

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO F
TESE DEFENDIDA POR Wanderley Pella

E APROVAI

COMISSÃO JULGADORA EM 22/08/02

Maria Helena Robert

ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Estudo da Viabilidade de Tixoforjamento da Liga A2011 em Matrizes Não Metálicas

Autor: Wanderley Pella Junior

Orientadora: Maria Helena Robert

20030717B

33/2002

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

Estudo da Viabilidade de Tixoforjamento da Liga A2011 em Matrizes Não Metálicas

Autor: Wanderley Pella Junior

Orientadora: Maria Helena Robert

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Engenharia de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre de Engenharia Mecânica.

Campinas, 2002.

S.P. – Brasil

P363e	
EX	
COMBO BC/	52387
PROC.	16-124/03
C	<input type="checkbox"/>
D	<input checked="" type="checkbox"/>
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	13/03/03
1º CPD	

CM00180703-B

13 10 284293

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

P363e Pella Junior, Wanderley
Estudo da viabilidade de tixoforjamento da liga A2011 em matrizes não metálicas / Wanderley Pella Junior.--Campinas, SP: [s.n.], 2002.

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

1. Alumínio. 2. Conformação de alumínio. 3. Ferramentas. 4. Forjamento. 5. Matrizes (Trabalhos em metal). I. Robert, Maria Helena. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Estudo de Viabilidade de Tixoforjamento
da Liga A2011 em Matrizes Não Metálicas**

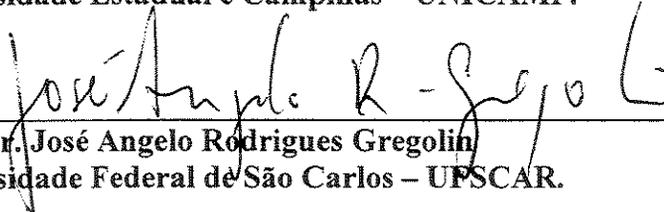
Autor: Wanderley Pella Jr.
Orientadora: Maria Helena Robert



Prof.^a. Dr.^a. Maria Helena Robert, Presidente.
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP.



Prof. Dr. Olívio Novaski.
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP.



Prof. Dr. José Angelo Rodrigues Gregolin
Universidade Federal de São Carlos – UFSCAR.

Campinas, 22 de agosto de 2002.

Dedicatória:

Dedico este trabalho aos meus pais, Wanderley e Marlene, pelo amor e dedicação aos filhos. Ao meu primeiro mestre de conformação mecânica, meu pai, que com sua arte de funileiro de automóveis me inspirou e me apoiou desde os primeiros e longos passos até aqui.

À Dra. Maria Helena Robert, pela orientação, amizade e confiança abrindo caminhos em minha jornada.

Aos amigos por todo apoio e incentivo de sempre.

Agradecimentos:

Este trabalho não poderia ter sido concluído sem o apoio de diversas pessoas e instituições às quais apresento meus agradecimentos:

À FEM - Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, especialmente aos departamentos DEF – Departamento de Engenharia de Fabricação e DEMA – Departamento de Engenharia de Materiais, pelo apoio técnico e infra-estrutural.

À CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior, pelo apoio financeiro.

A todos os professores, técnicos e colegas destes departamentos que de forma direta ou indireta colaboraram para a realização deste trabalho.

E por fim, agradeço a Deus e à Natureza.

“Só existem dois dias do ano sobre os quais nada pode ser feito...

Um deles se chama ontem e o outro é o amanhã.

Portanto, hoje é o dia certo para você amar, sonhar, ousar, produzir e acima de tudo acreditar.

A vida começa todos os dias...”

Érico Veríssimo.

Sumário

Resumo	xí
Abstract	xii
Lista de Figuras	xiii
Lista de Tabelas	xx

Capítulo 1 – Introdução e Objetivos

1.1) Introdução	01
1.2) Objetivos	07

Capítulo 2 – Fundamentos Teóricos

2.1) Princípios de Reofundição e Tixoconformação	09
2.1.1) Caracterização Metalúrgica de Pastas Reofundidas.....	11

2.1.2)	Reologia de Ligas Reofundidas no Estado Semi-Sólido.....	14
2.2)	Produção de Pastas Reofundidas – Matéria Prima Para a Tixoconformação.....	23
2.2.1)	Processos de Reofundição a Partir da Liga Líquida	23
2.2.2)	FPC – Fusão Parcial Controlada de Sólidos.....	26
2.3)	O Estado da Arte da Tixoconformação.....	31
2.3.1)	Tixoforjamento, Processo, Ferramentas e Produtos.....	36

Capítulo 3 – Procedimentos Experimentais

3.1)	Caracterização Inicial da Matéria Prima	42
3.1.1)	Composição Química	43
3.1.2)	Diagrama de Fases Al-Cu.....	44
3.1.3)	Caracterização do Intervalo de Solidificação.....	45
3.2)	Produção de Tarugos Para o Tixoforjamento.....	49
3.2.1)	Obtenção de Lingotes Ultra Refinados.....	49
3.2.2)	Obtenção dos Tarugos Reofundidos.....	52
3.3)	Testes de Tixoforjamento.....	53
3.3.1)	Ferramental de Tixoforjamento Utilizado.....	53
3.3.2)	Matrizes e Punções para o Tixoforjamento.....	55
3.3.3)	Condições de Tixoforjamento Testadas.....	60
3.3.4)	Descrição da Operação Típica de Tixoforjamento.....	61

3.4) Técnicas de Análise dos Resultados	63
3.4.1) Lingotes de Estrutura Refinada.....	63
3.4.2) Tarugos Reofundidos.....	64
3.4.3) Peças Tixoforjadas.....	65

Capítulo 4 – Resultados e Discussões

4.1) Tarugos Ultra Refinados e Reofundidos	67
4.2) Resultados dos Testes de Análise de Viabilidade de Tixoforjamento em Matrizes de Areia	75
4.2.1) Tixoforjamento no Conjunto M1/P1	75
4.2.2) Tixoforjamento no Conjunto M2/P2	78
4.2.3) Tixoforjamento no Conjunto M3/P2	81
4.2.4) Tixoforjamento no Conjunto M4/P3 (01).....	83
4.2.5) Tixoforjamento no Conjunto M4/P3 (02).....	85
4.2.6) Tixoforjamento no Conjunto M5/P4	87
4.2.7) Tixoforjamento no Conjunto M6/P4 (01).....	89
4.2.8) Tixoforjamento no Conjunto M6/P4 (02).....	91
4.2.9) Tixoforjamento no Conjunto M6/P4 (03).....	93
4.2.10) Tixoforjamento no Conjunto M7/P4 (01).....	95

4.2.11) Tixoforjamento no Conjunto M7/P4 (02).....	97
4.3) Discussão dos Efeitos de Parâmetros de Tixoforjamento e Tipos de Matrizes na Possibilidade de Tixoforjamento.....	98
4.4) Microestrutura dos Produtos Tixoforjados.....	105
4.5) Discussão dos Efeitos dos Parâmetros de Tixoforjamento na Microestrutura dos Produtos Tixoforjados.....	127
4.6) Dureza os Produtos Tixoforjados.....	132

Capítulo 5 – Conclusões e Sugestões Para Trabalhos Futuros

5.1) Conclusões.....	134
5.2) Sugestões Para Trabalhos Futuros.....	137
Referências Bibliográficas.....	138

Resumo

PELLA Jr, Wanderley; *Estudo da Viabilidade de Tixoforjamento Liga A2011 em Matrizes Não Metálicas*; Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2002. 144 p. Dissertação de Mestrado.

O trabalho apresenta uma análise de viabilidade da utilização de materiais refratários e métodos de baixo custo, como areia aglomerada com resina fenólica ou com cimento comum, além de diferentes tipos e revestimentos refratários, na construção de matrizes e punções para o tixoforjamento da liga A2011 no estado semi-sólido. A geometria do produto foi escolhida de modo a dificultar o preenchimento da cavidade, contendo ângulos retos sem alívio para o escoamento do material semi-sólido. A matéria prima para o tixoforjamento foi produzida por fusão parcial controlada de estrutura ultra-refinada. Testes de tixoforjamento com as matrizes não metálicas foram realizados em diferentes condições de processo, buscando os parâmetros viáveis para obtenção de produtos com qualidade aceitável. Os resultados obtidos mostram a possibilidade da utilização dos referidos materiais na construção do ferramental para o tixoforjamento da liga A2011, adequando-se os parâmetros do processo em níveis relativamente inferiores de temperatura da cavidade (entre 330° C e 380° C) e de força aplicada (em torno e 130 kN) quando comparados com a utilização de matrizes de aço (630° C e 270 kN respectivamente). A microestrutura dos produtos tixoforjados mostra glóbulos equiaxiais em todo seu volume (tamanho médio de glóbulos entre 55 µm e 160 µm), além da segregação do líquido para as extremidades do produto, o que acarreta um aumento na dureza do material nesta região.

Palavras chave:

Tixoconformação, tixoforjamento, Alumínio, Matriz.

Abstract

PELLA Jr, Wanderley; *Study on Realization of Thixoforging of A2011 Alloy in Non Metallic Dies*; Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2002. 144 p. Dissertação de Mestrado.

The work presents an analysis of the viability of using refractory materials and low cost techniques, like phenol resin bound sand and cement bound sand, besides different refractory coatings, in the construction of tools (dies and punches) for forging the A2011 alloy in the semi-solid state (thixoforging). Die geometry was chosen to impose particularly difficult filling, in order to test the semi-solid slurry ability to flow. Semi-solid raw material was produced by a simple and practical method, however resulting in slurries with appropriate rheological properties, by partial melting of ultra-refined as-cast structures. Such structures were obtained by association of grain refiner addition and thermal effects during solidification. Thixoforging tests using non-metallic tools were performed in different process conditions, searching for viable parameters to obtain acceptable product quality. Results show the possibility of using the above mentioned materials for tools construction for forming in the semi-solid state. Results on analysis of the process parameters for thixoforging A2011 alloy show that best products are obtained when temperatures in the die ranges from 330 to 380°C and applied forces are in the order of 130kN, for the specific chosen geometry. These values, both related to die temperatures and required forces are significantly lower than the required die temperature and applied forces when using steel tools, for the same product (respectively 630°C and 270kN). Microstructures of thixoforged products present equiaxial Al- α phase throughout the product volume, with globule size ranging from 55 to 160 μ m. Liquid segregation towards the flowing front was observed during filling of the die, leading to increase in hardness in the edges of the product.

Key words:

Thixoforging, Thixoforging, Aluminium, Tools.

Lista de Figuras

- 2.1- Microestrutura da liga Al-4,5%Cu; a: solidificada convencionalmente;
b: reofundida sob agitação mecânica (15 min., 1500 rpm, 630° C), [Melo,2000].....11
- 2.2- Ilustração esquemática da evolução estrutural durante solidificação sob vigorosa
agitação, [Flemings, 1991].....12
- 2.3- Viscosidade aparente \times fração sólida da liga Sn-15%Pb; a) em resfriamento contínuo
lento (0,33° C/min) sob quatro diferentes taxas de cisalhamento (110, 230, 350 e 750 seg^{-1});
b) em resfriamento contínuo rápido (25° C/min) sob duas diferentes taxas de cisalhamento (230 e
750 seg^{-1}). [Joly et al, 1976].....17
- 2.4- Estrutura formada pela colisão e coalescência; a) rosetas; b) esferóides.
[Flemings,1990].....18
- 2.5- Variação da Tensão de Cisalhamento quando se altera a taxa de cisalhamento na liga
Sn-15%Pb reofundida em diferentes frações sólidas; a) de 200 para 800 seg^{-1} ;
b) de 200 para 50 seg^{-1} ; [Peng et al,1996].....20

2.6-	Modelo qualitativo descrevendo a evolução estrutural após o incremento ou decremento da taxa de cisalhamento. [Quaak et al, 1996].....	21
3.1-	a) Diagrama de fases Al-Cu; b) Destaque da liga utilizada.....	44
3.2-	Curva de resfriamento da liga Al-5,3% Cu; [Rovira, 2001].....	45
3.3-	Curva de análise térmica diferencial (ATD) da liga Al-5,3%Cu;[Rovira 2001].....	46
3.4-	Ampliação dos picos da curva obtida como resultado da análise térmica diferencial da liga Al-5,3% Cu, velocidade de aquecimento/resfriamento 5 °C/min.; a: pico endotérmico; b: pico exotérmico; [Rovira, 2001].....	48
3.5-	Ilustração do processo de obtenção de tarugos de estrutura ultra refinada.....	51
3.6-	Geometria do punção (a) e matriz (b) projetados e construídos para os testes de tixoforjamento (medidas em milímetros).....	55
3.7-	Ilustração das etapas de tixoforjamento.....	62
3.8 –	Ilustração do plano observado nas micrografias do tarugo reofundido.....	64
3.9-	Ilustração do plano observado nas micrografias da peça reofundida.....	65
4.1-	Microestrutura da liga A2011 submetida a ultra refino; a: Detalhe dos contornos de grãos; b: Detalhe sob efeito de filtros de luz evidenciando a microsegregação do Cu.....	68
4.2-	Micrografias típicas das regiões indicadas do tarugo reofundido.....	70
4.3-	Micrografias típicas das distintas regiões indicadas do tarugo reofundido; a: topo lateral; b: topo central; e: centro lateral; f: centro; m: base lateral; o: base central.....	72

4.4-	Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M1/P1.....	76
4.5-	Matriz tipo M1; a: Vista superior; b: Detalhe da fratura após o teste.....	77
4.6-	Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M1/P1; a: Vista de topo; b: Vista lateral.....	77
4.7-	Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M2/P2.....	79
4.8-	Matriz tipo M2 após ensaio; a: Ruptura; b: Detalhe interno da cavidade.....	80
4.9-	Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M2/P2; a: Vista de topo; b: Vista lateral.....	80
4.10-	Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M3/P2; a: Vista de topo; b: Vista lateral.....	82
4.11-	Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M4/P3 (01).....	84
4.12-	Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M4/P3 (01); a: Vista de topo; b: Vista lateral.....	85
4.13-	Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M4/P3 (02).....	85
4.14-	Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M4/P3 (02); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista inferior central; d: Vista inferior braço.....	86

4.15- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M5/P4.....	88
4.16- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M4/P3 (02); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista lateral central; d: Vista inferior central.....	89
4.17- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M6/P1 (01); a: Vista de topo; b: Vista lateral.....	91
4.18- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M6/P4 (02).....	92
4.19- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M6/P4 (02); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista de topo braço; d: Vista inferior braço.....	92
4.20- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M6/P4 (03).....	93
4.21- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M6/P4 (03); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista inferior; d: Vista lateral centro; e: Vista topo braço; f: Vista inferior braço.....	94
4.22- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M7/P4 (01).....	95
4.23- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M7/P4 (01); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista inferior; d: Vista lateral braço.....	96
4.24- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M7/P4 (02).....	97

4.25- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M7/P4 (02); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista inferior; d: Vista de topo braço.....	98
4.26- Diagrama geral dos resultados obtidos em testes de viabilização do tixoforjamento da liga A2011 em matrizes não metálicas.....	99
4.27- Gráfico da força em função do tempo no tixoforjamento típico.....	101
4.28- Micrografias das regiões típicas da peça produzida pelo conjunto M5/P4; F _{máx} =130 kN; T _{cavidade} = 330° C; t _{reof} =15 min.....	106
4.29- Micrografias das regiões típicas da peça produzida pelo conjunto M6/P4 (2); F _{máx} =130 kN; T _{cavidade} = 380° C; t _{reof} =15 min.....	107
4.30- Micrografias das regiões típicas da peça produzida pelo conjunto M6/P4 (3); F _{máx} =100 kN; T _{cavidade} = 380° C; t _{reof} =15 min.....	108
4.31- Micrografias das regiões típicas da peça produzida pelo conjunto M7/P4 (2); F _{máx} =130 kN; T _{cavidade} = 360° C; t _{reof} =30 min.....	109
4.32- Micrografias típicas da região I dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	113
4.33- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região I dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	114
4.33- Micrografias típicas da região II dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	116

4.35- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região II dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	117
4.36- Micrografias típicas da região III dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	119
4.37- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região III dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	120
4.37- Micrografias típicas da região IV dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	121
4.39- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região IV dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	123
4.40- Micrografias típicas da região V dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	124
4.41- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região V dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	126
4.42- Variações de tamanho médio de glóbulos e seus desvios padrão nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.....	128
4.43- Variações de fração sólida nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.....	130

4.44- Variações de dureza Brinell cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011
tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.....133

Lista de Tabelas

3.1-	Composição química da liga A2011.....	43
3.2-	Relação das matrizes e punções utilizados nos testes de tixoforjamento.....	59
3.3-	Condições de tixoforjamento testadas.....	60
4.1-	Valores médios de tamanho de glóbulos (ϕ) e seus respectivos desvios padrão (δ) e valores de fração sólida (fs) observados em cada região indicada no tarugo reofundido.....	73
4.2-	Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão (δ) e fração sólida na região I dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	114
4.3-	Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão (δ) e fração sólida na região II dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	117

4.4-	Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão (δ) e fração sólida na região III dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	120
4.5-	Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão (δ) e fração sólida na região IV dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	123
4.6-	Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão (δ) e fração sólida na região V dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).....	125
4.7-	Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão (δ) nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.....	127
4.8-	Valores de fração sólida (fs) nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.....	129
4.9-	Valores de dureza Brinell (HB) nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.....	132

Capítulo 1

Introdução e Objetivos

1.1) Introdução

O Processamento de Semi-Sólidos (PSS) constitui um paradigma, no qual a forma como se trabalha o material difere substancialmente dos processos convencionais de fundição onde o material é trabalhado em seu estado líquido, ou dos processos convencionais de conformação onde o material é trabalhado em seu estado sólido. Inovações que envolvem mudanças significativas de conceitos já solidamente incorporados levam algum tempo para serem absorvidas por sistemas produtivos.

A proposta do PSS causa significativas mudanças na forma de pensar no processamento de metais; ademais, mudanças nos equipamentos já instalados nas plantas produtivas podem ser um obstáculo para a aceitação de novos processos. No entanto, a assimilação do novo conceito é puramente uma questão de tempo, quando realmente as mudanças propostas oferecem vantagens inovadoras.

Inicialmente, o novo conceito é apenas uma novidade, uma curiosidade, capaz de despertar o interesse e o entusiasmo de uma pequena parcela da sociedade. Segue-se então o estágio de contestações, no qual durante um período os entusiastas que acreditam na nova idéia trabalham assiduamente na viabilização do novo processo; mas, por outro lado, uma parte da comunidade, mais realista e menos entusiasmada, enumera diversas razões pelas quais a inovação pode não funcionar. Neste segundo estágio, os menos entusiasmados ganham e as contestações predominam.

Mas num terceiro estágio, quando o processo já está mais fundamentado, ocorre a aceitação pela comunidade, mais pessoas conhecem os benefícios oferecidos pelo novo processo e então o assunto acaba evoluindo com mais facilidade. O estágio da aceitação é seguido finalmente pelo estágio da comercialização do processo, onde é implementado, refinado, e totalmente adaptado às necessidades da comunidade [Apelian, 2000].

A competitiva indústria mundial de manufatura busca maneiras de obter componentes de baixo custo, ótima qualidade e com facilidades de processamento. Em comunidades industrialmente mais desenvolvidas, como EUA, Europa e Japão, o PSS tem sido empregado na confecção de componentes metálicos de complexas geometrias, fabricados com o mínimo de etapas de processamento, produzindo peças com dimensões muito próximas do produto final (*near net shape*).

Inovadores processos de fabricação estão em constante desenvolvimento para a conformação de semi-sólidos, atendendo as mais diversas necessidades da indústria aeroespacial, automobilística e militar entre outras, assim como aplicações na produção de conectores elétricos, tubulações e componentes para sistemas hidráulicos.

O comportamento tixotrópico, peculiar das ligas metálicas semi-sólidas sob condições específicas de morfologia, foi descoberto durante o desenvolvimento da tese de doutorado de Spencer [1972] no “MIT - Massachusetts Institute of Technology”; tal descoberta vem promovendo o desenvolvimento de inovadores processos de conformação.

O PSS teve início quase que acidentalmente. Spencer observou, durante seus experimentos de investigação da formação de trincas em ligas metálicas durante a solidificação, que sob ação de agitação mecânica, as ligas metálicas mantêm sua viscosidade relativamente baixa mesmo com altas frações sólidas, caracterizando um comportamento tixotrópico em determinadas condições.

Originou-se então a idéia de conformação de peças metálicas utilizando-se baixos níveis de tensões mecânicas para o processamento, possibilitados pela baixa viscosidade das ligas naquela condição, que seriam capazes de reproduzir complexas geometrias e com dimensões muito próximas do produto final (*near net shape*).

Novos campos de estudo surgiram e promissoras tecnologias desenvolveram-se. Os novos processos de conformação utilizando ligas semi-sólidas ficaram conhecidos como tixoconformação e o processo de produção da pasta semi-sólida de reofundição e estão se tornando importantes no panorama da indústria mundial, particularmente na indústria automobilística, onde a redução de custos, otimização do processo produtivo e economia de energia na produção de componentes leves e de boa qualidade, capazes de contribuir com a redução de peso dos automóveis aumentando seu desempenho e reduzindo o consumo de combustível, é um fator determinante de sucesso.

O trabalho com metais é uma histórica arte de mais de dez mil anos e até o momento todos os processos utilizados para dar forma aos metais têm sido feitos com o metal totalmente líquido como na fundição, ou totalmente sólido como no forjamento, estampagem, extrusão, usinagem e até mesmo na sinterização, que utiliza o metal sólido em forma de pequenas partículas compactadas e posteriormente sinterizadas. A conformação de semi-sólidos ou reofundição, é um processo historicamente inovador, um grande avanço na maneira de pensar na conformação de metais.

Segundo M. Flemings, em 1996 em uma publicação no “The MIT News Office, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge” intitulada “MIT Metals Process Takes Form in Auto Industry”:

“Nós descobrimos uma maneira totalmente nova de conformar metais, que abre inúmeras possibilidades tanto para os fabricantes quanto para os usuários de componentes metálicos assim como para a indústria automobilística.”

O comportamento reológico de pastas reofundidas torna a sua utilização interessante em qualquer processo que envolva a aplicação de tensões, quer seja a conformação por fundição quer seja conformação por processos mecânicos como forjamento ou extrusão. O processamento semi-sólido compete com ambos os grupos tradicionais de conformação, os que utilizam a matéria prima no estado líquido e aqueles que utilizam a matéria prima no estado sólido, devido a dois principais fatores: a possibilidade de manuseio de pastas contendo razoáveis quantidades de líquido (o material mantém, em repouso, a integridade para significativas frações líquidas internas) e ao escoamento com reduzida viscosidade e, portanto, reduzidos valores de resistência à deformação.

Importantes vantagens tecnológicas na fundição semi-sólida podem ser citadas, uma das mais importantes é o preenchimento não turbulento dos moldes, resultado da alta e controlável viscosidade do material reofundido [Hirt, 2000]. Esta característica elimina a inclusão de bolhas de ar ou gases na peça produzida por fundição sob pressão, problema comum no processamento convencional com líquido, resultando em peças de alta integridade e de propriedades mecânicas superiores.

Pode-se também destacar a sensível redução de porosidade decorrente da mínima contração na solidificação do material semi-sólido devido à reduzida fração líquida, quando comparado com a fundição convencional. A fundição de semi-sólidos ainda apresenta menores níveis de energia térmica, uma vez que o material é processado em menores temperaturas, em comparação aos processos convencionais, resultando em menor fadiga no ferramental. O manuseio da matéria-prima semi-sólida, que apresenta um comportamento semelhante ao sólido quando não sofre ação de tensões cisalhantes, viabilizando a automação logística do processo também merece destaque.

A menor contração de solidificação no processamento de semi-sólidos permite melhor acabamento das peças que são produzidas com dimensões muito próximas do produto final, possibilitando a redução de operações subsequentes, produzindo peças capazes de atender rigorosos padrões de qualidade no que se refere à resistência mecânica assim como à estabilidade dimensional do processo [Atkinson et al, 2000].

Embora já existam aplicações industriais amplamente divulgadas da utilização da tecnologia do PSS, esta tem encontrado sua máxima expressão em processos de fundição sob pressão na produção de peças, na maioria de ligas de alumínio para a indústria automotiva, onde as vantagens do uso de materiais refundidos tem sido fortemente salientadas, principalmente na fabricação de componentes cujo requisito de estanqueidade seja rigoroso [Chiarmetta, 2000; Winterbottom, 2000].

No campo da conformação mecânica, a tecnologia semi-sólida tem sido assunto de trabalhos acadêmicos que apontam sua potencialidade de aplicação, sem, no entanto, ter ainda encontrado resposta à altura por parte do setor produtivo.

A literatura especializada apresenta estudos mostrando a possibilidade de conformação mecânica, por forjamento, de refundidos de ligas de alumínio, centrados na observação de que menores forças são requeridas quando comparadas com a conformação sólida.

Rovira [2000] mostrou que produtos tixoforjados de boa qualidade podem ser produzidos com pressões aplicadas significativamente inferiores às requeridas no forjamento sólido convencional. Seus resultados mostraram que dada a elevada fluidez de pastas refundidas, produtos com geometrias mais complexas podem ser fabricados em uma só operação de forjamento. O trabalhos ainda mostraram que as geometrias de matrizes no forjamento semi-sólido podem ser significativamente simplificadas, não exigindo artifícios que facilitem o escoamento do material, como é o caso do forjamento no estado sólido.

Os resultados obtidos até o momento em operações de tixoforjamento mostraram que, embora estruturas altamente isotrópicas e refinadas sejam obtidas com produtos tixoforjados, resultando em produtos com boas propriedades mecânicas, há separação de líquido e sólido durante a conformação, o que ocasiona gradientes de composição no produto e alguma heterogeneidade na estrutura. Esta separação parece ser reduzida com o aumento da velocidade de conformação imposta [Kang, 2001].

As vantagens previsíveis de uma conformação no estado semi-sólido por processos de forjamento, conseqüências da alta conformabilidade do material neste estado, justificam e mesmo solicitam a necessidade de aprofundamento das investigações na área, visando um maior conhecimento que permita o mais amplo aproveitamento prático de tais vantagens.

As significativas reduções de pressões envolvidas, aliadas à possibilidade de simplificação da geometria dos moldes, por exemplo, levantam a possibilidade de conformação com moldes ou matrizes de menor resistência mecânica, de mais fácil confecção e de menores custos que os atuais moldes ou matrizes metálicas, utilizando-se materiais refratários, por exemplo.

A exploração de materiais para a confecção de matrizes para a tixoconformação, alternativos aos usualmente utilizados na conformação convencional, como os aços de alta resistência à fadiga térmica e mecânica, ainda é bastante deficiente e inconclusiva.

Lugscheider et al [2000], relatou a utilização de diversos materiais como aços ferramenta para trabalho a quente, ligas de alto ponto de fusão (molibdênio TZM), cerâmicas com alta capacidade para suportar choques térmicos, além e ligas de cobre, para a construção e ferramentas para a tixoconformação de metais. Tais materiais foram experimentados levando-se em conta sua resistência mecânica, condutividade térmica e resistência à oxidação, obtendo-se em todos os casos, bons resultados.

A significativa redução de custos de capital e operacionais que o tixoforjamento representa em relação ao forjamento no estado sólido, uma vez que equipamentos menos robustos e menor energia é consumida na conformação do semi-sólido, aliada ao potencial representado pela possibilidade de utilização de matrizes não metálicas de reduzido custo e de fácil confecção, levam à necessidade de aprofundamento das investigações objetivando um maior domínio da tecnologia da tixoconformação.

O presente trabalho se dedica a explorar o aspecto do tixoforjamento relacionado ao material do ferramental, analisando a possibilidade de forjamento da liga A2011 no estado semi-sólido reofundido, em matrizes de areia.

Os poucos trabalhos apresentados na literatura sobre investigações na utilização de matrizes não metálicas, conforme apresentados no Capítulo 2, apresentam forte caráter tecnológico e com resultados inconclusivos. Não foram detectados na literatura especializada estudos mais aprofundados sobre o tema, o que justifica o presente estudo.

1.2) Objetivos

É objetivo deste trabalho contribuir com a tecnologia do processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido reofundido, ao se propor analisar a viabilidade do tixoforjamento da liga A2011 em matrizes fabricadas com materiais não metálicos, mais especificamente areia de fundição, utilizando-se de métodos de baixo custo.

Serão analisados diferentes tipos de materiais para a matriz, como areia aglomerada com resina fenólica de cura a frio em diferentes teores na mistura de moldagem e areia aglomerada com cimento comum, além de revestimentos de alumina aglomerada com resina fenólica em cimento refratário.

Os parâmetros de controle do processo a serem investigados serão a temperatura da matriz e força aplicada necessárias ao total preenchimento da matriz, buscando a melhor solução, do ponto de vista da matriz, em termos de facilidade de confecção, resistência mecânica e térmica, e, do ponto de vista do produto, da obtenção de produtos de qualidade aceitável, considerando-se as condições experimentais e artesanais de construção do ferramental refratário.

Os produtos tixoforjados serão analisados em termos de microestrutura e dureza, buscando a observação da ocorrência de segregação do líquido na frente de escoamento durante o processo de conformação.

Os resultados obtidos no trabalho serão comparados com resultados da literatura (Rovira, 2000), para o tixoforjamento da liga A2011 em matrizes metálicas, visando a análise da viabilidade e oportunidade da utilização de matrizes de areia neste tipo de processamento.

Os objetivos específicos do trabalho podem ser reunidos nos itens:

- analisar a possibilidade de forjamento da liga A2011 no estado reofundido semi-sólido em matrizes não metálicas, em diferentes condições operacionais (temperatura e material da matriz);
- observar a influência dos parâmetros de processo (temperatura e material da matriz) nas pressões necessárias ao tixoforjamento, no preenchimento da cavidade da matriz e na qualidade do produto tixoforjado, apenas no que se refere à aparência geral do acabamento superficial;

- caracterizar metalurgicamente (microestrutura, segregação e dureza) o produto tixoforjado;
- comparar resultados obtidos no tixoforjamento em matrizes metálicas e não metálicas (mesmo produto, resultados de tixoforjamento em matriz metálica da literatura).

Capítulo 2

Fundamentos Teóricos

Nos itens que se seguem são apresentados alguns conceitos básicos para o entendimento dos fenômenos metalúrgicos ocorridos com o material semi-sólido em processamento, assim como um breve histórico da arte.

2.1) Princípios de Reofundição e Tixoconformação

Spencer [1972], observou pioneiramente que, durante a solidificação da liga Sn-15%Pb sob ação de forças cisalhantes, a liga mantinha uma baixa viscosidade mesmo quando havia uma significativa fração solidificada. Seu experimento consistia em manter a liga fundida em um viscosímetro de Couette, composto de uma câmara cilíndrica rotativa contendo um eixo fixo no seu centro, e então iniciar a solidificação da liga a distintas taxas de resfriamento e de deformação, observando a formação e desenvolvimento de trincas por contração durante a solidificação. Entretanto, curiosamente notou que a viscosidade da liga em solidificação nestas condições apresentara um comportamento particular muito interessante, mantendo elevada fluidez, (10 poise ou 1Pa s, viscosidade esta similar a de óleos de máquinas), mesmo para altas frações sólidas presentes na pasta.

Além disto, descobriu que as pastas apresentavam comportamento tixotrópico, no qual a sua viscosidade aparente é dependente da taxa de cisalhamento a que é submetida e do seu tempo de aplicação. Entretanto, se mantida em repouso, livre de agitação, torna-se mais e mais enrijecida e viscosa (consistência de manteiga rígida). Se agitada novamente retorna à situação de reduzida viscosidade. Este comportamento reológico reversível é característico de fluidos tixotrópicos como por exemplo, tintas.

Spencer mostrou que o efeito das forças cisalhantes sobre a liga em solidificação faz sua natural formação dendrítica romper-se, e as partículas sólidas remanescentes deste processo de rompimento dendrítico ficam suspensas no líquido em movimento.

Mantendo-se a temperatura da liga num valor intermediário entre as linhas *solidus* e *liquidus*, estas partículas sólidas suspensas no líquido e que “sobrevivem” ao balanço energético do sistema, tendem a assumir uma geometria aproximadamente esférica, ou globular, por efeito da necessidade da redução da tensão superficial do glóbulo cristalino.

Esta morfologia globular da fração sólida da liga em solidificação sob ação de forças cisalhantes confere-lhe características especiais de escoamento capazes de reduzir sensivelmente sua viscosidade, possibilitando grandes deformações na pasta. Quando comparadas com a morfologia dendrítica na mesma condição de fração sólida, a situação é bem diferente, pois nesta, para reduzidas frações sólidas já se apresentam, requerendo elevada força e cisalhamento para sua deformação. A redução da viscosidade da pasta reofundida com relação à da pasta com estrutura dendrítica é resultado de seu escoamento tixotrópico. [Joly et al, 1976].

A Figura 2.1.a mostra a microestrutura característica de uma liga Al-4,5%Cu solidificada convencionalmente, isto é, sem ação de tensões cisalhantes ou qualquer fator que possa impedir a formação dendrítica dos glóbulos cristalinos. A Figura 2.1.b mostra a microestrutura característica de uma liga Al-4,5%Cu solidificada sob ação de tensões cisalhantes, onde ocorre a formação de fase primária globular.

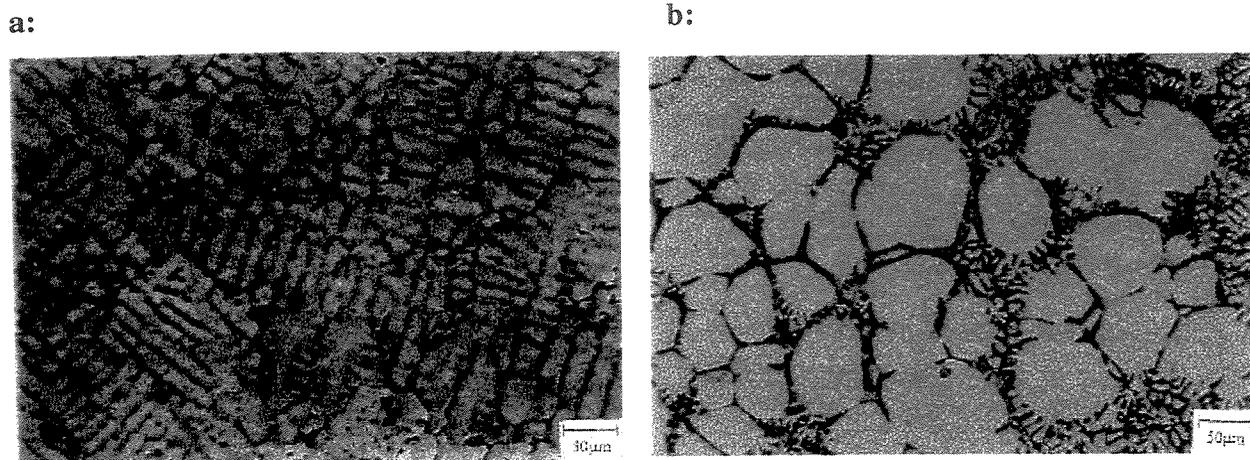


Figura 2.1- Microestrutura da liga Al-4,5%Cu; a: solidificada convencionalmente; b: reofundida sob agitação mecânica (15 min., 1500 rpm, 630° C), [Melo,2000].

Segundo Robert [1998], apesar do imenso potencial do PSS trazido à tona pelos primeiros desenvolvimentos na década de 70, a exploração comercial da tecnologia não reproduziu o inicial interesse no assunto, devido à falta de matéria prima reofundida no mercado e a rígida restrição referente ao uso de patentes pertencentes ao MIT. Nos dias atuais, a posição do PSS tem mudado radicalmente pela introdução de inovativos desenvolvimentos nas técnicas de produção de matéria prima reofundida, [Kirkwood, 1992; Young, 1987; Leatham, 1989; Moschini, 1992], aliada ao desenvolvimento de máquinas injetoras flexíveis, projetadas para tirar o máximo de proveito das características de escoamento de pastas reofundidas.

2.1.1) Caracterização Metalúrgica de Pastas Reofundidas

Para que o comportamento tixotrópico das pastas reofundidas possa se manifestar de forma eficiente para sua conformação à baixas tensões, algumas características morfológicas deverão estar presentes em sua estrutura cristalina.

Tais características morfológicas se dão a partir de algumas fases de transformação das partículas sólidas originais das dendritas rompidas pelo cisalhamento, no caso da solidificação se dar sob efeito de forças cisalhantes e depende de parâmetros do processo de agitação, como mostra a Figura 2.2:

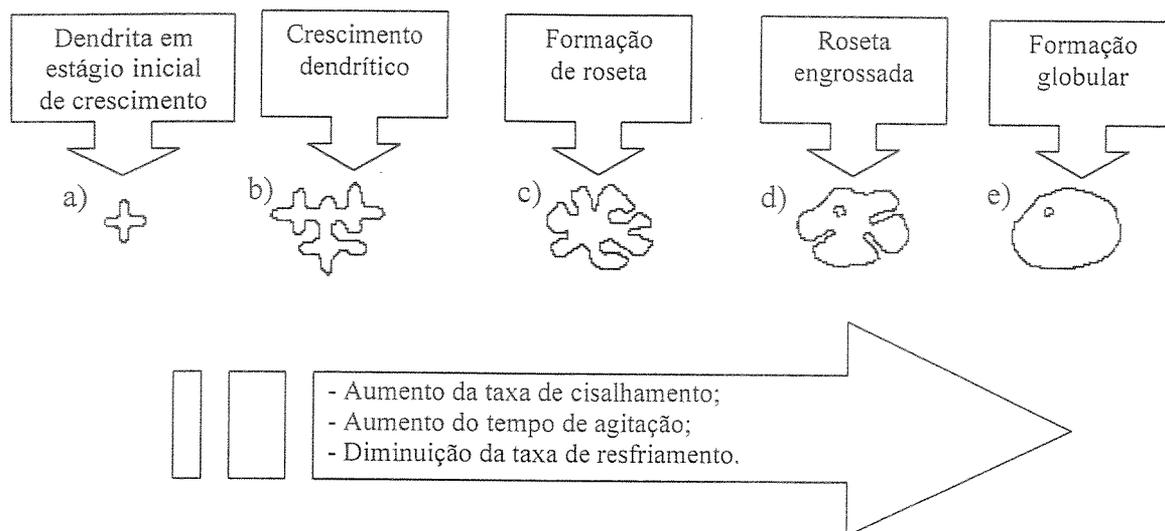


Figura 2.2- Ilustração esquemática da evolução estrutural durante solidificação sob vigorosa agitação, [Flemings, 1991].

Ao se baixar o nível de energia de uma liga fundida, através da redução de sua temperatura, inicia-se a nucleação dos glóbulos cristalinos; o seu crescimento rapidamente dá origem à formação dendrítica conforme indicado em a) e b). Estando a liga sob ação de tensões de cisalhamento, a inicial formação dendrítica é rompida e ao mesmo tempo sofre fenômenos de engrossamento, adquirindo morfologia de roseta, conforme indicado em c) e d).

Por prosseguimento de fenômenos de engrossamento, e ainda passíveis contatos entre rosetas ocasionando sua coalescência, as rosetas podem se transformar em glóbulos, podendo conter poças de líquido aprisionadas em seu interior como visto em e).

A eficiência deste processo é função das taxas de resfriamento e de cisalhamento aplicadas na liga em solidificação. O tamanho dos glóbulos da fase primária decresce com o acréscimo da taxa de resfriamento e da taxa de deformação imposta, sendo mais influenciado pela taxa de resfriamento, principalmente no início do processo de solidificação. Se a taxa de resfriamento for baixa, o tamanho de glóbulo passa a ser mais influenciado pela taxa de deformação; na medida em que esta aumenta, diminui o tamanho dos glóbulos na pasta reofundida. [Flemings, 1991].

Os braços dendríticos, ao se coalescerem durante o processo de globularização da fase primária, podem reter pequenas poças de líquido da fase secundária dentro do glóbulo em formação. A quantidade de líquido retido no glóbulo em processos com baixas taxas de resfriamento é menor que para altas taxas de resfriamento. Com o aumento da taxa de deformação, a quantidade de líquido retido também diminui.

Numerosos estudos mostram que finas microestruturas globulares nas ligas metálicas são a chave para um processo de tixoconformação satisfatório, tamanho de glóbulos em torno de 100 μm são suficientes para um fluxo homogêneo durante o preenchimento da cavidade da matriz. A morfologia do glóbulo também é um fator determinante das propriedades reológicas da liga semi-sólida.

Conforme será discutido adiante, a deformação no reofundido se dá fundamentalmente pelo rearranjo dos glóbulos por escorregamento e rolamento entre si; portanto, a morfologia dos glóbulos, além de suas dimensões, têm papel fundamental neste processo: quanto menor e mais globular, menor será o esforço necessário para a deformação do semi-sólido, enquanto que para semi-sólidos com estruturas dendríticas a deformação da pasta se dá por deformação plástica das dendritas que sofrem grande interação entre si, resultando em maiores esforços necessários para o processo de conformação.

O fator de forma indica o quanto a partícula se assemelha a um globo perfeito, fator de forma igual a um indica um globo perfeito, enquanto que formas como as das dendritas formadas na solidificação convencional apresentam fator de forma da ordem de trinta. O fator de forma de um glóbulo é calculado pela razão da área da superfície plana do corte transversal do glóbulo pela área do maior círculo subscrito na superfície do corte.

A contiguidade indica quanto as partículas sólidas globulares estão interligadas, ou seja, quanto de suas superfícies está em contato direto com outras partículas globulares, formando um esqueleto sólido na pasta reofundida. Contiguidade igual a zero indica nenhum contato entre as partículas globulares, igual a um indica máximo contato e é calculado pela razão da distância dos contornos em contato pelos perímetros dos glóbulos, aparentes em uma determinada região da superfície plana da liga.

2.1.2) Reologia de Ligas Reofundidas no Estado Semi-Sólido

O comportamento dos materiais quando submetidos à tensões de cisalhamento é estudado pela reologia. O termo reologia foi definido em 1929 por Bingham como sendo o estudo da deformação e do fluxo da matéria. Para os metalurgistas, a reologia dos metais implica no fluxo dos metais líquidos, ou na deformação de metais no estado sólido, ou ainda no escoamento de materiais semi-sólidos.

No caso dos metais e suas ligas no estado sólido, seu escoamento, ou deformação, se dá pelo deslocamento de discordâncias atômicas na rede cristalina, possibilitando o deslocamento das camadas atômicas no interior do glóbulo ou grão cristalino. Desta forma, são requeridas altas tensões de cisalhamento para vencer as forças de interação entre os átomos e provocar a deformação do material.

No caso dos líquidos em geral, segundo Newton, sua elevada capacidade de assumir as formas do recipiente que o contém relaciona-se com as baixas forças necessárias sobre as moléculas ou átomos que estão praticamente livres na matéria, para que ocorra o fluxo e a acomodação do material.

Esta propriedade é representada pelo coeficiente de viscosidade, que relaciona as tensões de cisalhamento e o gradiente de deformação, ou gradiente de velocidades entre as camadas do fluido. No caso dos líquidos puros em um fluxo laminar, para cada determinada temperatura, o coeficiente de viscosidade é constante e as tensões de cisalhamento são linearmente relacionadas com o gradiente de velocidades entre as camadas do fluido. Estes são os chamados fluidos Newtonianos, e neste caso, o comportamento não é tixotrópico.

Entretanto, estes conceitos são válidos apenas enquanto os gradientes de velocidades forem adequados ao ponto de manter um fluxo laminar entre as camadas do fluido. Se a velocidade do fluxo for muito alta, a situação laminar das camadas se torna instável e surgem vórtices entre as camadas, iniciando-se um fluxo turbulento no material. A partir deste momento, as forças de interação entre as partículas do líquido começarão a intensificar-se alterando o comportamento viscoso do material, caracterizando um tipo de tixotropia.

No caso da tixoconformação de ligas reofundidas no estado semi-sólido, que são compostas de glóbulos da fase primária em meio líquido, a conformação de uma peça se dá basicamente pelo rearranjo dos próprios glóbulos, com certo grau de liberdade em suspensão no líquido e não ao nível atômico pela movimentação das discordâncias na rede cristalina do glóbulo, como ocorre na deformação plástica dos sólidos. Este rearranjo dos glóbulos permite altos graus de deformação na liga semi-sólida em apenas uma etapa de processamento. Pode ocorrer com maior ou menor interação entre os glóbulos, dependendo da fração sólida, da taxa de deformação e do tempo de aplicação da tensão, o que resulta em alterações na viscosidade aparente da pasta.

Para melhor compreensão da reologia das ligas metálicas reofundidas no estado semi-sólido, pode-se considerar duas situações de misturas bifásicas, uma com alta fração líquida, onde as partículas sólidas em suspensão no líquido, têm movimento relativamente livre em relação às outras, e uma mistura com reduzida fração líquida, onde as partículas sólidas podem formar um contínuo esqueleto que deve ser rompido para promover o escoamento da pasta.

Entre as substâncias consideradas fluidas, existe uma ampla variação de seus comportamentos sob pressão. Fluidos mais complexos, assim como uma suspensão de sólidos num meio líquido, apresentam um comportamento tixotrópico onde o coeficiente de viscosidade varia com o tempo em que são aplicadas as tensões de cisalhamento. Nestes fluidos, as tensões de cisalhamento variam de uma forma não linear com o gradiente de velocidades entre as camadas de fluido, portanto a viscosidade é também dependente das taxas de deformação. Estes fluidos são chamados de não-Newtonianos e podem ser enquadrados em alguma das seguintes categorias:

- a) Fluidos não-Newtonianos de comportamento plástico, para os quais a tensão de cisalhamento deve atingir um certo valor mínimo antes de se iniciar o fluxo, como se observa no caso da deformação plástica dos metais sólidos, considerando que o metal sólido pode ser um fluido que escoar sob ação de tensões mecânicas através de mecanismos de movimentação das discordâncias. Neste caso, também pode-se dizer que a deformação é tixotrópica pois há alterações no comportamento viscoso do material durante a deformação.

- b) Fluidos não-Newtonianos de comportamento pseudo-plástico ou *shear thinning fluids*, para os quais a viscosidade decresce na medida em que a taxa de deformação cresce. Nesta categoria e fluidos se enquadram algumas soluções poliméricas e suspensões coloidais.
- c) Fluidos não-Newtonianos de comportamento dilatante, para os quais a viscosidade dinâmica cresce na medida em que a taxa de tensão cresce.
- d) Fluidos não-Newtonianos chamados *rheopectics*, para os quais a viscosidade dinâmica cresce com o tempo em que são aplicadas as forças de cisalhamento.
- e) Fluidos não-Newtonianos de comportamento viscoelástico, os quais têm comportamento similar aos Newtonianos, mas se a tensão de cisalhamento variar repentinamente, seu comportamento será como de um plástico.

Fluidos que se comportam com as características acima descritas são ditos fluidos tixotrópicos, pois sofrem alterações no seu comportamento viscoso sob ação de tensões mecânicas.

Convencionalmente, é dito que tixoconformar uma liga significa dar formas específicas a este material, a partir do material no estado semi-sólido reofundido através de sua deformação tixotrópica sob tensões mecânicas.

Na tixoconformação, são aplicadas tensões mecânicas na liga reofundida, de maneira a provocar seu escoamento de comportamento tixotrópico, onde sua viscosidade aparente pode variar com a taxa de deformação, com o tempo de aplicação da tensão e com a fração sólida presente na pasta reofundida.

No escoamento tixotrópico das pastas reofundidas, após aplicação de uma certa tensão mecânica, a pasta apresenta uma diminuição na viscosidade aparente, comportando-se como um líquido; quando a tensão é retirada, a viscosidade cresce e o material passa a se comportar como um sólido, caracterizando o comportamento pseudo-plástico dos fluidos não-Newtonianos.

Pode-se observar na Figura 2.3, onde estão os resultados obtidos por Joly et al [1976] para ligas Sn-15%Pb solidificadas sob ação de tensões de cisalhamento simuladas em um viscosímetro de Couette; onde para determinada taxa de resfriamento, a viscosidade aparente decresce com o acréscimo da taxa de deformação para uma mesma fração sólida, evidenciando que as pastas reofundidas podem ter comportamento tixotrópico pseudo-plástico.

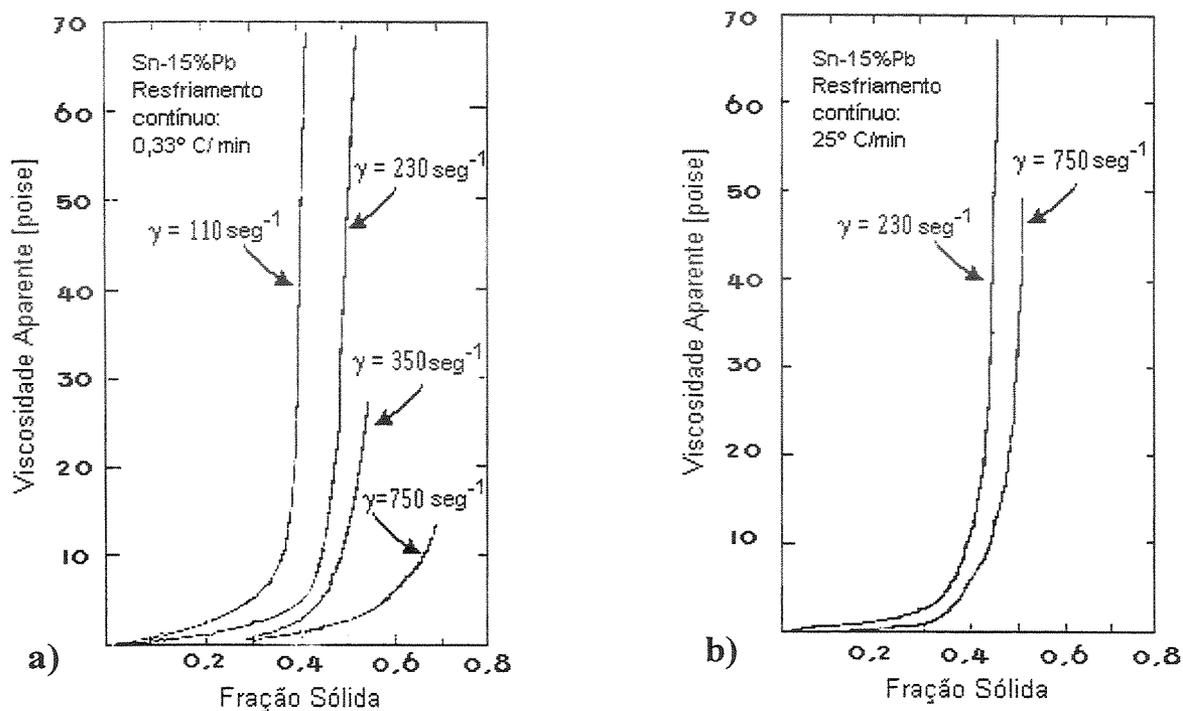


Figura 2.3- Viscosidade aparente \times fração sólida da liga Sn-15%Pb; a) em resfriamento contínuo lento (0,33° C/min) sob quatro diferentes taxas de cisalhamento (110, 230, 350 e 750 seg^{-1}); b) em resfriamento contínuo rápido (25° C/min) sob duas diferentes taxas de cisalhamento (230 e 750 seg^{-1}); [Joly et al, 1976].

Um material pseudo-plástico tem suas propriedades viscosas dependentes da variação do gradiente de velocidades entre as camadas do fluido. Nos resultados de Joly [1976], se observa que para altas taxas de resfriamento (25° C/min) o incremento da taxa de deformação resulta em um moderado decréscimo na viscosidade aparente da pasta reofundida para uma determinada fração sólida. Entretanto, para menores taxas de resfriamento (0,33° C/min) um incremento na taxa de deformação pode significar um sensível decréscimo da viscosidade aparente da pasta reofundida para uma determinada fração sólida (por exemplo 0,5).

Em geral, a viscosidade aparente decresce com o decréscimo da taxa de resfriamento e com o acréscimo da taxa de deformação. Esse efeito pode ser entendido, em parte, em termos da irreversível evolução estrutural ilustrada na Figura 2.2. Entretanto, esta evolução estrutural por si só não explica a dependência da viscosidade pelas taxas de resfriamento e deformação. Existe outro efeito, característico das ligas reofundidas, onde ocorre a formação de um esqueleto sólido, através da colisão e coalescência de partículas favoravelmente orientadas, conforme ilustrado na Figura 2.4. A viscosidade depende também do balanço entre a taxa de formação deste esqueleto e de sua ruptura através do cisalhamento.

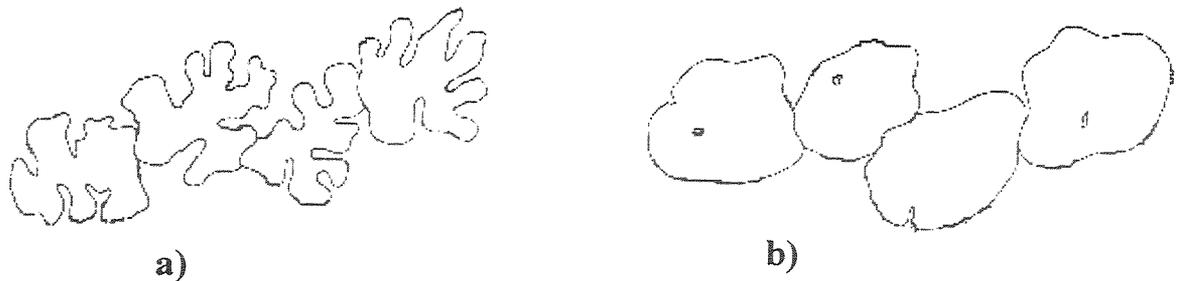


Figura 2.4- Estrutura formada pela colisão e coalescência; a) rosetas; b) esferóides. [Flemings,1991]

A viscosidade aparente é alta a baixas taxas de deformação, em parte pela presença de alguma formação dendrítica em parte pela aglomeração destes glóbulos formando um esqueleto. A altas taxas de deformação, a aglomeração diminui e o sólido se torna mais globular, o que facilita o escorregamento entre as partículas diminuindo sensivelmente a viscosidade aparente da pasta reofundida [Flemings, 1991]. Entretanto, se a carga for repentinamente modificada, a resposta da variação da viscosidade não é imediata, isto é, o novo valor da viscosidade somente é atingido após um certo tempo, caracterizando o comportamento viscoelástico dos fluidos não-Newtonianos. Um material tixotrópico tem suas propriedades viscosas dependentes também do tempo de aplicação das tensões cisalhantes.

A tixotropia das ligas reofundidas também é dependente da fração sólida. Para frações sólidas abaixo de 40%, nem sempre se observa o comportamento tixotrópico da pasta, mas para frações sólidas acima de 40%, sempre há tixotropia para as diversas taxas de deformação. Segundo Joly et al [1976] para liga Sn-15%Pb.

Peng et al [1996], também estudaram o comportamento reológico da liga Sn-15%Pb reofundida, observando seus estágios de transiência e de invariância, quando submetidas a mudanças de taxas de deformação. Este tipo de situação ocorre, por exemplo, no preenchimento de uma cavidade com distintas e variáveis seções de um molde, por injeção de volume constante, quando a frente de avanço do material semi-sólido atravessa de uma seção para outra.

Suas observações mostram que no momento em que a liga reofundida sofre uma mudança repentina da taxa de deformação (γ , [s^{-1}]), ocorre um período transiente marcado inicialmente por uma variação repentina da tensão de cisalhamento (σ , [$dyne/cm^2$]) que atinge um pico a partir do qual varia gradualmente, seguido então por um período invariante, onde a nova tensão de cisalhamento (σ) se estabelece de acordo com as novas condições da taxa de deformação (γ) e também da fração sólida. Seus resultados são mostrados na Figura 2.5.

Portanto, quando a liga reofundida é submetida a um aumento repentino da taxa de deformação, a tensão de cisalhamento atinge rapidamente um valor máximo, caindo gradualmente em seguida para um valor constante e maior que nas condições iniciais. Quando a liga reofundida é submetida a uma diminuição repentina da taxa de deformação, a tensão de cisalhamento diminui, atingindo rapidamente um valor mínimo, subindo gradualmente em seguida para um valor constante e menor que nas condições iniciais.

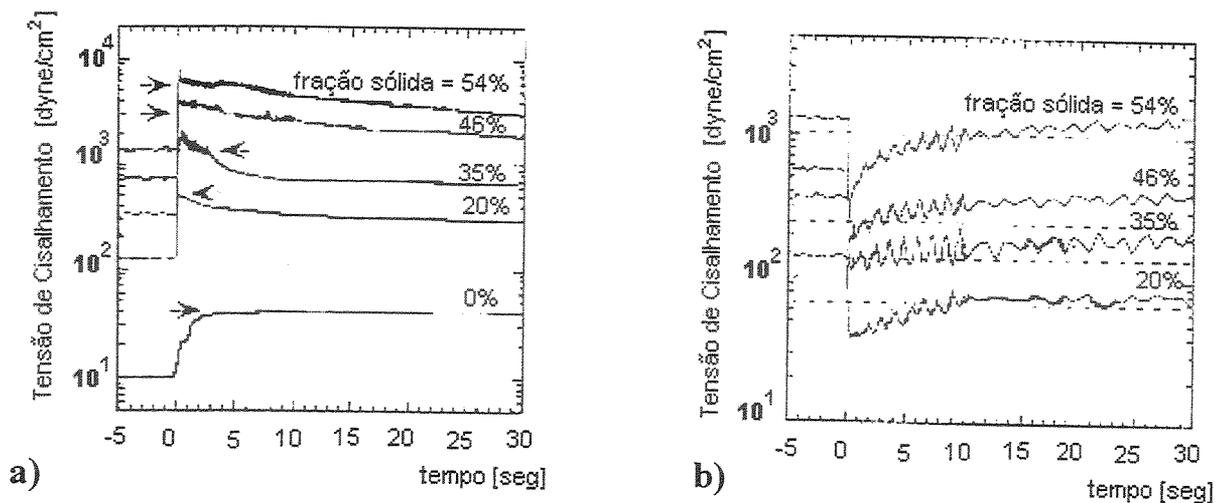


Figura 2.5- Variação da Tensão de Cisalhamento quando se altera a taxa de cisalhamento na liga Sn-15%Pb reofundida em diferentes frações sólidas; a) de 200 para 800 seg^{-1} ; b) de 200 para 50 seg^{-1} ; [Peng et al,1996].

Quaak et al [1996], propuseram um modelo qualitativo da evolução estrutural da liga reofundida quando submetidas a estas mudanças repentinas da taxa de deformação. Segundo este modelo, apresentado na Figura 2.6, imediatamente após o aumento ou diminuição da taxa e deformação, a estrutura da liga reofundida não se altera, refletindo na alteração abrupta dos valores de tensão de cisalhamento, que atinge os picos máximo ou mínimo respectivamente. A partir deste momento, ocorrem interações cinéticas distintas entre as partículas sólidas e a fração líquida para cada caso.

No caso do aumento da taxa de deformação, segue após o pico máximo da tensão de cisalhamento, a desaglomeração das partículas sólidas, rompendo suas possíveis interações físicas pela ruptura mecânica ou pela fusão dos contornos de glóbulo de alta energia formados pela deformação, além de aumentar o fluxo do líquido entre elas, fazendo a tensão de cisalhamento cair, porém para um valor ainda maior que o inicial.

No caso da diminuição da taxa de deformação, segue após o pico mínimo da tensão de cisalhamento, a aglomeração das partículas sólidas, aumentando suas possíveis interações físicas pela ocorrência de coalescência dos glóbulos cristalinos, além de diminuir o fluxo de líquido entre elas, fazendo a tensão de cisalhamento subir, porém para um valor ainda menor que o inicial.

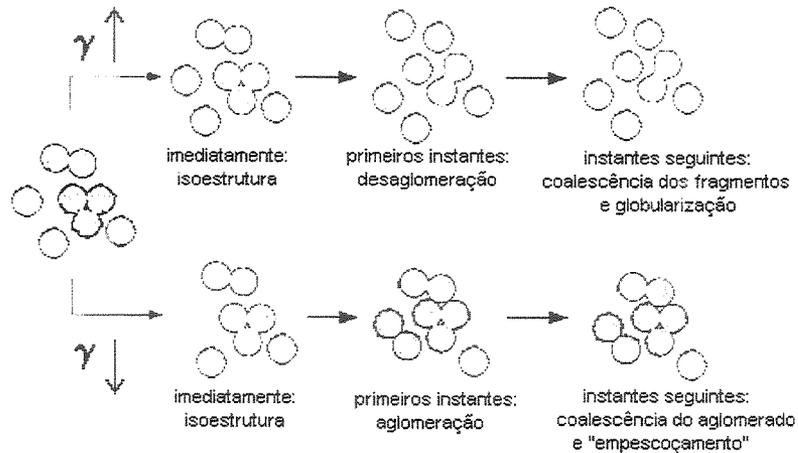


Figura 2.6- Modelo qualitativo descrevendo a evolução estrutural após o incremento ou decremento da taxa de cisalhamento. [Quaak et al, 1996].

Tzimas et al [1999] consideram que a pasta refundida tem um comportamento de sólido, isto é, permanece em repouso quando não sofre ação de pressão mecânica, por causa da presença de um esqueleto constituído por glóbulos interconectados pelos seus contornos com sistemas cristalinos coerentes, ou com pequenas desorientações. O comportamento da pasta refundida reflete a competição entre a aglomeração e desaglomeração entre os glóbulos sob ação da pressão e é dependente da fração sólida presente, já que elevadas frações sólidas tendem a promover maior interação entre os glóbulos.

A tensão mecânica aplicada sobre o material semi-sólido é absorvida pelas partículas sólidas e pela fração líquida presente na pasta. No sólido, componentes desta tensão mecânica dão origem à tensão de cisalhamento denominada “tensão de cisalhamento efetiva”. No líquido, dão origem à pressão gerada pela resistência do fluido em escoar através dos poros do esqueleto formado pelas partículas sólidas, denominada então de “pressão intersticial” [Tzimas et al, 1999].

Em geral, macroscopicamente a deformação do semi-sólido se dá por: (i) fluxo simultâneo das fases (FSF); (ii) fluxo intersticial o líquido (FIL); (iii) rolamento e deslizamento entre as partículas sólidas (RDS) e; (iv) deformação plástica (DP) das partículas sólidas. Estes quatro mecanismos podem estar presentes em qualquer estágio da deformação, os mecanismos (i) e (ii) são dominantes no início da deformação, (iii) e (iv) são dominantes nos estágios seguintes [Chen et al, 1996].

Os picos de tensão, observados no início da deformação de semi-sólidos ou mesmo quando há aumentos repentinos da taxa de deformação, é explicado pela coesão entre glóbulos ou ainda pela fricção interna dos glóbulos parcialmente interconectados. O efeito da fricção interna depende da morfologia e do tamanho do glóbulo.

No início da deformação, é necessário quebrar as ligações entre os glóbulos destruindo o esqueleto. Em um aumento repentino da taxa de deformação, o emaranhamento dos glóbulos também reflete um pico positivo na tensão de cisalhamento efetiva, até que se estabeleça novamente um regime laminar de escoamento; em seguida, a tensão necessária para a deformação diminui, porém esta nova tensão de cisalhamento será maior que a inicial pois aumentou-se a interação de escorregamento e rolamento entre as partículas. No caso de uma diminuição repentina da taxa de deformação, as partículas ficam temporariamente livres da intensa interação entre si, refletindo um pico negativo na tensão de cisalhamento efetiva, seguida do novo regime.

Quanto ao líquido presente na pasta em deformação, quando a taxa de deformação é baixa, este é expulso pela pressão intersticial para as superfícies livres, isto é, para a frente de avanço da pasta onde a pressão intersticial é menor. Neste caso, caracteriza-se uma deformação drenada, onde há um aumento da interação sólido/sólido resultando no aumento da tensão de cisalhamento efetiva. Quando a taxa de deformação é alta, o líquido não tem tempo suficiente para migrar para as regiões livres de menor pressão intersticial, mantendo-se então entre as partículas sólidas em movimento. Neste caso, caracteriza-se uma deformação não drenada, onde o líquido funciona como um lubrificante entre as partículas sólidas, resultando na redução da tensão de cisalhamento efetiva. Além disso, a pressão intersticial é melhor distribuída por todo o esqueleto formado pelas partículas sólidas, levando ao seu mais fácil rompimento.

2.2) Produção de Pastas Reofundidas – Matéria Prima Para a Tixoconformação

A partir das observações pioneiras de Spencer na década de 70, surgiram diversas técnicas de se promover efeitos de globularização na estrutura de ligas metálicas. Estas técnicas estão em constante desenvolvimento em busca de maior eficiência de acordo com as características requeridas para a tixoconformação da pasta reofundida.

Foram já desenvolvidas técnicas de globularização de estruturas para a produção de pastas reofundidas utilizando diferentes princípios, além do original discutido anteriormente, baseado na aplicação de tensões de cisalhamento no material em solidificação.

Técnicas mais recentes, por exemplo, promovem o efeito de globularização da fase primária a partir de material sólido com determinadas características estruturais, por meio da fusão controlada de fases secundárias e globularização da primária envolta em líquido.

Os sub-itens que se seguem apresentam algumas principais técnicas de reofundição já desenvolvidos.

2.2.1) Processos de Reofundição a Partir da Liga Líquida

Os processos de reofundição a partir da liga líquida podem ser de dois diferentes princípios de interferência na solidificação para a promoção da globularização dos grãos em formação. O primeiro diz respeito à interferência no seu crescimento, o segundo diz respeito à interferência na nucleação no início da solidificação.

No primeiro, interferência no crescimento dos glóbulos após a fase inicial de crescimento dendrítico na solidificação, consiste na promoção de vigorosa agitação na liga através de ação mecânica, ou ação eletromagnética, ou ação ultra-sônica, ou ainda em dispositivos de diversas formas construtivas. Os parâmetros de controle fundamentais neste tipo de processo são: a temperatura da liga na aplicação da agitação (fração sólida / fração líquida); taxa de resfriamento; tempo de agitação; e velocidade de agitação.

A agitação no líquido em solidificação promove o rompimento de dendritas em formação promove a contínua redistribuição do soluto no líquido durante a solidificação, evitando o super resfriamento constitucional na frente de solidificação e conseqüentemente evita também a continuidade do crescimento dendrítico. As partículas sólidas em crescimento ficam suspensas e em movimento no meio líquido e sofrem interação de atrito. Assumem a geometria esférica naturalmente para redução da tensão superficial do glóbulo, isto é, no formato esférico se tem o maior volume para a menor área superficial.

O método de agitação mecânica emprega reatores com pás ou rotores agitadores de diversas formas, ou equipamentos tipo viscosímetro de Couette como o utilizado por Spencer nos primórdios da reofundição. O método de agitação mecânica por rotores ou pás possui algumas limitações quanto à taxa de produção; o atrito entre o rotor e a pasta reofundida provoca desgastes excessivos no equipamento.

O método de agitação eletromagnética já é comercialmente explorado por permitir a produção em lingotamento contínuo. Neste caso, o equipamento utilizado é constituído de uma câmara superior alimentadora que contém a liga líquida, uma câmara inferior semelhante a equipamentos de lingotamento contínuo convencional. Acoplada à câmara de resfriamento, é posicionada uma bobina eletromagnética agindo na região de solidificação, capaz de promover a agitação necessária para o rompimento da formação dendrítica e globularização dos grãos cristalinos em formação.

O método de agitação ultra-sônica também pode ser contínuo, onde um gerador de ondas ultra-sônicas é instalado na região de resfriamento da liga; entretanto é de baixa eficiência quando comparado com agitação eletromagnética. Outros métodos de agitação da liga em solidificação podem ser citados, como o de agitação passiva, ou *passive stirring*, onde a liga em solidificação é forçada a passar por tubos cerâmicos contendo protuberâncias que provocam fluxos caóticos capazes de promover o rompimento dendrítico e a globularização dos grãos em formação.

O método SCR - *Shearing Cooling Roll*[®], que utiliza equipamento constituído de um rotor e uma sapata fixa com um espaço entre eles, por onde a liga em solidificação passa sofrendo o atrito do rotor.

Diversas variações destas concepções foram testadas.

O segundo princípio da reofundição a partir do líquido, diz respeito à interferência na nucleação no início da solidificação, pela promoção de elevada taxa de nucleação em todo o volume da liga, através de coquilhamento direto ou em canais, por meio de alta taxa de resfriamento no início da solidificação, ou ainda pela ação de agentes nucleantes químicos. Assim, o crescimento dendrítico é suprimido pela alta população de glóbulos, que ocupam todo o volume da liga, e não pela ação de atrito promovido pela agitação como no primeiro caso. Os parâmetros de controle fundamentais deste tipo de processo são: taxa de resfriamento e/ou eficiência dos agentes nucleantes químicos.

Diversas técnicas de promoção de alta taxa de resfriamento e conseqüentemente alta taxa de nucleação podem ser utilizadas.

O método *Ospray*[®] consiste em gerar um jato com o metal líquido sob pressão provocando a formação de gotículas que se solidificarão sob alta taxa de resfriamento e conseqüentemente alta taxa de nucleação. O jato é recolhido em moldes, onde se solidifica. Para utilização em processos e tixoconformação, o material é reaquecido à temperatura superior a $T_{solidus}$ para adquirir estado pastoso.

O método *Ahresty*[®] consiste em promover uma alta taxa de nucleação através da retirada de calor pelo contato do metal líquido com uma placa ou calha metálica resfriada e inclinada por onde o metal flui, caracterizando o coquilhamento. Ainda na forma pastosa a liga é lingotada continuamente.

O método do ultra refino químico consiste em adicionar refinadores de grãos tradicionais que reduzem a energia de ativação para a nucleação, promovendo alta taxa de formação de núcleos. Alta taxa de nucleação associada a reduzida taxa de resfriamento pode promover a supressão do crescimento dendrítico, originando estruturas com fase primária com morfologia de rosetas ou aproximadamente globular. Seguido de fusão parcial controlada, este método foi utilizado para produção de matéria prima para este presente trabalho, portanto será devidamente explorado mais adiante.

O método chamando de NRC – *New RheoCasting*[®], consiste na utilização de um cadinho contendo um volume específico de material líquido isolado termicamente em suas extremidades superior e inferior. Em suas paredes laterais, um sistema de controle da temperatura constituído por aquecedores indutivos e resfriado por jato de ar comprimido, permite a promoção e controle da nucleação e crescimento dos glóbulos de modo a evitar a sua degeneração em dendritas.

Os métodos de reofundição a partir do líquido acima citados, podem, dependendo de sua eficiência e concepção, produzir matéria prima reofundida para a conformação imediata no estado semi-sólido, podem ainda, produzir a matéria prima pré-reofundida, ou seja, uma estrutura contendo fase primária não perfeitamente globular ou em forma de rosetas. Neste caso, o material pré-reofundido solidificado deve ser reaquecido à temperatura de semi-sólido para a completa globularização dos grãos, seguido então da conformação tixotrópica.

O produto da reofundição pode ser utilizado imediatamente na conformação ou ser solidificado para posterior restabelecimento do estado pastoso seguido de conformação (tixoconformação).

2.2.2) FPC – Fusão Parcial Controlada de Sólidos

O processo de reofundição por fusão parcial controlada (FPC) consiste em fundir, em uma liga binária por exemplo, inicialmente a fase secundária, e até mesmo parcialmente a fase primária, partindo-se portanto do aquecimento da liga no estado sólido. O aumento da temperatura até a fusão da fase secundária que se situa nos contornos de grão da fase primária, promovendo sua globularização. O processo de globularização ocorre naturalmente devido à necessidade da redução da tensão superficial do grão, buscando uma morfologia de maior equilíbrio termodinâmico, isto é, com a maior relação volume/área superficial.

Na reofundição a partir da liga no estado sólido, diversas situações estruturais iniciais podem ser utilizadas como ponto de partida para a globularização. Desde estruturas dendríticas grosseiras até estruturas mais finas, ou estruturas deformadas plasticamente contendo alto grau de tensões residuais, quando submetidas à FPC tendem à globularização da fase primária obedecendo cinéticas de transformações morfológicas específicas. As temperaturas e tempos de

transformação dependerão das características iniciais da estrutura do material, isto é, dependem da história termomecânica do material.

Os parâmetros mais importantes no processo de reofundição por fusão parcial controlada são: a temperatura do tratamento, a estrutura inicial do material a ser reofundido, a taxa de aquecimento e o tempo de tratamento.

A temperatura do tratamento definirá as frações sólida e líquida da liga reofundida, conforme o equilíbrio dentro da faixa de temperaturas *solidus* e *liquidus* correspondente à liga em tratamento. A estrutura inicial da liga, como o tamanho e geometria dos grãos e dendritas, estado de deformação, determinarão a qualidade estrutural da liga reofundida.

De modo geral, quanto maior o tamanho de grão inicial, maior será o tamanho de glóbulo resultante na pasta reofundida, se o processo não envolver recristalização, isto é, se a estrutura inicial não estiver deformada.

Quanto à geometria inicial da fase primária na matéria prima, se esta for dendrítica a tendência é a produção de pastas com glóbulos irregulares e com alta fração de poças de líquido retidas em seu interior. Estruturas super refinadas, com fase primária com morfologia de rosetas, por outro lado, resultam em pastas reofundidas com fase sólida bastante globular e com elevada homogeneidade em termos de distribuição de tamanho de glóbulos.

A taxa de aquecimento também influencia no tamanho dos glóbulos resultantes, quanto menor a taxa de aquecimento maior será o tamanho dos glóbulos e vice versa. O tempo de tratamento na determinada temperatura de reofundição, deve ser o suficiente para se obter o equilíbrio das fases. A longa permanência da liga em tratamento pode promover a aglomeração e/ou decantação da fase sólida.

Para garantir a homogeneidade da estrutura reofundida, é importante também se otimizar a distribuição das temperaturas no tarugo em aquecimento. Altos gradientes de temperatura no tarugo resultam em estruturas pouco homogêneas, com glóbulos de diferentes morfologias e dimensões .

Estudos realizados por Braccini et al [1998], sobre a influência dos tratamentos térmicos na FPC da liga Al-10%Cu sob diferentes condições iniciais mostram que os mecanismos de globularização da fração sólida são os mesmos nas diferentes estruturas, entretanto a cinética de transformação é diferente para cada condição analisada. Os mecanismos de transformação fundamentais no processo de fusão parcial controlada são os fenômenos conhecidos como coalescência e o chamado *Ostwald ripening*, também conhecidos como mecanismos de engrossamento dos glóbulos.

Durante a FPC, a fase secundária funde-se primeiro, filmes de líquido são formados nos contornos de glóbulo ou dendritas. Inicia-se então os mecanismos de engrossamento dos glóbulos. No mecanismo de *Ostwald ripening*, os átomos da superfície do glóbulo ou dendrita em contato com o líquido são liberados dos contornos com superfícies com menor raio de curvatura, por exemplo dos braços dendríticos mais finos, difundem-se no líquido e depositam-se em contornos com superfícies mais planas ou de curvaturas negativas, côncavas, levando a globularização do sólido. Coalescência de partículas sólidas adjacentes e com superfícies em contato, pode também ocorrer simultaneamente, o que pode permitir a inclusão de pequenas poças de líquido do interior do sólido em globularização [Braccini et al, 1998].

Tzimas et al [1998], estudaram a evolução microestrutural da liga A357 em diferentes condições estruturais iniciais, uma delas foi a fusão parcial controlada de estruturas convencionais submetidas à deformação plástica (SIMA – *Strain Induced Melt Activation*). Suas observações neste caso mostram que ocorre o crescimento e globularização da fase sólida através do mecanismo de *Ostwald ripening* predominando sobre a coalescência durante a FPC destas estruturas, levando à dissolução de glóbulos de menor diâmetro em favor de glóbulos de maior diâmetro.

Stucky et al [1998], estudando a liga A356 submetida à solidificação sob agitação eletromagnética e posteriormente submetida à FPC, nota que um parâmetro microestrutural importante na estrutura reofundida obtida é a quantidade de líquido, que pode ficar presa dentro do glóbulo de fase primária durante seu crescimento e globularização. Este parâmetro pode exercer influência na redução da fração líquida que participa efetivamente no processo de tixoonformação da liga, que faz o papel de lubrificante entre as partículas sólidas.

Numerosos estudos mostram que a chave para uma tixoconformação de boa qualidade é uma fina microestrutura globular, em geral com tamanho de glóbulo em torno de 100 μm . A geometria do glóbulo também é de fundamental importância nas propriedades tixotrópicas da liga reofundida, pois quanto mais globular for, mais facilitará o rolamento e deslizamento entre eles, reduzindo a viscosidade aparente ao aplicar-se forças de cisalhamento e facilitando o escoamento da pasta.

Margarido [1999], com o objetivo de reduzir o diâmetro dos glóbulos da fase primária na liga Al-3,35%Cu reofundida e ainda manter um processo simples para a sua produção, apresenta uma nova proposta de método de produção de pastas metálicas reofundidas, para utilização em processos de tixoconformação. Seu processo envolve a FPC de estruturas superenvelhecidas por tratamento térmico de solubilização e precipitação, seguida de deformação a frio de até 80%, de maneira a se poder controlar dimensões e espaçamento de precipitados, de modo que a nucleação na recristalização seja incentivada e ao mesmo tempo inibido o crescimento de glóbulos recristalizados durante o tratamento para globularização da estrutura. Seus resultados mostram que através desta técnica é possível produzir pastas reofundidas prontas para a tixoconformação, de excelente qualidade, com tamanho de glóbulos bastante reduzido e com excelente fator de forma.

Segundo Atkinson et al [2000], o diagrama de fases determina o intervalo de temperaturas onde há a variação da fração líquida e sólida, mas não pode garantir que uma determinada liga possa ser aquecida até atingir exatamente determinada fração sólida, pois existem fatores cinéticos de condução de calor e transformações de fase no interior do material que influenciam neste processo. A variação e a forma como o calor é conduzido da periferia para o interior do tarugo durante o reaquecimento da matéria prima (FPC) para a tixoconformação, influi sensivelmente na homogeneização da fração líquida no interior do material.

Além disso, nos casos onde o material reofundido necessita ser transportado até a ferramenta de tixoconformação, a estabilidade do tarugo, ou seja, sua capacidade de se sustentar sob ação de seu próprio peso, não se deformando para evitar dificuldades na alimentação do processo, é de fundamental importância.

Outra metodologia interessante e de baixo custo para a produção de pastas reofundidas de boa qualidade é a Fusão Parcial Controlada de Estruturas Refinadas, FPCER, através da forte ação de agentes químicos, como o $TiAl_3$, TiB_2 ou AlB_2 , para ligas de Al, que promovem alta taxa de nucleação, associada a elevada taxa de resfriamento, com conseqüente supressão do crescimento dendrítico.

Comparado com o processo de reofundição por agitação eletromagnética ou qualquer outro tipo de agitação, o ultra-refino de glóbulos apresenta a vantagem de eliminar os custos de capital e de manutenção dos dispositivos de agitação, o que pode representar uma significativa porção no custo final do produto.

Brusethaug et al [2000], avalia o processo de FPCER, e observa que, sob o aspecto da evolução microestrutural do material semi-sólido obtido neste processo, os parâmetros taxa e histórico de aquecimento são de fundamental importância na qualidade da pasta obtida. Afim de observar as variantes do material sob este respeito, diferentes rotas de aquecimento foram testadas: aquecimento imediato por imersão do tarugo em banho de sal aquecido; aquecimento lento em forno de resistências e aquecimento indutivo. O efeito da taxa de aquecimento e do tempo de tratamento foram estudados, em tarugos com dois diferentes diâmetros para se observar o efeito da heterogeneidade da distribuição do calor sobre a microestrutura do tarugo. Suas medições mostraram que é possível obter-se glóbulos da ordem de 100 μm através da FPCER em tarugos de pequeno diâmetro. O tamanho de glóbulo varia com o diâmetro do tarugo, diâmetros maiores apresentam maiores tamanho de glóbulo. os autores também observaram um gradiente no tamanho de glóbulo a partir da superfície para o centro do tarugo em qualquer diâmetro analisado; pode haver um aumento do tamanho de glóbulo da ordem de 18% da periferia para o centro do tarugo.

O tamanho de grão inicial da liga refinada é de fundamental importância na evolução estrutural da liga em reofundição por FPCER, em geral, quanto menor o tamanho inicial, menor será o tamanho dos glóbulos resultantes. O tempo de tratamento à temperatura de reofundição tem influência no tamanho e na geometria glóbulo resultante, quanto menor o tempo de tratamento, menor será o tamanho de glóbulo na pasta reofundida, já para longos tratamentos, pode haver crescimento dos glóbulos por aglomeração e coalescência, o que prejudica seu fator de forma, e ainda por mecanismos de *Ostwald ripening*.

Os autores mostram ainda que com o emprego de aquecimento indutivo, hoje o mais utilizado industrialmente o tempo de aquecimento e de manutenção à temperatura de re fundição pode ser reduzido e pastas com estruturas globulares contendo glóbulos de dimensões menores que 100 μm podem ser obtidas.

Comparado com o processo industrial de aquecimento indutivo, o processo de aquecimento em forno resistivo requer maior tempo, sendo assim de baixa produtividade, além de produzir glóbulos de maiores dimensões.

O processo de FPCER pode ser utilizado com sucesso desde que seja evitado o crescimento da fase primária durante aquecimento e manutenção à temperatura semi-sólida, para promoção de globularização. Assim sendo, a adequada escolha da matéria prima (grãos finos e microestrutura com morfologia de rosetas) associada à adequada taxa de aquecimento (indução) pode resultar em pastas re fundidas de glóbulos esféricos e de pequenas dimensões.

2.3) O Estado da Arte da Tixoconformação

Robert et al [1998], relata diversas aplicações do processamento semi-sólido (PSS) na indústria automotiva, principalmente na fabricação de componentes de ligas de Al e Mg. Já naquela época os Estados Unidos lideravam na exploração comercial da tecnologia de PSS. Da ordem de 8000 caminhonetes Ford Aerostar e 1200 carros Chrysler rodavam naquele país utilizando compressores de ar condicionado fabricados por PSS e mais de 15 milhões de pistões haviam sido produzidos por PSS para compressores Ford.

Como ilustração do nível de qualidade obtido no PSS, foi citado que de 2,5 milhões de reservatórios do cilindro mestre produzidos entre 1988 e 1998 pela Alumax Engineered Metal Processes Inc., somente 4 foram rejeitados pelo cliente (Bendix). Conectores elétricos também têm sido produzidos por PSS, embora não se tenham dados de produção disponíveis.

A empresa Chrysler utilizava pela primeira vez componentes de ligas de Al do motor, fabricados por PSS, para o motor de 3,5L, 24 válvulas, V-6, um dos motores mais modernos em produção, de potência de 214 bhp. Um desses componentes é o eixo do comando de válvula da

bomba injetora. Cita-se ainda um exemplo de peça originalmente fabricada em ferro fundido nodular e então substituída por liga de Al fabricada por PSS: o suporte tensionador da correia de motor, resultando em economia de peso de 52% e de US\$2,15 no custo por peça.

Outros desenvolvimentos comerciais da tecnologia PSS são apresentados pela Thixomat Inc., a qual produz componentes de ligas de Mg, divisão da ITT Corp., produzindo conectores elétricos de latão.

No cenário europeu, produtos de demonstração como cilindros mestres de freios já eram, na década de 90, produzidos pelas Volvo, BMW e Audi, mas os italianos parecem ser os pioneiros na utilização comercial de PSS. Stampal SpA já produzia, na época, distribuidores de combustível para o motor do Ford Zeta, usando tecnologia PSS, à uma taxa de produção de 160 peças/hora. A mesma empresa também fabricava tampas da caixa de engrenagens por PSS, embora dados de produção não sejam disponíveis.

Ainda na Itália, a Magneti Marelli iniciou produção em 1993, do distribuidor de combustível do Nuova Lancia Delta usando tecnologia PSS, e desde novembro de 1994 sua produção subiu em quantidades de 1500 peças/dia de distribuidor de combustível para o Fiat Punto, Tipo, Tempra e Coupe Esse, e Lancia Nuova Delta, e ainda o Dedra.

Em paralelo a estes esforços, atividades de pesquisas têm sido intensamente desenvolvidas pela comunidade acadêmica em várias partes do mundo, relacionadas a inúmeros projetos, como atesta a grande quantidade de artigos apresentados em congressos internacionais especialmente sobre o tema PSS, (International Conference in SSM Processing of Alloys and Composites) os quais acontecem a cada dois anos, tendo Sophia-Antipolis na França, como primeiro local, em 1990, Cambridge, EUA, em 1992, Tokyo, Japão, em 1994, Sheffield, Inglaterra, em 1996, Colorado, EUA, em 1998 e o mais recente foi realizado em Turin na Itália no ano de 2000, tendo programado o próximo a ser realizado na cidade de Tsukuba no Japão em setembro de 2002.

Nos anos 2000, a tecnologia de semi-sólidos se firmou no mercado como uma importante tecnologia alternativa aos processos convencionais de fundição.

Hirt [2000], apresenta um sumário à respeito de desenvolvimentos realizados por pesquisadores e industriais, incluindo várias empresas do ramo automotivo como a Audi, a Bosch, e a DaimlerChrysler, fabricantes de máquinas como a Elotherm, a Bühler, a Frec, e a Hüller Hille, fornecedores de materiais e componentes Algroup Aluisse, desenvolvedores de software EFU, e Magma, universidades como IBF/RWTH – Aachen e wbk University of Karlsruhe, reunidos em um grupo chamado de projeto Thixotec.

A respeito do desenvolvimento e fornecimento de matéria-prima, Hirt relata desenvolvimentos de ligas capazes de apresentar aceitáveis propriedades mecânicas em peças tixoconformadas com paredes finas, sem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores evitando os efeitos de distorção das peças. As ligas desenvolvidas com excelentes qualidades mecânicas, também apresentam excelente fluidez quando no estado semi-sólido reofundido afim de fluir em longas distâncias em moldes estreitos. Tais características permitem a fabricação de componentes com paredes finas, como corpos de telefones celulares e de microcomputadores tipo *lap-top*, além de componentes para sistemas hidráulicos, todos com baixo peso e muito resistentes.

Estudos a respeito da realização de processos industriais, *layout* industrial e qualidade vêm sendo realizados pelo grupo Thixotec. Cada etapa do processo, tais como produção do tarugo pré-reofundido, sua fusão parcial controlada, tixoconformação, equipamentos e testes têm sido avaliados a respeito de sua realização com eficiência. Simulações de completas células produtivas automatizadas de tixoconformação, capazes de avaliar o processo produtivo em planejamento também são recursos utilizados pelo grupo.

Softwares como o Lastran/Shape, o Magmasoft e o Procast têm sido utilizados na simulação do fluxo em processos de tixoinjeção e tixoforjamento. Precisos experimentos são realizados para comparação com as simulações; entretanto, ainda é escassa a quantidade de informações precisas sobre a viscosidade da pasta em função da taxa de deformação, temperaturas, microestruturas e suas histórias térmicas.

Comparações entre tixoinjeção e tixoforjamento são realizadas com respeito às propriedades mecânicas, tolerâncias, porosidade e segregação de fases. Observa-se no caso do tixoforjamento, onde as taxas de deformação são menores, a forte segregação das fases.

Este fenômeno acarreta grandes variações nas propriedades mecânicas da peça tixoforjada, mas pode ser contornado utilizando-se geometrias apropriadas e mais altas velocidades de forjamento, ou ainda esta característica pode ser interessante para determinadas aplicações como peças que requeiram gradientes de propriedades.

Wendinger [2000], da SAG – THIALLOY Components GmbH & Co KG, relata um processo de tixoconformação utilizando equipamento constituído por um aquecedor indutivo horizontal, um sistema automatizado de transporte do material reofundido (Al-7Si-0,3Mg) para alimentar uma máquina injetora de alta tecnologia produzindo componentes automotivos com alta produtividade e qualidade. Tais componentes são utilizados na estrutura da carroceria dos Audi A2 e A3 e possuem paredes finas, medindo até 3 mm de espessura, podendo se expandir a paredes mais grossas de até 670 mm. Uma produção de mais de meio milhão de peças por ano garante componentes de alta qualidade, de propriedades mecânicas superiores quando comparadas com peças fundidas sob pressão. O autor cita alguns benefícios da tecnologia aplicada, tais como: flexibilidade de projeto e melhores tolerâncias dimensionais na produção das estruturas internas das portas destes automóveis, cita ainda interessantes dados produtivos, como: altos índices de aproveitamento do equipamento, baixos níveis de rejeitos (12%), mais de 150000 ciclos de vida na ferramenta com uma produtividade de até 3000 peças por dia.

Decker et al [2000], relatam a aplicação comercial da tecnologia *Thixomolding*[®], na qual máquinas do tipo injetoras recebem o material (ligas de Magnésio) em forma sólida granulada (semelhante ao processo de injeção de polímeros), que é aquecido até a fase semi-sólida ao passar pela câmara do fuso transportador, em atmosfera de argônio aquecida, e é diretamente injetado em moldes fechados, produzindo diversos tipos de componentes, tais como:

- Carcaças para *notebooks* da Toshiba, NEC, Mitsubishi, Panassonic, Compaq, Sony, Sharp, Epson, Gateway, Casio, Fijitsu, Hitachi e JVC;
- Carcaças para câmaras digitais de vídeo e de fotografias da Sony, Sharp e Canon, Fuji e Nikon;
- Carcaças para telefones celulares da NEC, Ericson, Panasonic, NTS e Pioneer;
- Consoles de televisores da Sony e Panasonic;

- Consoles de projetores da Sony, Texas Instruments, Epson e Sanyo;
- Painés de controle da Hewllet Packard;
- Consoles de copiadoras da Canon;
- Componentes automotivos para a Ford, GM e Toyota;
- Ferramentas de mão da Black & Decker, Milwaukee Tool;
- Molinetes e carretilhas de pesca da Shimano;
- Hélices de ventiladores da Mitsubishi;
- Componentes para bicicletas da Hayes.

A tecnologia *Thixomolding*[®] tem permitido a substituição do plástico por ligas de Magnésio (AZ91D, AZ71, AM60, AM50) em algumas aplicações, com melhores características mecânicas permitindo reduzir espessuras de paredes em até 65% e ainda favorecer a reciclabilidade de componentes.

Xu Jun [2000] relata a exploração do PSS na China, em casos onde a produção de componentes automotivos através de processos convencionais de fundição sob pressão não atendiam a alta qualidade e produtividade requeridas pelas montadoras, constituindo então um gargalo na produção automotiva chinesa. No sentido de resolver tal problema, inovações baseadas no PSS foram adaptadas às máquinas já existentes nas plantas produtivas para trabalharem com as ligas A357 e Al-9Si-3Cu no estado semi-sólido refundido. Tais modificações os permitiram produzir componentes para bombas centrífugas de excelente qualidade atendendo a demanda do mercado.

Tais resultados mostram a capacidade do PSS em produção em série com qualidade de produtos com especiais e difíceis geometrias. Entretanto, o PSS tem seus maiores desenvolvimentos especificamente em processos de tixoinjeção, observa-se ainda uma carência de trabalhos desenvolvidos no campo do tixoforjamento ao ponto de viabilizá-lo comercialmente.

2.3.1) Tixoforjamento, Processo, Ferramentas e Produtos

O domínio da tecnologia de tixoforjamento é ainda deficiente, quando comparado à tixoinjeção, o que tem inibido o seu uso comercial. O forjamento livre e o recalque de peças mediante testes de compressão de semi-sólidos com altas frações sólidas têm sido os tipos de forjamentos mais estudados, segundo Chen [1996], Kang [1999] e Chayong [2000].

Trabalhos em matriz fechada têm sido desenvolvidos por Espinoza [1999], Steinhoff [2000]; utilizando, na maioria dos casos, peças com geometria em forma de disco, classificadas segundo a teoria do forjamento, como peças de classe de forma 2, cujo comportamento durante a conformação é bastante simples.

Pouco pode ser encontrado na literatura especializada sobre o tixoforjamento de peças de classe de forma 3, isto é, com formas alongadas ou tipo alavanca. Kopp [2000] apresenta pesquisa realizada com este tipo de peça, porém o trabalho visa particularmente o aprimoramento do projeto da ferramenta, sem dedicar atenção ao comportamento do material no escoamento para o preenchimento do molde, na estrutura e propriedades do produto. Rovira [2000] apresentaram bons resultados no tixoforjamento da liga A2011 em moldes de aço com geometria de classe 3, a mesma em estudo no presente trabalho.

A literatura especializada é também escassa quanto a trabalhos sobre propriedades mecânicas das peças tixoforjadas. Kapranos [1993] mostrou que produtos tixoforjados da liga A357 apresentam, após tratamento de solubilização e envelhecimento (T7), propriedades mecânicas superiores às obtidas em produtos fundidos; o autor não faz comparações com as propriedades de produtos forjados convencionalmente.

Bremer [1996] apresentou resultados de propriedades mecânicas de peças de classe de forma 3 tixoforjados a partir da liga A356 (Al-Si-7%Mg) fundida e da liga Al-Si-1%Mg no estado laminado, assim como Rovira [2000] para a liga A2011. Após T6, os produtos tixoforjados apresentam boas propriedades mecânicas, em alguns casos [Bremer, 1998] semelhantes a fundidos convencionais, porém os autores notaram heterogeneidades nas propriedades em distintas regiões da peça, o que foi atribuído ao escoamento não homogêneo da pasta reofundida.

A grande maioria de trabalhos em tixoconformação apresenta ligas de alumínio como matéria prima, entretanto, também têm sido executadas algumas pesquisas sobre a conformação de ligas de alto ponto de fusão. Kapranos [1993] apresentou o tixoforjamento de aços para ferramentas T15, M2 e H13, assim como do aço 440C, com bons resultados.

Kopp [1998 e 2000] e Lugscheider [2000] na Alemanha, desenvolveram trabalhos direcionados ao aprimoramento das ferramentas de tixoforjamento, apresentando bons resultados no desenvolvimento de ferramentas para a tixoconformação de ligas ferrosas.

A aplicação industrial do processo de tixoforjamento é ainda incipiente, devido aos seguintes fatores: limitado suprimento da matéria prima reofundida, limitado domínio da tecnologia e do conhecimento das propriedades mecânicas apresentadas pelos tixoforjados. No entanto, levando-se em conta o interesse crescente que vem despertando e o volume de pesquisas que vêm sendo desenvolvidas como consequência das vantagens potenciais do processo, é de se esperar que a conformação por forjamento de ligas no estado semi-sólido seja uma tecnologia de ampla utilização em futuro breve.

Pitts [1998], experimentou o uso de moldes não metálicos, mais especificamente grafite e um compacto de fibras de vidro sob nome comercial Sindanyo, para a tixoconformação da liga A6061. Seus resultados mostraram melhor preenchimento do molde de fibras quando comparados com moldes metálicos a temperatura ambiente, embora produtos com pior acabamento tenham sido obtidos. Moldes de grafite também podem ocasionar bom preenchimento e um melhor acabamento. Do mesmo grupo, Burke [1998], observou a melhor acabamento em peças tixoforjadas da liga A7075 em moldes de Sindanyo quando utilizado o lubrificante nitreto de boro.

Na tixoconformação de ligas de alto ponto de fusão o material do ferramental requer especial atenção, dadas as elevadas temperaturas envolvidas. Como por exemplo, na conformação de aços as altas temperaturas do material semi-sólido, geralmente entre 1300 e 1500°C, podem provocar degradação no material do ferramental por oxidação ou deformação plástica. No entanto, os menores valores de pressão requeridos na conformação semi-sólida podem permitir a utilização de moldes modulares, com o uso de insertos de materiais resistentes ao atrito e às altas temperaturas.

A possibilidade de conformação a menores temperaturas e pressões abre um ampla gama de possibilidades de utilização de diferentes tipos de materiais para a confecção de moldes, que merece ser explorada, o que poderá trazer importantes conseqüências para processos de conformação, como, principalmente, sensível redução de custos.

O uso de materiais de baixa condutibilidade térmica para a construção da ferramenta, pode permitir a conformação do material semi-sólido antes que este ceda calor à ferramenta solidificando-se. Assim se pode também reduzir o consumo de energia para o processamento, quando comparado com a utilização de matrizes metálicas.

A maioria dos trabalhos relacionados envolvendo ligas semi-sólidas trata do processo de injeção; na conformação por forjamento pode ser citados os resultados obtidos por Rovira [2001]. É sugerido em seu trabalho que o aumento da velocidade de aplicação da pressão de conformação reduz heterogeneidades composicionais no produto tixoconformado devido à segregação do líquido da pasta reofundida para extremidades da peça.

Steinhoff et al [2000], descreveu um processo de tixoforjamento observando seus parâmetros e formas construtivas do equipamento. Em conseqüência da lenta evolução microestrutural durante a reofundição, algumas etapas do pré-processamento (aquecimento, transporte e alimentação) podem ser dimensionadas de maneira a se obter sincronia com o ciclo de tixoconformação.

É comum a preparação da pasta reofundida a partir de tarugos sólidos submetidos à fusão parcial controlada (FPC) para alimentar um processo de tixoconformação, entretanto, particularmente ao processo descrito por Steinhoff, por exemplo, a liga totalmente fundida é submetida a um processo de reofundição do tipo NRC- *New RheoCasting*[®]. Aplica-se alta taxa de resfriamento em pequenos volumes da liga, provocando a super-nucleação e seu conseqüente refino de grão, entretanto, a liga ainda no estado semi-sólido, passa por estágios controladores de resfriamento, afim de se obter a morfologia adequada no reofundido para o subsequente tixoforjamento. Assim se pode controlar os parâmetros de tempo e temperatura no processo de reofundição da matéria-prima do tixoforjamento, possibilitando sua automatização.

As etapas de conformação propriamente dita e a subsequente solidificação estão combinadas em apenas um ciclo de operação da prensa. Em função da velocidade de conformação oferecida pela prensa, assim como da condutibilidade térmica do material da matriz e do punção, a temperatura destas ferramentas podem ser mantidas a níveis intermediários entre as temperaturas do ambiente e do reofundido. Entre estes parâmetros, haverá um ponto de equilíbrio possível de se preencher totalmente a cavidade da matriz imediatamente antes da subsequente solidificação do reofundido.

No caso de ferramentas de alta condutibilidade térmica, como as de aço por exemplo, somente altas velocidades de conformação permitem se trabalhar com baixas temperaturas nas ferramentas. Entretanto, utilizando-se na construção destas ferramentas, materiais de baixa condutibilidade térmica, como certos refratários, é possível se trabalhar a menores temperaturas na ferramenta, mesmo quando o equipamento não oferece grandes velocidades de conformação, o que possibilita a adaptação do processo a equipamentos de menor custo de capital e também menor custo de manutenção. É necessário, porém, se observar as conseqüências que menor temperatura no ferramental pode trazer para a microestrutura do tixoforjado. Portanto, para o sucesso da operação de tixoconformação e qualidade do produto é requerido um efetivo controle dos parâmetros de velocidade, temperaturas e condutibilidade térmica das ferramentas.

Um aspecto importante na tixoconformação é o tempo de aplicação da carga para a densificação da microestrutura e eliminação da porosidade interna. O tempo gasto para densificação da microestrutura durante a solidificação pode resultar em longos ciclos de operação.

O mais novo conceito de tixoforjamento é baseado em cinco aspectos básicos como segue [Steinhoff, 2000]:

- 1) Conformação isotérmica, afim de se explorar os benefícios do fluxo tixotrópico característico dos reofundidos, conseguindo-se grandes deformações em apenas uma etapa, as ferramentas são aquecidas a níveis de temperatura adequada. Do ponto de vista geométrico, esta condição isotérmica permite maior complexidade e também paredes mais finas. A eliminação de trincas de solidificação também é um benefício adicional do tixoforjamento isotérmico, além de

permitir baixos níveis de tensões mecânicas, possibilitando a adaptação do processo à prensas convencionais, pois o sistema de ferramentas é que sofre maiores adaptações.

2) Desacoplamento da prensa e solidificação imediatamente após a tixoconformação a ferramenta intercambiável contendo a peça tixoforjada é retirada da prensa e substituída por outra contendo o tarugo reofundido, afim de reduzir o tempo dos ciclos e aumentar a produtividade. Sob o aspecto da ferramenta, este novo conceito abre a possibilidade de se usar insertos cerâmicos nas ferramentas intercambiáveis, com apropriadas características termomecânicas e efeitos adesivos entre a peça e a superfície da cavidade. Com o uso de cerâmicas, por exemplo, é possível eliminar a necessidade do uso de lubrificantes e seus efeitos na superfície da peça.

3) Solidificação a baixa pressão, onde a ferramenta intercambiável contendo o produto tixoforjado em solidificação é então submetida à ação de vibrações, por exemplo vibrações ultra-sônicas, para reduzir a formação de porosidade na microestrutura do produto tixoforjado.

4) Densificação, onde se faz o forjamento sólido a frio ou a quente, porém com baixas deformações, apenas afim de eliminar os defeitos microestruturais remanescentes da solidificação à baixa pressão. Este processo tem o benefício adicional de garantir o *near net shape*, além de permitir o endurecimento da peça quando aplicado o forjamento sólido à frio, provocando certo nível de encruamento no material. Assim, no primeiro estágio da conformação, ou seja, no próprio tixoforjamento não se exige grandes proximidades ao *near net shape*, tampouco grandes forças de conformação, permitindo o emprego de matrizes de baixa resistência mecânica e também utilizar o processo de tixoforjamento na produção de pré-formas de complexas geometrias a serem submetidas ao forjamento sólido, agregando desta forma os benefícios da alta conformabilidade do tixoforjamento com as melhorias das propriedades mecânicas através do forjamento a frio.

5) Tratamentos termomecânicos posteriores, onde após o forjamento sólido a quente por exemplo, é possível se obter apropriadas características mecânicas em tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

Estes novos conceitos podem ser totalmente integrados em um processo produtivo, explorando-se além destes valores agregados acima citados, também os especiais aspectos de automatização, reciclabilidade, economia de energia, vantagens econômicas e ecológicas.

Baur [2000], relatou o tixoforjamento de bronze (ligas de CuZn) onde estudou os parâmetros de velocidade de conformação, geometria da matriz e tratamentos térmicos necessários apropriados ao processo. Seus resultados mostram a possibilidade do tixoforjamento de bronze, seguidos de tratamentos térmicos para melhoria das propriedades mecânicas, além de viabilizar o inserto de componentes de ligas de maior ponto de fusão à peça tixoforjada.

Neudenberger et al [2000], relata a comparação entre o tixoforjamento e a tixoextrusão de impacto transversal, observando parâmetros como a geometria da matriz, distribuição do material durante a tixoconformação, velocidade e pressão de tixoconformação. Observou também a segregação das fases e seus conseqüentes efeitos sobre as propriedades mecânicas no produto. Suas conclusões revelaram promissoras chances de produção em série com estes tipos de processos, sendo utilizáveis inclusive para componentes de complexas geometrias.

A respeito da velocidade de tixoconformação, Xiangjie et al [2000] relatou o efeito pseudo-plástico da liga A356 reofundida no estado semi-sólido com fração sólida em torno de 60%, quando submetida a diferentes taxas de deformação. Observou que a viscosidade da pasta diminui drasticamente com o aumento da taxa de deformação; entretanto, pequenas variações da fração sólida, difíceis de serem evitadas em processos experimentais desta natureza, também podem influenciar a viscosidade aparente da liga reofundida. Quando a fração sólida aumenta, aumenta também a viscosidade aparente da liga reofundida. Seus resultados cumulativos mostraram que ocorrem variações na viscosidade aparente, mesmo para uma fixa taxa de deformação, em virtude das variações de fração sólida inerentes ao tipo e aquecimento executado, afetando as cinéticas de transformação microestrutural durante a globularização da fase sólida. O equipamento utilizado para aquecimento não permite homogeneidade da temperatura no material, dificultando a repetibilidade de operações experimentais, colocando o processo em dependência da eficiência do equipamento.

Capítulo 3

Procedimentos Experimentais

Os procedimentos experimentais realizados, assim como os materiais e equipamentos utilizados neste estudo estão descritos nos itens que se seguem. Procurou-se utilizar na construção das matrizes e punções, materiais e métodos de reduzido custo, visando a exploração do potencial econômico do tixoforjamento com ferramental não metálico.

3.1) Caracterização Inicial da Matéria Prima

A liga utilizada neste trabalho foi a liga comercial A2011, de composição básica Al-5,3%wtCu.

Alguns fatores foram considerados na escolha desta liga para o estudo da tixoconformação em matrizes de areia; tais fatores favoráveis aos objetivos deste estudo podem ser enumerados como segue:

- a) A faixa de temperaturas entre as linhas *solidus* e *liquidus* é razoavelmente ampla, o que facilita o controle dos parâmetros operacionais no processo de reofundição;

- b) Os padrões de microsegregação são facilmente identificáveis, o que facilita a análise dos fenômenos envolvidos nas modificações estruturais durante o aquecimento, tixoforjamento, e posterior resfriamento;
- c) Apresenta boa resposta ao tratamento térmico de solubilização e precipitação, pois sua composição (5,3%wt Cu) está abaixo, porém muito próximo, do limite de solubilidade do Cu no Al sólido (5,65 % a 548^o C), o que permite a melhoria das propriedades mecânicas, através da formação de precipitados do soluto na matriz Al- α , através de tratamentos térmicos;
- d) Ampla utilização comercial, fundamentalmente na confecção de peças para a indústria automobilística;
- e) Na escolha da liga, foi levada também em consideração a existência de dados na literatura (Rovira 2000) sobre o tixoforjamento desta liga em matrizes metálicas. Assim, neste trabalho foram mantidos tanto a liga quanto algumas condições de tixoforjamento e a geometria do ferramental, para a análise comparativa do tixoforjamento em matrizes metálicas e não metálicas.

3.1.1) Composição Química

A análise química por espectrometria de emissão atômica, realizada pela empresa ALCOA DO BRASIL S/A, é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1- Composição química da liga A2011:

Elemento:	Cu	Bi	Fe	Si	Mn	Zn	Cr	B	Al
% em peso:	5,29	0,47	0,39	0,27	0,02	0,08	0,01	~ 0,001	Balanço

3.1.2) Diagrama de Fases Al-Cu

Na Figura 3.1, pode-se observar o diagrama de fases para ligas Al-Cu. Quando solidificada em condições convencionais de resfriamento, uma liga Al-Cu apresenta a característica morfológica de formação de dendritas da fase primária Al- α , composta de uma solução sólida de matriz Al com o soluto Cu em solubilidade máxima de 5,65% à temperatura de 548° C, intercaladas por lamelas alternadas da fase secundária composta de Al- α + CuAl₂. A fase CuAl₂, conhecida como θ , é formada por reação eutética diretamente do líquido à temperatura de 548° C contendo 33,2%Cu em peso.

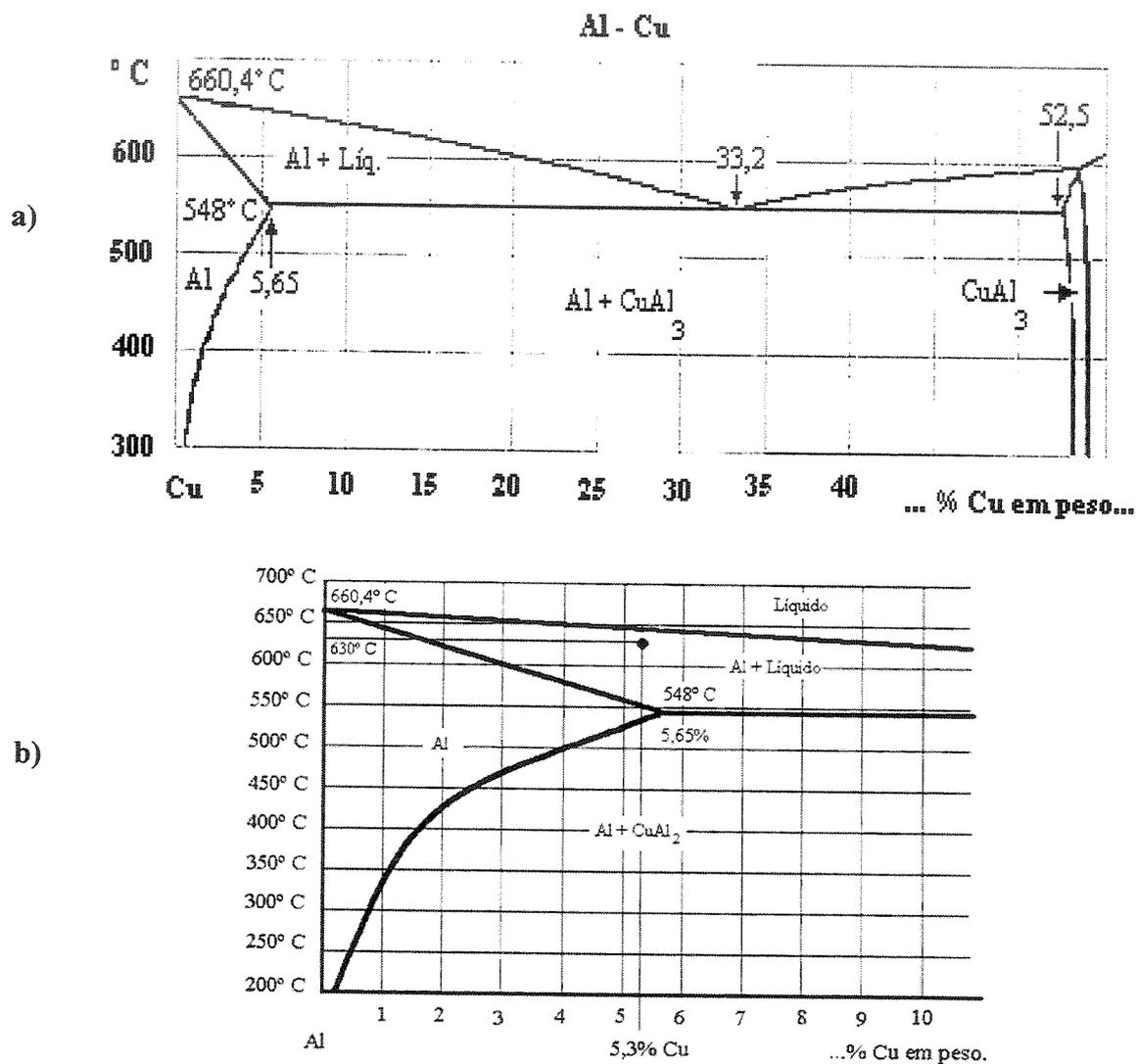


Figura 3.1- a) Diagrama de fases Al-Cu;

b) Destaque da liga utilizada.

3.1.3) Caracterização do Intervalo de Solidificação

Para a obtenção de semi-sólido reofundido, é fundamental o conhecimento prévio dos limites de temperatura correspondentes às linhas *solidus* e *liquidus* do diagrama de fases, para a perfeita manipulação dos parâmetros de reofundição e obtenção da fase sólida de morfologia globular em meio líquido, caracterizando a pasta reofundida. Para a apuração precisa destes limites, foi registrada a curva de resfriamento ($T \times t$) durante a solidificação da liga em laboratório e obtidas curvas de resfriamento e aquecimento por ATD (Análise Térmica Diferencial).

Quanto à curva de resfriamento simples $T \times t$ durante a solidificação, o resultado obtido é apresentado na Figura 3.2:

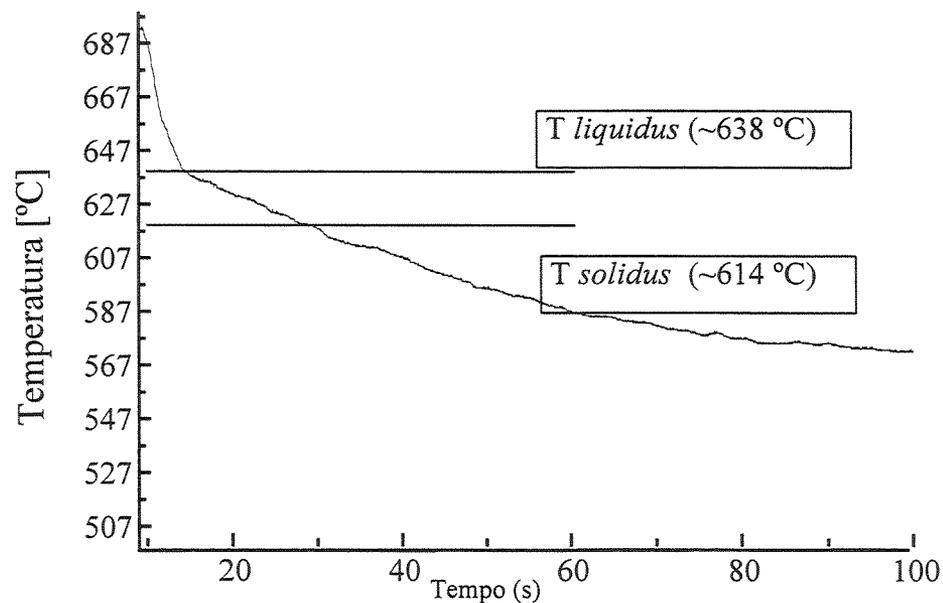


Figura 3.2- Curva de resfriamento da liga Al-5,3% Cu, [Rovira, 2001].

A partir desta curva $T \times t$, pode-se estimar a $T_{liquidus} = \sim 638 \text{ }^\circ\text{C}$ e a $T_{solidus} = \sim 614 \text{ }^\circ\text{C}$. Para garantir a precisão desta informação, foi realizada análise térmica diferencial (ATD) da liga A2011. Utilizando-se um equipamento da marca NETZSCH modelo STA 409, com um controlador modelo TASC 414/x acoplado a uma placa analógica digital modelo IEEE 488, realizou-se o processamento dos sinais de diversos ensaios através do software NETZSCH TA. Os ensaios foram realizados com duas distintas taxas de aquecimento e resfriamento, repetidos três vezes em cada condição.

O gráfico da Figura 3.3, mostra o resultado típico desta análise, onde se observa duas curvas: a curva 1 corresponde aos ciclos térmicos realizados e a curva 2 corresponde ao histograma energético ou de variação de fluxo de calor \times temperatura, durante o aquecimento e resfriamento da liga. Na curva 2 podem ser observados os picos endotérmicos e exotérmicos indicativos de absorção e liberação de energia em cada ciclo realizado.

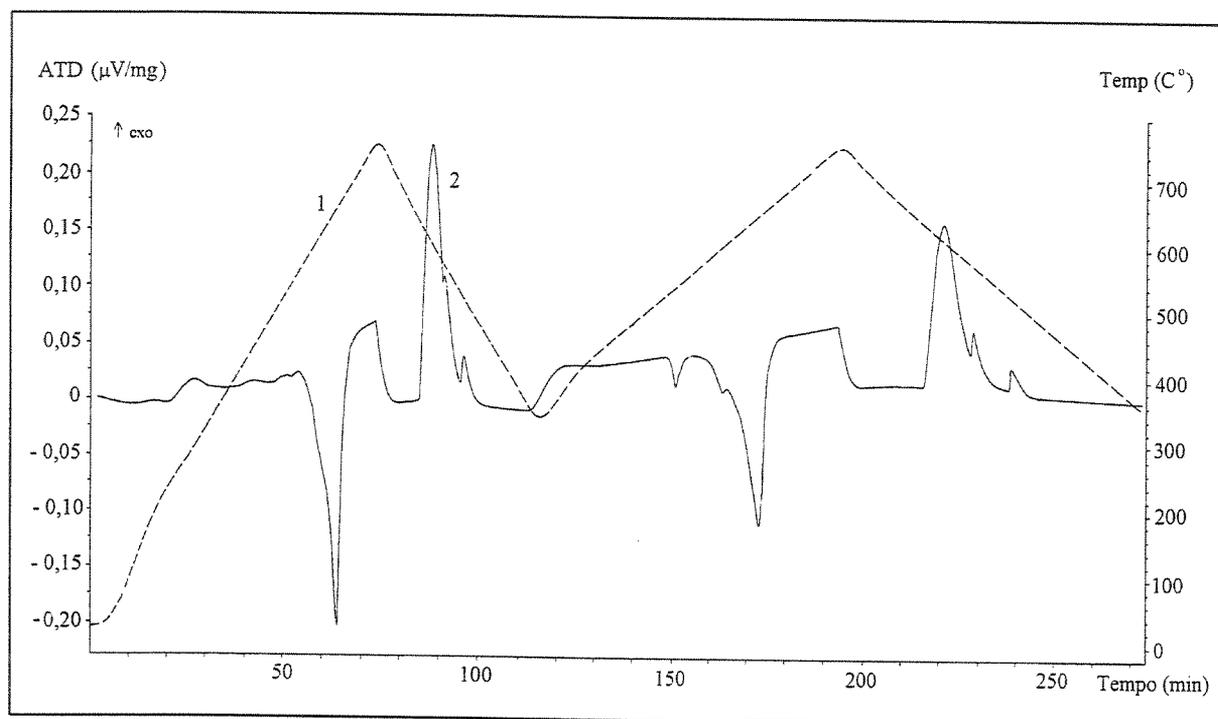
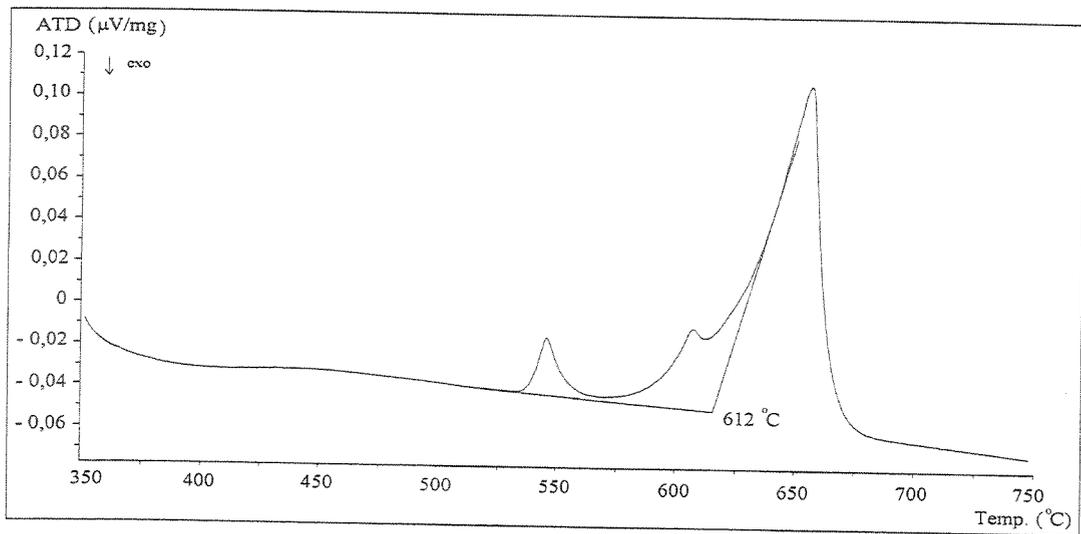


Figura 3.3- Curva de análise térmica diferencial (ATD) da liga Al-5,3%Cu;[Rovira 2001].

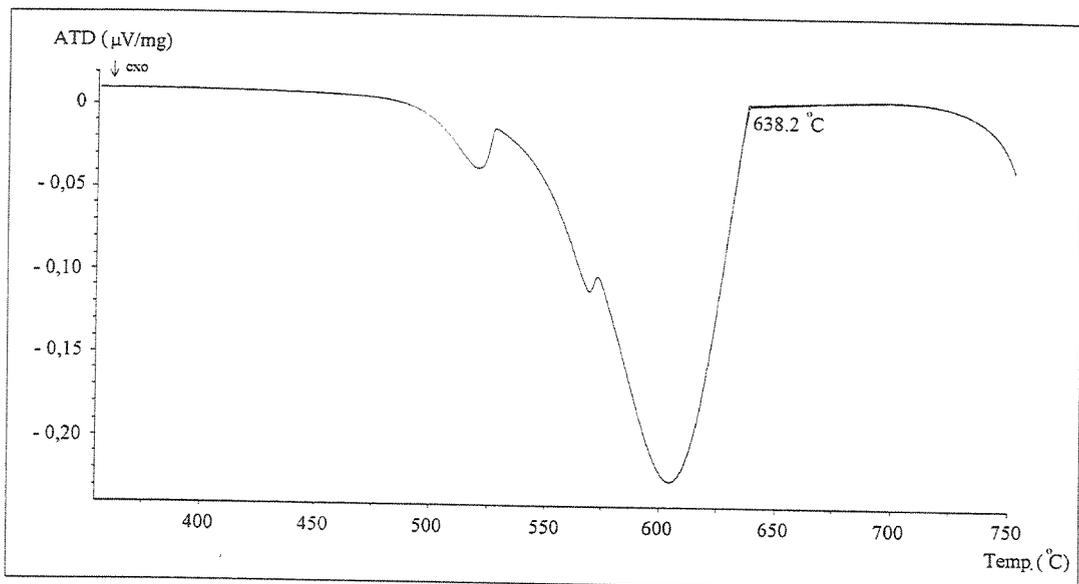
Para determinação precisa das temperaturas de transformação de fase, foram ampliados os intervalos correspondentes aos picos endotérmicos e exotérmicos das curvas obtidas na análise térmica diferencial, como mostra a Figura 3.4.

A análise térmica diferencial é realizada em condições de aquecimento e resfriamento lentas, isto é, em condições próximas ao equilíbrio, enquanto a solidificação na prática ocorre em condições distintas. Os resultados obtidos tanto por ATD quanto por curvas T x t em condições práticas, são, no entanto, similares.

Diante destes resultados foram estabelecidas as temperaturas de transformação de fase para a liga utilizada, sendo a $T_{sólida} = 612 \pm 2 \text{ } ^\circ\text{C}$ e a $T_{líquida} = 638 \pm 2 \text{ } ^\circ\text{C}$.



a)



b)

Figura 3.4- Ampliação dos picos da curva obtida como resultado da análise térmica diferencial da liga Al-5,3% Cu, velocidade de aquecimento/resfriamento $5^{\circ}\text{C}/\text{min.}$; a) pico endotérmico; b) pico exotérmico; [Rovira, 2001].

3.2) Produção de Tarugos para o Tixoforjamento

Visando um processo prático para a produção da matéria-prima a ser tixoforjada, porém eficiente na promoção de estruturas com características morfológicas apropriadas, foi utilizada a técnica de Fusão Parcial Controlada de Estruturas Refinadas (FPCER) com morfologia equiaxial, semelhante à rosetas. Uma estrutura constituída de rosetas da fase primária, quando submetida à fusão parcial controlada, pode se transformar facilmente numa morfologia globular, caracterizando a pasta reofundida. Neste caso, o fenômeno de globularização da fase primária ocorre naturalmente através de difusão atômica, para que haja a redução das tensões superficiais, isto é, a fase sólida tende a assumir a forma esférica pois esta é a forma geométrica com a maior relação volume/superfície.

Portanto, a primeira etapa da obtenção de matéria prima para o tixoforjamento é a produção de lingotes de estrutura ultra refinada, a partir dos quais são obtidos tarugos para a reofundição por FPCER.

3.2.1) Obtenção de Lingotes Ultra Refinados

A morfologia equiaxial a ser reofundida por fusão parcial controlada é obtida pelo ultra refino de grão da liga Al-5,3%Cu. A liga foi fundida e inoculada com a “ante-liga” Al-5%Ti-1%B, vazada com reduzido superaquecimento e solidificada sob alta taxa de resfriamento. Nestas condições, espera-se a promoção de elevada taxa de nucleação e forte restrição ao crescimento dendrítico.

A liga Al-5,3%Cu foi fundida à temperatura de 780° C em forno elétrico de resistência. Após a fusão, a liga foi retirada do forno e inoculada a 720° C com a “ante-liga” Al-5%Ti-1%B, numa proporção correspondente à adição de 0,2% em peso de Ti à liga Al-5,3%Cu, seguida de agitação para homogeneização da distribuição do refinador.

Ao atingir 655° C, a liga foi vazada em moldes cilíndricos de aço SAE 1020, com diâmetro interno de 47 mm, altura de 200 mm e espessura de parede de 6 mm, pintados com fina camada de alumina e mantidos à temperatura ambiente. Desta forma, condicionou-se a taxa de resfriamento da liga para sua solidificação.

Os lingotes assim produzidos foram usinados e as regiões do rechupe, formado na solidificação, foram descartadas produzindo-se tarugos menores, com diâmetro de 44 mm e comprimento de 40 mm, utilizados para a reofundição e tixoforjamento.

A Figura 3.5 ilustra esquematicamente o procedimento experimental para a produção de tarugos para a reofundição e posterior tixoforjamento.

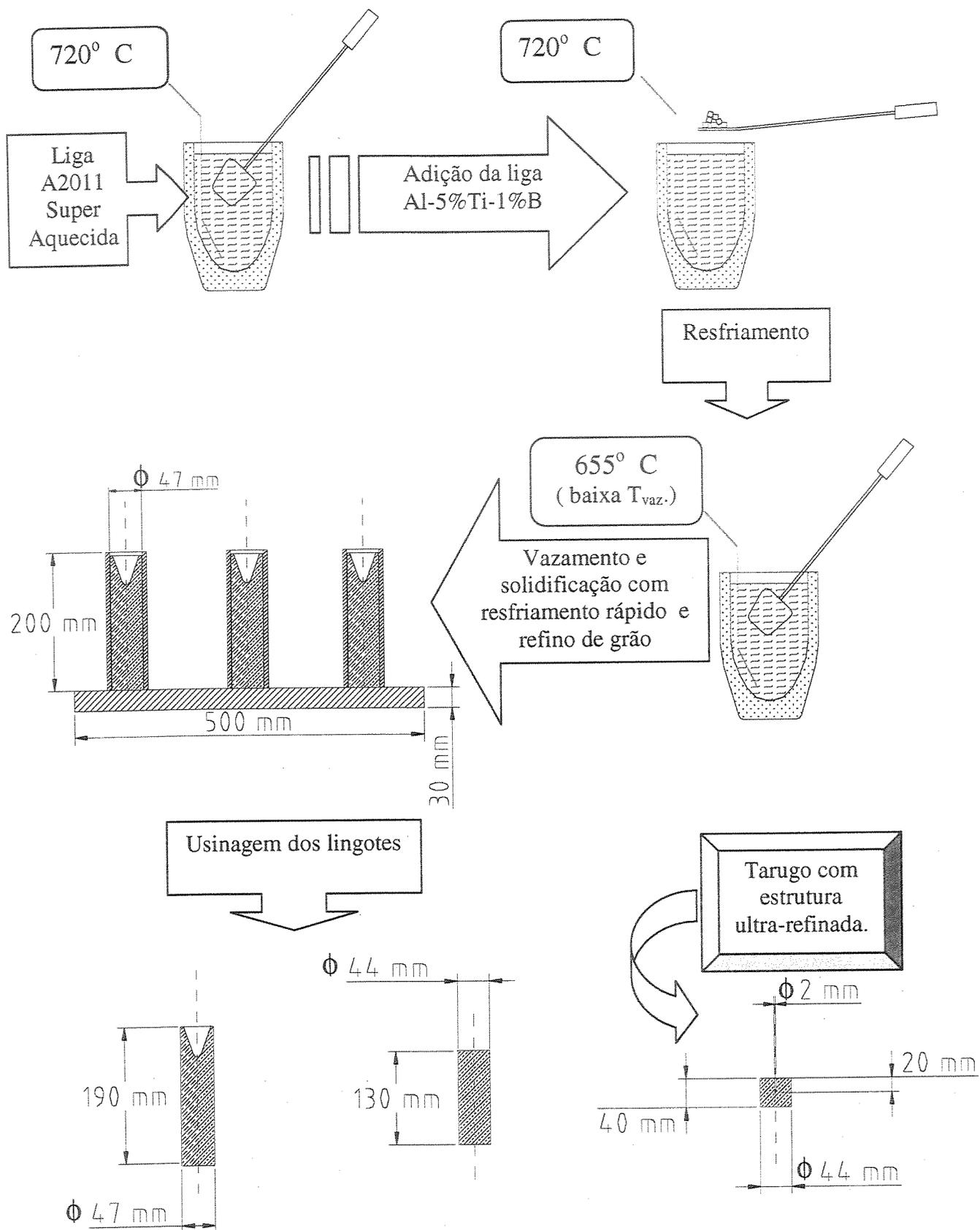


Figura 3.5- Ilustração do processo de obtenção de tarugos de estrutura ultra refinada.

3.2.2) Obtenção de Tarugos Reofundidos

Os tarugos com estrutura ultra refinada obtidos foram submetidos à reofundição (globularização da estrutura e formação de líquido) por fusão parcial controlada (FPC), à temperatura de $T = 630^{\circ} \text{C}$, utilizando-se um forno tipo mufla. A reofundição por fusão parcial controlada foi realizada imediatamente antes do tixoforjamento.

O tarugo com estrutura ultra refinada foi colocado em um cadinho de aço, com paredes de 10 mm de espessura já aquecido dentro do forno tipo mufla instalado próximo à prensa. Durante a FPC, a sua temperatura foi monitorada por um termopar Cromel-Alumel, posicionado no seu centro de massa. Foram assim adquiridas curvas de T & t , durante o tratamento de FPC, para controle do tempo de aquecimento e da precisa temperatura de reofundição.

A temperatura de reofundição utilizada corresponde, segundo a equação de Scheil, a aproximadamente 47% de fração sólida na pasta reofundida. A equação de Scheil, que relaciona a fração sólida com a temperatura T no intervalo entre T_{solidus} e T_{liquidus} , é dada por:

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

onde : f_s = fração sólida;

T = temperatura da liga;

T_f = temperatura de fusão do Al;

T_l = temperatura *liquidus* da liga;

$k = C_s / C_l$;

C_l = concentração de soluto no líquido em T ;

C_s = concentração de soluto no sólido em T ;

Previamente aos testes de tixoforjamento, foram realizados testes para análise da estrutura resultante dos tratamentos térmicos. Observou-se que atingindo-se a temperatura de 630°C em tempo total de aquecimento $t_{\text{aquec.}} = 40$ minutos a partir da T_{ambiente} até T , e tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}}$ (614°C) $t_{\text{reof.}} = 15$ minutos, a fração sólida na liga corresponde a aproximadamente 65%. Isto ocorre porque a cinética e transformação da estrutura na fusão parcial é diferente da cinética de solidificação em equilíbrio representada pela equação de Scheil. Buscou-se utilizar estas condições de reofundição em todos os testes de tixoforjamento.

3.3) Testes de Tixoforjamento

Tarugos refundidos com diâmetro de 44 mm e altura de 40 mm, foram submetidos ao tixoforjamento segundo descrito nos itens que se seguem.

3.3.1) Ferramental de Tixoforjamento Utilizado

O ferramental utilizado nos experimentos de tixoforjamento desenvolvidos neste trabalho consta de:

a) Prensa hidráulica; b) Forno resistivo para aquecimento da matriz; c) Módulo de aquisição de dados; d) Indicador eletrônico de temperatura e termopares.

- a) Prensa hidráulica: capacidade de carga máxima de 300 kN. Seu sistema hidráulico dispõe de um manômetro com exatidão de 5×10^{-3} Pa, que indica a pressão do óleo exercida sobre o pistão hidráulico; sabendo-se que o diâmetro do pistão é de 120 mm, é possível calcular a força exercida no momento da tixoconformação. Sua velocidade de avanço é única e de valor 2,5 mm/s. A prensa dispõe de uma mesa de apoio com altura regulável, onde se apoia a matriz para o tixoforjamento e o pistão hidráulico é fixo na posição vertical superior à mesa.
- b) Forno resistivo para aquecimento da matriz: desenvolvido especialmente para este fim [Rovira 2001], tem geometria retangular com câmara de (280; 140; 140 mm), onde se instala a matriz. Este forno é móvel, podendo ser facilmente manuseado e instalado sobre a mesa da prensa, envolvendo a matriz fixada no centro da mesa da prensa, deixando exposta apenas a face superior com a cavidade da matriz. Desta forma, a matriz pode ser aquecida a partir de suas quatro faces laterais expostas e próximas às paredes internas do forno; o forno de potência máxima de 3 kW, é mantido ligado durante o processo de tixoforjamento, reduzindo os efeitos de alterações excessivas da temperatura durante o processamento. O forno é alimentado por um controlador de temperatura, no qual foi instalada uma unidade Omron E5Ex, que permite o cálculo da potência necessária para manter estabilidade térmica através de cálculo diferencial integral.

- c) Módulo de aquisição de dados: é constituído de uma célula de carga, um indicador e transmissor de pesagem, um conversor de sinais analógico/digital, um computador com *software* apropriado para leitura dos sinais, para monitorar a força de tixoforjamento. A célula de carga, modelo W da Alfa Instrumentos, é um transdutor de força baseado no princípio geral de interpretação de força física em termos de corrente ou tensão elétrica correspondente (extensômetros elétricos), montado em carcaça de aço de alta resistência mecânica e revestido com níquel, com proteção IP67 contra água; possui quatro sensores (extensômetros elétricos) ligados em ponte de Wheatstone. O indicador transmissor de pesagem, que recebe os sinais da célula de carga, é um modelo 3103 da Alfa Instrumentos, que permite a leitura direta da força exercida sobre a célula de carga e fornece sinal analógico entre 4 e 20 mV ao conversor analógico/digital instalado no computador; possui calibração, tara e busca automática de zero, facilitando o experimento e garantindo repetibilidade dos testes. O conversor analógico/digital é do tipo AQB11/12, para instalação em computadores de barramento ISA de 16 bits. O processamento dos dados fica sob encargo do *software Forja*, especialmente desenvolvido para este fim pela T&S Equipamentos Eletrônicos. Este *software* permite a interpretação dos sinais gerados pelo conversor analógico/digital, com opção de seleção da faixa de força a ser lida, do número de pontos a serem adquiridos e da frequência da aquisição, sendo os valores lidos exibidos em forma de gráfico. Os dados podem ser gravados em arquivo de fácil manuseio e processamento no ambiente Windows.
- d) Indicador de temperatura da marca Autonics, modelo T4WM – N3NKCC, operando de 0° a 1200° C, +/- 1° C, com cinco canais de leitura, onde são instalados termopares do tipo K, para controle das temperaturas do reofundido e da matriz.

3.3.2) Matrizes e Punções para o Tixoforjamento

Para os testes de tixoforjamento, foram concebidos matrizes e punções segundo geometria e dimensões apresentadas na Figura 3.6:

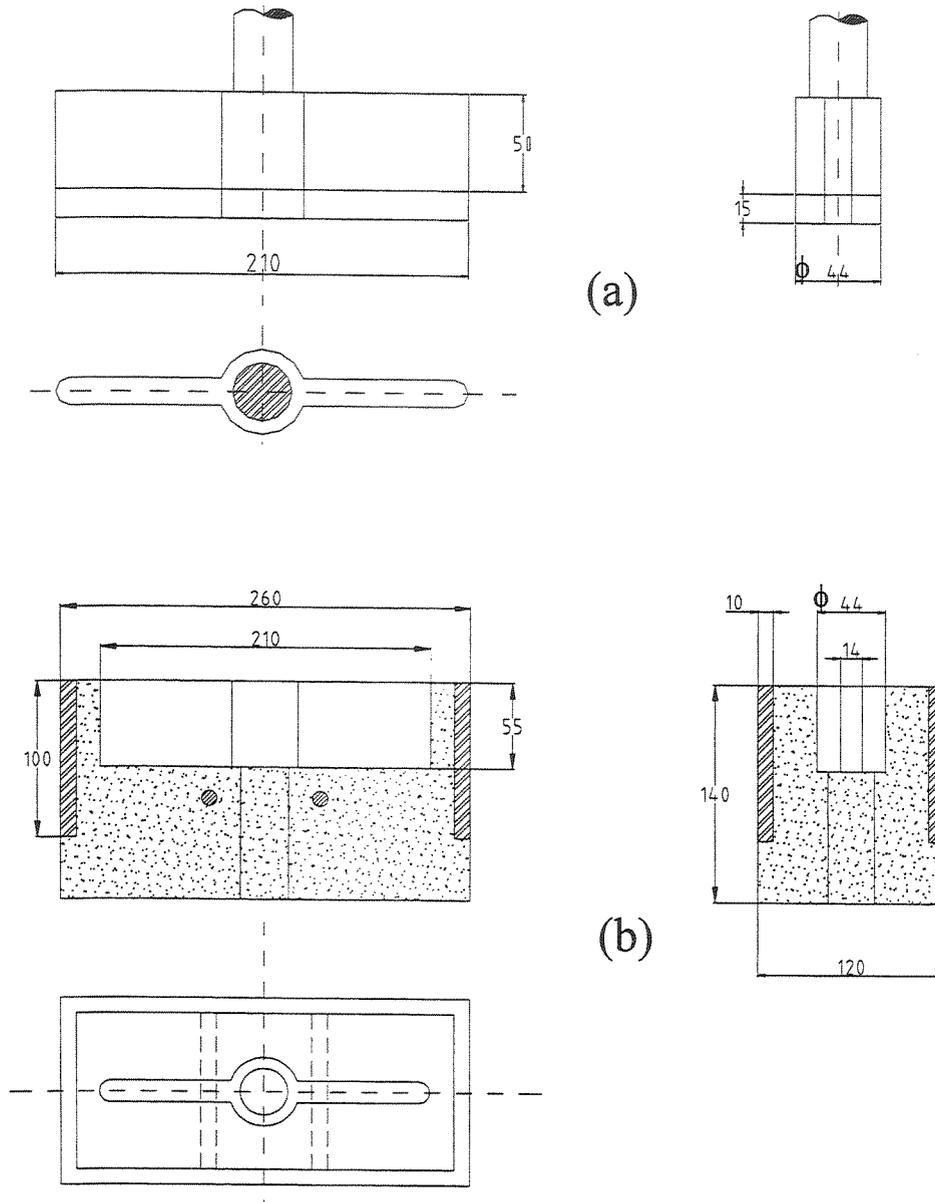


Figura 3.6- Geometria do punção (a) e matriz (b) projetados e construídos para os testes de tixoforjamento (medidas em milímetros).

Esta geometria foi escolhida por apresentar alto grau de dificuldade de forjamento, considerando-se os aspectos teóricos do forjamento convencional, com a finalidade de explorar a potencialidade de escoamento das pastas reofundidas. Nota-se também, que a cavidade da matriz possui ângulos retos, afim de se observar a capacidade da pasta reofundida em preencher corretamente a cavidade, mesmo em condições extremas sem o uso de curvas de suavização do fluxo.

Além disso, procurou-se manter a mesma geometria utilizada em trabalho da literatura [Rovira, 2000] sobre o tixoforjamento da liga A2011 em matrizes de aço, para permitir a comparação dos dois tipos de matrizes.

a) Materiais empregados na construção das matrizes:

Para a construção de matrizes ou moldes de tixoforjamento, foram utilizados materiais comumente empregados na confecção de moldes de areia para a fundição convencional.

Diferentes tipos de misturas básicas de moldagem foram utilizadas na confecção das matrizes não metálicas para o tixoforjamento: areia silicosa aglomerada com resina fenólica alcalina e areia silicosa aglomerada com cimento comum ($\text{CaO} + \text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$); também foram utilizados materiais refratários a base de alumina e sílica para o revestimento interno da cavidade da matriz e da frente de avanço do punção.

Foi utilizada areia silicosa módulo AFS 45/50 e como aglomerante, foi utilizada resina fenólica alcalina da Foseco, comumente utilizada em fundições, com catalisador à base de éster. Diferentes teores de resina (3% 5% e 10% em peso da areia) foram testados para a otimização da resistência mecânica da matriz. O teor de catalisador utilizado foi sempre de 20% em peso da resina.

No caso de areia com cimento, foi sempre utilizado um teor de cimento igual a 33% em peso da areia, com o acréscimo de água em 17% em peso da mistura.

No caso da moldagem com o menor teor de resina (3% em peso de areia), foi utilizada uma tela de aço inoxidável no interior do bloco da matriz, distante 10 mm da superfície da cavidade, para garantir sua resistência mecânica.

Na maioria dos demais casos, foi utilizada uma estrutura externa de aço (SAE1020), tipo cinta, para prevenir a abertura da matriz durante o tixoforjamento.

Com o objetivo de melhorar o acabamento superficial dos produtos, foram testados diferentes tipos de superfície de contato entre a matriz e o metal refundido: a própria mistura de moldagem (areia + resina ou areia + cimento), alumina com resina fenólica, tinta refratária a base de alumina (Unifrax[®] QF-180), massa refratária amoldável a base de fibras cerâmicas e sílica (Fiberfrax[®]). A espessura do revestimento da cavidade com estes materiais foi entre 1 e 6 mm.

b) Confecção das matrizes:

A operação de moldagem das matrizes de areia exigiu a confecção de modelos. Foi utilizado inicialmente um modelo de gesso; entretanto a moldagem com gesso se mostrou um tanto dificultosa para a confecção deste tipo de matriz. Desenvolveu-se então, uma caixa de moldagem de madeira, para dar as dimensões externas à matriz não metálica, e um modelo usinado em alumínio para dar forma à cavidade da matriz.

As superfícies do modelo foram lixadas com lixas de grana 220, 400 e 600, e então enceradas proporcionando perfeita desmoldagem das matrizes, obteve-se com este procedimento, um melhor acabamento na matriz de areia.

No caso das matrizes de areia com resina, o modelo foi preenchido com a mistura de moldagem e compactado manualmente. Após a rápida cura da resina, a matriz foi desmoldada, estando pronta para a utilização.

No caso das matrizes de areia com cimento, a caixa de moldagem foi preenchida com a mistura de moldagem e compactado com aplicação de vibrações, para retirada de possíveis bolhas de ar presas no interior da mistura. Após lenta cura do cimento, aproximadamente 24 h à temperatura ambiente, a matriz foi desmoldada e mantida à temperatura de 200° C por 8 h, para eliminação da umidade, estando então pronta para a utilização nos testes de tixoforjamento.

Em alguns casos, material de revestimento, como citado anteriormente, foi aplicado diretamente sobre o modelo de alumínio na espessura desejada. Realizado o processo de cura apropriado para cada material utilizado como revestimento, o modelo é então montado na caixa

de madeira e seu volume é preenchido com a mistura de areia com resina ou cimento, completando a fabricação da matriz.

c) Punções:

Nos testes de tixoforjamento foi utilizado um punção segundo desenho da Figura 3.7, fabricado em aço ferramenta VH13. O punção foi utilizado com e sem revestimento refratário de 15 mm de espessura. Diferentes tipos de revestimento foram utilizados: areia silicosa com resina fenólica a 10% em peso, alumina com resina fenólica a 30% em peso, massa refratária a base de fibras cerâmicas e sílica (Fiberfrax[®]) e tinta refratária a base de alumina (Unifrax[®] QF-180).

Para se produzir o revestimento do punção, em alguns casos foram utilizados moldes feitos em gesso; estes moldes foram preenchidos com o material de revestimento e o punção nele mergulhado. Após secagem, o material refratário ficou firmemente aderido ao aço. Em outros casos, como no caso do revestimento de Fiberfrax[®], o material foi aplicado diretamente sobre o punção, moldado manualmente e curado sob ação de calor conforme recomendações do fabricante. Em todos os casos o acabamento superficial dos punções foi feito manualmente, ajustando o punção à cavidade da matriz através de lixamento. Em alguns casos utilizou-se tinta refratária a base de alumina, de denominação comercial Unifrax[®] QF-180, para melhorar o acabamento superficial.

Diferentes combinações Matriz/Punção foram testadas, buscando a otimização do processo de tixoforjamento, em termos de preenchimento total da matriz e de aceitável qualidade superficial no produto tixoforjado. A Tabela 3.2 apresenta todos os tipos de matrizes e punções empregados e as combinações M/P empregados nos testes de tixoforjamento.

Tabela 3.2 – Relação das matrizes e punções utilizados nos testes de tixoforjamento:

MATRIZES		PUNÇÕES	
Tipo	Componentes	Tipo	Componentes
M1	<ul style="list-style-type: none"> - Areia silicosa + 3 % peso resina fenólica; - Tela de aço interna ao bloco; - Toda superfície pintada com resina fenólica. 	P1	<ul style="list-style-type: none"> - Aço. - $T_{\text{punção}} = T_{\text{ambiente}}$.
M2	<ul style="list-style-type: none"> - Areia silicosa + 10 % peso resina fenólica; 	P2	<ul style="list-style-type: none"> - Aço revestido (15 mm) com areia + 10% resina fenólica; - $T_{\text{punção}} = T_{\text{matriz}}$.
M3	<ul style="list-style-type: none"> - Areia silicosa + 5 % peso resina fenólica; - Cinta de aço. 		
M4	<ul style="list-style-type: none"> - Areia silicosa + 5 % peso resina fenólica; - Cavidade revestida (5 mm) com alumina e 30 % peso resina fenólica; - Cinta de aço. 	P3	<ul style="list-style-type: none"> - Aço revestido (15 mm) com alumina + 30 % peso resina fenólica; - $T_{\text{punção}} = T_{\text{matriz}}$.
M5	<ul style="list-style-type: none"> - Areia silicosa + 5 % peso resina fenólica; - Cavidade revestida (5 mm) com areia + 33% peso cimento comum; - Cinta de aço. 	P4	<ul style="list-style-type: none"> - Aço revestido com Fiberfrax (15 mm) e QF-180 (1 mm). - $T_{\text{punção}} = T_{\text{matriz}}$.
M6	<ul style="list-style-type: none"> - Areia silicosa + 33% peso cimento comum; - Cavidade revestida Fiberfrax (5mm) e QF-180 (1mm); - Cinta de aço. 		
M7	<ul style="list-style-type: none"> - Areia silicosa + 33% peso cimento comum; - Cavidade pintada com QF-180 (1mm); - Cinta de aço. 		

3.3.3) Condições de Tixoforjamento Testadas

Inicialmente foi fixado o parâmetro temperatura de reofundição em 630° C, equivalente à fração sólida teórica de 47% na liga reofundida, segundo a equação Scheil. Este valor foi adotado tendo em vista bons resultados no tixoforjamento em matrizes metálicas, obtido por Rovira [2000] para a liga em estudo.

Os parâmetros investigados neste trabalho foram: os materiais utilizados para confecção da matriz e do punção, assim como a temperatura da matriz no momento do tixoforjamento. Como visto no item anterior, foram utilizados diferentes misturas de moldagem e diferentes tipos de revestimentos no punção e na cavidade da matriz.

Quanto à temperatura da matriz e punção, foram utilizados valores variando de 90 a 380° C, bem menores que os valores utilizados no tixoforjamento em matrizes metálicas, na mesma velocidade de conformação, onde em geral a temperatura da matriz é a mesma do tarugo reofundido, [Rovira, 2000]. Diferentes combinações entre matriz, punção e temperatura foram testadas, conforme apresentado na Tabela 3.3. Com exceção do primeiro experimento, todos os seguintes foram realizados mantendo-se a mesma temperatura no punção e na cavidade da matriz.

Tabela 3.3- Condições de tixoforjamento testadas.

Tipos Matriz / Punção:	Temperatura da Cavidade (° C):	Temperatura do Punção (° C):	Temperatura de Reofundição (° C):
M1 / P1	250	30	630
M2 / P2	210	210	630
M3 / P2	90	90	630
M4 / P3 (1)	320	320	630
M4 / P3 (2)	320	320	630
M5 / P4	330	330	630
M6 / P4 (1)	220	220	630
M6 / P4 (2)	380	380	630
M6 / P4 (3)	380	380	630
M7 / P4 (1)	360	360	630
M7 / P4 (2)	350	350	630

3.3.4) Descrição da Operação Típica de Tixoforjamento

A operação de tixoforjamento típica adotada consistiu de três etapas básicas: o aquecimento da matriz e do punção, a reofundição do tarugo pelo processo de Fusão Parcial Controlada (FPC), e o tixoforjamento propriamente dito. O aquecimento da matriz e do tarugo foram feitos em diferentes fornos de modo que ambos atingissem simultaneamente as temperaturas requeridas no momento do tixoforjamento. Atingida tal condição, o tarugo reofundido foi transferido para a cavidade da matriz sendo em seguida tixoforjado.

Para o aquecimento da matriz foi utilizado um forno elétrico de resistência, envolvendo a matriz de maneira que o calor a aqueceu através de suas paredes laterais. A temperatura da cavidade da matriz foi monitorada através de um termopar tipo K instalado em seu centro, junto à superfície do fundo da cavidade, obtendo-se a curva $T \times t$. O punção foi mantido dentro da cavidade da matriz durante seu aquecimento, assim a temperatura do punção e da matriz foi considerada a mesma. Para a reofundição foi também utilizado forno elétrico de resistência, do tipo mufla, onde é colocado um cadinho de aço SAE1020, com paredes de 10 mm de espessura e cavidade interna igual às dimensões do tarugo a ser reofundido, pintado com alumina e aquecido à temperatura do forno. Este cadinho serviu de base para suportar o tarugo a ser reofundido no interior do forno e para transportá-lo para a matriz de tixoforjamento. Um termopar tipo K de 1,5 mm de diâmetro foi instalado no centro do tarugo para permitir o monitoramento de sua temperatura durante a reofundição, obtendo-se sua curva $T \times t$.

Atingidas as temperaturas requeridas para o processo, o tarugo foi transferido para a cavidade central da matriz, seguido do tixoforjamento. O tempo entre a transferência do tarugo do forno para a matriz e início do tixoforjamento em todos os casos foi da ordem de 45 segundos. O avanço do punção foi mantido até que se atingisse uma marca no ferramental, correspondente ao volume da peça a ser tixoforjada ou até que houvesse qualquer sinal de ruptura da matriz em teste.

Durante o tixoforjamento, foi monitorada a variação da força com o tempo de processamento, utilizando-se o sistema de aquisição de dados descritos em item anterior. Após o tixoforjamento, o conjunto peça/matriz foi resfriado em água, em seguida a matriz foi destruída para a extração da peça. As etapas do processo de tixoforjamento são apresentadas esquematicamente na Figura 3.7:

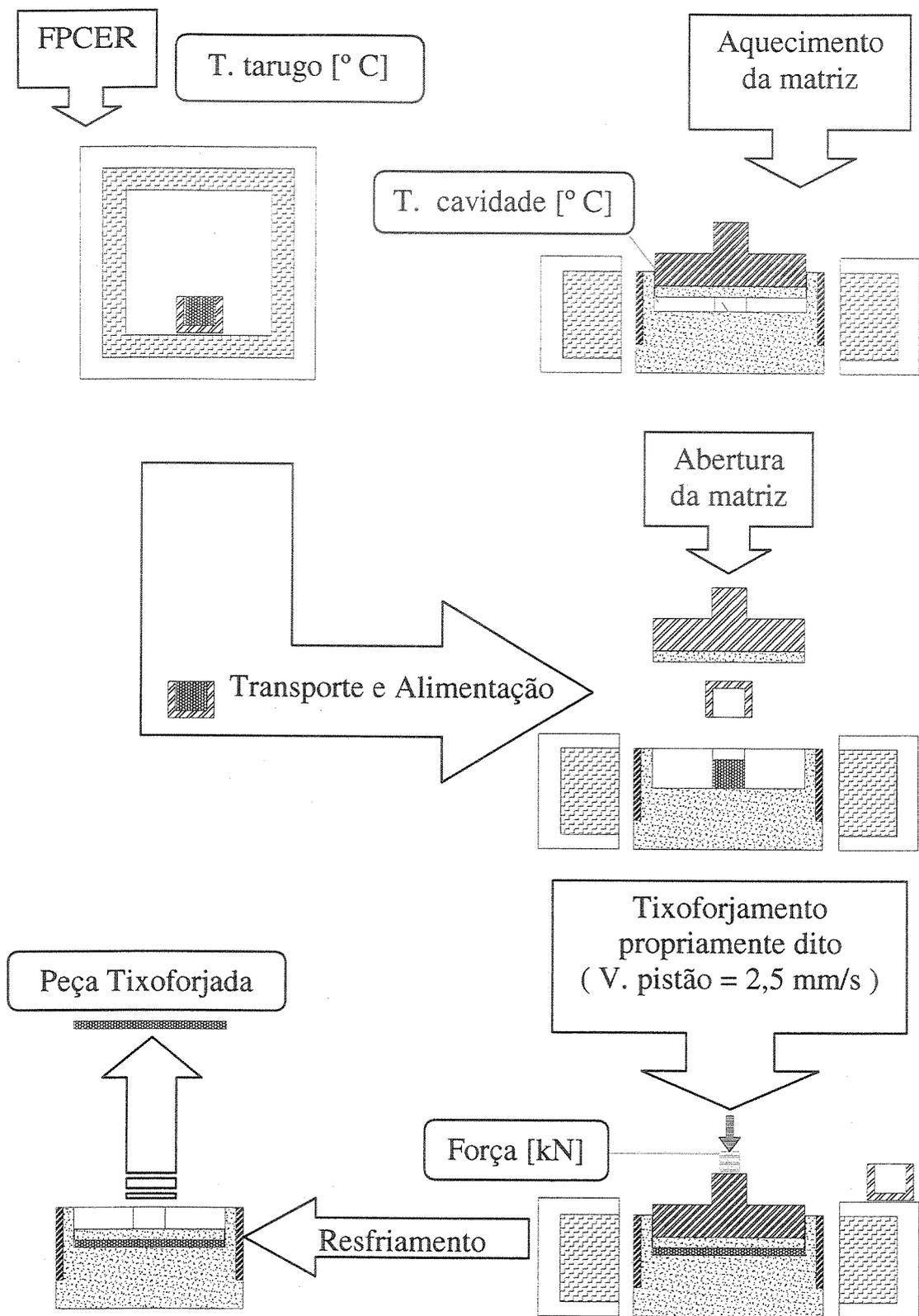


Figura 3.7 – Ilustração das etapas de tixoforjamento.

3.4) Técnicas de Análise dos Resultados

Os lingotes de estrutura refinada, tarugos refundidos e peças tixoforjadas, foram seccionados, lixados e polidos para análises microestruturais.

As imagens metalográficas foram obtidas através de um microscópio óptico Neophot 55, digitalizadas e analisadas pelo sistema de análise de imagens LEICA Q 500 MC, acoplado ao microscópio.

Ensaios de dureza também foram realizados nas peças tixoforjadas.

3.4.1) Lingotes de Estrutura Refinada

Considerando-se as condições de refino de grão descritas no item 3.2.1, um lingote de estrutura refinada obtido em uma operação típica foi seccionado de maneira a se obter amostras para análise da micrografia de diferentes regiões representando a sua parte superior próxima ao rechupe, a parte central e também a parte inferior próxima à base da lingoteira.

As amostras foram lixadas com lixas de carboneto de silício de granas 180, 360, 600 e 1200 respectivamente, sendo lavadas com água e sabão, submetidas à limpeza por ultra-som após cada lixamento.

O polimento foi realizado com pastas de diamante de grana 6 microns e 1 micron, sendo submetidas à limpeza por ultra-som após os polimentos.

O ataque químico foi realizado durante dez segundos, utilizando-se o reativo de Keller, composto por: HF (2 cm³), HCl (3 cm³), HNO₃ (2 cm³) e H₂O (190 cm³).

Nas amostras assim preparadas, foi medido o tamanho médio de rosetas, utilizando analisador de imagens. Foram feitas 400 medições de tamanho de roseta, medindo-se individualmente cada roseta em duas direções perpendiculares e então calculada a média destas diagonais.

3.4.2) Tarugos Reofundidos

Considerando-se as condições de reofundição descritas no item 3.2.2, um tarugo reofundido obtido em uma operação típica foi resfriado em água à temperatura ambiente e seccionado longitudinalmente para análise micrográfica.

Foram escolhidas 16 regiões para análise da microestrutura, conforme ilustrado na Figura 3.8.

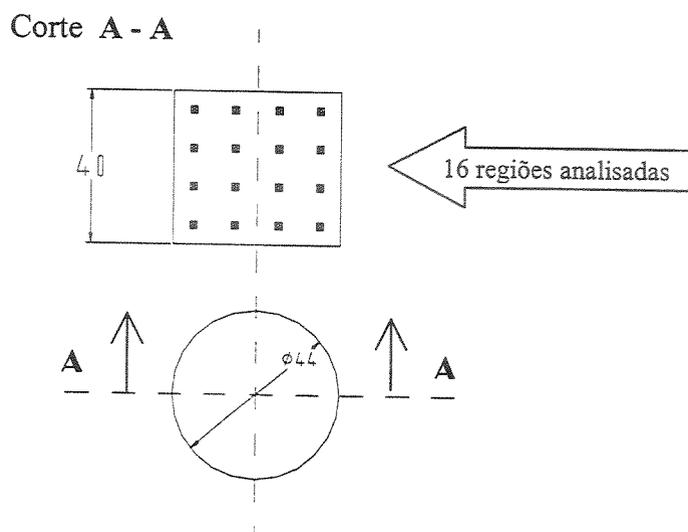


Figura 3.8 – Ilustração do plano observado nas micrografias do tarugo reofundido.

O preparo metalográfico utilizado seguiu o mesmo procedimento adotado para a observação da microestrutura refinada, descrito no item anterior. Nas amostras assim preparadas, foram medidos o tamanho de glóbulo da fase primária e a fração sólida na pasta reofundida, dada pela fração ocupada pela fase primária no reofundido solidificado.

Para cada uma das 16 regiões analisadas, foram tomadas 150 medições de tamanho de glóbulo através do analisador de imagens, medindo-se cada glóbulo individualmente em duas direções perpendiculares e calculada a média destas diagonais como sendo o tamanho médio de glóbulo na região observada. Sobre todas as medições efetuadas desta forma no plano de análise, foi calculado um valor médio representando o tamanho de glóbulo do tarugo reofundido.

A fração sólida em cada uma das 16 regiões, foi calculada individualmente através do analisador de imagens, por contagem da área correspondente à fase alfa globular em relação à área total da imagem analisada, afim de observar sua distribuição no plano observado. Sobre estes 16 valores obtidos, foi calculado um valor médio representando a fração sólida de todo o tarugo reofundido.

3.4.3) Peças Tixoforjadas

Os resultados obtidos nos tixoforjamentos foram analisados qualitativamente quanto à capacidade de preenchimento da cavidade da matriz, para as diferentes combinações entre matrizes, punções e suas temperaturas, observando-se o aspecto geral do produto obtido.

Quatro peças tixoforjadas que apresentaram preenchimento de 100 % da cavidade da matriz e de aparência geral aceitável, tiveram um de seus dois braços seccionados de maneira a se obter amostras para análises microestruturais, o outro braço de cada uma destas peças foi seccionado para ensaios de dureza.

Foram escolhidas para análise 4 regiões aleatórias dentro de 5 macro-regiões definidas ao longo dos braços, conforme indicado na Figura 3.9.

O preparo metalográfico seguiu os mesmos procedimentos descritos anteriormente. Em cada região de análise (total de 20 regiões por peça tixoforjada), foram medidos o tamanho médio de glóbulo da fase primária e a fração sólida.

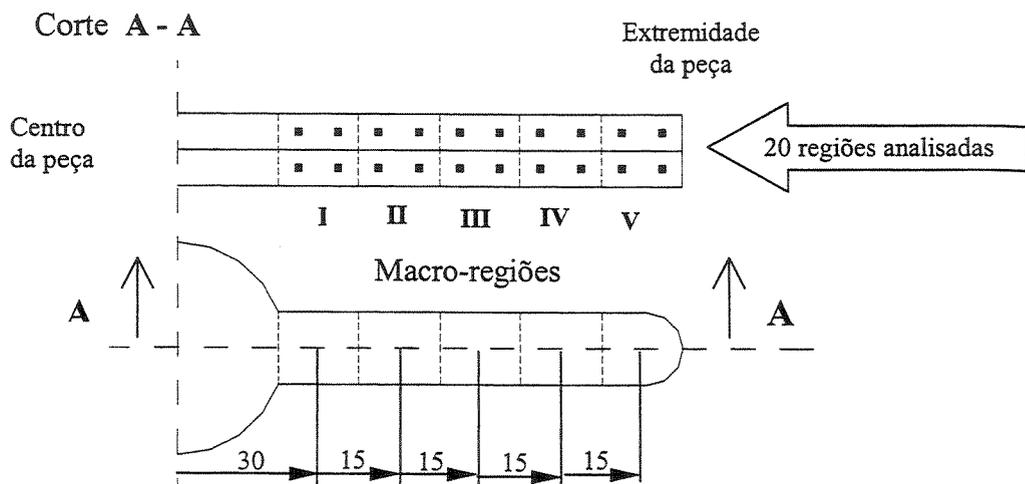


Figura 3.9- Ilustração do plano observado nas micrografias da peça reofundida.

Em cada uma das 20 regiões analisadas por peça tixoforjada, foram tomadas 150 medições de tamanho de glóbulo, isto é, 3000 medições de tamanho de glóbulo por peça. As medições foram feitas através do mesmo procedimento citado em itens anteriores.

De cada 600 medições de tamanho de glóbulo, obtidas para cada macro-região, conforme ilustrado na Figura 3.9, foi calculado o valor médio de tamanho de glóbulo e seu respectivo desvio padrão. As medições de fração sólida foram realizadas através do analisador de imagens, por contagem da área correspondente à fase globular em relação à área total da imagem analisada.

Em cada uma das 5 macro-regiões analisadas por peça tixoforjada, conforme ilustrado na Figura 3.9, foram também tomadas 10 medições de fração sólida, totalizando 50 medições por peça. Destes 10 valores obtidos em cada macro-região, foi calculado um valor médio.

Nos produtos tixoforjados foram também realizados ensaios de dureza Brinell, realizando-se 6 medições em cada uma das 5 macro-regiões e calculado um valor médio de dureza para cada macro-região. O procedimento adotado seguiu a norma NBR 6394 de Dez./80. As medições foram executadas em um durômetro marca HECKERT - WPM modelo HPO 250, previamente testado com bloco padrão apropriado comprovando-se a sua correta calibração. As indentações foram realizadas utilizando-se esfera de ϕ 2,5 mm e força de 306,5 N correspondentes às medidas com grupo de carga 5.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

4.1) Tarugos Ultra Refinados e Refundidos

A matéria prima para o tixoforjamento, ou seja, tarugos refundidos no estado semi-sólido, foi produzida por fusão parcial controlada de estruturas ultra refinadas. Portanto, a primeira etapa do trabalho foi a obtenção de lingotes fundidos com estrutura ultra refinada. O ultra refino foi buscado pela ação conjunta da adição de potente refinador de grão, baixa temperatura de vazamento e alta taxa de extração de calor na solidificação.

O resultado da operação de ultra refino sobre a estrutura da liga A2011 é apresentado na Figura 4.1. Pode-se observar, na microestrutura mostrada, o reduzido tamanho médio de grão obtido, da ordem de $75 \mu\text{m}$ com um desvio padrão de $18 \mu\text{m}$. A microestrutura apresenta morfologia muito parecida com a de um refundido, isto é, rosetas e glóbulos irregulares, indicando a eficiência do método de refino de grão na supressão do crescimento dendrítico. Observa-se também forte microsegregação do soluto nos grãos da liga A2011 ultra refinada, visível pela coloração obtida na imagem da Figura 4.1.b.

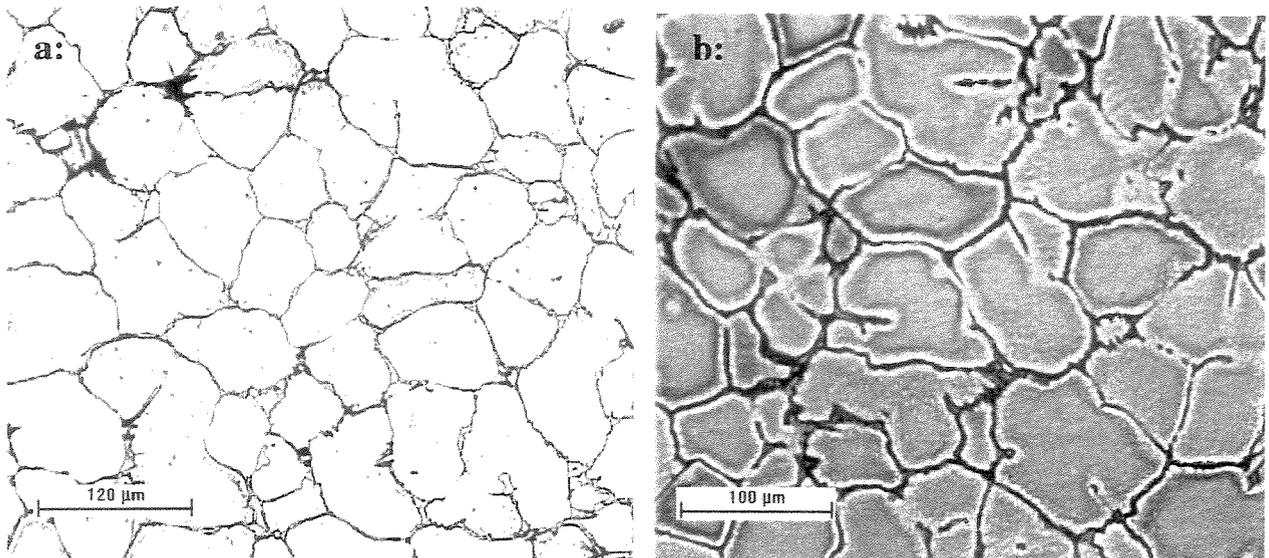


Figura 4.1- Microestrutura da liga A2011 submetida a ultra refino; a: Detalhe dos contornos de grãos; b: Detalhe sob efeito de filtros de luz evidenciando a microsegregação do Cu.

Os mecanismos ativados neste processo de refino de grão envolvem, em primeiro lugar, a ação do refinador de grão utilizado. Numerosos e potentes substratos de nucleação são gerados na liga A2011 (Al-5,3%Cu) fundida, através da adição da liga-mãe Al-5%Ti-1%B. Esta liga é tradicionalmente utilizada na fundição do Al como eficiente refinador de grãos. Os mecanismos de sua atuação são ainda não claramente estabelecidos, mas envolvem reação peritética Al (Líqu.) + $TiAl_3 = Al (\alpha)$ [McCartney, 1989]. A presença na liga-mãe, de partículas intermetálicas $TiAl_3$ e TiB_2 assegura, se utilizada em condições apropriadas, a ocorrência da reação peritética no resfriamento, provocando alta taxa de nucleação.

A utilização de reduzido superaquecimento no líquido no seu vazamento também estimula a nucleação, potencializando o efeito de refino. A elevada taxa de resfriamento imposta na solidificação do lingote desestimula a degeneração da frente de crescimento e o crescimento dos grãos, resultando na estrutura ultra refinada e livre de formação dendrítica.

Lingotes com estrutura ultra refinada foram submetidos à fusão parcial controlada, a 630°C , para a produção de tarugos refundidos a serem utilizados como matéria prima nos testes de tixoforjamento. O tempo total de aquecimento dos tarugos, da temperatura ambiente à temperatura de reofundição variou de 30 a 45 minutos na maioria dos casos

A Figura 4.2 apresenta a microestrutura típica dos tarugos refundidos obtidos. Nela pode-se observar que ocorreu globularização da fase primária Al- α , quando comparada com a estrutura de rosetas e glóbulos irregulares da Figura 4.1. Houve a formação de líquido nos contornos dos glóbulos durante a fusão parcial controlada, que após rápida solidificação da amostra em água, apresenta-se na forma dendrítica entre a segunda fase eutética nos contornos dos glóbulos Al- α .

Quanto à distribuição de tamanho de glóbulos, pode-se notar que há uma homogeneidade nas diferentes regiões do tarugo refundido. Quanto à distribuição das frações sólida e líquida, observa-se algumas regiões que contêm maior fração líquida em função da possível diferença de distribuição da temperatura durante a reofundição do tarugo.

A fusão parcial controlada envolve a fusão da fase secundária, fase eutética, e também de uma certa porção da periferia do grão da fase primária, fase alfa, o que permite a ocorrência da globularização através de mecanismos de transferência de massa em meio líquido ou entre interfaces sólidas, os mecanismos de *coarsening* ou engrossamento. Os mecanismos mais comuns neste caso são a coalescência e o fenômeno chamado de *Ostwald ripening*.

O mecanismo de coalescência envolve supressão de interfaces através da difusão, em caso de superfícies com orientações cristalinas semelhantes que se tocam, resultando na supressão da superfície de separação, mas possibilitando a inclusão de pequenas poças de líquido dentro do novo glóbulo em formação, como se observa nas micrografias da Figura 4.3. O mecanismo de *Ostwald ripening* consiste na dissolução preferencial de contornos ou superfícies de menor raio de curvatura e difusão da massa para contornos ou superfícies de maior raio de curvatura.

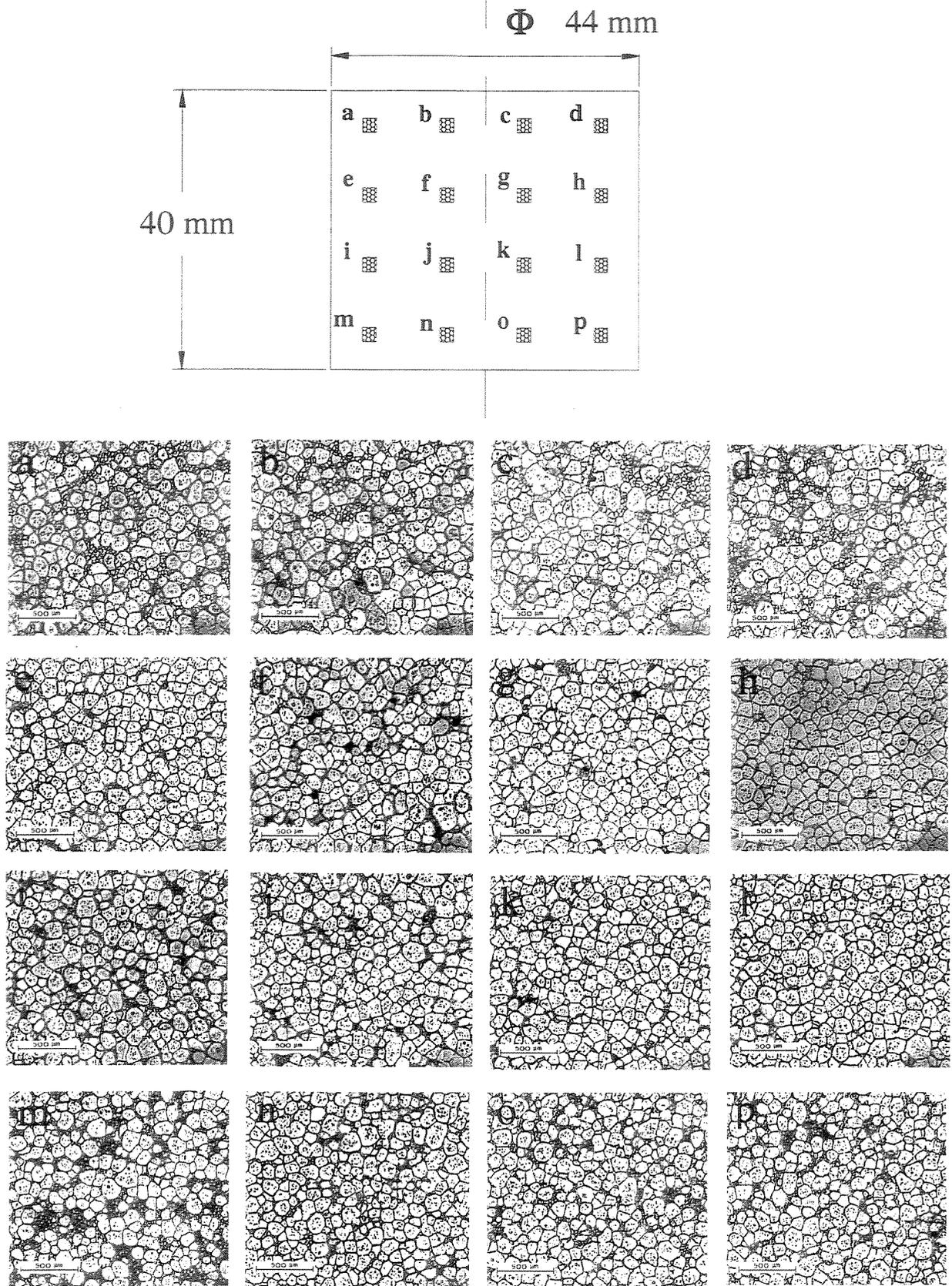


Figura 4.2- Micrografias típicas das regiões indicadas do tarugo refundido.

A Figura 4.3 apresenta com maior ampliação microestruturas típicas de distintas regiões do tarugo reofundido. Pode-se observar com mais clareza o maior teor de líquido nas regiões superior e inferior do tarugo, enquanto que na região intermediária há maior concentração da fase sólida. Tal efeito é provavelmente proveniente da distribuição irregular da temperatura ocorrida durante a fusão parcial, pois o tarugo é reofundido dentro de um cadinho de aço apoiado diretamente sobre o piso do forno e com sua parte superior exposta ao ambiente do forno. Desta maneira, estas regiões ficam mais expostas à troca de calor quando comparadas com a região intermediária recoberta pelas paredes laterais do cadinho.

Observa-se a presença de líquido retido no interior dos glóbulos da fase primária, por efeito dos mecanismos de engrossamento por coalescência, envolvidos na transformação estrutural.

A globularização e o aumento de tamanho dos glóbulos durante a fusão parcial controlada é decorrente de mecanismos de transferência de massa, ou de engrossamento (*coarsening*).

A Tabela 4.1 apresenta os valores dos tamanhos médios de glóbulos da fase Al- α nas diferentes regiões do tarugo reofundido. Nota-se uma pequena variação nas médias de tamanho de glóbulos, mas pode ser considerada desprezível. O valor médio geral obtido é de 132 μm com um desvio padrão de 27 μm .

Robert et al [2000] , também observaram o crescimento de glóbulos na reofundição por fusão parcial controlada de ligas de Al-4,5%Cu refinadas. Seus resultados apresentam tamanho médio de glóbulos da ordem de 140 a 300 μm , dependendo principalmente do tempo de permanência em tratamento e da temperatura de reofundição. Para menores tempos de tratamento, menores glóbulos são obtidos. O tamanho inicial das rosetas ou glóbulos irregulares da estrutura ultra refinada também exerce fundamental influência no resultado do reofundido: para menores rosetas ou glóbulos irregulares, menores glóbulos são obtidos no reofundido.

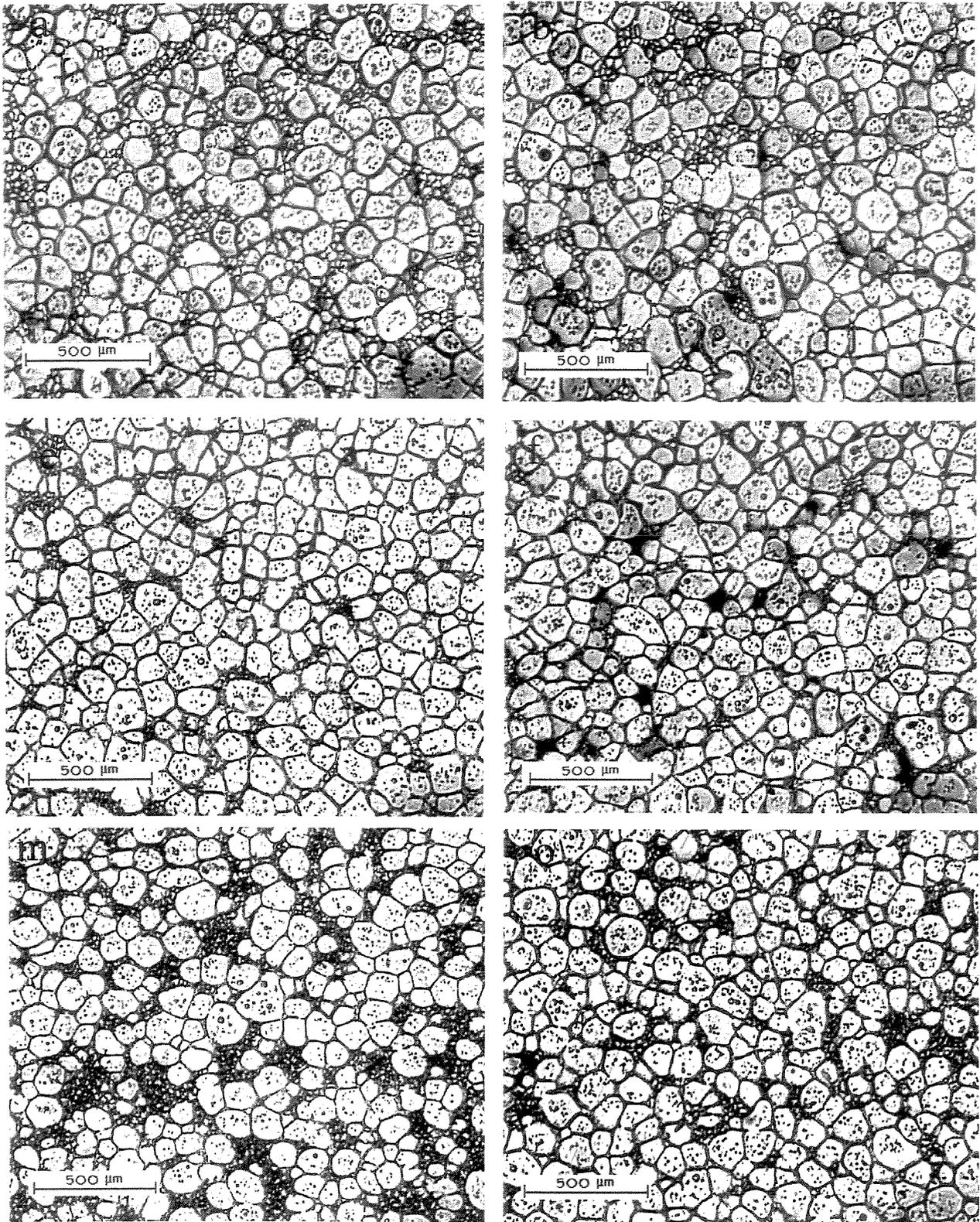


Figura 4.3- Micrografias típicas das distintas regiões indicadas do tarugo reofundido; a: topo lateral; b: topo central; e: centro lateral; f: centro; m: base lateral; o: base central.

A Tabela 4.1, também apresenta os valores da fração sólida medida nas diferentes regiões no tarugo reofundido, evidenciando as observações com relação à sua irregular distribuição.

Tabela 4.1- Valores médios de tamanho de glóbulos (tg) e seus respectivos desvios padrão e valores de fração sólida (fs) observados em cada região indicada no tarugo reofundido.

<u>Região a:</u> tg = $126 \pm 25 \mu\text{m}$ fs = 65 %	<u>Região b:</u> tg = $129 \pm 25 \mu\text{m}$ fs = 63 %	<u>Região c:</u> tg = $135 \pm 28 \mu\text{m}$ fs = 65 %	<u>Região d:</u> tg = $129 \pm 23 \mu\text{m}$ fs = 57 %
<u>Região e:</u> tg = $139 \pm 27 \mu\text{m}$ fs = 78 %	<u>Região f:</u> tg = $132 \pm 26 \mu\text{m}$ fs = 72 %	<u>Região g:</u> tg = $135 \pm 26 \mu\text{m}$ fs = 70 %	<u>Região h:</u> tg = $127 \pm 25 \mu\text{m}$ fs = 74 %
<u>Região i:</u> tg = $134 \pm 28 \mu\text{m}$ fs = 76 %	<u>Região j:</u> tg = $135 \pm 27 \mu\text{m}$ fs = 78 %	<u>Região k:</u> tg = $129 \pm 28 \mu\text{m}$ fs = 65 %	<u>Região l:</u> tg = $132 \pm 25 \mu\text{m}$ fs = 60 %
<u>Região m:</u> tg = $133 \pm 24 \mu\text{m}$ fs = 50 %	<u>Região n:</u> tg = $140 \pm 35 \mu\text{m}$ fs = 61 %	<u>Região o:</u> tg = $135 \pm 27 \mu\text{m}$ fs = 62 %	<u>Região p:</u> tg = $129 \pm 25 \mu\text{m}$ fs = 58 %

A diferença de fração sólida nas diferentes regiões do tarugo reofundido não compromete o processo de tixoforjamento, pois como será visto adiante, no momento da tixoconformação todo material é forçado na complexa geometria da matriz e as fases sólida e líquida são misturadas.

Desta forma, pode-se considerar neste caso, que a variação da distribuição das fases observada no tarugo não é significativa. Assim dizemos que a fração sólida média medida no tarugo reofundido é de 65% com um desvio padrão de 8%.

O tempo de permanência do tarugo a $T > T_{solidus}$ determinada por ATD e curva $T \times t$ como sendo 614° , pode ter efeito sobre a fração sólida presente na pasta. Como já citado, a fração sólida calculada pela equação de Scheil, em condições de equilíbrio, a 630° C é de 47%. No entanto, a fusão da fase eutética e as transformações estruturais na globularização da fase α apresentam uma cinética própria, requerendo tempos da ordem de 15 minutos para a obtenção de uma estrutura reofundida adequada [Rovira, 2000]. Além disso, a manutenção no estado semi-sólido pode levar ao crescimento dos glóbulos sólidos.

De modo geral, portanto, pode-se dizer que a globularização da fase primária observada nas micrografias, promovida pelo tratamento térmico para fusão parcial, foi suficiente para produzir um reofundido de boa qualidade, potencialmente capaz de escoar a baixas tensões de cisalhamento, isto é, com boa fluidez no processo de tixoconformação.

4.2) Resultados dos Testes de Análise de Viabilidade do Tixoforjamento em Matrizes de Areia

Diferentes combinações de matrizes, punções e temperaturas de processamento foram testadas, conforme descrito nas Tabelas 3.2 e 3.3, procurando a viabilização do tixoforjamento da liga A2011 em matrizes não metálicas.

Este item mostra os resultados obtidos, considerando-se a capacidade do processo no preenchimento da cavidade da matriz com o material semi-sólido e analisando-se as características das peças tixoforjadas, em termos gerais, sobre a formação de rebarbas e ou marcas superficiais.

4.2.1) Tixoforjamento no Conjunto M1/P1

O conjunto M1/P1 é constituído de matriz de areia aglomerada com 3% em peso de resina fenólica, estrutura interna de tela de aço, punção de aço sem revestimento, conforme descrito no item 3.3.2.

A Figura 4.4 apresenta as curvas de aquecimento da cavidade da matriz e do tarugo reofundido. As condições de tixoforjamento foram: temperatura da cavidade $T_{\text{cavidade}} = 250^{\circ}\text{C}$; temperatura do punção $T_{\text{punção}} = 30^{\circ}\text{C}$; temperatura do reofundido $T_{\text{reof}} = 630^{\circ}\text{C}$, tempo total de aquecimento do tarugo para a reofundição $t_{\text{aquec}} = 50\text{ min.}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ}\text{C})$ $t_{\text{reof}} = 15\text{ min.}$

O tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}}$, determinada por ATD e curva $T \times t$ como sendo 614°C , pode ter efeito sobre a fração sólida presente na pasta no momento do tixoforjamento. Como já foi citado, a fração sólida estimada teoricamente pela equação de Scheil, em condições de equilíbrio, a 630°C é de 47%. No entanto, a fusão da segunda fase e as transformações estruturais de globularização da fase primária Al- α sólida, apresentam uma cinética própria, requerendo para a liga A2011 com estrutura refinada tempos da ordem de 15 minutos para a temperatura passar de 614°C (T_{solidus}) para 630°C (T_{reof}) na obtenção de uma estrutura reofundida adequada e com fração sólida em torno de 65%. Além disso, a manutenção por longos períodos no estado semi-sólido pode levar ao crescimento excessivo dos glóbulos sólidos.

A princípio, a temperatura da cavidade da matriz não deve ser muito alta, afim de minimizar o consumo de energia no processo de tixoforjamento, por outro lado, a baixa temperatura pode comprometer o tixoforjamento se produzir excessivo resfriamento da pasta reofundida. Busca-se, portanto, a otimização da temperatura da matriz levando-se em conta a sua condutibilidade térmica, de modo a possibilitar tixoforjamento completo antes que ocorra a solidificação da liga. Um parâmetro importante neste aspecto é taxa de conformação imposta no processo, para maiores velocidades se reduz o efeito de extração de calor do reofundido para a matriz.

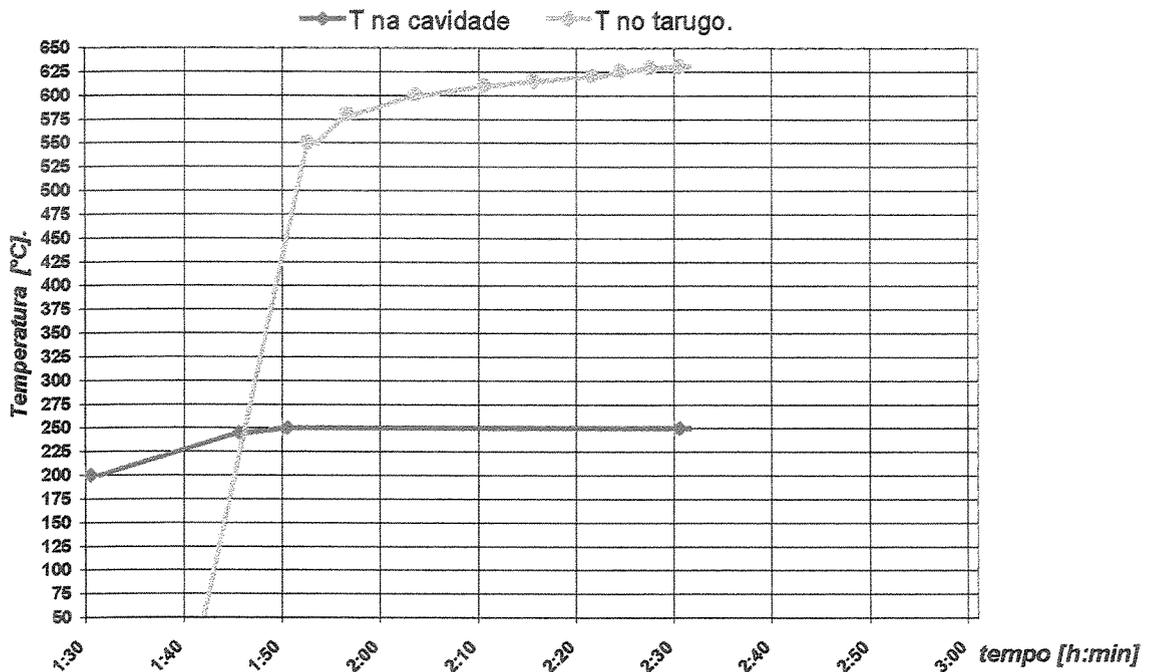


Figura 4.4- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M1/P1.

No tixoforjamento, ao se atingir a força de 60 kN, a matriz sofreu ruptura sob ação da pressão exercida pelo material semi-sólido sobre suas paredes laterais, interrompendo o preenchimento da cavidade.

A Figura 4.5 apresenta fotos da matriz do tipo M1 utilizada, onde se observa o detalhe da fratura ocorrida na sua região central. O furo observado no fundo da região central é apenas um recurso construtivo do molde de gesso utilizado na moldagem desta matriz; para o tixoforjamento este furo foi preenchido com o mesmo material da matriz nivelando o fundo da cavidade, e posteriormente retirado na extração da peça.

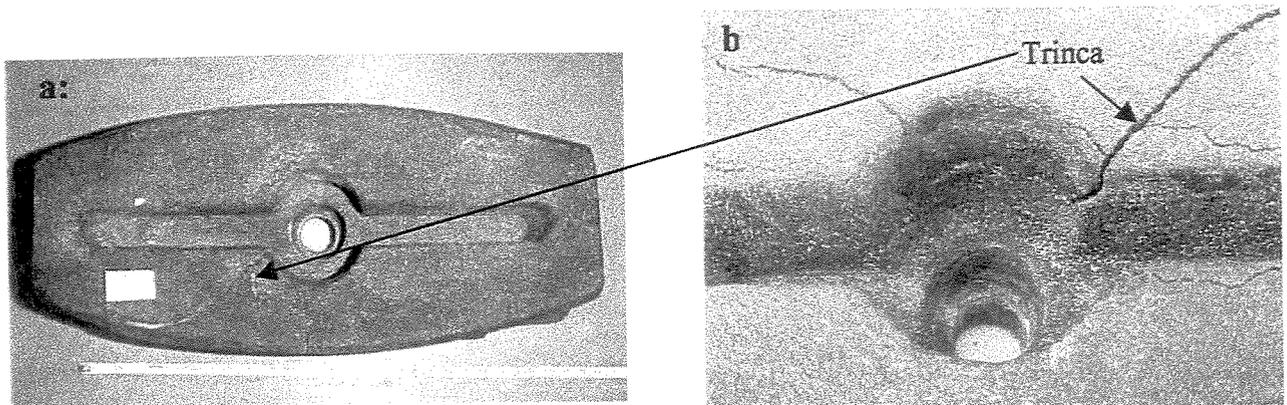


Figura 4.5- Matriz tipo M1; a: Vista superior; b: Detalhe da fratura após o teste.

A peça obtida é apresentada na Figura 4.6, onde pode-se observar o incompleto preenchimento da cavidade da matriz, cerca de 30 % do comprimento do braço da peça, quando o processo foi interrompido devido à ruptura da matriz antes do escoamento significativo da pasta reofundida.

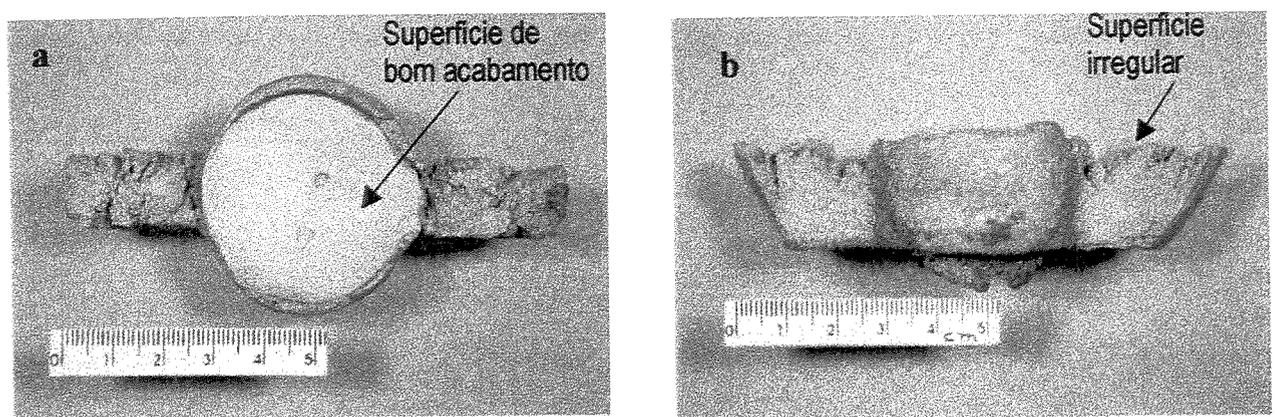


Figura 4.6- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M1/P1; a: Vista de topo; b: Vista lateral.

Observando a superfície do topo da peça, que faz contato com o punção, pode-se notar a formação de uma região central de bom acabamento superficial e regiões laterais irregulares com material de aspecto granuloso, indicando a provável formação de uma prematura camada sólida no centro no momento em que o punção à temperatura ambiente toca o tarugo reofundido. A solidificação desta camada da liga junto ao punção provocou um escoamento apenas do material semi-sólido abaixo dela, resultando numa superfície totalmente irregular na parte superior dos pequenos braços da peça.

Os resultados deste experimento mostraram que para estas condições de tixoforjamento, este tipo de matriz não resiste aos esforços necessários para o completo preenchimento da cavidade e se rompe nas paredes laterais sob ação das forças radiais exercidas pelo material semi-sólido sobre estas. O punção mantido à temperatura ambiente também não foi adequado, provocando a solidificação da camada superior do tarugo.

4.2.2) Tixoforjamento no Conjunto M2/P2

O conjunto M2/P2 é constituído de matriz de areia aglomerada com 10% em peso de resina fenólica, sem estrutura metálica interna, punção revestido com uma camada de 15 mm da mesma mistura de areia e resina.

Aumentou-se o teor de resina na massa desta matriz, de 3 % para 10 % em peso, e eliminou-se o uso da estrutura metálica interna de sustentação afim de se observar sua resistência mecânica nestas condições. Procurando evitar o efeito de perda de calor através do punção, este foi revestido com um elemento postiço de espessura de 15 mm, com o mesmo material da matriz. Além disso, o punção foi também aquecido juntamente com a matriz para o tixoforjamento, sendo que este procedimento foi adotado em todos os ensaios posteriores.

A Figura 4.7 apresenta as curvas de aquecimento da matriz e do tarugo reofundido. As condições de tixoforjamento foram: temperatura da cavidade $T_{\text{cavidade}} = 210^{\circ}\text{C}$; temperatura do punção $T_{\text{punção}} = 210^{\circ}\text{C}$; temperatura do reofundido $T_{\text{reof}} = 630^{\circ}\text{C}$, tempo total de aquecimento na reofundição $t_{\text{aquec}} = 40\text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ}\text{C})$ $t_{\text{reof}} = 15\text{ min}$.

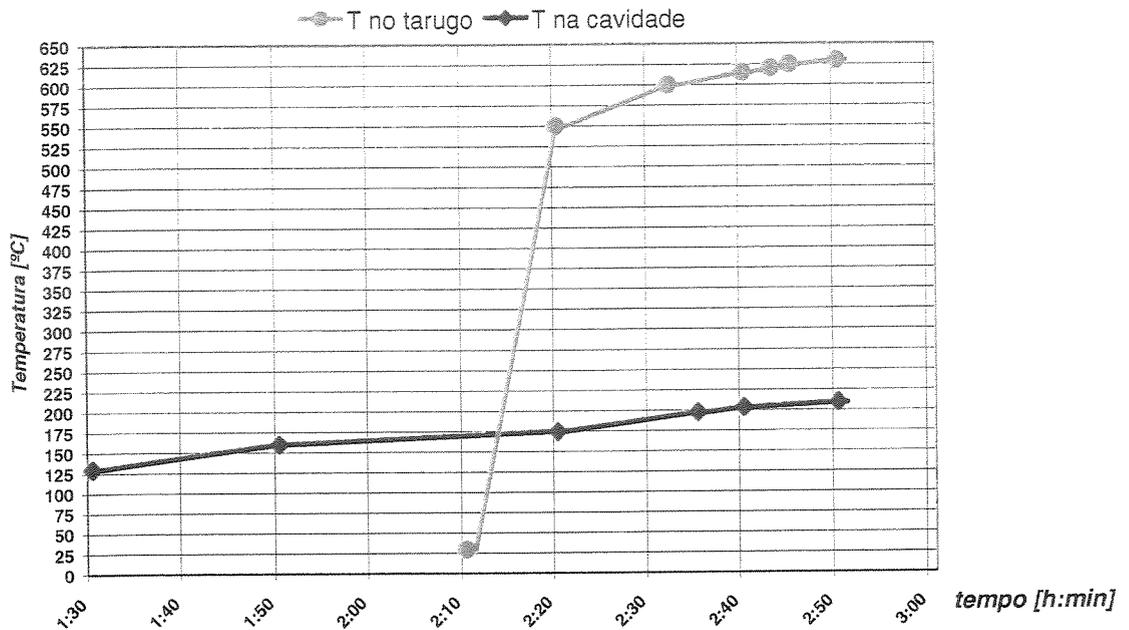


Figura 4.7- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M2/P2.

Observou-se durante o aquecimento da matriz vapores provenientes da resina em aquecimento a partir de 100°C , poluição ambiental.

No tixoforjamento, ao se atingir a força de 60 kN, houve a ruptura da matriz, sendo então interrompido o avanço do punção antes do preenchimento total da cavidade da matriz. Os resultados obtidos são apresentados nas figuras que se seguem. A Figura 4.8 apresenta o estado final da matriz.

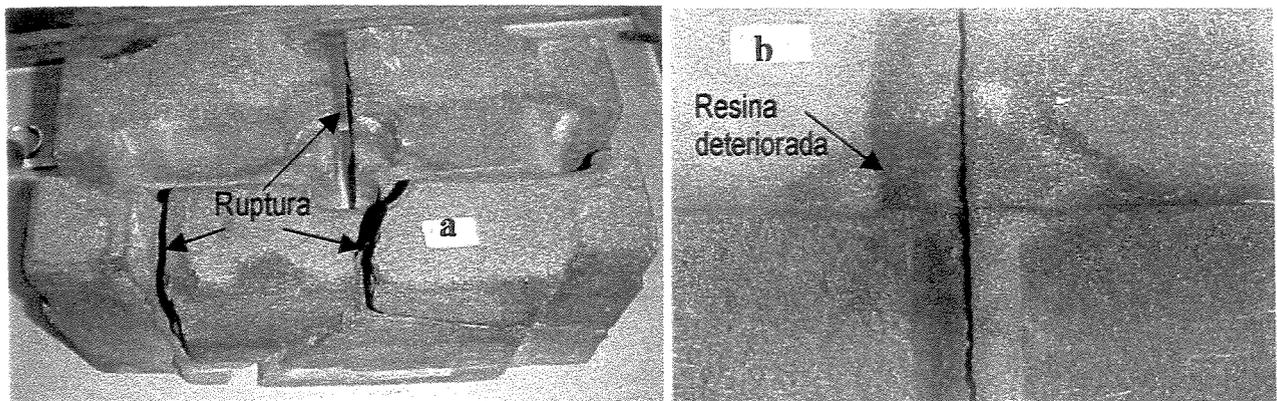


Figura 4.8- Matriz tipo M2 após ensaio; a: Ruptura; b: Detalhe interno da cavidade.

As rupturas surgidas na matriz indicam que seu material tem baixa resistência à tração, pois surgem apenas nas regiões onde está sujeito a esse tipo de esforço quando o semi-sólido pressionado exerce forças radiais sobre as paredes laterais da cavidade.

Ademais, nas paredes laterais e no fundo da cavidade, onde há o contato entre a matriz e o tarugo reofundido, desde a operação de avanço do punção, observa-se deterioração da resina, provocando uma erosão de aproximadamente 2 mm de profundidade.

A peça produzida nesta operação, apresentada na Figura 4.9. Pode-se observar preenchimento de 25% do comprimento total do braço, observa-se ainda irregularidade em sua geometria, ocasionada pela penetração do material nas trincas da matriz. A penetração do material em trincas atesta a sua alta fluidez no estado pastoso.

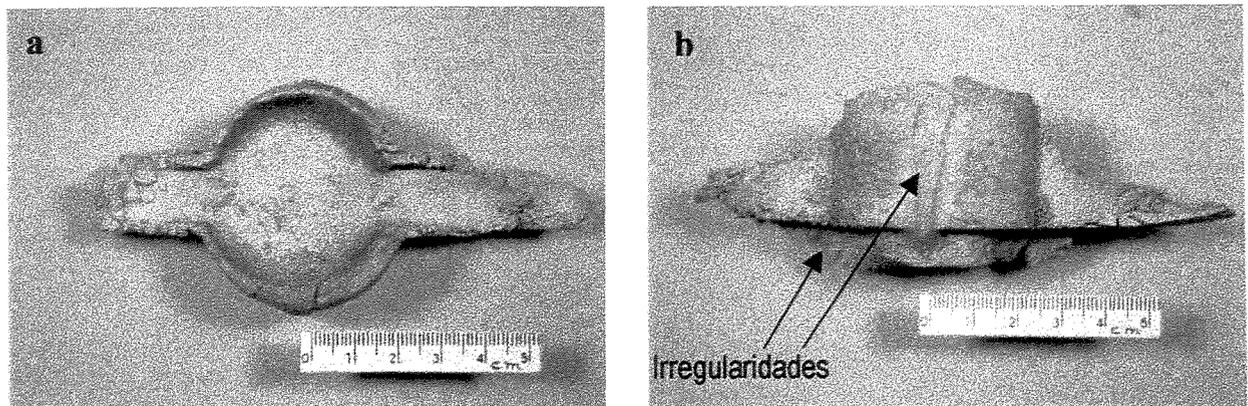


Figura 4.9- Produto tixoforgado da liga A2011 utilizando o conjunto M2/P2; a: Vista de topo; b: Vista lateral.

Não se observa, neste caso, a provável formação de camada prematuramente solidificada na superfície superior do tarugo em contato com o punção, indicando a oportunidade de se utilizar revestimento refratário nesta parte do ferramental e seu aquecimento a temperatura da matriz.

Os resultados com o conjunto M2/P2 indicam que o aumento do teor de resina na areia não produz um suficiente aumento de resistência mecânica e traz um efeito indesejável de excessiva poluição, além de permitir a deterioração da superfície da cavidade da matriz. Indicam ainda a necessidade de evitar a troca de calor entre punção e pasta reofundida.

4.2.3) Tixoforjamento no Conjunto M3/P2

Procurando reduzir os efeitos poluentes ocorridos na matriz com 10 % de resina fenólica em peso, foi construída a matriz do tipo M3 com resina fenólica contendo 5 % em peso.

Para evitar que a matriz sofra colapso, foi construída uma cinta de aço SAE 1020 envolvendo as superfícies laterais externas da matriz, com espessura de 10 mm numa faixa de 100 mm de largura a partir do topo, de maneira que o material da matriz sofra apenas compressão quando suas paredes laterais forem solicitadas pela pressão radial exercida pelo reofundido em conformação.

O punção foi revestido com uma camada de 15 mm de areia aglomerada com 10% em peso de resina na sua frente de avanço.

A matriz e o punção revestido foram aquecidos a 90° C, no intuito de reduzir o efeito poluente da resina durante o aquecimento e assegurar maior integridade da massa da matriz, reduzindo a queima da resina, garantindo maior resistência mecânica no momento da tixoconformação.

Dada a reduzida condutibilidade térmica da areia, a baixa temperatura utilizada poderia não comprometer a fluidez da pasta reofundida.

As condições de tixoforjamento foram portanto: $T_{\text{cavidade}} = 90^{\circ} \text{ C}$; $T_{\text{punção}} = 90^{\circ} \text{ C}$; $T_{\text{reof}} = 630^{\circ} \text{ C}$; tempo total de aquecimento na reofundição $t_{\text{aquec}} = 45 \text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ} \text{ C})$ $t_{\text{reof}} = 15 \text{ min}$.

A força máxima atingida no ensaio foi de 110 kN, havendo ruptura da matriz. Houve abaulamento da parte central da matriz pela força exercida, indicando baixa fluidez na pasta reofundida. Provavelmente a troca térmica entre o material reofundido e a matriz a baixa temperatura tenha possibilitado o aumento da fração sólida ou mesmo a solidificação na região superficial do tarugo em contato com as paredes da matriz, prejudicando seu escoamento. O preenchimento observado foi da ordem de 20% do comprimento do braço.

A Figura 4.10 apresenta o produto tixoforjado obtido.

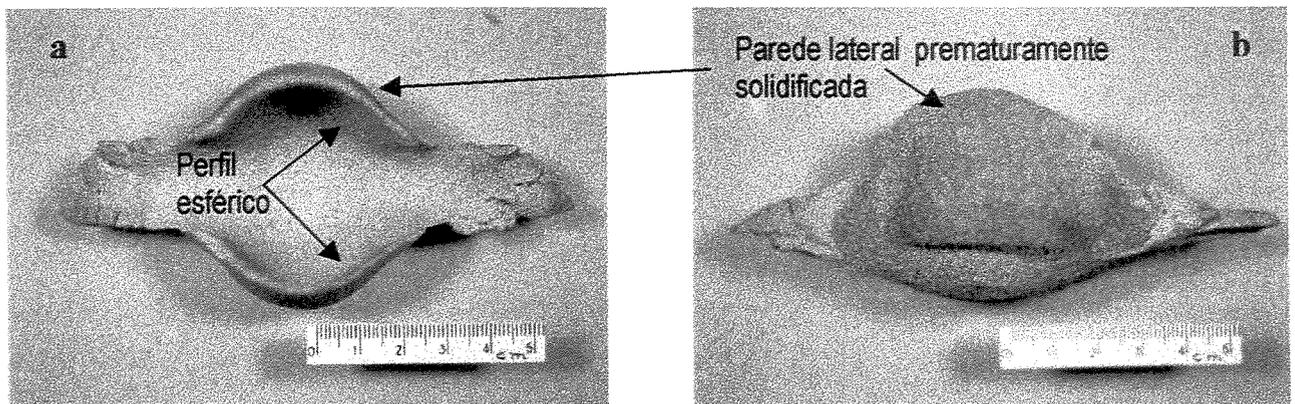


Figura 4.10- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M3/P2; a: Vista de topo; b: Vista lateral.

Pode-se observar o pobre preenchimento da matriz e a má qualidade superficial do produto decorrente da deterioração da cavidade da matriz por efeito da pressão exercida pela frente de escoamento da pasta reofundida com elevada fração sólida e também como efeito da queima, embora reduzida, da resina presente na areia.

Os resultados obtidos com o conjunto M3/P2 indicam a possibilidade de utilização de maiores forças de conformação quando matrizes de areia contendo 5% de resina fenólica como aglomerante, envoltas por cinta metálica, são utilizadas no tixoforjamento. Indicam ainda que mesmo a baixa condutibilidade térmica da matriz de areia, pode permitir trocas de calor que comprometem a fluidez da pasta reofundida, se temperaturas da ordem de 90° C na matriz forem utilizadas.

4.2.4) Tixoforjamento no Conjunto M4/P3 (01)

Os experimentos com matrizes de areia aglomerada com resina fenólica mostraram que a sua superfície é deteriorada com o aquecimento, principalmente pelo contato direto com o material reofundido a alta temperatura. Esta deterioração reduz a resistência mecânica da matriz, compromete sua precisão dimensional e o acabamento final do produto.

Com o intuito de criar uma barreira térmica na superfície da matriz em contato com o reofundido e melhorar a qualidade superficial da cavidade da matriz, foi testado o uso de recobrimento com uma mistura de alumina especial de fina granulometria e 30% em peso de resina fenólica como aglomerante.

O conjunto M4/P3 é constituído, portanto, de matriz de areia aglomerada com 5% em peso de resina fenólica, com cavidade revestida (5 mm de espessura) com mistura de alumina e 30% da mesma resina e punção revestido (15 mm de espessura) com a mesma mistura. Foi utilizada cinta externa de aço para prevenir a ruptura da matriz.

Buscando um mais eficiente preenchimento da cavidade foi utilizada maior temperatura inicial na matriz e punção. Os parâmetros de tixoforjamento testados foram: $T_{\text{cavidade}} = 320^{\circ} \text{C}$; $T_{\text{punção}} = 320^{\circ} \text{C}$; $T_{\text{reof}} = 630^{\circ} \text{C}$; tempo total de aquecimento na reofundição $t_{\text{aquec}} = 70 \text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ} \text{C})$ $t_{\text{reof}} = 45 \text{ min}$.

A Figura 4.11 apresenta as curvas de aquecimento da matriz e do tarugo reofundido.

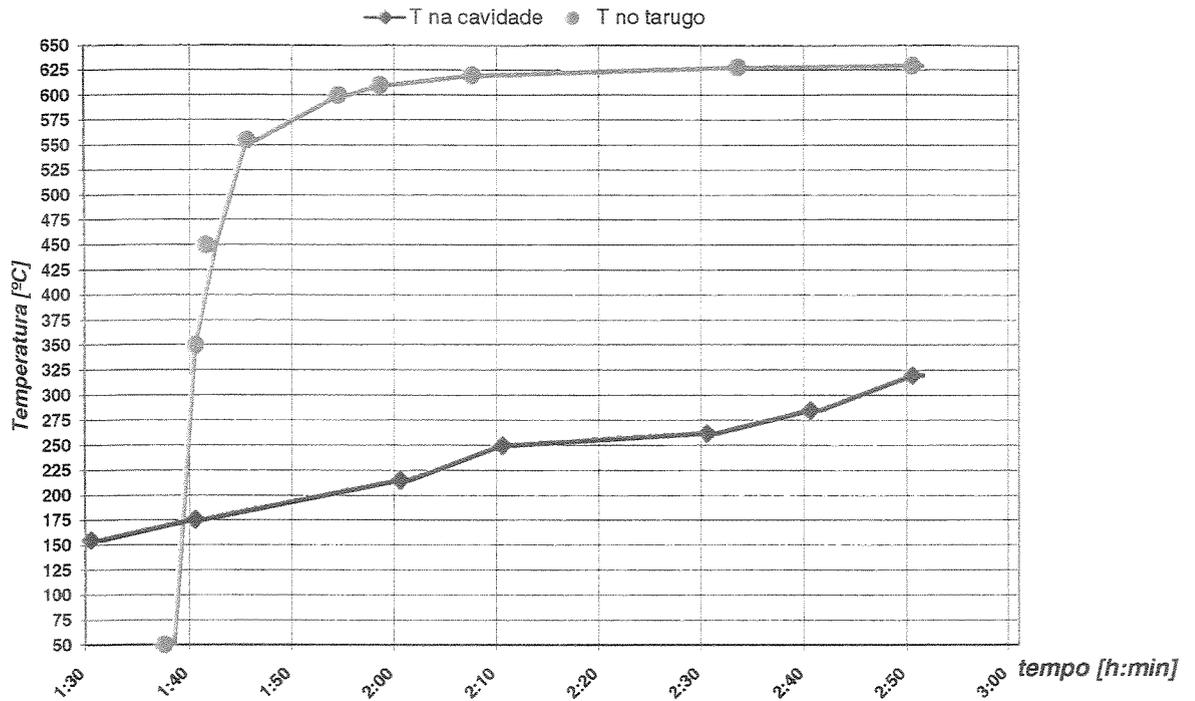


Figura 4.11- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na refundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M4/P3 (01).

O experimento foi interrompido quando atingida força máxima de 60 kN visando análise do efeito da maior temperatura da matriz. Não houve, neste caso, ruptura da matriz.

O resultado obtido é apresentado na Figura 4.12. Pode-se observar uma boa reprodutibilidade da geometria da cavidade e bom acabamento superficial no produto tixoforjado.

Comparando o produto obtido em matriz aquecida a 320° C com os resultados obtidos utilizando matrizes a menores temperaturas, pode-se notar uma maior eficiência no preenchimento da cavidade no primeiro caso, cerca de 45% do comprimento do braço.

Estes resultados são bastante promissores, uma vez que foi utilizada reduzida força de tixoforjamento. O aumento da força neste tipo de matriz pode resultar em maior preenchimento.

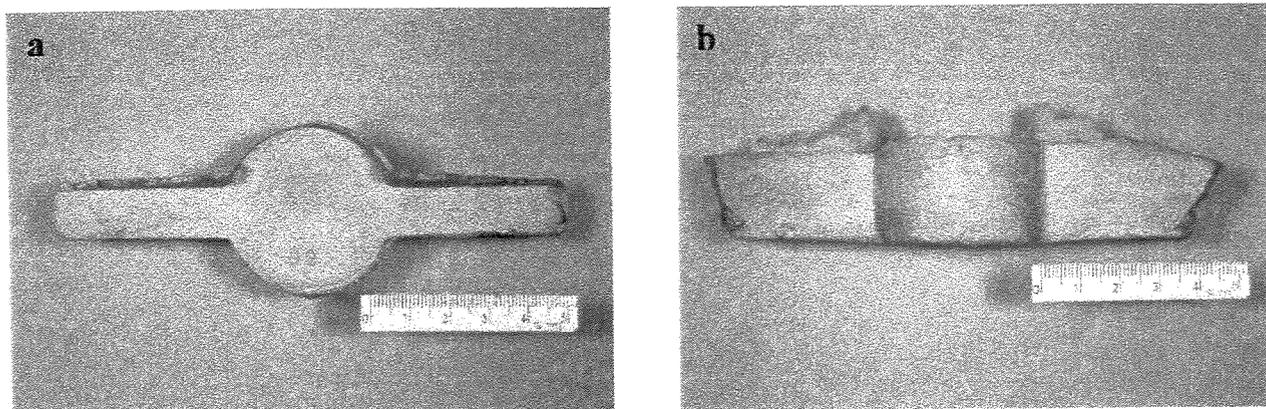


Figura 4.12- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M4/P3 (01); a: Vista de topo; b: Vista lateral.

4.2.5) Tixoforjamento no Conjunto M4/P3 (02)

Dados os bons resultados apresentados nos testes de tixoforjamento utilizando o conjunto M4P3 (01) utilizando reduzida força máxima, foi testado a possibilidade de maior eficiência no preenchimento da cavidade da matriz utilizando maior força, para o mesmo ferramental e mesmos parâmetros de tixoforjamento.

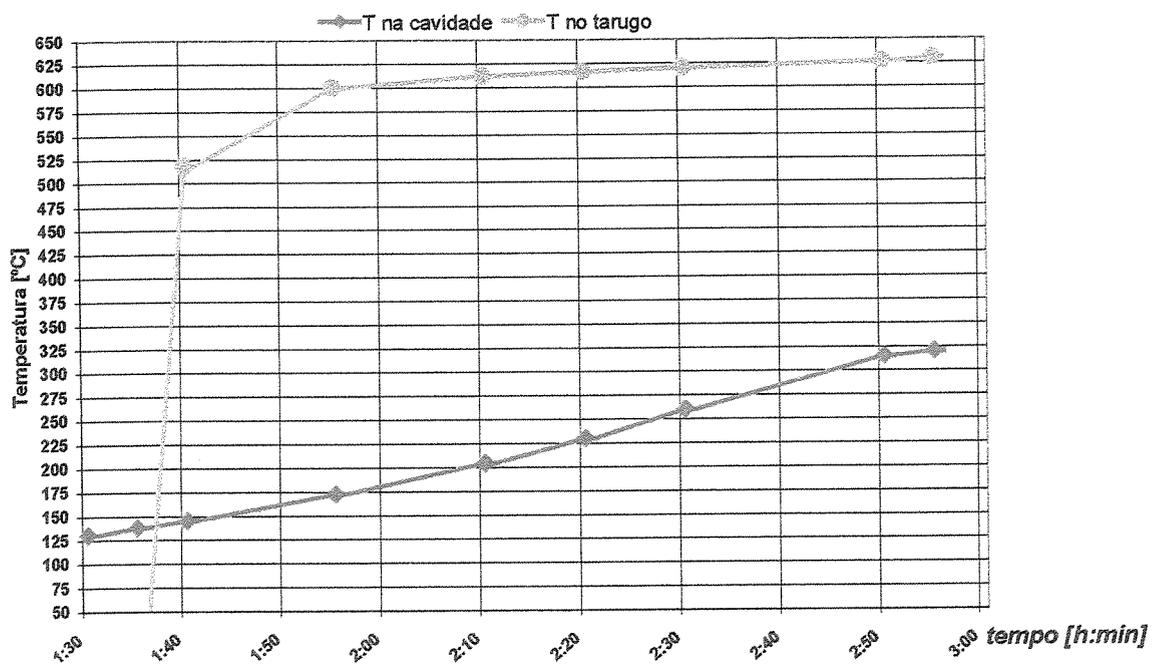


Figura 4.13- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na refundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M4/P3 (02).

Nos dados de aquecimento da matriz e do tarugo reofundido apresentados na Figura 4.13, pode-se observar que o tarugo reofundido permaneceu por um longo tempo no estado semi-sólido, o que pode acarretar crescimento dos glóbulos e com isso prejudicar o escoamento da pasta reofundida.

Os resultados apresentados na Figura 4.14, no entanto, mostram elevada fluidez do material reofundido, resultando em total preenchimento da matriz

O produto tixoforjado obtido apresenta rebarbas nas folgas entre o punção e a matriz, atestando sua alta fluidez. A força máxima utilizada foi de 160 kN, buscando-se a total compactação do produto. Houve ruptura da matriz sob esta força, no entanto, o conjunto se manteve íntegro permitindo o tixoforjamento total, devido a cinta de aço utilizada ao redor da matriz de areia.

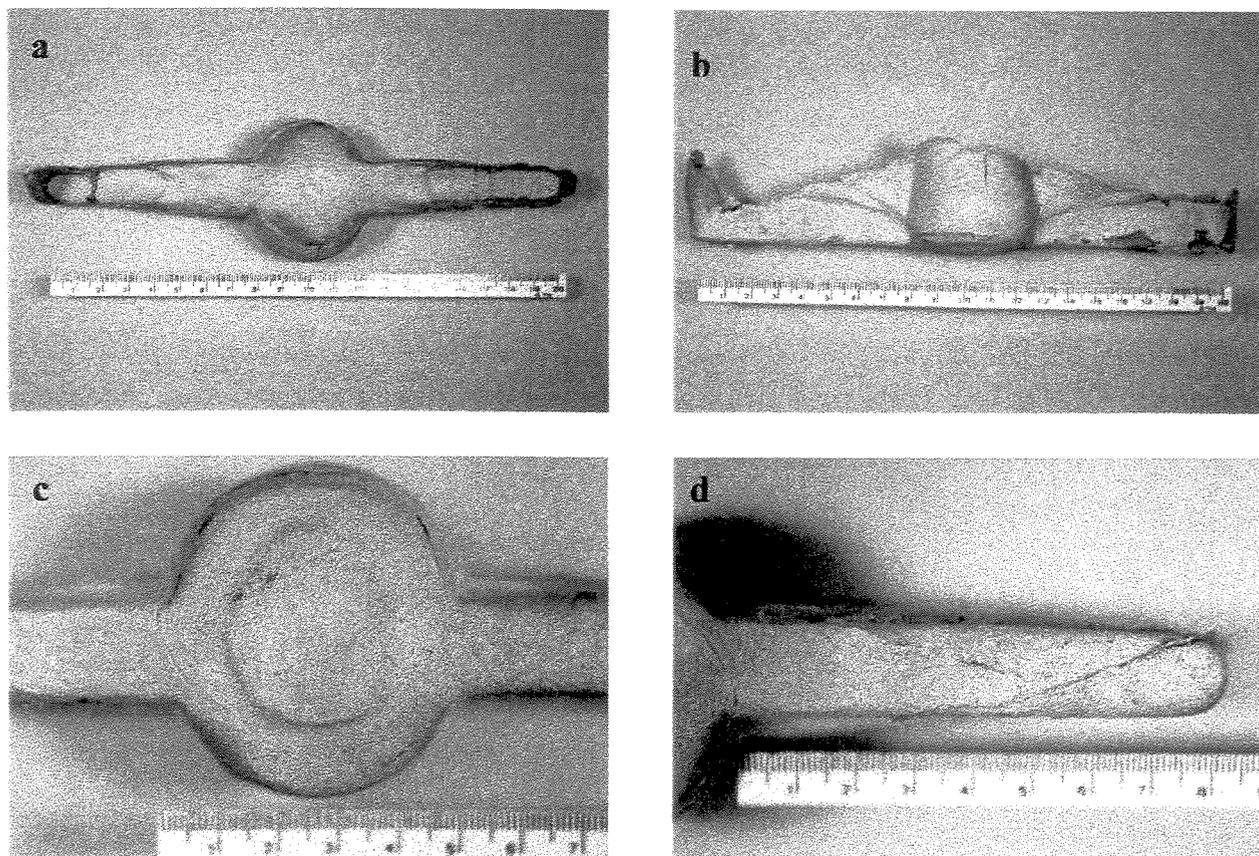


Figura 4.14- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M4/P3 (02); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista inferior central; d: Vista inferior braço.

Pode-se ainda observar um aceitável acabamento superficial na peça obtida proporcionado pelo revestimento de alumina utilizado. A melhor superfície da cavidade da matriz também pode facilitar o escoamento da pasta reofundida. Os resultados obtidos mostram a possibilidade do tixoforjamento da liga A2011 em matrizes de areia aglomerada com resina fenólica. A utilização de revestimento de alumina na cavidade do molde proporciona um aceitável acabamento superficial.

4.2.6) Tixoforjamento no Conjunto M5/P4

Com o objetivo de melhorar o acabamento superficial do produto tixoforjado e minimizar a perda de precisão dimensional na cavidade da matriz por efeito da queima da resina fenólica durante aquecimento e contato com o material reofundido, outros tipos de revestimentos foram testados para a cavidade da matriz e punção.

O conjunto M5/P4 foi constituído de matriz de areia aglomerada com 5% em peso de resina fenólica, cavidade revestida (5 mm de espessura), com mistura de areia e cimento a 33% em peso e ainda uma camada de tinta refratária a base de alumina QF-180[®]. Punção revestido com massa refratária Fiberfrax[®] (15 mm) e tinta refratária (1 mm).

Neste tipo de ferramental o material reofundido não entra em contato direto com a resina fenólica, reduzindo ou eliminando sua queima na superfície em contato com a liga metálica. O uso de tinta refratária buscou melhorar ainda mais o acabamento superficial.

A Figura 4.15 apresenta os dados sobre a história térmica da matriz e o tarugo reofundido, para o teste realizado. Pode-se observar que foi buscada a redução do tempo de aquecimento da matriz para a redução da poluição decorrente da queima da resina. Também foi buscada a redução do tempo de manutenção da liga no estado semi-sólido, para prevenir crescimento de glóbulos da fase sólida.

Os parâmetros de tixoforjamento utilizados foram: $T_{\text{cavidade}} = 330^{\circ} \text{ C}$; $T_{\text{punção}} = 330^{\circ} \text{ C}$; $T_{\text{reof}} = 630^{\circ} \text{ C}$; tempo total de aquecimento na reofundição $t_{\text{aquec}} = 40 \text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ} \text{ C})$ $t_{\text{reof}} = 15 \text{ min}$.

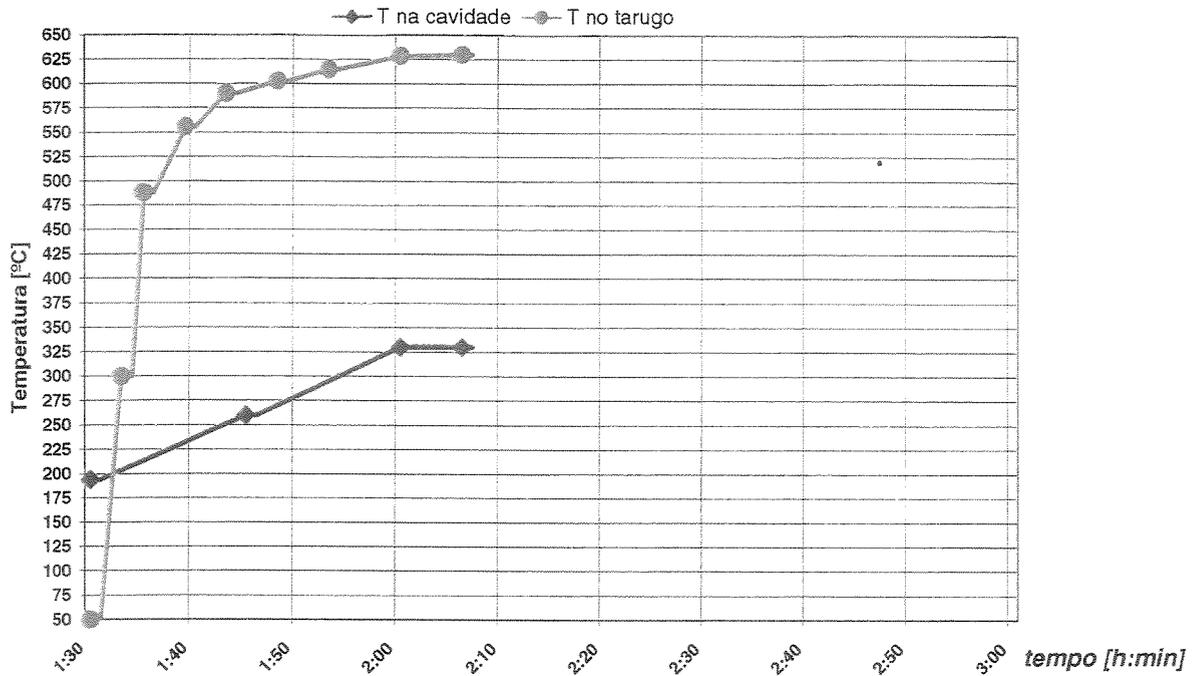


Figura 4.15- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M5/P4.

Os resultados obtidos são apresentados na Figura 4.16. Pode-se observar o total preenchimento da cavidade pela utilização da força máxima de 130 kN. O bloco de areia e resina da matriz resistiu aos esforços da tixoforjagem, porém o revestimento de areia e cimento na cavidade apesar de não se queimar quando em contato com o reofundido reduzindo o efeito poluente, apresentou diversas trincas por onde o material semi-sólido penetra, resultando num pobre acabamento superficial na peça tixoforjada.

Pode-se ainda observar a presença de rebarbas por penetração do material semi-sólido na junção matriz/punção.

Outros tipos de revestimentos na cavidade da matriz foram também testados, tais como argila pura, mistura de argila/alumina e cimento/alumina. Nos dois primeiros casos, a resistência mecânica do revestimento se mostrou deficiente; no terceiro caso, não houve sequer aglomeração dos componentes.

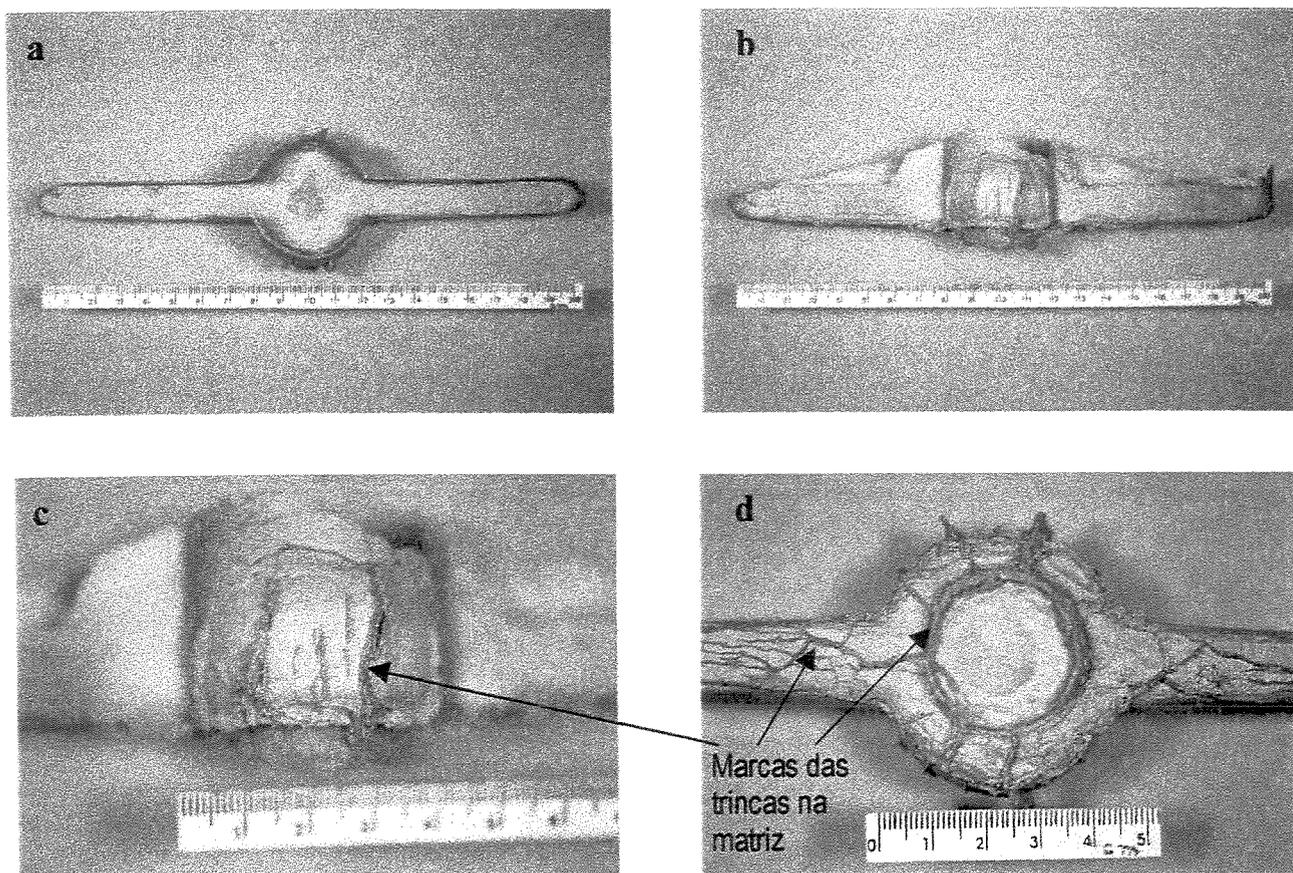


Figura 4.16- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M4/P3 (02); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista lateral central; d: Vista inferior central.

Os resultados mostraram mais uma vez que areia silicosa aglomerada com resina fenólica (5% em peso) podem ser utilizadas no tixoforjamento e que o melhor acabamento superficial para este tipo de matriz é obtido com revestimento à base de alumina e resina fenólica.

4.2.7) Tixoforjamento no Conjunto M6/P4 (01)

O conjunto M6/P4 foi constituído de matriz de areia e cimento comum a 33 % em peso, com cavidade revestida com massa refratária Fiberfrax[®] (5 mm) e tinta refratária QF-180[®] (1 mm), estrutura externa de aço, punção revestido com massa refratária Fiberfrax[®] (15 mm) e tinta refratária QF-180[®] (1 mm).

Uma vez viabilizado o uso de matrizes de areia aglomerada com resina fenólica para o tixoforjamento da liga A2011, outro tipo de aglomerante foi testado. Buscando eliminar a poluição ambiental provocada pela queima da resina fenólica e garantir melhor resistência mecânica à matriz de areia, foi utilizado cimento comum a 33% em peso como aglomerante no bloco da matriz substituindo a resina fenólica.

Como revestimento de cavidade de matriz e punção, foi testado um novo produto para evitar as trincas provocadas pelo revestimento contendo cimento e a perda da precisão dimensional de revestimentos contendo resina fenólica. Assim, foi empregado massa refratária constituída de fibras cerâmicas aglomeradas com refratário viscoso a base de sílica, comercialmente conhecida como Fiberfrax[®]. Sobre a superfície de Fiberfrax[®] foi utilizada ainda pintura refratária QF-180[®].

Neste novo tipo de material de matriz foi utilizada menor temperatura afim de observar a capacidade de isolamento térmico do revestimento da cavidade, visto que também se busca minimizar a energia do processo.

Os parâmetros de tixoforjamento utilizados foram: $T_{\text{cavidade}} = 220^{\circ} \text{C}$; $T_{\text{punção}} = 220^{\circ} \text{C}$; $T_{\text{reof}} = 630^{\circ} \text{C}$; tempo total de aquecimento na reofundição $t_{\text{aquec}} = 50 \text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ} \text{C})$ $t_{\text{reof}} = 30 \text{ min}$.

A Figura 4.17 apresenta as curvas de aquecimento da matriz e tarugo reofundido empregadas. O avanço do punção foi interrompido quando atingida a força máxima de 90 kN para prevenir ruptura da matriz.

O resultado obtido é apresentado na Figura 4.16. pode-se observar que, apesar da elevada fluidez da pasta reofundida, atestada pela formação de rebarbas nas folgas entre a matriz e punção, não houve preenchimento total. O comprimento do braço atingido foi da ordem de 60% do comprimento total, devido à insuficiente força aplicada.

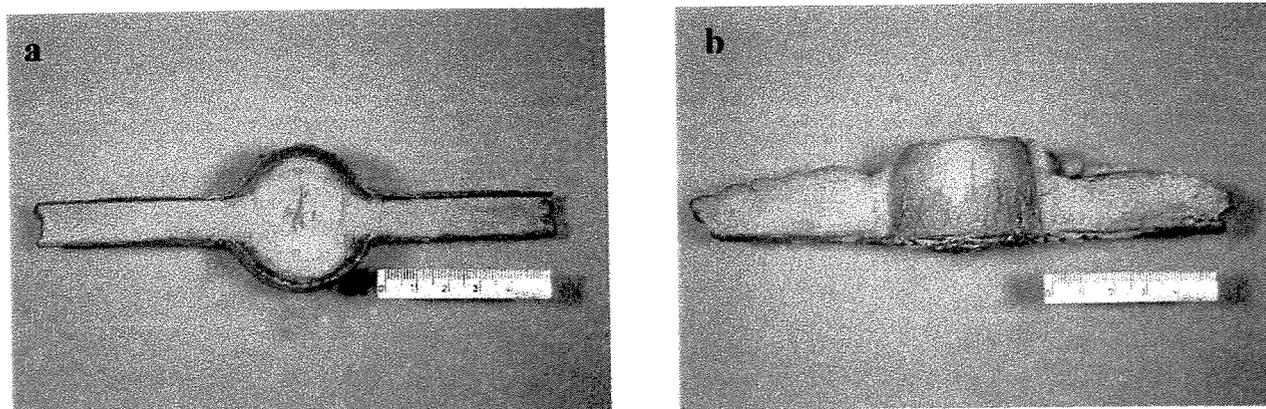


Figura 4.17- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M6/P1 (01); a: Vista de topo; b: Vista lateral.

4.2.8) Tixoforjamento no Conjunto M6/P4 (02)

Buscando o preenchimento total da cavidade da matriz, outro conjunto M6/P4 foi produzido e testado em condições que favorecem o escoamento do material reofundido: maior temperatura na cavidade da matriz, menor tempo de manutenção do reofundido no estado semi-sólido previamente a operação de tixoforjamento, e maior força de conformação.

Os parâmetros de tixoforjamento utilizados foram: $T_{\text{cavidade}} = 380^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{punção}} = 380^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{reof}} = 630^{\circ}\text{C}$; tempo total de aquecimento na reofundição $t_{\text{aquec}} = 40\text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ}\text{C})$ $t_{\text{reof}} = 15\text{ min}$.

A Figura 4.18 apresenta as curvas de aquecimento da matriz e do tarugo reofundido.

A força necessária para preencher toda a cavidade da matriz com o material reofundido foi de 130 kN. O avanço do punção foi interrompido quando toda a cavidade foi preenchida e não houve ruptura da matriz.

O resultado é apresentado na Figura 4.19. O tixoforjamento ocorreu com facilidade, com preenchimento total da cavidade. Pode-se notar a penetração de material nas folgas entre o punção e matriz evidenciando a alta fluidez da pasta reofundida.

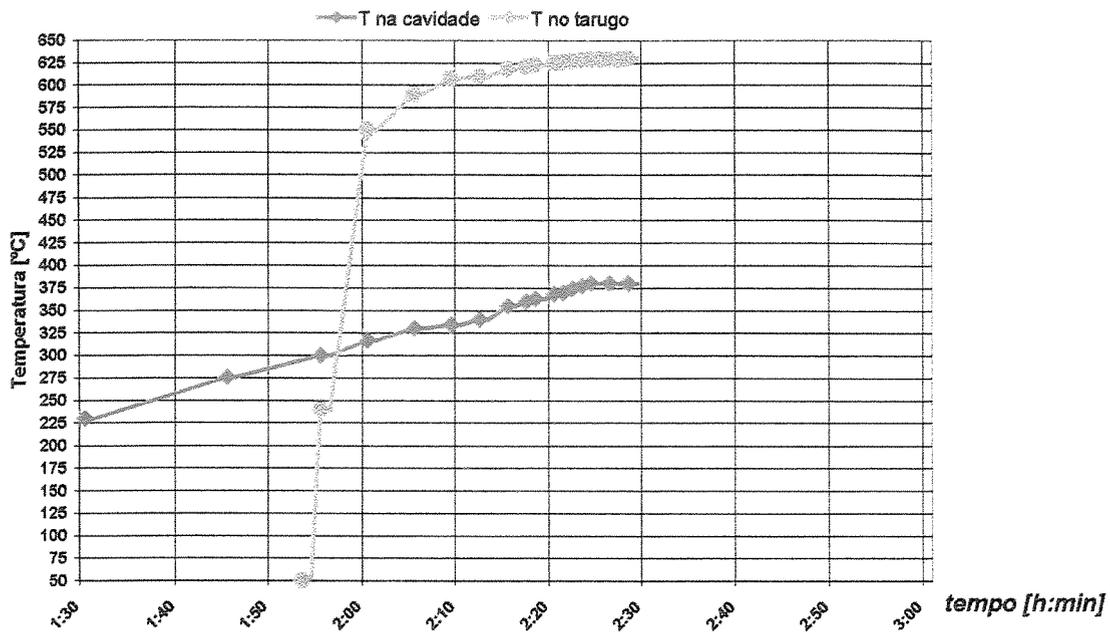


Figura 4.18- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M6/P4 (02).

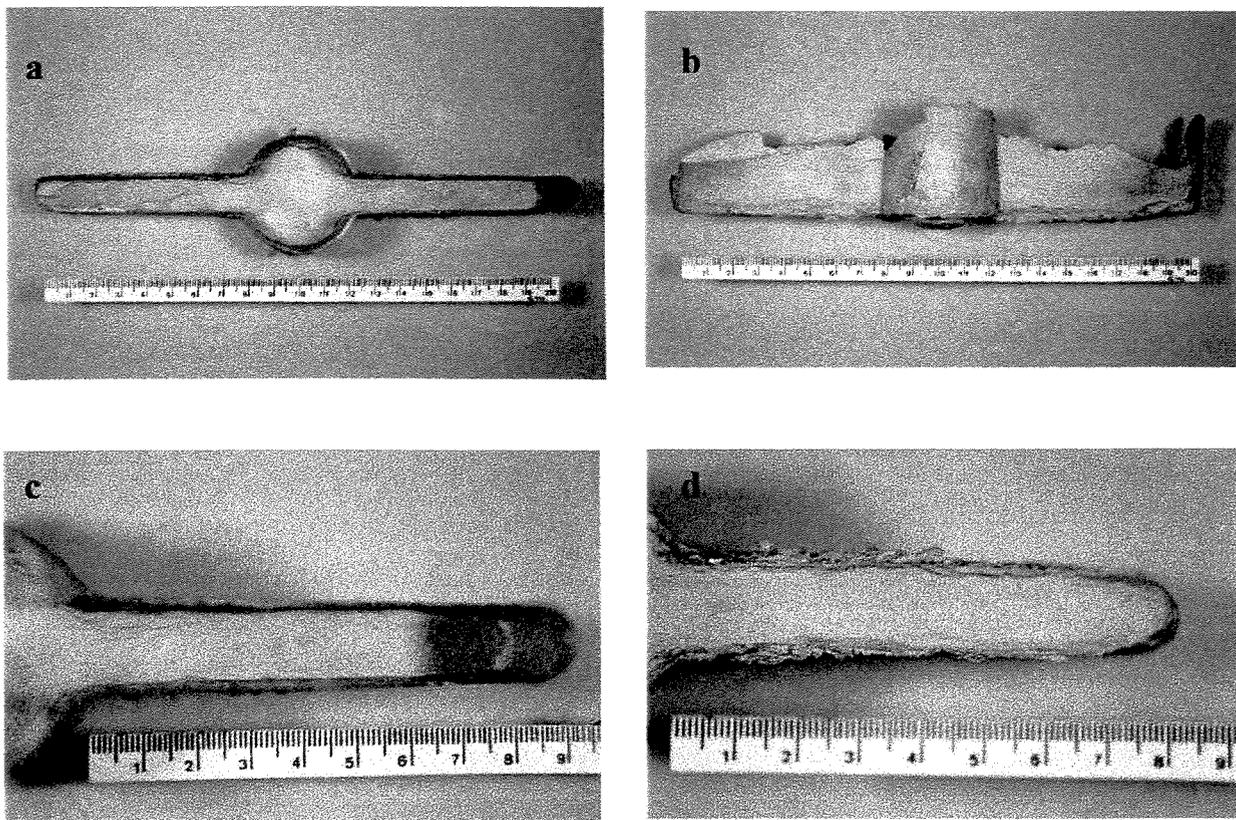


Figura 4.19- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M6/P4 (02); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista de topo braço; d: Vista inferior braço.

Pode-se observar uma boa reprodutibilidade da geometria da cavidade e aceitável acabamento na peça. Não são observados defeitos provenientes de fissuras na parede da cavidade. Estes resultados comprovam a viabilidade do emprego de matrizes de areia aglomerada com cimento, no tixoforjamento da liga A2011.

Os resultados mostram que, embora o tixoforjamento em matrizes de areia seja perfeitamente viável, a reprodutibilidade com sucesso da operação na obtenção de produtos de qualidade é bastante sensível aos parâmetros de processo. A confecção das matrizes e o controle das variáveis de processo devem ser feitas de maneira cuidadosa e sistemática para a garantia da reprodutibilidade da qualidade do produto.

4.2.9) Tixoforjamento no Conjunto M6/P4 (03)

Dado os bons resultados obtidos no tixoforjamento da liga A2011 utilizando o conjunto M6/P4, um novo conjunto M6/P4 foi construído e testado para garantia da reprodutibilidade. As curvas de aquecimento da matriz e tarugo reofundido são apresentadas na Figura 4.20. Os parâmetros de tixoforjamento utilizados foram: $T_{cavidade} = 380^{\circ}C$; $T_{punção} = 380^{\circ}C$; $T_{reof} = 630^{\circ}C$; tempo total de aquecimento na reofundição $t_{aquec} = 45\text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{solidus} (614^{\circ}C)$ $t_{reof} = 15\text{ min}$.

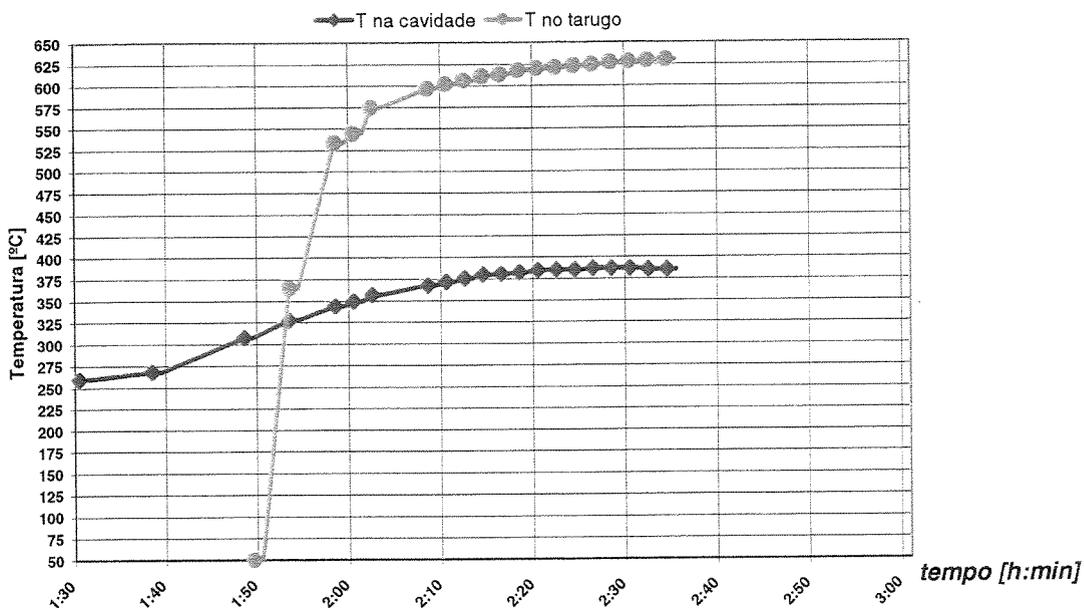


Figura 4.20- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M6/P4 (03).

Durante o teste, o avanço do punção foi interrompido quando toda a cavidade foi preenchida. Não houve ruptura no bloco da matriz, mas o revestimento refratário da cavidade sofreu diversas rachaduras. A força máxima atingida foi de 100 kN.

A Figura 4.21 apresenta os resultados obtidos. pode-se observar o preenchimento total da cavidade da matriz e a boa reprodutibilidade da geometria da cavidade. Pode-se observar, no entanto, marcas de rachaduras do revestimento da cavidade impressas na superfície da peça em sua região central, indicando a penetração de metal.

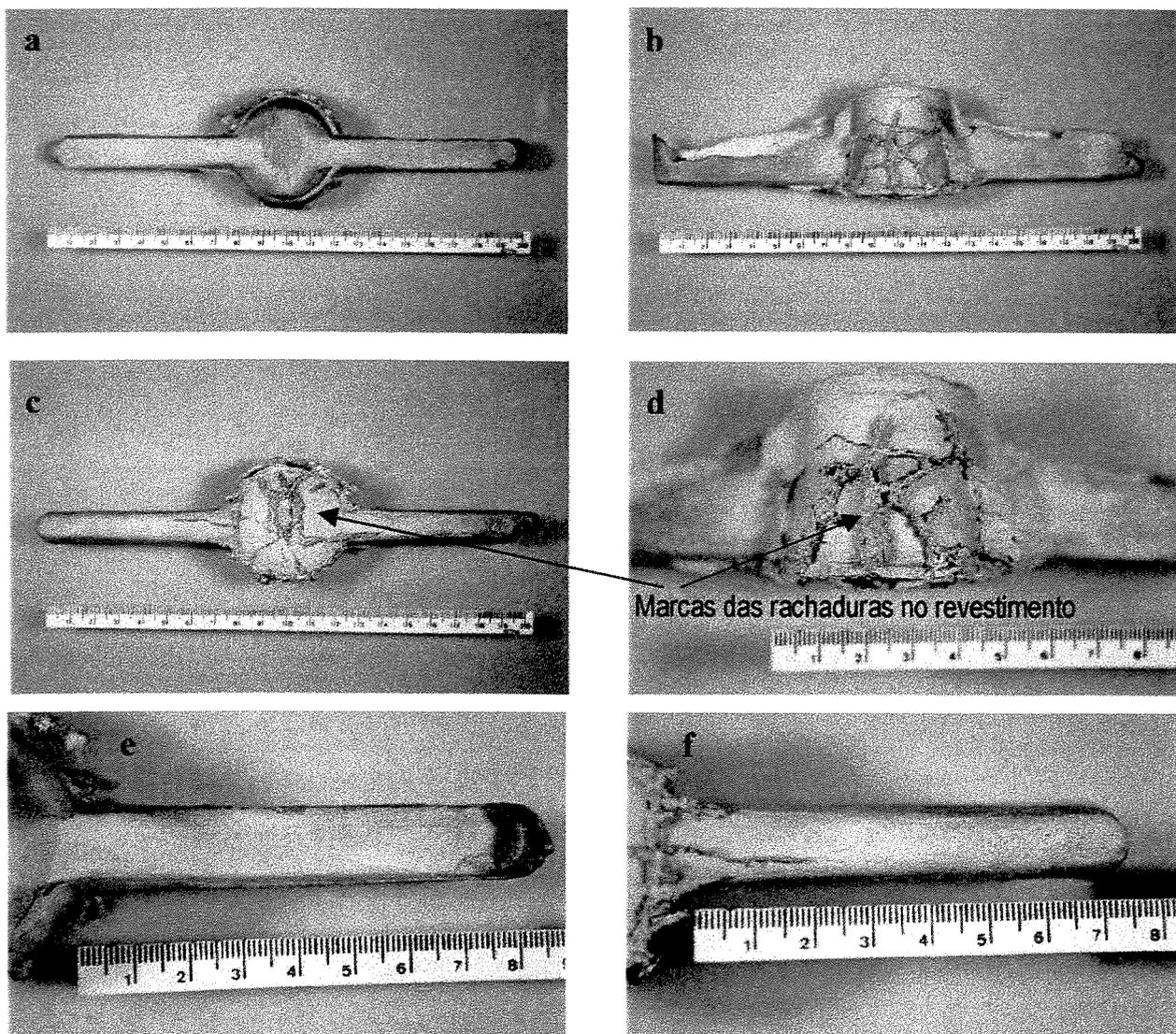


Figura 4.21- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M6/P4 (03);
a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista inferior; d: Vista lateral centro;
e: Vista topo braço; f: Vista inferior braço.

4.2.10 Tixoforjamento no Conjunto M7/P4 (01)

O conjunto M7/P4 foi constituído de matriz de areia e cimento comum a 33 % em peso, com cavidade pintada com tinta refratária QF-180[®] (1 mm), punção revestido com massa refratária Fiberfrax[®] (15 mm) e tinta refratária QF-180[®] (1 mm). Foi utilizada cinta externa de aço.

Visto que o revestimento da cavidade com a massa refratária Fiberfrax[®] apresenta problemas de trincas que aparecem na sua superfície no momento da tixoconformação, a matriz foi construída sem este revestimento. O punção foi revestido com a massa refratária Fiberfrax[®], visto que este não vem apresentando trincas e necessita de isolamento térmico.

Os parâmetros de tixoforjamento utilizados foram: $T_{\text{cavidade}} = 360^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{punção}} = 360^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{reof}} = 630^{\circ}\text{C}$; tempo total de aquecimento na reofundição $t_{\text{aquec}} = 60\text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ}\text{C})$ $t_{\text{reof}} = 30\text{ min}$. As curvas de aquecimento da matriz e do tarugo reofundido são apresentadas na Figura 4.22.

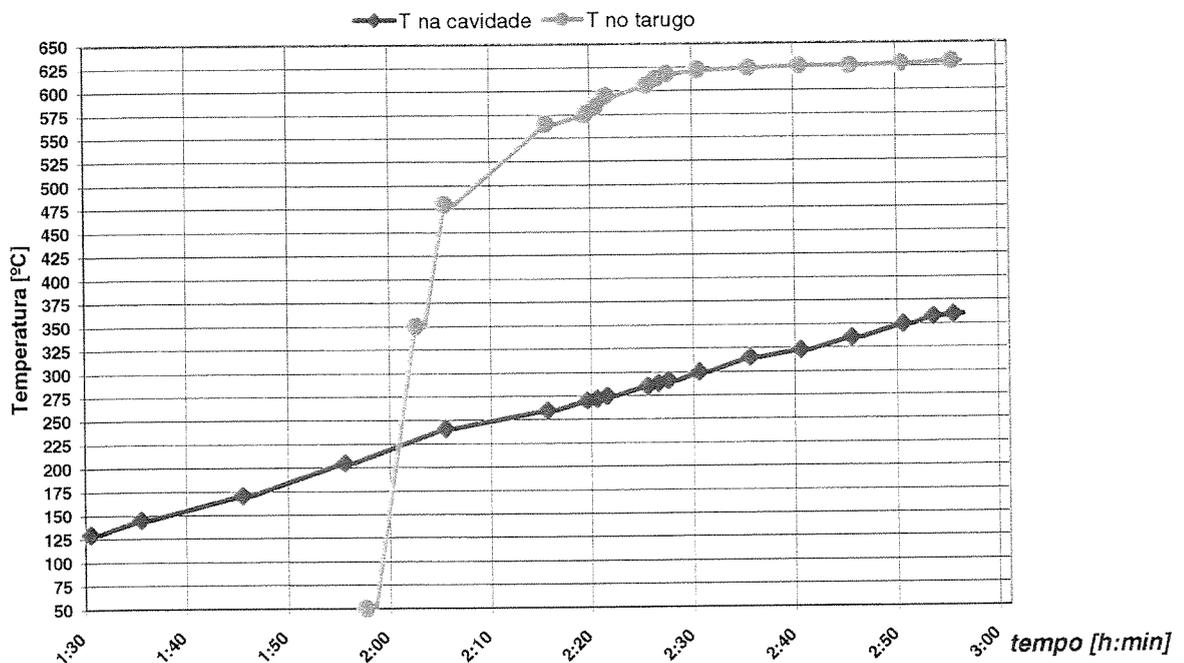


Figura 4.22- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M7/P4 (01).

O avanço do punção foi interrompido ao se atingir a força de 80 kN. A Figura 4.23 apresenta os resultados obtidos. Pode-se notar que a força empregada não foi suficiente para o total preenchimento da matriz. No entanto, a qualidade do produto é sensivelmente melhor, em termos de qualidade superficial, do que o obtido quando empregado Fiberfrax® como revestimento.

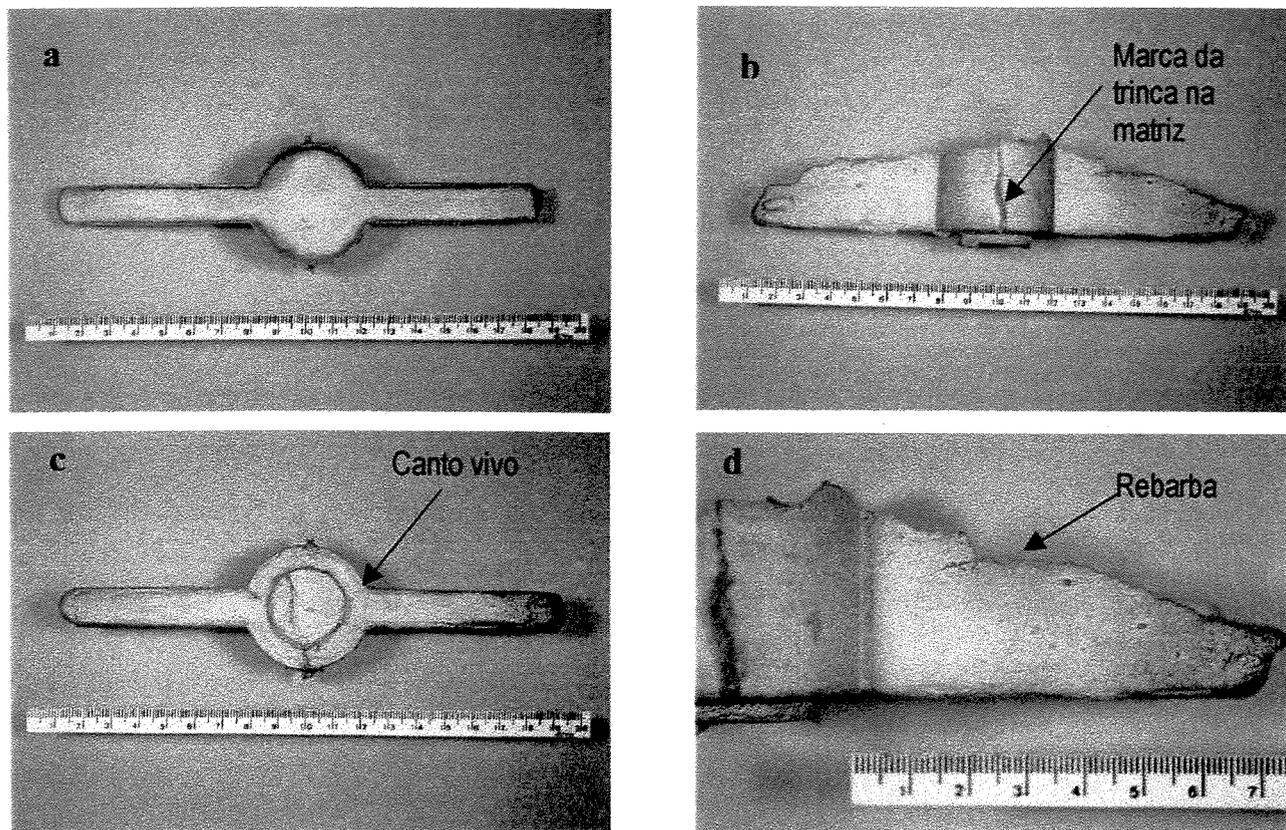


Figura 4.23- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M7/P4 (01); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista inferior; d: Vista lateral braço.

A ausência da camada refratária, que pode sofrer ruptura sob os esforços da conformação, como visto anteriormente, previne a formação de ranhuras na superfície da peça. Somente na parte central da matriz há ruptura permitindo a penetração do material reofundido.

Os resultados mostram que matrizes de areia aglomerada com cimento revestido simplesmente com fina camada de tinta refratária podem produzir resultados aceitáveis no tixoforjamento da liga A2011.

4.2.11) Tixoforjamento no Conjunto M7/P4 (02)

Um novo conjunto M7/P4 foi construído e testado buscando o preenchimento total de sua cavidade, pela aplicação de maior força de conformação.

Os parâmetros de tixoforjamento utilizados foram: $T_{\text{cavidade}} = 350^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{punção}} = 350^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{reof}} = 630^{\circ}\text{C}$; tempo total de aquecimento na reofundição $t_{\text{aquec}} = 60\text{ min}$, tempo de permanência do tarugo a $T > T_{\text{solidus}} (614^{\circ}\text{C})$ $t_{\text{reof}} = 30\text{ min}$. As curvas de aquecimento da matriz e do tarugo reofundido são apresentadas na Figura 4.24.

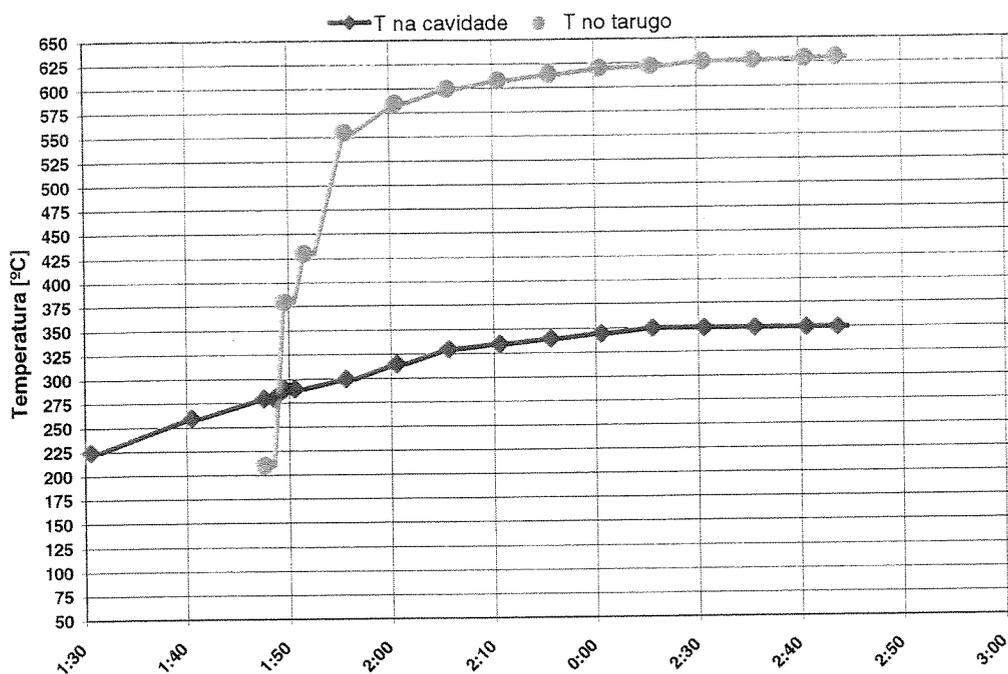


Figura 4.24- Curvas de aquecimento da matriz e do tarugo na reofundição, para a condição de teste utilizando o conjunto M7/P4 (02).

A força atingida para o total preenchimento da cavidade foi de 130 kN.

Os resultados obtidos são apresentados na Figura 4.25.

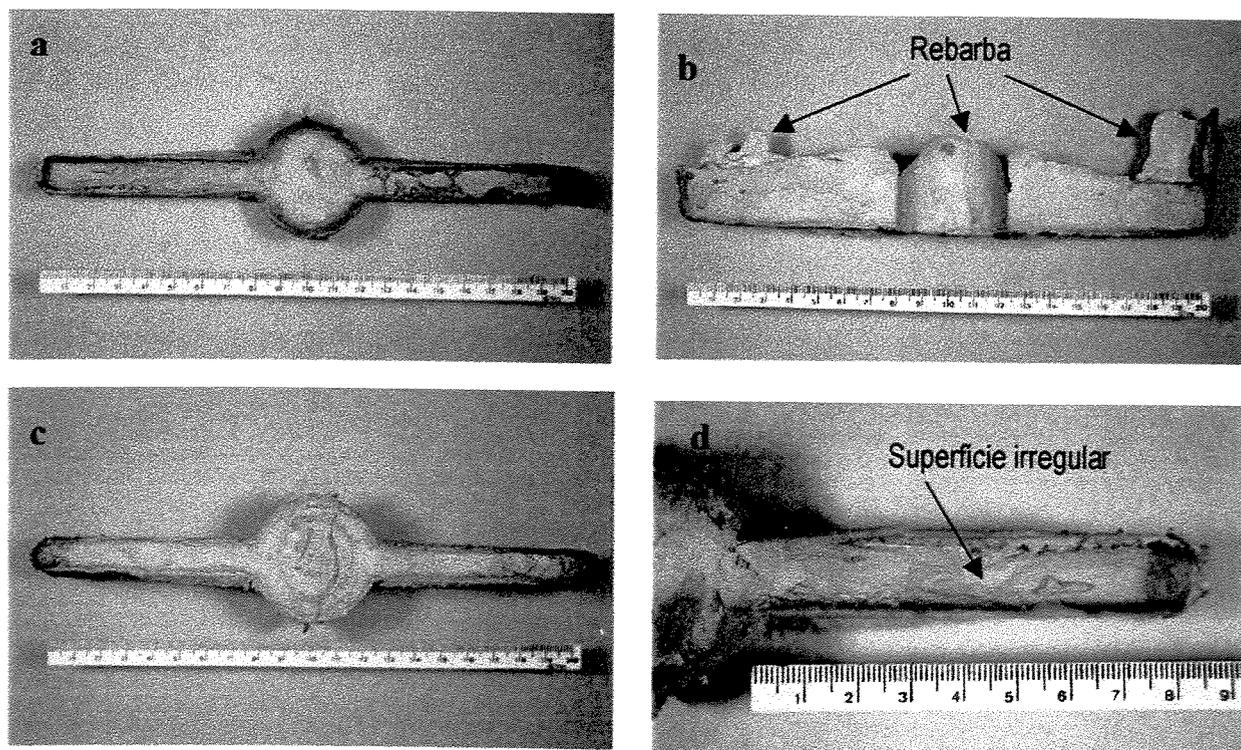


Figura 4.25- Produto tixoforjado da liga A2011 utilizando o conjunto M7/P4 (02); a: Vista de topo; b: Vista lateral; c: Vista inferior; d: Vista de topo braço.

Pode-se observar que apesar do total preenchimento, a peça produzida apresenta algumas irregularidades na sua superfície, foram ocasionadas pela falha do material do punção. Na construção deste conjunto, a pintura com tinta refratária (QF-180) do punção não sofreu o correto processo de cura recomendado, não adquirindo a adequada resistência mecânica, sendo danificado durante o tixoforjamento.

Rebarbas são observadas, formadas pela penetração da pasta nas folgas entre o punção e a matriz produzida artesanalmente. Mas novamente os resultados atestam a viabilidade de utilização de matrizes de areia + cimento em operações de tixoforjamento da liga A2011.

4.3) Discussão dos Efeitos de Parâmetros de Tixoforjamento e Tipos de Matrizes na Possibilidade de Tixoforjamento

Os diferentes conjuntos matriz/punção e condições de tixoforjamento testadas para a liga A2011 resultaram em diferentes níveis de sucesso na operação.

O diagrama apresentado na Figura 4.26, resume os resultados obtidos em termos de preenchimento da cavidade da matriz para as distintas condições de tixoforjamento testadas.

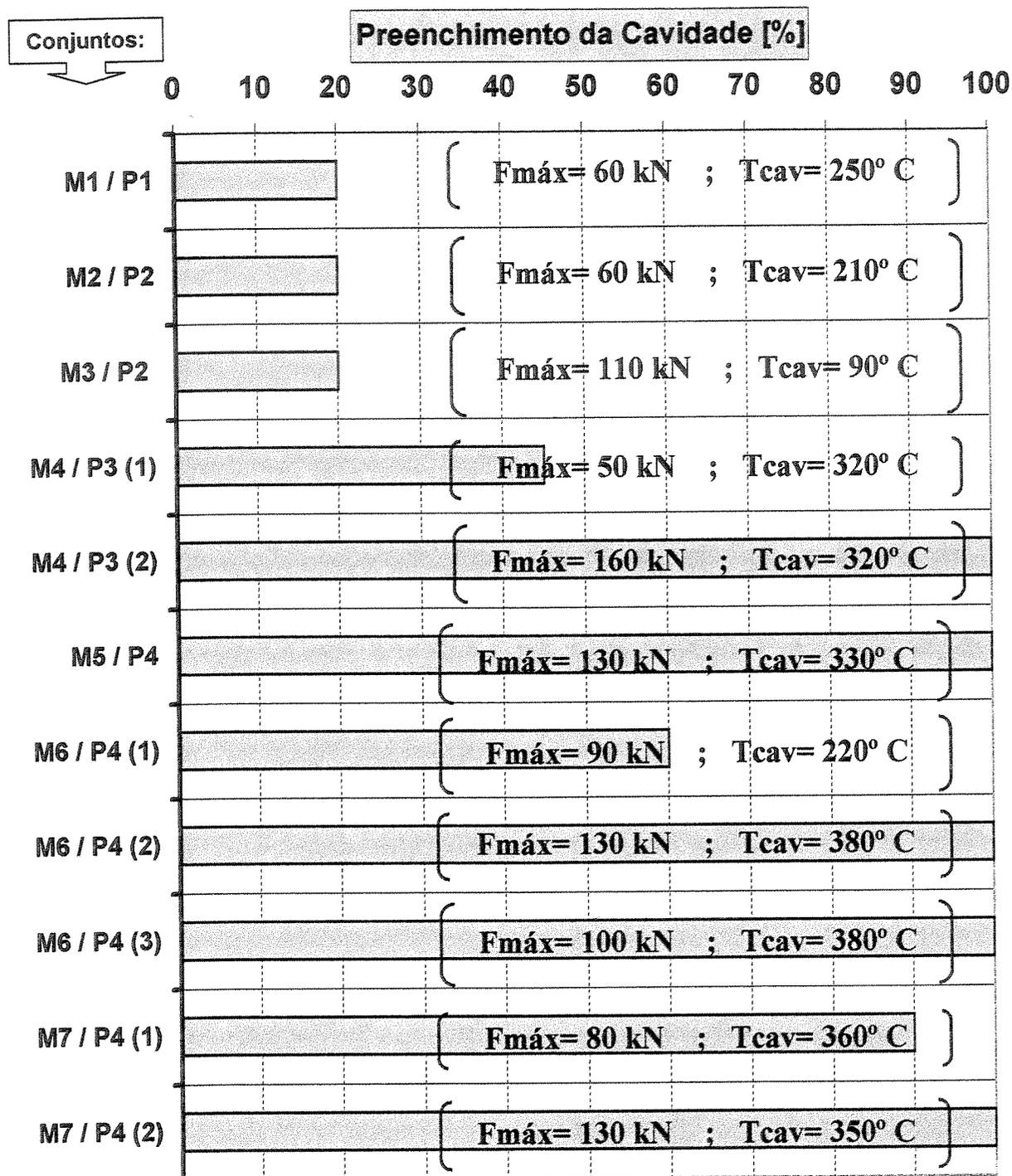


Figura 4.26- Diagrama geral dos resultados obtidos em testes de viabilização do tixoforjamento da liga A2011 em matrizes não metálicas.

Pode-se observar que, de modo geral, com temperaturas acima de 320° C na cavidade da matriz de areia é possível o preenchimento total da cavidade com o material em tixoforjamento. Em todos os casos onde foi utilizada menor temperatura na cavidade da matriz, seu preenchimento não foi satisfatório, provavelmente devido ao resfriamento excessivo da pasta reofundida, dificultando seu escoamento.

Se compararmos os preenchimentos obtidos na utilização do conjunto M3/P2, com $T_{cav} = 90^{\circ} \text{ C}$ e do conjunto M6/P4 (3), com $T_{cav} = 380^{\circ} \text{ C}$, o efeito da temperatura da cavidade da matriz fica evidente. Em ambos os casos foram utilizadas forças máximas semelhantes e o tarugo reofundido permaneceu o mesmo tempo à temperatura de reofundição (cerca de 15 minutos).

Estes resultados podem ser comparados com resultados obtidos para o tixoforjamento da liga A2011, em mesma geometria de matriz, mas empregando matriz de aço VH13 [Rovira, 2001]: neste caso, foi utilizada temperatura de 630° C, devido a alta condutibilidade térmica do ferramental.

A utilização de matriz de areia pode significar, portanto, uma redução de 50% na temperatura requerida no ferramental de tixoforjamento, o que em termos industriais pode significar apreciável redução de custos com consumo de energia.

Com relação a força requerida para o total preenchimento da cavidade da matriz, pode-se observar que valores da ordem de 100 kN são suficientes, desde que provida adequada fluidez da pasta, no caso, evitando a excessiva troca de calor entre o reofundido e o ferramental.

Entretanto, o valor mais comum observado com as condições testadas, temperaturas da cavidade entre 330° C e 380° C, é de 130 kN para o total preenchimento da cavidade. A força de 160 kN aplicada no caso do conjunto M4/P3 (2) foi excessiva ao ponto de deformar a cavidade deste tipo de matriz, além de provocar escoamento da pasta reofundida pela folga entre punção e matriz gerando excessiva rebarba (vide Figura 4.14).

A Figura 4.27 apresenta curva típica de variação da força aplicada com o tempo, durante tixoforjamento da liga A2011 em matrizes de areia.

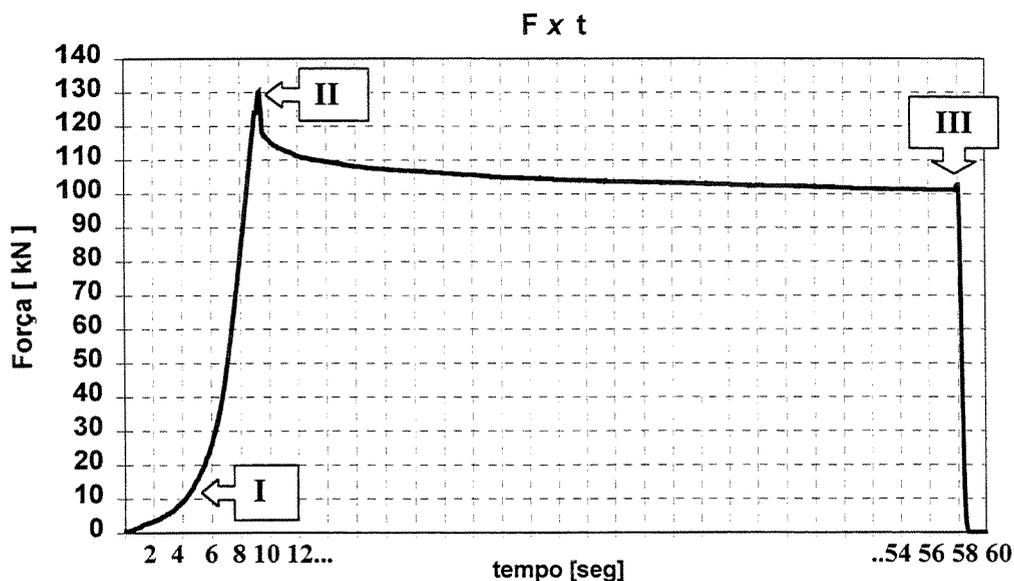


Figura 4.27- Gráfico da força em função do tempo no tixoforjamento típico.

O tempo de tixoforjamento, isto é, do início da conformação até o total preenchimento da cavidade é de 9 segundos. Do início do tixoforjamento até aproximadamente 5 segundos, entre os pontos *zero* e I apontados no gráfico, a curva apresenta menor inclinação que entre os segundos finais, entre os pontos I e II. Tal comportamento se deve ao aumento da influência da geometria da matriz à medida que o punção avança, reduzindo a seção transversal do volume por onde escoa o reofundido. Além disso, neste segundo estágio, entre os pontos I e II, o efeito da segregação do líquido, se houver, pode passar a ser significativo, aumentando o atrito entre os glóbulos da fase α na região central da peça, requerendo maior força para se completar o preenchimento da cavidade.

O tempo restante observado no gráfico, entre os pontos II e III, de aproximadamente 50 segundos, é correspondente ao período de compactação e solidificação do material tixoforjado, onde a força é mantida em torno de 100 kN. Esta redução da força de 130 para 100 kN, após o preenchimento, é característica inerente ao equipamento utilizado quando interrompido seu avanço hidráulico. No entanto, seria recomendável manter-se a força máxima durante a compactação e solidificação.

Resultados semelhantes, no perfil da curva de forças, foram obtidos por Rovira [2000], no tixoforjamento da liga A2011 em matrizes de aço.

Entretanto, no caso das matrizes de aço, utilizadas a temperatura igual a do reofundido, 630° C, as forças necessárias para o total preenchimento da cavidade foram da ordem de 270 kN, enquanto que no caso da matriz de areia a temperaturas em torno de 330° C e o reofundido a 630° C, a força máxima necessária foi de 130 kN, ou seja, pouco menos que a metade.

Um detalhe importante a ser observado nos dois casos, que talvez possa ser o fator mais importante em respeito a tamanha diferença de forças nos tixoforjamentos, é que Rovira apesar de aquecer a matriz a temperatura do reofundido, utilizou o punção de aço a temperatura ambiente, enquanto que no caso presente o punção é revestido por uma camada refratária e também aquecido juntamente com a matriz. Isto pôde reduzir o efeito da extração de calor durante a tixoconformação no segundo caso, evitando a possível solidificação de uma fina camada logo abaixo do punção, o que pode provocar um aumento na força necessária para a conformação, pois reduz ainda mais a seção transversal por onde escoia o semi-sólido.

Portanto, a baixa condutibilidade térmica de matrizes de areia permite significativa redução da força de conformação e da temperatura da matriz requeridas para o tixoforjamento da liga A2011, em relação a matrizes de aço.

Com relação ao efeito dos materiais utilizados na confecção do ferramental de tixoforjamento (matriz e punção), pode-se observar que tanto matrizes de areia silicosa aglomerada com resina fenólica quanto de areia aglomerada com cimento podem produzir resultados aceitáveis. Quanto ao punção, verificou-se a necessidade de utilização de revestimentos refratários para evitar contato direto do aço com que é fabricado com o material reofundido, o que provoca excessivo resfriamento da pasta.

Nas matrizes de areia aglomerada com resina fenólica, o uso de revestimentos refratários na cavidade e no punção e o uso de cinta metálica envolvendo a matriz, permitem o ajuste da resistência termo-mecânica requerida para o tixoforjamento. Além de oferecer grande mobilidade de moldagem, isto é, complexas geometrias podem ser obtidas com rapidez na produção da matriz refratária. Porém, a poluição ambiental gerada pela queima da resina no tixoforjamento constitui um inconveniente, minimizado pela redução do teor de resina empregado.

Nas matrizes de areia aglomerada com cimento, com ou sem revestimentos na cavidade e o uso da cinta metálica também permitem o ajuste da resistência termo-mecânica para o tixoforjamento. Também com possibilidade de se obter complexas geometrias, porém o tempo de confecção da matriz é maior em comparação com a resina fenólica devido ao demorado processo de cura do cimento. Entretanto, neste caso, é possível eliminar o inconveniente da poluição gerada por queima de resina.

O revestimento refratário no punção e sua temperatura também são parâmetros a serem controlados, os revestimentos refratários testados e o seu aquecimento a mesma temperatura da cavidade contribuíram para o sucesso do tixoforjamento nestes tipos de matrizes.

Quanto ao acabamento geral do produto tixoforjado, a utilização de matrizes de areia embora forneça boa reprodutibilidade da cavidade da matriz, mesmo para situações de forjamento críticas (ângulos retos, paredes paralelas, etc.), ainda deve ser otimizada quanto a qualidade superficial do produto. A alta fluidez da pasta reofundida permite sua penetração em falhas na superfície da matriz proveniente de trincas, granulometria grosseira da areia e folgas entre punção e matriz.

Novos tipos de revestimentos devem ser buscados para a melhoria da qualidade superficial dos produtos tixoforjados em matrizes de areia que se apresenta inferior a obtida em matrizes metálicas [Rovira, 2000].

Os produtos obtidos nas matrizes refratárias testadas apresentam com certa frequência a ocorrência de ranhuras provenientes da penetração da pasta reofundida nas possíveis trincas durante o tixoforjamento, além de apresentarem a formação de rebarbas em consequência das folgas entre punção e matriz confeccionados artesanalmente. Problemas estes passíveis de melhorias pela otimização e sistematização do processo de produção das matrizes e efetivo controle dos parâmetros de tixoforjamento.

Ainda um outro aspecto a ser considerado na utilização de matrizes refratárias em operações de tixoconformação, é a possibilidade da redução de velocidades de aplicação de forças. A literatura especializada cita velocidades de até 1500 mm/seg na tixoconformação, requerida para o perfeito preenchimento do molde.

A reduzida condutibilidade térmica das matrizes refratárias pode prevenir a perda da fluidez da pasta reofundida provocada por seu resfriamento em contato com a matriz, permitindo uma menor velocidade de conformação. Menores velocidades de conformação significa equipamentos menos potentes e sofisticados e, portanto, de menores custos. Significam ainda menor turbulência no preenchimento da cavidade, o que principalmente no caso de alta fração líquida na pasta, pode resultar em defeitos como porosidade no produto.

Em outros termos, significa que podemos além de reduzir o *start up* do processo produtivo, também reduzir os custos iniciais do equipamento na implantação de uma unidade produtiva, ou ainda possibilitar adaptações em equipamentos em uso na indústria, já depreciados. Trabalhando então a velocidades intermediárias, que causam menor impacto mecânico nas ferramentas, já que em termos de fragilidade as ferramentas cerâmicas podem deixar a desejar em relação às ferramentas metálicas.

Portanto, se é permitida a sugestão, poderíamos chamar este processo de “Soft-Thixoforging”.

A viabilização da utilização de matrizes de confecção simples e de reduzido custo no tixoforjamento em geometrias complexas da liga A2011, pode significar um expressivo avanço tecnológico na indústria metal-mecânica.

4.4) Microestrutura dos Produtos Tixoforjados

Os produtos tixoforjados obtidos com total preenchimento da cavidade da matriz e apresentando qualidade geral aceitável foram analisados em termos de microestrutura e dureza.

As micrografias dos produtos obtidos nas condições M5/P4, M6/P4 (2), M6/P4 (3) e M7/P4 (2) são apresentadas respectivamente nas Figuras 4.28, 4.29, 4.30 e 4.31.

As fotos apresentadas mostram a microestrutura ao longo do braço da peça, a partir do centro (parte circular) para as extremidades. Em todos os casos pode-se observar uma distribuição de glóbulos equiaxiais da fase Al- α de tamanho homogêneo mas com distintas regiões de fração sólida ao longo da peça, principalmente nas extremidades onde se observa forte presença de formação dendrítica da fase Al- α envolta pela segunda fase, formadas na solidificação da fração líquida, indicando segregação do líquido durante o preenchimento da cavidade, para a frente do fluxo de material.

Pode-se observar também que a região mais próxima a centro da peça, denominada região I, além de apresentar contorno de glóbulos finos, indicativos de reduzida fração líquida, tendem a apresentar deformação e mesmo uma estrutura tipicamente recristalizada em um dos casos (Fig. 4.29).

Nas regiões intermediárias, II, III e IV, os glóbulos se apresentam numa forma mais globular, característica de um reofundido, com contorno de glóbulo bem definido onde existe a presença da segunda fase formada na solidificação da fração líquida, ficando mais intensa a presença de líquido a medida que se aproxima da extremidade da peça.

De modo geral, a microestrutura das extremidades das peças, região V, apresenta poucos glóbulos da fase primária oriundos da pasta reofundida. A microestrutura se apresenta bastante heterogênea, contendo formação dendrítica de Al- α e segunda fase, formadas na solidificação rápida da alta fração líquida existente no local. A região apresenta ainda porosidade, provavelmente vazios de contração dada a quantidade de líquido presente.

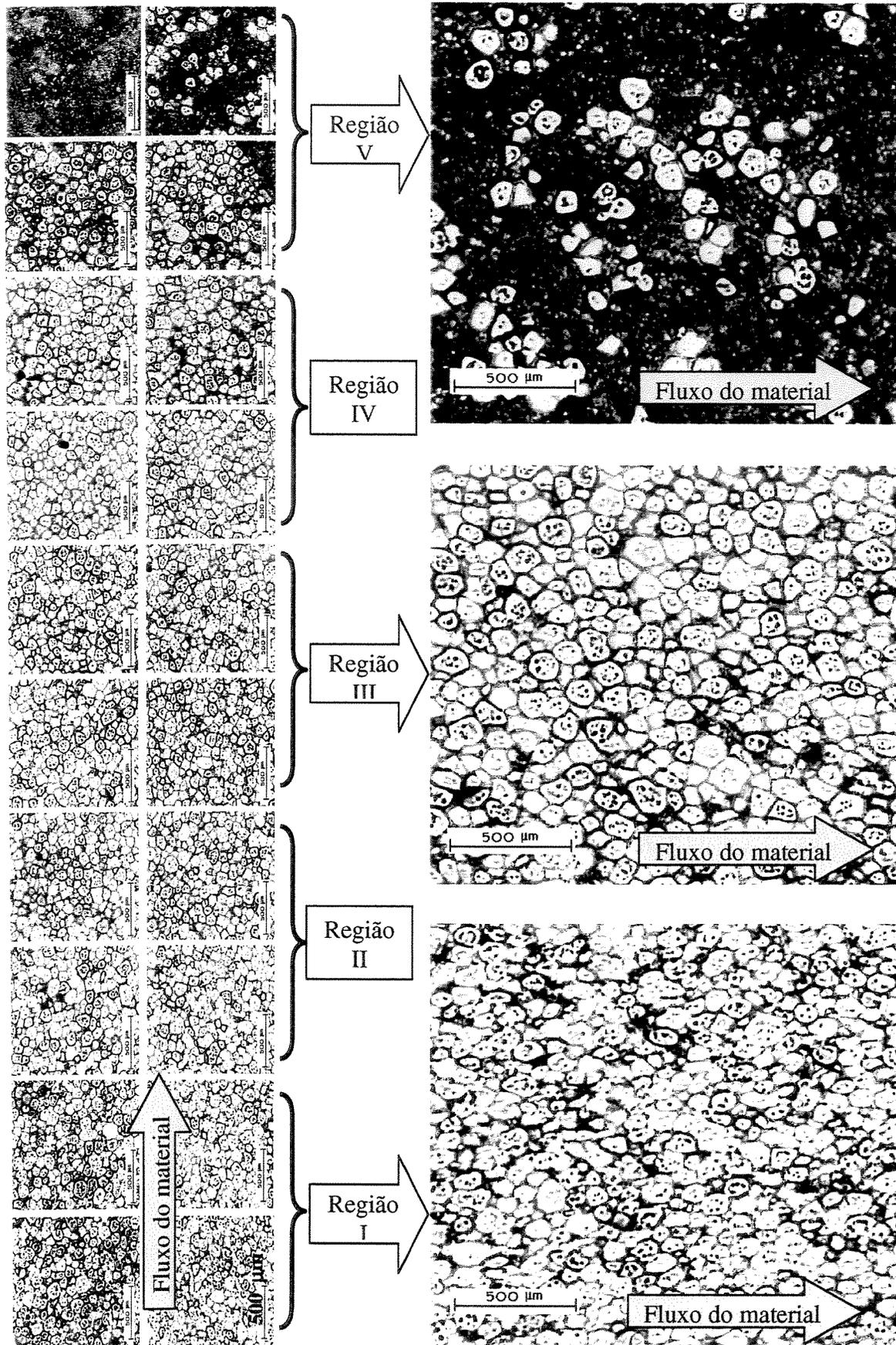


Figura 4.28- Micrografias das regiões típicas da peça produzida pelo conjunto M5/P4; $F_{m\acute{a}x}=130$ kN; $T_{cavidade}=330^{\circ}$ C; $t_{ref}=15$ min.

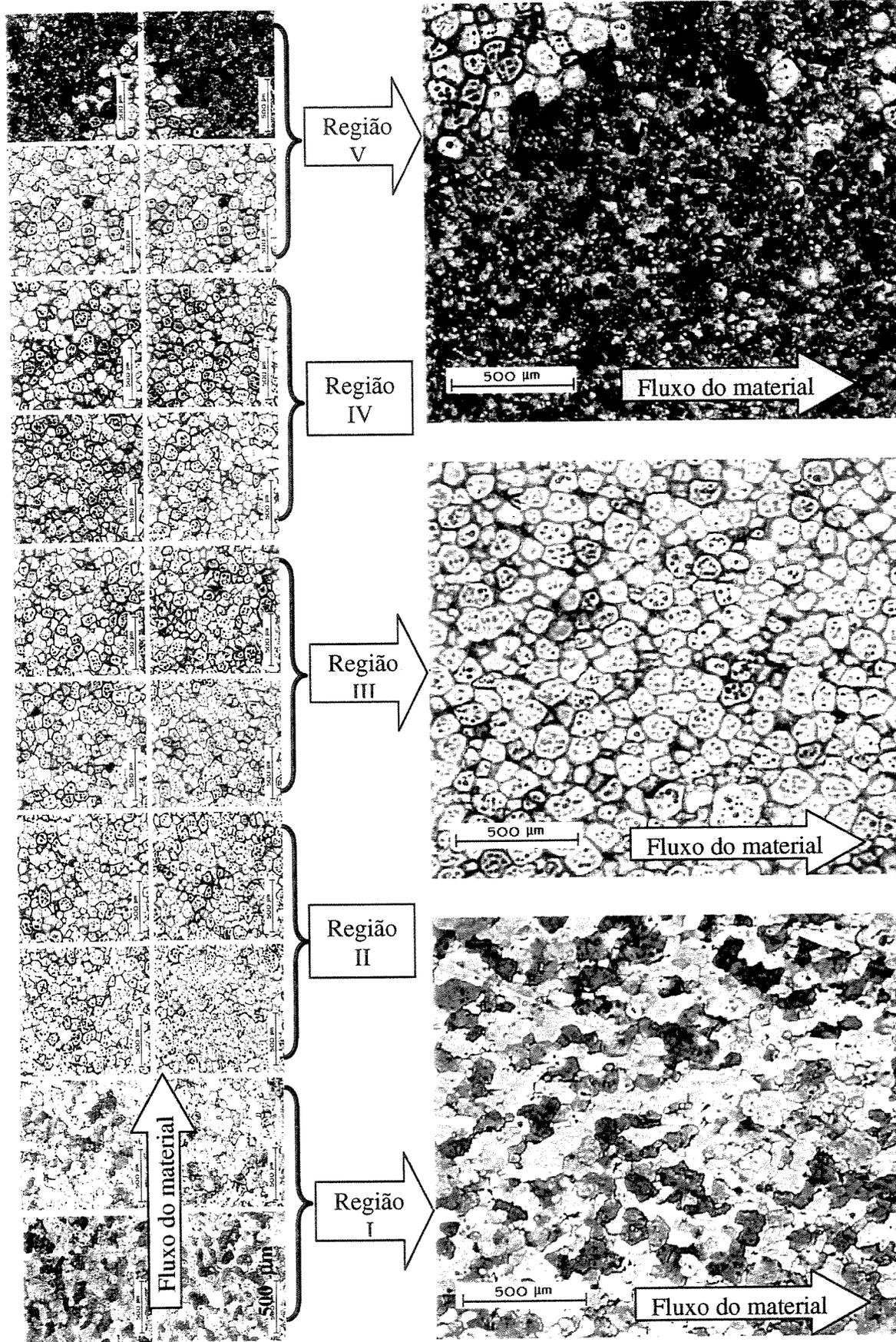


Figura 4.29- Micrografias das regiões típicas da peça produzida pelo conjunto M6/P4 (2);
 $F_{máx}=130 \text{ kN}$; $T_{cavidade}=380^\circ \text{ C}$; $t_{ref}=15 \text{ min}$.

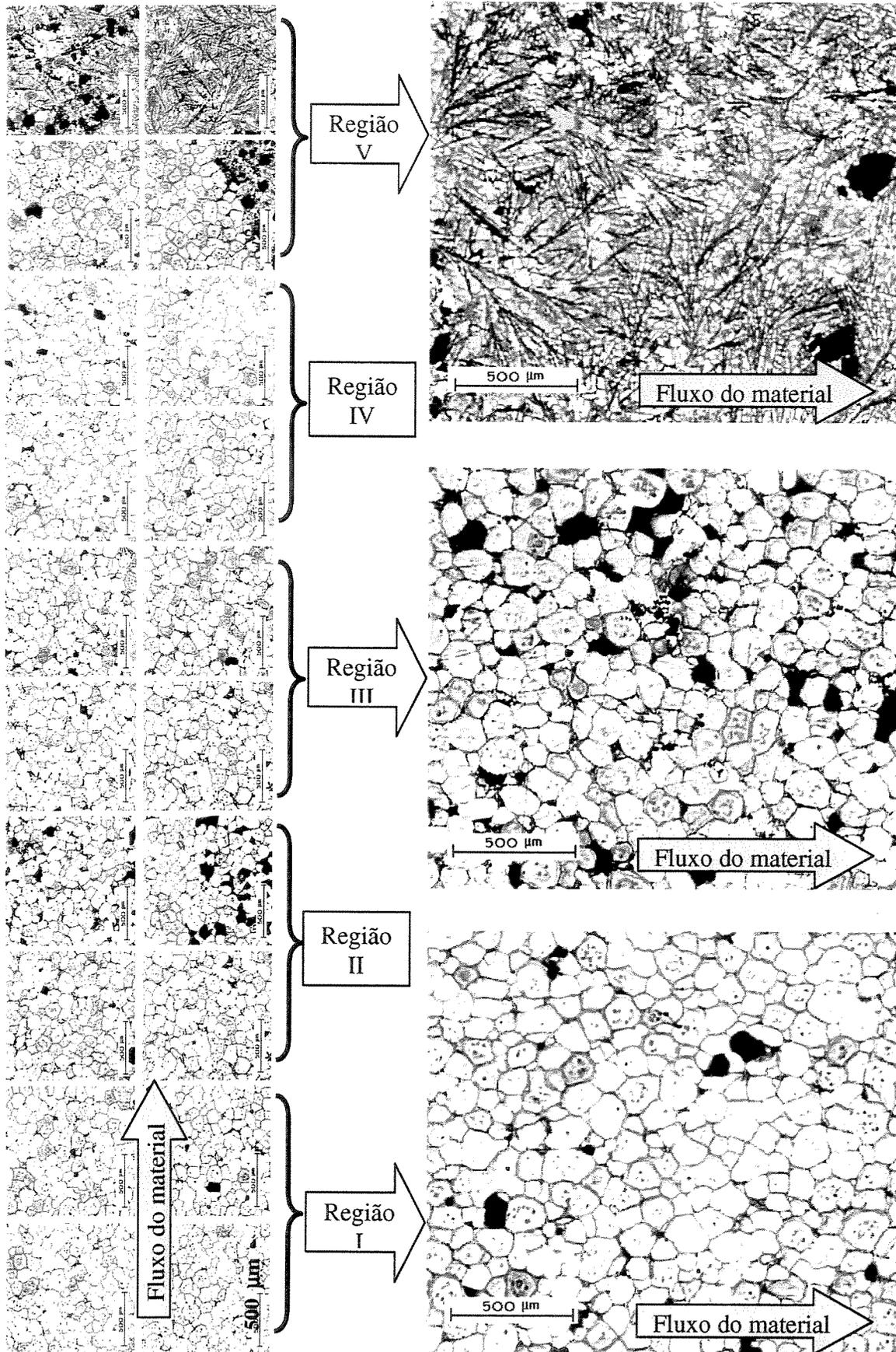


Figura 4.30- Micrografias das regiões típicas da peça produzida pelo conjunto M6/P4 (3);
F_{máx}=100 kN; T_{cavidade}= 380° C; t_{ref}=15 min.

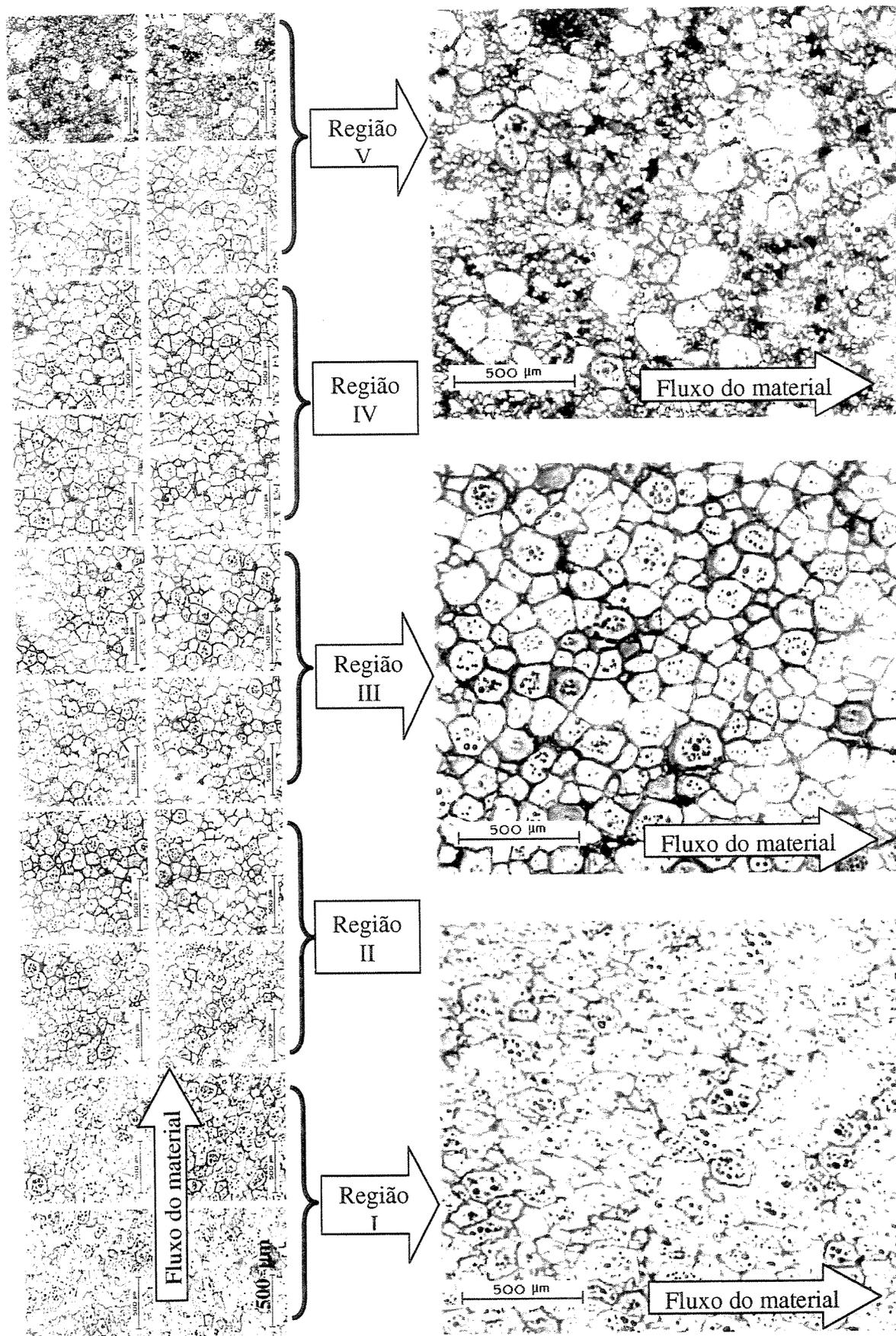


Figura 4.31- Micrografias das regiões típicas da peça produzida pelo conjunto M7/P4 (2);
F_{máx}=130 kN; T_{atm}=360° C; t_{ref}=30 min.

Nas regiões I, II, III e IV das peças produzidas pelos conjuntos M5/P4, M6/P4 (2), M7/P4 (2), respectivamente Figuras 4.28, 4.29 e 4.31, nos quais a força máxima de tixoforjamento foi de 130 kN, a ocorrência de porosidade ao longo da peça é mínima. Excepcionalmente no caso da peça produzida no conjunto M6/P4 (3), Figura 4.30, no qual atingiu-se força máxima de tixoforjamento de 100 kN, observa-se grande ocorrência de porosidade por toda a extensão da peça indicando que nesta condição não foi atingida a compactação necessária para eliminar os vazios e contração.

A segregação de líquido durante conformação de ligas semi-sólidas é fenômeno já observado por vários autores. Rovira [2000] observa variação da fração sólida ao longo de braços de peças da liga A2011 tixoforjada em matrizes de aço VH13. Chen et al [1996] também observam a segregação de líquido no sentido radial de peças cilíndricas na tixoconformação da liga A356. Observou-se nestes trabalhos que no estágio inicial da deformação não há significativa separação das fases sólida e líquida.

No caso da tixoconformação de ligas reofundidas com baixa fração sólida, predomina o fluxo simultâneo das fases. No estágio inicial da conformação, não há significativa segregação das fases.

No caso da tixoconformação de ligas reofundidas com significativa fração sólida, pode ocorrer a deformação do esqueleto formado pelas partículas sólidas enquanto ocorre o início do fluxo de líquido intersticial, seguido do fluxo simultâneo das fases após o rompimento do esqueleto. No estágio intermediário da deformação, as partículas sólidas começam a interagir sofrendo rolamento e deslizamento entre si. O líquido é segregado para as extremidades, criando o gradiente das frações sólida e líquida ao longo da peça em conformação observada, o líquido atua como lubrificante entre as partículas sólidas durante a tixoconformação, permitindo o seu rolamento e deslizamento e evitando assim grandes deformações nos glóbulos.

Conseqüentemente, com o avanço da conformação para os estágios finais, o centro da peça fica empobrecido em líquido evidenciando a segregação das fases. Com a fração sólida aumentada no centro da peça, gradualmente no lugar do rolamento e deslizamento pode ocorrer também a deformação plástica do sólido.

Assim se caracterizam os quatro distintos fenômenos da deformação de ligas reofundidas: o fluxo simultâneo das fases (FSF), o fluxo intersticial do líquido (FIL), o rolamento e deslizamento entre as partículas sólidas (RDS) e a deformação plástica (DP) dos glóbulos nas regiões de alta fração sólida.

Na região central da peça tixoconformada ocorrem em seqüência os quatro mecanismos acima citados para a conformação da liga reofundida. Estas observações são similares ao caso das microestruturas observadas nas Figuras 4.28 a 4.31, onde se destacam três regiões distintas ao longo do braço das peças tixoforjadas, região central de glóbulos deformados (Região I), regiões intermediárias de glóbulos equiaxiais (Regiões II, III, IV) e extremidade com grande fração líquida, que ao solidificar-se forma dendritas a fase Al- formando fase eutética e partículas da fase alfa nucleadas na solidificação final.

A atuação de cada mecanismo de conformação da liga reofundida depende da fração sólida na pasta reofundida e da velocidade de conformação imposta.

No caso de pastas contendo alta fração sólida, o fluxo livre do líquido é dificultado, assim como a ruptura do esqueleto sólido formado por interações entre os glóbulos do reofundido. Neste caso, o fluxo simultâneo das fases (FSF) e a deformação plástica (DP) da fase sólida são predominantes, levando a uma maior homogeneidade da estrutura em termos de distribuição das fases sólida e líquida, podendo ocorrer recristalização.

No caso de pastas contendo reduzida fração sólida, o fluxo do líquido é facilitado enquanto é dificultada a interação entre os glóbulos sólidos. Como resultado, maior segregação do líquido e menor deformação na fase sólida primária são esperados.

A velocidade de conformação também influencia na predominância destes mecanismos. Em velocidades de conformação mais baixas, como é o caso do presente trabalho, por um significativo período inicial predominam os mecanismos de fluxo intersticial do líquido (FIL), resultando na forte segregação das fases. A partir do momento em que o líquido é segregado do centro da peça sob efeito do FIL, inicia-se então a seqüência dos outros mecanismos já descritos, predominando a forte interação entre as partículas caracterizando o mecanismo deformação plástica (DP) dos glóbulos em uma maior porção da peça.

Em altas velocidades de conformação, há menor tempo para segregação das fases, predominando inicialmente os mecanismos de rolamento e deslizamento das partículas sólidas (RDS) envoltas pelo líquido. O líquido ficando entre as partículas sólidas, funciona como um lubrificante permitindo que se prolongue o RDS e o fluxo simultâneo das fases (FSF), resultando em uma melhor distribuição das fases na peça tixoconformada, com menor segregação do líquido para as extremidades e menor deformação na fase sólida primária.

As microestruturas das diferentes regiões das peças tixoforjadas nas diferentes condições são apresentadas com mais detalhes nas figuras que se seguem. A Figura 4.32 apresenta a região mais próxima ao centro da peça (região I), das peças tixoforjadas nas condições M5/P4, M6/P4 (2), M6/P4 (3) e M7/P4 (2), onde pode-se observar a presença de glóbulos com razoável grau de deformação plástica (DP), exceto para a situação M6/P4 (3) na qual se utilizou menor força máxima (100kN).

Tal deformação dos glóbulos evidencia a tixoconformação em baixa velocidade e com fração sólida relativamente alta na pasta.

Podem também ser observados os finos contornos de glóbulos indicando reduzida fração líquida nesta região, exceto no caso da menor força máxima aplicada (M6/P4(3)). Nesta região, predomina o mecanismo de deformação plástica (DP) dos glóbulos ao final do processo de tixoforjamento.

Nas peças produzidas em condições de maior força aplicada (130 kN), nos conjuntos M5/P4, M6/P4(2) e M7/P4 (2) a deformação plástica é bastante evidente na região I, podendo ocorrer recristalização, como observado nos casos M6/P45 (2) e M7/P4 (2).

Na peça produzida pelo conjunto M6/P4 (3), menores deformações plásticas são observadas devido a menor força atingida na tixoconformação, pode-se observar a ocorrência de poças da fase eutética em algumas regiões entre os glóbulos, indicando a presença de líquido na pasta, o que permite a ocorrência dos mecanismos de rolamento e deslizamento (RDS) entre os glóbulos evitando sua deformação plástica (DP).

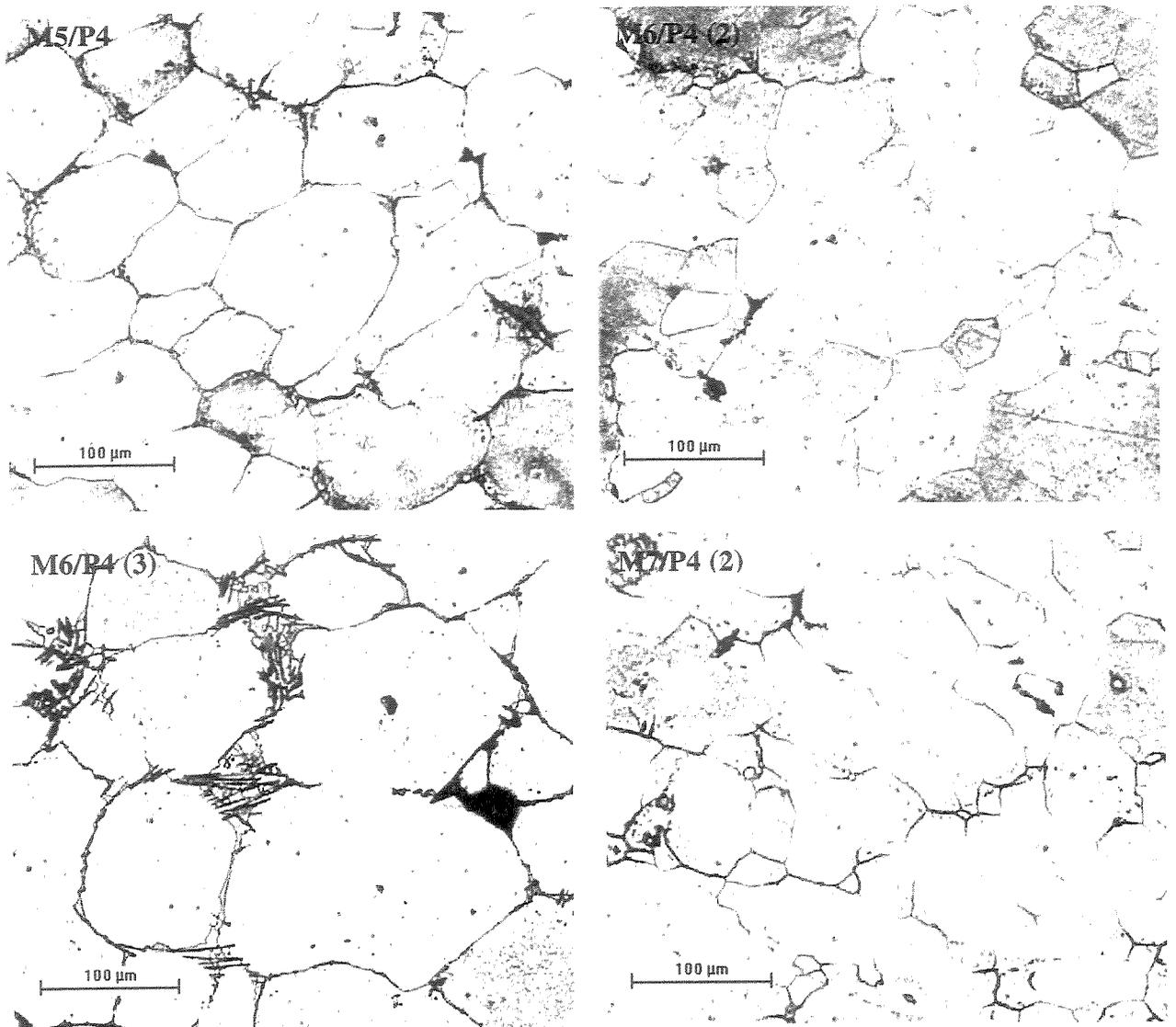


Figura 4.32- Micrografias típicas da região I dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Os valores de tamanho médio de glóbulos com seu desvio padrão e de fração sólida presente na região mais próxima do centro (região I) dos produtos da liga A2011 tixoforjados nas diferentes condições testadas são apresentados na Tabela 4.2 e graficamente na Figura 4.33.

Tabela 4.2- Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão e fração sólida na região I dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Conjuntos	ϕ (μm)	fs (%)
M5/P4	109 \pm 21	97
M6/P4 (2)	55 \pm 25	99
M6/P4 (3)	155 \pm 27	93
M7/P4 (2)	70 \pm 28	99

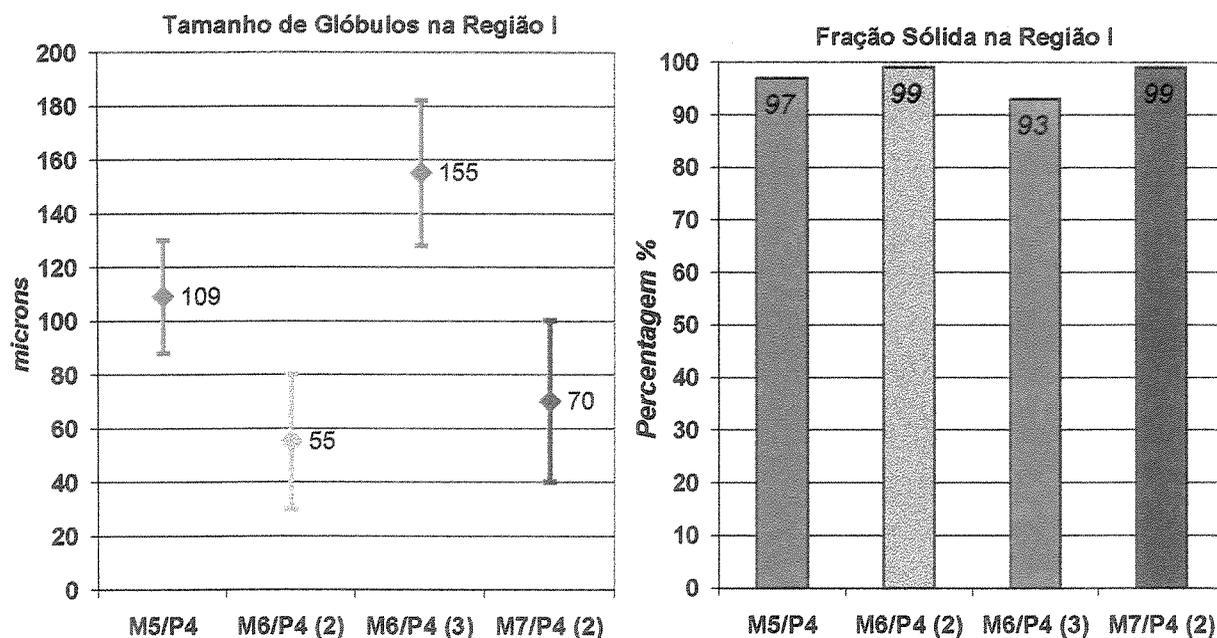


Figura 4.33- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região I dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Pode-se observar que os tamanhos médios de glóbulos na região I são distintos para cada produto analisado, os diferentes graus de deformação plástica notados nos glóbulos de cada produto pode ser o motivo desta diferença.

No caso do produto obtido no conjunto M6/P4 (3), no qual foi aplicada menor força (100 kN) a deformação plástica dos glóbulos da região I é bastante pequena e seu tamanho médio de glóbulos é maior (155 μm).

Nos demais foi aplicada a mesma força máxima (130 kN), entretanto diferentes graus de deformação plástica são observados em cada caso, provavelmente pela diferente distribuição de frações sólida e líquida no material em conformação, que pode ocorrer em função das condições iniciais da matéria prima resultando na predominância de cada mecanismo (FSF, FIL, RDS e DP) ocorridos no processamento.

No caso do produto obtido no conjunto M5/P4, a deformação plástica dos glóbulos é notável e o tamanho dos glóbulos se apresenta em um valor mediano (109 μm) entre os casos analisados.

No caso dos produtos obtidos nos conjuntos M6/P4 (2) e M7/P4 (2) a deformação plástica dos glóbulos na região I foi suficiente para provocar a recristalização dos glóbulos, os quais resultam em menor tamanho (55 μm e 70 μm respectivamente) quanto maior for a recristalização.

A diferença de tamanho de glóbulos observada entre os produtos dos conjuntos M5/P4 e M6/P4 (3) (109 μm e 155 μm respectivamente), os quais não sofreram recristalização, pode ser motivada por possíveis variações nas condições iniciais da matéria prima, como tamanho das rosetas em diferentes tarugos ultra-refinados e efeitos da taxa de aquecimento durante a reofundição.

Quanto a fração sólida medida nos diferentes casos, pode-se observar que seus valores são bastante semelhantes e próximos de 100%, para todos os casos, apenas no caso de tixoforjamento no conjunto M6/P4 (3), a região I do produto apresenta menor fração sólida (93%), quando comparada com os outros casos, provavelmente pelo fato de menor força aplicada neste caso.

A Figura 4.34 apresenta com maior detalhe microestruturas da região II dos produtos tixoforjados nos diferentes conjuntos.

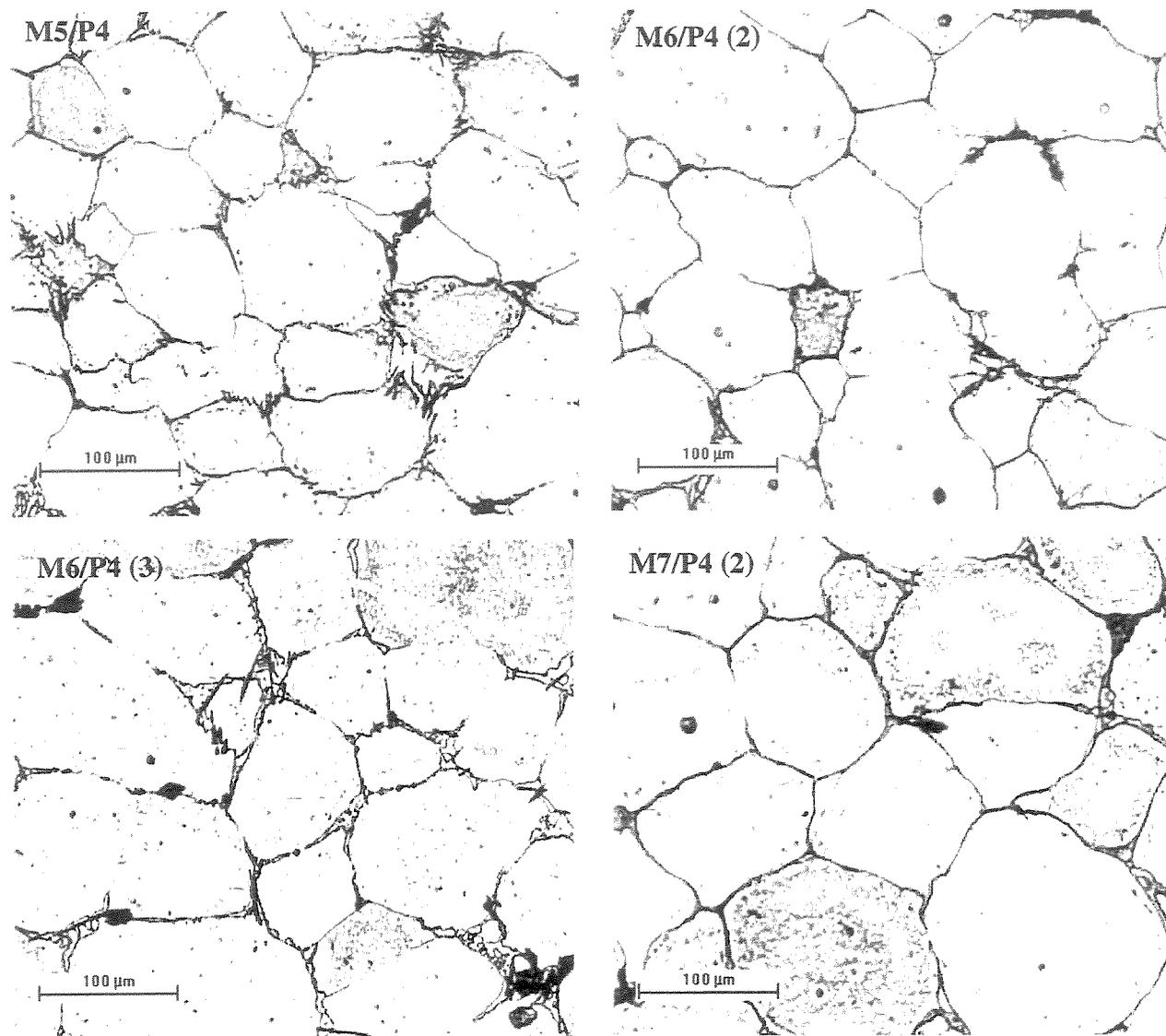


Figura 4.34- Micrografias típicas da região II dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Pode-se observar de maneira geral a presença de glóbulos da fase primária mais bem definidos, com contornos mais nítidos do que os apresentados pela região I, indicando presença de maior teor de líquido e produzindo pequenas poças de eutético. A deformação plástica (DP) dos glóbulos na região II é bastante reduzida indicando que ao final do processo de tixoforjamento, o mecanismo de DP é de menor intensidade e não suficiente para provocar a recristalização, como acontece na região I.

Os valores de tamanho médio de glóbulos com seu desvio padrão e de fração sólida presente na região II dos produtos da liga A2011 tixoforjados nas diferentes condições testadas são apresentados na Tabela 4.3 e graficamente na Figura 4.35.

Tabela 4.3- Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão e fração sólida na região II dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (3) e M7/P4 (2).

Conjuntos	ϕ (μm)	Fs (%)
M5/P4	112 \pm 20	95
M6/P4 (2)	125 \pm 20	97
M6/P4 (3)	152 \pm 23	93
M7/P4 (2)	155 \pm 24	97

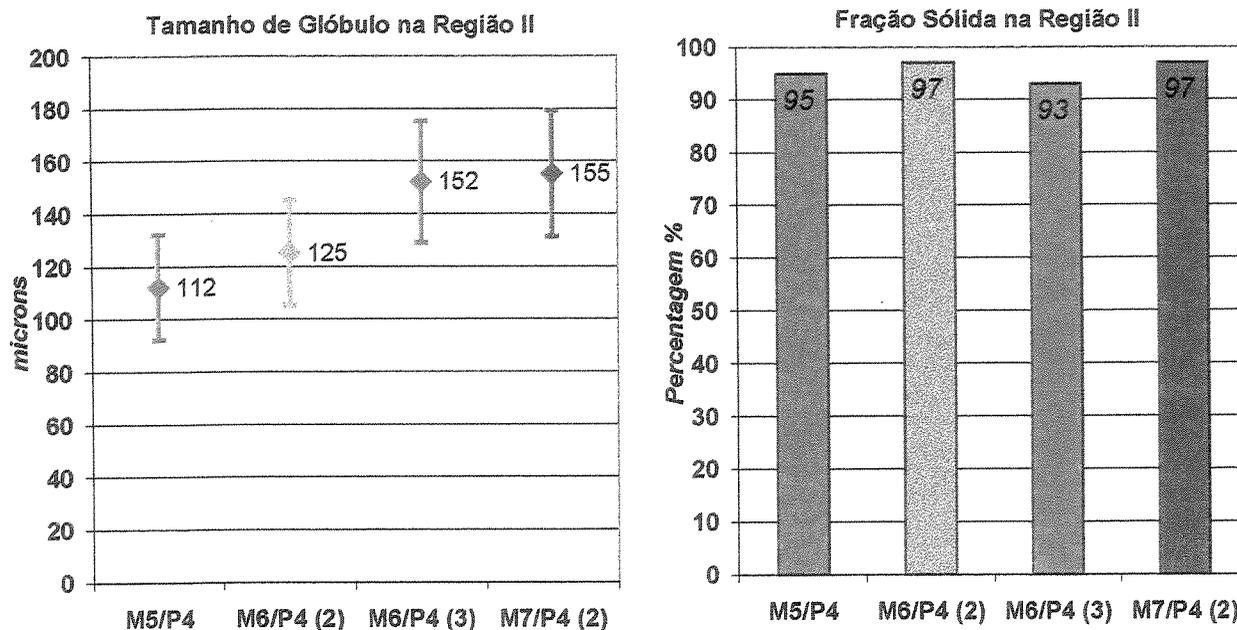


Figura 4.35- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região II dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Com relação ao tamanho médio de glóbulos na região II, pode-se observar que os valores estão coerentes com o esperado no refundido para todos os produtos, pois não ocorreu recristalização.

Observa-se a tendência de glóbulos menores nos produtos dos conjuntos M5/P4 e M6/P4 (2) e glóbulos maiores nos produtos dos conjuntos M6/P4 (3) e M7/P4 (2), provavelmente pelo mesmo efeito das condições iniciais da matéria-prima observadas na região I, nos produtos onde não ocorreu recristalização.

Quanto a fração sólida, pode-se observar, quando comparados os tixoforjados em diferentes condições, a mesma tendência apresentada pela região I: os valores são bastante semelhantes entre si, ligeiramente abaixo dos 100%, com a condição M5/P4 apresentando menor fração sólida em relação às outras.

Comparando a fração sólida presente na região II dos diferentes produtos com a respectiva região I, pode-se observar de maneira geral uma redução na fração sólida na maioria dos casos, devida a segregação do líquido na conformação. No caso do produto do conjunto M6/P4 (3), a fração sólida se manteve a mesma observada na região I.

A Figura 4.35 apresenta as micrografias da região III das peças produzidas por tixoforjamento da liga A2011 em diferentes condições. Pode-se observar estruturas bastante similares, em todos os casos, às apresentadas na região II previamente analisada. A estrutura é constituída basicamente de glóbulos equiaxiais da fase Al- α e fase eutética em contornos.

Os contornos de glóbulos se mostram mais nítidos, indicando maior fração líquida nesta região, quando comparada com as regiões I e II. Pode-se observar, como conseqüência do maior teor de líquido, maiores poças de fases secundárias em contornos de glóbulos, principalmente no caso da peça produzida com a menor força de forjamento (M6/P4 (3)).

O mecanismo de deformação plástica dos glóbulos (DP) nesta região é mínimo, notado apenas em alguns contornos. Com a presença da pequena fração líquida nos contornos de glóbulos, predomina nesta região o mecanismo de deslizamento e rolamento entre os sólidos (DRS) ao final do processo de tixoforjamento.

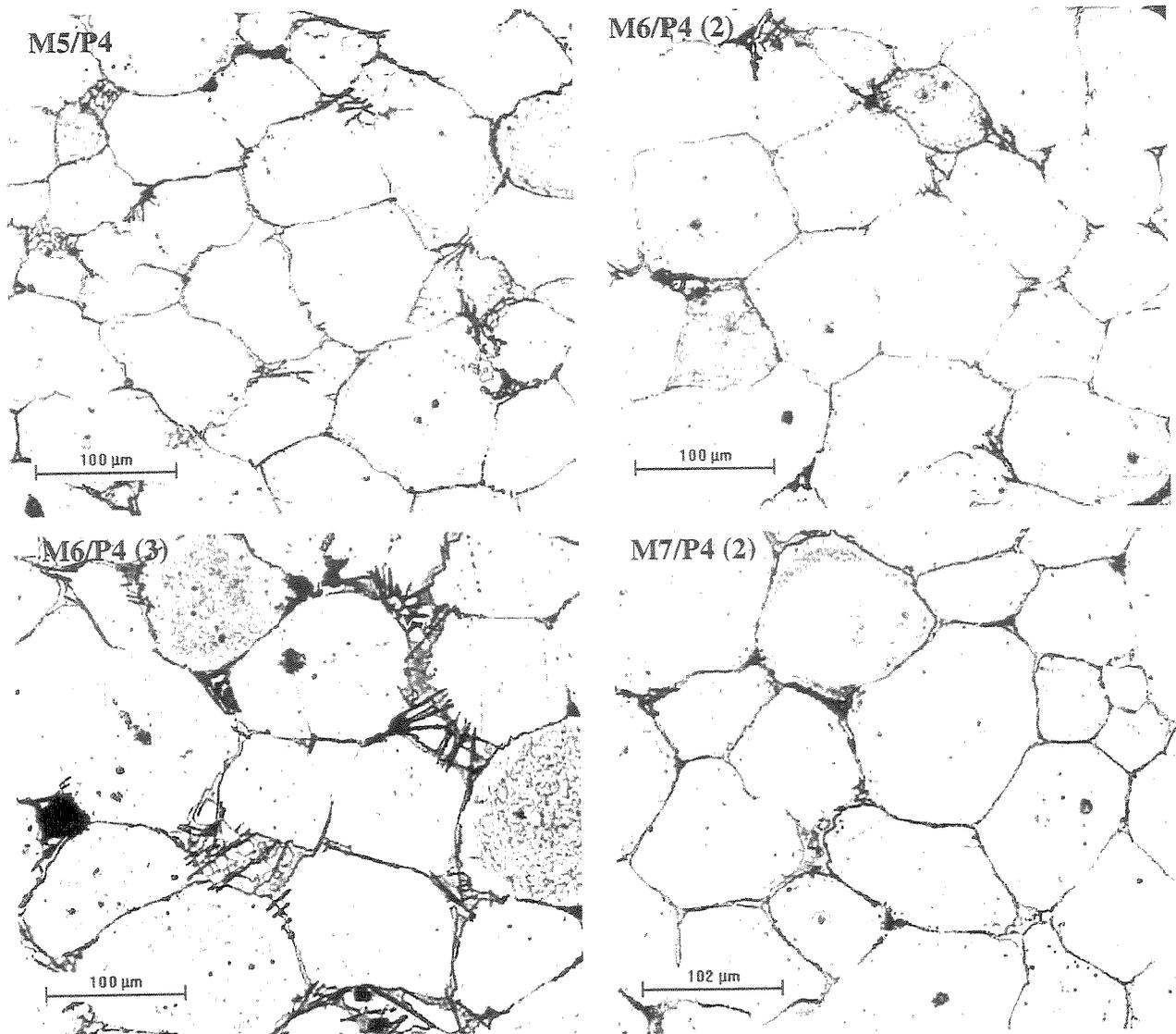


Figura 4.36- Micrografias típicas da região III dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Pode-se também observar a presença de porosidade provavelmente resultante de vazios de contração ou insuficiente compactação da pasta, na estrutura obtida no conjunto M6/P4 (3), tixoforjada com menor força (100 kN) com relação às outras estruturas, tixoforjadas com maior força (130 kN).

Os valores de diâmetro médio de glóbulos e fração sólida na região III das peças tixoforjadas nas diferentes condições são apresentadas na Tabela 4.4 e graficamente na Figura 4.37.

Tabela 4.4- Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão e fração sólida na região III dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Conjuntos	ϕ (μm)	fs (%)
M5/P4	114 \pm 18	90
M6/P4 (2)	128 \pm 24	92
M6/P4 (3)	160 \pm 26	88
M7/P4 (2)	164 \pm 26	91

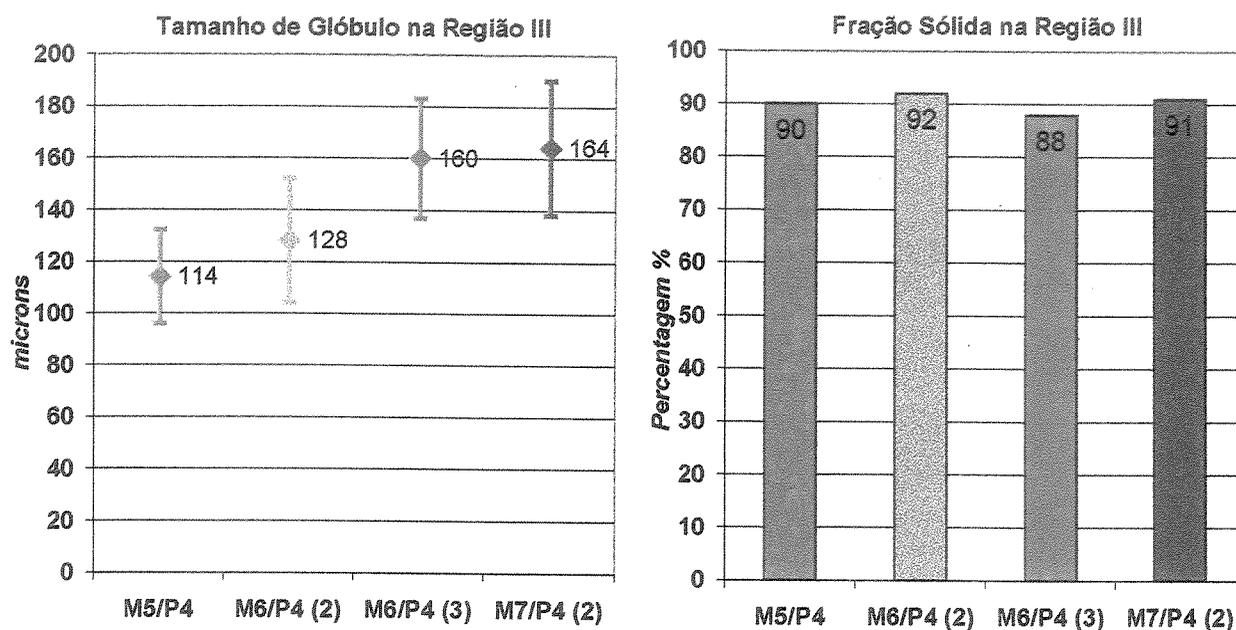


Figura 4.37- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região III dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Pode-se observar que os valores de tamanho médio dos glóbulos na região III dos produtos tixoforjados nas diferentes condições apresentam-se sem significativas mudanças quando comparados com a respectiva região II. Nota-se ainda, que a partir desta região os valores da fração sólida começam a diminuir em relação às regiões I e II. Nesta região III, predomina o mecanismo de rolamento e deslizamento entre as partículas sólidas (RDS).

A Figura 4.38 apresenta as micrografias da região IV das peças produzidas por tixoforjamento da liga A2011 nas diferentes condições analisadas.

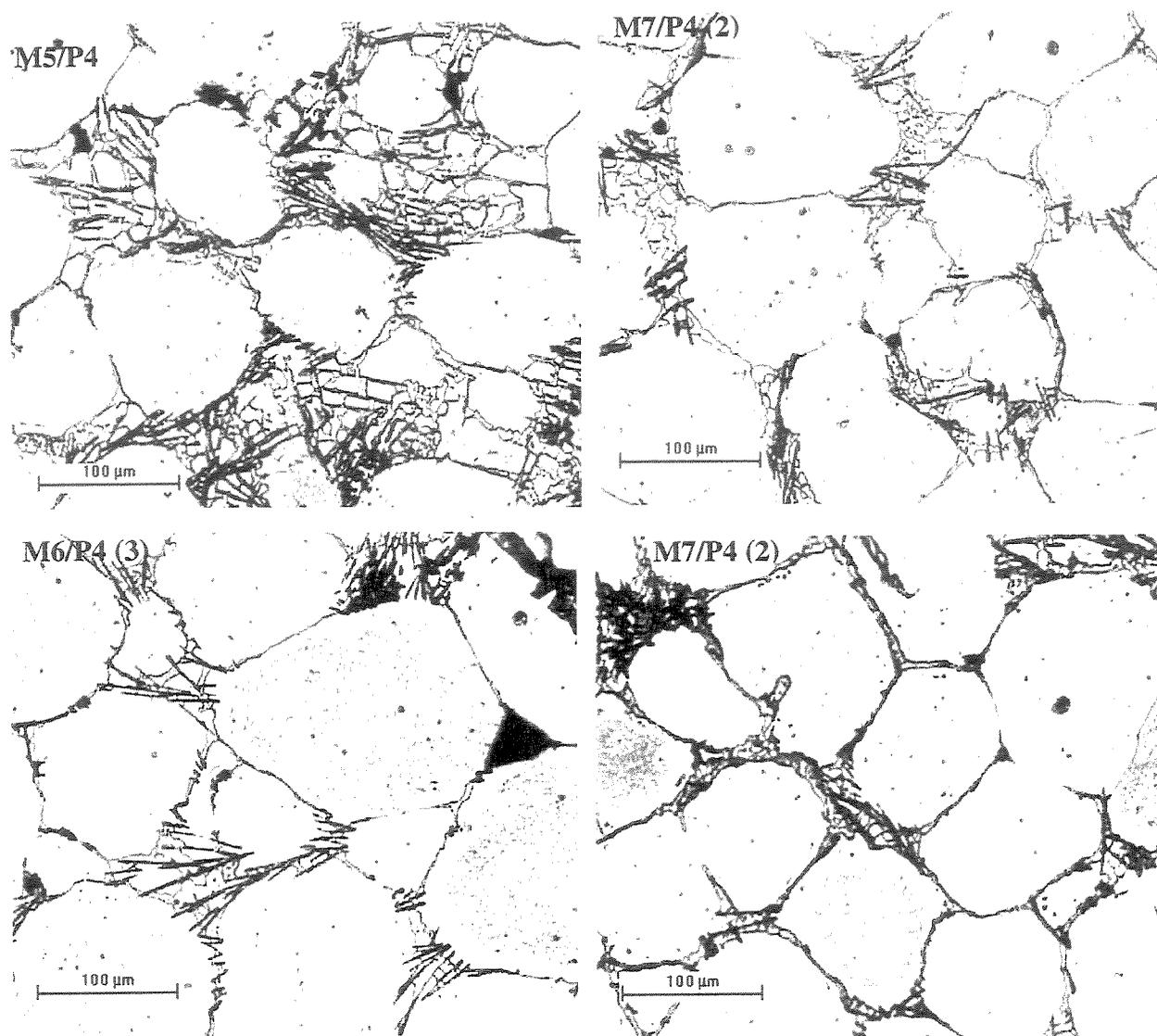


Figura 4.38- Micrografias típicas da região IV dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Nota-se nas micrografias típicas da região IV, glóbulos equiaxiais de forma bastante regular. Não se observa deformação plástica dos glóbulos, que se apresentam na maior parte envoltos pela segunda fase eutética em seus contornos, indicando um sensível aumento na fração líquida nesta região, que funciona como lubrificante entre as partículas sólidas no tixoforjamento.

Como observado nas regiões analisadas anteriormente, encontra-se porosidade na microestrutura do produto do conjunto M6/P4 (3), tixoforjada com menor força, provavelmente incapaz de compactar devidamente o material no momento da solidificação, permitindo a ocorrência de vazios de contração.

Com o aumento da fração líquida, observado na região IV dos produtos tixoforjados nas condições analisadas, pode-se observar também a ocorrência de poros originários da contração na solidificação mesmo no caso do produto do conjunto M5/P4, onde se utilizou maior força (130 kN).

Com a significativa fração líquida nos contornos de glóbulo, predomina nesta região os mecanismos de deslizamento e rolamento entre os sólidos (RDS) e também o fluxo simultâneo das fases (FSF) ao final do processo de tixoforjamento.

Os valores de diâmetro médio de glóbulos e fração sólida na região IV das peças tixoforjadas nas diferentes condições são apresentadas na Tabela 4.5 e graficamente na Figura 4.39.

Pode-se observar que os valores de tamanho médio dos glóbulos na região IV dos produtos tixoforjados nas diferentes condições apresentam-se sem significativas mudanças quando comparados com a respectiva região III.

Nota-se ainda que os valores da fração sólida dos produtos tixoforjados nas diferentes condições diminuem significativamente na região IV, quando comparados com a região III, evidenciando as observações microestruturais da Figura 4.38.

Com o significativo aumento da fração líquida nos contornos de glóbulo na região IV, predomina nesta região os mecanismos de deslizamento e rolamento entre os sólidos (RDS) e também o fluxo simultâneo das fases (FSF) ao final do processo de tixoforjamento.

Tabela 4.5- Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão e fração sólida na região IV dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Conjuntos	ϕ (μm)	fs (%)
M5/P4	116 \pm 21	72
M6/P4 (2)	121 \pm 22	85
M6/P4 (3)	164 \pm 27	88
M7/P4 (2)	153 \pm 27	80

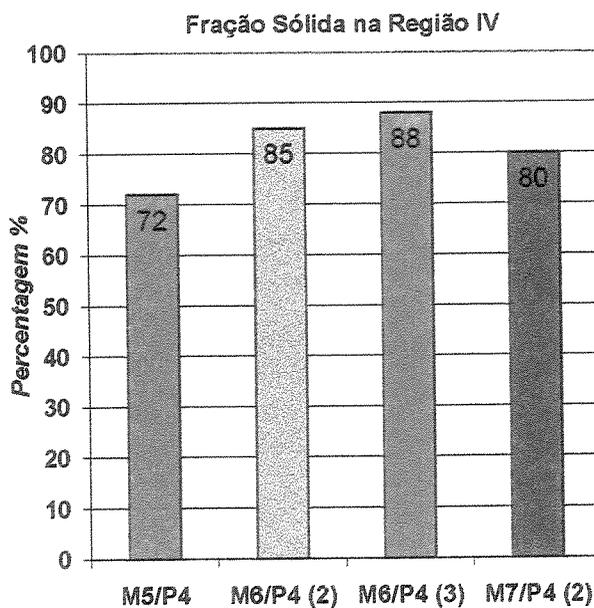
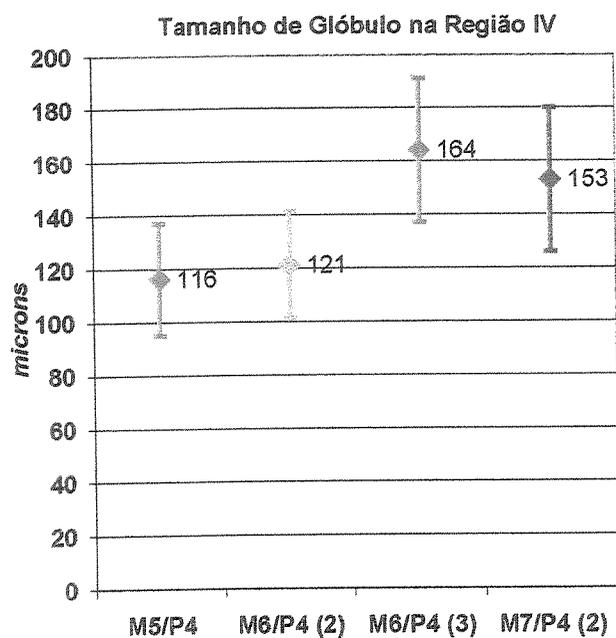


Figura 4.39- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região IV dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

A Figura 4.40 apresenta as micrografias da região V das peças produzidas por tixoforjamento da liga A2011 nas diferentes condições analisadas.

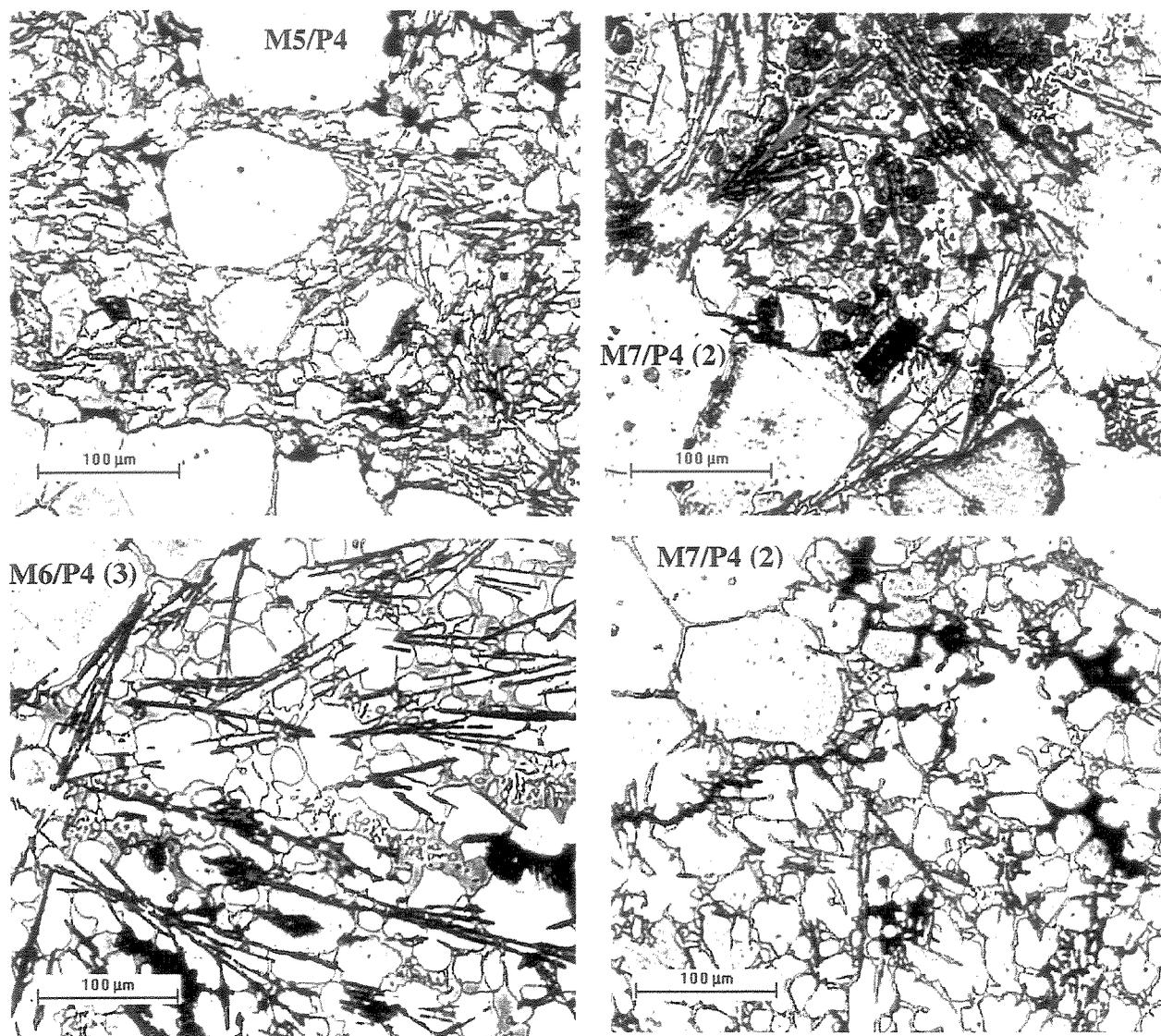


Figura 4.40- Micrografias típicas da região V dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

Nota-se nas micrografias típicas da região V, extremidade dos produtos dos diferentes conjuntos, que alguns glóbulos de Al- α originários do refundido encontram-se totalmente envoltos pela segunda fase eutética, além da formação dendrítica de Al- α , indicando que esta região encontra-se tomada pela expressiva fração líquida segregada durante o tixoforjamento.

A porosidade tem presença marcante na região V dos produtos tixoforjados nos diferentes conjuntos, oriundas da contração durante a solidificação do líquido segregado.

Nesta região, fica evidente a predominância do fluxo do líquido (FL) e algum fluxo simultâneo das fases (FSF) ao final do processo de tixoforjamento.

Os valores de diâmetro médio de glóbulos e fração sólida na região V das peças tixoforjadas nas diferentes condições são apresentadas na Tabela 4.6 e graficamente na Figura 4.41.

Os glóbulos Al- α originários do reofundido encontrados nesta região foram medidos, desconsiderando-se as formações dendríticas Al- α formadas a partir do líquido. Os valores de tamanho médio de glóbulos observados na região V dos produtos tixoforjados nos diferentes conjuntos não apresentam significativas mudanças em relação a região IV.

O mesmo princípio de medição foi adotado para avaliação da fração sólida na região V, contabilizado-se apenas os glóbulos Al- α originários do reofundido. As fotos da Figura 4.40 mostram o limite entre a frente de avanço dos glóbulos reofundidos na região V, que pode ser observado com maior clareza nas micrografias das Figuras 4.28 a 4.31, a partir do qual seguindo-se mais para a extremidade do produto, encontra-se apenas a formação dendrítica Al- α envolta pela segunda fase eutética, ambos oriundos do líquido segregado.

Tabela 4.6- Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão e fração sólida na região V dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (3) e M7/P4 (2).

Conjuntos	ϕ (μm)	fs (%)
M5/P4	109 \pm 22	34
M6/P4 (2)	127 \pm 24	38
M6/P4 (3)	160 \pm 27	36
M7/P4 (2)	146 \pm 29	42

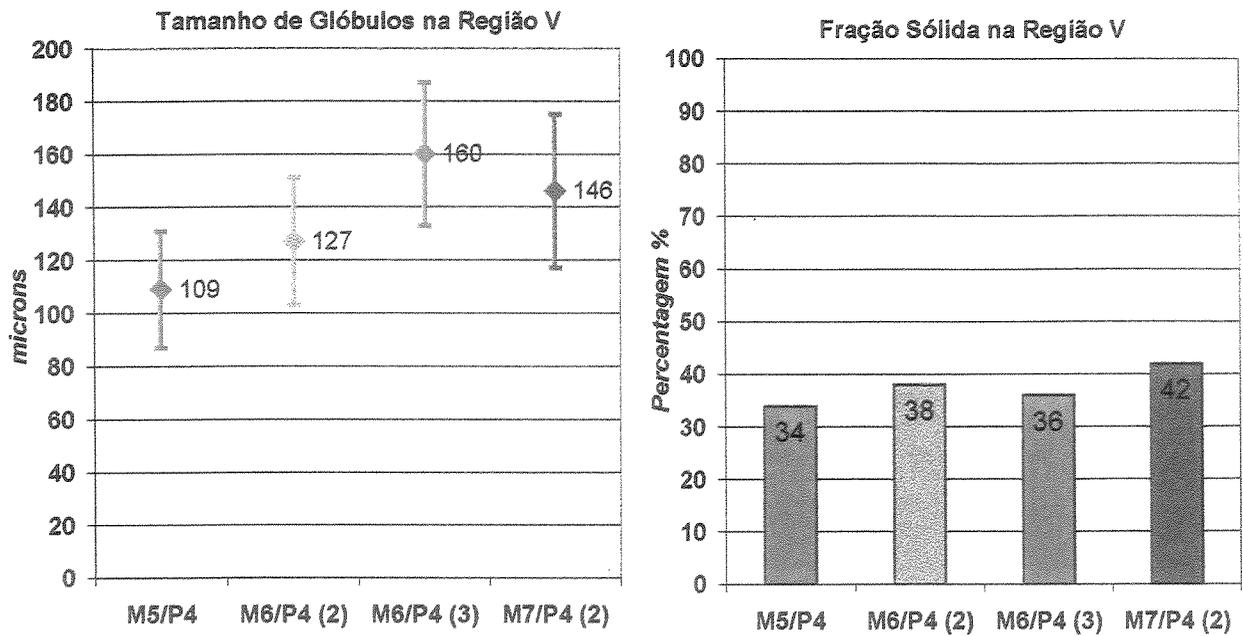


Figura 4.41- Tamanho médio e glóbulos com seu desvio padrão e fração sólida na região V dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

4.5) Discussões dos Efeitos dos Parâmetros de Tixoforjamento na Microestrutura dos Produtos Tixoforjados

Os valores de diâmetro médio de glóbulos com seus respectivos desvios padrão, nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2), são apresentados na Tabela 4.7 e graficamente na Figura 4.42, relacionando as distintas regiões com suas respectivas distâncias médias à partir do centro do produto. Os valores de tamanho médio de glóbulos ao longo dos produtos obtidos em matrizes de aço [Rovira, 2001], foram inseridos na Tabela 4.7 e no gráfico da Figura 4.42 para comparação entre os resultados.

Tabela 4.7- Valores de tamanho médio de glóbulos (ϕ) com seus respectivos desvios padrão nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.

Conjuntos	Região I ϕ (μm)	Região II ϕ (μm)	Região III ϕ (μm)	Região IV ϕ (μm)	Região V ϕ (μm)
M5/P4	109 \pm 21	112 \pm 20	114 \pm 18	116 \pm 21	109 \pm 22
M6/P4 (2)	55 \pm 25	125 \pm 20	128 \pm 24	121 \pm 22	127 \pm 24
M6/P4 (3)	155 \pm 27	152 \pm 23	160 \pm 26	164 \pm 27	160 \pm 27
M7/P4 (2)	70 \pm 28	155 \pm 24	164 \pm 26	153 \pm 27	146 \pm 29
M Aço	219 \pm 21	-	-	-	135 \pm 18

Pode-se observar na região I, com distância em torno de 30 mm a partir do centro do produto, os reduzidos valores de tamanhos médios de glóbulos dos produtos dos conjuntos M6/P4 (2) e M7/P4 (2) (55 μm e 70 μm respectivamente), diferenciando-se dos produtos dos conjuntos M5/P4 e M6/P4 (3). Em comparação com o tamanho médio de glóbulos do tarugo reofundido (132 μm), analisado e apresentado no item 4.1, e com as outras regiões dos produtos tixoforjados aqui apresentados, estes reduzidos valores de tamanho de glóbulos indicam a ocorrência de recristalização na região I dos produtos dos conjuntos M6/P4 (2) e M7/P4 (2).

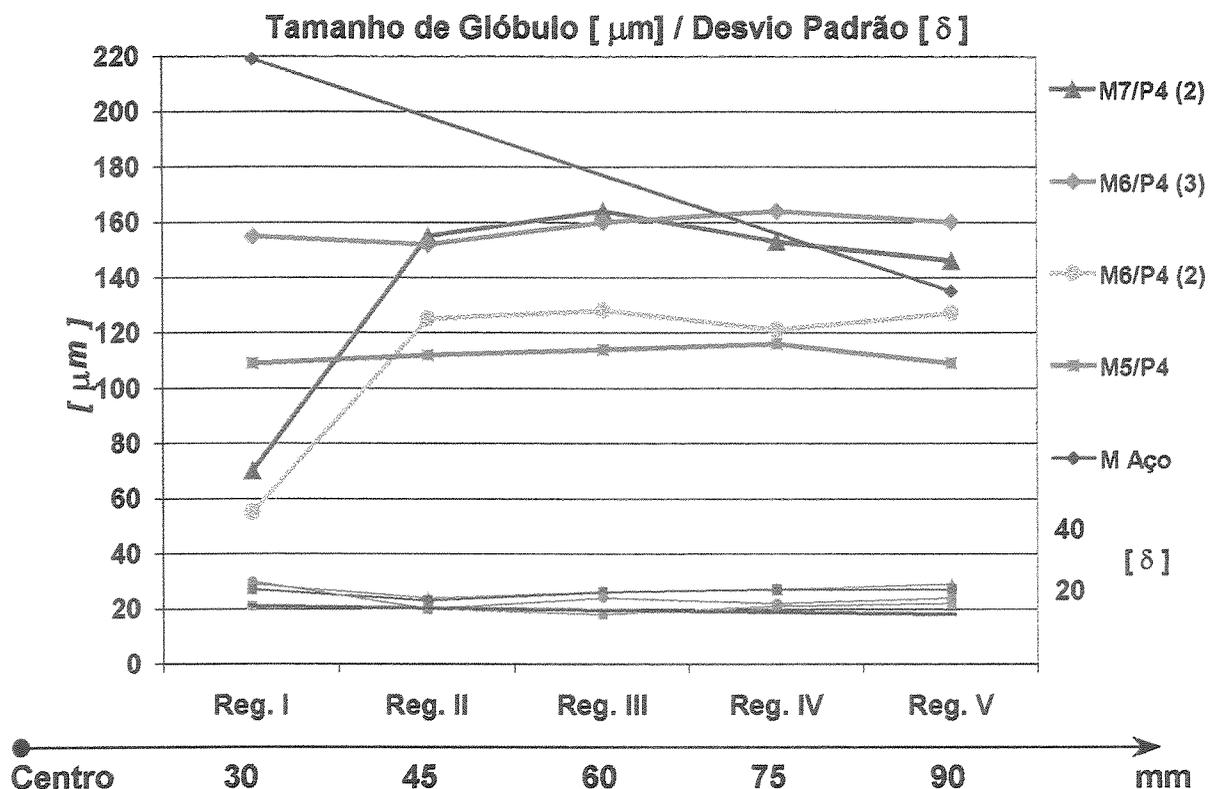


Figura 4.42- Variações de tamanho médio de glóbulos e seus desvios padrão nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.

O tamanho médio de glóbulos nos diferentes produtos tixoforjados varia na faixa de 110 μm (para a peça obtida no conjunto M5/P4) a 160 μm (para a peça obtida no conjunto M7/P4(2)). Esta variação não é significativa, levando em conta o valor o desvio padrão das medidas, possíveis variações nas condições iniciais da matéria prima e ainda as variações nos parâmetros do processo.

Não se pode dizer que há diferenças significativas no tamanho médio dos glóbulos ao longo dos produtos das matrizes refratárias, enquanto que nos produtos das matrizes de aço, nas condições de Rovira [2000], em todos os seus casos se observa uma diminuição do tamanho médio de glóbulos do centro para a extremidade da peça, isto é, variam de 219 μm no centro para 135 μm na extremidade.

Os valores de fração sólida nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2), são apresentados na Tabela 4.8 e graficamente na Figura 4.43, relacionando as distintas regiões com suas respectivas distâncias médias a partir do centro do produto. Os valores de fração sólida ao longo dos produtos obtidos em matrizes de aço [Rovira, 2000], foram inseridos na Tabela 4.8 e no gráfico da Figura 4.43 para comparação entre os resultados.

Tabela 4.8- Valores de fração sólida (fs) nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.

Conjuntos	Região I fs (%)	Região II fs (%)	Região III fs (%)	Região IV fs (%)	Região V fs (%)
M5/P4	97	95	90	72	34
M6/P4 (2)	99	97	92	85	38
M6/P4 (3)	93	93	88	88	36
M7/P4 (2)	99	97	91	80	42
M Aço	99	99	99	98	97

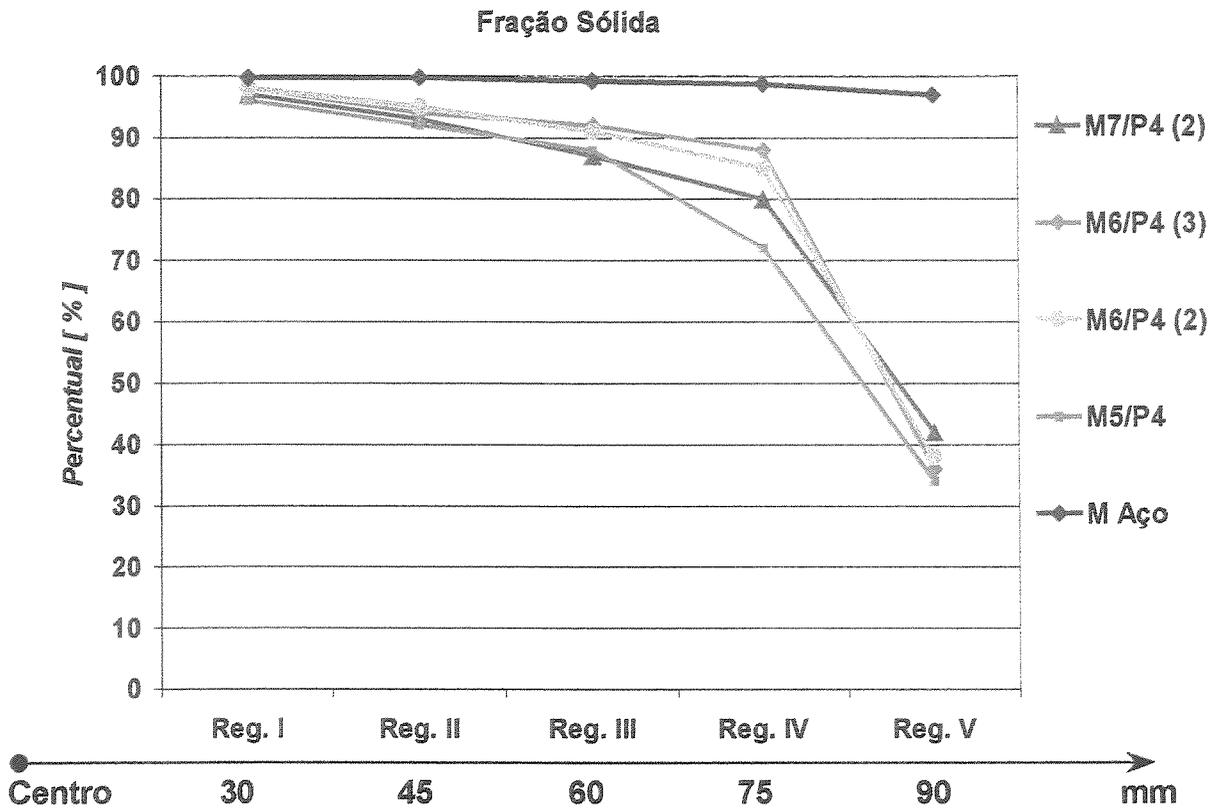


Figura 4.43- Variações de fração sólida nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.

Observa-se que a segregação do líquido para a extremidade ocorre em todos os produtos das matrizes refratárias de forma muito semelhante, ou seja, há um semelhante gradiente de distribuição das fases sólida e líquida ao longo dos produtos. Esta segregação do líquido é esperada em processos de tixoconformação onde a velocidade de conformação é baixa [Rovira, 2000].

Quando observados os resultados obtidos nas matrizes de aço, nota-se que o gradiente de distribuição das fases sólida e líquida ao longo dos braços do produtos é bastante inferior ao observado nos produtos obtidos em matrizes refratárias.

A diferença de comportamento do fluxo da pasta semi-sólida no preenchimento das matrizes refratárias ou metálicas pode ser, portanto, significativa e resultar em produtos com distintas características microestruturais e de propriedades.

Tal diferença de comportamento do fluxo da pasta semi-sólida pode ser motivada pelas distintas taxas de resfriamento no processo de tixoconformação, resultantes dos distintos materiais (diferentes valores de condutibilidade térmica) e temperaturas, aplicados nos casos de matrizes refratárias ou metálicas.

Nos casos analisados, o uso de matrizes refratárias, mesmo a temperaturas inferiores à utilizada quando do uso de matriz metálica, resultou numa mais lenta taxa de resfriamento da pasta semi-sólida, permitindo a presença de maior quantidade de líquido durante a conformação e resultando em significativa fração líquida acumulada na extremidade do produto ao final do preenchimento da matriz.

Em oposição, a tixoconformação no molde metálico aquecido a maior temperatura com punção metálica à temperatura ambiente, resultou numa mais acentuada troca térmica, acarretando menor quantidade de líquido durante e ao final do processo de conformação e, como consequência, menores gradientes estruturais.

Deste modo, a utilização de matrizes refratárias e punções com revestimento refratário aquecidos no tixoforjamento, podem ser interessantes em aplicações onde se deseja gradiente de propriedades relacionados a variações de estrutura, ao passo que matrizes metálicas aquecidas e com punções metálicas à temperatura ambiente, podem ser a opção quando são desejados produtos com estrutura e propriedades mais homogêneas.

4.6) Dureza dos Produtos Tixoforjados

Os valores de dureza Brinell observados nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2) e M7/P4 (2), são apresentados na Tabela 4.9 e graficamente na Figura 4.44, relacionando as distintas regiões com suas respectivas distâncias médias a partir do centro do produto. Os valores de dureza Brinell ao longo dos produtos obtidos em matrizes de aço [Rovira, 2000], foram inseridos na Tabela 4.9 e no gráfico da Figura 4.44 para uma comparação entre os resultados.

Tabela 4.9- Valores de dureza Brinell (HB) nas cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.

Conjuntos	Região I HB	Região II HB	Região III HB	Região IV HB	Região V HB
M5/P4	62 ± 1	65 ± 1	69 ± 2	69 ± 2	114 ± 3
M6/P4 (2)	46 ± 2	50 ± 2	54 ± 1	58 ± 2	125 ± 2
M6/P4 (3)	62 ± 2	55 ± 1	65 ± 3	76 ± 1	111 ± 2
M7/P4 (2)	42 ± 1	48 ± 2	51 ± 2	54 ± 2	62 ± 3
M Aço	51 ± 3	55 ± 2	60 ± 4	75 ± 2	79 ± 4

Nota-se, nos produtos obtidos em matrizes refratárias, um aumento da dureza da região I para a região V, isto é, do centro para a extremidade do produto seguindo a redução da fração sólida ao longo dos braços dos produtos.

O comportamento do gradiente de valores de dureza nas peças produzidas em matrizes refratárias em diferentes condições, corresponde, para cada caso, ao comportamento da distribuição da fração sólida observada na Figura 4.43 para o caso correspondente, indicando a relação do valor da dureza com o valor da fração líquida. Maior dureza é relacionada com maior valor de fração líquida, onde fases secundárias são concentradas ao final da solidificação.

Pode-se observar também na Tabela 4.9 e na Figura 4.44 que os valores de dureza ao longo dos braços dos produtos da matriz de aço é mais uniforme, correspondendo à maior homogeneidade da distribuição da fração líquida. Seus valores não diferem dos valores encontrados nos produtos das matrizes refratárias, exceto, é claro, na extremidade da peça, onde a menor fração de líquido resultou em menor dureza nesta região, quando comparada com peças obtidas em matrizes refratárias.

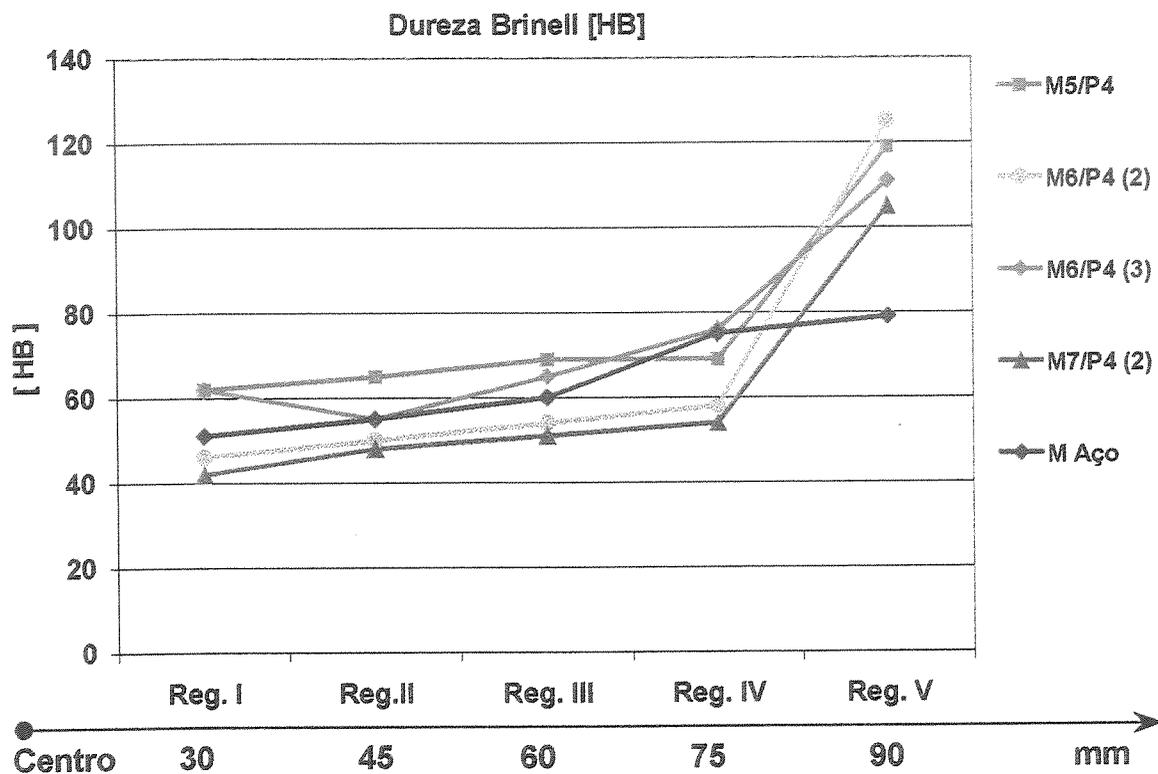


Figura 4.44- Variações de dureza Brinell cinco regiões analisadas dos produtos da liga A2011 tixoforjados nos conjuntos M5P4, M6/P4 (2), M6/P4 (2), M7/P4 (2) e M Aço.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões Para Trabalhos Futuros

5.1) Conclusões

A realização deste trabalho permitiu a análise da viabilidade da utilização de materiais refratários na construção do ferramental (matrizes e punções) para o tixoforjamento da liga A2011.

Na produção da pasta reofundida da liga A2011, confirmou-se a praticidade do método de fusão parcial controlada de estrutura ultra-refinada, resultando na matéria-prima de qualidade apropriada para o tixoforjamento.

Testou-se a areia silicosa aglomerada com resina fenólica ou com cimento comum na construção das matrizes, utilizando-se métodos de baixo custo, além de diferentes revestimentos refratários para a cavidade da matriz e para o punção. Observou-se em todos os casos, a necessidade de utilização de cinta metálica envolvendo externamente a matriz de areia para evitar a sua ruptura sob ação da força de tixoforjamento.

A cavidade da matriz de areia aglomerada com resina fenólica pode sofrer queimaduras e erosões em sua superfície quando em contato com o material reofundido, o que compromete as dimensões do produto tixoforjado.

Alumina aglomerada com resina fenólica pode permitir com praticidade a obtenção de revestimentos para a cavidade da matriz de areia aglomerada com a mesma resina, assim como para o punção, resultando em aceitável acabamento superficial do produto tixoforjado; entretanto, nestes casos onde a resina fenólica é o aglomerante, sua queima durante o aquecimento da matriz e do punção e o contato com o material semi-sólido a alta temperatura, geram poluição atmosférica.

Cimento refratário a base de alumina, fibras cerâmicas e sílica, pode permitir a obtenção de revestimentos para a cavidade da matriz de areia aglomerada com cimento comum, eliminando o efeito da poluição atmosférica durante o tixoforjamento; entretanto, é necessário maior tempo de preparação da matriz, em comparação com o uso de resina fenólica, e há possibilidade de surgimento de trincas no revestimento durante o tixoforjamento, o que compromete o acabamento superficial do produto.

As matrizes de areia aglomerada com cimento comum, com cavidade apenas pintada com tinta refratária e punção revestido com cimento refratário, podem permitir o tixoforjamento da liga A2011, resultando em produtos de aceitável acabamento superficial.

Além dos materiais testados para a construção do ferramental, obtendo-se em alguns casos produtos de qualidade aceitável, levando-se em conta a produção artesanal e experimental das matrizes e punções, determinou-se parâmetros que viabilizam o processo de tixoforjamento da liga A2011 nas matrizes e punções refratários. Temperatura na cavidade e punção entre 330° C e 380° C e forças aplicadas em torno de 130 kN, podem permitir o tixoforjamento da complexa geometria escolhida em apenas uma etapa de conformação da liga A2011 semi-sólida reofundida.

A comparação com os parâmetros do processo de tixoforjamento da liga A2011 em matrizes e punções metálicos, mostra a redução dos níveis de energia empregados no processo, ou seja, redução da temperatura da ferramenta em torno de 55% e da força máxima aplicada em torno de 50%, no tixoforjamento em matrizes e punções refratários. Atribui-se esta redução de energia do processo, ao fato de se reduzir a perda de calor do material semi-sólido para o ferramental, de baixa condutibilidade térmica, durante o tixoforjamento, o que garante a manutenção das condições iniciais das frações sólida e líquida durante todo o processo de conformação, evitando assim o comprometimento da viscosidade da pasta reofundida; enquanto

que para obtenção do mesmo efeito sobre a viscosidade da pasta no tixoforjamento em matrizes metálicas, são necessárias temperaturas na ferramenta e velocidades de conformação superiores.

A análise microestrutural permitiu a interpretação dos mecanismos de conformação da pasta semi-sólida durante o tixoforjamento da complexa geometria escolhida, além da observação da distribuição de tamanho médio de glóbulos da fase Al- α e da gradual segregação das fases ao longo do produto, onde o líquido é segregado para a frente de avanço da pasta reofundida tixoforjada.

Os tamanhos médios dos glóbulos equiaxiais na microestrutura dos produtos tixoforjados nas matrizes e punções refratários, podem se apresentar em torno 55 μm a 70 μm no centro do produto, quando há recristalização provocada pela deformação plástica da fase sólida drenada nesta região, ou seja, deformação da liga empobrecida da fase líquida; ou ainda, apresentarem-se homoganeamente distribuídos ao longo de todo o produto quando não há recristalização, em torno de 110 μm a 160 μm , dependendo das condições iniciais da matéria prima para o tixoforjamento; e de modo geral, exceto nas extremidades, onde a microestrutura é dendrítica originária da solidificação do líquido segregado.

A análise de dureza do produto tixoforjado nas matrizes refratárias permitiu a observação do incremento desta propriedade mecânica a partir do centro para a extremidade do produto, variando de aproximadamente 50 HB no centro para aproximadamente 125 HB na extremidade, o que indica sua relação de dependência com o gradiente de segregação das fases ao longo do produto.

Em comparação com o produto da liga A2011 tixoforjado em matriz e punção metálicos, conclui-se que o produto obtido nas matrizes e punções refratários podem se apresentar com algumas deficiências de acabamento superficial, como a formação de rebarbas nas folgas entre o punção e a matriz ocasionadas pelas condições artesanais de sua produção, além da formação de estrias em alto relevo na superfície do produto, ocasionadas pela penetração do material reofundido nas trincas das superfícies da cavidade das matrizes refratárias.

A microestrutura dos produtos é levemente distinta entre os dois processos, observou-se que, no caso do tixoforjamento em matrizes refratárias, a distribuição das frações sólida e líquida é mais gradual que no caso dos produtos tixoforjados nas matrizes metálicas, isto é, há menor segregação no primeiro caso, enquanto que no segundo o líquido foi totalmente segregado.

5.2) Sugestões Para Trabalhos Futuros

Tendo em vista os promissores resultados obtidos na análise de viabilidade da utilização de materiais refratários e métodos de baixo custo na obtenção das matrizes e punções para o tixoforjamento da liga A2011, são sugeridos os seguintes trabalhos no intuito de melhor explorar o potencial prático e econômico do processo, além da sugestão da denominação do processo de “*Soft-Thixoforging*”, ou “Tixoforjamento Suave”:

- Estudo do método de construção das matrizes refratárias a base de areia silicosa com diferentes granulometrias, estudando diferentes aglomerantes, como por exemplo o silicato de sódio curado em CO₂, afim de eliminar as eventuais trincas ocorridas na matriz durante o tixoforjamento e viabilizar o reaproveitamento da matriz para diversas operações reduzindo ainda mais os custos do processo.
- Estudo de camadas de revestimento refratário para a superfície de contato com o reofundido na cavidade da matriz de areia e do punção, afim de melhorar o acabamento superficial do produto tixoforjado;
- Estudo de diversas geometrias nas matrizes refratárias a base de areia silicosa afim de observar os limites de tixoforjamento neste tipo de ferramental;
- Estudo da utilização das matrizes refratárias a base de areia silicosa no tixoforjamento a maiores velocidades de conformação, afim de observar a resistência mecânica das matrizes e os resultados microestruturais de segregação do líquido no produto tixoforjado;
- Estudo mais aprofundado sobre as propriedades mecânicas dos produtos da liga A2011 e outras, tixoforjados nas matrizes refratárias a base de areia silicosa;
- Estudo do forjamento convencional a frio de pré-formas de complexa geometria obtidas pelo processo *Soft-Thixoforging*, afim de garantir o *near net shape*, além de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento e suas conseqüências sobre as propriedades mecânicas do produto da liga A2011 reofundida.

Referências Bibliográficas

Apelian, D. A Roadmap For Semi-Solid Processing.

In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 47-54.

Atkinson, H.V., Kapranos, P., Ward, P.J., Kirkwood, D. H. *Materials and Design* 21.: 2000. P.387-394.

Atkinson, H. V., Kapranos, P. and Kirkwood, D. H. Alloy Development for Thixoforming.

In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 443-450.

Baur, J. Thixoforging of CuZn-Alloy. In: 6th International Conference on the Semi-Solid

Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 289-294.

Braccini, M., Salvo, L., Suéry, M. Influence of Thermal Treatments on Partial Remelting of

Al-Cu Alloys. In: 5th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1998, Golden, Colorado. *Proceedings...* USA: 1998. P 371-378.

- Bremer, T., Mertens, H. P., Heuben, J. M. M., Kopp, R. Thixoforging – Material Flow and Mechanical Properties. In: 4th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1996, Sheffield. *Proceedings...* UK: 1996, p. 336-341.
- Brusethaug, S., Voje, J. Manufacturing of Feedstock for Semi-Solid Processing by Chemical Grain Refinement. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 451-456.
- Burke, K. J., Atkinson, H. V. Thixoforming of Aluminium 7075. In: 5th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1998, Golden, Colorado. *Proceedings...* USA: 1998. P 549-556.
- Carrupt, B., Patrick, P., Eletromagnetic Stirred Billet of Wrought and Casting Alloys With Thixotropic Properties: Development and Production Results. In: 4th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1996, Sheffield. *Proceedings...* UK: 1996, p. 169-173.
- Chayong, S., Kapranos, P., Atkinson, H. V. Semi-Solid Processing of Aluminium 7075. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 649-654.
- Chen, C. P., Tsao, C. Y. A. Semi-Solid Deformation of A356 Al Allys. In: 4th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1996, Sheffield. *Proceedings...* UK: 1996, p. 16-20.
- Chiarmetta, G., Mus, C., Rosso, M. Liquid Hot Isostatic Pressing Process to Improve Properties of Thixformed Parts. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 209-214.

- Chiarmetta, G. Why Thixo? In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 15-22.
- Decker, R., Walukas, D., LeBeau, S., Prewitt, N. Thixomolding Technology Opportunities and Practical Uses. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 109-114.
- Dobatkin, V. I., Eskin, G. I. Ingots of Aluminium Alloys With Nondendritic Structure Produced by Ultrasonic Treatment for Deformation in the Semi-Solid State. In: 4th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1996, Sheffield. *Proceedings...* UK: 1996, p. 193-196.
- Espinoza, M.M. Estudo de Parâmetros no Processo de Forjamento Semi-Sólido de Ligas de Alumínio. Porto Alegre: UFRGS, 1999. 82 p. Tese Doutorado.
- Flemings, M. C., Behaviour of Metal Alloys in the Semi-Solid State.
Metalurgical Transactions A. v. 22^a, p. 957-981, May 1991.
- Flemings, M. C., SSP: Some Thoughts on Past Milestones and on The Path Ahead.
In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 11-13.
- Giordano, P., Boero, F., Chiarmetta, G. Thixoformed Space-Frames for Series Vehicles. Study, Development and Applications. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 29-34.
- Henderson, N. G. The Rheology of Semi-Solid Alloy Slurries.
Department of Engineering Materials, University of Sheffield. 1993.

- Hirt, G. The Thixotec Research Project. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 55-60.
- Joly, P. A. and Mehrabian, R. The Rheology of a Partially Solid Alloy. *Journal of Materials Science*. v. 11, p. 1393-1418, 1976.
- Kang, C.G., Choi, J. . The Effect of Strain Rate on Macroscopic Behavior in the Compression Forming of Semi-Solid Aluminium Alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. v 88, p 159-168, 1999.
- Kang, C.G., Jung, H. K. A Study on Solutions for Avoiding Liqui Segregation Phenomena in Thixoforming Process: Part II – Net Shape Manufacturing of Automotive Scroll Component. *Metal and Materials Transactions B*, v32B, 2001, p 129-136.
- Kapranos, P. Semi-Solid Metal Processing of Aluminium and High Melting Point Alloys. *Journal of Engineering Manufacture*. v. 207, p 1-8, 1993.
- Koop, R., Neudenberger, D., Wimmer, M., Winning, G. Basic Experiment and Optimized for Tool Desing. In: 5th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1998, Golden, Colorado. *Proceedings...* USA: 1998. P 165-172.
- Kopp, R., Neudenberger, D., Winning, G. Optimisation of the Forming Variants Forging and Transverse Impact Extrusion With Alloys in the Semi-Solid State. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 295-300.
- Lugscheier, E., Hornig, Th., Neuscütz, D., Kyrlyov, O., Prange, R. Material Concepts for Dies for SSM- Forming of Steel. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 587-592.

- Margarido, M., Robert, M. H. Influence of Thermomechanical Treatments on the Production of Rheocast Slurries by Partial Melting. In: 7th Int. Scientific Conference Achievements in Mechanical & Materials Engineering, Gliwice, Poland: 1999. P. 334-336.
- Melo, S. S. A.. Análise Comparativa de Dois Processos de Produção de Matéria-Prima para Tixoconformação: Agitação Mecânica e Fusão Parcial Controlada. Dissertação de mestrado; março 2000; FEM/UNICAMP.
- Neudenberger, D., Kopp, R., Winning, G., Optimization of the Forming Variants Forging and Transverse Impact Extrusion With Alloys in the Semi-Solid State. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 295 - 300.
- Pitts, H.E., Atkinson, H.V. Thixoforming of 6061 Al Alloy for Automotive Components. In: 5th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1998, Golden, Colorado. *Proceedings...* USA: 1998. P 345-352.
- Peng, Hsuan and Wang, K. K. Steady-state and Transient Rheological Behavior of a Semi-solid Tin-lead Alloy in Simple Shear Flow. In: 4th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1996, Sheffield. *Proceedings...* UK: 1996, p. 2-9.
- Quaak, C. J., Katgerman, L., Kool, W. H. Viscosity Evolution of Partially Solidified Aluminium Slurries After a Shear Rate Jump. In: 4th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1996, Sheffield. *Proceedings...* UK: 1996, p. 35-39.
- Robert, M. H. Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries. Trans. of Japan Foundrymen Society, v12, Oct. 1993, p 45-51.

- Robert, M.H.; Kapranos, P. Aplicações Industriais do Processamento de Metais no Estado Semi-Sólido (PSS): O Estado da Arte. *Revista Metalurgia e Materiais*, abril de 1998, p. 194-197.
- Robert, M. H., Montel, M. Uma Contribuição ao Estudo da Conformação e Ligas Metálicas no Estado Semi-Sólido. 9th Congresso Chileno de Ingeniería Mecánica y IV Congreso Nacional de Energía; Outubro 2000, Valparaiso, Chile, p 86-93.
- Rovira, M. M. Forjamento da Liga A2011 no Estado Semi-Sólido: Estudo do Processo e do Produto. Tese de doutorado; janeiro 2000; FEM/UNICAMP.
- Spencer, D. B., Menrabian, R., Flemings, M. Rheological Behavior of Sn-15%Pb in the Crystallization Range. *Metallurgical Transactions v.3*, July, 1972, p. 1925-1932.
- Stenhoff, K., Gullo, G. C., Kopp, R., Uggowitzer, P. J. A New Integrated Production Concept For Semi-Solid Processing of High Quality Al-Products. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. p. 121-127.
- Stucky, M., Richard, M. Influence of Eletromagnetic Stirring, Partial Remelting and Thixoforming on Mechanical Properties of a356 Alloys. In: 5th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1998, Golden, Colorado. *Proceedings...* USA: 1998. P 513-5520.
- Tzimas, E., Zavaliangos, A., Lawley. The Effect of Microstructure on the Rheological Response; of Alloys in Semi-Solid: A Comparison of MHD, SIMA, and Spray Cast Alloys. In: 5th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, June, 1998, Golden, Colorado. *Proceedings...* USA: 1998. P 345-352.
- Tzimas, E., Zavaliangos, A. Mechanical Behavior of Alloys With Equiaxed Microestruture in the Semisolid State at High Solid Content. *Acta Mater*, v. 47, n 2, p. 517-528, 1999.

- Xiangjie, Y., Xie, S., Altan, T. Semi-Solid Metal Casting of Aluminium Alloys: The Influence of Shear Rate on Viscosity. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 533-538.
- Xu Jun, Kui, Z., Likai, S., Daijin, C., Yuxin, Z. Research and Applications of SSP in China. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 115-120.
- Wendinger, B. Serial Production of Net Shaped and Weldable Structural Components by Processing Thixalloy. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 103-108.
- Winterbottom, W. L. Semi-Solid Forming Applications: High Volume Automotive Products. In: 6th International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, September, 2000, Turin. *Proceedings...* Italia: 2000. P. 73-78.