. a) A tabela nos mostra os valores das dimensões medidas e as formas dos grãos. a) Micrografia da estrutura gerada por AM a 625°C durante 30 minutos, resfriado em água. 100X Ataque Keller.

O crescimento acentuado dos glóbulos pode ter ocorrido pelo crescimento e engrossamento dendrítico. Isto pode ocorrer se o resfriamento da pasta for lento e o líquido ainda não estiver com o teor de soluto necessário a formação da fase secundária, seja uma estrutura reofundida degenerada, segundo Zoqui [Zoqui; 2001a].

Em mesmo artigo o referido autor afirma que grãos/glóbulos podem decrescer, crescer e mesmo permanecer estáveis, dependendo das temperaturas dos tratamentos isotérmicos.

O efeito do coalescimento exagerado da estrutura apresentada na Figura 91, provavelmente em razão do aumento da fração de líquidos devido a elevação da temperatura verificada pelos termopares, quando cessada a agitação mecânica e o cadinho era retirado do forno. Este apresentava uma temperatura maior na parte inferior do que na superior, fazendo variar para cima a temperatura.

## **5.2. Resultados e Discussões Relativas as Estruturas Tixofundidas Obtidas por Aquecimento Indutivo**

O aquecimento indutivo foi realizado a partir de tarugos serrados e usinados nas dimensões referidas anteriormente, de lingotes de alumínio da liga AA7075, produzida pela ALCOA por extrusão direta, utilizando o forno Inductotherm.

Os ajustes no processo para esta via de obtenção de estruturas tixofundidas foram realizadas em procedimentos iniciais com a liga AA7075, onde observou-se as variações dos parâmetros experimentais.

As figuras 92 e 93 revelam as microestruturas da liga recebida, com amostras retiradas, respectivamente, das seções longitudinal e transversal na direção da extrusão direta.

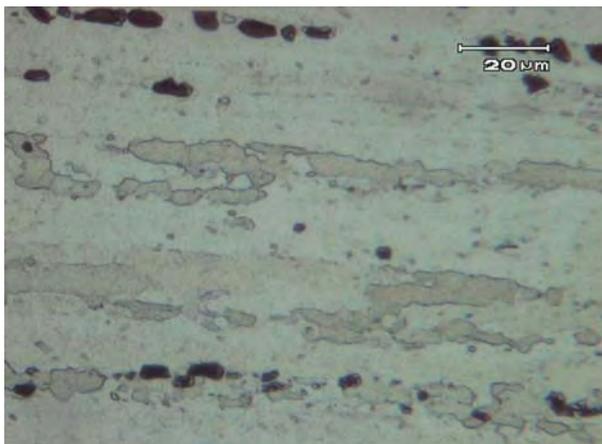


Figura 92. Micrografia da liga 7075 obtida por extrusão direta – seção longitudinal. 1.000X Ataque Keller.

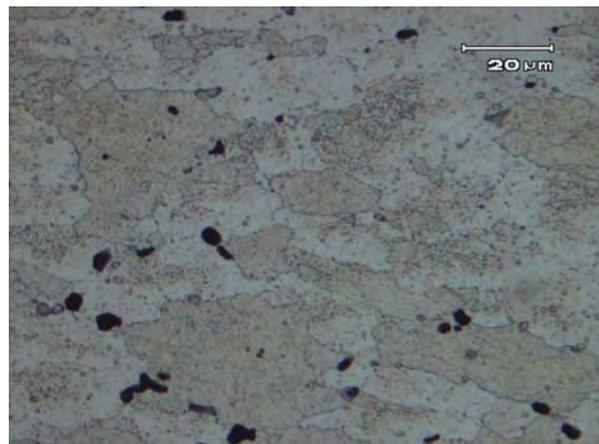


Figura 93. Micrografia da liga 7075 obtida por extrusão direta – seção transversal. 1.000X Ataque Keller.

A Figura 94 apresenta uma macrografia de uma estrutura reauecida (tixoformada) por tratamento isotérmico a uma fração de sólidos 0,67 (605°C) durante 10 minutos.

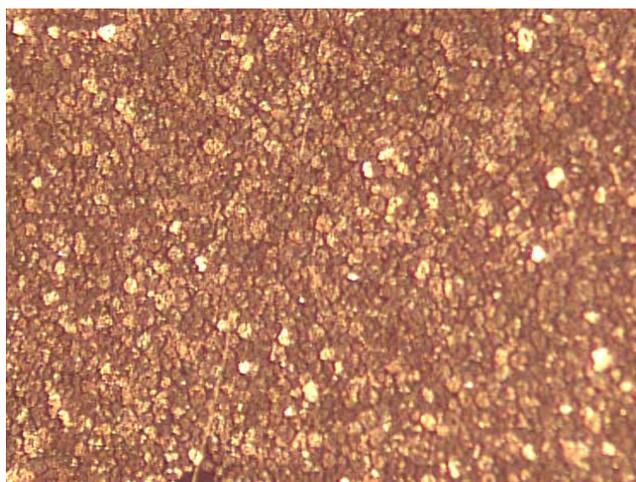
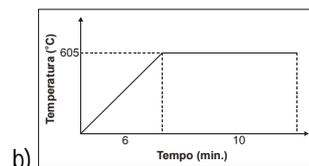


Figura 94. Macrografia de uma estrutura reauecida com tratamento isotérmico a 605°C durante 10 minutos e resfriada em água a temperatura ambiente, conforme indica o esquema mostrado em b). 20X Ataque HCl+HNO<sub>3</sub>+FeCl<sub>3</sub>.



As micrografias mostradas nas Figuras 92 e 93, indicam grãos alongados no sentido longitudinal mostrando a severidade da extrusão e o arredondamento destes grãos mostrado a partir da secção transversal.

Quanto a macrografia indicada na Figura 94, mostra a aglomeração dos glóbulos criados a partir dos grãos gerados pelo reauecimento indutivo da estrutura deformada pela extrusão.

### 5.2.1. Estruturas Obtidas por Aquecimento Indutivo

Todos os comentários sobre os parâmetros deste aquecimento já se encontram explicitados no Item 5.1.1, que tratou do reaquecimento de estruturas reofundidas.

As figuras 95 até 106 indicam as micrografias das estruturas obtidas por aquecimento indutivo, tabela de dados relativas ao tamanho e forma dos glóbulos e esquema com os tempos e temperaturas de tratamentos isotérmicos.

A Tabela 19 apresenta as condições de tratamento das Figuras 95 a 106.

Tabela 19. Condições de tratamento isotérmicos.

Condição	Microestrutura	$\phi$ médio do glóbulo ( $\mu\text{m}$ )	Fator de forma	Arredondamento
REA 590°C, 10min.	Figura 95	71	0,69	0,59
REA 590°C, 20min.	Figura 96	72	0,72	0,60
REA 590°C, 30min.	Figura 97	80	0,69	0,55
REA 600°C, 10min.	Figura 98	76	0,69	0,60
REA 600°C, 20min.	Figura 99	78	0,70	0,60
REA 605°C, 10min.	Figura 100	65	0,67	0,58
REA 470, 530 e 590°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min.	Figura 101	61	0,68	0,59
REA 470, 530 e 590°C durante respectivamente 2, 2 e 5 min.	Figura 102	63	0,68	0,58
REA 470, 530 e 590°C durante respectivamente 2, 2 e 10 min.	Figura 103	65	0,75	0,65
REA 470, 530 e 600°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min.	Figura 104	66	0,74	0,63
REA 470, 530 e 600°C durante respectivamente 2, 2 e 10 min.	Figura 105	79	0,75	0,61
REA 470, 530 e 605°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min.	Figura 106	72	0,78	0,64

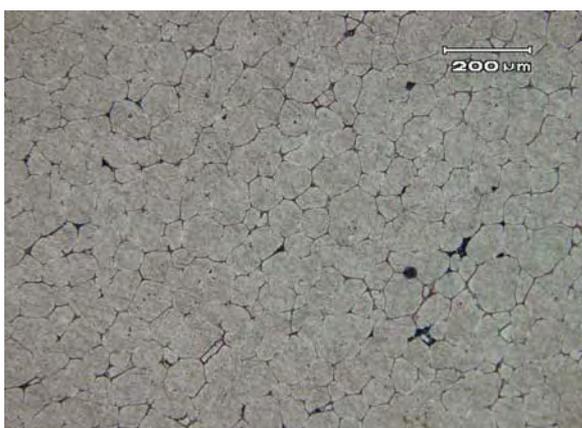


Figura 95. Micrografia da liga 7075 reaquecida a 590°C por 10 minutos. 100X Ataque Keller.



Figura 96. Micrografia da liga 7075 reaquecida a 590°C por 20 minutos. 100X Ataque Keller.



Figura 97. Micrografia da liga 7075 REA 590°C, 30min.  
100X Ataque Keller.



Figura 98. Micrografia da liga 7075 REA 600°C, 10min.  
100X Ataque Keller.



Figura 99. Micrografia da liga 7075 REA 600°C, 20min.  
100X Ataque Keller.

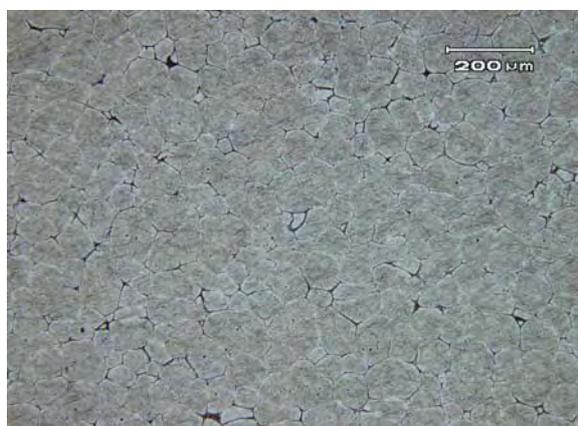


Figura 100. Micrografia da liga 7075 REA 605°C,  
10min. 100X Ataque Keller.

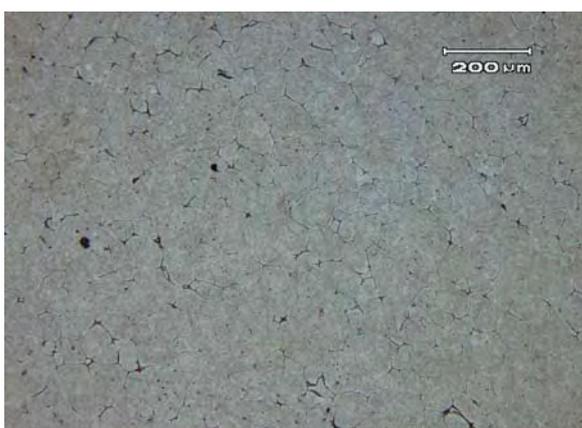


Figura 101. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e  
590°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min.  
100X Ataque Keller.



Figura 102. Micrografia da liga REA 470, 530 e 590°C  
durante respectivamente 2, 2 e 5 min.  
100X Ataque Keller.

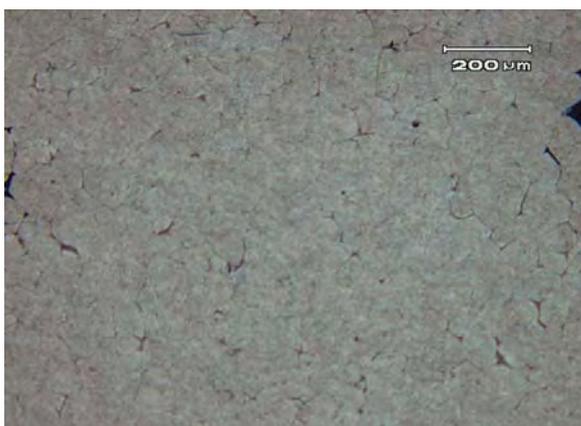


Figura 103. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 590°C durante respectivamente 2, 2 e 10 min. 100X Ataque Keller.

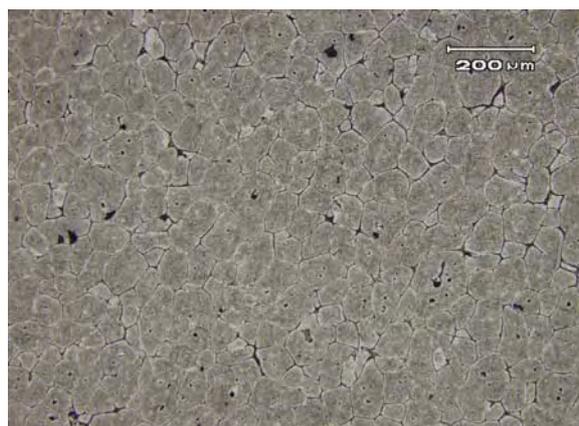


Figura 104. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 600°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min. 100X Ataque Keller.

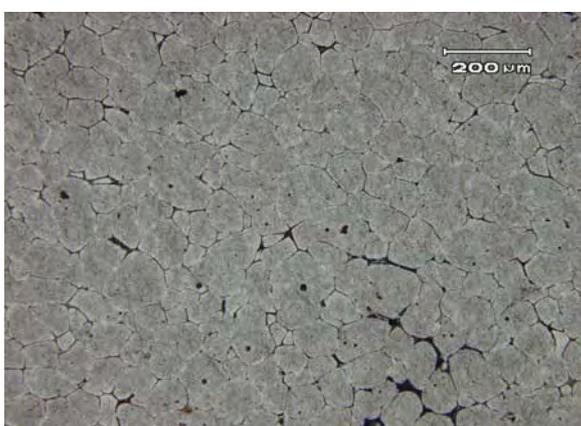


Figura 105. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 600°C durante respectivamente 2, 2 e 10 min. 100X Ataque Keller.

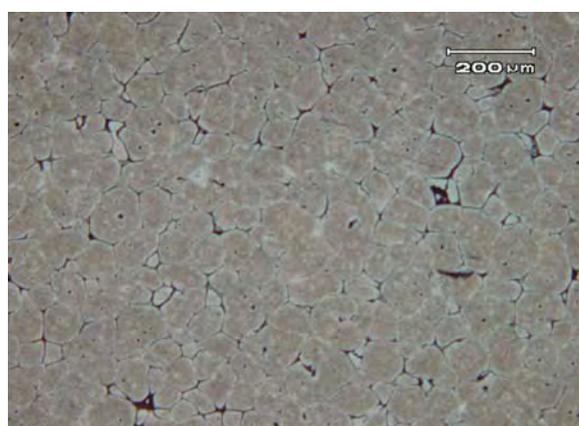


Figura 106. Micrografia da liga 7075 REA 470, 530 e 605°C durante respectivamente 2, 2 e 3 min. 100X Ataque Keller.

A Figura 107 apresenta a micrografia, as condições de tratamento e uma tabela dos dados finais de um corpo de prova reauecido a 600°C durante 10min. e cortado com espátula.

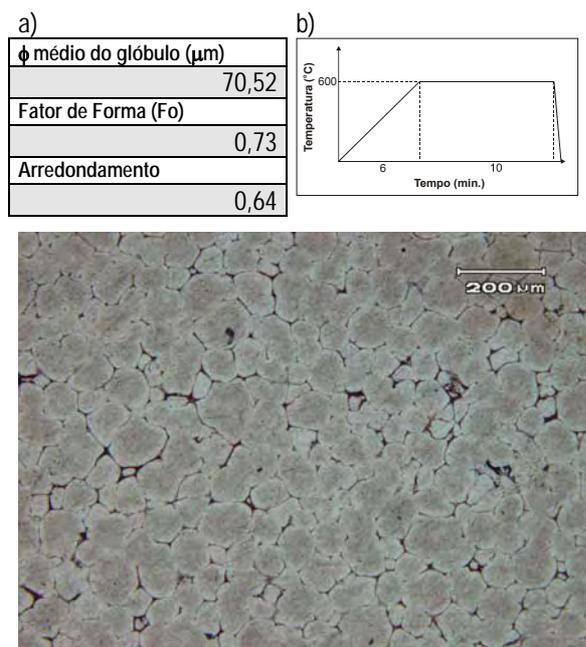


Figura 107. a) Tabela dos dados finais. b) Gráficos das condições de tratamento. c) Micrografia da liga 7075 REA 600°C, 10min., cortada com espátula. 100X Ataque Keller.

Como já indicava a literatura, o peso próprio do tarugo deforma excessivamente a parte inferior do mesmo, conforme mostrado na Figura 108, dificultando a sua extração do forno e seu manuseio posterior nas operações seguintes de sua tixoconformação.

A posição horizontal e em barcos é a mais recomendável para o aquecimento para o aquecimento indutivo segundo Saito e Young. [Saito; 2001] [Young; 2000]



Figura 108. Corpos de prova, reaquecidos a três frações de sólidos diferentes, seja a 590, 600 e 605°C, mostrando as deformações do mesmo.

Também nas microestruturas, cujas amostras metalográficas foram retiradas de diversos pontos, e nas secções longitudinais e transversais ao aquecimento indutivo, não constatou-se variações nas dimensões e formatos dos glóbulos, o que indica um baixo gradiente de temperatura no tarugo.

Isso pode ser explicado pelas variações máximas de 2°C, medidas pelos termopares localizados no centro e periferia do mesmo.

O outro fator que poderia incidir, seja o resfriamento em água, também mostrou-se eficiente, sendo que como já havia sido referido anteriormente mediu-se taxas de extração de calor no centro do lingote superiores a 1.000°C/minuto.

Os resultados dos tratamentos isotérmicos observados nas microestruturas, quanto as dimensões e formatos dos glóbulos foram coerentes com os trabalhos realizados com a mesma liga AA7075, como os de Uggowitzer, Dong, Yong, Shin e outros. [Uggowitzer; 2000] [Dong; 2002] [Espinoza; 1999] [Yong; 2001] [Shin; 1999]

A revisão bibliográfica aponta no caso das estruturas obtidas em altas frações de sólidos, o predomínio do engrossamento por coalescência, seja a difusão de soluto na interface entre os glóbulos, segundo indica Tzimas, Zavaliangos, Robert, Margarido e outros pesquisadores. [Tzimas; 2000a] [Tzimas; 2000b] [Margarido; 2002]

Também no caso das tixofundidas, observa-se um decréscimo no engrossamento dos glóbulos a partir de 3 a 5 minutos de tratamento isotérmico.

### **5.2.2. Esquemas de Comparação Envolvendo a Evolução do Diâmetro do Glóbulo**

- a) Para fração de sólidos 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos.

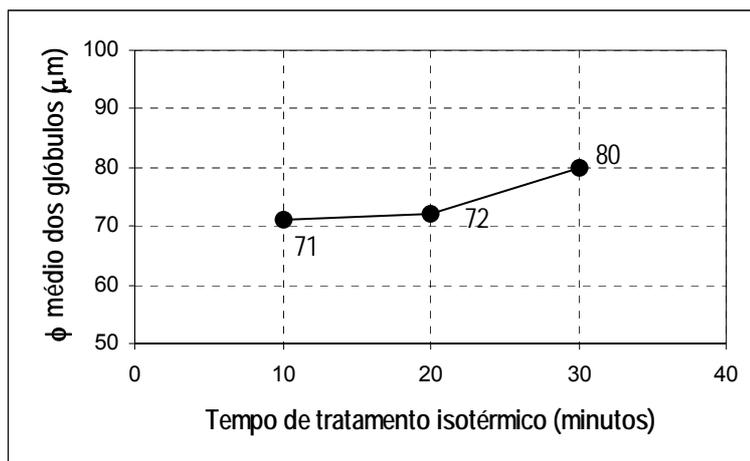


Figura 109. Fração de sólidos 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos.

- b) Para fração de sólidos 0,71 (600°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos.

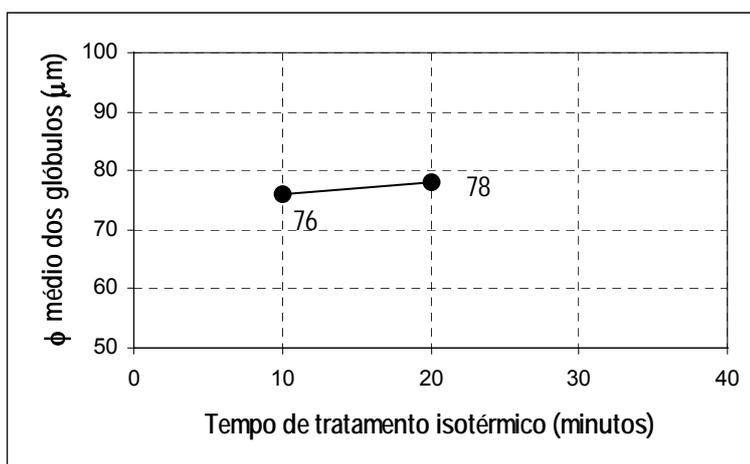


Figura 110. Fração de sólidos 0,71 (600°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos.

- c) Para o mesmo tempo (10 minutos) de tratamento isotérmico, variando-se as frações de sólidos.

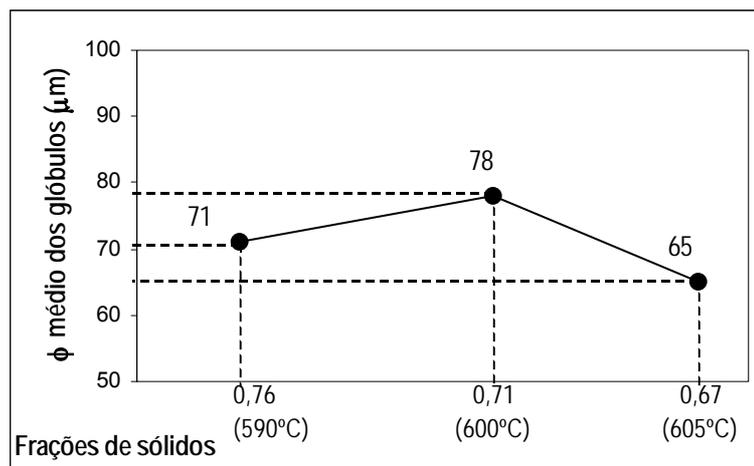


Figura 111. Mesmo tempo (10 minutos) de tratamento isotérmico, variando-se as frações de sólidos.

#### 5.2.2.1. Utilizando três patamares de tratamento isotérmico

- a) Para a mesma fração de sólidos do patamar final 0,76 (590°C) variando-se os tempos de tratamento no último patamar.

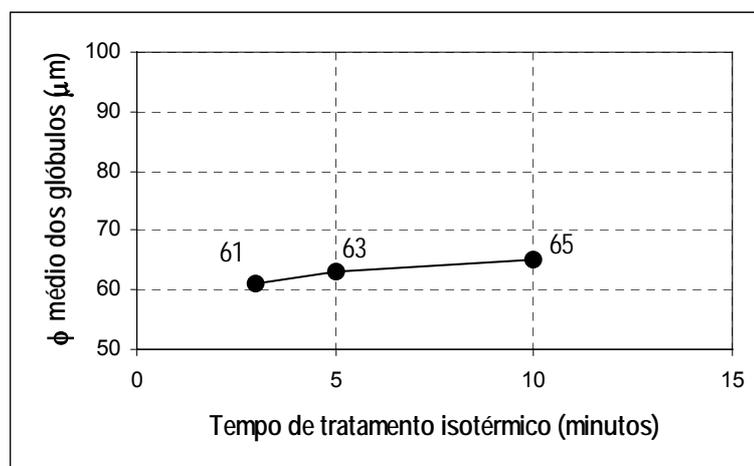


Figura 112. Mesma fração de sólidos do patamar final 0,76 (590°C) variando-se os tempos de tratamento no último patamar.

- b) Para a mesma fração de sólidos do patamar final 0,71 (600°C) variando-se os tempos de tratamento no último patamar.

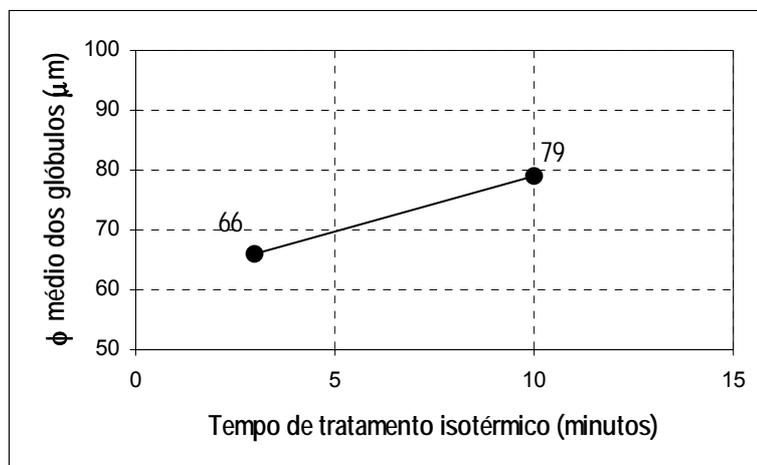


Figura 113. Mesma fração de sólidos do patamar final 0,71 (600°C) variando-se os tempos de tratamento no último patamar.

- c) Para um mesmo tempo de tratamento isotérmico (3 minutos), variando-se as frações de sólidos do último patamar.

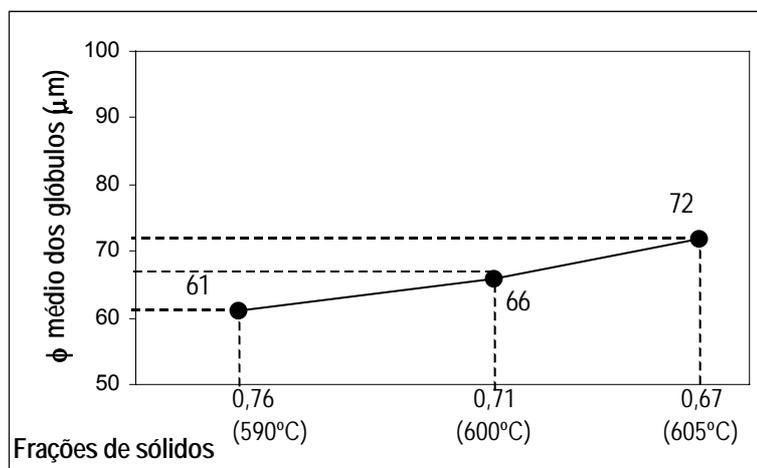


Figura 114. Mesmo tempo de tratamento isotérmico (3 minutos), variando-se as frações de sólidos do último patamar.

### 5.2.3. Esquemas de Comparação Envolvendo a Forma dos Glóbulos

Para as comparações quanto à forma dos glóbulos obtidos, optou-se por escolher o fator de forma específico (Fo), devido ao fator arredondamento terem seus dados proporcionais a este, o que implicaria na duplicidade do trabalho.

### 5.2.3.1. Utilizando um patamar de trabalho isotérmico

- a) Para fração de sólidos 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos.

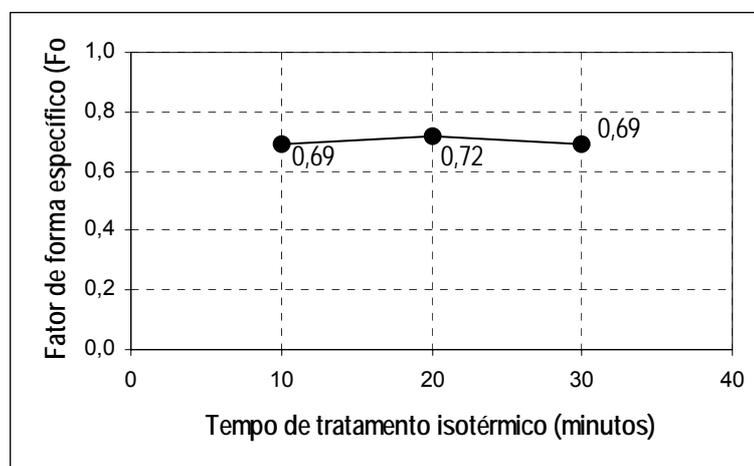


Figura 115. Fração de sólidos 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos.

- b) Para fração de sólidos 0,71 (600°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos.

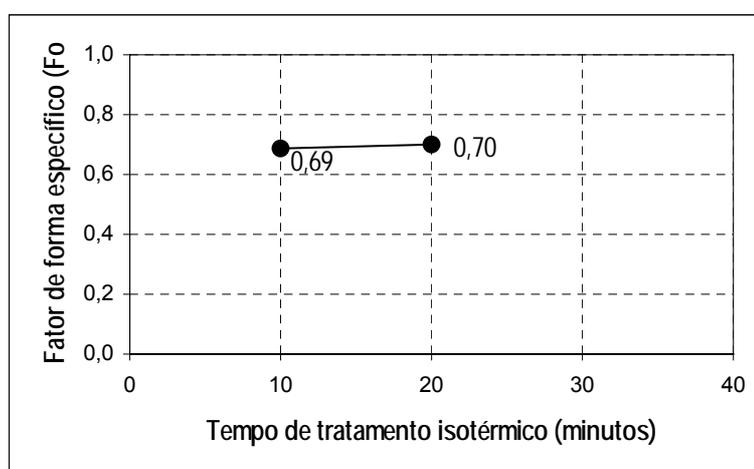


Figura 116. Fração de sólidos 0,71 (600°C), variando-se os tempos de tratamentos isotérmicos.

- c) Para o mesmo tempo (10 minutos) de tratamento isotérmico, variando-se as frações de sólidos.

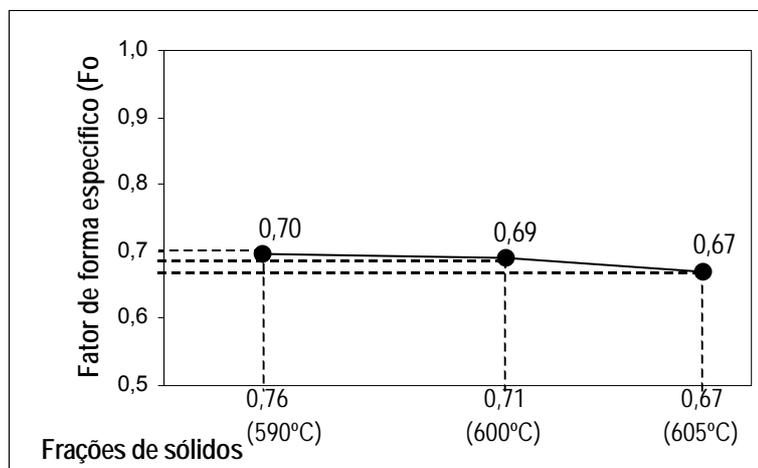


Figura 117. Mesmo tempo (10 minutos) de tratamento isotérmico, variando-se as frações de sólidos.

### 5.2.3.2. Utilizando três patamares de tratamento isotérmico

- a) Para o a mesma fração de sólidos do patamar final 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamento isotérmico no último patamar.

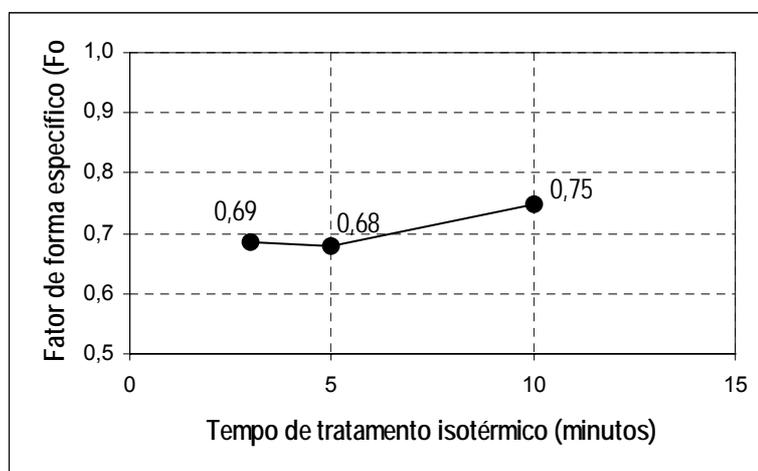


Figura 118. Mesma fração de sólidos do patamar final 0,76 (590°C), variando-se os tempos de tratamento isotérmico no último patamar.

- b) Para o a mesma fração de sólidos do patamar final 0,71 (600°C), variando-se os tempos de tratamento isotérmico no último patamar.

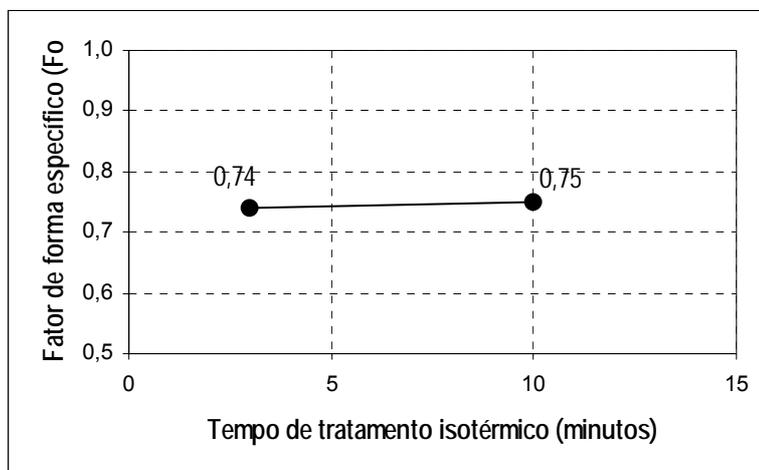


Figura 119. Mesma fração de sólidos do patamar final 0,71 (600°C), variando-se os tempos de tratamento isotérmico no último patamar.

- c) Para um mesmo tempo de tratamento isotérmico (3 minutos), variando-se as frações de sólidos do último patamar.

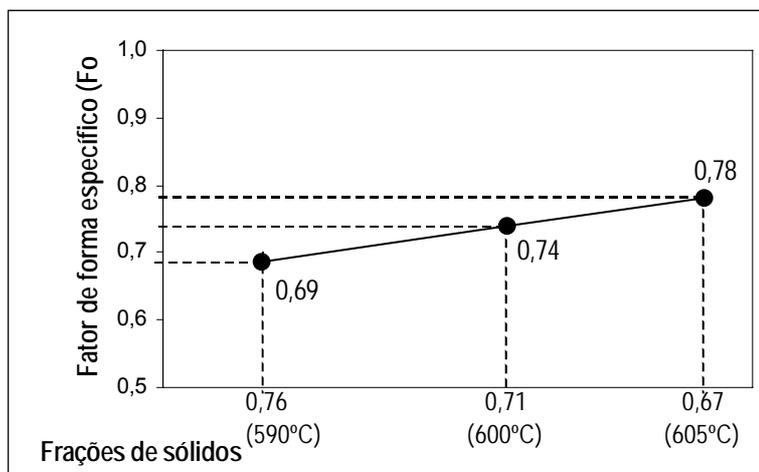


Figura 120. Mesmo tempo de tratamento isotérmico (3 minutos), variando-se as frações de sólidos do último patamar.

É importante comentar que o experimento realizado com o reaquecimento indutivo a fs 0,71 (600°C) durante 10 minutos e seguido de resfriamento ao ar ambiente (apresentado na Figura 109), apresentou um glóbulo de diâmetro médio de 70,52µm, fator de forma 0,73 e arredondamento de 0,64. Esses apresentam valores finais praticamente iguais ou até mesmo melhores a corpos de prova resfriados em água. Uma explicação provável para o fato se deve que o mesmo foi cortado com espátula várias vezes, o que por certo fez o resfriamento da amostra.

## 6. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

### 6.1. Conclusões

#### A. Estrutura Reofundida

Utilizando os parâmetros das velocidades e taxas de cisalhamento fixas e pequenos espaçamentos anelar, e a partir de três minutos de agitação a  $f_s$  0,38, se adquire uma viscosidade a estado constante. Constatou-se que:

- Os diâmetros médios dos glóbulos e o fator de forma pouco variaram com os tempos de agitação mecânica, 5, 15 e 30 minutos, sendo a média dos mesmos de 120mm de diâmetro e 0,52 de fator de forma.
- O reaquecimento indutivo dessas estruturas permite fazer o engrossamento das partículas menores (pequenos glóbulos, rosetas e fragmentos dendríticos) transformando-as em glóbulos. Isto possivelmente devido ao cessar as condições de energia interfacial dos glóbulos já coalescidos anteriormente.

Quanto ao resultado do reaquecimento, constatou-se que:

- As formas dos glóbulos sofrem um leve prejuízo com o reaquecimento;
- Em um único patamar a menores frações de sólidos o glóbulo melhora quanto a sua forma;
- Os glóbulos menores e ao mesmo tempo com as melhores formas foram conseguidas com três patamares de reaquecimento;

As grandes dificuldades práticas da agitação mecânica utilizando hastes propulsoras, praticamente inviabilizam este processo para a obtenção de estruturas reofundidas em escala de produção industrial.

## **B. Estrutura Tixofundida**

Observou-se, quanto aos diâmetros dos glóbulos, que o diâmetro médio cresce com o aumento dos tempos de tratamentos isotérmicos e com a redução das frações de sólidos.

Concluiu-se que os diâmetros menores foram produzidos pelos menores tempos de tratamentos e nas maiores frações de sólidos. A utilização dos ensaios em três patamares, nos menores tempos de tratamento e frações de sólidos, produziram os menores glóbulos.

Observou-se quanto a forma dos glóbulos:

- Que a forma dos glóbulos quase não apresentou variações com o tempo de aplicação dos tratamentos isotérmicos e variações das frações de sólidos, quando dos tratamentos em um único patamar;
- Que, estas melhoram levemente com o aumento dos tempos de tratamento e com a redução das frações de sólidos, quando foram utilizados três patamares de reaquecimento.

Concluiu-se que houve ligeira melhora da forma dos glóbulos produzidos com maiores tempos de tratamento e boas melhoras com a diminuição das frações sólidas, quando no caso dos três patamares.

A conjugação menor diâmetro do glóbulo (65,03mm) melhor fator de forma (0,75) e arredondamento (0,65), foram conseguidas com a estrutura reaquecidas em três patamares a  $f_s$  0,76 (590°C) e 10 minutos no patamar final de tempo de tratamento isotérmico.

Uma maior fração de *liquidus* permite uma melhor forma ao glóbulo, porém dentro de um tempo curto de tratamento isotérmico para que o crescimento seja evitado.

## 6.2. Sugestões para Futuros Trabalhos

- Devido as grandes dificuldades com as agitações mecânicas da liga 7075, seria conveniente fazer uma investigação em uma liga de fundição como a AA356, utilizando os mesmos parâmetros.
- Instalar um motor com faixas de velocidade para a agitação mecânica, o que possibilitaria modificar este parâmetro para novas ligas.
- Modificar o formato das hélices propulsoras, com um ângulo de ataque que permitisse diminuir o menisco e a turbulência gerada pelo vórtice.

## Artigos

- [Abramov; 1997] - ABRAMOV, V. O., Abramov, O. V., Straumall, B. B., Gust, W.  
"Hipereutectic Al-Si based alloys with a thixotropic microstructure produced by ultrasonic treatment"  
**Materials of Design**. Volume 18, numbers 4/6, p.p. 323-326 (1997)
- [Amberg; 1992] - AMBERG, G., Zahrai, S., Bark, H.  
"Some problems n metallurgical fluid mechanics"  
**Fluids Dynamics Research**. 10, p.p. 327-350 (1992)
- [Beiltman; 1999] - BEILTMAN, I.  
"Effect of mold EMD design on billet casting productivity and product quality"  
**Canadian Metallurgical Quarterly**. Vol. 38, nº 5, p.p. 301-309 (1999)
- [Benson; 1998] - BENSON, W. E., Wert, J. A.  
"The effect of initial grain site distribution on abnormal grain growth in single-phase materials"  
**Acta Material**. Nº 15, p.p. 5323-5333 (1998)
- [Bergsma; 1997] - BERGSMA, S. C., Toole, M. C., Kassner, M. E., Li, X., Evangelista, E.  
"Semi-solid thermal transformation of Al-Si alloys and the resulting mechanical properties"  
**Materials Science and Engineering**. A237, p.p. 24-34 (1997)
- [Brabazon; 2002] - BRABAZON, D., Browne, D. J., Car, A. J.  
"Mechanical stir casting of aluminum alloys free mushy state: process, microstructural and mechanical properties"  
**Materials Science and Engineering**. A326, p.p. 370-384 (2002)
- [Braccini; 2002] - BRACCINI, M., Martin, C. L., Tourabi, A., Bréchet, Y., Suéry, M.  
"Low shear rate behavior at high solid fractions of partially solidified Al-8wt%Cu alloys"  
**Materials Science and Engineering**. A337, p.p. 1-11 (2002)
- [Chen; 2002] - CHEN, C. L.; Than, M. J.  
"Effect of grain boundary character distribution (GBDC) on the cavitation behaviour during superplastic deformation of Al 7475"  
**Materials Science and Engineering**, A 338, p.p. 243-252 (2002)
- [Choi; 1999] - CHOI, J. C.; Park, H. J.; Kim, B. M.  
"The influence of induction heating on the microstructure of A356 for semi-solid forging"  
**Journal of Materials Processing Technology**, 87, p.p. 46-52 (1999)
- [Diepers; 1999] - DIEPERS, H. J., Beckermann, C., Steinbach, I.  
"Simulation of convection and ripening in a binary alloy mush using the phase-field method"  
**Acta Material**. Vol. 47, nº 13, p.p. 3663-3678 (1999)
- [Dong; 2002] - DONG, J.; Cui, J. Z.; Le, Q. C.; Lu, G. M.  
"Liquidus semi-continuous casting, reheating and thixoforming of a wrought aluminum alloy 7075"  
**Materials Science and Engineering**, A00, p.p. 1-9 (2002)
- [Doré; 2000] - DORÉ, X., Combeau, H., Rappaz, M.  
"Modeling of microsegregation in ternary alloys: application to the

- solidification of Al-Mg-Si.”  
**Acta Material.** 48 p.p. 3951-3962 (2000)
- [Fan; 2002] - FAN, D., Chen, S. P., Chen, L. Q., Voorhees, P. W.  
"Phase-field simulation of 2-D ostwald ripening in the high volume fraction regime"  
**Acta Material.** 50, p.p. 1895-1907 (2002)
- [Ferrante; 1999] - FERRANTE, M., Freitas, E.  
"Rheogy and microstructural development of Al-4wt%Cu alloy in the semi-solid state"  
**Materials Science and Engineering.** A271, p.p. 172-180 (1999)
- [Flemings; 1991] - FLEMINGS, M.  
"Behavior of Metal Alloys in the Semisolid state"  
**Metallurgical Transactions.** Volume 22B, p.p. 269-293 (1991)
- [Flemings; 2000] - FLEMINGS, M.  
"Semi-solid forming: the process and then path forward"  
**Metallurgical Science and Technology.** Volume 18, nº 2, p.p. 3-4 (2000)
- [Fuxiao; 2001] - FUXIAO, Yu., Jianzhong, C., Ranganathan, S., Dwarakadasa, E. S.  
"Fundamental differences between spray forming and other semi-solid process"  
**Materials Science and Engineering.** A304, p.p. 621-626 (2001)
- [Ghost; 2001] - GHOST, A.  
"Segregation in cast products"  
**Sādhanā.** vol. 26, parts 1 & 2, p.p. 5-24 (2001)
- [Godard; 2002] - GODARD, D.; Archembaut P.; Gautier E. A.; Lapasset G.  
"Precipitation sequences during quenching of the 7010 alloy"  
**Acta Materialia,** 50, p.p. 2319-2329 (2002)
- [Gullo; 2000a] - GULLO, G. C., Wolf, A., Steinhoff, K., Uggowitz, P. J.  
"Semi-solid processing of Al wrought alloys"  
**The 7<sup>th</sup> International Conference on Aluminum Alloys - ICCA-7.** Charlottesville, Virgine – USA (2000)
- [Gullo; 2000b] - GULLO, G. C., Steinhoff, K., Uggowitz, P. J.  
"Microstructural changes during reheating of semi-solid alloy AA6082 modified with barium"  
**The 6<sup>th</sup> International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys in Composites.** P.p. 367-372, Turim – Italy (2000)
- [Haga; 2002] - HAGA, T., Kapranos, P.  
"Simple rheocasting process"  
**Journal of Materials Processing Technology.** 130-131, p.p. 594-598 (2002)
- [Hirt; 2000] - HIRT, G.; Nohn, B.; Morjan, T.; Witulski, T.  
"O processo e os materiais empregados na tixofundição"  
**Revista Fundição e Serviço (FS).** Aranda Editora, n. 88, p.p. 22-33 (2000)
- [Ji; 2001] - JI, S., Fan, Z., Bevis, M. J.  
"Semi-solid processing of engineering alloys by a twin-screw rheomoulding process"  
**Materials Science and Engineering.** A299, p.p. 210-217 (2001)
- [Jung; 2000a] - JUNG, H. K., Kang, C. G.  
"Reheating process of cast and wrought aluminum alloys for thixoforging and their globularization mechanism"  
**Journal of Materials Processing Technology.** 104, p.p. 244-253 (2000)
- [Jung; 2000b] - JUNG, H. K.  
"The induction heating process of semi-solid aluminum alloys for thixoforging"

- and their microstructure evaluation”  
**Journal of Materials Processing Technology.** 105, p.p. 176-190 (2000)
- [Kang; 1997] - 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 Materials Processing Technology.** 66, p.p. 30-38 (1997)
- [Kapranos; 1996a] - KAPRANOS, P., Kirkwood, D. H., Sellars, C. K.  
 ”Thixoforming high melting point alloys into non-metallic dies”  
**Proceedings of the 4<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites.** p.p. 306-311, Sheffield – UK – June (1996)
- [Kapranos; 1996b] - KAPRANOS, P., Gibson, R. C., Kirkwood, D. K., Sellars, C. M.  
 ”Induction heating and partial melting of high melting point thixoformable alloys”  
**Proceedings of the 4<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites.** Sheffield – Inglaterra, p.p. 148-152 (1996)
- [Kapranos; 2000] - KAPRANOS, P., Ward, P. J., Atkinson, H. V., Kirkwood, D. H.  
 ”Near net shaping by semi-solid metal processing”  
**Materials & Design,** 21 p.p. 387-394 (2000)
- [Kim; 2000] - KIM, N. S., Kang, C. G.  
 ”An investigation of flow characteristics considering the effect of viscosity variation in the thixoforming process”  
**Journal of Materials Processing Technology.** 103, p.p. 237-246 (2000)
- [Kim; 2001] - KIM, S. W.; Kim, D. Y.; Kim, W. G.; Woo, K. D.  
 ”The study on characteristics of heat treatment of the direct squeeze cast 7075 Wrought Al alloys”  
**Materials Science and Engineering, A** 304-306, p.p. 721-726 (2001)
- [Kirkwood; 1996] - KIRKWOOD, D. H.  
 ”Semisolid processing of high melting point alloys”  
**Proceedings of the 4<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites.** p.p. 320-325, Sheffield – UK – June (1996)
- [Kopp; 1996] - KOPP, R.  
 ”Some current development trends in metal-forming technology”  
**Journal of Materials Processing Technology.** 60 p.p. 1-9 (1996)
- [Kopp; 2001] - KOPP, R., Neudenberger, D., Winning, G.  
 ”Different concepts of thixoforging and experiments for rheological data”  
**Journal of Materials Processing Technology.** 111 p.p. 48-52 (2001)
- [Lapkowski; 1998] - KAPKOWSKI, W.  
 ”Some studies regarding thixoforming of metal alloys”.  
**Journal of Materials Processing Technology.** 80-81. p.p. 463-468 (1998)
- [Lim; 1999] - LIM, S. C., Gupta, M., Ren, L., Kwok, J. K. M.  
 ”The tribological properties of Al-Cu/SiCp metal-matrix composites fabricated using the rheocasting technique”  
**Journal of Materials Processing Technology.** 89-96, p.p. 591-596 (1999)
- [Loué; 1995] - LOUÉ, W. R., Suéry, M.  
 ”Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si 7Mg alloys”  
**Materials Science and Engineering.** A203. p.p. 1-13 (1995)
- [Maki; 2002] - MAKI, S., Harada Y., Mori, K., Makino, H.  
 ”Application of resistance heating technique to mushy state forming of aluminum alloy”  
**Journal of Materials Processing Technology.** 125-126, p.p. 477-482 (2002)

- [Margarido; 2002] - MARGARIDO, M., Robert, M. H.  
"Influence of thermomechanical treatments on the production of rheocast slurries by partial melting"  
**Journal of Materials Processing Technology**. 5814, p.p. 19 (2002)
- [Martin; 1999] - MARTIN, C. L., Brown, S. B., Favier, D., Suéry, M.  
"Shear deformation of high solid fraction (>60) semi-solid Sn-Pb under various structures"  
**Materials Science and Engineering**. A202, p.p. 112-122 (1995)
- [Mc Lelland; 1997] - MC LELLAND, A. R. A., Henderson N. G., Atkinson, H. V., Kirkwood, D. H.  
"Anomalous rheological behavior of semi-solid alloy slurries at low shear rates"  
**Materials Science and Engineering**. A232, p.p. 110-118 (1997)
- [Mingard; 1998] - MINGARD, K. P., Alesxander, P. W., Langridge, S. J., Tomlinson, A. G., Cantor, B.  
"Direct measurement of spray from temperatures and the effect of liquid fraction on microstructure"  
**Acta Mater**. Vol 46, n° 10, p.p. 3511-3521 (1998)
- [Mullis; 1999] - MULLIS, A. M.  
"Growth induced dendritic bending and rosette formation during solidification in a shearing flow"  
**Acta Material**. Vol. 37, n° 6 p.p. 1783-1789 (1999)
- [Myhr; 2000] - MYHR, O. R., Grong, O.  
"Modelling of non-isothermal transformations in alloys containing a particle distribution"  
**Acta Material**. 48, p.p. 1605-1615 (2000)
- [Robert; 2001] - ROBERT, M. H., Adamiak, M.  
"Preliminary studies on the suitability of rheocast Al alloys for deep drawing"  
**Journal of Materials Processing Technology**. 109 p.p. 168-173 (2001)
- [Rosso; 2000] - ROSSO, M., Mus, C., Chiarmetta, G.  
"Liquid hot isostatic pressing process to improve properties of thixoformed parts"  
**Metallurgical Science and Technology**. Vol. 18, n° 2, p.p. 16-20 (2000)
- [Saito; 2001] - SAITO, N., Nakamura, T., Ohtani, T., Kuroki, M., Masuda, E., Idegomi, T.  
"The development of joint parts for automobile body by thixocasting"  
**JSAE Review**. 22, p.p. 29-38 (2001)
- [Sanders; 2001] - SANDERS, R. E.J.  
"Inovação de tecnologia nos produtos de alumínio"  
Jornal JOM, 53(2), p.p. 21-25 (2001)
- [Spim; 2000] - SPIM, J. A. S., Garcia, A.  
"Numerical analysis of solidification of complex shaped bodies: coupling of mesh elements of different geometries"  
**Materials Science and Engineering**, A 227, p.p. 198-205 (2000)
- [Steinhoff; 2000] - STEINHOFF, K., Gullo, G. C., Kopp, R., Uggowitzer, P. J.  
"A new integrated production concept for semi-solid high quality Al products"  
**Proceedings of the 6<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites**. G. L. Chiarmetta and M. Rosso, Eds, Turin – Italy, p.p. 121-127 (2000)
- [Synder; 2000] - SYNDER, V. A., Alkemper, J., Woorhees, P. W.  
"The development of spatial correlations during Ostwald ripening: a test of theory"  
**Acta Material**. 48, p.p. 2689-2701 (2000)
- [Synder; 2001] - SYNDER, V. A., Alkemper, J., Woorhees, P. W.  
"Transient Ostwald ripening and the disagreement between steady-state

- coarsening theory and experiment"  
**Acta Material.** 49 p.p., 699-709 (2001)
- [Tzimas; 1999] - TZIMAS, E. Zavaliangos, A.  
"Mechanical behavior of alloys with equiaxed microstructure in the semi-solid state at high solid content"  
**Acta Material.** Vol. 47, n° 2, p.p. 517-528 (1999)
- [Tzimas; 2000a] - TZIMAS, E., Zavaliangos, A.  
"Evolution of near-equiaxed microstructure in the semisolid state"  
**Materials Science and Engineering.** A289, p.p. 228-240 (2000)
- [Tzimas; 2000b] - TZIMAS, E., Zavaliangos, A.  
"A comparative characterization of near-equiaxed microstructures as produced by spray casting, magnetohydrodynamic casting and stress induced, melt aerated process"  
**Materials Science and Engineering.** A289, p.p. 217-227 (2000)
- [Uggowitzer; 2000] - UGGOWITZER, P. J.; Ogris, E.; Whalen, A.; Kraly A.  
"Semi-solid backward extrusion of Al 7075"  
6<sup>th</sup> Conf. Of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites – Turin – Ita (2000)
- [Vivès; 1989] - VIVÈS, C.  
"Effects of a magnetically forced convection during the crystallization in mould of aluminum alloys"  
**Journal of Crystal Growth.** 94, p.p. 739-750 (1989)
- [Vivès; 1994] - VIVÈS, C.  
"Crystallization of semi-solid magnesium alloys and composites in the presence of magnetohydrodynamic shear flows"  
**Journal of Crystal Growth.** 137, p.p. 659-662 (1994)
- [Wabusseg; 2000] - WABUSSEG, H., Kaufmann, H., Uggowitzer, P. J.  
"Adaptation of aluminium – foundry alloys for new rheocasting"  
**Proceedings of the 6<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites.** p.p. 27- 29, Turin – Italy (2000)
- [Ward; 1996] - WARD, P. J., Atkinson, H. V., Kirkwood, D. H., Starr, G.  
"Semi-solid processing of copper alloys for electric motor components"  
**Proceedings of the 4<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites.** p.p. 269-279, Sheffield – UK – June (1996)
- [Xia; 1998] - XIA, K., Tausi, G.  
"Liquid casting of a wrought aluminum alloy 2618 for thixoforming"  
**Material Science and Engineering.** A246, p.p. 1-10 (1998)
- [Yan; 2001] - YAN, X. Y.; Chang, Y. A.; Xie, F. Y.; Chen, S. L.; Zhang, F.; Daniel, S.  
"Calculated phase diagrams of aluminum alloys from binary Al-Cu multicomponent commercial alloys"  
**Journal of Alloys and Compounds,** 3210, p.p. 151-160 (2001)
- [Young; 2000] - YOUNG, K., Eisen, P.  
"SSM (semi-solid metal) technological alternatives for different applications"  
**Metallurgical Science and Technology.** Vol. 18, n° 2, p.p. 11-15 (2000)
- [Young; 2001] - YOUNG, L. S.; Hwan, L. J.; Seon, L. Y.  
"Characterization of Al 7075 alloys after cold working and heating in the semi-solid temperature range"  
**Journal of Materials Processing Engineering,** 111, p.p. 42-48 (2001)
- [Zhang; 2002] - ZHANG, B., Cui, J., Lu G.  
"Effect of low-frequency magnetic field on macro segregation of continuous casting aluminum alloys"  
**Materials Letters.** 4050 (2002)

- [Zoqui; 2001b] - ZOQUI, E. J., Roberto, M. H.  
"Contribution to the study of mechanisms involved in the formation of rheocast structure"  
**Journal of Materials Processing Technology.** 109, p.p. 215-219 (2001)
- [Zoqui; 2002] - ZOQUI, E. J., Paes, M., Sadiqi, E. Es.  
"Macro and microstructure analysis of SSM A356 produced by eletromagnetic stirring"  
**Journal of Materials Processing Technology.** 120, p.p. 365-373 (2002)

## Teses e Dissertações

- [Espinoza; 1999] - ESPINOZA, M. E. M.  
"Estudo de parâmetros no processo de forjamento semi-sólido de ligas de alumínio"  
**Tese de doutoramento.** Universidade Federal do Rio Grande do Sul – BR.
- [Heußem; 1997] - HEUßEM, J. M. M.  
"Untersuchungen zum materialverhalten von metallen in bereich der solidus temperatur"  
**Tese de doutoramento.** Shaker Verlag. Aachen – Alemanha (1991)
- [Veran; 1994] - VERAN, G. O.  
"Estudo e caracterização de Compósitos Al-Si-cinzas de carvão"  
**Tese de doutoramento.** PPGEM/UFRGS, (1994)
- [Vieira; 2003] - VIEIRA, M. C. B.  
"Caracterização da viscosidade aparente no estado semi-sólido e das propriedades mecânicas da liga 7075"  
Tese de Doutoramento – Departamento de Metalurgia – PPGEM – Escola de Engenharia – Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) – Porto Alegre – RS – Brasil, (2003)
- [Zoqui; 2001a] - ZOQUI, E. J.  
"Obtenção e caracterização de ligas Al-Si reofundidas"  
Tese de Livre Docência – Universidade Estadual de Campinas – SP – Brasil (2001)

## Livros

- [Bäckerud; 1991] - BÄCKERUD, L.  
"Solidification characteristics of aluminum alloys"  
Vol. 2, Foundry Alloys (1991)
- [Garcia; 2001] - GARCIA, A.  
"Solidificação: fundamentos e aplicações"  
**Livro Texto.** Editora da Unicamp – Campinas – SP – Brasil (2001)
- [Hatch;1984] - HATCH, J. E.  
"Aluminum properties and physical metallurgy"  
Editado pela ASM (1984)
- [Metals; 1985] - METALS HANDBOOK  
"Metallography and Microstructures"  
Volume 9, 5ª Edição (1985)
- [Metals; 1990] - METALS HANDBOOK  
"Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose material"  
Volume 2, 10ª Edição (1990)

## Manuais, Catálogos, Programas e Normas

- [ASTM; 1969] - Norma ASTM E 14-63 (Reaprovada em 1969)  
"Thermal Analysis of metals and alloys" (1969)
- [ASTM; 1988] - Norma ASTM E 112-88  
"Determining average grain size"  
Annual Book of ASTM Standards  
vol. 03.01. West Conshohocken, PA  
ASTM International p.p. 227-52 (1988)
- [ASTM; 1994] - Norma ASTM E 157  
"Practice of Assigning Crystallographic Phase Designations in Metallic Systems"  
Globalcustomer Service  
ASTM International (1994)
- [ChemSage; 1990] - ERIKSSON, Gunnar  
"ChemSage – a computer program for the calculation of complex chemical equilibria"  
**Metals Transactions B**, vol. 21B, p.p. 1013-1023 (1990)
- [Pechiney; 1997] - Manual Althix - Pechiney  
**WTEC – Hyper Librarian**. Março (1997)
- [SAD32; 1994] - Sistema de Aquisição de Dados (SAD32)  
Laboratório de Medições Mecânicas (DEMEC)  
Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS – Porto Alegre – RS –  
Brasil (1994)
- [UTHSCSA; 2002] - Programa de Análise de Imagens  
UTHSCSA – Image Tool for Windows, versão 3.0 (2002)
- [Wang; 2000] - WANG, I. S.  
"Manual básico: caracterização de ligas de alumínio refundidas"  
**DEF-FEM-Unicamp**. Sp – Brasil, Março (2000)

## **Anexo A**

### **Resultados dos Procedimentos Experimentais com a Liga AA7050**

Como já referido anteriormente, trabalhou-se com a liga AA7050 nos procedimentos experimentais deste trabalho para ajustar as condições de agitação mecânica com posterior reaquecimento indutivo.

Também procedeu-se alguns experimentos com reaquecimento indutivo dessa liga e, após utilizando o microscópio eletrônico de varredura e microsonda (MEV-EDS), fez-se imagens das microestruturas e estabeleceu-se composições comparativas com a microsonda.

Como a composição da liga tem valores muito próximos a da AA7075, pensou-se que os dados referentes a análise da composição qualitativa, que foram realizados em nove pontos entre o centro de um glóbulo ao centro de outro glóbulo, passando pelas fases líquidas solidificadas, poderia servir para mostrar o comportamento da rejeição e incorporação de solutos na liga em estudo nesse trabalho (AA7075).

A Figura A1 mostra uma micrografia feita em MEV, de uma amostra cilíndrica da liga AA7050, e não 7075 como indica a legenda, reaquecida à 590°C durante 10 minutos e resfriada em água.

A Figura A2, uma micrografia da mesma amostra (X800), indicando pontos da análise da microsonda, que percorreu nove pontos entre dois glóbulos.

A Figura A3 representa um esquema da distribuição dos pontos microsondados e a tabela com os dados das composições.

Percebe-se a rejeição do cobre para os contornos dos glóbulos em proporções maiores do que o zinco (Zn) e o magnésio (Mg).

A Figura A4 mostra a micrografia da estrutura dendrítica feita em MEV, da estrutura obtida pelo vazamento em areia verde a 720°C da liga AA7050.

A Figura A5, uma micrografia feita a partir do reaquecimento indutivo da mesma liga (7050) a 600°C, durante 10 minutos e resfriada em água.

As Figuras A6 e A7, micrografias feitas a partir de amostras de tarugos solidificados em água, depois da liga 7050 ser agitada mecanicamente 15 minutos (Figura A6), e após reaquecida indutivamente a 600°C durante 5 minutos (Figura A7).

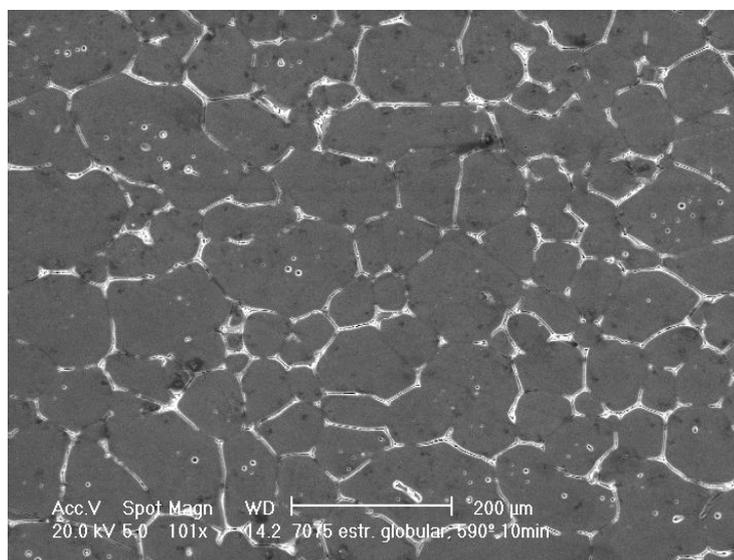


Figura A1. Micrografia feita em microscópio eletrônico de varredura (MEV) de uma amostra da liga 7050 (e não 7075 como indica a legenda), reaquecida a 590°C durante 10 minutos e resfriada em água. Ager 100X Ataque Keller.

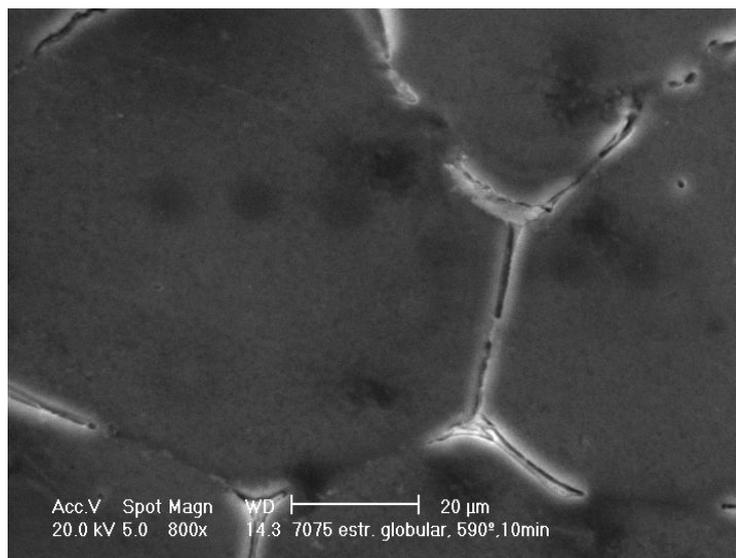


Figura A2. Micrografia interior indicando pontos da análise de microsonda (MEV-EDS), que percorreu nove pontos entre 2 glóbulos.

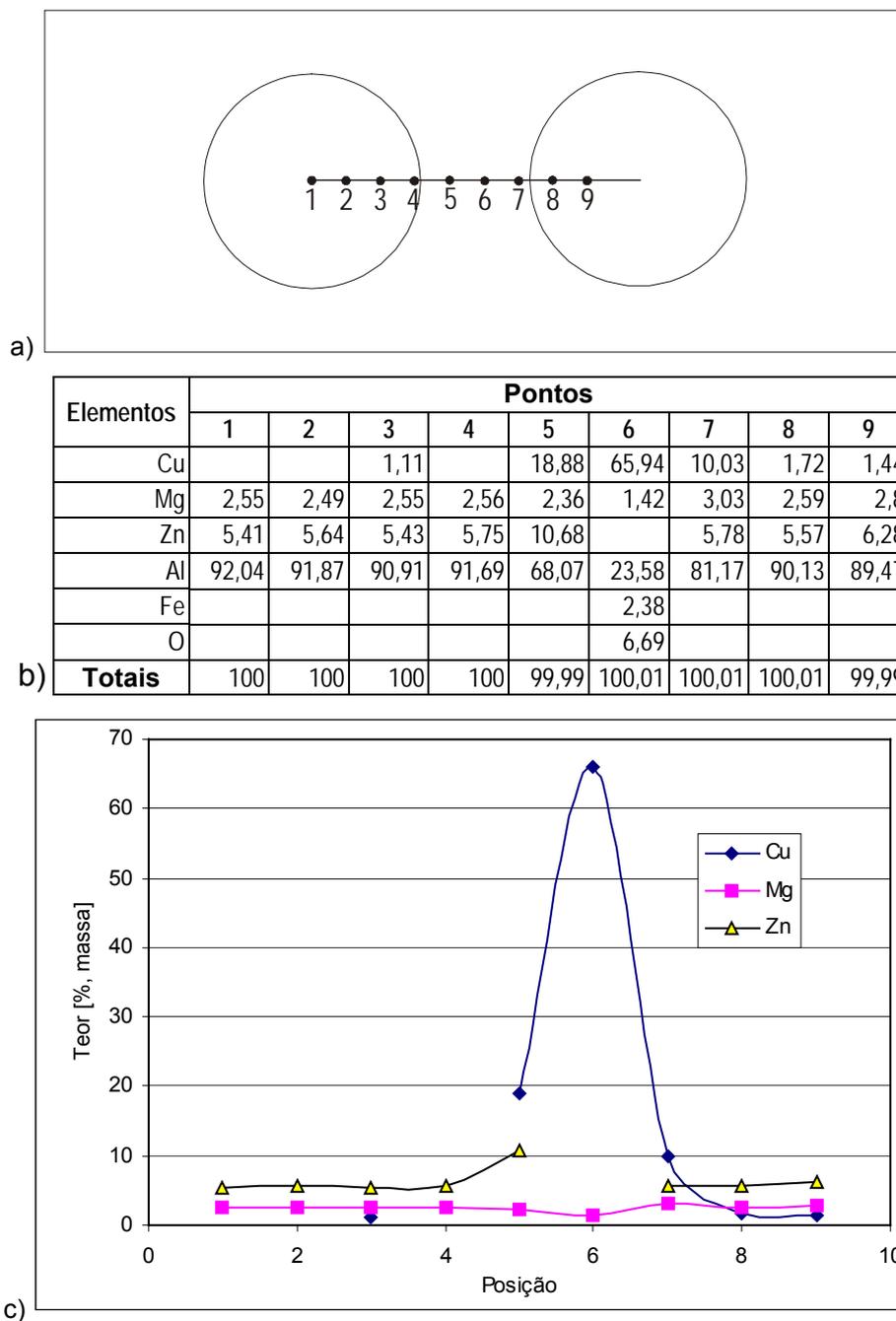


Figura A3. Dados composicionais relativos a liga AA7050.

A Figura A3 apresenta em a) um esquema da distribuição de nove pontos microsondados (MEV-EDS) da liga 7050 que fazem uma análise composicional qualitativa da rejeição de soluto com os valores apresentados na tabela b) e um gráfico que registra estas composições em c).

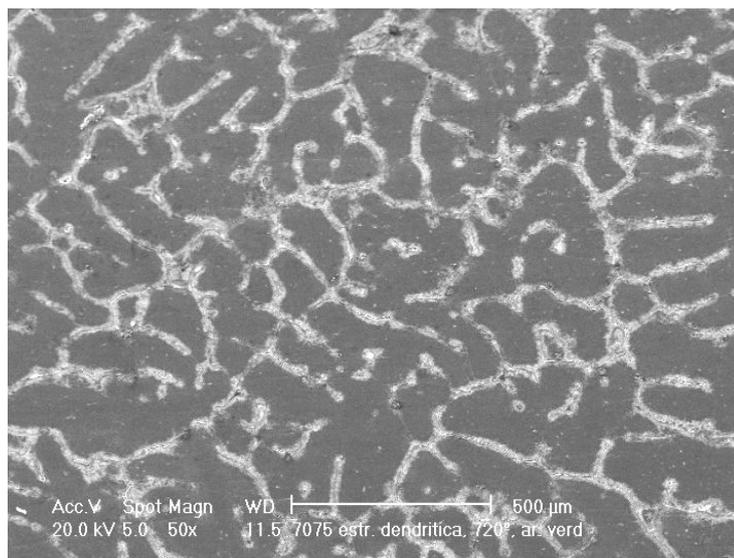


Figura A4. Micrografia mostrando uma estrutura dendrítica feita em MEV, da estrutura obtida pelo vazamento em molde de área verde a 720°C da liga 7050, 50X Ataque Keller.

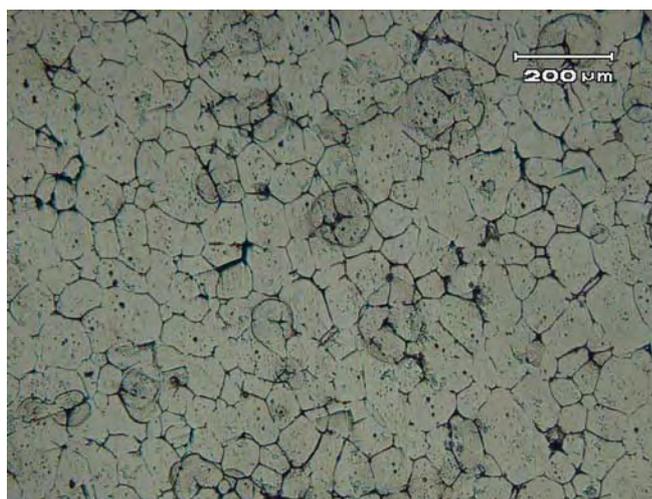


Figura A5. Micrografia da estrutura obtida a partir do reaquecimento indutivo da liga 7050 a 600°C, durante 10 minutos e resfriada em água, 100X Ataque Keller.

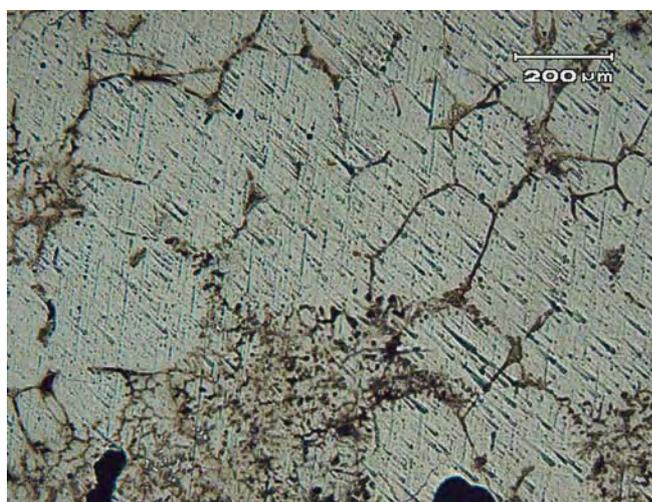


Figura A6. Micrografia da estrutura obtida após a solidificação de amostras da liga 7050 obtidas por agitação mecânica durante 15 minutos e resfriada em água, 100X Ataque Keller.

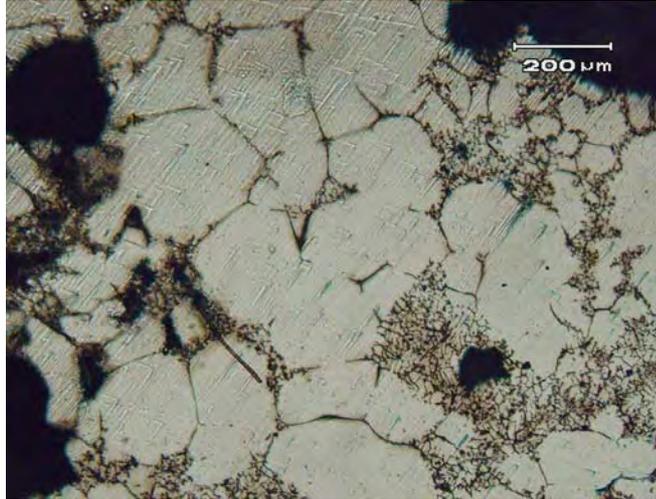


Figura A7. Micrografia da estrutura obtida após a solidificação da liga 7050 obtida por AM, durante 15 minutos e resfriada em água, seguido de aquecimento indutivo a 600°C, durante 5 minutos.