

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

(Co-tutela)

**UNIVERSITE DE SAVOIE
ECOLE SUPERIEURE D'INGENIEURS D'ANNECY**

**Estudo sobre a estampabilidade, no estado sólido, da
liga de alumínio A5052 tixofundida e viabilidade da
sua tixoestampagem**

Autora : Gisele Puime Pires

Orientadora : Maria Helena Robert

07/05

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

(Co-tutela)

**UNIVERSITE DE SAVOIE
ECOLE SUPERIEURE D'INGENIEURS D'ANNECY
LABORATOIRE DE MECANIQUE APPLIQUEE**

**Estudo sobre a estampabilidade, no estado sólido,
da liga de alumínio A5052 tixofundida e
viabilidade da sua tixoestampagem**

Autora : Gisele Puime Pires

Orientadora : Maria Helena Robert

Curso : Engenharia Mecânica

Área de Concentração : Materiais e Processos de Fabricação

Tese de Doutorado apresentada à comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, e à Université de Savoie, como requisito para a obtenção do título de Docteur de l'Université, mention "Génie Mécanique".

Campinas, 2005

S. P. - Brasil

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

Pires, Gisele Puime
P665e Estudo sobre a estampabilidade, no estado sólido, da liga de
alumínio A5052 tixofundida e viabilidade da sua
tixoestampagem / Gisele Puime Pires.--Campinas, SP: [s.n.],
2005.

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

1. Alumínio. 2. Estampagem (Trabalhos em metal). 4.
conformação de metais. I. Robert, Maria Helena.
II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Un study about the drawability, in the solid state, of the thixocast
A5052 aluminium alloy and the viability of its thixodrawing.

Palavras-chave em Inglês: Aluminium, Blanking (Metal – Work), Metal - Working

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Robert Arrieux, Guy Pluvinage, Lírio Schaeffer, Rubens Caram
Júnior

Data da defesa: 26/07/2005

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

(Co-tutela)

**UNIVERSITE DE SAVOIE
ECOLE SUPERIEURE D'INGENIEURS D'ANNECY
LABORATOIRE DE MECANIQUE APPLIQUEE**

Tese de Doutorado

**Estudo sobre a estampabilidade, no estado sólido, da liga de
alumínio A5052 tixofundida e viabilidade da sua tixoestampagem**

Autora : Gisele Puime Pires

Orientadora : Maria Helena Robert

Prof. Dra. Maria Helena Robert, Presidente
Universidade Estadual de Campinas, UNICAMP

Prof. Dr. Robert Arrieux
Université de Savoie, França

Prof. Dr. Guy Pluvinage
École Nationale d'Ingénieurs de Metz, França

Prof. Dr. Lírío Schaeffer
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, UFRGS

Prof. Dr. Rubens Caram Júnior
Universidade Estadual de Campinas, UNICAMP

Campinas, julho de 2005

Dedicatória

Dedico este trabalho aos dois amores da minha vida: meu filho Pedro e meu marido Lourenço.

Agradecimentos

Gostaria de agradecer a todas as pessoas que de alguma forma colaboraram para a execução deste trabalho e algumas merecem meu agradecimento especial:

Ao meu marido Lourenço, pelo grande incentivo e apoio nas horas mais difíceis;

Aos meus pais, pelo exemplo e formação que sempre me deram;

À minha orientadora, Profa. Maria Helena, pela orientação;

Ao meu orientador, Prof. Robert Arrieux, pelo acolhimento e orientação;

Ao pessoal do laboratório da ESIA pelo acolhimento e ajuda;

Aos meus colegas de sala, pela amizade e ajuda;

Aos técnicos, pela ajuda no trabalho experimental;

À ALCAN, pela doação das chapas;

À CAPES e ao CNPq, pelas bolsas de auxílio financeiro.

Resumo

PIRES, Gisele Puime, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. Tese (Doutorado).

Este trabalho apresenta estudo sobre a viabilidade da estampagem, no estado semi-sólido, de chapas da liga A5052. Inicialmente, para a obtenção de chapas tixofundidas, chapas comerciais laminadas foram submetidas ao processo de fusão parcial controlada, variando-se os parâmetros tempo e temperatura, com o objetivo de analisar a estampabilidade das chapas no estado sólido. Os parâmetros utilizados foram: fusão parcial a 627°C por 5 e 10 minutos, e 634°C, por 5 e 15 minutos, em chapas com 0,8 mm; fusão parcial a 624°C por 5 e 10 minutos, e 631°C por 5 e 15 minutos, em chapas com 2,0 mm; e fusão parcial a 625, 630 e 635°C por 15 minutos em chapas de 4,0 mm de espessura. As chapas foram caracterizadas com relação à microestrutura, sendo observada homogeneidade estrutural em toda a chapa. Também foram caracterizadas quanto às propriedades mecânicas, sendo que o material tixofundido (obtido por fusão parcial) apresentou diferenças significativas em relação ao material laminado. Para a caracterização da estampabilidade do material, foram feitos ensaios de Erichsen e obtidas curvas limite de conformação de chapas nos estados laminado, recozido e tixofundido, utilizando o método Marciniak e um método de análise de imagens para a obtenção das deformações principais da liga nos diferentes estados. Os resultados mostraram que o material tixofundido apresenta formabilidade semelhante à do material recozido. Foi buscada a caracterização do arranjo espacial de glóbulos em pastas tixofundidas; os resultados mostraram a presença de aglomerados tridimensionais de partículas com evidente interação entre elas, indicando a possibilidade da estrutura suportar esforços de tração. Portanto, para estudos da viabilidade de tixoestampagem, foi construída matriz com geometria tal a apresentar condições severas de conformação. As chapas foram tixoestampadas (temperaturas acima da *solidus*) e comparadas com chapas estampadas a quente. Observou-se que a tixoestampagem é um processo perfeitamente viável, levando a excelentes resultados de acabamento da peça e redução da força necessária para a obtenção do produto.

Palavras-chave: semi-sólido; alumínio; estampagem; tixoconformação; tixoestampagem.

Abstract

PIRES, Gisele Puime, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. Tese (Doutorado).

This work presents an analysis of the viability of drawing A5052 sheets in the semi-solid state. Initially, to produce thixocast sheets, rolled commercial sheets were submitted to partial melting by different temperatures and holding times, to analyse the sheets draw ability in the solid state. The parameters utilised were: 627°C for 5 and 10 minutes, and 634°C, for 5 and 15 minutes, in sheets of 0,8 mm; 624°C for 5 and 10 minutes, and 631°C for 5 and 15 minutes, in sheets of 2,0 mm; and 625, 630 and 635°C for 15 minutes in sheets of 4,0 mm thickness. The sheets had their microstructure characterised; results showed high homogeneity of the structure throughout the test piece. Mechanical properties of the thixocast material (obtained by partial melting) were also characterised, showing significant differences when compared to the rolled condition. For drawing ability characterisation, Erichsen tests were performed and forming limit diagrams of the sheets in the rolled, annealed and thixocast states were obtained, using Marciniak's technique and image analysis to obtain the main deformations of the alloy in the different conditions. Results showed that the thixocast material shows good formability, similar to the annealed material. Characterisation of the spatial structure of thixocast slurry showed the presence of tridimensional agglomerates of globular solid particles, with evident interaction among globules, indicating the possibility of the structure to stand tensile stresses. Therefore, for thixodrawing tests, a die was especially designed to impose severe flow conditions. The sheets were formed by thixodrawing (temperatures above the *solidus*) and compared to hot drawing tests. It was observed that thixodrawing is a perfectly viable process, requiring lower forces than conventional solid processing and resulting in excellent finishing products.

Key-words: semi-solid; aluminium; drawing; thixofforming; thixodrawing.

Résumé

PIRES, Gisele Puime, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. Tese (Doutorado).

Ce travail présente une analyse de la viabilité de l'emboutissage, à l'état semi-solide, de tôles d'alliage A5052. Dans un premier temps, pour l'obtention des tôles thixo-fondues, tôles commerciales laminées ont été soumises au procédé de fonte partielle, utilisant différents températures et temps de traitement, avec l'objectif d'analyser l'aptitude à l'emboutissage des tôles à l'état solide. Les paramètres utilisés ont été: 627°C pendant 5 et 10 minutes, et à 634°C, pendant 5 et 15 minutes, pour les tôles d'épaisseur 0,8 mm; à 624°C pendant 5 et 10 minutes, et à 631°C pendant 5 et 15 minutes, pour les tôles d'épaisseur 2,0 mm; et à 625, 630 et 635°C durant 15 minutes pour les tôles d'épaisseur 4,0 mm. Les microstructures des tôles ont été caractérisées, les résultats ont montré une bonne homogénéité de la structures dans les échantillons. Les propriétés mécaniques des plaques ont été caractérisées, le matériau thixo-fondu (obtenu par fonte partielle) présente des différences par comparaison aux tôles laminées. Pour caractériser l'aptitude à l'emboutissage, des essais d'Erichsen ont été exécutés et les courbes limites de formage des différents types de tôles, à l'état laminé, recuit et thixo-fondu, ont été déterminées par la méthode Marciniak et une méthode d'analyse d'image pour obtenir les déformations principales à l'apparition de la striction des différents types de matériaux. Les résultats ont montré que les plaques thixo-fondues présentent une bonne formabilité, d'un niveau comparable à celle des tôles recuites. La caractérisation des structures spaciales des pâtes thixo-fondues a montré la présence d'agglomérats tridimensionnels de particules solides globulaires, présentant des inter-actions évidentes entre elles, indiquant ainsi la possibilité qu'a la structure de supporter des contraintes de tension. Pour les essais de formage à l'état semi-solide, une matrice a été spécialement conçue pour imposer des conditions de déformations sévères. Les tôles ont été embouties par thixo-formage (température au-dessus de la *solidus*) et comparées aux échantillons déformés par emboutissage a chaud. Il a été observé que le thixo-emboutissage est un procédé parfaitement viable, exigeant des efforts largement inférieurs à ceux développés en emboutissage de tôles à l'état solide conventionnel et donnant des produits d'excellente qualité.

Mots-clef: semi - solide; aluminium; emboutissage; thixo-formage; thixo-emboutissage

Sumário

Lista de figuras	xi
Lista de tabelas	xxi
Capítulo 1 Introdução e Objetivos	1
Capítulo 2 Fundamentos teóricos – Tecnologia de ligas semi-sólidas	4
2.1. Caracterização morfológica da estrutura tixotrópica.....	5
2.2. Caracterização da reologia de pastas tixotrópicas	8
2.3. Obtenção de pastas tixotrópicas	17
2.4. Processos de tixoconformação.....	24
2.5. Propriedades mecânicas de produtos conformados convencionalmente e tixoconformados	30
2.6. Conformabilidade de ligas de alumínio no estado sólido.....	33
2.7. Medidas de conformabilidade	38
Capítulo 3 Procedimentos Experimentais	47
3.1. Caracterização da matéria-prima utilizada no trabalho	47
3.1.1. Composição química	48
3.1.2. Diagrama de fases.....	49
3.1.3. Microestrutura	51
3.1.4. Análise térmica diferencial.....	51
3.2. Obtenção de chapas com estrutura tixotrópica	54
3.2.1. Preparo de amostras para ensaios de tixofundição	54

3.2.2. Método utilizado para obtenção de estruturas tixotrópicas	55
3.2.3. Equipamentos utilizados para obtenção de estruturas tixotrópicas	57
3.2.4. Procedimento experimental para a obtenção de estrutura tixotrópica.....	59
3.2.5. Análise metalográfica de chapas tixofundidas	60
3.2.6. Caracterização da estrutura espacial da condição tixofundida	60
3.3. Ensaio de Erichsen	62
3.4. Ensaio de tração	62
3.5. Método de análise de imagens para a obtenção de deformações	64
3.6. Ensaio de deformação para a obtenção de curvas limite de conformação.....	67
3.7. Ensaio de estampagem profunda.....	72
3.8. Análise de fratura.....	75
3.9. Ensaio de estampagem no estado semi-sólido	76
3.10. Análise microestrutural de produtos.....	80
Capítulo 4 Resultados e Discussões	81
4.1. Caracterização da matéria-prima	81
4.1.1. Microestruturas iniciais	81
4.1.2. Microestrutura do material recozido.....	84
4.2. Estruturas tixofundidas obtidas	86
4.2.1. Estruturas tixofundidas obtidas em chapas de 0,8 mm de espessura e dimensões 200 x 200 mm	86
4.2.2. Estruturas tixofundidas obtidas em chapas de 2,0 mm de espessura e dimensões 200 x 200 mm	102
4.2.3. Estruturas tixofundidas obtidas em chapas de 0,8 mm de espessura com dimensões 100 x 100 mm	116
4.2.4. Estruturas tixofundidas obtidas em chapas de 4,0 mm de espessura e dimensões 100 x 100 mm	122
4.2.5. Conclusões gerais sobre a possibilidade de tixofundição de chapas	125
4.3. Ensaio preliminares de caracterização mecânica de estruturas tixofundidas.....	127
4.3.1. Ensaio de Erichsen	127
4.3.2. Ensaio convencionais de tração	130
4.3.3. Ensaio de tração com análise digital de imagens	136

4.4. Ensaio de deformação para obtenção de curvas limite de conformação.....	142
4.4.1. Deformações no material no estado laminado.....	142
4.4.2. Deformações no material no estado recozido.....	147
4.4.3. Deformações no material no estado tixofundido.....	151
4.4.4. Curvas limite de conformação.....	158
4.5. Ensaio de estampagem profunda.....	163
4.6. Análise de fratura.....	166
4.7. Ensaio de tixoestampagem.....	169
4.8. Caracterização espacial da pasta tixofundida	180
Capítulo 5 Conclusões.....	194
5.1 Processo de obtenção das chapas tixofundidas.....	194
5.2 Estampabilidade e propriedades mecânicas do material tixofundido.....	195
5.3 Processo de tixoestampagem.....	196
Capítulo 6 Sugestões para trabalhos futuros	197
Referências Bibliográficas	198

Lista de figuras

Figura 2.1– Vistas geradas em AutoCAD de um pseudo-aglomerado de uma pasta reofundida, sob dois ângulos diferentes mostrando a complexidade da estrutura.	7
Figura 2.2 – (a) Valores de contigüidade no centro (Δ) e na periferia (o) de uma amostra da liga 2024 deformada a duas diferentes taxas de deformação; (b) Diferenças entre o tamanho das partículas no centro e na periferia da mesma amostra.	13
Figura 2.3 – Esquema da evolução da estrutura durante a solidificação de uma liga metálica em presença de agitação: a) fragmento dendrítico inicial; b) crescimento dendrítico; c) roseta; d) roseta depois do “ripening”; e) esferóide com poça de líquido retido.	18
Figura 2.4 – Pressão inicial de forjamento para uma deformação em compressão de 10% em 5 minutos vs fração sólida de estruturas dendríticas e não dendríticas da liga Sn-15%Pb.	26
Figura 2.5 - Curvas de variação da força de tixoforjamento em função do tempo.	27
Figura 2.6 – Evolução da carga vs tempo durante o tixoforjamento de uma peça de aço: (a) dendrítica, (b) globular.	30
Figura 2.7 - Correlação entre tensão de escoamento, alongamento e quantidade de magnésio para algumas ligas comerciais.	34

Figura 2.8 - Efeito do magnésio e do manganês sobre a conformabilidade de ligas de alumínio no estado recozido e submetido à têmpera H34; chapas de 1,6 mm de espessura.....	35
Figura 2.9 – Estados de deformação encontrados na estampagem.....	40
Figura 2.10 – Esquema do princípio do ensaio Marciniak.....	41
Figura 2.11 – Definição do padrão de correlação e do elemento de malha.....	43
Figura 2.12 – Malha inicial e malha deformada.....	45
Figura 2.13 – Deformação principal ELX.....	46
Figura 2.14 – Deformação principal ELY.....	46
Figura 3.1 – Diagrama de fases parcial alumínio-magnésio com destaque para a composição utilizada.....	50
Figura 3.2 – Curvas obtidas por ATD da liga A5052, originalmente na forma de chapas de 0,8 mm de espessura: (a) aquecimento com taxa de 5°C/min; (b) resfriamento com taxa de 5°C/min.....	53
Figura 3.3 – Esquema do dispositivo utilizado para os tratamentos térmicos de fusão parcial controlada em amostras de 100 x 100 mm.....	57
Figura 3.4 – Desenho esquemático do forno utilizado na preparação das chapas tixofundidas de dimensões 200 x 200 mm.....	58
Figura 3.5 – Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração, segundo a norma ASTM E 8M.....	63
Figura 3.6 - Exemplo de uma região escolhida sobre uma imagem de amostra pintada em tons preto e branco para análise de deformação.....	66
Figura 3.7 – Prensa hidráulica para ensaios de deformação segundo o método Marciniak (ESIA, França).	68
Figura 3.8 – Dispositivos utilizados nos ensaios de deformações para construção de curvas limite de conformação (no caso, para amostras de dimensões 200 x 200 mm).	70

Figura 3.9 – Desenho esquemático da base utilizada nos ensaios de deformações de amostras com dimensões 100 x 100 mm (recozidas e tixofundidas): (a) vista lateral; (b) vista de topo.....	71
Figura 3.10 – Desenho esquemático da matriz utilizada nos ensaios de deformações de amostras com dimensões 100 x 100 mm (recozidas e tixofundidas): (a) vista lateral; (b) vista de topo.....	72
Figura 3.11 - Desenho esquemático do copo obtido em estampagem profunda e indicação das regiões em que foram retiradas amostras para observação da microestrutura.....	73
Figura 3.12 - Desenho esquemático da base utilizada nos ensaios de estampagem profunda de chapas tixofundidas e recozidas: (a) vista lateral; (b) vista de topo.	74
Figura 3.13 – Desenho esquemático da matriz utilizada nos ensaios de estampagem profunda de chapas tixofundidas e recozidas: (a) vista lateral; (b) vista de topo.....	75
Figura 3.14 – Desenho esquemático da matriz utilizada nos ensaios de tixoestampagem de chapas tixofundidas e de estampagem a quente de chapas recozidas (dimensões em mm).	76
Figura 3.15 – Desenho esquemático do punção utilizada nos ensaios de estampagem profunda de chapas tixofundidas e de estampagem a quente de chapas recozidas (dimensões em mm).	77
Figura 3.16 – Sistema de tixoconformação utilizado: (a) prensa hidráulica; (b) célula de carga; (c) microcomputador; (d) módulo indicador de pesagem; (e) cartão conversor A/D; (f) fonte de potência; (g) forno portátil.....	78
Figura 4.1 – Microestruturas da liga A5052 em diferentes condições: (a) chapa de 0,8 mm espessura, no estado laminado; (b) chapa de 2,0 mm espessura, no estado laminado; (c) chapa de 4,0 mm espessura, no estado recozido.....	84
Figura 4.2 - Microestruturas da liga A5052 no estado recozido: (a) chapa de 0,8 mm espessura; (b) chapa de 2,0 mm espessura.	86

Figura 4.3 – Esquema representativo das regiões de análise das microestruturas das placas tixofundidas de dimensões 200 x 200 mm.	87
Figura 4.4 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 627°C por 5 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.	88
Figura 4.5 – Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 5 minutos.	90
Figura 4.6 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 5 minutos.	91
Figura 4.7 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 627°C por 15 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.	93
Figura 4.8 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 15 minutos.	94
Figura 4.9 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 15 minutos.	94
Figura 4.10 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 634°C por 5 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.	95
Figura 4.11 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 5 minutos.	97
Figura 4.12 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 5 minutos.	97
Figura 4.13 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 634°C por 10 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.	99

Figura 4.14 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 10 minutos.....	100
Figura 4.15 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 10 minutos.....	101
Figura 4.16 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, tratada a 624°C por 5 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.....	103
Figura 4.17 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 5 minutos.....	105
Figura 4.18 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 5 minutos.....	105
Figura 4.19 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, tratada a 624°C por 15 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.....	107
Figura 4.20 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 15 minutos.....	108
Figura 4.21 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 15 minutos.....	109
Figura 4.22 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, tratada a 631°C por 5 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.....	110
Figura 4.23 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 5 minutos.....	112
Figura 4.24 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 5 minutos.....	112

Figura 4.25 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, tratada a 631°C por 10 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.....	113
Figura 4.26 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 10 minutos.....	115
Figura 4.27 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 10 minutos.....	115
Figura 4.28 - Esquema das regiões de análise das microestruturas das placas tixofundidas de dimensões 100 x 100 mm.	117
Figura 4.29 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 627°C por 15 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 100 x 100 mm.....	118
Figura 4.30 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 0,8 mm de espessura.....	119
Figura 4.31 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 0,8 mm de espessura.....	119
Figura 4.32 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 634°C por 10 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 100 x 100 mm.....	120
Figura 4.33 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra tixofundida a 634°C por 10 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 0,8 mm de espessura.....	121
Figura 4.34 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra tixofundida a 634°C por 10 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 0,8 mm de espessura.....	122

Figura 4.35 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 4,0 mm de espessura, tratada a 630°C por 15 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 100 x 100 mm.....	123
Figura 4.36 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra tixofundida a 630°C por 15 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 4,0 mm de espessura.....	124
Figura 4.37 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra tixofundida a 630°C por 15 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 4,0 mm de espessura.....	124
Figura 4.38 - Gráfico de força x deslocamento de (a) amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos e (b) amostra laminada, 0,8 mm de espessura, em teste de Erichsen.	129
Figura 4.39 - Gráfico de força x deslocamento de (a) amostra tixofundida a 624°C por 5 minutos e (b) amostra laminada, 2,0 mm de espessura, em teste de Erichsen.	129
Figura 4.40 – Gráfico tensão x deformação típico obtido em ensaios de tração de chapas de 0,8 mm de espessura em diferentes estados: laminado e tixofundido nas condições indicadas.....	131
Figura 4.41 – Gráfico tensão x deformação típico obtido em ensaios de tração de chapas de 2,0 mm de espessura em diferentes estados: laminado e tixofundido nas condições indicadas.....	134
Figura 4.42 - Corpos de prova de tração da chapa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, no estado laminado. (a) Antes do ensaio, com superfície preparada, indicando região de análise de deformação; (b) Durante ensaio, 5ª imagem registrada; (c) Durante ensaio, 9ª imagem registrada; (d) Imagem tomada no início da fratura.	137
Figura 4.43 - Corpos de prova de tração da chapa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 5 minutos. (a) Antes do ensaio, com superfície preparada, indicando região de análise de deformação; (b) Durante ensaio, 6ª imagem registrada; (c) Durante ensaio, 10ª imagem registrada; (d) Imagem tomada no início da fratura.....	139

Figura 4.44 - Deformações pontuais no eixo Y (direção de tração) em relação aos pontos no eixo x, de uma amostra laminada, 2,0 mm de espessura, tracionada no mesmo sentido da laminação.	140
Figura 4.45 - Deformações pontuais no eixo Y (direção de tração) em relação aos pontos no eixo x, de uma amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos, 0,8 mm de espessura, submetida a ensaio de tração.....	140
Figura 4.46 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, no estado laminado, 0,8 mm de espessura, 40 mm de largura x 200 mm de comprimento, com o eixo y (eixo maior) a 90°em relação à direção da laminação.	143
Figura 4.47 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, no estado laminado, 0,8 mm de espessura, 200 mm de largura x 200 mm de comprimento.....	145
Figura 4.48 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, no estado recozido, 0,8 mm de espessura, 40 mm de largura x 100 mm de comprimento.....	148
Figura 4.49 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, no estado recozido, 0,8 mm de espessura, 100 mm de largura x 100 mm de comprimento.....	149
Figura 4.50 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, tixofundida a 627°C por 15 minutos, 0,8 mm de espessura, 40 mm de largura x 100 mm de comprimento.	153
Figura 4.51 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, tixofundida a 627°C por 15 minutos, 0,8 mm de espessura, 100 mm de largura x 100 mm de comprimento.	154
Figura 4.52 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, tixofundida a 634°C por 10 minutos, 0,8 mm de espessura, 40 mm de largura x 100 mm de comprimento.	155

Figura 4.53 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, tixofundida a 634°C por 10 minutos, 0,8 mm de espessura, 100 mm de largura x 100 mm de comprimento.	156
Figura 4.54 – Gráfico das deformações principais y (ϵ_y , eixo maior) e x (ϵ_x , eixo menor) com as curvas limite de conformação obtidas para os diferentes estados da liga de alumínio A5052.	159
Figura 4.55 – Tensões e deformação em uma seção de um copo estampado.....	163
Figura 4.56 – Peça-teste da liga A5052 produzida a partir de chapa de 2,0 mm de espessura, no estado recozido, por estampagem profunda.	164
Figura 4.57 – Peça-teste da liga A5052 produzida a partir de chapa de 2,0 mm de espessura, no estado tixofundido a 624°C/5 minutos, por estampagem profunda.	165
Figura 4.58 - Fratografia típica da liga A5052 no estado laminado, submetida a ensaio de tração.	167
Figura 4.59 - Fratografia típica da liga A5052 no estado recozido, submetida a ensaio de deformação até a fratura.	168
Figura 4.60 - Fratografia típica da liga A5052 no estado tixofundido a 627°C por 15 minutos, submetida a ensaio de deformação até a fratura.....	169
Figura 4.61 - Peça típica obtida por tixoestampagem a 640°C, de chapa da liga A5052 com 4,0 mm de espessura.....	170
Figura 4.62 - Detalhe de peça típica obtida em ensaio de tixoestampagem a 640°C, de chapa da liga A5052 com 4,0 mm de espessura, e microestruturas de distintas regiões.	171
Figura 4.63 - Micrografia de fratura ocorrida durante tixoestampagem a 640°C, de chapa da liga A5052, de 4,0 mm de espessura.	172
Figura 4.64 - Peça típica obtida por tixoestampagem a 635°C, de chapa da liga A5052 com 4,0 mm de espessura, e microestrutura das regiões indicadas.	174

Figura 4.65 - Peça típica obtida por tixostampagem a 630°C, de chapa da liga A5052 com 4,0 mm de espessura, e microestrutura das regiões indicadas.	175
Figura 4.66 - Peça típica obtida em ensaio de estampagem a quente (315°C) com uma chapa da liga A5052 de 4,0 mm de espessura, no estado recozido.....	178
Figura 4.67 - Peça típica obtida em um ensaio de estampagem a quente (500°C) com uma chapa da liga A5052 de 4,0 mm de espessura, no estado recozido.....	178
Figura 4.68 - Gráfico da força x tempo no processo de estampagem da liga A5052 a 500°C, no estado recozido (a), e de uma amostra tixostampada a 630°C (b).....	179
Figura 4.69 – Esquema representativo do escoamento de glóbulos.....	180
Figura 4.70 – Planos perpendiculares da microestrutura de amostra da liga A5052 tixofundida a 630°C por 15 minutos, observada em MEV, em duas regiões distintas.....	182
Figura 4.71 - Partículas primárias sólidas observadas em MEV de uma amostra da liga A356 tixofundida.....	184
Figura 4.72 – Detalhe de partículas sólidas da fase primária da liga A356 tixofundida, observadas em MEV.	185
Figura 4.73 – Modelo de arranjo tridimensional de glóbulos sólidos em uma pasta tixotrópica.....	186
Figura 4.74 – Seqüência de imagens obtidas na simulação do arranjo espacial de estrutura tixotrópica. Distância entre planos sucessivos de 20 µm.	191
Figura 4.75 – Montagem final da simulação de estrutura tixotrópica, mostrando possível arranjo tridimensional de glóbulos da fase primária.	192
Figura 4.76 – Visualização em 3 dimensões de uma região da liga Al-Cu submetida à fusão parcial a 550°C por 15 minutos.	193

Lista de tabelas

Tabela 3.1 – Limites de composição química da liga de alumínio-magnésio A5052 segundo norma NBR 5891.	48
Tabela 3.2 – Composição química das chapas da liga A5052, com 0,8 mm de espessura utilizadas no trabalho, segundo análise do fornecedor.	48
Tabela 3.3 – Composição química das chapas da liga A5052, com 2,0 mm de espessura utilizadas no trabalho, segundo análise do fornecedor.	49
Tabela 3.4 – Composição química das chapas da liga A5052, com 4,0 mm de espessura utilizadas no trabalho, segundo análise do fornecedor.	49
Tabela 3.5 – Valores das temperaturas de transformação de fase obtidas nos ensaios de análise térmica diferencial da liga A5052 originalmente na forma de chapas de diferentes espessuras.	52
Tabela 3.6 – Dimensões de corpos de prova preparados para ensaios de tixofundição da liga A5052, a partir de chapas de diferentes espessuras.	54
Tabela 4.1 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 5 minutos.	90
Tabela 4.2 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 15 minutos.	92

Tabela 4.3 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 5 minutos.	96
Tabela 4.4 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 10 minutos.	100
Tabela 4.5 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 5 minutos.	104
Tabela 4.6 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 15 minutos.	108
Tabela 4.7 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 5 minutos.	111
Tabela 4.8 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 10 minutos.	114
Tabela 4.9 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.28 de amostra de 0,8 mm de espessura, dimensões 100 x 100 mm, tixofundida a 627°C por 15 minutos.	118
Tabela 4.10 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.28 de amostra de 0,8 mm de espessura, dimensões 100 x 100 mm, tixofundidas a 634°C por 10 minutos.....	121
Tabela 4.11 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.28 de amostra de 4,0 mm de espessura, dimensões 100 x 100 mm, tixofundida a 630°C por 15 minutos.	123

Tabela 4.12 - Valores obtidos de diâmetro médio de glóbulos e fração da fase secundária em função da espessura e dimensões da amostra e das condições de tixofundição.....	125
Tabela 4.13 - Valores médios de força e deslocamento obtidos em ensaios de Erichsen realizados em chapas tixofundidas e laminadas de 0,8 e 2,0 mm de espessura.	128
Tabela 4.14 - Resultados dos ensaios de tração realizados em amostras das chapas A5052 de 0,8 mm de espessura com diferentes estruturas.....	130
Tabela 4.15 - Resultados dos ensaios de tração realizados em amostras das chapas A5052 de 2,0 mm de espessura com diferentes estruturas.....	134
Tabela 4.16 - Resultados de deformação máxima obtidos por ensaios de tração (análise digital de imagens) realizados em amostras das chapas A5052 de 0,8 mm de espessura.....	141
Tabela 4.17 - Resultados de deformação máxima obtidos por ensaios de tração (análise digital de imagens) realizados em amostras das chapas A5052 de 2,0 mm de espessura.....	141
Tabela 4.18 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 no estado laminado. Ensaio feito com o eixo y perpendicular à direção da laminação.	146
Tabela 4.19 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 no estado laminado. Ensaio feito com o eixo y paralelo à direção da laminação.	146
Tabela 4.20 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 no estado recozido.	150
Tabela 4.21 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 tixofundidas a 627°C por 15 minutos.	157
Tabela 4.22 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 tixofundidas a 634°C por 10 minutos.	157

Capítulo 1

Introdução e Objetivos

Custo, qualidade e tempo de produção são algumas das preocupações básicas das indústrias, pois estes fatores representam um papel importante na competitividade das mesmas. Novas tendências são facilmente observadas na tecnologia de conformação de metais, que em alguns casos levam a novos métodos na produção de produtos semi-acabados ou acabados.

O processamento semi-sólido, ou tixoconformação, é uma das recentes técnicas de conformação de metais que tem atraído muito interesse tanto da comunidade científica como das indústrias em geral (DasGupta, 2004). Por ser um processo relativamente novo, existem muitas dúvidas e muito a se estudar e conhecer melhor, porém as vantagens apresentadas por este tipo de processamento já são bem conhecidas, como a produção de peças bem próximas de sua forma final (*near net shape*) ou com geometria mais complexa em um único estágio.

O processamento semi-sólido se baseia na diferente microestrutura que o material reofundido ou tixofundido apresenta. Um material reo ou tixofundido, quando no estado semi-sólido, é constituído de sólido globular em meio líquido. Esta característica confere às pastas semi-sólidas propriedades de escoamento diferentes das pastas obtidas por solidificação convencional. Para frações sólidas de até 60%, pode-se obter um escoamento semelhante ao líquido, sob aplicação de determinadas tensões. Isso possibilita processos de conformação por fundição, como injeção e compressão, serem realizados a menores temperaturas e com menor

turbulência no preenchimento de moldes, quando comparados a conformação do material no estado líquido. Em repouso, porém, pastas reo ou tixofundidas podem se comportar como sólidos, podendo ser manuseadas. Semi-sólidos reo ou tixofundidos, com elevada fração sólida, podem ser conformados por processos mecânicos como forjamento e extrusão, apresentando a vantagem de necessitar menores tensões que as utilizadas em processamentos convencionais no estado sólido.

Outra grande preocupação que existe hoje em dia, especificamente nas indústrias automotivas, é a redução de peso dos veículos; conseqüentemente a produção de ligas de alumínio de alta resistência está crescendo. Em particular, chapas da liga de alumínio-magnésio (Al-Mg) são largamente utilizadas nas indústrias automotivas e de construção naval, como substitutas para chapas de aço e painéis plásticos com fibras, devido à suas excelentes propriedades como resistência à corrosão, alta resistência mecânica e soldabilidade (Naka et al., 1998).

Dentro desse espírito de inovação e conhecimento de novas técnicas, se encaixam os objetivos deste trabalho. Processos como fundição e forjamento, no estado semi-sólido, já são amplamente discutidos. A estampagem, porém, mesmo sendo um processo intensamente utilizado nas indústrias, ainda não teve seu espaço dentro do processamento semi-sólido. Dada a constituição de uma liga no estado semi-sólido, isto é, fase sólida mais fase líquida, os processos de conformação até o momento investigados utilizando este tipo de matéria-prima, envolvem essencialmente esforços de compressão.

No entanto, estudos recentes, (Salvo et al., 2002, entre outros), têm apontado a existência de uma certa coesão entre glóbulos sólidos na pasta reo ou tixofundida, o que poderia levar à sua possibilidade de suportar esforços de tração. O grande desafio do presente trabalho é o estudo da estampabilidade do material tixofundido no estado sólido e a análise da viabilidade da estampagem, no estado semi-sólido, jamais explorado, utilizando-se uma liga de Al-Mg A5052.

Os objetivos específicos do trabalho são citados a seguir:

- Obtenção de estruturas tixofundidas em chapas de diferentes espessuras, através do processo de fusão parcial controlada;
- Observação da influência dos parâmetros tempo e temperatura de processo de tixofundição utilizado, na estrutura obtida;
- Caracterização microestrutural bi e tridimensional do material tixofundido através de métodos de análise de imagens;
- Análise inicial da estampabilidade do material tixofundido, no estado sólido, através de ensaios de Erichsen;
- Caracterização mecânica do material no estado tixofundido sólido, através de ensaios de tração;
- Obtenção de curvas limite de conformação de estampagem para o material tixofundido sólido, através de um método de análise de imagens para a obtenção dos valores das deformações principais;
- Análise do modo de fratura do material tixofundido;
- Análise da viabilidade da estampagem no estado semi-sólido.

Busca-se, com o trabalho, contribuir para o desenvolvimento de tecnologia de processamento semi-sólido, analisando a capacidade de estruturas tixotrópicas suportarem esforços de tração e, portanto sua potencialidade para utilização em processos onde hoje ainda não são aplicáveis, como a estampagem.

Capítulo 2

Fundamentos teóricos – Tecnologia de ligas semi-sólidas

O processamento semi-sólido é uma tecnologia relativamente nova que apresenta inúmeras vantagens sobre as tradicionais. Menores temperaturas de operação, principalmente importante para metais de alto ponto de fusão; melhor preenchimento do molde quando comparado ao preenchimento turbulento de ligas líquidas, levando a menor aprisionamento de gás; e menor contração de solidificação, que resulta na redução de porosidade, são algumas delas (Kenney et al., 1988). Porém sua implementação em escala industrial é bem limitada. Para que o processamento semi-sólido se estabeleça como uma tecnologia de conformação de metais avançada, técnicas de produção para a manufatura de produtos de alta qualidade a baixo custo e com alta estabilidade são essenciais; processos para a obtenção de matéria-prima para o processamento semi-sólido a baixo custo vêm sendo pesquisados (Okano et al., 2002; Vieira et al., 2004; Wang et al., 2004). Outros fatores também influenciam, como a falta de conhecimento básico fundamental. Muitos temas importantes relacionados às propriedades reológicas e controle do processo ainda são desconhecidos.

Já se passaram 30 anos desde a descoberta das propriedades reológicas de uma pasta semi-sólida de estanho-chumbo submetida à agitação contínua (Spencer et al., 1972). Na época, foi medida a viscosidade da liga Sn-15%Pb em função da fração sólida durante agitação contínua e os resultados foram surpreendentes: enquanto o material não agitado começava a endurecer quando a fração sólida atingia cerca de 20%, a liga agitada continuava a se comportar como líquido com mais de 40% de fração sólida. Um estudo aprofundado sobre a reologia dessa mesma

liga foi feito por Joly et al., 1976, e os autores demonstraram que a viscosidade também era dependente da taxa de resfriamento e da taxa de cisalhamento: baixas taxas de resfriamento e altas taxas de cisalhamento diminuem a viscosidade para uma dada fração sólida.

Este efeito está relacionado à morfologia das partículas sólidas presentes na microestrutura das pastas rapidamente resfriadas. O trabalho de Joly et al., 1976, também obteve um aspecto muito importante sobre o comportamento reológico das pastas: a dependência da viscosidade com o tempo, conhecida como tixotropia. Outro aspecto importante observado pelos autores foi o comportamento não-Newtoniano das pastas, isto é, a viscosidade apresenta uma relação não linear com a tensão aplicada.

Pastas semi-sólidas apresentam elevada viscosidade em repouso ou mesmo quando submetidas a reduzidas pressões. Quando submetidas a altas pressões, o seu comportamento é semelhante ao líquido. Taxas de cisalhamento elevadas podem provocar alta fluidez em pastas metálicas contendo até 60% de sólido já formado. O comportamento da pasta é função de sua estrutura interna. Inicialmente, o processo de obtenção de pastas com estas características foi chamado de reofundição e o material obtido com estrutura globular de reofundido.

2.1. Caracterização morfológica da estrutura tixotrópica

A morfologia de misturas sólido-líquido de Sn-Pb com alta fração sólida, isto é, de 67%, foi investigada por Wolfsdorf et al., 1997, através de imagens tridimensionais construídas a partir de seções bidimensionais. Os autores analisaram a morfologia do esqueleto sólido durante o engrossamento das partículas e observaram que seções bidimensionais não são suficientes para completo conhecimento da vizinhança, forma e conectividade das partículas, fato já observado por Ito et al., 1991 em ligas de alumínio. Uma tomografia microestrutural em 3-D é essencial para o conhecimento da morfologia das microestruturas. Observaram também que cada partícula estava conectada à outra por meio de um contato, que poderia ser um contorno de grão, um contorno de grão parcialmente preenchido por líquido ou um filme fino de líquido, porém nenhuma partícula ou aglomerado estava separada do esqueleto sólido.

Outros autores como, Paes et al., 2000 e Niroumand et al., 2000 também discutiram o tema da morfologia dos glóbulos em 3 dimensões. Paes et al., 2000, analisaram a evolução estrutural de ligas de alumínio AA356 e AA2024 através de 3 diferentes métodos de obtenção do material globular: fusão parcial controlada, agitação mecânica e agitação eletromagnética. Observaram que a morfologia da fase primária não apresentava a morfologia esférica esperada e que as ligas produzidas por agitação eletromagnética apresentavam estruturas mais complexas. As ligas produzidas por fusão parcial controlada apresentaram uma estrutura homogênea. Assim como os outros autores, concluíram que a análise em 3D é fundamental para a real caracterização da fase primária em pastas tixotrópicas.

Niroumand et al., 2000, analisaram a microestrutura em três dimensões da liga Al-10,25%Cu reofundida obtida por agitação mecânica. Um modelo tridimensional de uma partícula primária foi construído e observou-se a complexidade da estrutura, que pode ser observada na Figura 2.1. Os autores concluíram que as “pseudo” partículas que estão em um “pseudo” aglomerado estão conectadas em três dimensões e portanto não são partículas primárias verdadeiras. Conseqüentemente, um “pseudo” aglomerado não é um aglomerado de partículas primárias e sim um simples grão primário. Eles também sugerem que teorias baseadas na aglomeração e desaglomeração de partículas durante a reofundição sejam revistas, pois a estrutura tida como um aglomerado de partículas pode ser um grão primário que tenha tido seu formato modificado pela ação do cisalhamento do metal líquido.

Alguns parâmetros podem ser utilizados para a caracterização da estrutura tixotrópica, como a fração sólida, o tamanho dos glóbulos, a contigüidade e o fator de forma (Suéry, 2004).

Contigüidade de uma fase é definida como a fração média da área da superfície compartilhada por um grão da fase com todos os grãos vizinhos da mesma fase. A contigüidade de uma fase α em uma matriz de fase β pode ser definida como (Underwood, 1970):

$$C_{\alpha\alpha} = \frac{4(P_L)_{\alpha\alpha}}{4(P_L)_{\alpha\alpha} + 2(P_L)_{\alpha\beta}} \quad (\text{eq. 2.1})$$

em que $(P_L)_{\alpha\alpha}$ e $(P_L)_{\alpha\beta}$ são o número de intersecções por unidade de comprimento da linha teste com as interfaces $\alpha\alpha$ e $\alpha\beta$.

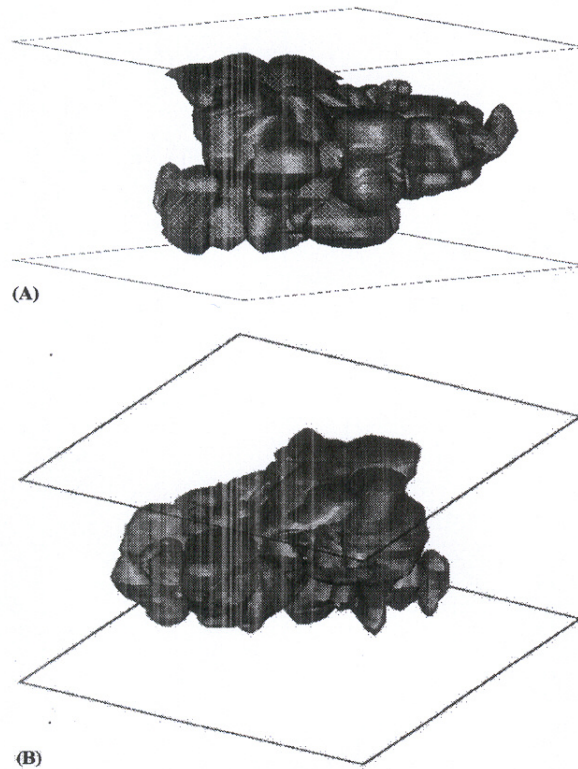


Figura 2.1– Vistas geradas em AutoCAD de um pseudo-aglomerado de uma pasta reofundida, sob dois ângulos diferentes mostrando a complexidade da estrutura.

Fonte – Niroumand et al., 2000.

A contigüidade é um parâmetro que ajuda a descrever quantitativamente a distribuição das fases sólida e líquida em uma pasta, o que influencia as suas propriedades de escoamento.

A contigüidade da fase sólida é afetada pelos valores relativos das energias de interface sólido/sólido e sólido/líquido. Dois grãos se tornarão contíguos em suas áreas de contato quando a seguinte condição for preenchida:

$$\gamma_{ss} < 2\gamma_{sl} \quad (\text{eq. 2.2})$$

na qual γ_{ss} é a energia do contorno de grão contíguo e γ_{sl} é a energia de interface sólido-líquido. Quanto menor o valor do γ_{sl} relativo aos valores do γ_{ss} de um sistema, maior a penetração do líquido entre os grãos e conseqüentemente menor é a contigüidade (Warren, 1968; Underwood, 1970).

O fator de forma, um parâmetro que indica a esferoidicidade das partículas primárias, segundo Loué et al., 1995, pode ser descrito por:

$$F_g = \frac{S_V^2}{6\pi f_X N_A} \quad (\text{eq. 2.3})$$

na qual S_V é a área da superfície da interface sólido-líquido por unidade de volume, N_A o número de partículas por unidade de área da amostra e f_X a fração volumétrica da fase sólida. O valor do fator de forma F_g varia entre 0 e 1 conforme a esferoidicidade das partículas. No caso de grãos da fase sólida perfeitamente esféricos, $F_g = 1$.

2.2. Caracterização da reologia de pastas tixotrópicas

Devido ao grande interesse no comportamento do escoamento das pastas, característica fundamental para o sucesso da tixoconformação, muitos estudos foram realizados nesta área.

Quanto ao comportamento do fluxo de materiais semi-sólidos, este pode ser considerado em termos da resposta à deformação e evolução microestrutural durante deformação, e modelos constitutivos têm sido desenvolvidos para diferentes faixas de frações sólidas. Dos modelos estudados, dois mais importantes podem ser destacados: primeiro, os modelos baseados na viscosidade aplicáveis à pastas com frações sólidas até aproximadamente 0,6. Estes materiais são fluidos não-Newtonianos, que apresentam algumas características e comportamento semelhantes às suspensões e têm uma fase sólida descontínua. O modelo de viscosidade mais simples é baseado na clássica lei de Ostwald-De-Waele e relaciona viscosidade aparente com taxa de cisalhamento (Joly et al., 1976):

$$\eta = C\dot{\gamma}^m \quad (\text{eq. 2.4})$$

na qual η é a viscosidade aparente, $\dot{\gamma}$ é a taxa de cisalhamento, C representa uma constante e o coeficiente m é uma medida da pseudoplasticidade da pasta. Normalmente m é negativo, indicando que a viscosidade diminui com a taxa de cisalhamento. Modelos teóricos muito mais complexos sobre o comportamento do fluxo e a evolução da estrutura sob deformação foram feitos por Kumar et al., 1994, Martin et al., 1994 e mais recentemente por Koke et al., 2003.

A outra família de modelos constitutivos descreve o comportamento de pastas com frações sólidas $\geq 0,6$, considerando a fase sólida contínua. Eles são baseados em tratamentos de deformação a quente de sólidos porosos saturados de líquido e uma importante formulação pode ser encontrada no trabalho de Nguyen et al., 1994. Neste trabalho, o modelo obtido é aplicável à materiais no estado semi-sólido obtidos, seja por solidificação do estado líquido, seja por refusão parcial do estado sólido. Neste modelo, durante a deformação, os comportamentos das fases sólida e líquida são relacionados: a densificação da matriz sólida considerada como um meio viscoplástico poroso saturado com um líquido conduz o comportamento do fluxo, e a distribuição da pressão resultante no líquido, por sua vez, afeta as tensões e a densificação do sólido.

O comportamento de ligas Sn-Pb no estado semi-sólido foi inicialmente estudado por Suéry et al., 1982. Foram feitos ensaios de compressão com duas placas paralelas em amostras dendríticas a temperatura logo acima da temperatura eutética. Os resultados mostraram que na faixa de velocidades mais baixa da placa, de $8,5 \times 10^{-3} \text{ mm s}^{-1}$ a $0,85 \text{ mm s}^{-1}$, a liga apresentou alto índice de segregação da fase líquida durante os ensaios de compressão; essa segregação aumenta com a deformação até se tornar completa na parte central da amostra. O líquido flui para a parte mais externa da amostra e a deformação é controlada pela fase sólida primária. Já em faixa de velocidades mais alta, de $3,8 \text{ mm s}^{-1}$ a $2,5 \times 10^3 \text{ mm s}^{-1}$, a liga se deforma mais homoganeamente. De maneira geral, os autores concluíram que baixas velocidades podem ser usadas para refinamento da composição da liga e altas velocidades teriam potencial nos processos de conformação.

Secondé et al., 1984, continuando as pesquisas sobre o comportamento de ligas Sn-Pb no estado semi-sólido, investigaram a influência do modo de solidificação sobre a capacidade de deformação do material. Compararam estruturas dendríticas finas, intermediárias e grosseiras com estruturas refundidas obtidas por agitação mecânica. Os autores observaram que no estado sólido, o comportamento nos ensaios de compressão foi semelhante, independente das condições de solidificação. Já no estado semi-sólido, o comportamento depende fortemente da morfologia da fase sólida original e também da sua evolução durante o tempo de manutenção da amostra à alta temperatura antes da compressão. Estruturas grosseiras com grande contigüidade da fase sólida deformaram sob altas tensões e apresentaram grande segregação da fase líquida durante a compressão. Estruturas não dendríticas, isto é, refundidas, deformaram sob tensões muito baixas e sem segregação da fase líquida. Esses resultados quanto ao nível de tensão utilizado na deformação e a segregação do líquido são muito importantes para processos como forjamento e extrusão no estado semi-sólido.

Pinsky et al., 1984, continuando o trabalho de Suéry et al., 1982, investigaram parâmetros que poderiam afetar a segregação observada nas ligas deformadas. Utilizando o mesmo equipamento do trabalho de Suéry et al., 1982, os autores estudaram os efeitos do atrito e observaram que o atrito entre a amostra semi-sólida e as placas afeta o comportamento mecânico e a distribuição da segunda fase. Mais especificamente, concluíram que grande atrito resulta em um alto índice de segregação da fase primária e do líquido, enquanto pequeno atrito leva à menor segregação.

O comportamento da evolução microestrutural dos materiais no estado semi-sólido durante escoamento tem sido amplamente estudado, pois características como tamanho final de glóbulo afetam diretamente as propriedades de escoamento, além de parâmetros importantes no processo de tixoconformação, como taxa de aquecimento até a faixa semi-sólida, tempo de manutenção na temperatura desejada de tratamento de fusão parcial, entre outros.

Avaliando o comportamento reológico de ligas de alumínio no estado semi-sólido, de Freitas et al., 2001, estudaram duas ligas de alumínio: uma comercial 2024 e outra fundida em laboratório com 4% de cobre, submetidas à fusão parcial para obtenção da estrutura tixotrópica.

Foram realizados ensaios de compressão (placas paralelas) e foram obtidas características metalográficas quantitativas nas duas ligas ensaiadas a $T=605^{\circ}\text{C}$ (acima da T_{solidus} com tempo de manutenção antes da compressão de 10 minutos), tais como fração sólida, contigüidade, tamanho de partícula e tensão máxima, que levaram a observações interessantes. Assumindo que a tensão máxima reflete a resistência do esqueleto sólido, deduz-se que a liga comercial tem um esqueleto mais desenvolvido que a liga de laboratório, pois mesmo com uma fração sólida menor, ela apresentou um valor de tensão máxima um pouco maior. Os autores observaram também que a contigüidade era muito semelhante e ainda mais quando os valores eram normalizados dividindo-se pela fração sólida, o resultado era próximo a 0,33 para as duas ligas. Este resultado indica que as frações médias das áreas da superfície compartilhadas por uma partícula com seus vizinhos, corrigida pela fração sólida da liga, são as mesmas. Porém, a liga comercial 2024 tem um tamanho de partícula muito menor e, portanto o número de contatos nesta liga é muito maior. Isto implica que o esqueleto da liga comercial está mais bem construído apesar de sua fração sólida ser menor, como já observado anteriormente.

A evolução da microestrutura durante a deformação também foi um aspecto estudado pelos autores. As microestruturas foram analisadas em vários níveis de deformação: inicial (de 0 a 15% de deformação); estado estacionário (de 15 a 50% de deformação) e final (maior que 50%), com o objetivo de analisar propriedades como fluxo do material, segregação do líquido e evolução do tamanho de grão. Os ensaios foram feitos com as duas ligas, com uma fração sólida de 70% e em duas taxas de deformação.

Os autores concluíram que durante a deformação inicial a microestrutura muda pouco, porém próximo da tensão máxima são formados canais de líquido e a fase líquida segrega para a periferia da amostra. Quando a tensão máxima é ultrapassada, esses canais se multiplicam e o fluxo de líquido se dá ao longo destes canais. A deformação é, portanto, fortemente heterogênea e o alívio das tensões ocorre com a quebra do esqueleto sólido contendo grandes blocos compostos por muitas partículas. Não foi observada a influência da taxa de deformação sobre a microestrutura, mas a segregação da fase líquida para a periferia foi maior para a taxa de deformação mais baixa. No estado estacionário, a segregação da fase líquida para a periferia é mais notória e há a formação de um grande número de canais. A deformação ocorre pelo

movimento dos grandes blocos, separados pelos canais. Partículas isoladas parecem ser carregadas pelo fluxo do líquido. Na deformação final, as tensões aumentam e ainda mais segregação da fase líquida foi observada, principalmente na taxa de deformação mais baixa. Ocorreu intensa aglomeração das partículas sólidas na parte central da amostra.

Dados experimentais relacionando segregação e evolução da microestrutura com alguns parâmetros do processo foram obtidos neste trabalho. Valores de contigüidade foram medidos no centro e na periferia de amostras da liga 2024, e também valores de ΔD , em que $\Delta D = (D_{\text{centro}} - D_{\text{periferia}})$ e D sendo o tamanho da partícula Al- α . Esses resultados podem ser vistos nos gráficos da Figura 2.2, em que são apresentados esses valores em relação à fração sólida, com duas taxas de deformação.

Pelos resultados observados na Figura 2.2, os autores concluíram que a segregação diminuiu significativamente com o aumento da taxa de deformação e a diferença do tamanho das partículas entre o centro e a periferia é 50% maior para a taxa de deformação mais baixa. Também concluíram que o crescimento das partículas no centro é mais rápido do que na periferia, pois ΔD é sempre positivo. Esses fatos observados mostram que a distribuição das fases e a evolução do tamanho das partículas estão intimamente relacionadas.

Gullo et al. (2000) estudaram a evolução microestrutural e as propriedades reológicas no estado semi-sólido de 3 diferentes ligas trabalhadas de AlMgSi, através de parâmetros como tamanho médio de grão e fator de forma, em função do tempo de manutenção na temperatura desejada e a razão sólido/líquido dentro do estado semi-sólido. As ligas foram obtidas por agitação eletromagnética e depois submetidas à fusão parcial. Quando estudaram a evolução microestrutural de uma das ligas com 35% de fração líquida, observaram que o tamanho da partícula e a esferoidização aumentavam com o aumento do tempo de homogeneização. Durante o tempo de manutenção na temperatura desejada, os grãos começam a engrossar e a se interconectar por pescoços sólidos. Esse fenômeno de coalescência afeta o tamanho e a resistência do esqueleto sólido, que por sua vez influencia o comportamento reológico da liga. Para a medida da “magnitude” do esqueleto sólido foi utilizada a contigüidade. Os autores obtiveram a contigüidade da fase sólida como função do tempo de tratamento na temperatura,

para uma das ligas com uma fração líquida de 35% e neste caso, observaram que durante a homogeneização (30 minutos de tratamento), a contigüidade aumentou significativamente, devido aos fenômenos de coalescência. Quando estudaram a influência da temperatura, observaram que com o aumento da fração líquida, ou seja, da temperatura, a contigüidade atinge um pico à aproximadamente 30% de fração líquida e então diminui significativamente a frações líquidas maiores.

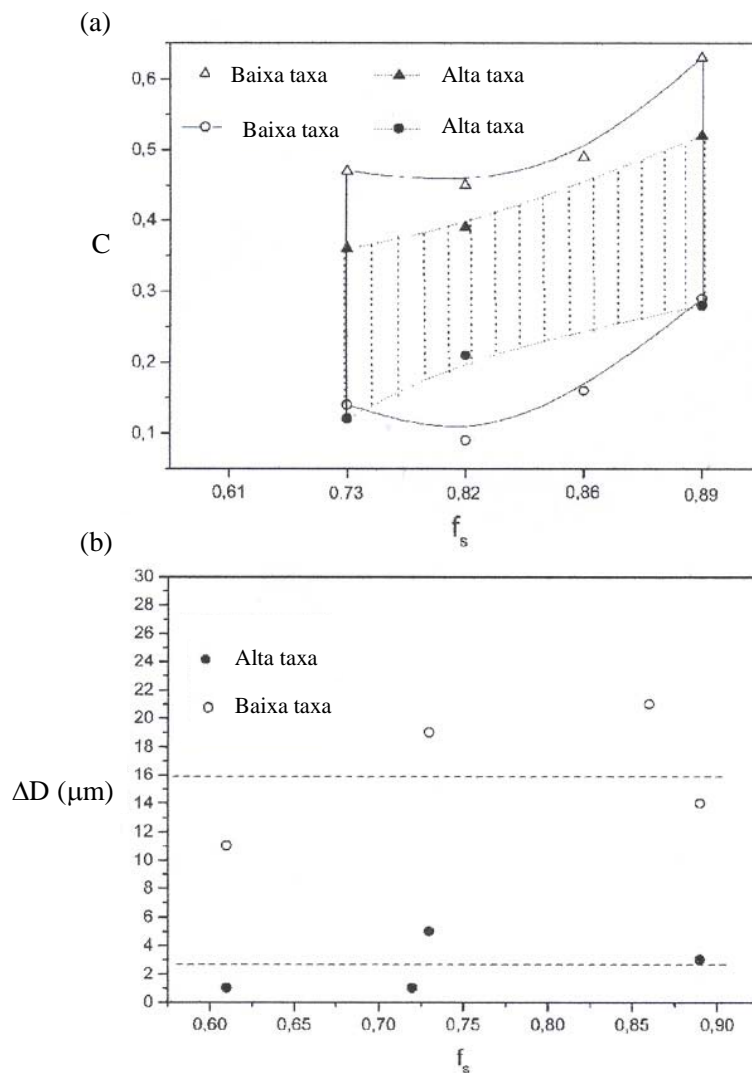


Figura 2.2 – (a) Valores de contigüidade no centro (Δ) e na periferia (\circ) de uma amostra da liga 2024 deformada a duas diferentes taxas de deformação; (b) Diferenças entre o tamanho das partículas no centro e na periferia da mesma amostra.

Fonte – de Freitas et al., 2001.

Ainda realizando alguns experimentos, agora com extrusão no estado semi-sólido, os autores observaram que com valores de contigüidade maiores que 0,3, as forças de extrusão aumentam fortemente no início e alcançam um pico antes de atingirem o estado estacionário. Porém para valores de contigüidade entre 0,3 e 0,2 um comportamento diferente é observado, em que não há força inicial e uma deformação homogênea ocorre durante todo o processo de extrusão. Para valores de contigüidade inferiores a 0,2, forças de extrusão muito baixas foram obtidas, mas devido à grande quantidade de líquido, a conectividade da fase sólida é muito fraca e o material perde seu formato.

Medindo as forças de extrusão em função do tempo de tratamento à fração líquida constante de 35%, os autores obtiveram resultados semelhantes. Maior tempo de homogeneização levou a um aumento significativo na contigüidade e no tamanho da partícula, resultando em perda na fluidez do material. Novamente, a contigüidade de aproximadamente 0,3 representou o valor limite para o comportamento tixotrópico do material. A partir destes resultados, os autores concluíram que para uma conformação semi-sólida homogênea, um intervalo de contigüidade crítico existe, sendo essa contigüidade fortemente dependente do tempo de tratamento e da fração líquida.

Chen et al., 1995, iniciaram seus trabalhos sobre deformação no estado semi-sólido com ligas Pb-35%Sn. Já em 1997, os autores estudaram o comportamento de estruturas não dendríticas durante a deformação no estado semi-sólido em ensaios de compressão com ligas de alumínio A 356. A partir dos resultados obtidos, propuseram 4 mecanismos principais de deformação: dois mecanismos predominantes quando as partículas sólidas estão envolvidas pela fase líquida, que são o mecanismo de fluidez do líquido (LF) e o mecanismo de fluidez do líquido incorporando partículas sólidas (FLS); outros dois mecanismos predominantes quando as partículas sólidas estão em contato, que são o mecanismo de escorregamento entre partículas sólidas (SS) e o mecanismo de deformação plástica das partículas sólidas (PDS).

O mecanismo de fluidez do líquido está presente quando as partículas sólidas estão envolvidas pelo líquido e a deformação ocorre principalmente devido ao fluxo do líquido. Durante a deformação, o líquido flui lateralmente para efetuar a deformação do material,

enquanto as partículas sólidas se movem na direção vertical com a finalidade de acomodar a contração que ocorre nesta direção. Durante a ocorrência deste mecanismo, as partículas sólidas não têm movimento lateral, a expansão na direção lateral é realizada somente pelo líquido. Já durante a ocorrência do mecanismo FLS, a deformação é realizada por um movimento cooperativo entre as partículas sólidas e o líquido, aumentando a força necessária para a deformação comparativamente ao mecanismo anterior.

Durante o mecanismo de deformação SS, a deformação é conseguida pelo deslizamento entre as partículas sólidas. A força para este tipo de deformação é maior que a necessária quando o mecanismo predominante é o FLS. Na deformação PDS ocorre a deformação plástica das partículas sólidas. A força para esta deformação tem que superar a resistência do material, e é a maior dentre as requeridas para todos os mecanismos.

Tzimas et al., 1999, estudaram o comportamento de ligas A2014 e Al-4%Cu com microestrutura globular, durante ensaios de compressão no estado semi-sólido com fração sólida superior a 60%. Os autores observaram que a qualquer estágio do processo, a resistência à deformação da liga com alta fração sólida se dá por 4 mecanismos:

- deformação elastoplástica nos contatos dos grãos;
- destruição das ligações de coesão entre os grãos sólidos;
- resistência ao fluxo do líquido em relação ao sólido;
- resistência ao rearranjo dos grãos.

Os dois primeiros mecanismos são dominantes nos estágios iniciais de deformação onde os outros mecanismos ainda não foram ativados, e os outros se apresentam dominantes no segundo estágio, e suas contribuições à resistência dependem da fração sólida da liga.

Pan et al. (2000) estudaram a tensão de escoamento de ligas de alumínio comerciais A356 e A357, fabricadas pelo método de agitação eletromagnética (MHD) e pelo método de refino de grão, no estado semi-sólido. Foram realizados ensaios de compressão entre duas placas paralelas e medidas de tensão de escoamento foram feitas com fração sólida variando de 0,5 a 1,0. Gráficos relacionando tensão de escoamento e fração sólida foram obtidos e feitas algumas observações

importantes, como a forte dependência da tensão com a temperatura. Com o aumento da temperatura, mas ainda no estado sólido, a tensão de escoamento tende a um valor constante. Na região semi-sólida, o aumento da temperatura significa uma forte queda na tensão de escoamento. Os resultados foram semelhantes para as duas ligas, porém comparando-se as diferentes estruturas obtidas por diferentes processos, os autores observaram que a liga obtida por refino de grão apresentou maior tensão de escoamento que a obtida por agitação eletromagnética na faixa de 0,5 a 1,0 de fração sólida. Este resultado foi atribuído a dois fatores. O primeiro fator foi a grande quantidade de líquido aprisionado observada nas microestruturas da liga obtida por refino de grão, que acarreta no aumento da força para deformação, isto é, na tensão de escoamento. O segundo fator foi a morfologia das partículas primárias. As partículas de Al da liga obtida por agitação eletromagnética apresentaram maior esfericidade, facilitando assim a fluidez do líquido entre elas.

Estudos sobre a aglomeração de glóbulos sólidos da liga de alumínio A357 deformada por compressão e tixofundida sob condições industriais foram realizados por Verrier et al., 2000. Uma das técnicas utilizadas foi a tomografia de raios-X com alta resolução que permite completa caracterização 3D do material. Através de imagens do esqueleto sólido, pôde-se observar que ocorreu aglomeração durante a compressão, enquanto durante a tixofundição a desaglomeração foi predominante.

Ensaio simples de compressão com a liga Sn-15%Pb, no estado semi-sólido, foram realizados por Kopp et al., 2003. Curvas típicas de tensão-deformação foram obtidas, isto é, com um pico máximo e um decréscimo a um patamar. Foram analisadas 3 diferentes velocidades de deformação e 2 frações sólidas. A curva foi dividida em 3 regiões chamadas: compactação, quebra da estrutura e região tixotrópica. Na região de compactação, do ponto de vista reológico, a liga no estado semi-sólido é compactada e as partículas sólidas se movem próximas umas às outras e permanecem em contato, apesar da tensão aplicada. A região seguinte, que é a região de quebra da estrutura continua até o pico de tensão. Os autores consideraram que nesta região, o material semi-sólido sofre a quebra do esqueleto sólido à medida que a tensão aumenta. A tensão atinge seu valor máximo com a quebra da estrutura. No pico, o fenômeno da quebra é completo e

as partículas sólidas ficam envoltas pelo líquido. A partir deste momento, o material semi-sólido começa a mostrar seu comportamento tixotrópico. Segregação pode ocorrer nesta região.

O comportamento reológico de pastas de ligas de alumínio foi avaliado por Brabazon et al., 2003, através de ensaios feitos em um reômetro tipo Searle. Frações sólidas de 0,36 para a liga Al-4%Si e 0,33 para a liga A356 foram investigadas. Dos testes de evolução da viscosidade, os autores observaram que as maiores mudanças na viscosidade ocorrem nos primeiros 5 minutos de cisalhamento em todas as taxas de cisalhamento avaliadas. Dos ensaios para a análise da tixotropia do material, a conclusão foi que o tempo de manutenção da liga no estado semi-sólido deve ser levado em conta nos processos de tixoconformação, pois um aumento significativo da viscosidade ocorre neste período.

2.3. Obtenção de pastas tixotrópicas

O princípio básico do processamento semi-sólido é a deformação a temperaturas entre a *solidus* e a *liquidus*, de pastas constituídas por partículas sólidas esféricas da fase primária e líquido.

Existem muitos métodos para a obtenção desta microestrutura, alguns deles envolvendo agitação. Os processos de agitação partem do material no estado líquido. Segundo Flemings, 1991, em seu artigo de revisão sobre obtenção de pastas com estrutura globular, agitação vigorosa no início da solidificação leva à formação de novos grãos por mecanismos de fragmentação dendrítica. Com o aumento do tempo de agitação e do cisalhamento entre as camadas de líquido provocado pela agitação, os fragmentos se transformam em rosetas, devido ao engrossamento natural para redução de superfícies, promovido por difusão de átomos (“ripening”) e também devido ao contato com outros grãos. Com a continuação do resfriamento, o “ripening” e contatos eventuais resultam em partículas esferoidais, geralmente com uma pequena quantidade de líquido aprisionado, conforme mostra o esquema da Figura 2.3. A morfologia dos grãos (glóbulos ou rosetas) depende fortemente da taxa de resfriamento, taxa de cisalhamento, tempo e fração sólida, segundo conclusões obtidas por Apaydin et al., 1980.

Vogel et al., 1979, propuseram um modelo para o mecanismo de fragmentação de dendritas na solidificação de ligas sob agitação vigorosa. Devido às forças do fluxo, ramos dendríticos podem se dobrar, originando uma desorientação em relação ao ramo dendrítico principal. Para a redução de energia, os processos de recuperação e recristalização levarão à formação de um contorno de grão de ângulo θ nas regiões mais deformadas. Se um contorno de alta energia é formado, ele poderá ser penetrado por uma fina camada de líquido, liberando um novo grão para o líquido vizinho. Esta situação ocorre quando $\gamma_{CG} > 2 \gamma_{SL}$ onde γ_{CG} é a energia do contorno de grãos e γ_{SL} é a energia interfacial sólido-líquido.

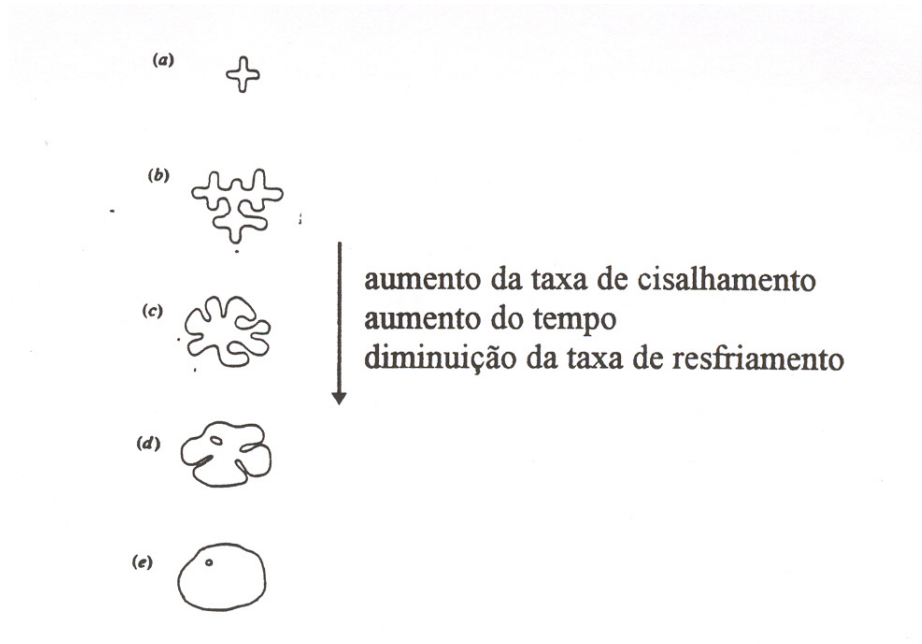


Figura 2.3 – Esquema da evolução da estrutura durante a solidificação de uma liga metálica em presença de agitação: a) fragmento dendrítico inicial; b) crescimento dendrítico; c) roseta; d) roseta depois do “ripening”; e) esferóide com poça de líquido retido.

Fonte – Flemings, 1991.

Lee et al., 1980, estudaram detalhadamente a microestrutura de várias ligas de alumínio agitadas. Observaram contornos de grão de baixo ângulo no interior de glóbulos da fase primária, o que confirma o modelo proposto por Vogel et al., 1979, pois contornos de grão de baixa energia ($\gamma_{CG} < 2 \gamma_{SL}$) permanecem na estrutura original sem serem penetrados por líquido.

O primeiro método utilizado para a produção de pastas não dendríticas foi agitação mecânica durante a solidificação do material. Porém este método apresenta alguns problemas como a erosão dos rotores utilizados para a promoção do movimento do líquido e também do revestimento interno de cadinhos (principalmente em ligas de alto ponto de fusão), o aprisionamento de gás, e baixa produtividade.

Um outro tipo de processo desenvolvido nos Estados Unidos foi a agitação eletromagnética (MHD). Neste processo, campos eletromagnéticos dentro de um molde de fundição contínua levam a um alto cisalhamento na pasta e tarugos não dendríticos são obtidos. Este processo leva à produção de um material com microestrutura fina, com glóbulos de diâmetro em torno de 30 μm , e uniformemente distribuídos na matriz (Kirkwood, 1994). É um processo de grande importância tecnológica nos dias de hoje, sendo utilizado por fabricantes de matéria-prima reofundida (EFU, 1998). Assim como na agitação mecânica, os parâmetros do processo, tais como intensidade da agitação e taxa de resfriamento, influenciam fortemente a microestrutura do material solidificado (Zhang et al., 2003).

Processos de fabricação de pastas tixotrópicas a partir do material no estado sólido também foram explorados tanto por pesquisadores como comercialmente.

Um método alternativo para a produção de estruturas não dendríticas, sem a necessidade de utilização de equipamentos especiais, envolve a fusão parcial de ligas fundidas ou trabalhadas. Na fusão parcial controlada, a liga é aquecida a temperaturas acima da *solidus*, sofrendo fusão de fases secundárias, em geral situadas em contornos de grãos e dendríticos. O processo não necessita de equipamentos especiais como os processos que envolvem agitação. A fase primária sólida é envolta pelo líquido e tende a globularizar por fenômenos de engrossamento, devido à necessidade de redução de sua energia superficial. Dessa forma, pastas com estruturas globulares podem ser obtidas pelo simples aquecimento de estruturas dendríticas, porém em muitos casos constituídas de glóbulos irregulares e de grandes dimensões. Para a obtenção de glóbulos de menor diâmetro e mais regulares utiliza-se material previamente refinado (Montel-Rovira et al., 1996) ou estruturas dendríticas previamente deformadas a frio (Robert, 1993).

Os mecanismos de engrossamento mais comuns, já mencionados no artigo de revisão de Flemings, 1991, são os de coalescência e de “Ostwald ripening”. Há 2 mecanismos de coalescência propostos: um por Young et al., 1975 e outro por Genda et al., 1987. O mecanismo de coalescência proposto por Young et al., 1975, pode ser resumido da seguinte forma: a diferença de concentração de soluto no líquido entre a região próxima à raiz e próxima à ponta do braço de dendritas em crescimento, leva à difusão do soluto em direção à ponta do braço, e conseqüente aumento da taxa de crescimento da raiz da dendrita, levando à junção entre dois braços adjacentes. Neste caso, a coalescência ocorre da raiz para as pontas das dendritas. Outro mecanismo foi proposto por Genda et al., 1987. Neste, braços dendríticos adjacentes aumentam seus diâmetros e se tocam nas partes medianas do braço levando à coalescência, que se processa do meio para as pontas e raízes das dendritas.

O mecanismo de “Ostwald ripening” consiste basicamente da dissolução de ramos com menor diâmetro e incorporação do soluto pelos ramos de maior diâmetro, diminuindo assim o número total de ramos. Utilizando o conceito de “ripening”, Kattamis et al., 1967 e Kahlweit, 1968, sugerem mecanismos de engrossamento dendrítico levando à formação de estruturas globulares.

Segundo Kattamis et al., 1967, ramos dendríticos grosseiros têm seu crescimento acelerado em detrimento de ramos finos vizinhos, levando à eliminação destes e engrossamento dos primeiros. O fenômeno é explicado pela maior facilidade de saída de átomos de superfícies com pequeno raio de curvatura, levando ao enriquecimento local de soluto no líquido vizinho. O gradiente de concentração de soluto no líquido entre os ramos dendríticos leva à sua difusão para a superfície de maior raio de curvatura (braços mais grosseiros) e ao seu rápido crescimento. Kahlweit, 1968, propôs um mecanismo em que as pontas das dendritas mais finas se dissolvem, ocorrendo a diminuição do seu comprimento até seu desaparecimento total, em benefício dos ramos grosseiros, que têm seu crescimento acelerado.

Robert et al., 1988, baseados no mecanismo proposto por Vogel et al., 1979, estudaram a formação de pastas com partículas esféricas por tratamento térmico a temperatura maior que a temperatura *solidus*, de matéria-prima previamente deformada a frio. Foi utilizada a liga Al6Si,

deformada por compressão (deformações verdadeiras de 10 a 120%) e aquecida a temperaturas acima da *solidus*. Foram utilizadas 2 temperaturas e vários tempos de tratamento até 60 minutos. Observaram, em amostras deformadas 10%, que a partir de 7 minutos de tratamento, o líquido se formou e o sólido era constituído de blocos de formato irregular. Maior tempo de tratamento levou à globularização das partículas e aumento do seu diâmetro. Foram observadas algumas regiões com líquido aprisionado dentro das partículas, provavelmente devido a fenômenos de coalescência de ramos dendríticos vizinhos. Em amostras deformadas 120%, o mecanismo proposto por Vogel et al., 1979, é confirmado. Os grãos são separados pela formação de contornos de grande ângulo e molhados pelo líquido formado, levando à sua separação da estrutura original e ao crescimento equiaxial no líquido; neste caso, não ocorrem estágios intermediários de globularização observados em amostras pouco deformadas. O aumento do tempo de tratamento levou ao aumento do tamanho das partículas. A quantidade de deformação prévia tem grande influência sobre a microestrutura: o aumento da deformação leva a partículas mais finas, pois o tamanho do grão recristalizado é menor. Os autores concluíram que para a obtenção de partículas esferoidais pequenas e regulares é necessário controle dos parâmetros de processo: grande deformação leva a melhores resultados, com pequeno tempo de manutenção na temperatura de trabalho, evitando assim engrossamento dos glóbulos formados.

Existem dois processos básicos de fusão parcial: um processo no qual a deformação inicial é realizada acima da temperatura de recristalização e em seguida o material é trabalhado a frio a temperatura ambiente, conhecido como processo SIMA (stress induced melt activated) patenteado por ITT Corporation, 1983; e outro no qual o material é deformado a temperaturas abaixo da temperatura de recristalização para garantir o máximo de endurecimento por deformação, conhecido como processo RAP (recristalização e fusão parcial). A recristalização ocorre na liga trabalhada durante o reaquecimento; se a fusão ocorre logo em seguida, não há tempo para o crescimento dos grãos e uma estrutura de partículas finas é conseguida, dependendo do grau de deformação a frio e da taxa de aquecimento do material (Kirkwood et al., 1989, Margarido et al., 2003).

Wan et al., 1992, compararam resultados sobre a formação das partículas sólidas em pastas globulares de uma liga de alumínio (Al7Si) e uma liga de chumbo-estanho (Pb37Sn), produzidas

por diferentes processos. A liga Pb37Sn foi obtida por agitação eletromagnética seguida de fusão parcial. A liga Al7Si foi obtida pelo processo SIMA, com deformação a frio repetida por 3 vezes com posterior aquecimento, e pelo processo de fusão parcial de estruturas refinadas, variando a quantidade de refinador de grão. Obtiveram os seguintes resultados: a microestrutura da liga Pb37Sn agitada permaneceu praticamente inalterada após aquecimento, pois a agitação já tinha resultado em partículas sólidas esféricas. No processo SIMA, tempos tão curtos quanto 1 minuto na temperatura de tratamento foram suficientes para a globularização das partículas da liga Al7Si. O aumento da taxa de aquecimento reduziu o tamanho da partícula para um mesmo grau de deformação, enquanto graus de deformação maiores levaram a partículas mais esféricas e mais finas, obtendo assim os mesmos resultados de Robert et al., 1988. Quanto à liga Al7Si com refino de grão, foram necessárias horas de tratamento isotérmico para a obtenção de glóbulos e os glóbulos resultantes foram de grande diâmetro (~200µm). Partículas globulares pequenas obtidas em tempos da ordem de 5 minutos, somente foram obtidas com grande aumento da quantidade de refinador comparado com a quantidade usual utilizada em fundições.

Turkeli et al., 1996, analisaram a obtenção de estruturas não dendríticas a partir de ligas de Al 7075 trabalhadas, através do processo SIMA. Os autores obtiveram partículas com melhores características quando tratadas a aproximadamente 575°C, mas observaram o aumento do tamanho dos glóbulos com o aumento da temperatura de tratamento.

Ferrante et al. (1999) trabalharam com ligas de alumínio em que as amostras eram aquecidas continuamente até a faixa semi-sólida, e mantidas por tempos de tratamento de até 100 minutos em 4 diferentes temperaturas, isto é, 4 frações sólidas distintas. Observaram que a contigüidade diminui drasticamente durante os primeiros 20 minutos na temperatura de trabalho e permanece constante até o final da fusão parcial. Este comportamento indica que o molhamento da fase sólida pelo líquido é um fenômeno relativamente rápido.

Através de medidas do fator de forma, os autores observaram que durante os primeiros 30 minutos de tratamento a fase sólida tende a se tornar esférica, mas para tempos maiores essa evolução do formato é menor e mais lenta, e no caso de altas frações sólidas a esferoidicidade começa até a diminuir. Sabendo-se que alta fração sólida implica em alta contigüidade, essa

diminuição da esferoidicidade pode ser atribuída ao grande contato das partículas sólidas levando a distorções de sua morfologia.

A evolução da estrutura e o comportamento tixotrópico da liga Al-Si A356 no estado semi-sólido foram estudados por Yang et al., 1994. A pasta foi produzida por agitação mecânica a temperatura de 600°C. A taxa de cisalhamento, o tempo de agitação e o tempo de repouso da pasta foram variados para se estudar os efeitos destes parâmetros sobre a evolução da estrutura, o tamanho de grão, a esferoidicidade e o fenômeno de “Ostwald ripening”. Os resultados mostraram que o tamanho de grão diminui e a esferoidicidade aumenta com o aumento da taxa de cisalhamento para pequenos tempos de agitação. Para tempos de agitação menores que 600s a uma taxa de cisalhamento de $119s^{-1}$, a esferoidicidade aumenta e o tamanho de grão diminui à medida que o tempo de agitação aumenta, sugerindo que a fragmentação de dendritas é dominante. Os autores propuseram a existência de um tempo de agitação crítico, no qual abaixo dele o tamanho de grão diminui com o tempo de agitação e acima dele o tamanho de grão aumenta à medida que o tempo aumenta.

A liga Al-11%Cu foi observada por van Boggelen et al., 2003, durante os primeiros estágios de fusão. As amostras foram aquecidas a 1°C acima da temperatura eutética de 548°C e mantidas por 0, 2, 5, 10, 20, 30, 50, 100 e 500 s. O tamanho de grão em função do tempo apresentou uma queda abrupta nos dois primeiros segundos e um crescimento contínuo após esse tempo. Esse crescimento foi muito rápido no início e diminuiu com o tempo. Esse decréscimo inicial deve ser aparente, causado pela abertura da estrutura dendrítica no início da fusão e que foi interpretado pelo programa como o surgimento de muitos pequenos grãos. O fato observado de grande importância é que a estrutura muda muito devagar após aproximadamente 1 minuto de manutenção na temperatura de tratamento e as mudanças estruturais durante o primeiro minuto são muito rápidas.

Meuser et al., 2001, investigaram a evolução microestrutural do aço X210CrW12 no estado semi-sólido, submetido a diferentes condições de aquecimento, através de parâmetros como tamanho de grão, fator de forma, distribuição de fases e contigüidade. Estudando o efeito do tempo sobre a microestrutura, os autores observaram que à temperatura constante, as partículas se

tornaram mais globulares com o aumento do tempo e que 5 minutos de manutenção na temperatura de tratamento já eram suficientes para a globularização da estrutura. A contigüidade mostrou uma diminuição com o aumento do tempo de tratamento e com a dissolução dos carbeto nos contornos de grão.

2.4. Processos de tixoconformação

Alta produtividade, baixo custo, melhoria da qualidade dos produtos são alguns dos requisitos para os processos de conformação de metais hoje em dia. As tendências atuais observadas na manufatura são: a procura de uma conformação mais próxima do produto final (*near net shape*); geometrias mais complexas em maiores e menores dimensões, como partes de um carro ou “frames” de chumbo para chips; utilização de materiais mais difíceis no processamento como titânio. Esses resultados somente são alcançados através de métodos recentemente desenvolvidos de simulação numérica e experimental com suporte em técnicas computacionais; utilização de matrizes de alta precisão; novas técnicas de conformação de metais. Neste contexto de novas técnicas encontra-se a tixoconformação ou processamento semi-sólido (Voelkner, 2000).

Um dos processos de conformação no estado semi-sólido muito explorado comercialmente é a fundição sob pressão de ligas de Al. Uma grande variedade de peças de ligas de alumínio para aplicações militares, automotivas e espaciais é produzida desde 1981 (Moschini, 1996). Das peças produzidas por injeção de semi-sólido, pode-se citar: rodas de automóveis, cilindros mestre de freios, válvulas antibloqueio de freios. As rodas de automóveis produzidas desta maneira, apresentam além de vantagens econômicas, características como alta qualidade e boa conformação de seções finas, o que permite a redução do peso da roda e também maior complexidade de geometrias possíveis de produção. Pode-se destacar também o grau de automação da produção, principalmente no sistema de manuseio das peças e na precisão do controle do processo (Pitts et al., 1998). Até os dias de hoje, este é o principal processo utilizando semi-sólidos, de peças industriais de alumínio para várias aplicações, principalmente no setor automotivo (Suéry, 2002).

Um aspecto muito interessante da tecnologia de semi-sólidos é a possibilidade de sua aplicação em processos como forjamento e extrusão. Nestes processos, o material é utilizado no estado sólido, o que faz com que alguns materiais necessitem de altas pressões para deformar ou mesmo não sejam empregados em conformações deste tipo. No entanto, ligas de baixa ductilidade podem ser conformadas por tixoforjamento ou tixoextrusão, pois mesmo contendo alta fração sólida, elas apresentam baixa resistência à deformação sob pressão. Muitos autores têm estudado este tema.

Laxmanan et al., 1980, estudando o comportamento reológico de ligas Sn-15%Pb no estado semi-sólido, observaram as diferenças de pressão necessárias para o forjamento de ligas dendríticas e não-dendríticas. A liga não-dendrítica deformou homogeneamente sem a formação de trincas até valores de 80% de deformação, enquanto as ligas dendríticas necessitaram de pressões maiores e trincaram facilmente. Para as ligas não dendríticas as pressões de forjamento para obter 50% de compressão foram da ordem de 7 a 70 kPa para frações sólidas abaixo de 55% e 172,5 a 207 kPa para frações sólidas de aproximadamente 60%. No caso das ligas dendríticas, a pressão de forjamento necessária para alcançar 10% de compressão foi aproximadamente 85 kPa a frações sólidas de 0,35 e aumentou rapidamente com o aumento da fração sólida como pode ser observado na Figura 2.4.

Montel-Rovira et al. (1999) estudaram a conformação da liga Al-4,5% Cu no estado semi-sólido em processos de extrusão e forjamento. Foram comparadas as pressões necessárias para cada tipo de conformação em relação ao estado sólido. No tixoforjamento, a força necessária foi 35% da força requerida no estado sólido e na tixoextrusão foi apenas 20% da força. Os produtos apresentaram alta homogeneidade e uma estrutura de grãos finos equiaxiais, livre de tensões residuais. Foi observada expulsão do líquido para as regiões mais externas, porém isso pode ser evitado com uma velocidade de deformação mais alta.

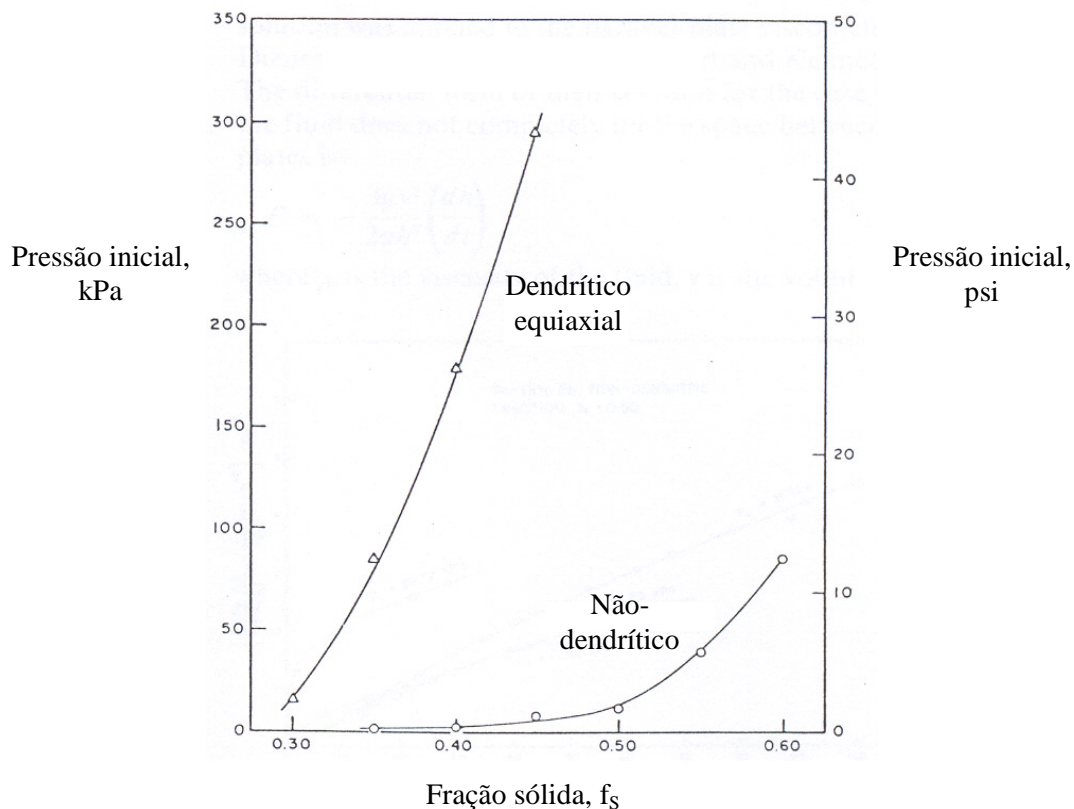


Figura 2.4 – Pressão inicial de forjamento para uma deformação em compressão de 10% em 5 minutos vs fração sólida de estruturas dendríticas e não dendríticas da liga Sn-15%Pb.

Fonte – Laxmanan et al., 1980.

Montel-Rovira (2001), obteve curvas de força x tempo em processos de tixoforjamento e comparou-as com uma curva obtida em forjamento convencional, com uma liga de alumínio AA2011, que podem ser observadas na Figura 2.5.

O autor observa que o comportamento de uma curva típica no forjamento a quente de materiais 100% sólidos é diferente da curva obtida no tixoforjamento, pois no primeiro caso, um aumento acentuado nos valores de força com o tempo de aplicação da carga é esperado desde o início do processo, enquanto no tixoforjamento, dado o comportamento tixotrópico da pasta, não há resistência significativa à deformação nos estágios iniciais.

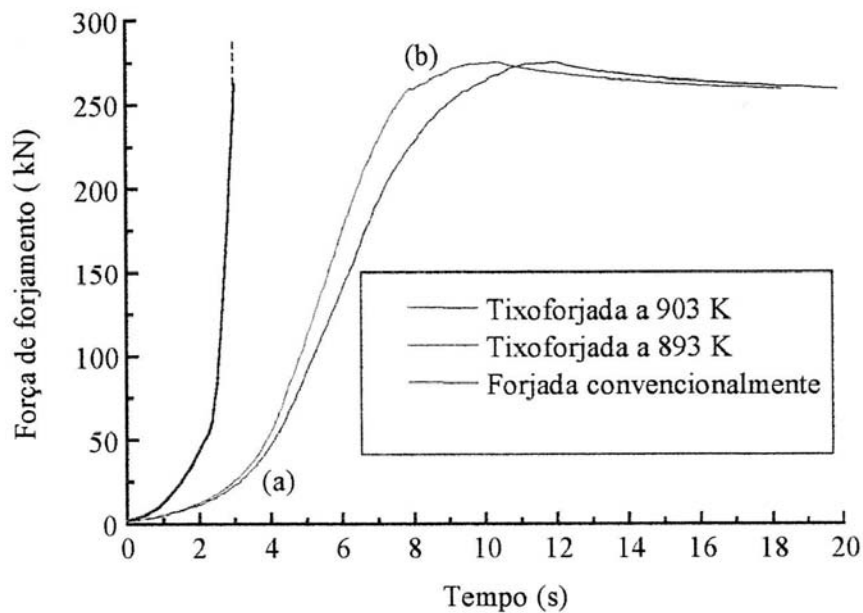


Figura 2.5 - Curvas de variação da força de tixoforjamento em função do tempo.

Fonte - Montel-Rovira, 2001.

O autor observa que, no caso de forjamento convencional, onde a deformação é promovida no estado sólido, contornos dendríticos e de grãos são forte barreira ao movimento de discordâncias, o que, associado à presença da fase secundária, requer, desde o início, elevadas forças para sua ocorrência. No entanto, no caso do material tixofundido, dado o comportamento não Newtoniano/tixotrópico da pasta, pequenas forças atuando sobre ela são capazes de romper interações entre glóbulos sólidos, os quais, em presença do líquido atuando como lubrificante, passam a escoar com relativa facilidade.

A liga de magnésio AZ91 foi submetida a testes de tixoforjamento em várias temperaturas e velocidades por Chino et al., 2003. Observaram que o tamanho de grão no produto final tende a diminuir com a diminuição da temperatura e com o aumento da velocidade de conformação. Também observaram que todas as amostras forjadas tinham o tamanho de grão menor do que antes do forjamento, indicando que ocorre refinamento do grão durante o tixoforjamento devido à

recristalização dinâmica. A dureza tende a aumentar com a diminuição da temperatura e com o aumento da velocidade de conformação.

A extrusão no estado semi-sólido foi investigada por Kiuchi et al., 1990, em ligas de alumínio e cobre, e também em compósitos de metal-cerâmica. Os resultados obtidos podem ser resumidos da seguinte maneira:

- a pressão necessária para a extrusão no estado semi-sólido é muito baixa quando comparada com a pressão convencional da extrusão a quente. Observou-se que a pressão para a extrusão da pasta é de aproximadamente 1/4 até 1/5 da convencional a quente;
- devido à baixa pressão de extrusão, uma alta redução é conseguida, através de um passe simples;
- o líquido atua como um lubrificante;
- materiais com baixa deformabilidade podem ser extrudados com mais facilidade no estado pastoso.

Recentemente, Kiuchi et al., 2003, propuseram a junção de vidro ou pedra com metais através do processamento semi-sólido. Os resultados obtidos foram satisfatórios, o processo se mostrou produtivo e de fácil operação e controle.

Quanto ao processo de estampagem, só se conhece um trabalho com estudos preliminares sobre a viabilidade da estampagem com ligas de alumínio de microestrutura globular realizado por Adamiak et al., 1998. Em seu experimento, a liga AA5052 em duas diferentes condições, laminada e globularizada por fusão parcial é comparada em ensaios de Erichsen. Os resultados obtidos mostraram que a força necessária para um certo deslocamento com a estrutura globular pode ser reduzida em 50% em comparação com a laminada. Porém, a resistência à tração e ao escoamento apresentaram valores muito menores no material de microestrutura globular.

Ensaio de tração foram realizados com a liga de alumínio AA5182 no estado semi-sólido, com pequenas frações de líquido, até 7%, por van Haaften et al., 2000. Os ensaios foram feitos variando-se a temperatura de 370 a 580°C, sendo que a temperatura *solidus* encontrada no

material foi de 510°C. Observando a superfície de fratura de uma amostra ensaiada a 560°C, isto é, com fração líquida de 4%, foram vistos braços dendríticos cobertos por um filme fino de líquido e certas regiões rugosas devido à ruptura do estado sólido. O mecanismo de fratura proposto por van Haaften et al., 2000, em outro trabalho e observado aqui neste caso, é a separação do filme líquido e a ruptura das pontes sólidas. Também foi proposta uma modificação na lei de fluência no estado sólido para que pudesse ser aplicada em materiais semi-sólidos, levando em conta a geometria do filme líquido que contorna os grãos; testada, a lei apresentou bons resultados em comparação com os resultados experimentais (van Haaften et al., 2002).

O comportamento mecânico de ligas Sn-15%Pb no estado semi-sólido foi investigado por Rouff et al., 2000, através de ensaios de indentação. Foi observada a influência da microestrutura e da taxa de deformação sobre o comportamento. Amostras da liga foram solidificadas convencionalmente para obtenção de uma microestrutura dendrítica e amostras com morfologia globular foram obtidas através de fusão parcial. Durante os ensaios observou-se que a carga sobre as amostras globulares foi menor do que a carga utilizada com as amostras dendríticas para uma mesma taxa de penetração do indentador. Para uma velocidade de 1 mm/s, a razão da carga das amostras dendríticas sobre a carga das amostras globulares é de aproximadamente 100. Este fato pode ser explicado pela presença das dendritas que favorece a formação de um esqueleto sólido e também por uma parte da fração do líquido estar aprisionada pelos braços dendríticos, levando a maiores tensões.

Neste mesmo trabalho foram feitos estudos com uma liga de aço. Tarugos cilíndricos de amostras dendríticas e globulares foram tixoforjados a uma velocidade inicial do punção de 550 mm/s. A carga necessária para preencher a matriz é apresentada na Figura 2.6. Observa-se na Figura que a carga no caso do material globular é menor ($F_{max}=125N$) que a carga medida para o material semi-sólido dendrítico ($F_{max}=210N$).

Um dos grandes desafios do processamento semi-sólido é ampliar a faixa de ligas que possam ser tixoconformadas e também desenvolver ligas específicas para a tixoconformação. Com relação às ligas de alumínio o objetivo é obter produtos cuja resistência se aproxime das ligas trabalhadas de alta resistência, como as ligas 6082 e 7075 (Atkinson et al., 2000; Maciel

Camacho et al., 2003). Vários são os parâmetros críticos para a tixoconformação: intervalo de solidificação apropriado; fração sólida versus temperatura; reaquecimento do material inicial; morfologia da estrutura e propriedades reológicas no estado semi-sólido. Atkinson et al., 2002, apresentam uma revisão sobre o desenvolvimento de ligas de alumínio específicas para o processamento semi-sólido, isto é, ligas “modificadas” e conclui que existe um progresso significativo no objetivo de tixoconformar ligas com propriedades semelhantes às aquelas trabalhadas convencionalmente.

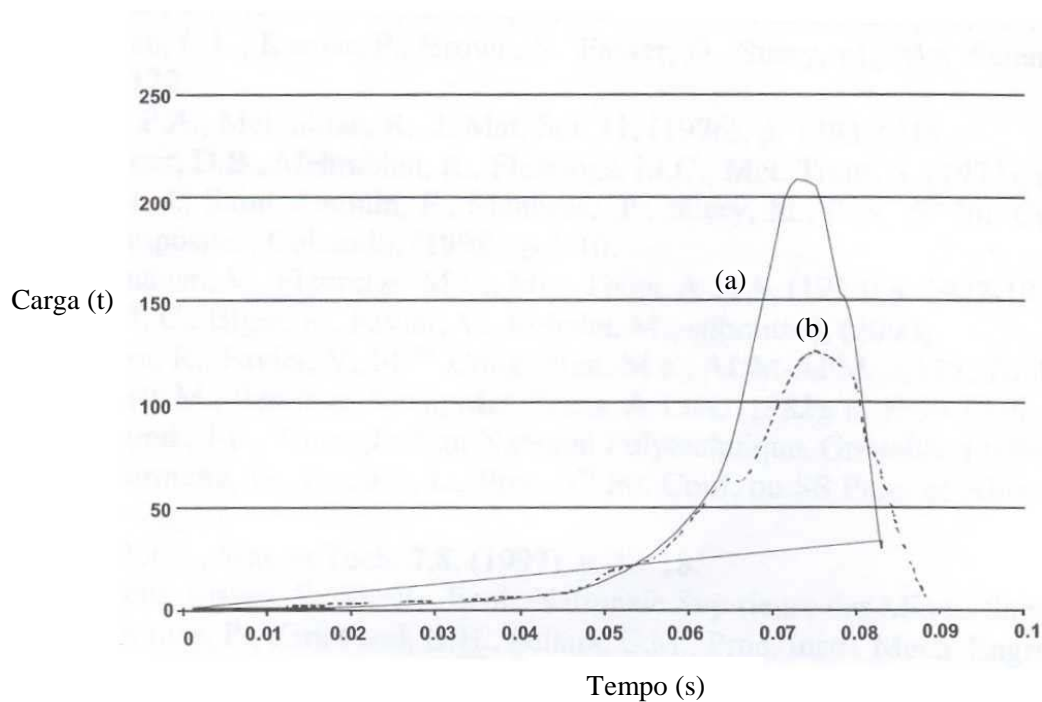


Figura 2.6 – Evolução da carga vs tempo durante o tixoforjamento de uma peça de aço: (a) dendrítica, (b) globular.

Fonte – Rouff et al., 2000.

2.5. Propriedades mecânicas de produtos conformados convencionalmente e tixoconformados

Czerwinski et al., 2001, relacionaram as propriedades mecânicas com a microestrutura em ligas de magnésio AZ91D tixoconformadas. Foram realizados testes de tração a temperatura

ambiente em amostras contendo 5 a 60% de partículas da fase primária. Os resultados mostraram uma tendência à redução nos valores de resistência à tração com o aumento da quantidade de partículas primárias. Uma tendência semelhante de redução no alongamento com o aumento da fração da fase primária também foi observada. As superfícies de fratura de amostras com baixa e alta porcentagem de fração da fase primária foram observadas por microscopia eletrônica de varredura. Para amostras com frações inferiores a 20%, a fratura intergranular do eutético foi acompanhada pela fratura transgranular das partículas da fase primária. Para frações de fase primária acima de 40%, uma decoesão ao longo da interface partícula/matriz foi predominante. Estudo semelhante foi realizado por Park et al., 2004, com ligas de alumínio A357 tixoconformadas e depois submetidas a tratamento térmico T5. Testes de tração foram feitos em amostras contendo de 54 a 70% de partículas primárias. Os autores não observaram influência significativa da porcentagem de partículas primárias sobre os valores de resistência à tração, porém ao contrário dos resultados obtidos por Czerwinski et al., 2001, foi observado um aumento significativo do alongamento com o aumento da fração da fase primária dentro da faixa citada. As superfícies de fratura foram observadas em microscópio eletrônico para entendimento dos resultados obtidos. Observou-se que as trincas eram inicialmente formadas na região do eutético e se propagavam através da fase primária ou nos contornos da fase primária com o eutético. Nas amostras contendo menor fração de fase primária, a concentração de tensões nos contornos da fase primária/eutético é maior devido a maiores trincas desenvolvidas na fase eutética e levam a menores valores de ductilidade.

As propriedades mecânicas da liga de alumínio AC4CH, similar à liga A356, foram analisadas após experimentos de extrusão por Shiomi et al., 2003. As temperaturas utilizadas na conformação foram 450°C (extrusão a quente), entre 500 e 550°C (logo abaixo da *solidus*, neste caso 555°C) e 560°C (já na região semi-sólida). A resistência à tração e a dureza do material extrudado a 550°C, logo abaixo da temperatura *solidus*, foram maiores que as obtidas no material extrudado a 450°C, e muito próximas do material extrudado a 560°C, na região semi-sólida. A carga necessária para a extrusão a 550°C foi quase a metade da utilizada a 450°C. Devido a estes resultados, os autores concluíram que a eficiência da conformação semi-sólida pode ser alcançada a temperaturas logo abaixo da temperatura *solidus* do material.

Brabazon et al., 2002, realizaram um estudo extensivo sobre as propriedades mecânicas da liga de alumínio A356 agitada mecanicamente durante a solidificação e compararam com as propriedades da liga fundida convencionalmente. As variáveis do processo analisadas foram taxa de cisalhamento, tempo de cisalhamento e fração sólida. De maneira geral, a liga A356 agitada, isto é, reofundida, apresentou melhores resultados nas propriedades mecânicas e menor porosidade, em comparação com a liga solidificada convencionalmente. Relacionando as propriedades mecânicas com a microestrutura, os melhores resultados obtidos foram em materiais com alta fração sólida e submetidos à baixa taxa de cisalhamento e pouco tempo de agitação. Os materiais com a fase primária mais globular apresentaram propriedades mecânicas mais baixas.

As propriedades mecânicas de ligas de alumínio tixoconformadas foram comparadas com ligas trabalhadas convencionalmente por Liu et al., 2003. As propriedades de tração da liga A201 tixoconformada com tratamento T6 apresentaram melhores resultados que as da liga fundida. No caso da liga A2014 tixoconformada, as propriedades de tração foram próximas às da liga forjada, mas com valores pequenos de alongamento até a fratura. Bons resultados de alongamento foram conseguidos com a liga A2014 tixoconformada com tratamento T6. A resistência à tração e ao escoamento para as ligas A7075 e A7010 foram muito próximas às da liga trabalhada, porém com pouco alongamento até a fratura, o qual precisa ser melhorado.

Foram comparadas, por Rosso et al., 2004, as propriedades de fadiga de uma liga de alumínio A356, submetidas a tratamento térmico T6, obtidas por 3 processos diferentes: reofundição, fundição por gravidade e fundição com baixa pressão. Os resultados mostraram que o processo de reofundição produz a maior resistência à fadiga entre as ligas analisadas. A resistência a 10^7 ciclos é de 25-35% maior na liga reofundida, devido à sua microestrutura mais homogênea. Dessa forma, os autores concluíram que a reofundição é um processo de alta qualidade para a produção de peças sujeitas a grandes tensões durante sua vida útil.

Também comparando os processos de fundição por gravidade, fundição com baixa pressão e tixofundição, Pola et al., 2004, estudaram o comportamento mecânico das ligas AlSi7 e AlSi10 obtidas pelos diferentes processos. As microestruturas observadas foram diferentes, apresentando uma microestrutura não homogênea para os processos de fundição convencionais e uma

microestrutura fina e homogênea no material tixofundido, o que levou a melhores propriedades mecânicas, com a maior diferença observada nos valores obtidos de alongamento à fratura.

2.6. Conformabilidade de ligas de alumínio no estado sólido

A conformabilidade de um material é a quantidade de deformação que ele pode suportar, por um determinado processo, antes do início da falha. Chapas de alumínio normalmente falham por empescoçamento localizado ou por fratura dúctil. A severidade do empescoçamento ou limite de deformação é reduzida por trabalho a frio, defeitos grosseiros, elevado tamanho de grão, e a presença de elementos de liga em solução sólida. Avanços têm sido feitos no desenvolvimento de ligas com boa conformabilidade, mas em geral, uma liga não pode ser otimizada somente nesta característica. A função da parte conformada e melhorias nas características da liga, como resistência e facilidade de usinagem, normalmente tendem à reduzir a conformabilidade da liga.

As principais ligas que têm sua resistência aumentada pela adição de elementos de liga (normalmente acompanhada de trabalho a frio) são as ligas de alumínio-magnésio série 5XXX, que variam de 0,5 a 6% de magnésio. Essas ligas contêm pequenas adições de elementos de transição como cromo ou manganês, e com menos frequência zircônio, para controlar a estrutura do grão. Impurezas como ferro e silício estão presentes na forma de partículas intermetálicas. A Figura 2.7 ilustra o efeito do magnésio em solução sólida sobre a resistência ao escoamento e alongamento em tração para as mais comuns ligas de alumínio-magnésio comerciais. Observe a grande redução no alongamento com a adição de pequenas quantidades de magnésio.

Elementos que têm baixas solubilidades sólidas, tais como ferro, silício e manganês, estão presentes na forma de partículas de segunda fase e apresentam pequena influência sobre o empescoçamento do material. Porém, partículas de segunda fase têm grande influência sobre o comportamento à fratura, como pode ser observado na Figura 2.8. O aumento na quantidade de manganês produz um aumento no número de partículas microscópicas que promovem a fratura. A adição de magnésio promove uma redução adicional na deformação à ruptura, pois maiores tensões de fluidez ajudam na formação e crescimento de vazios próximos às partículas intermetálicas. O magnésio em solução sólida também leva à localização da deformação em

bandas de cisalhamento, as quais concentram os vazios em um plano de alta deformação localizada.

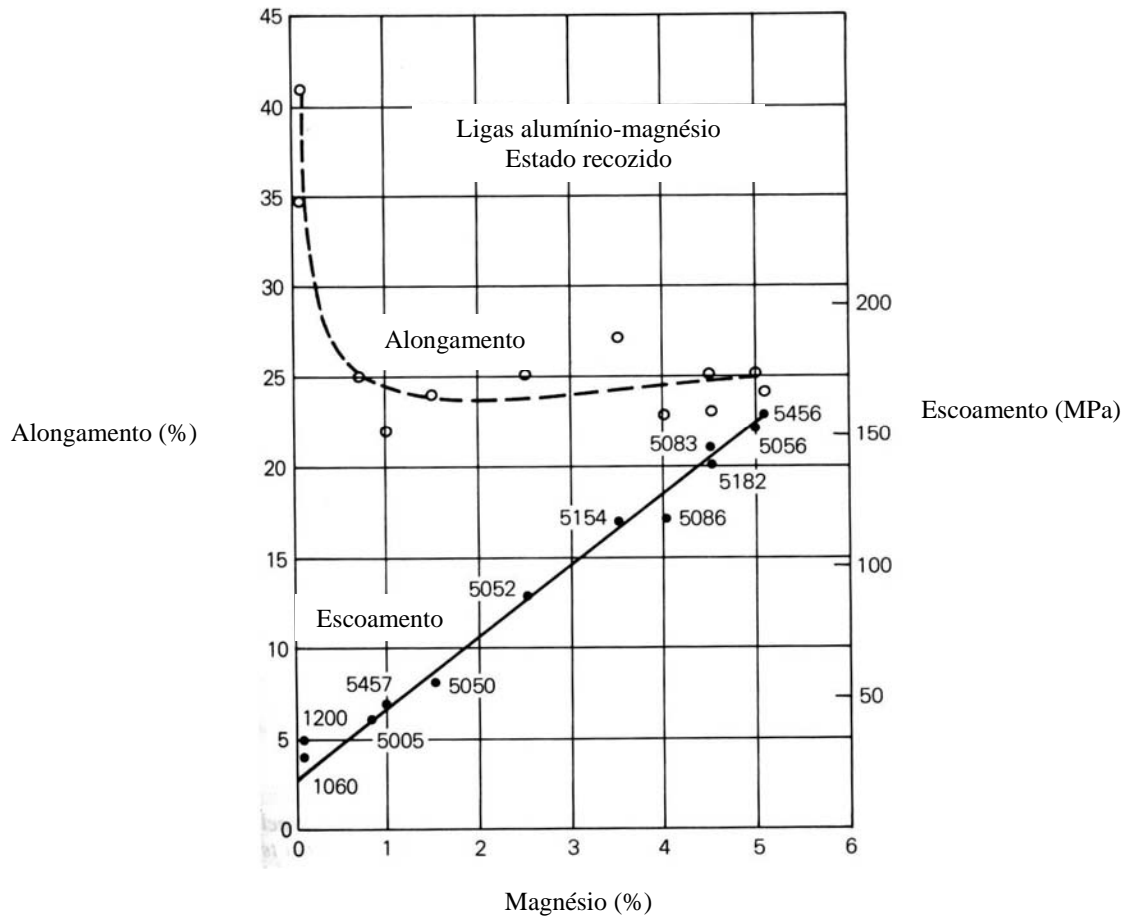


Figura 2.7 - Correlação entre tensão de escoamento, alongamento e quantidade de magnésio para algumas ligas comerciais.

Fonte - Hatch, 1984.

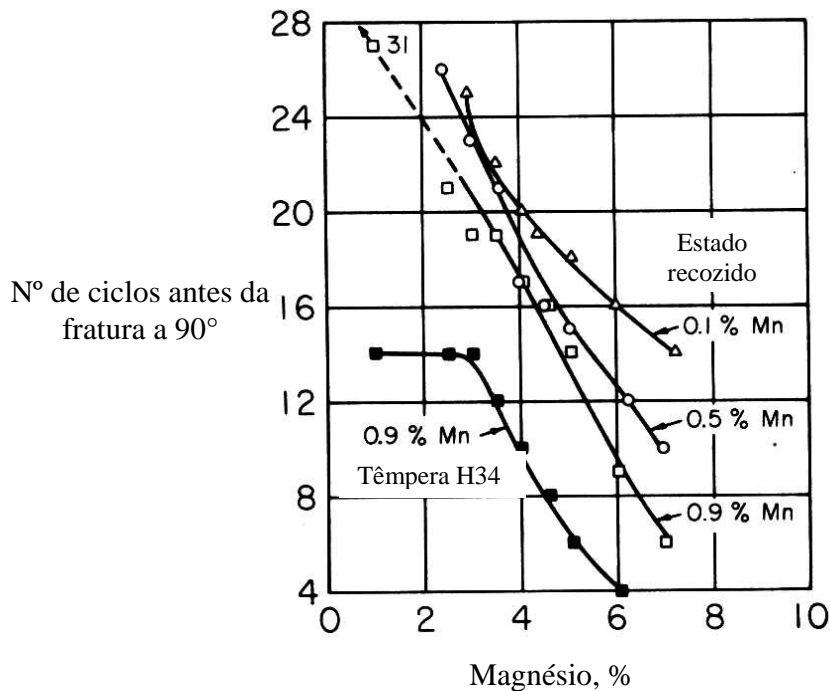


Figura 2.8 - Efeito do magnésio e do manganês sobre a conformabilidade de ligas de alumínio no estado recozido e submetido à têmpera H34; chapas de 1,6 mm de espessura.

Fonte - Hatch, 1984.

No processo de forjamento, alumínio de pureza comercial é facilmente forjável em muitos formatos em uma larga faixa de temperaturas. Apesar de muitas ligas de alumínio também serem facilmente forjáveis, a dificuldade tende a aumentar devido à adição de elementos de liga que aumentam a resistência à fluidez. Elementos de liga que aumentam significativamente a resistência são o cobre, magnésio e silício. A presença de elementos como cromo, manganês e titânio, aumentam a resistência do alumínio a altas temperaturas, mas eles produzem menor efeito que os elementos de maior solubilidade sólida.

No caso da usinagem, alumínio puro é relativamente mole e dúctil e tende a aderir à ferramenta de corte. Dessa forma, requer técnicas especiais de usinagem a fim de evitar a produção de superfícies rugosas. Elementos de liga melhoram a usinabilidade do alumínio, pois aumentam a dureza da matriz de alumínio.

De maneira geral, as ligas com baixa quantidade de elementos são as que apresentam as piores características para usinagem. Trabalho a frio, aumento da concentração dos elementos, e tratamentos térmicos endurecem a liga e tendem a reduzir a aderência à ferramenta de corte e melhorar a superfície de acabamento.

A temperatura é um fator de grande influência sobre a conformabilidade de metais e ligas em geral. O trabalho a quente é definido como a deformação sob condições de temperatura e taxa de deformação tais que processos de recuperação ocorram simultaneamente com a deformação. No trabalho a quente o encruamento e a estrutura distorcida dos grãos produzida pela deformação são muito rapidamente eliminados pela formação de novos grãos livres de deformação, como resultado da recristalização.

A tensão de escoamento plástico decresce com o aumento da temperatura, portanto a energia necessária para a deformação é geralmente muito menor para o trabalho a quente do que para o trabalho a frio. Como o encruamento não é aliviado no trabalho a frio, a tensão aumenta com a deformação. Assim, a deformação total, que é possível de se obter sem causar fratura, é menor no trabalho a frio do que no trabalho a quente.

Porém, o trabalho a quente apresenta algumas desvantagens. Devido ao fato de geralmente utilizarem-se temperaturas elevadas, as reações superficiais entre o metal e a atmosfera do forno tornam-se problemáticas. Um outro problema é o bom acabamento superficial, difícil de se obter devido à presença de óxidos que penetram na superfície dos materiais laminados a quente e, devido à previsão necessária para dilatação e contração, as tolerâncias dimensionais são maiores para os produtos trabalhados a quente do que para os trabalhados a frio.

Uma outra desvantagem do trabalho a quente é a não uniformidade da estrutura e propriedades dos metais ao longo da seção reta como nos metais trabalhados a frio e recozidos. Já que a deformação é sempre maior nas camadas superficiais, o metal possuirá grãos recristalizados de menor tamanho nesta região. Pode ocorrer crescimento de grão no interior de peças muito grandes, devido ao maior tempo para resfriamento destas regiões do que nas superfícies externas.

Sabendo que a conformabilidade de ligas de alumínio é fortemente influenciada pela temperatura de deformação e a velocidade de conformação, e que, portanto, é de grande importância a determinação destes parâmetros nas operações de conformação, Naka et al., 1999, desenvolveram um trabalho com chapas de uma liga de Al-Mg (5083-O). As chapas foram submetidas a ensaios de tração uniaxial a várias taxas de deformação e várias temperaturas, para se determinar a influência destes parâmetros sobre as suas propriedades mecânicas. Também foram feitos testes de estampagem profunda em várias velocidades de conformação e temperaturas, para a análise da influência destes parâmetros sobre o limite de conformação.

Os resultados mostraram que a tensão de ruptura é fortemente dependente da temperatura a pequenas taxas de deformação. Também a pequenas taxas de deformação, o alongamento se torna maior com o aumento da temperatura, mas a altas taxas de deformação, a temperatura não tem influência. Nos ensaios de estampagem profunda, os autores observaram que a razão limite de conformação (LDR) diminui com o aumento da velocidade de conformação, em todas as temperaturas estudadas, contrariamente às chapas de aço; e a razão limite de conformação (LDR) aumenta consideravelmente com a temperatura.

O comportamento de ligas de alumínio contendo de 4,5 a 7,5% Zn e 0,8 a 1,8% Mg durante ensaios de torção a quente em temperaturas próximas a temperatura *solidus* foi investigado por Ronning et al., 1998. Foi observado que a temperatura crítica para a fratura é menor do que a temperatura *solidus*, e a diferença entre essa temperatura e a *solidus* parece diminuir com o aumento da temperatura *solidus* das ligas. Para as ligas com pequena quantidade de elementos existe uma pequena diferença entre as duas temperaturas. Para a liga contendo 7,5% Zn e 1,55% Mg, a diferença entre as duas temperaturas foi de 13°C. Análise da superfície de fratura mostrou uma fratura frágil e intergranular. Este resultado pode ser atribuído a uma estrutura atômica mais aberta nos contornos de grão ou uma concentração química diferente nos contornos de grão em relação ao interior. Por exemplo, uma concentração maior de zinco ou magnésio nos contornos pode levar à uma diminuição local da temperatura *solidus*.

2.7. Medidas de conformabilidade

A estampagem é uma operação de conformação que permite, por deformação plástica, transformar um produto plano (metais e ligas) em uma peça tridimensional. É muito utilizada em diversas áreas: indústria automobilística, aeroespacial, alimentícia, aeronáutica, de eletrodomésticos, etc. Atualmente, existem ferramentas na área de informática que permitem simular as operações de conformação por estampagem que incluem diversos modelos de comportamento, porém esses cálculos que se tornam cada vez mais potentes, ainda se mostram ineficientes para a detecção de defeitos de conformação que podem ser de origem diversa: enrugamento da peça, fenômenos de “casca de laranja”, retorno elástico, e outros.

O método mais seguro de verificar a conformabilidade plástica de uma peça seria ensaiá-lo nas condições normais de fabricação, porém devido à não viabilidade desses ensaios na produção, foram desenvolvidos ensaios de laboratório: os ensaios convencionais, como tração, compressão e torção; e os ensaios de fabricação ou tecnológicos, como os ensaios de estampabilidade e forjabilidade.

Uma avaliação do comportamento de chapas metálicas, no processo de estampagem profunda, pode ser realizada através de parâmetros determinados em ensaios de tração de corpos de prova, à temperatura ambiente, na forma de tiras de dimensões normalizadas, extraídas da chapa. No ensaio de tração, obtém-se a curva de tensão e deformação convencional e determina-se o limite de escoamento e de resistência, e as propriedades de ductilidade (alongamento e estricção), além de outras propriedades como grau de encruamento, etc.

Com os valores obtidos nos ensaios de tração pode-se estimar o comportamento na estampagem. A estampabilidade se eleva para uma ductilidade maior associada a um limite de resistência maior e um limite de escoamento menor.

Diversos ensaios de fabricação ou tecnológicos que representassem melhor as condições de estampagem foram desenvolvidos. Um deles é o ensaio de Erichsen, que consiste na deformação

de um corpo de prova constituído de uma tira metálica presa numa matriz com um punção na forma de esfera. Esse ensaio representa melhor as condições de estiramento de uma chapa.

Apesar dos resultados dos ensaios descritos acima serem de grande utilidade, o critério mais utilizado para o conhecimento da possibilidade de uma estampagem é o critério das curvas limite de conformação (Keeler apud Mguil-Touchal, 1997). Essas curvas caracterizam a estampabilidade de um material e representam o limite máximo de conformação admissível para uma peça antes do aparecimento da estricção localizada ou da ruptura.

A curva limite de conformação separa o plano em duas áreas: uma situada acima que corresponde a ruptura das peças e a outra situada abaixo que corresponde ao sucesso das peças.

A determinação experimental das curvas limite de conformação consiste em simular, através de ensaios de laboratório, todos os tipos de deformação que possam levar à estricção localizada e a ruptura na estampagem. Esses tipos de deformação estão compreendidos entre dois modos extremos: a expansão equibiaxial simétrica e a tração uniaxial. Esses estados de deformação podem ser vistos na Figura 2.9.

Existem duas maneiras de variar o modo de deformação: através da utilização de ensaios simulativos diversos, ou através de um único equipamento, variando-se a forma das peças submetidas à estampagem (Arrieux, 1990).

Ensaio mecânicos de laboratório permitem simular as condições industriais de estampagem e a partir de seus resultados podem ser traçadas curvas limite de conformação. O método proposto por Marciniak et al., 1973, consiste em deformar uma chapa presa entre a matriz e o prensa chapas até a ruptura. O punção para este ensaio deve possuir um fundo plano, com um rebaixamento que tem o objetivo de diminuir o atrito da chapa com o “nariz” do punção e também evitar a localização da ruptura sobre o arredondamento do punção. Varia-se o modo de deformação utilizando-se punções de seção quadrada, elíptica e circular. Esse ensaio é difícil de ser realizado e somente simula as trajetórias de deformação na expansão.

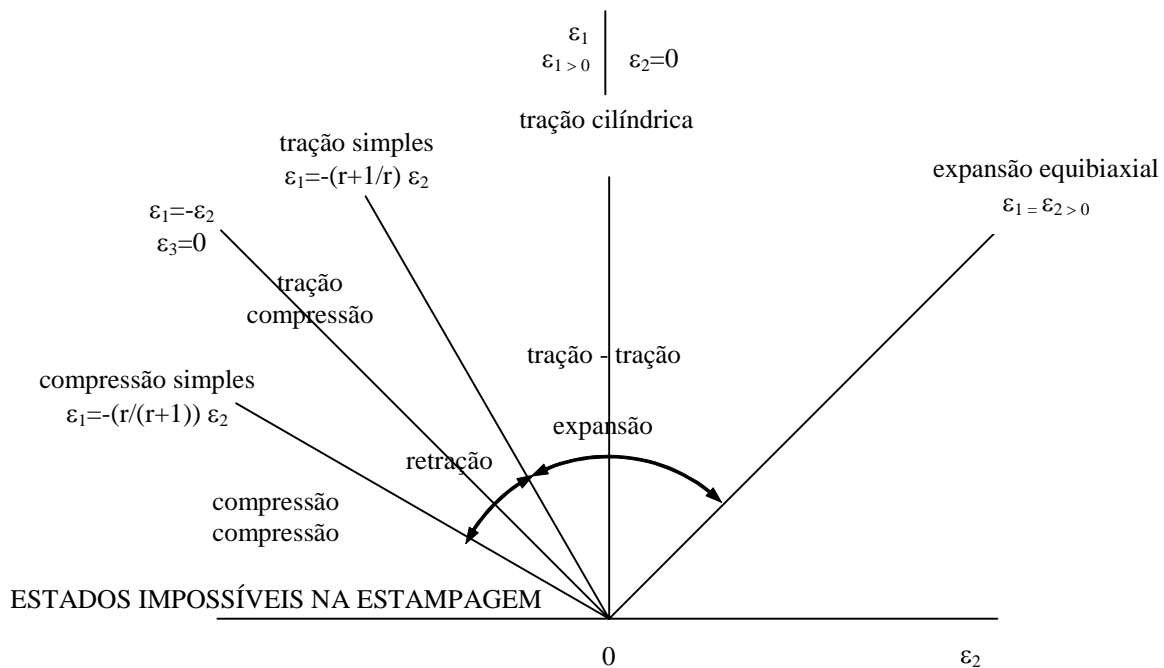


Figura 2.9 – Estados de deformação encontrados na estampagem.

Fonte - Lacombe apud Arrieux, 1990.

Uma melhoria deste ensaio foi realizada por Gronostajski et al., 1980, que utilizaram um punção de seção circular, com o fundo plano e rebaixado, para deformar até a ruptura chapas presas entre a matriz e o prensa chapas. As chapas utilizadas são circulares e chanfradas e variam-se as condições de deformação através do raio dos chanfros. Um esquema do ensaio pode ser visto na Figura 2.10. Também podem ser usadas chapas retangulares de diferentes larguras, método utilizado no presente trabalho, que são mais simples de se obter que as circulares com chanfro (Rasmussen, 1981).

Neste tipo de ensaio, pode aparecer sistematicamente uma ruptura prematura sobre o arredondamento do punção. Isto pode ser evitado intercalando-se entre a chapa e o punção, uma chapa de separação do mesmo material que a chapa a ser ensaiada .

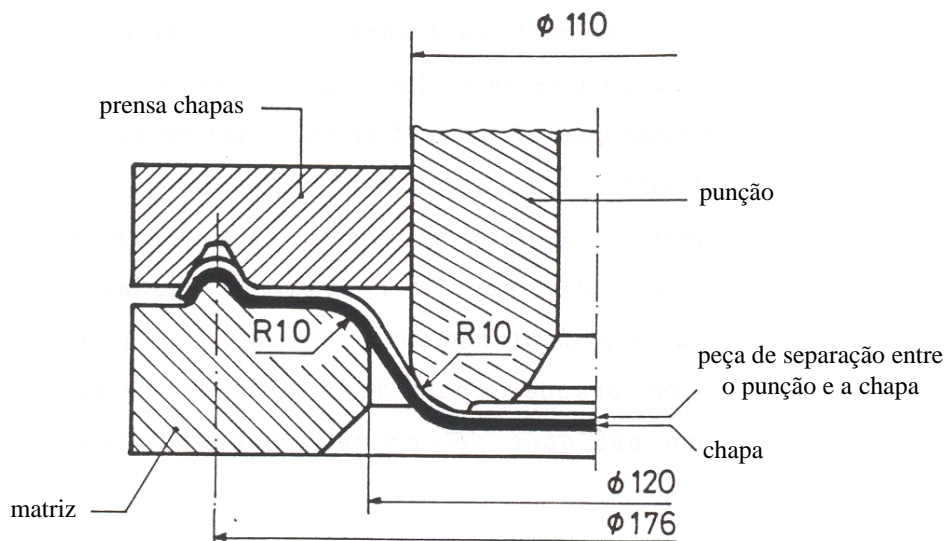


Figura 2.10 – Esquema do princípio do ensaio Marciniak.

Fonte – Arrieux, 1990.

Para amostras retangulares, deve-se utilizar uma peça de separação com as mesmas dimensões da chapa. Se a deformação ocorre por retração, a peça deve ser cortada em duas partes no sentido do menor eixo. Se a deformação ocorre por expansão, a peça deve ter um furo central para a garantia da concentração das deformações sobre a região central. O diâmetro do furo é imprescindível para o sucesso do ensaio e é determinado experimentalmente (Arrieux et al., 1984). Outro fator importante é a diminuição do atrito entre a peça de separação e o punção que pode ser obtida colocando-se um filme plástico entre eles.

Este tipo de ensaio cobre perfeitamente todos os modos de deformação, desde a tração uniaxial, em que é utilizada uma chapa de largura pequena, até a expansão equibiaxial, em que utiliza-se uma chapa quadrada. Apesar de ser um ensaio um pouco trabalhoso para ser realizado, é bastante vantajoso, pois a ruptura aparece sempre na parte plana e na região em que não houve atrito, portanto a ruptura se dá somente pela capacidade de deformação ter sido atingida (Arrieux, 1990).

Existem muitos métodos para a medida das deformações na superfície de uma peça embutida e a cada dia surgem técnicas mais precisas para a sua obtenção. As redes de círculos

entrelaçados ou malhas são muito utilizadas. Durante a operação de estampagem, a rede se deforma e a obtenção dos valores de deformação se dá através da medida da rede deformada em comparação com a rede inicial não deformada. Este trabalho de medidas, até poucos anos atrás, ainda era feito manualmente. Os métodos mais modernos introduziram programas de análise de imagens na obtenção destas medidas (Arrieux et al., 1984).

A técnica utilizada neste trabalho para a medida das deformações foi inicialmente desenvolvida por Mguil-Touchal et al., 1997 e posteriormente aprimorada por Vacher et al., 1999. O princípio do método consiste na comparação de duas imagens digitais, com a superfície do material pintada de maneira aleatória. Uma primeira imagem é obtida antes da deformação, e a segunda depois da deformação. A análise das duas imagens usando técnicas de correlação leva à determinação do campo de deslocamento com uma precisão muito alta. Esta técnica tem sido aprimorada nos seguintes itens:

- melhoria no tempo de cálculo ($< 0,02$ s para calcular um elemento quadrado da malha quando as deformações são menores que 3%);
- melhoria da precisão (1/100 pixel com pequenas deformações);
- aumento no campo das medidas: grandes deformações como acima de 200%, por exemplo.

Quando a superfície não apresenta um nível de cinza aleatório, é necessário pintá-la. Tintas spray branca e preta, de baixo custo, são utilizadas. Outra condição para o bom desempenho da técnica, é a utilização de tintas sem brilho, para evitar qualquer reflexo. Para grandes deformações ($> 60\%$), é necessário que se faça o ensaio antes de 1 hora depois da aplicação da tinta sobre a amostra, pois o filme seca e não suportará grandes de formações.

A imagem na qual a deformação será analisada é dividida em um certo número de elementos quadrados de malha com lado de tamanho L_p . O deslocamento será calculado para cada um desses elementos. Em volta de cada um dos 4 pontos de um elemento de malha, uma região de análise quadrada com dimensões variáveis é utilizada, centrada em cada um dos pontos e chamada região padrão de correlação. Um exemplo pode ser visto na Figura 2.11.

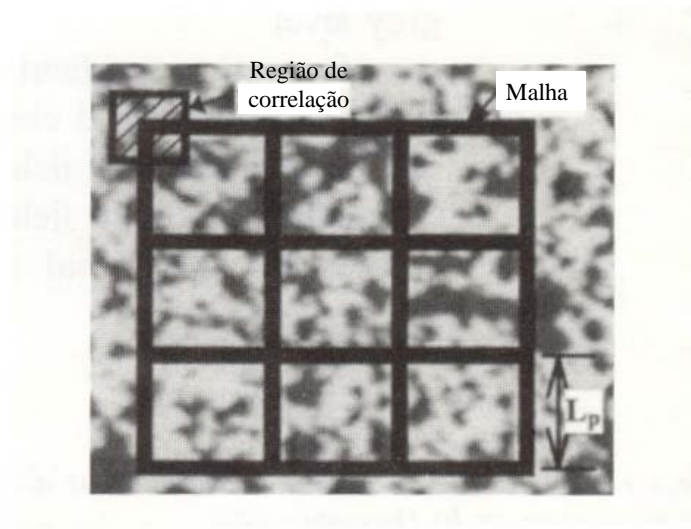


Figura 2.11 – Definição do padrão de correlação e do elemento de malha.

Fonte – Vacher et al., 1999.

Esses campos de deslocamento serão obtidos através da correlação entre um elemento de malha da imagem inicial com seu homólogo na imagem deformada. Um ponto da imagem inicial se move depois das deformações para uma posição de subpixel. Os níveis de cinza da imagem deformada são obtidos por interpolação bilinear ou bicúbica.

Esse programa apresenta vários parâmetros, que devem ser ajustados conforme a imagem analisada. A dificuldade é de ajustá-los corretamente em função das diferentes situações: pequenas ou grandes deformações, precisão exigida, rapidez, gradiente de deformação. Para alguns casos, os efeitos sobre a precisão e a rapidez dos cálculos podem ser facilmente estimados; mas, para outros, a escolha pode ser mais delicada. Portanto, é necessário que se conheça a influência de cada parâmetro sobre a precisão e o tempo de cálculo. Um pequeno resumo do ajuste dos parâmetros mais importantes é dado a seguir:

❖ Ajuste do coeficiente de correlação

Dois coeficientes de correlação são utilizados no método por correlação de imagens. Trata-se dos coeficientes de correlação segundo o método dos mínimos quadrados C_1 e cruzados C_2 (C_1 e C_2 são definidos no Capítulo 3). De preferência, C_2 será utilizado desde que uma variação de

luminosidade aconteça entre as 2 imagens. O coeficiente C_2 aumentará o tempo de cálculo em relação ao coeficiente C_1 , mas a precisão esperada será maior.

❖ Ajuste da interpolação do nível de cinza das imagens

No caso de pequenas taxas de deformação, a interpolação bilinear será utilizada por motivo de ganho de tempo, não se justificando a interpolação cúbica. No caso de altas taxas de deformação, a interpolação cúbica é necessária, pois a bilinear se torna insuficiente.

❖ Ajuste do tamanho da região de análise

Uma região de análise grande leva a resultados suficientemente precisos, quando as taxas de deformação são pequenas ; no caso de grandes deformações, pequenas zonas serão mais recomendadas.

❖ Ajuste do tamanho da malha

A malha é o lugar dos pontos onde são efetuados os cálculos. O tamanho da malha será principalmente ajustado em função dos gradientes de deformação. Em geral, quanto mais os gradientes são importantes, menor o tamanho da malha. Se, por outro lado, os gradientes de deformação são pequenos, o tamanho da malha deve ser maior.

Este método vem sendo explorado em diversos trabalhos (Vacher et al., 1999; Dumoulin et al., 2003; Dumoulin et al., 1999; Vacher et al., 1999) e a conclusão geral é que o método é muito eficiente para a medida de deformações em superfícies planas, assim como permite a visualização de regiões das chapas que sofrem estricção e o momento em que ele ocorre.

Vacher et al., 1999, obtiveram a curva limite de conformação de chapas de titânio puro com 0,9 mm de espessura na qual as deformações principais foram obtidas através da análise de imagens pelo método de correlação. A Figura 2.12 apresenta as malhas obtidas pelo programa antes e depois da deformação quando a amostra foi submetida a uma tensão muito próxima à tração uniaxial. Observa-se claramente onde ocorre o empescoamento do material.

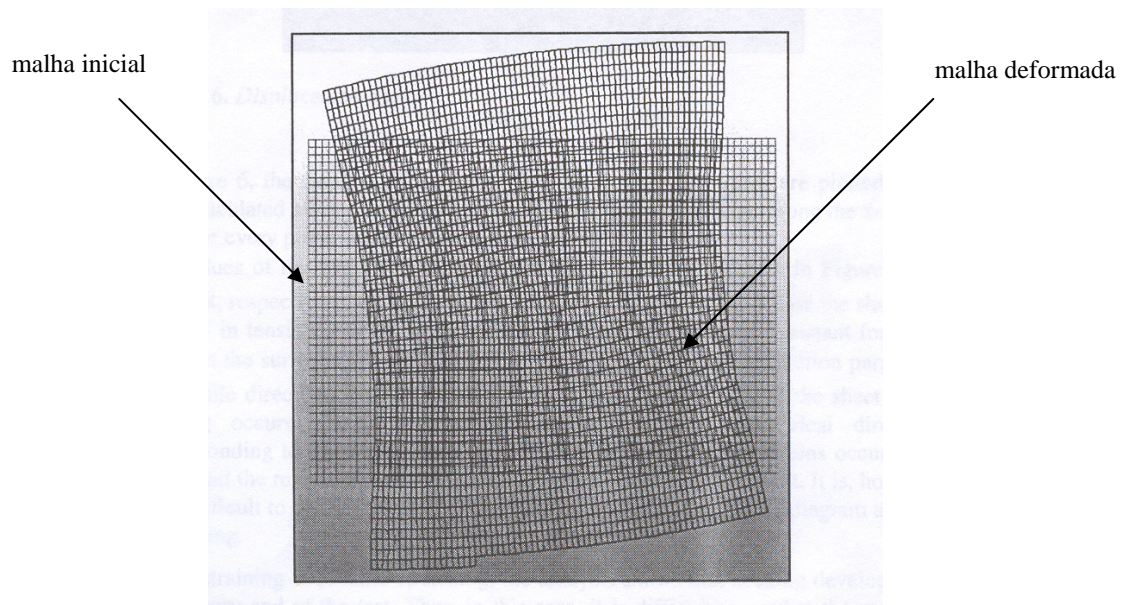


Figura 2.12 – Malha inicial e malha deformada.

Fonte – Vacher et al., 1999.

Os valores das deformações principais obtidas, E_{LX} e E_{LY} podem ser vistos nas Figuras 2.13 e 2.14. A deformação E_{LX} medida na direção paralela à direção de tração, apresenta um pico correspondente à região de formação do pescoço. Pode-se observar a simetria ao longo do eixo y, correspondente à largura da amostra. Neste caso, a localização das deformações ocorreu muito cedo e a região da estricção é facilmente detectada.

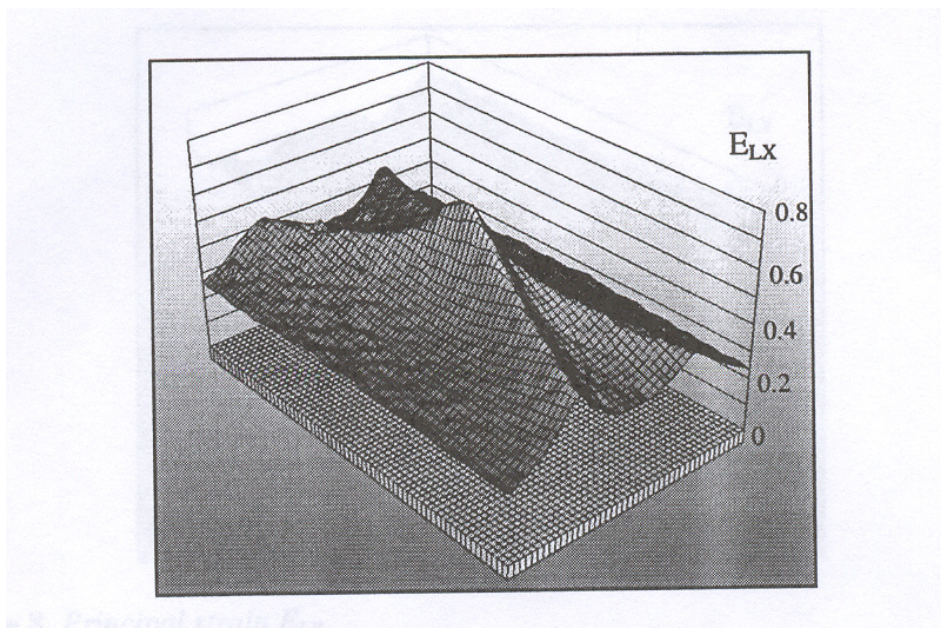


Figura 2.13 – Deformação principal E_{LX} .

Fonte – Vacher et al., 1999.

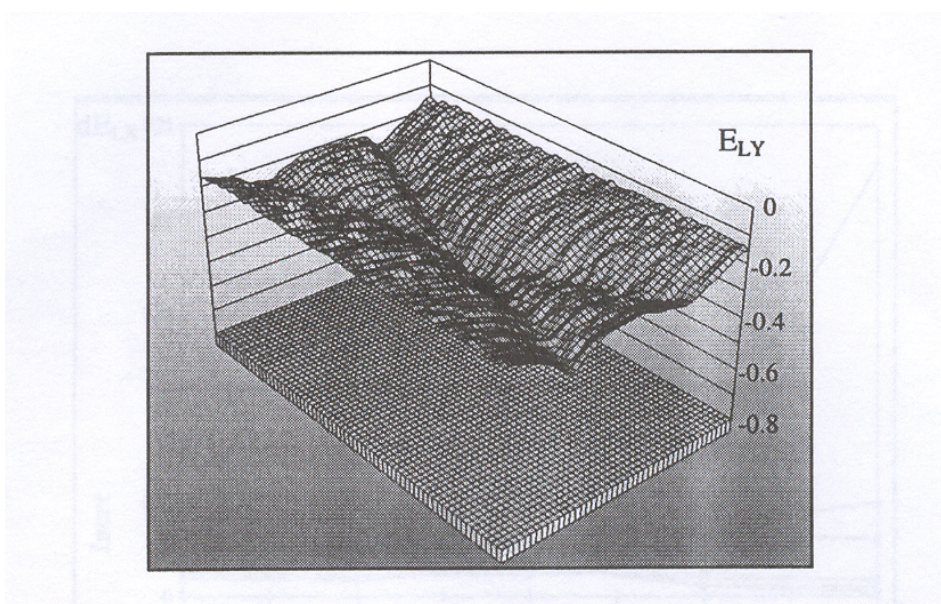


Figura 2.14 – Deformação principal E_{LY} .

Fonte – Vacher et al., 1999.

Capítulo 3

Procedimentos Experimentais

3.1. Caracterização da matéria-prima utilizada no trabalho

A liga utilizada neste trabalho foi a liga comercial A5052, de composição básica Al-2,5%Mg. Alguns fatores foram considerados na escolha desta liga, e são resumidos a seguir.

As ligas de alumínio-magnésio que contém até 3% de magnésio são estruturalmente estáveis à temperatura ambiente, e também em temperaturas elevadas. O magnésio fornece boa ductilidade, além de excelente resistência à corrosão e soldabilidade, o que faz com que essas ligas combinem propriedades muito interessantes. Esta liga apresenta inúmeras aplicações, sendo algumas aplicações típicas a sua utilização em barcos, carrocerias de ônibus, coberturas para construção civil, estampagem em geral e na indústria aeronáutica.

Como matéria-prima para a produção do material tixotrópico foram utilizadas chapas de 0,8 e 2,0 mm de espessura da liga de alumínio-magnésio A5052 submetidas a tratamento H36, e chapas de 4,0 mm da mesma liga, submetidas a tratamento O. A nomenclatura H36 significa que a liga foi trabalhada a frio com redução de área de 75% durante a laminação, isto é, encruada, e em seguida estabilizada. O tratamento de estabilização consiste no aquecimento da liga a cerca de 150°C por algumas horas, com o objetivo de aumentar a ductilidade e estabilizar as propriedades mecânicas do produto, pois essa liga tende a ter a dureza diminuída à temperatura ambiente. Estudos sobre ligas de alumínio-magnésio altamente deformadas revelaram que não há mudanças

na densidade de discordâncias à temperatura ambiente. Aparentemente, a energia de deformação é liberada através da interação de discordâncias emaranhadas sem causar uma diminuição no seu número, reduzindo a dureza do material (Hatch, 1984). A nomenclatura O significa que a liga foi recozida após laminação. As chapas utilizadas foram chapas comerciais. Chapas nesta espessura são fornecidas preferencialmente no estado recozido.

3.1.1. Composição química

A composição nominal da liga A5052, segundo a norma NBR 5891 (Guia Técnico do Alumínio, 1994), é apresentada na Tabela 3.1, em que são indicadas as porcentagens máximas permitidas dos elementos de liga. As composições químicas encontradas nas chapas da liga A5052 com espessuras de 0,8; 2,0 e 4,0 mm utilizadas são apresentadas nas Tabelas 3.2, 3.3 e 3.4.

Tabela 3.1 – Limites de composição química da liga de alumínio-magnésio A5052 segundo norma NBR 5891.

%Cu	%Fe	%Mg	%Mn	%Si	%Ti	%Cr
0,10	0,40	2,2-2,8	0,10	0,25	-	0,15-0,35

%Zn	%Ni	%V	%Ga	Outros	
0,10	-	-	-	Cada 0,05	Total 0,15

Tabela 3.2 – Composição química das chapas da liga A5052, com 0,8 mm de espessura utilizadas no trabalho, segundo análise do fornecedor.

%Cu	%Fe	%Mg	%Mn	%Si	%Ti	%Cr
0,015	0,30	2,43	0,051	0,113	0,014	0,19

%Zn	%Ni	%Pb	%Sn	%B	%Ca	%V
0,010	0,003	0,002	0,001	0,001	0,0002	0,007

Tabela 3.3 – Composição química das chapas da liga A5052, com 2,0 mm de espessura utilizadas no trabalho, segundo análise do fornecedor.

%Cu	%Fe	%Mg	%Mn	%Si	%Ti	%Cr
0,009	0,21	2,55	0,049	0,066	0,022	0,18

%Zn	%Ni	%Pb	%Be	%B	%V
0,004	0,003	0,001	0,0001	0,001	0,01

Tabela 3.4 – Composição química das chapas da liga A5052, com 4,0 mm de espessura utilizadas no trabalho, segundo análise do fornecedor.

%Cu	%Fe	%Mg	%Mn	%Si	%Ti	%Cr
0,0175	0,2951	2,7847	0,0599	0,0841	0,0288	0,2082

%Zn	%Ni	%Ga	%Ca
-	0,0057	0,0084	0,0124

Comparando-se os resultados obtidos de composição química com os valores nominais aceitos pela norma, observa-se que as chapas estão fora dos limites aceitáveis em relação às quantidades de titânio, níquel e vanádio, porém os valores obtidos são muito pequenos e podem ser considerados impurezas do material. Titânio e vanádio são normalmente encontrados em ligas de alumínio comerciais. As composições químicas das chapas de diferentes espessuras também diferem levemente entre si, o que pode levar à obtenção de distintos valores para a temperatura *solidus* e temperatura *liquidus* de cada uma delas.

3.1.2. Diagrama de fases

O diagrama de fases parcial binário alumínio-magnésio é apresentado na Figura 3.1 com destaque para a liga de composição utilizada. Observando o diagrama, pode-se prever as transformações de fase que ocorrem durante o aquecimento e/ou o resfriamento da liga A5052.

À temperatura ambiente a liga é formada pelas fases α e β -Mg₅Al₈. No aquecimento sob condições de equilíbrio, a fase β é dissolvida, sendo que, a partir de aproximadamente 170°C, o magnésio está totalmente dissolvido na matriz de alumínio; observa-se somente a presença de α até a temperatura de aproximadamente 630°C, quando se inicia a formação de líquido. A partir de 650°C, todo o Al se transformou em líquido; a temperaturas superiores, somente líquido está presente. Na solidificação, tem-se o caminho inverso; o equilíbrio na solidificação é conseguido somente com taxas de resfriamento inferiores a 5×10^{-6} °C/h, segundo Hatch, 1984.

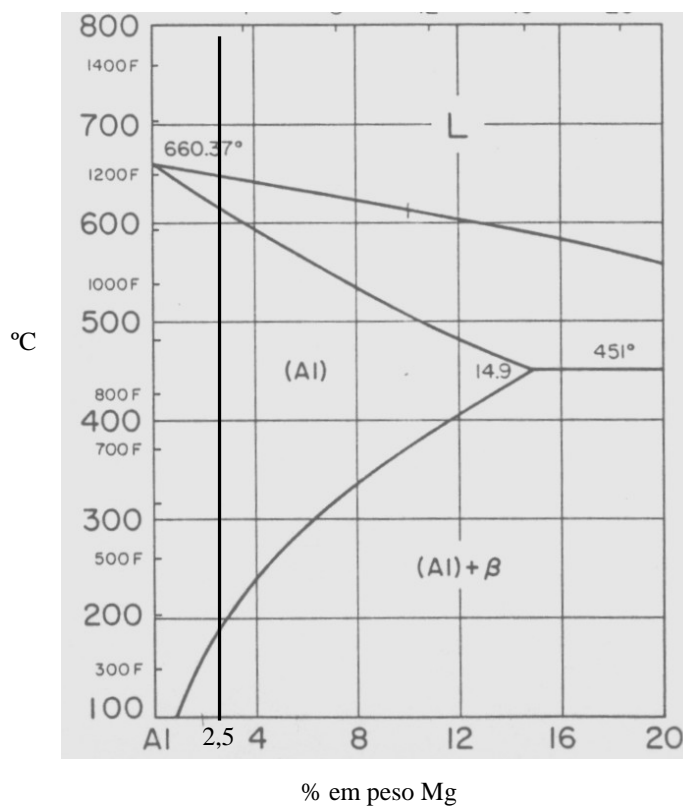


Figura 3.1 – Diagrama de fases parcial alumínio-magnésio com destaque para a composição utilizada.

Fonte - Metals Handbook, 1973.

A fase em equilíbrio com o alumínio, fase β , tem como fórmula Mg₅Al₈; há várias propostas para a estrutura cristalina desta fase, sendo a mais provável a estrutura cúbica de face centrada. É uma fase muito frágil abaixo de 327°C, mas apresenta alguma plasticidade a

temperaturas mais elevadas. O magnésio precipita preferencialmente nos contornos de grão como uma fase altamente anódica (Mg_5Al_3 ou Mg_5Al_8), que resulta em suscetibilidade à fratura intergranular e corrosão sob tensão. Ligas com teores de magnésio menores que 3%, dificilmente apresentam a fase Mg_5Al_8 (Mondolfo, 1976).

3.1.3. Microestrutura

As chapas comerciais foram inicialmente caracterizadas em relação à sua microestrutura. Para tanto, amostras para análise metalográfica foram preparadas seguindo o procedimento: lixamento em seqüência de lixas de granas 220, 320, 400, 600, 800 e 1200; polimento com pasta de diamante de 6,00, 1,00 e 0,25 μm ; ataque em solução 15 ml de HF, 10 ml de H_3PO_4 e 60 ml de água destilada, por aproximadamente 20s.

As amostras foram analisadas em microscópio ótico tipo Neophot 32/Zeiss.

3.1.4. Análise térmica diferencial

A análise térmica diferencial foi utilizada neste trabalho para a determinação das temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga, cujo conhecimento é essencial para o trabalho no estado semi-sólido. Pode-se ter uma idéia dos valores destas temperaturas utilizando um diagrama de fases, que indica transformações em condições de equilíbrio. Dado que a liga utilizada não é binária e que em condições práticas não é assegurado o equilíbrio termodinâmico, foi utilizada análise térmica diferencial para determinação das temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga utilizada. A partir destas temperaturas pode-se estimar as frações sólida e líquida presentes em uma pasta tixotrópica a uma dada temperatura, pela regra da alavanca ou pela equação de Scheil. Esses valores são importantes na determinação das propriedades de escoamento da pasta tixotrópica e o seu campo de aplicação, por exemplo na tixoconformação mecânica altas frações sólidas são requeridas, porém para tixofundição são necessárias elevadas frações líquidas.

A análise térmica diferencial das chapas de espessuras 0,8, 2,0 e 4,0 mm foi feita em um equipamento da marca NETZSCH modelo STA 409. As amostras foram aquecidas, de maneira

controlada, de 350 a 750°C, numa taxa de 5°C/min. No resfriamento, foi utilizada a mesma taxa de 5°C/min, com a temperatura controlada desde 750 até 400°C.

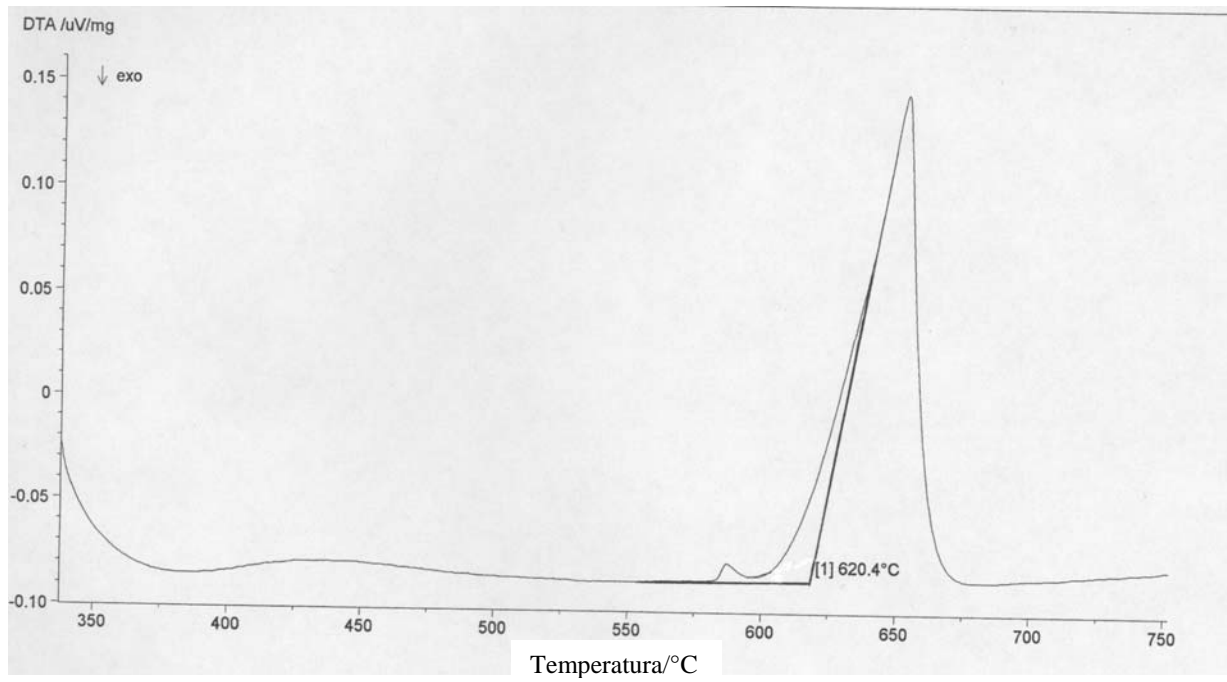
As curvas obtidas para as chapas de 0,8 mm de espessura são apresentadas nas Figuras 3.2 (a) e (b). As curvas resultantes das análises das chapas com espessura 2,0 e 4,0 mm são semelhantes, apresentando a mesma quantidade de picos. Os valores das temperaturas *solidus* e *liquidus* obtidos para cada uma delas podem ser vistos na Tabela 3.5.

Observando-se a Figura 3.2(a), em que é apresentada a variação de energia térmica durante o aquecimento de uma amostra da chapa de 0,8 mm, nota-se a presença de um pequeno pico, que devido a sua baixa intensidade não foi considerado de relevância. Um pico de absorção de energia de valor significativo é visto à temperatura de 620,4°C, sendo então considerada como a temperatura *solidus* do material. Segundo o diagrama de fases, a temperatura *solidus* do material é aproximadamente 630°C. A diferença entre o valor previsto pelo diagrama para a liga Al-2,5%Mg e o obtido por análise térmica é atribuído à condição de análise não ser de equilíbrio termodinâmico e à liga não ser binária.

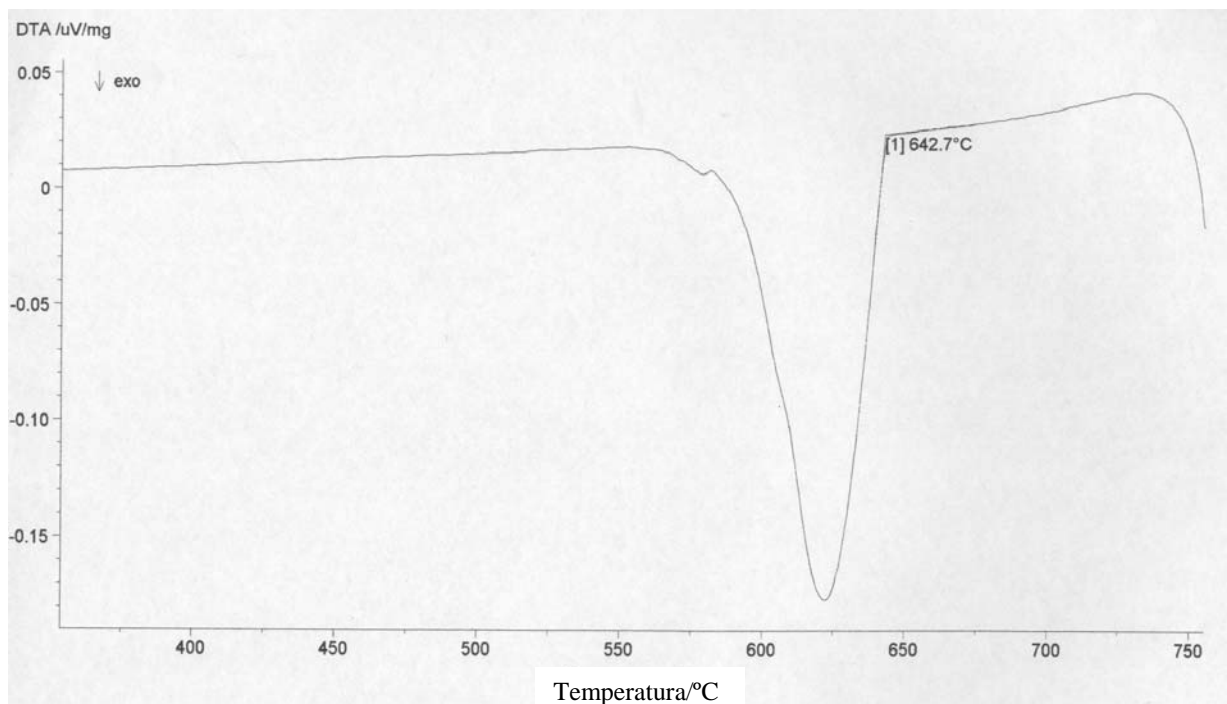
Na Figura 3.2(b), que representa o resultado obtido durante o resfriamento do material, pode-se observar um único pico de liberação de energia com valor significativo, ocorrido na temperatura de 642,7°C. Esta temperatura foi considerada a temperatura em que ocorreu a transformação da fase líquida em sólida e, portanto, a temperatura *liquidus* do material. Segundo o diagrama de fases, a temperatura de início da formação de fase sólida para a liga Al-2,5%Mg é 650°C, novamente distinta da obtida por análise térmica diferencial.

Tabela 3.5 – Valores das temperaturas de transformação de fase obtidas nos ensaios de análise térmica diferencial da liga A5052 originalmente na forma de chapas de diferentes espessuras.

Temperaturas/Espessura das chapas	0,8 mm	2,0 mm	4,0 mm
Temperatura <i>solidus</i>	620°C	617 °C	623°C
Temperatura <i>liquidus</i>	642°C	640°C	651°C



(a)



(b)

Figura 3.2 – Curvas obtidas por ATD da liga A5052, originalmente na forma de chapas de 0,8 mm de espessura: (a) aquecimento com taxa de 5°C/min; (b) resfriamento com taxa de 5°C/min.

Observa-se que todos os valores obtidos apresentados na Tabela 3.5 são distintos dos valores indicados no diagrama de fases para a liga Al-2,5%Mg, pelas razões citadas. As diferenças entre as temperaturas *liquidus* e temperaturas *solidus* nas chapas com diferentes espessuras se devem às diferenças em sua composição química.

3.2. Obtenção de chapas com estrutura tixotrópica

3.2.1. Preparo de amostras

A partir das chapas comerciais foram cortadas, com uso de guilhotina, corpos de prova de dimensões indicadas na Tabela 3.6, para ensaios de tixofundição, isto é, para a análise de possibilidade de obtenção de estruturas globulares tixotrópicas para posteriores ensaios de conformação.

Tabela 3.6 – Dimensões de corpos de prova preparados para ensaios de tixofundição da liga A5052, a partir de chapas de diferentes espessuras.

	Espessura das chapas		
Dimensões dos corpos	0,8 mm	2,0 mm	4,0 mm
de prova (mm)	100x100; 200x200	200x200	100x100

Amostras de 200 x 200 mm, com 0,8 mm de espessura, foram utilizadas para análise das microestruturas; ensaios de Erichsen; tração convencional e tração com análise de imagens.

Amostras de 200 x 200 mm, com 2,0 mm de espessura, foram utilizadas para análise das microestruturas; ensaios de Erichsen; tração convencional e tração com análise de imagens; estampagem profunda.

Amostras de 100 x 100 mm, com 0,8 mm de espessura, foram utilizadas para análise das microestruturas; ensaios de deformação (obtenção de curvas limite de conformação).

Amostras de 100 x 100 mm, com 4,0 mm de espessura, foram utilizadas para análise das microestruturas, estampagem a quente e tixoestampagem.

Parte das amostras de chapas de espessuras 0,8 e 2,0 mm, como foram adquiridas no estado laminado, foram submetidas a tratamentos de recozimento em forno tipo mufla de aquecimento programável, nas condições: 380°C por 1 hora. As temperaturas das amostras durante tratamento térmico foram monitoradas por termopar do tipo Chromel Alumel (tipo K) inserido próximo ao centro da amostra.

Desta maneira, disponibilizou-se amostras de chapas nos estados laminado e recozido para as chapas de 0,8 e 2,0 mm de espessura e no estado somente recozido para as chapas de espessura 4,0 mm.

Buscou-se, com o tratamento térmico de recozimento das chapas de 0,8 e 2,0 mm, a possibilidade de comparação do comportamento à deformação de chapas nos estados laminado, recozido e tixofundido.

Após recozimento, as chapas de 0,8 e 2,0 mm tiveram suas microestruturas analisadas em microscópio ótico tipo Neophot 32/Zeiss. O preparo de amostras para metalografia seguiu o procedimento indicado anteriormente para o preparo de amostras da matéria-prima (item 3.1.3.).

3.2.2. Método utilizado para obtenção de estruturas tixotrópicas

Para testes de viabilidade de obtenção de chapas com estrutura globular tixotrópica foi empregado método de fusão parcial controlada. Na fusão parcial controlada o material é submetido a tratamento térmico à temperaturas superiores à temperatura *solidus*, de modo a promover fusão de fases secundárias e globularização da fase primária.

Com base nos valores das temperaturas *solidus* e *liquidus* obtidas por análise térmica diferencial da liga utilizada, foram testadas diferentes temperaturas de tratamento, por diferentes

tempos. Buscou-se a obtenção de estruturas globulares com diferentes tamanhos de glóbulos, para a análise do efeito deste parâmetro nas propriedades de deformação da estrutura tixotrópica.

Foram submetidas a fusão parcial controlada amostras de chapas laminadas (espessuras de 0,8 e 2,0 mm) e de chapas recozidas (espessura de 4,0 mm).

As chapas de 0,8 mm de espessura foram tratadas nas temperaturas de 627°C, por 5 e 15 minutos, e 634°C, por 5 e 10 minutos. Essas temperaturas correspondem, segundo equação de Scheil, dada por:

$$f_s = 1 - ((T_f - T) / (T_f - T_l))^{1/(k-1)} \quad (\text{eq. 3.1})$$

f_s = fração sólida;

T_f = temperatura de fusão do Al = 660,4°C (Mondolfo, 1976);

T = temperatura de tratamento;

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.

à 44 e 62% de fração líquida na pasta, respectivamente. A equação de Scheil não reflete a condição de equilíbrio, portanto estes valores de fração líquida são aproximados. Estes valores são elevados para os processos de tixoconformação por deformação plástica, onde valores da ordem de 10% de líquido são mais apropriados dado o dispêndio de energia no aquecimento do material, quando comparado com processos de conformação no estado sólido. No entanto, devido às condições de contorno empregadas na equação de Scheil (difusão total no sólido, difusão limitada no líquido) serem distintas de condições práticas, é de se esperar frações líquidas inferiores.

Para as chapas de 2,0 mm de espessura foram feitos ensaios nas temperaturas de 624°C por 5 e 15 minutos e 631°C por 5 e 10 minutos. Essas temperaturas correspondem, respectivamente, à 45 e 64 % de fração líquida.

As amostras das chapas de 4,0 mm foram tratadas em 1 temperatura: 630°C por 15 minutos. Essa temperatura corresponde a 21% de fração líquida.

3.2.3. Equipamentos utilizados para obtenção de estruturas tixotrópicas

Devido aos diferentes tamanhos de amostras (100 x 100 mm e 200 x 200 mm), foram utilizados diferentes fornos e dispositivos especialmente construídos para a introdução e manutenção das amostras no seu interior, durante tratamento de fusão parcial controlada.

Para os tratamentos térmicos de amostras de 100 x 100 mm foi utilizado forno resistivo tipo mufla, programável e com controle digital de temperaturas.

As amostras foram inseridas no forno com auxílio de dispositivo especialmente construído para evitar a sua deformação ou empenamento durante tratamento. Tal dispositivo consta de 2 placas de aço de dimensões 120 x 120 mm e espessura 5,0 mm, presas em um dos lados, conforme esquema indicado na Figura 3.3.

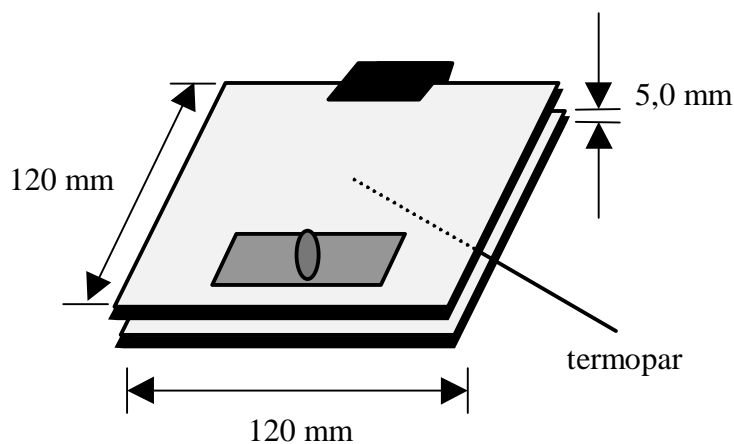


Figura 3.3 – Esquema do dispositivo utilizado para os tratamentos térmicos de fusão parcial controlada em amostras de 100 x 100 mm.

Para tratamentos térmicos de amostras de dimensões 200 x 200 mm, foi utilizado um segundo forno, também resistivo, especialmente adaptado para estes ensaios. O forno, retangular e vazado no centro, é apresentado em esquema da Figura 3.4. As resistências são posicionadas em todas as suas paredes. As aberturas da câmara foram fechadas com placas isolantes.

Foram construídos dois dispositivos auxiliares: uma caixa metálica de aço, com guias laterais de deslizamento no interior do forno, no qual também foi construído guia de deslizamento para esta caixa; e um dispositivo de 2 placas quadradas presas em um dos lados, à semelhança da apresentada na Figura 3.3.

As amostras a serem tratadas foram posicionadas entre as placas de aço, que por sua vez foram introduzidas na caixa metálica e esta no interior do forno.

Caixa e placas de aço foram perfuradas para introdução de termopar para controle de temperatura na amostra durante tratamento térmico.

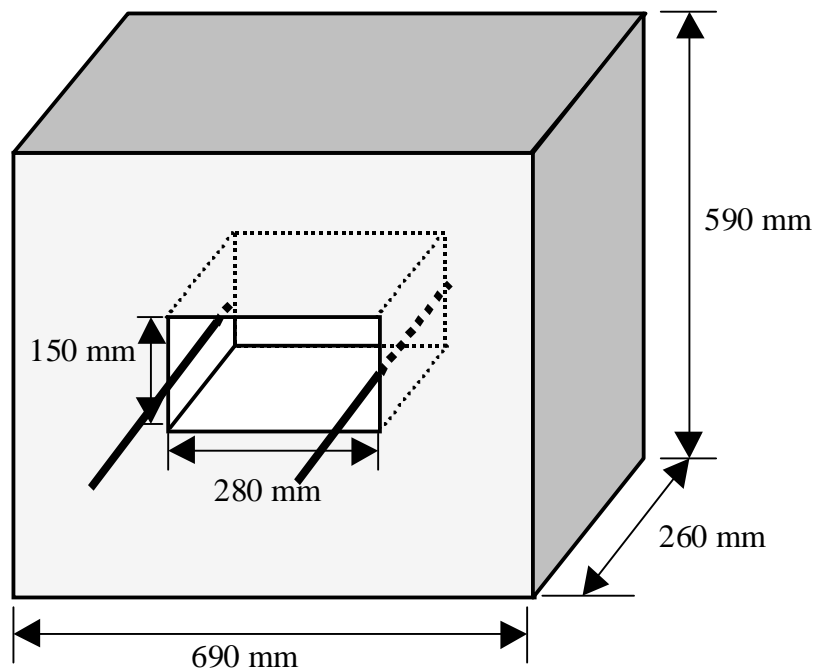


Figura 3.4 – Desenho esquemático do forno utilizado na preparação das chapas tixofundidas de dimensões 200 x 200 mm.

3.2.4. Procedimento experimental para a obtenção de estrutura tixotrópica

Os procedimentos utilizados para os experimentos de fusão parcial controlada nas chapas foram semelhantes, independente do forno utilizado, isto é, da dimensão das amostras. Inicialmente o forno era aquecido até a temperatura de tratamento desejada, medida com termopar posicionado na região a ser ocupada pelo centro da amostra. Atingida a temperatura de tratamento pré estabelecida, era introduzida a amostra, já no interior das placas de aço.

Nesse momento, era iniciada a injeção de argônio no interior do forno, a uma vazão de 12 l/min. Era esperada a recuperação da temperatura e então iniciado o controle do tempo de tratamento. Durante o tratamento, a temperatura era monitorada por um termopar tipo K, posicionado tocando o centro da amostra. Ao final do tempo estabelecido, o dispositivo era retirado do forno e a amostra resfriada em água.

Foram tratadas, por fusão parcial controlada, no caso de placas de 0,8 mm de espessura, um total de 120 amostras, nas condições:

- 30 amostras de 100 x 100 mm, tratadas a 627°C por 15 minutos;
- 30 amostras de 100 x 100 mm, tratadas a 634°C por 10 minutos;
- 15 amostras de 200 x 200 mm, tratadas a 627°C por 5 minutos;
- 15 amostras de 200 x 200 mm, tratadas a 627°C por 15 minutos;
- 15 amostras de 200 x 200 mm, tratadas a 634°C por 5 minutos;
- 15 amostras de 200 x 200 mm, tratadas a 634°C por 10 minutos.

No caso de placas de 2,0 mm, foram tratadas por fusão parcial controlada 60 amostras, nas condições:

- 15 amostras de 200 x 200 mm, tratadas a 624°C por 5 minutos;
- 15 amostras de 200 x 200 mm, tratadas a 624°C por 15 minutos;
- 15 amostras de 200 x 200 mm, tratadas a 631°C por 5 minutos;
- 15 amostras de 200 x 200 mm, tratadas a 631°C por 10 minutos.

Para as placas de 4,0 mm, foram obtidas por fusão parcial controlada, 8 amostras, tratadas a 630°C por 15 minutos.

Essa grande quantidade de placas foi feita para assegurar a repetibilidade dos resultados. Dessas placas foram retiradas amostras aleatórias para a análise das microestruturas.

3.2.5. Análise metalográfica de chapas tixofundidas

Foram feitas análises das microestruturas de 2 a 3 chapas, em média, após o tratamento térmico de fusão parcial, escolhidas aleatoriamente, para cada condição testada. As chapas foram cortadas em 8 regiões, conforme esquema mostrado no Capítulo 4, item 4.2, e observadas em microscópio ótico tipo Neophot 32/Zeiss. Buscou-se caracterizar a homogeneidade da estrutura em toda a extensão das chapas.

A técnica de preparo metalográfico foi semelhante à utilizada para as amostras laminadas e recozidas.

As microestruturas obtidas foram caracterizadas por meio dos parâmetros: diâmetro médio da fase globular e quantidade relativa de fase secundária.

O diâmetro médio dos glóbulos e a quantidade relativa de fase secundária foram medidos através do programa de análise de imagens Leica Q500MC acoplado ao microscópio ótico tipo Neophot 32/Zeiss. De cada amostra retirada de uma região da chapa, foram analisadas 5 sub-regiões.

3.2.6. Caracterização da estrutura espacial da condição tixofundida

Para caracterização da estrutura espacial do material tixofundido, alguns métodos foram empregados. Um deles foi a medida da contigüidade da fase sólida, no plano, em amostras de chapas de 4,0 mm de espessura.

Medidas de contigüidade da fase sólida foram realizadas de acordo com a equação 2.1, apresentada no Capítulo 2, item 2.1. As medidas foram feitas com auxílio do programa de análise de imagens Leica Q500MC, em amostras retiradas de cada região segundo indicado no Capítulo 4, item 4.2, de 3 distintas placas tixofundidas. Em cada região analisada, foram feitas medidas em 5 sub-regiões.

Outro método utilizado para a caracterização espacial de uma estrutura tixofundida, foi a observação de amostras em microscópio eletrônico de varredura.

Amostras escolhidas aleatoriamente, dentre as amostras tixofundidas a 630°C por 15 minutos, 4,0 mm de espessura, foram observada em microscópio eletrônico de varredura (MEV), para a visualização dos glóbulos em planos perpendiculares.

Também foram analisadas 3 amostras da liga A356 reofundidas, de composição básica Al-Si, obtidas por agitação eletromagnética (Paes, 2000). Para melhor globularização da estrutura, as amostras foram tixofundidas por fusão parcial controlada. As amostras foram submetidas a ataque químico para corrosão seletiva do silício e posterior observação da estrutura em microscópio eletrônico de varredura (MEV). O reagente utilizado foi o reagente de Tuckers, por 10 segundos.

Simulação do arranjo espacial de uma estrutura globular de uma amostra da liga AA 2024, obtida por fusão parcial controlada a 620°C por 5 minutos também foi um dos métodos empregados para análise espacial de uma estrutura tixofundida. A amostra foi submetida a cortes sucessivos de 20 em 20 µm, nos quais eram observadas e fotografadas suas microestruturas em microscópio ótico (Paes et al., 2000). A superposição dessas microestruturas deu origem a um modelo de 3 dimensões, através de um software de computação gráfica. O resultado é apresentado em figuras obtidas através de um vídeo.

3.3. Ensaio de Erichsen

Ensaio de Erichsen foram realizados nas chapas de 0,8 e 2,0 mm de espessura, para a avaliação da estampabilidade do material com estrutura globular, e comparação com o comportamento do material laminado submetido ao mesmo ensaio. Os testes nas chapas com microestrutura globular foram feitos com amostras tratadas a 627°C por 15 minutos para as chapas de 0,8 mm e com amostras tratadas a 624°C por 5 minutos para as chapas de 2,0 mm.

Amostras do material laminado utilizado como matéria-prima para a fabricação do material tixotrópico, nas duas espessuras, também foram ensaiadas.

Os testes foram feitos a temperatura ambiente em uma máquina MTS, portanto com o material tixofundido no estado sólido, segundo a norma DIN 50101.

O tamanho das amostras e número de ensaios seguiram as recomendações da norma: amostras quadradas de 90 mm de lado e 3 ensaios para cada condição.

Os resultados obtidos são apresentados na forma de gráficos força x deslocamento.

3.4. Ensaio de tração

Ensaio de tração foram feitos em amostras de 200 x 200 mm, em chapas de espessuras 0,8 e 2,0 mm, para a caracterização mecânica do material nos estados laminado e tixofundido. Para obtenção de corpos de prova de tração, as chapas foram cortadas em tiras nas direções longitudinal e transversal com relação à direção de laminação, para o caso de materiais sem tratamento; e para as chapas tixofundidas em somente uma direção, na parte mais externa da placa.

Para o material submetido à tixofundição, de cada condição de tratamento de tixofundição, foram escolhidas aleatoriamente 8 placas e retiradas, de cada placa, 2 amostras de

aproximadamente 30 mm de largura e comprimento de 200 mm para a confecção dos corpos de prova para os ensaios de tração.

As chapas no estado laminado, de 0,8 e 2,0 mm de espessura, foram também cortadas para confecção de corpos de prova, nas direções longitudinal e transversal à direção de laminação. Foram confeccionados 10 corpos de prova para cada espessura de chapa e cada direção.

Os corpos de prova foram confeccionados segundo norma ASTM E 8M, cujas dimensões são apresentadas na Figura 3.5.

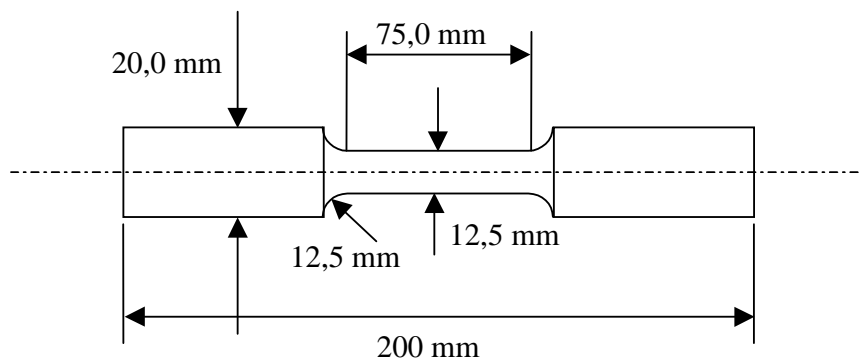


Figura 3.5 – Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração, segundo a norma ASTM E 8M.

Os ensaios de tração foram feitos de duas maneiras: uma da maneira convencional, em que os registros de tensão e deformação são adquiridos por uma célula de carga e armazenados em um computador; e outro através de imagens, em que as amostras são fotografadas antes e durante o ensaio, e através de um programa de análise de imagens são obtidos os valores de deformação. O método de análise de imagens é explicado no item seguinte, pois também foi utilizado para a obtenção de deformações em ensaios de estampagem.

Os ensaios de tração foram feitos em uma máquina MTS de capacidade de 5 toneladas e precisão da célula de carga de +/- 0,5 %, utilizando um extensômetro de precisão 10^{-4} % e

deformação máxima de 50%, no Laboratório de Mecânica Aplicada da Escola Superior de Engenheiros de Annecy da Universidade de Savoie, França.

Foram feitos 8 ensaios de tração convencional e 8 com auxílio de análise de imagens, para cada condição de tixofundição e em cada espessura de chapa tixofundida; e 5 ensaios de tração convencional e 5 com auxílio de análise de imagens para cada direção de corte e cada espessura de chapa, no caso das chapas laminadas.

3.5. Método de análise de imagens para a obtenção de deformações

Ensaio empregados para obtenção de deformações que ocorrem em um material quando submetido a esforços, geralmente utilizam medida das distorções de uma malha, em geral contendo círculos, colocada sobre as amostras. A comparação entre os elementos da malha, antes e depois da deformação, permite a medida dos valores das deformações logarítmicas principais. Porém este método é muito trabalhoso e pouco preciso, exigindo um procedimento de numerosas etapas: limpeza das placas por ultra-som, secagem, deposição de uma camada de resina, dissolução da resina no revelador, etc. Existem muitos outros métodos que podem ser usados para se obter um campo de deformação, mas também não são suficientemente precisos ou o campo de deformação é limitado à pequenas deformações.

No presente trabalho, para a determinação das deformações até ruptura foi utilizada uma técnica de correlação que permite uma redução considerável de tempo para a medida dos campos de deslocamento e deformação, e que fornece medidas muito precisas, da ordem de 0,1%. A técnica consiste em pintar a superfície da amostra a ser ensaiada com jatos de tinta branca e preta, de modo a se obter uma variação aleatória dessas cores nesta superfície.

Com auxílio de uma câmera digital, são feitas imagens antes e após deformação, as quais foram comparadas utilizando programa especialmente desenvolvido pelo Laboratório de Mecânica Aplicada da Escola Superior de Engenheiros de Annecy da Universidade de Savoie, França. A análise dessas duas imagens, usando um coeficiente de correlação, torna possível a determinação do campo de deslocamento com uma precisão que pode ser superior a 1/100 pixel.

Essas imagens são comparadas usando um coeficiente de correlação do nível cinza para encontrar os pontos da imagem inicial sobre a imagem final com uma precisão menor do que um pixel da câmera. Para tal, a imagem na qual as deformações são analisadas é numericamente dividida em elementos quadrados de malha e o campo de deslocamento é calculado para cada um desses elementos da malha. Ao redor de cada um desses 4 pontos que compõem o elemento, uma zona de análise quadrada com dimensões variáveis é usada, centrada em cada um dos pontos considerados e chamada zona de correlação. O princípio deste método é encontrar todos os pontos da malha na imagem final, por comparação do nível de cinza (Vacher et al., 1999).

O nível de cinza da imagem inicial é representado pela função discreta $f(x,y)$, que se torna $f^*(x^*, y^*)$ na imagem deformada :

$$f^*(x^*, y^*) = f^*(x+u(x,y), y+v(x,y)) \quad (\text{eq. 3.2})$$

com $u(x,y)$ e $v(x,y)$ sendo os campos de deslocamento para um dado elemento da malha.

Esses campos de deslocamento são obtidos pelo uso da correlação entre um elemento da malha da imagem inicial e seu correspondente na imagem deformada. Um ponto sobre a imagem inicial se move, depois da deformação, para uma posição de sub-pixel. Os níveis de cinza sobre a imagem deformada são obtidos por interpolação bilinear ou bicúbica.

O coeficiente de correlação usado para comparar duas zonas é dado por:

$$\text{Cor} = 1 - \frac{\int_{\Delta S} [f(x,y)f^*(x^*, y^*)] dx dy}{\sqrt{\int_{\Delta S} f(x,y)^2 dx dy \int_{\Delta S} f^*(x^*, y^*)^2 dx dy}} \quad (\text{eq. 3.3})$$

onde :

ΔS : área da zona de correlação sobre a imagem inicial ;

$f(x,y)$: nível de cinza da imagem inicial ;

$f^*(x^*, y^*)$: nível de cinza da imagem deformada.

Para uma perfeita correlação, $f(x,y) = f^*(x^*, y^*)$, $\Rightarrow \text{Cor} = 1$; para uma correlação imperfeita, $0 < \text{Cor} < 1$.

O parâmetro de correlação escolhido aqui é independente de uma modificação global dos níveis de cinza entre as duas imagens. Ele é usado como um indicador do grau de semelhança entre duas regiões : a primeira região é centrada sobre um pixel da imagem inicial e é sempre quadrada, e a segunda região se encontra numa posição de subpixel na imagem deformada e é um quadrilátero. Um programa de análise de imagens é empregado para a análise dos resultados.

Para que os cálculos de deformação sejam feitos, é preciso escolher uma região de análise na imagem inicial, como pode ser visto como exemplo, na Figura 3.6. Essa mesma região é comparada com a imagem correspondente após deformação.

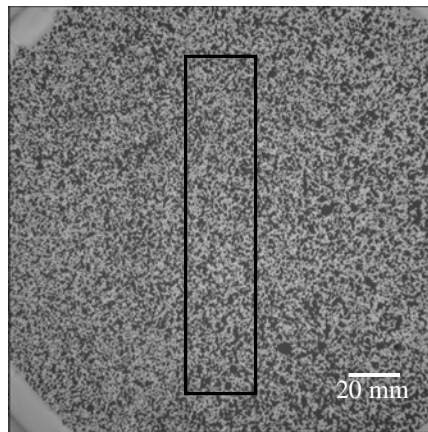


Figura 3.6 - Exemplo de uma região escolhida sobre uma imagem de amostra pintada em tons preto e branco para análise de deformação.

O programa empregado para análise de imagens pode fornecer resultados de várias formas, como campos de deslocamento x e y , vetor deslocamento, deformação nos eixos principais x e y , trajeto de deformação, coeficiente de Poisson e de anisotropia, etc. A partir dos resultados de deformação nos eixos principais x e y , foram traçadas as curvas limites de conformação no presente trabalho.

3.6. Ensaio de deformação para a obtenção de curvas limite de conformação

Os ensaios de deformação para a obtenção das curvas limite de conformação foram realizados no Laboratório de Mecânica Aplicada da Escola Superior de Engenheiros de Annecy da Universidade de Savoie, França.

Para efeito comparativo da influência da estrutura na capacidade de conformação do material, foram feitos ensaios com chapas em 3 condições: laminada, recozida e tixofundida.

No caso de placas tixofundidas, foram utilizadas amostras tratadas a 627°C por 15 minutos e 634°C por 10 minutos, de dimensões 100 x 100 mm e espessura 0,8 mm. As amostras foram cortadas em diversas larguras, na tentativa de que vários modos de deformação fossem estudados, partindo da tração larga (tiras de pequena largura) até a expansão equibiaxial equilibrada (placas quadradas). As larguras variaram de 40 até 100 mm, com incrementos de 20 mm.

Amostras de placas recozidas, de dimensões 100 x 100 mm, e espessura 0,8 mm, também foram cortadas em diversas larguras, na tentativa de que vários modos de deformação fossem estudados, partindo da tração larga (tiras de pequena largura) até a expansão equibiaxial equilibrada (placas quadradas). As larguras variaram de 40 até 100 mm, com incrementos de 20 mm.

Placas laminadas, de espessura 0,8 mm, foram ensaiadas em dimensões maiores, até 200 x 200 mm. As amostras foram cortadas em 2 direções em relação à direção de laminação: longitudinal e transversal, e as larguras variaram de 40 (tração uniaxial) até 200 mm (expansão equibiaxial).

Foram feitos 8 ensaios para cada largura e condição descrita acima.

Para os experimentos foi utilizada uma prensa hidráulica com capacidade máxima de 60 toneladas, especialmente construída para ensaios de deformação segundo o método Marciniak (Marciniak et al., 1973). A prensa é controlada por um programa Labview®, que permite a

escolha da velocidade do punção. Durante o ensaio pode-se observar e registrar a pressão exercida pelo punção, e o deslocamento da peça através de um micrômetro digital. Uma foto da prensa pode ser vista na Figura 3.7.

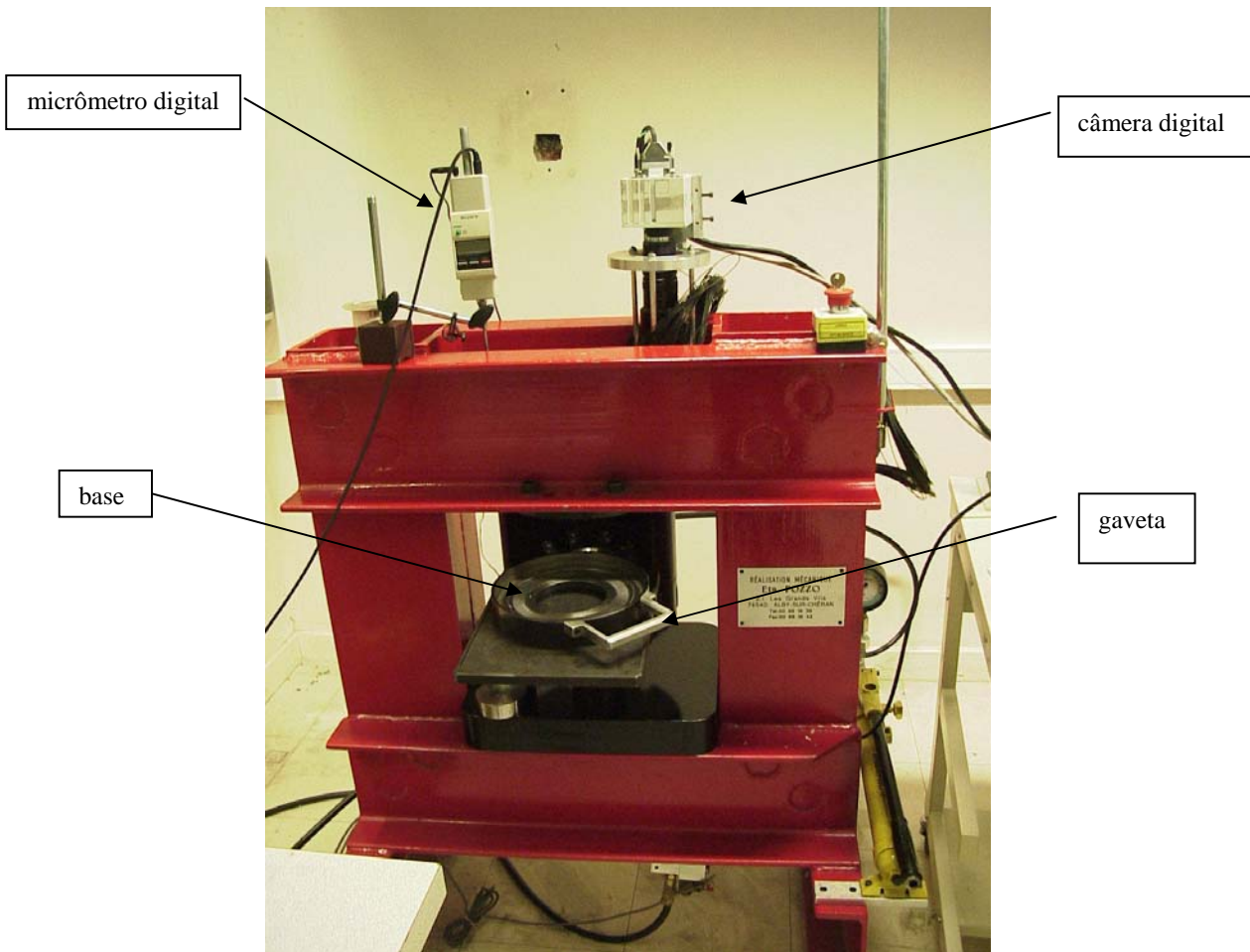


Figura 3.7 – Prensa hidráulica para ensaios de deformação segundo o método Marciniak (ESIA, França).

O registro das imagens é feito por uma câmera digital colocada na parte superior da prensa, ligada a um programa de aquisição de imagens. A iluminação é obtida por fibras óticas que envolvem o suporte da câmera; esse suporte é móvel e se desloca juntamente com a peça, garantindo assim a mesma distância entre a peça e a câmera durante todo o ensaio.

Entre o punção e a peça foi intercalada uma contra-peça, de aço, com as mesmas dimensões da placa a ser ensaiada, a fim de impedir uma ruptura prematura sobre as bordas do punção. As contra-peças de 40 mm de largura foram cortadas ao meio no sentido do comprimento. Nas placas de maior largura, foi feito um furo central de 15 mm de diâmetro para que a ruptura ocorresse no centro. As placas e as contra-peças foram coladas para evitar o deslocamento de uma em relação à outra durante o ensaio. Um pequeno pedaço de polietileno foi colocado sobre o punção para reduzir o atrito durante o ensaio.

As placas foram limpas com acetona e depois pulverizadas com uma tinta branca aerosol de secagem rápida, de maneira uniforme. Depois de secas, foram pulverizadas com uma tinta preta de maneira a deixar a superfície com pequenas manchas pretas, de forma aleatória, segundo mostrado na Figura 3.6.

Depois de prontas, as amostras foram colocadas entre uma base e a matriz, que por sua vez foram pressionadas por um alonga-matriz. Todo esse conjunto foi montado dentro de uma gaveta, colocada na prensa e pressionado manualmente, com a ajuda de um macaco hidráulico, até uma pressão suficiente para a total imobilização da periferia das placas durante o ensaio, isto é, as placas foram presas, deixando apenas o centro sob a ação do punção e mantendo o mesmo diâmetro até a ruptura da amostra. O suporte da câmera foi, então, colocado sobre a peça, ajustado o foco e registrada a primeira imagem. O micrômetro que registrava o deslocamento da peça foi posicionado sobre o suporte da câmera, que se deslocava juntamente com a placa. O ensaio de deformação foi, então, iniciado, com velocidade do punção de 0,1 mm/s. As imagens foram registradas conforme se achasse conveniente, porém o programa de aquisição de imagens gravava automaticamente as 20 últimas imagens feitas nos últimos 5 segundos, o que permitia a interrupção da aquisição e observação da amostra no momento imediatamente antes da ruptura e a própria ruptura.

O conjunto de dispositivos utilizados no ensaio (base, matriz, alonga-matriz e gaveta) com as amostras laminadas, de dimensões 200 x 200 mm é mostrado na Figura 3.8. Para este conjunto foi utilizado punção de 90 mm de diâmetro.

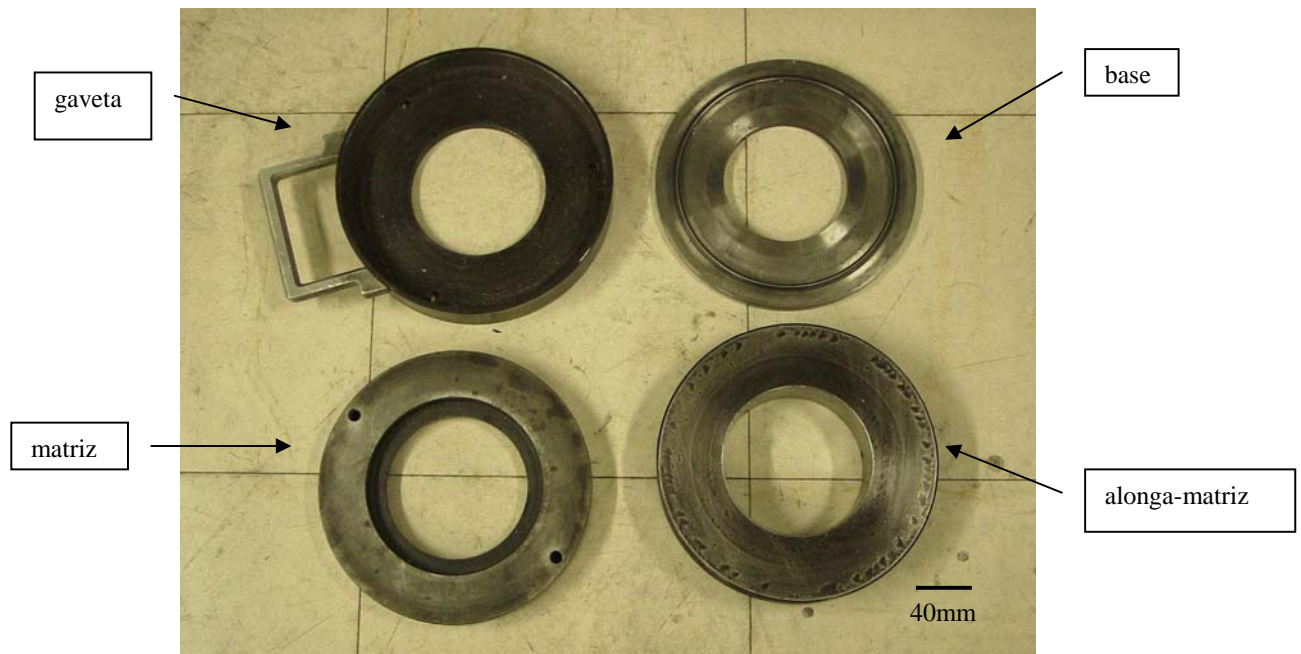
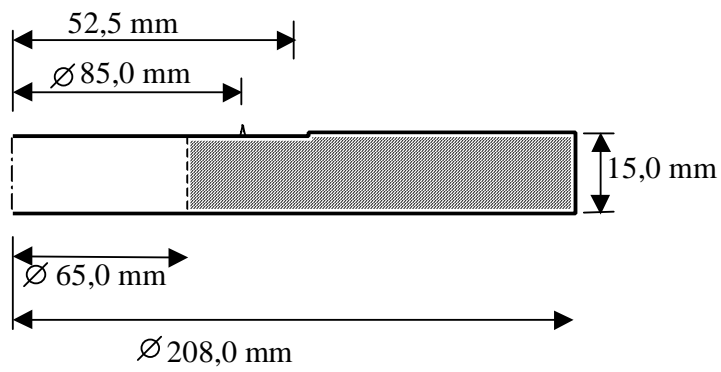


Figura 3.8 – Dispositivos utilizados nos ensaios de deformações para construção de curvas limite de conformação (no caso, para amostras de dimensões 200 x 200 mm).

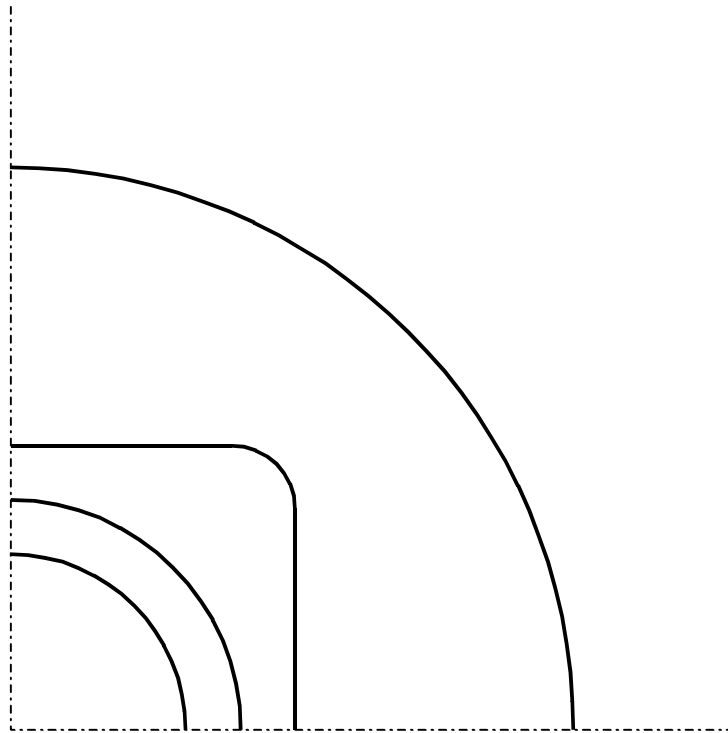
Como diferentes dimensões de chapas foram testadas (100 x 100 mm para amostras nos estados recozido e tixofundido e 200 x 200 mm para amostras laminadas), foram utilizados 2 distintos conjuntos de base, matriz e punção.

Os projetos da matriz e da base foram feitos e analisados em um programa de elementos finitos para a verificação das tensões admissíveis. A partir dos resultados obtidos, a base e a matriz foram construídas em aço.

As Figuras 3.9 e 3.10 apresentam desenho esquemático indicando geometria e dimensões do conjunto base/matriz, respectivamente, utilizado para chapas de 100 x 100 mm. Para este conjunto foi utilizado punção de 50 mm de diâmetro.

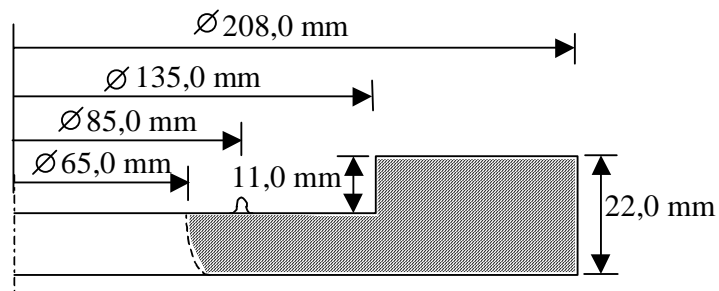


(a)

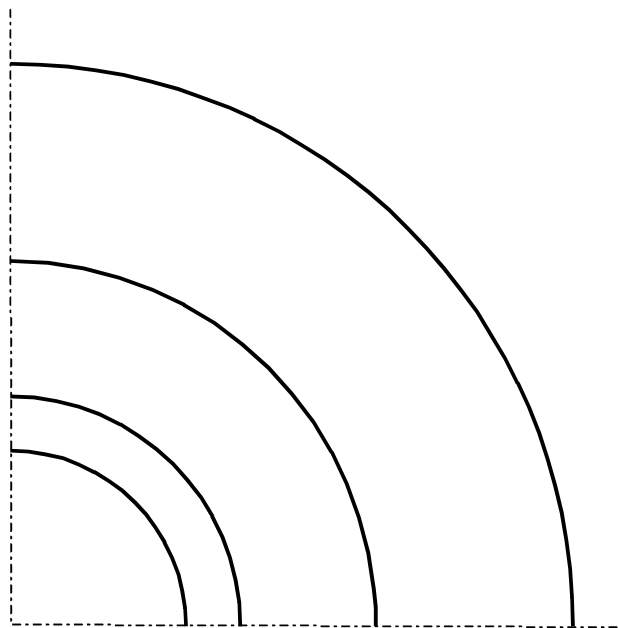


(b)

Figura 3.9 – Desenho esquemático da base utilizada nos ensaios de deformações de amostras com dimensões 100 x 100 mm (recozidas e tixofundidas): (a) vista lateral; (b) vista de topo.



(a)



(b)

Figura 3.10 – Desenho esquemático da matriz utilizada nos ensaios de deformações de amostras com dimensões 100 x 100 mm (recozidas e tixofundidas): (a) vista lateral; (b) vista de topo.

3.7. Ensaio de estampagem profunda

Também para avaliação do comportamento à deformação de estruturas tixofundidas no estado sólido, foram feitos testes de estampagem profunda, com amostras de chapas de 2,0 mm de espessura e dimensões 200 x 200 mm, e para comparação, chapas da mesma espessura e dimensões no estado recozido. Foram utilizadas chapas tixofundidas a 624°C por 5 minutos.

Foram confeccionados corpos de prova de geometria simples, tipo copo, segundo desenho esquemático apresentado na Figura 3.11.

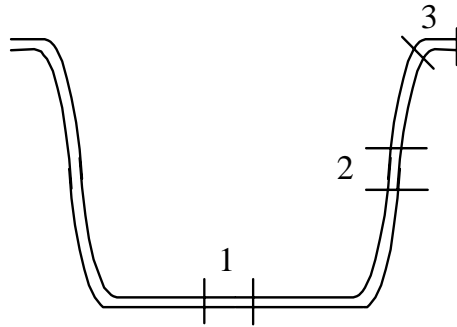


Figura 3.11 - Desenho esquemático do copo obtido em estampagem profunda e indicação das regiões em que foram retiradas amostras para observação da microestrutura.

Para a realização dos ensaios, foram utilizadas base e matriz construídas em aço, de dimensões apresentadas nas Figuras 3.12 e 3.13, respectivamente.

Para a realização destes ensaios foi utilizada a prensa hidráulica apresentada na Figura 3.7.

As chapas foram colocadas entre a base e a matriz, e o conjunto foi pressionado até uma pressão suficiente para que a placa pudesse deformar e deslizar sob a ação do punção, de diâmetro 90 mm. Os ensaios foram realizados a uma velocidade do punção de 0,1 mm/s.

Foram feitas 3 amostras para cada tipo de estrutura. As peças obtidas das amostras tixofundidas foram depois cortados ao meio, no sentido da altura, para análise das microestruturas nas regiões indicadas na Figura 3.11.

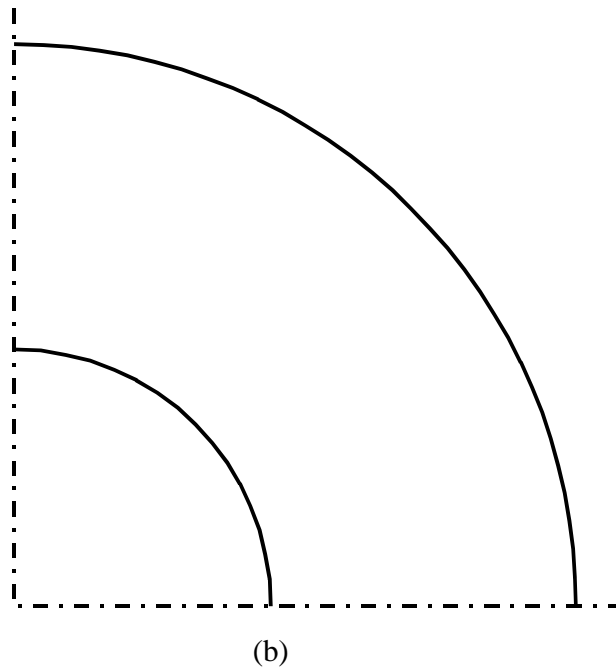
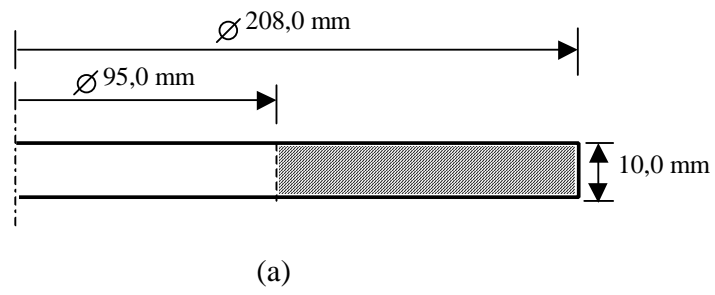
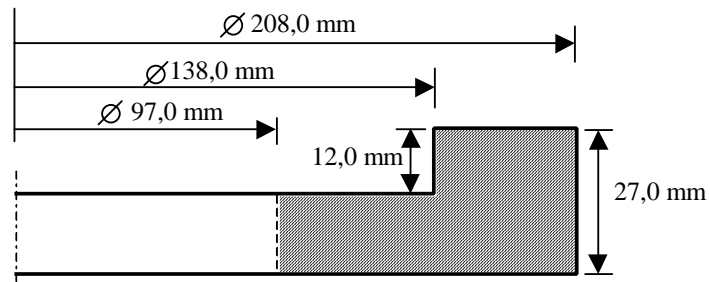
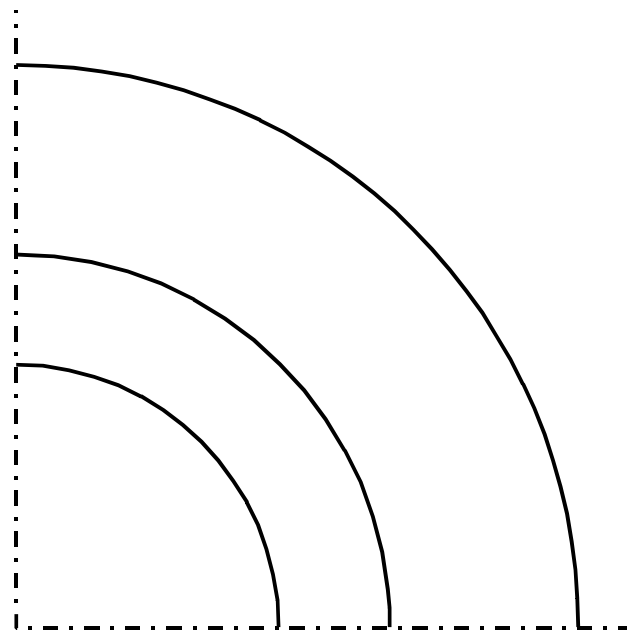


Figura 3.12 - Desenho esquemático da base utilizada nos ensaios de estampagem profunda de chapas tixofundidas e recozidas: (a) vista lateral; (b) vista de topo.



(a)



(b)

Figura 3.13 – Desenho esquemático da matriz utilizada nos ensaios de estampagem profunda de chapas tixofundidas e recozidas: (a) vista lateral; (b) vista de topo.

3.8. Análise de fratura

Análises de regiões de fratura de chapas com estruturas em diferentes condições (laminada, recozida e tixofundida) foram feitas com auxílio de fotografias obtidas em microscópio eletrônico de varredura.

Foram observadas superfícies de fratura de chapas de 0,8 mm de espessura, no estado laminado, após fratura em ensaio de tração; de chapas de mesma espessura, no estado recozido e no estado tixofundido a 627°C por 5 minutos, após fratura em ensaios de deformação para obtenção de curvas limite de conformação.

3.9. Ensaio de estampagem no estado semi-sólido

O comportamento na estampagem de chapas com diferentes estruturas foi analisado em testes feitos a distintas temperaturas, com o material no estado sólido e semi-sólido.

Foi projetado e construído ferramental composto de matriz e punção, em aço, para a confecção de uma peça embutida, em condições severas de raio da matriz. Os desenhos são apresentados a seguir, nas Figuras 3.14 e 3.15.

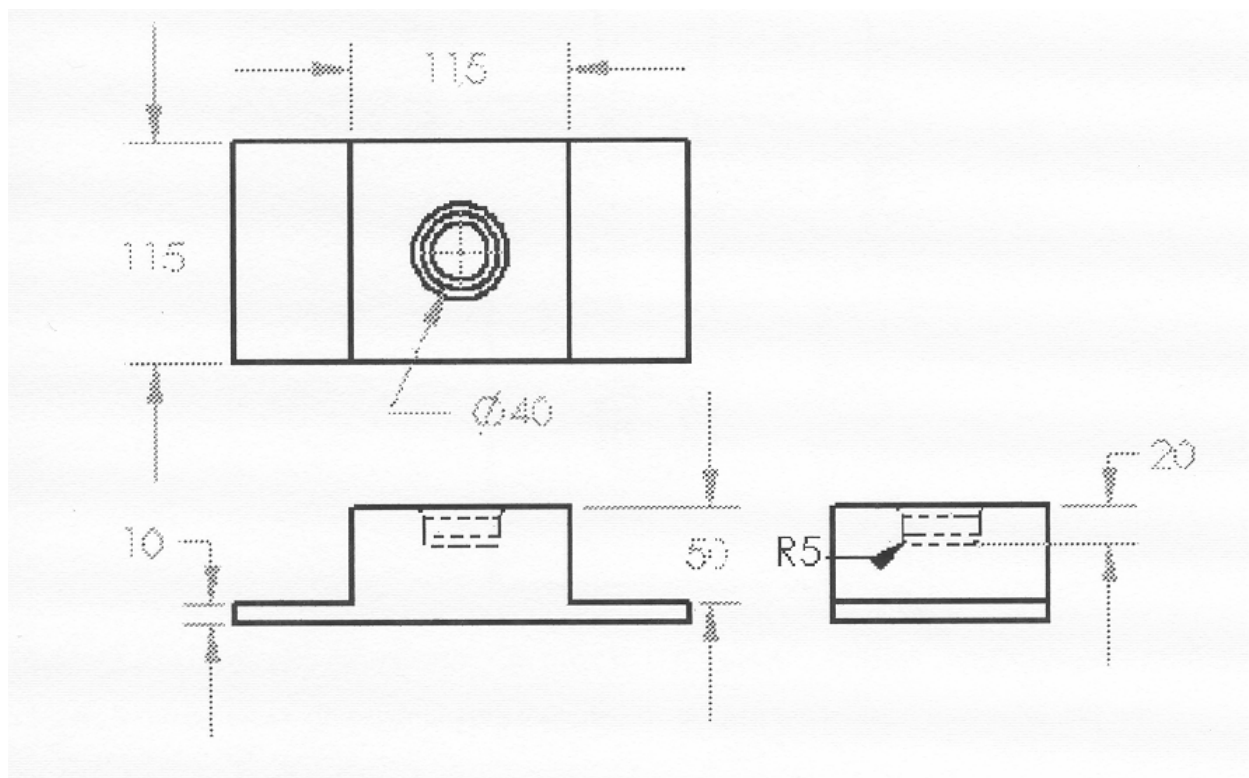


Figura 3.14 – Desenho esquemático da matriz utilizada nos ensaios de tixoestampagem de chapas tixofundidas e de estampagem a quente de chapas recozidas (dimensões em mm).

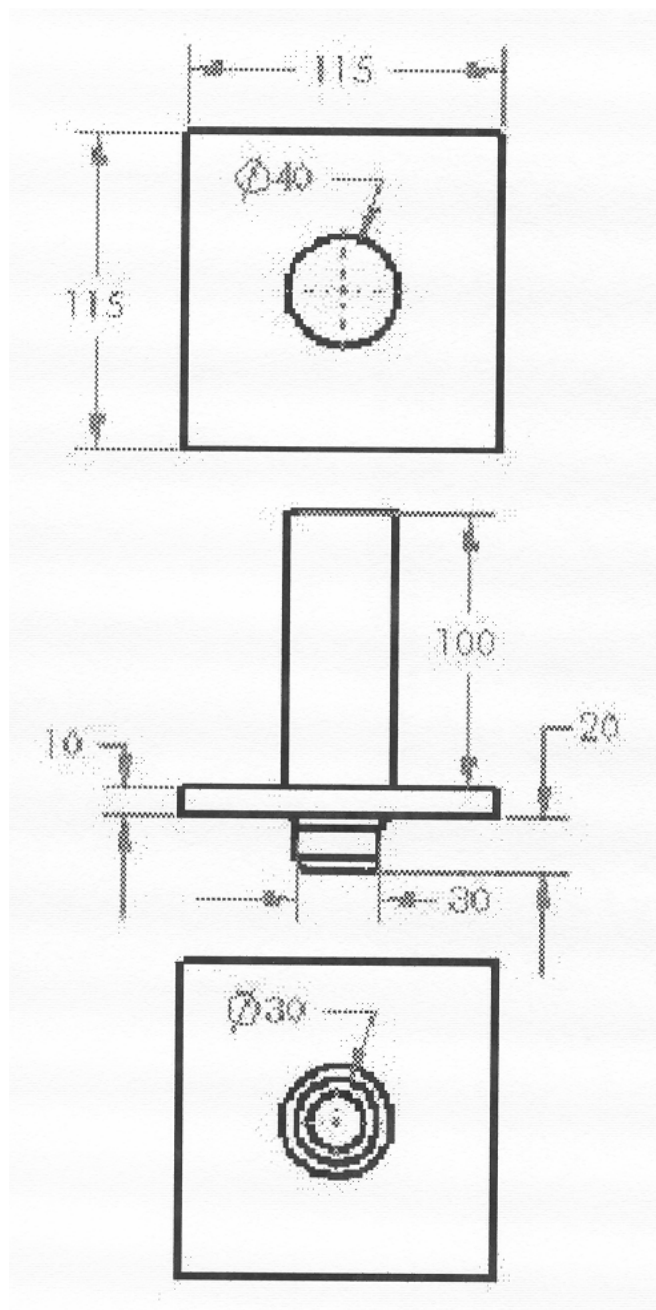


Figura 3.15 – Desenho esquemático do punção utilizado nos ensaios de estampagem profunda de chapas tixofundidas e de estampagem a quente de chapas recozidas (dimensões em mm).

Foi utilizada prensa hidráulica de capacidade máxima 30 toneladas, com velocidade de avanço do punção de 2,5 mm/s. A Figura 3.16 apresenta o sistema de tixoconformação utilizado onde os elementos constituintes são: (a) prensa hidráulica; (b) célula de carga; (c)

microcomputador com software apropriado; (d) módulo indicador de pesagem; (e) cartão conversor A/D; (f) fonte de potência; (g) forno portátil.

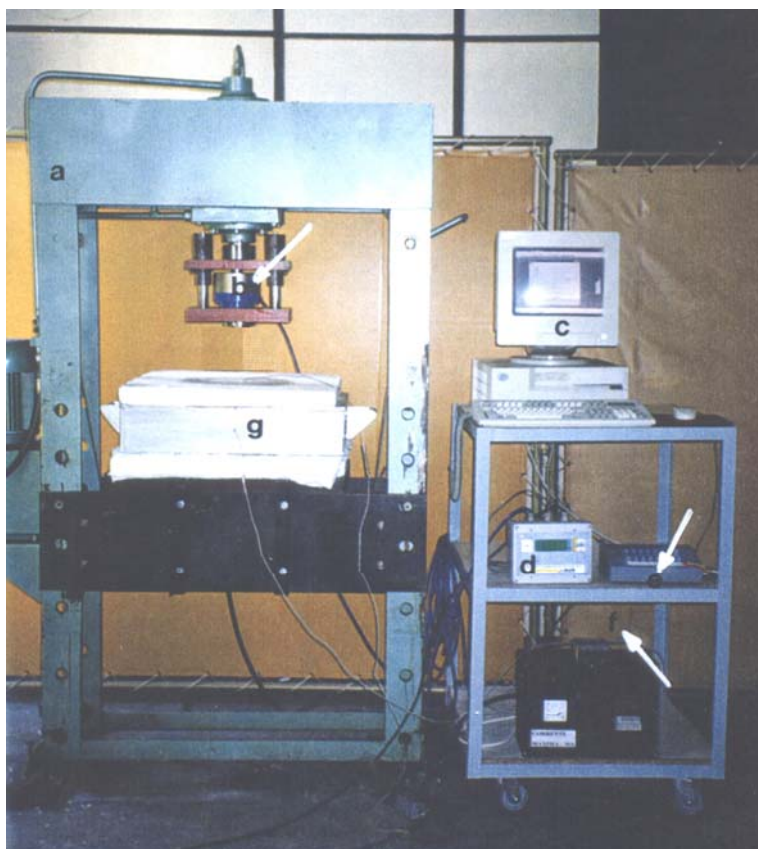


Figura 3.16 – Sistema de tixoconformação utilizado: (a) prensa hidráulica; (b) célula de carga; (c) microcomputador; (d) módulo indicador de pesagem; (e) cartão conversor A/D; (f) fonte de potência; (g) forno portátil.

Os ensaios a quente foram feitos a duas diferentes temperaturas, 315°C e 500°C, em amostras recozidas, 4,0 mm de espessura, de dimensões 100 x 100 mm. Foram feitos quatro ensaios para cada temperatura.

Ensaio de tixoestampagem foram feitos a partir de chapas de 4,0 mm no estado recozido, tixofundidas na própria prensa e imediatamente conformadas no estado semi-sólido. As temperaturas de tixoconformação utilizadas foram definidas de acordo com os resultados obtidos nos ensaios iniciais de tixofundição.

Os ensaios foram feitos a 640, 635 e 630°C, sendo as chapas mantidas por 15 minutos na temperatura de ensaio, previamente à tixoconformação. Foram feitas três amostras para cada condição.

Para os ensaios a quente, o forno foi colocado sobre uma placa isolante sobre a mesa da prensa, contendo em seu interior a matriz, e fechado na parte superior por outra placa isolante. A temperatura foi monitorada por um termopar colocado próximo ao centro da matriz, e o controle da temperatura do forno foi feito por um termopar colocado próximo às resistências.

Quando o termopar de monitoramento atingia a temperatura desejada, a amostra era colocada sobre a matriz e esperava-se que a amostra atingisse a temperatura de ensaio. Neste momento, o ensaio era iniciado, com o acionamento do punção a uma velocidade de 2,5 mm/s. Durante a conformação, a variação da força foi medida com auxílio de célula de carga e os dados armazenados em sistema computacional acoplado.

O procedimento experimental para os ensaios de tixoconformação foi semelhante ao dos ensaios a quente, com uma diferença: o punção foi aquecido antes do ensaio. Quando o interior do forno atingiu a temperatura de trabalho, a amostra e o punção foram colocados e iniciou-se injeção de argônio. No momento em que a amostra atingiu a temperatura desejada, foi iniciada a contagem do tempo para a obtenção da estrutura globular semi-sólida. Atingida a condição semi-sólida com estrutura globular, o ensaio foi iniciado, com aplicação de força pelo punção com

velocidade de avanço de 2,5 mm/s. A variação da força durante conformação foi medida com célula de carga acoplada a sistema de aquisição de dados.

3.10. Análise microestrutural de produtos

Após os ensaios de tixoestampagem, as peças obtidas tiveram suas microestruturas analisadas, por microscopia ótica, em três regiões distintas. O procedimento para preparo das amostras foi o mesmo utilizado para a análise das microestruturas obtidas nas placas tixofundidas.

Amostras tixoestampadas a 640°C tiveram suas superfícies de fratura analipedrosadas por microscópio eletrônico de varredura. Fratografia típica da estrutura foi obtida e analisada.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

4.1. Caracterização da matéria-prima

4.1.1. Microestruturas iniciais

As chapas originais, isto é, sem tratamento de tixofundição, foram caracterizadas quanto à sua microestrutura. A Figura 4.1(a) apresenta microestrutura típica das chapas de 0,8 mm do material no estado encruado (laminado). Pode-se observar que a microestrutura é formada por uma matriz da fase α e por fases intermetálicas, que se apresentam alongadas e orientadas na direção da laminação. A composição das fases intermetálicas foi analisada por microscópio eletrônico de varredura. Observou-se que a maioria é formada por uma grande quantidade de ferro, em torno de 20 a 30%, e outros elementos como silício e cromo. A fase Mg_5Al_8 , que é a fase em equilíbrio com o alumínio (β), não foi observada, provavelmente por estar em quantidade extremamente pequena. Nas ligas comerciais, a maioria do magnésio está em solução e somente condições de não equilíbrio ou recozimento podem levar à formação de Mg_5Al_8 (Mondolfo, 1976).

As microestruturas das chapas de 2,0 e 4,0 mm nos estados laminado e recozido, respectivamente, podem ser observadas nas Figuras 4.1(b) e (c). A chapa de 2,0 mm foi adquirida com o mesmo tipo de tratamento, isto é, H36, como descrito anteriormente, e pode-se observar que a estrutura é semelhante à da chapa de 0,8 mm. Nessa estrutura, os contornos de grão são

mais visíveis e apresentam certa orientação. As fases secundárias apresentam menor orientação. Assim como na chapa de 0,8 mm, as fases intermetálicas foram analisadas quanto à sua composição e os resultados foram semelhantes, porém com as fases apresentando maior porcentagem de ferro, variando de 40 a 50%, sendo detectada também a presença de manganês e cromo.

A microestrutura da chapa de 4,0 mm, por se apresentar no estado recozido, difere das chapas anteriores, de espessuras 0,8 e 2,0 mm. Os grãos são claramente visíveis e por estarem recristalizados não apresentam orientação preferencial. Observa-se também grande quantidade de fases intermetálicas na amostra, com composição semelhante às amostras de 0,8 e 2,0 mm, isto é, fases com alta porcentagem de ferro e pequena presença de outros elementos como manganês, silício e cromo.

As chapas de diferentes espessuras, por apresentarem microestruturas iniciais distintas, principalmente a de 4,0 mm (recozida) em relação às chapas de 0,8 e 2,0 mm (laminadas), podem levar à formação de estruturas tixofundidas com propriedades diferentes, pois características como tamanho de glóbulo podem ser influenciadas pela estrutura original do material.

As chapas foram submetidas ao tratamento de fusão parcial controlada que consiste em aquecer o material entre a temperatura *solidus* e *liquidus*, a uma temperatura definida pela fração sólida que se deseja obter, mantendo-se o material a esta temperatura para a promoção da globularização.

A estrutura original deformada devido à laminação, no caso das chapas de 0,8 e 2,0 mm, sofre, com o aquecimento, recristalização interna. Ao se atingir a temperatura *solidus*, ocorre fusão das fases que estão nos contornos, formando líquido ao redor dos pequenos grãos recristalizados. Esses grãos livres no líquido passam a crescer equiaxialmente.

Já no caso das chapas de 4,0 mm de espessura, a estrutura original já é recristalizada, o que pode levar a um aumento no tamanho dos grãos durante o aquecimento. Após se atingir a temperatura *solidus*, ocorre fusão das fases que estão nos contornos e forma-se líquido ao redor

dos grãos, assim como na estrutura deformada, porém o crescimento dos grãos durante o aquecimento pode levar à formação de glóbulos com maiores dimensões.



(a)



(b)



Figura 4.1 – Microestruturas da liga A5052 em diferentes condições: (a) chapa de 0,8 mm espessura, no estado laminado; (b) chapa de 2,0 mm espessura, no estado laminado; (c) chapa de 4,0 mm espessura, no estado recozido.

4.1.2. Microestrutura do material recozido

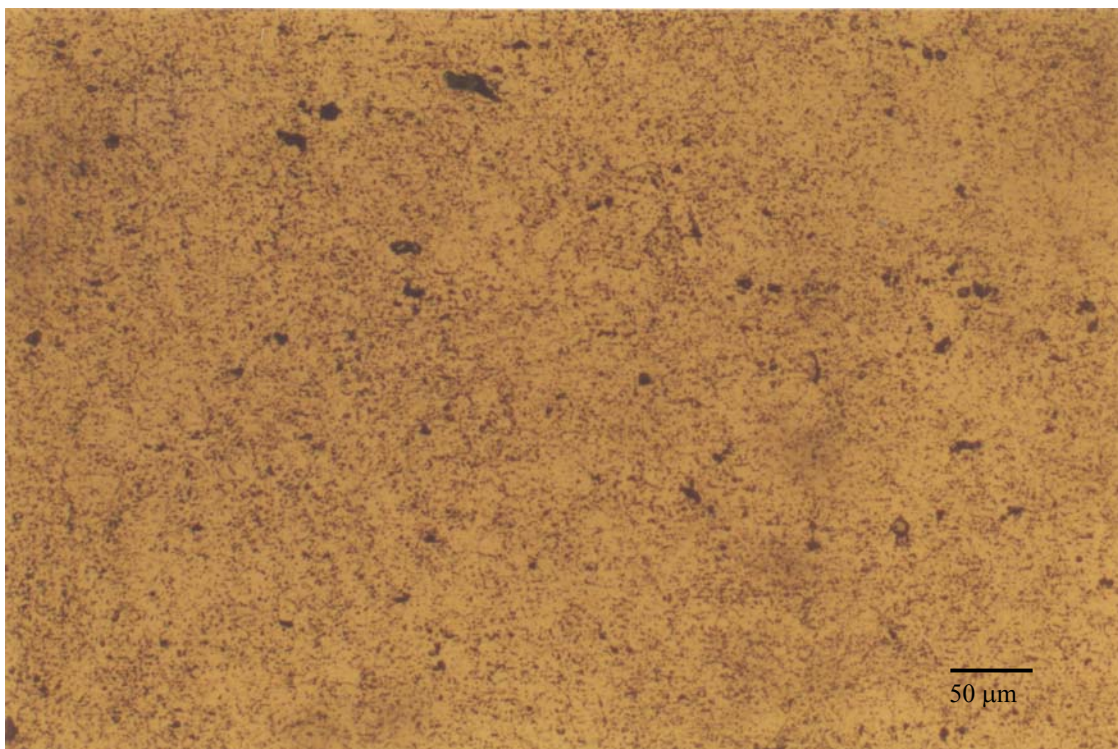
Como indicado anteriormente, as chapas de 0,8 e 2,0 mm, adquiridas no estado encruado, foram submetidas a tratamento de recozimento. As microestruturas resultantes são apresentadas na Figura 4.2. Observa-se na Figura 4.2(a) que houve pouca modificação na estrutura do material, por efeito do recozimento; os contornos de grão são pouco perceptíveis, porém não se observa mais o sentido da laminação. Apesar da mudança na microestrutura ter sido pequena, pode ter havido recristalização e conseqüentemente a redução ou eliminação da deformação interna do material.

A Figura 4.2(b) apresenta a microestrutura obtida nas chapas de 2,0 mm após recozimento. Nessa estrutura, os grãos estão mais facilmente perceptíveis, quando comparados aos grãos da

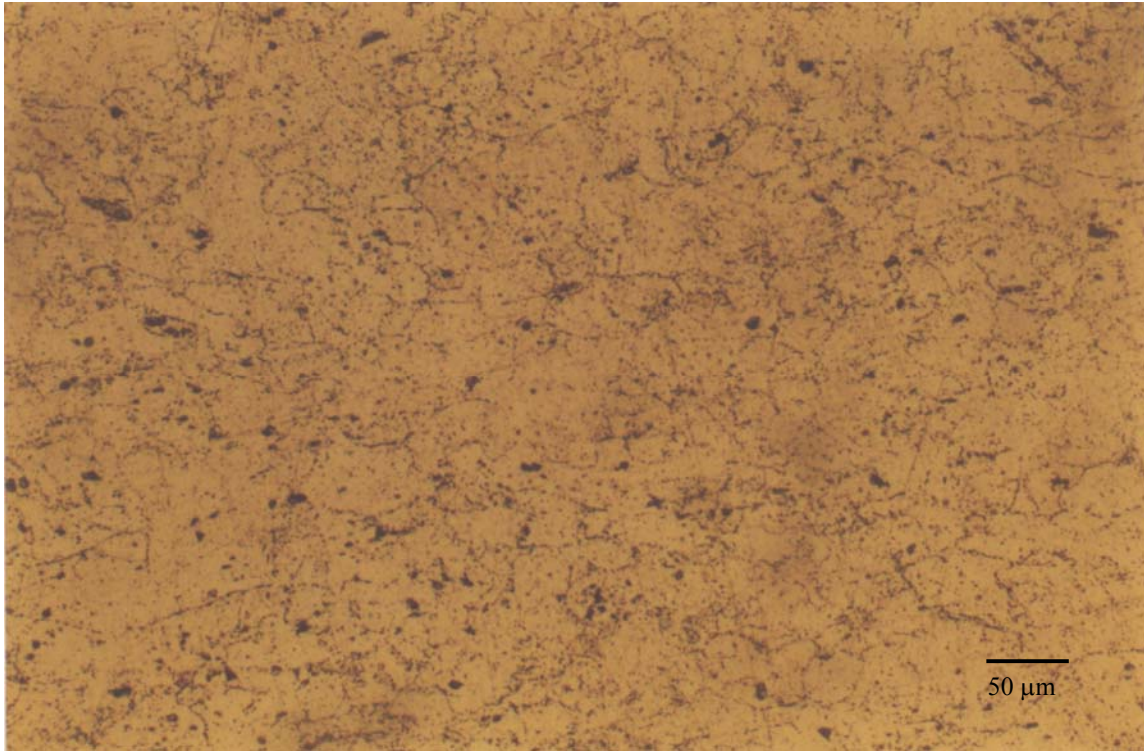
estrutura laminada e não se observa orientação nesses grãos, como era esperado devido ao tratamento de recozimento.

Aparentemente o tratamento de recozimento foi mais eficiente nas chapas de 2,0 mm de espessura, pois a estrutura formada por grãos é facilmente perceptível. Provavelmente, as chapas de 0,8 mm passaram apenas pelo processo de recuperação, no qual as mudanças estruturais não são detectadas por técnicas metalográficas comuns.

Devido ao tratamento de recozimento, são nucleados cristais novos e isentos de deformação. A energia interna acumulada pela deformação plástica é aliviada e a textura encruada é eliminada, resultando em menores valores de resistência mecânica e aumento da ductilidade.



(a)



(b)

Figura 4.2 - Microestruturas da liga A5052 no estado recozido: (a) chapa de 0,8 mm espessura; (b) chapa de 2,0 mm espessura.

4.2. Estruturas tixofundidas obtidas

4.2.1. Estruturas tixofundidas obtidas em chapas de 0,8 mm de espessura e dimensões 200 x 200 mm

Amostras tixofundidas em diferentes condições de temperatura/tempo foram seccionadas para análise de sua estrutura em diferentes regiões. Buscou-se analisar a homogeneidade da estrutura produzida na tixofundição.

A Figura 4.3 apresenta esquematicamente as regiões analisadas em uma chapa de dimensões 200 x 200 mm. As distâncias de (a) e (b) das bordas da placa são iguais às distâncias de (d) e (c); (e) e (f); (h) e (g), respectivamente.

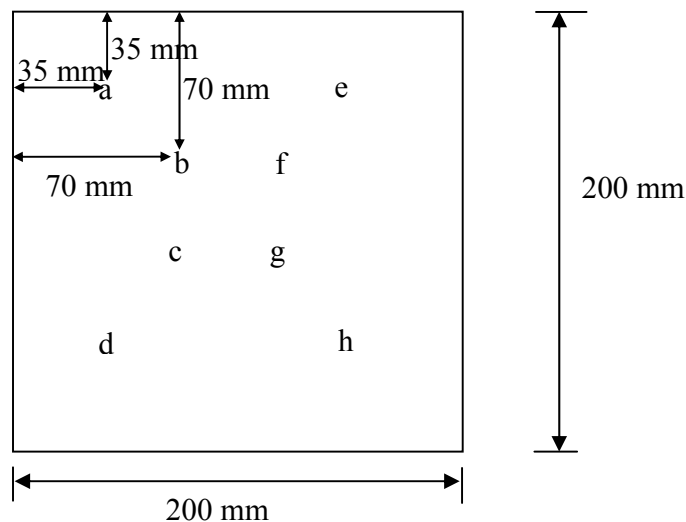


Figura 4.3 – Esquema representativo das regiões de análise das microestruturas das placas tixofundidas de dimensões 200 x 200 mm.

As estruturas típicas obtidas no tratamento a 627°C por 5 minutos são apresentadas na Figura 4.4. Pode-se observar, que para estas condições, a estrutura já se apresenta totalmente modificada, formada por fase globular primária α , envolta por uma segunda fase, formada por precipitação no estado sólido em regiões de α enriquecidas de Mg.

Como já comentado, condições de equilíbrio na solidificação de ligas Al-Mg ocorrem somente a reduzidas taxas de resfriamento (da ordem de $5 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C/h}$, segundo Hatch, 1984). Isto significa que a cinética de difusão neste sistema é bastante lenta.

No entanto, a alta taxa de resfriamento imposta na tixofundição pode possibilitar a precipitação de fase secundária em contornos da fase primária, à temperaturas superiores às previstas pela linha *solvus* do diagrama de equilíbrio. Assim, à temperatura ambiente pode haver maior quantidade de fase secundária do que a prevista em condições de resfriamento lento.

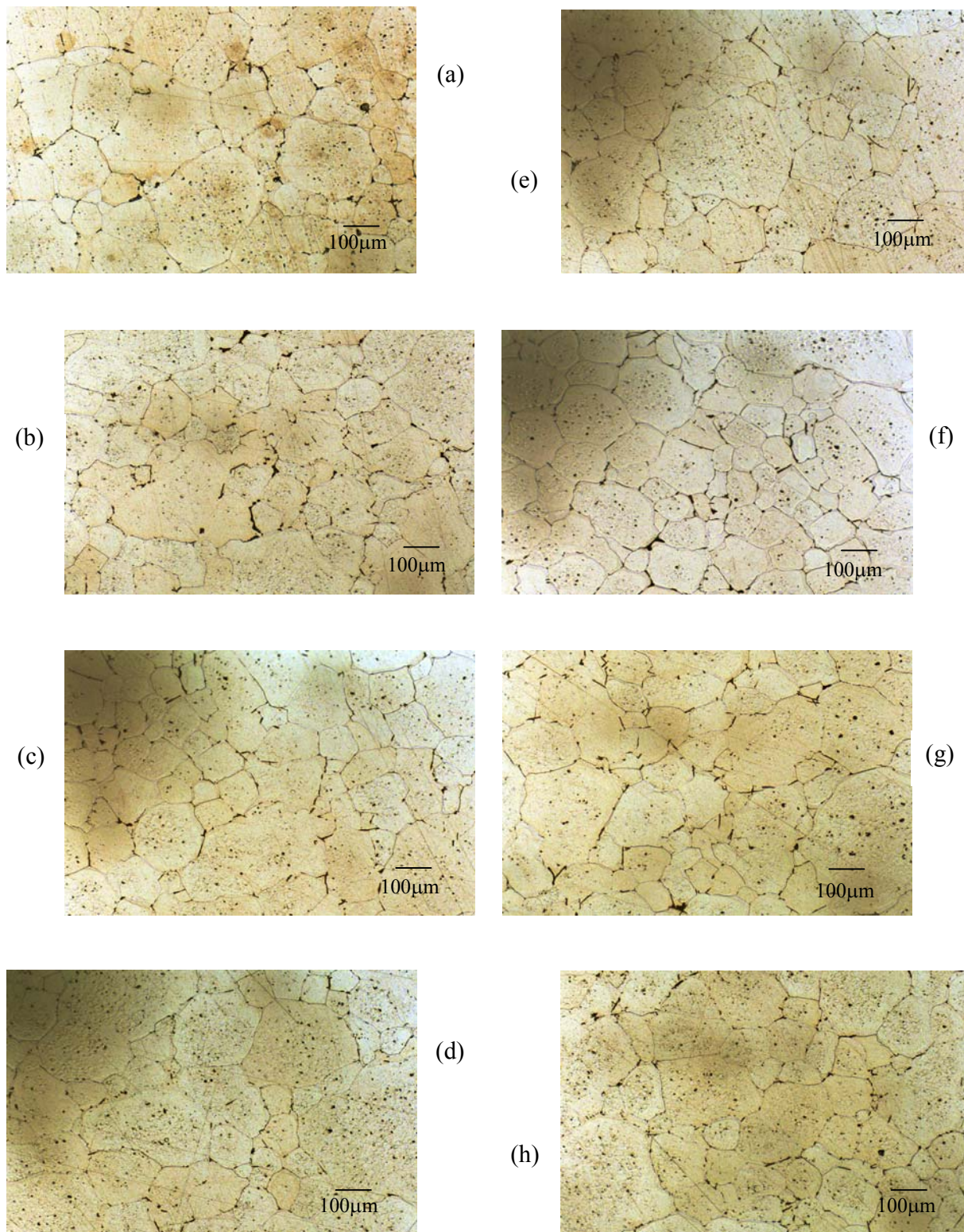


Figura 4.4 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 627°C por 5 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.

Observando-se as microestruturas da Figura 4.4, podem ser feitas algumas considerações. De maneira geral, as regiões estão semelhantes, comprovando a homogeneidade da estrutura por toda a amostra. O tamanho dos glóbulos varia numa mesma região analisada, podem ser vistos glóbulos de 20 a 120 μm na mesma região. Algumas regiões parecem mais globulares que outras, como é o caso da região f, que também parece apresentar menor dispersão no tamanho dos glóbulos. Observou-se a formação de fase secundária em contornos de glóbulos, em todas as regiões. É possível observar, em todas as regiões, a presença no interior dos glóbulos, de fase secundária, na forma de pequenos glóbulos. A origem destes pode ser atribuída à retenção de líquido durante o processo de globularização da estrutura. Esse líquido, quando solidificado rapidamente, se transformou em fase α super saturada de Mg, que se precipita na forma de Mg_5Al_8 , quando atinge a linha *solvus*. Este fenômeno é comum em estruturas tixofundidas.

A transformação da estrutura original deformada para globular ocorre através de uma seqüência de eventos: recuperação e recristalização interna da estrutura deformada, com a formação subsequente de contornos de baixo ângulo; formação de líquido em torno dos contornos; “molhamento” dos contornos recristalizados e separação destes pela penetração do líquido, e finalmente o crescimento destes grãos isolados no líquido.

Se o contorno formado apresentar alta energia, isto é, se a energia superficial do contorno de grão for superior a duas vezes a energia superficial sólido/líquido, o sistema tende a reduzir as energias internas promovendo a penetração de líquido, destruindo os contornos e formando duas novas superfícies sólido/líquido. Desta maneira, o grão recristalizado é separado e passa a crescer equiaxialmente no líquido, constituindo a pasta tixofundida.

Os parâmetros estruturais diâmetro médio dos glóbulos e fração da fase secundária foram quantificados. Os resultados são apresentados na Tabela 4.1 e graficamente nas Figuras 4.5 e 4.6.

Tabela 4.1 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 5 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	94 ± 17	8
b	91 ± 18	9
c	85 ± 15	5
d	92 ± 10	7
e	90 ± 12	8
f	87 ± 17	7
g	90 ± 16	7
h	92 ± 14	6
Média na amostra	90 ± 3	7

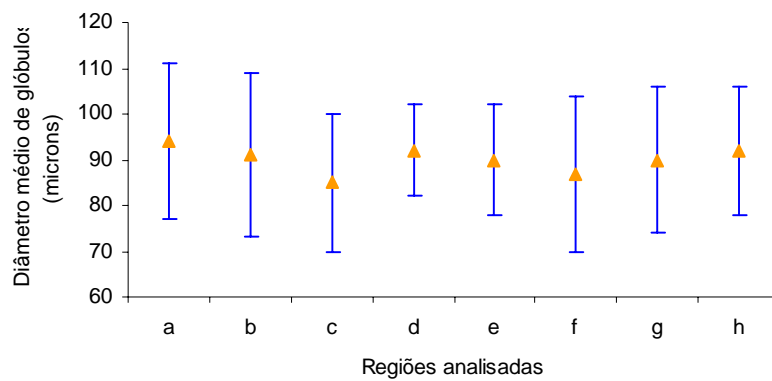


Figura 4.5 – Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 5 minutos.

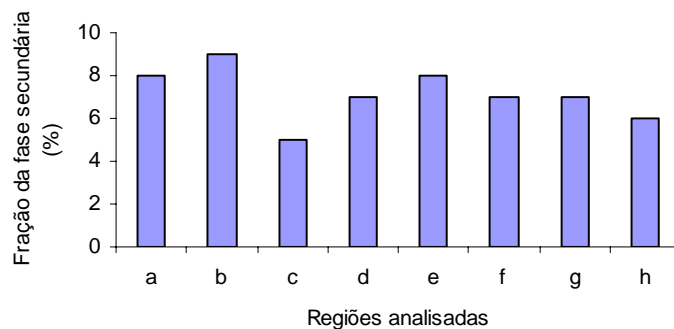


Figura 4.6 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 5 minutos.

Os valores de diâmetro médio encontrados estão dentro da faixa de diâmetros obtidos em pastas reo ou tixofundidas típicas, que são em torno de 50 a 100 μm (Tzimas et al., 1998). O menor diâmetro médio de glóbulos leva a melhores propriedades reológicas da pasta reo ou tixofundida. O gráfico da Figura 4.5 mostra que os diâmetros médios dos glóbulos são muito semelhantes nas distintas regiões, variando, na média, de 85 a 94 μm , comprovando a homogeneidade da estrutura em relação ao tamanho de glóbulo em toda a chapa. Porém o desvio padrão do diâmetro dos glóbulos em cada região foi muito alto. Durante aquecimento e manutenção da estrutura a altas temperaturas, ocorre engrossamento de grãos e interconexão entre eles pode ocorrer, por um dos mecanismos explicados no Capítulo 2. Esses fenômenos de coalescência afetam diretamente o tamanho dos glóbulos e a sua variação.

Os valores obtidos de fração da fase secundária são superiores aos valores desta fase previstos pela regra da alavanca à temperatura ambiente, que é de aproximadamente 5%. Essa diferença pode ser atribuída à transformação das fases em não equilíbrio, como já comentado anteriormente. Entre as distintas regiões os valores são muito semelhantes, comprovando a homogeneidade da estrutura.

Na Figura 4.7, apresentam-se as microestruturas obtidas para o tratamento a 627°C por 15 minutos. Observa-se uma estrutura globular típica de um material tixofundido. O diâmetro dos glóbulos apresenta certa variação em uma mesma região, e as regiões são semelhantes entre si.

Observa-se a formação de fase secundária em todas as regiões. Os glóbulos apresentam pequenos glóbulos de fase secundária no seu interior. Observa-se pequena formação de poros, que poderia ser consequência de formação de maior quantidade de líquido na pasta, devido ao maior tempo de manutenção do material na temperatura de trabalho, que quando resfriado leva à contração do material e ao surgimento de poros. As diferentes regiões se apresentaram semelhantes quanto à estrutura.

Comparando-se com as estruturas obtidas à mesma temperatura, porém com menor tempo de tratamento, não se pode afirmar que o maior tempo de tratamento levou a modificações relevantes na estrutura.

A Tabela 4.2 apresenta os valores de diâmetro médio dos glóbulos e fração da fase secundária obtidos nas diferentes regiões. Os mesmos resultados são apresentados graficamente nas Figuras 4.8 e 4.9.

Tabela 4.2 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 15 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	86 ± 20	8
b	82 ± 18	7
c	88 ± 15	6
d	92 ± 16	6
e	90 ± 16	7
f	90 ± 19	8
g	84 ± 14	6
h	89 ± 15	8
Média na amostra	88 ± 3	7

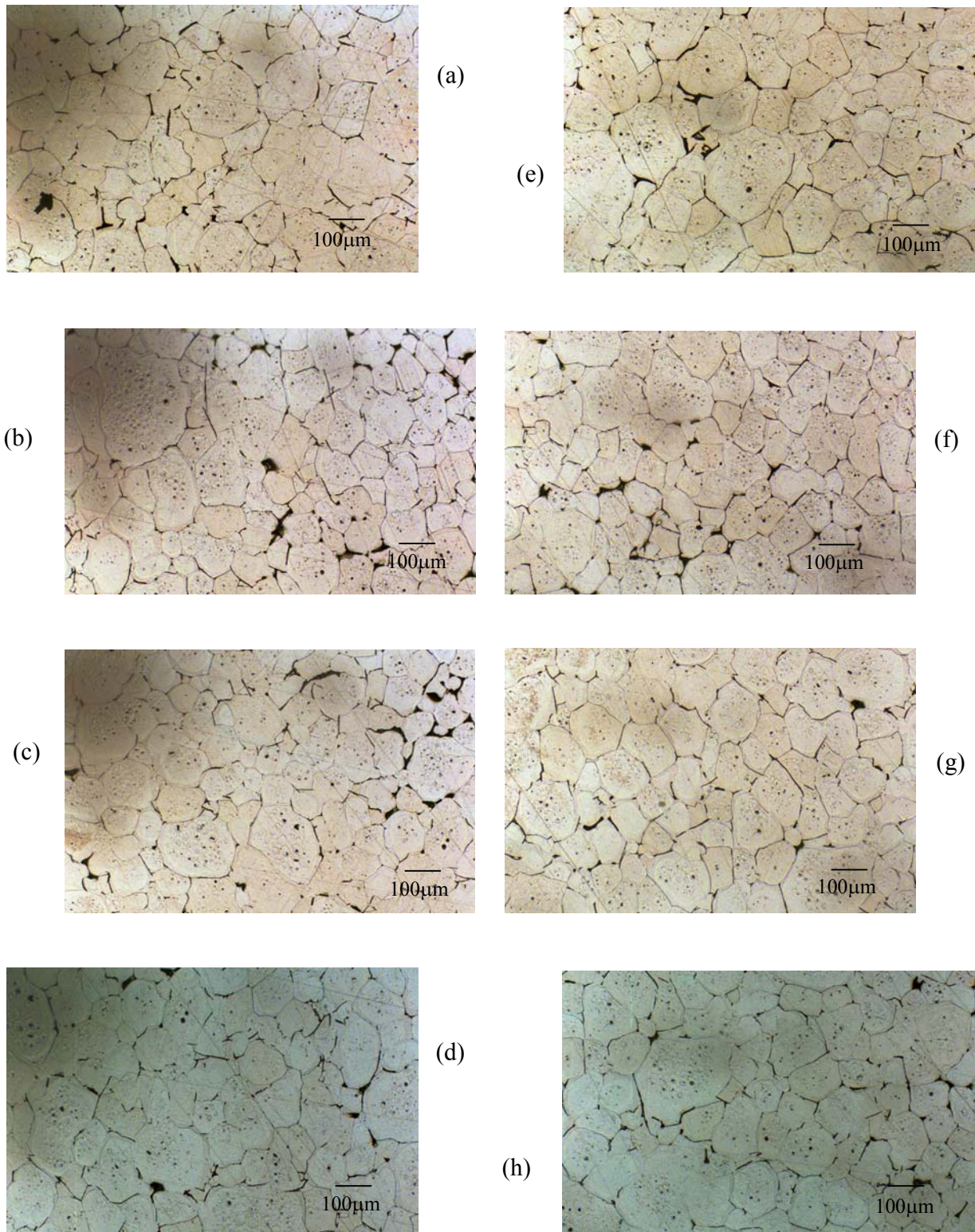


Figura 4.7 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 627°C por 15 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.

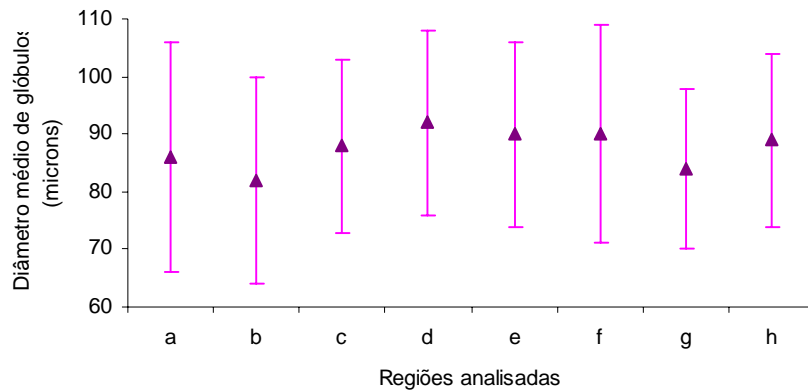


Figura 4.8 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 15 minutos.

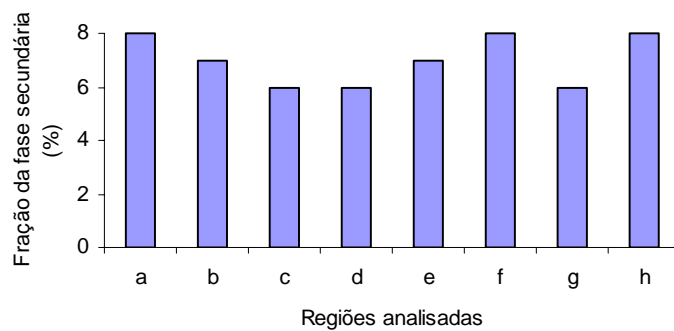


Figura 4.9 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 627°C por 15 minutos.

Apesar do maior tempo de tratamento, os glóbulos apresentaram diâmetro médio semelhante ao obtido no tratamento por 5 minutos, conforme apresentado na Tabela 4.2.

Apesar do aumento do tempo de tratamento, não foi observado aumento das dimensões de glóbulos devido à coalescência, talvez não significativa para 15 minutos.

Na Figura 4.10 são apresentadas as estruturas globulares típicas obtidas por tratamento da chapa de 0,8 mm de espessura, com dimensões 200 x 200 mm, à temperatura de 634°C por 5 minutos.

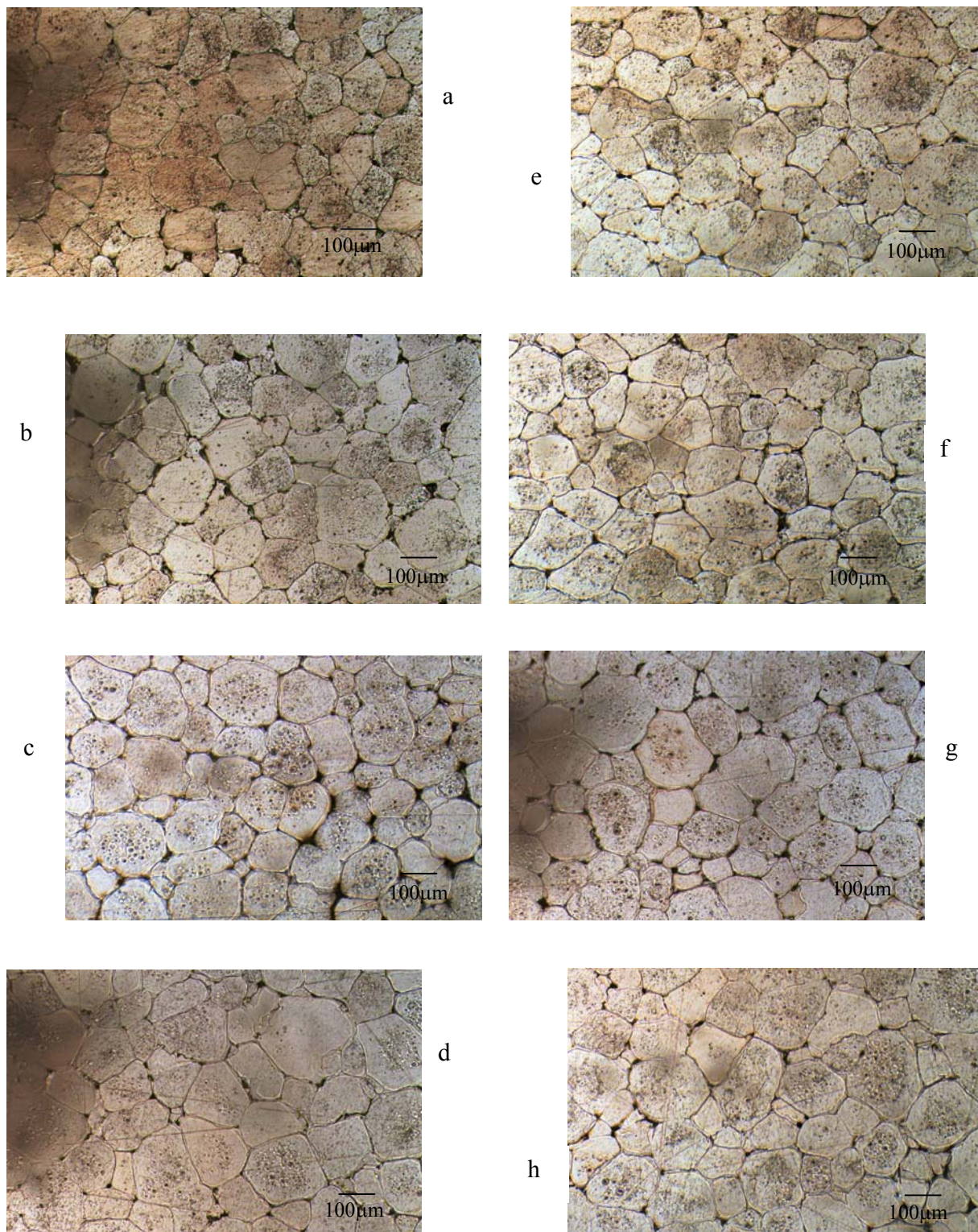


Figura 4.10 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 634°C por 5 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.

Pode-se observar que a estrutura obtida é globular, com glóbulos de dimensões bem homogêneas e reduzidas. A fase secundária pode ser vista, nos contornos dos glóbulos. Há pequena formação de poros, principalmente nas regiões centrais da amostra. Há também presença de fase secundária no interior dos glóbulos, também em maior quantidade nas regiões centrais. As estruturas são semelhantes em todas as regiões, comprovando a homogeneidade da amostra.

Comparando-se as estruturas obtidas a 634°C com as obtidas à menor temperatura, 627°C, não se observam grandes diferenças. Parece haver maior esfericidade dos glóbulos obtidos à maior temperatura de tratamento. Aparentemente, houve maior formação de líquido, como esperado, o que pode explicar a melhor globularização obtida.

Os resultados quantitativos com relação ao tamanho de glóbulos e fase secundária são apresentados na Tabela 4.3 e graficamente nas Figuras 4.11 e 4.12.

Tabela 4.3 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 5 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	92 \pm 16	7
b	94 \pm 14	8
c	94 \pm 16	7
d	96 \pm 20	10
e	98 \pm 14	10
f	97 \pm 20	10
g	89 \pm 14	11
h	95 \pm 15	13
Média na amostra	94 \pm 3	10

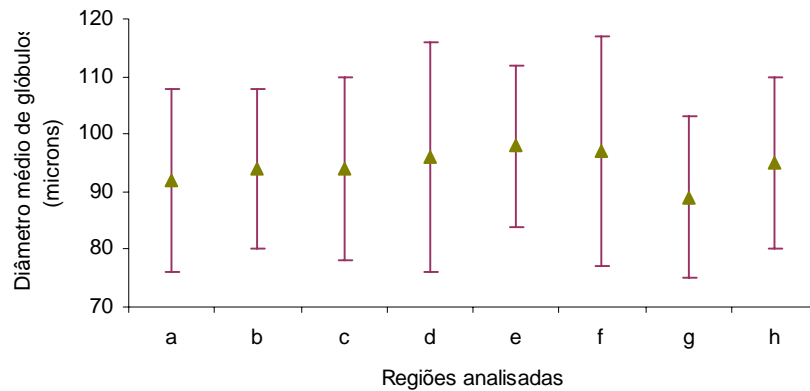


Figura 4.11 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 5 minutos.

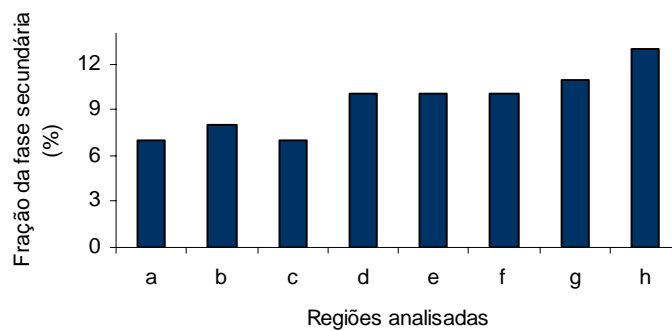


Figura 4.12 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 5 minutos.

Pode-se observar a homogeneidade da estrutura em toda a extensão da amostra, com relação ao tamanho de glóbulos, pois todas as regiões apresentam valores de diâmetro médio semelhantes. Observa-se uma tendência a aumento no diâmetro médio dos glóbulos, em relação aos tratamentos feitos a menor temperatura, porém não significativo. Essa tendência pode ser explicada pelo fato da maior temperatura levar a um aumento na cinética das transformações, o que pode ter levado ao coalescimento dos glóbulos, mesmo em tempos tão reduzidos quanto 5 minutos.

Quanto à fração da fase secundária observada, novamente o resultado difere do previsto por condições de solidificação em equilíbrio. Observou-se pequeno aumento da fração da fase secundária em relação às estruturas obtidas após tratamentos feitos a menor temperatura, provavelmente devido à maior quantidade de líquido enriquecido de Mg, que se transformou em fase α super saturada, levando à maior formação de fase secundária.

As microestruturas de amostra de 0,8 mm de espessura tratada a 634°C por 10 minutos nas várias regiões analisadas são apresentadas na Figura 4.13.

Pode-se observar nas microestruturas da Figura 4.13, glóbulos típicos de material tixofundido. Os glóbulos variam de dimensões, mas as variações parecem iguais em todas as regiões. Fase secundária pode ser observada nos contornos dos glóbulos. Comparando-se as diversas regiões, observa-se grande homogeneidade na amostra.

Comparando as estruturas obtidas com as obtidas à mesma temperatura com menor tempo de tratamento, não parece haver nenhuma diferença significativa. O tempo parece não ter levado ao aumento do tamanho dos glóbulos, nem ao aumento da sua variação.

Os resultados de medidas de tamanho de glóbulos e de fração da fase secundária são apresentados na Tabela 4.4 e graficamente nas Figuras 4.14 e 4.15.

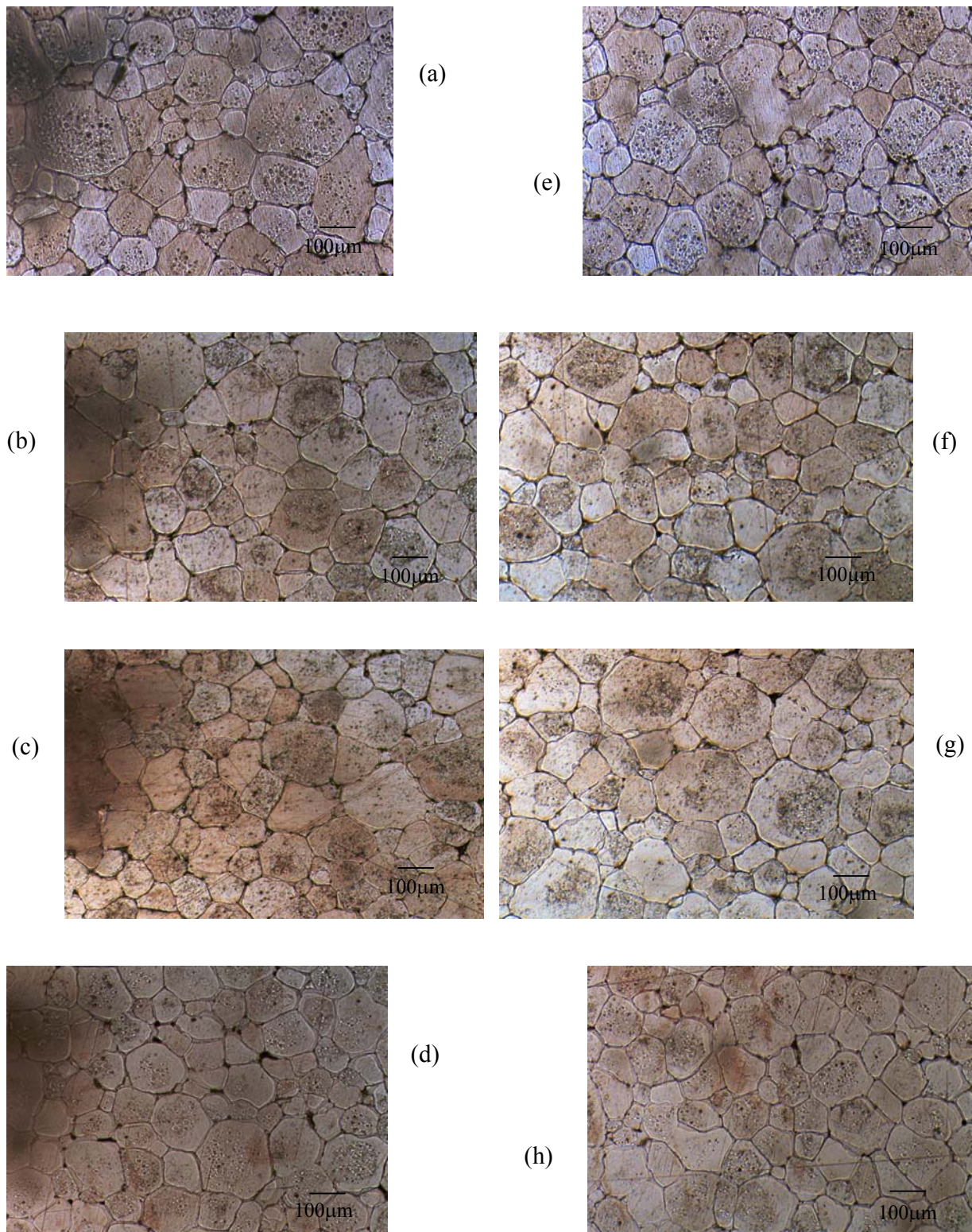


Figura 4.13 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 634°C por 10 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.

Tabela 4.4 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 10 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	103 ± 25	7
b	99 ± 17	9
c	98 ± 20	9
d	110 ± 27	9
e	105 ± 19	9
f	98 ± 22	8
g	100 ± 22	8
h	115 ± 27	7
Média na amostra	103 ± 6	8

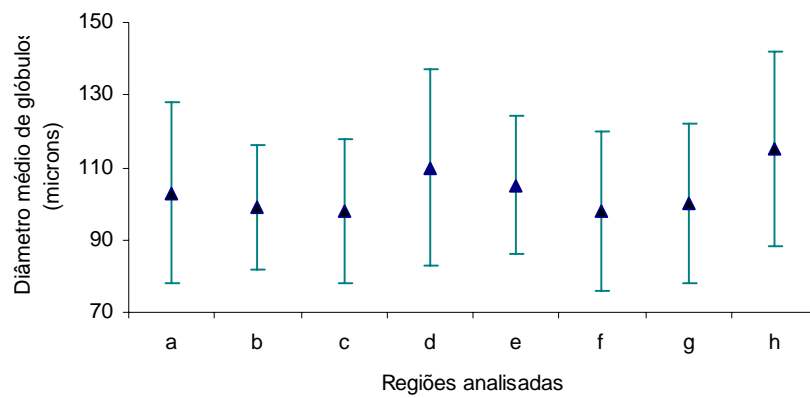


Figura 4.14 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 10 minutos.

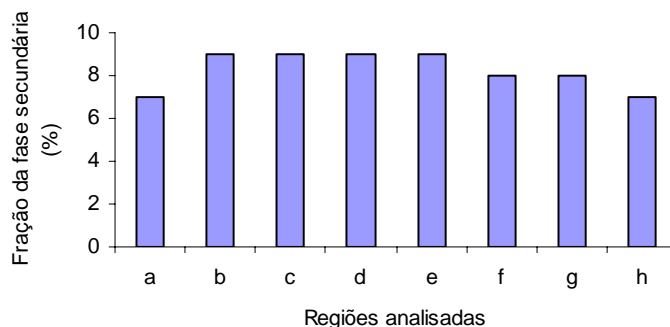


Figura 4.15 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 10 minutos.

Analisando-se o gráfico da Figura 4.14, observa-se novamente a homogeneidade da estrutura, com os diâmetros médios variando de 98 a 115 μm em todas as regiões, os maiores obtidos entre todos os tratamentos para esta espessura de chapa e dimensões de amostra. Houve um pequeno aumento no tamanho médio dos glóbulos em relação ao tratamento feito à mesma temperatura com tempo menor. O aumento do tempo levou à coalescência dos glóbulos e conseqüente aumento do seu tamanho. Observa-se também um aumento na dispersão dos valores das dimensões, provavelmente devido ao contato entre os glóbulos.

O aumento do tamanho dos glóbulos em pastas reo ou tixofundidas mantidas a elevada temperatura é atribuído a mecanismos de coalescência e “Ostwald ripening”. O fenômeno de coalescência leva à formação de um glóbulo de dimensão maior a partir de dois ou mais de dimensões menores. Os glóbulos, em contato, tendem a perder o contorno de separação por difusão. O mecanismo de Ostwald, porém, promove o crescimento de glóbulos maiores a partir de glóbulos menores. Os glóbulos menores tendem a liberar soluto que se difunde no líquido e é incorporado aos glóbulos maiores. Para elevadas frações sólidas na pasta, como no presente caso, mecanismos de coalescência são preponderantes e levam ao aumento da dispersão nos valores do diâmetro médio de glóbulos, como observado por Robert, 1993.

Os resultados mostram que nas faixas de valores empregados, a temperatura de tratamento não parece ter influência nos mecanismos envolvidos na evolução da estrutura, pois diferentes temperaturas levaram à estruturas semelhantes, com distinção apenas no tamanho dos glóbulos

resultantes. Nas temperaturas mais baixas, os fenômenos que ocorrem na transição da estrutura são mais lentos, devido à menor taxa de difusão de massa, necessitando assim de tempos maiores para a formação do líquido e globularização da estrutura.

Segundo Pires, 1998, a influência do tempo e da temperatura na obtenção de estruturas tixofundidas são interdependentes. Tempos curtos a temperaturas próximas da *solidus* não são suficientes para a formação de todo o líquido, influenciando assim no diâmetro final dos glóbulos. À temperaturas maiores, tempos mais curtos são indicados, pois tempos maiores levam ao crescimento excessivo dos glóbulos, característica não desejada. No presente trabalho, as variações de tempo e temperatura não foram significativas para promover diferenças perceptíveis na estrutura tixofundida.

4.2.2. Estruturas tixofundidas obtidas em chapas de 2,0 mm de espessura e dimensões 200 x 200 mm

Chapas de 2,0 mm de espessura também foram submetidas à fusão parcial para a globularização da estrutura. As temperaturas utilizadas foram diferentes das temperaturas utilizadas nas chapas de 0,8 mm, para a manutenção das mesmas frações líquida e sólida teóricas, pois o material apresentou diferentes resultados de *Tsolidus* e *Tliquidus*, segundo a análise térmica diferencial. As condições de tratamento utilizadas foram: 624°C, durante 5 e 15 minutos; e 631°C por 5 e 10 minutos.

As microestruturas obtidas nos tratamentos de 624°C por 5 minutos são apresentadas na Figura 4.16.

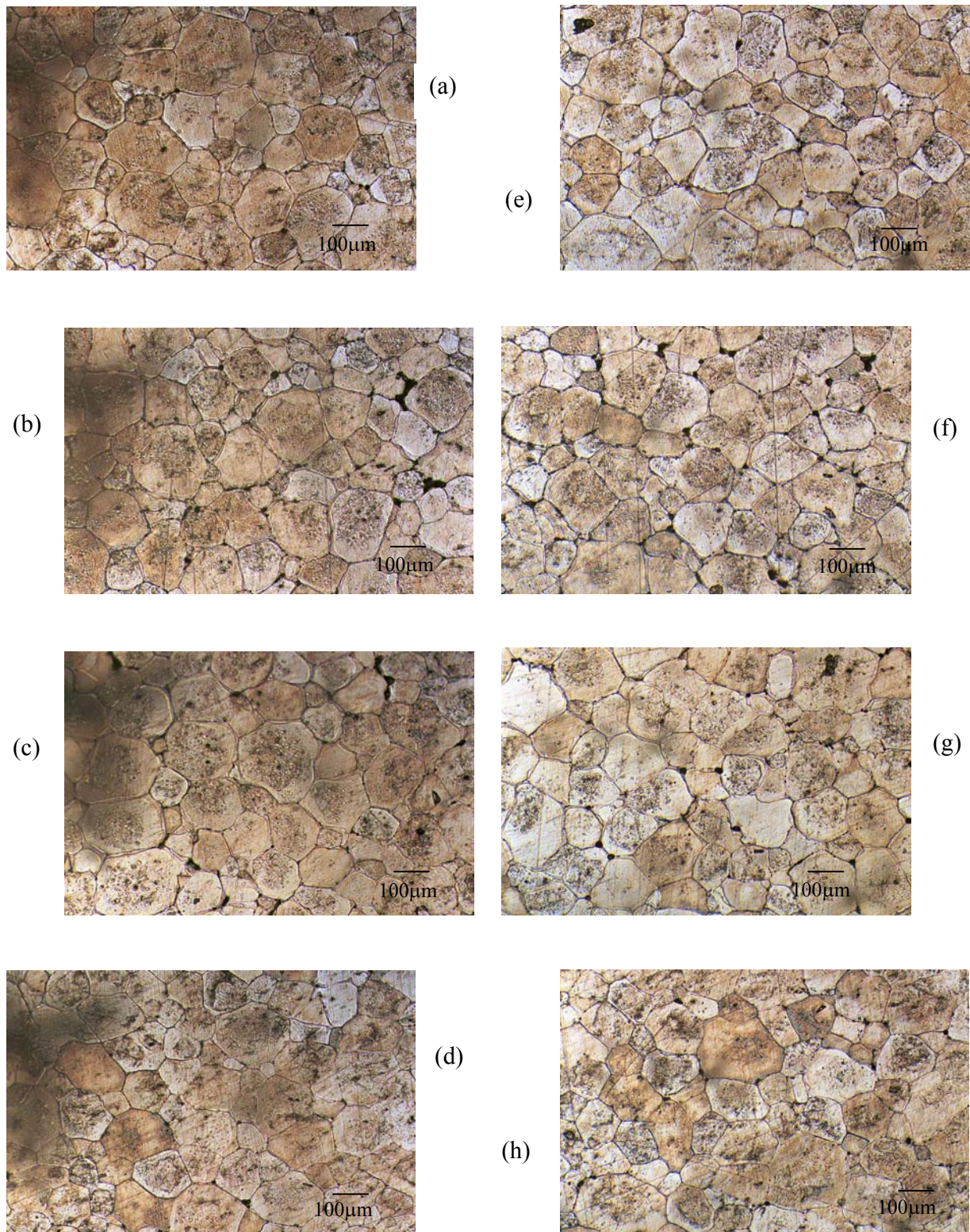


Figura 4.16 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, tratada a 624°C por 5 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.

Pode-se observar uma estrutura formada por glóbulos da fase primária α , envoltos por uma segunda fase, à semelhança das estruturas obtidas nas chapas de 0,8 mm. Os glóbulos apresentam certa variação de tamanho em uma determinada região, mas as regiões são bastante semelhantes entre si. A estrutura se apresenta homogênea em todas as regiões analisadas. Pode-se notar uma pequena formação de poros. Esta estrutura é semelhante às obtidas nos tratamentos anteriores com as chapas de 0,8 mm, confirmando os bons resultados obtidos com a fusão parcial controlada.

Os resultados quantitativos obtidos de diâmetro de glóbulo e fração da fase secundária são apresentados na Tabela 4.5 e graficamente nas Figuras 4.17 e 4.18.

Tabela 4.5 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 5 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	95 \pm 20	9
b	94 \pm 18	8
c	97 \pm 20	9
d	104 \pm 21	7
e	100 \pm 26	8
f	94 \pm 21	9
g	97 \pm 22	10
h	103 \pm 24	9
Média na amostra	98 \pm 4	9

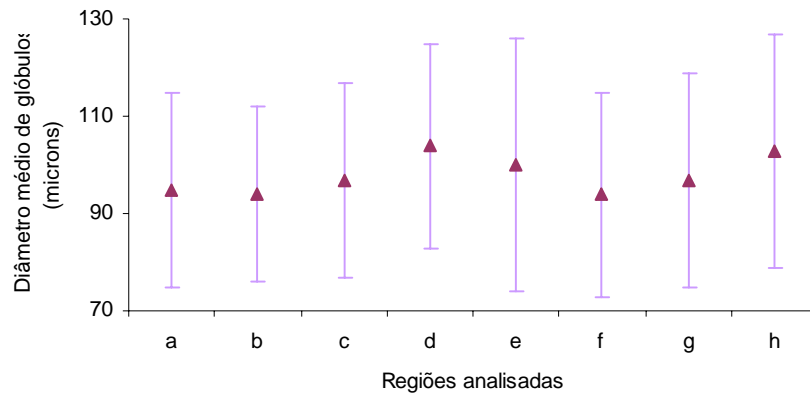


Figura 4.17 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 5 minutos.

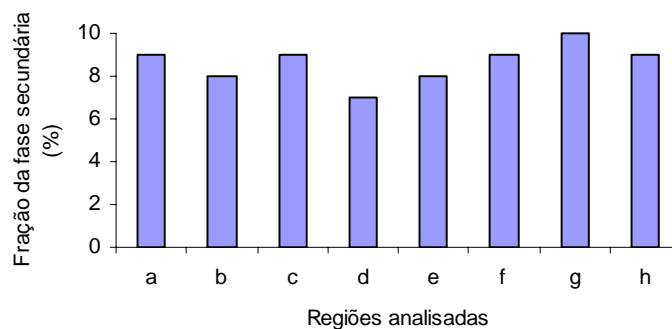


Figura 4.18 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 5 minutos.

Os diâmetros médios dos glóbulos apresentaram tamanho reduzido, variando de 94 a 104 μm , valores da mesma ordem de grandeza dos obtidos para as chapas de 0,8 mm tratadas a 627°C por 5 minutos, isto é, com a mesma fração líquida e tempo de tratamento. Na Figura 4.17, pode-se observar o aumento do valor do desvio padrão em relação às chapas de 0,8 mm tratadas em condições semelhantes (Figura 4.5), indicando provavelmente maior suscetibilidade de chapas de maior espessura à variações de temperatura.

A fração de fase secundária obtida, assim como nas chapas de 0,8 mm, é superior à prevista pelo diagrama de fases (aproximadamente 5%), e semelhante à obtida nas mesmas condições

com as chapas mais finas. Analisando as diferentes regiões da amostra, nota-se que os valores são todos semelhantes, comprovando a homogeneidade da estrutura em toda a sua extensão.

As microestruturas obtidas após tratamento a 624°C por 15 minutos são apresentadas na Figura 4.19

Pode-se observar uma estrutura formada por glóbulos da fase primária α circundados por uma fase secundária β formada a partir de uma fase α enriquecida de Mg. O tamanho dos glóbulos se situa na mesma faixa dos obtidos em tratamentos anteriores, assim como sua variação. Observa-se a presença de fase secundária no interior dos glóbulos, principalmente nas regiões centrais da amostra.

A estrutura é semelhante à estrutura obtida por tratamento à mesma temperatura por um tempo menor e se apresenta homogênea em todas as regiões analisadas. Aparentemente, houve maior formação de poros neste tratamento com relação ao tratamento à mesma temperatura por um tempo menor.

Os valores de diâmetro médio de glóbulos e de fração da fase secundária em cada uma das regiões analisadas são apresentados na Tabela 4.6 e graficamente nas Figuras 4.20 e 4.21.

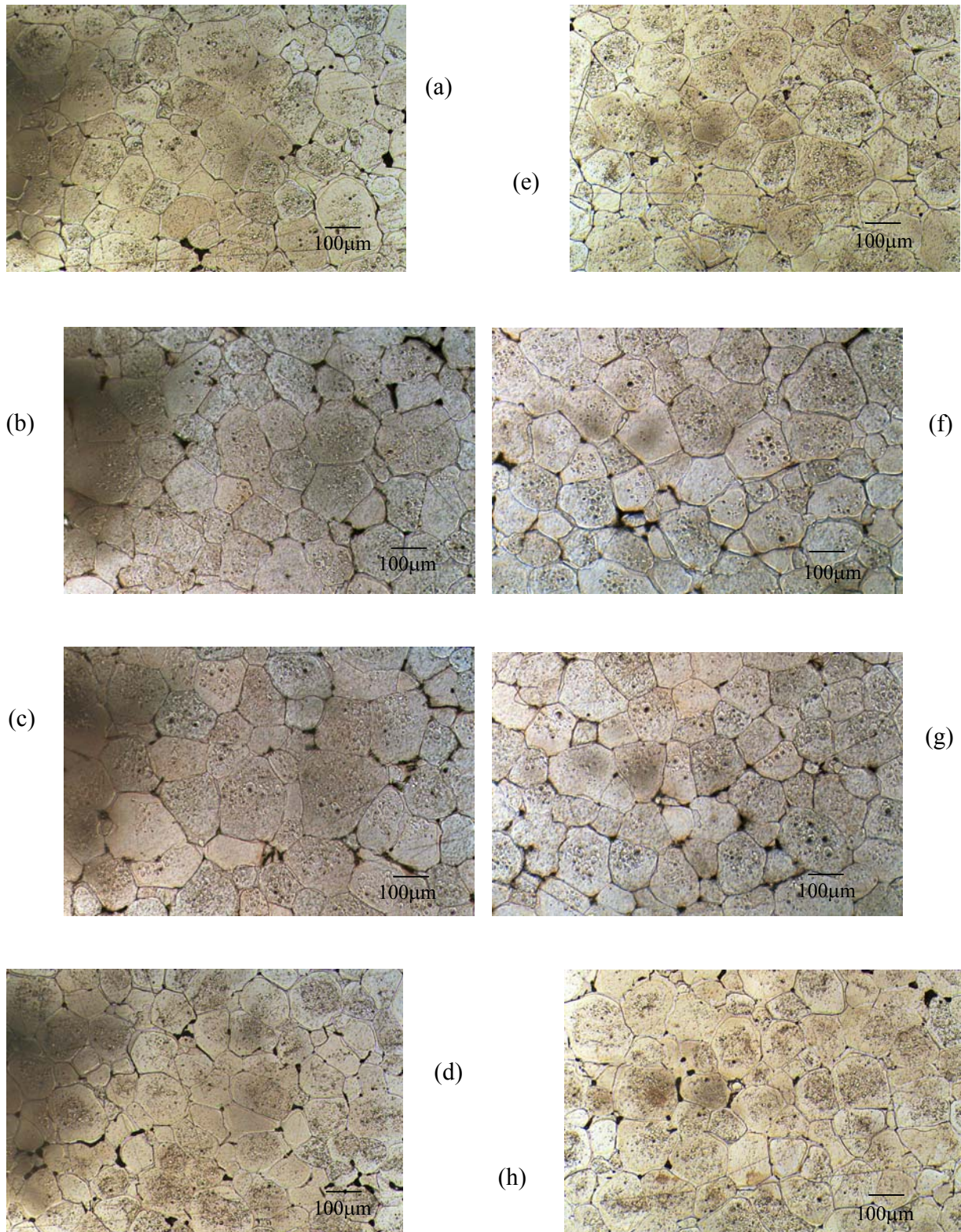


Figura 4.19 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, tratada a 624°C por 15 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.

Tabela 4.6 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 15 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	98 ± 28	10
b	103 ± 31	7
c	105 ± 30	8
d	100 ± 22	13
e	103 ± 35	9
f	97 ± 32	8
g	99 ± 30	10
h	105 ± 33	9
Média na amostra	101 ± 3	9

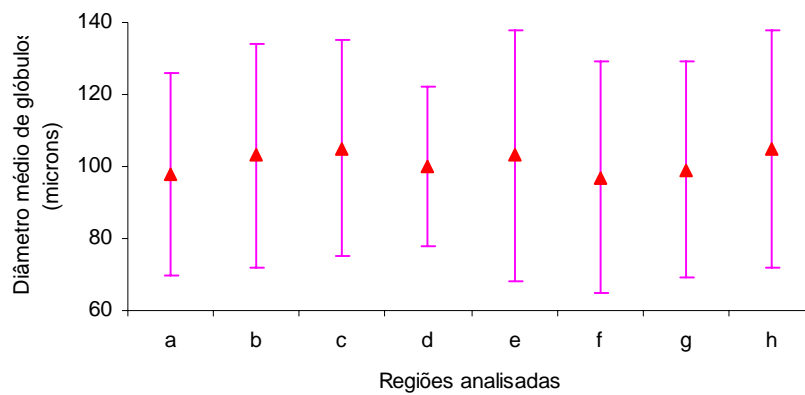


Figura 4.20 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 15 minutos.

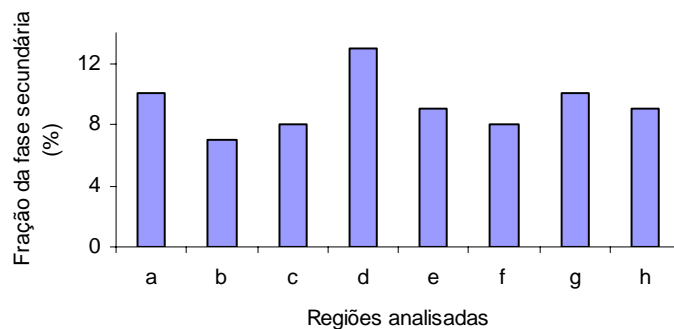


Figura 4.21 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 624°C por 15 minutos.

Pode-se observar que o diâmetro dos glóbulos e a fração da fase secundária são bastante semelhantes nas diferentes regiões analisadas, indicando a homogeneidade da estrutura tixofundida em toda a extensão da amostra. Observa-se ainda que os valores, tanto de diâmetro médio quanto de fração de fase secundária não são diferenciáveis dos obtidos para amostras tratadas na mesma temperatura, por um tempo menor.

No entanto, pode-se notar que houve um aumento na dispersão dos valores de diâmetro médio de glóbulos, com relação aos obtidos para as microestruturas tratadas por 5 minutos à mesma temperatura de 624°C, indicando a possibilidade de mais efetiva coalescência entre glóbulos com o maior tempo de tratamento. Como a pasta apresenta alto valor de fração sólida, coalescência é previsível pelo contato entre glóbulos, levando ao aumento da dispersão dos valores de suas dimensões.

Na Figura 4.22 pode-se observar as microestruturas obtidas no tratamento a 631°C por 5 minutos.

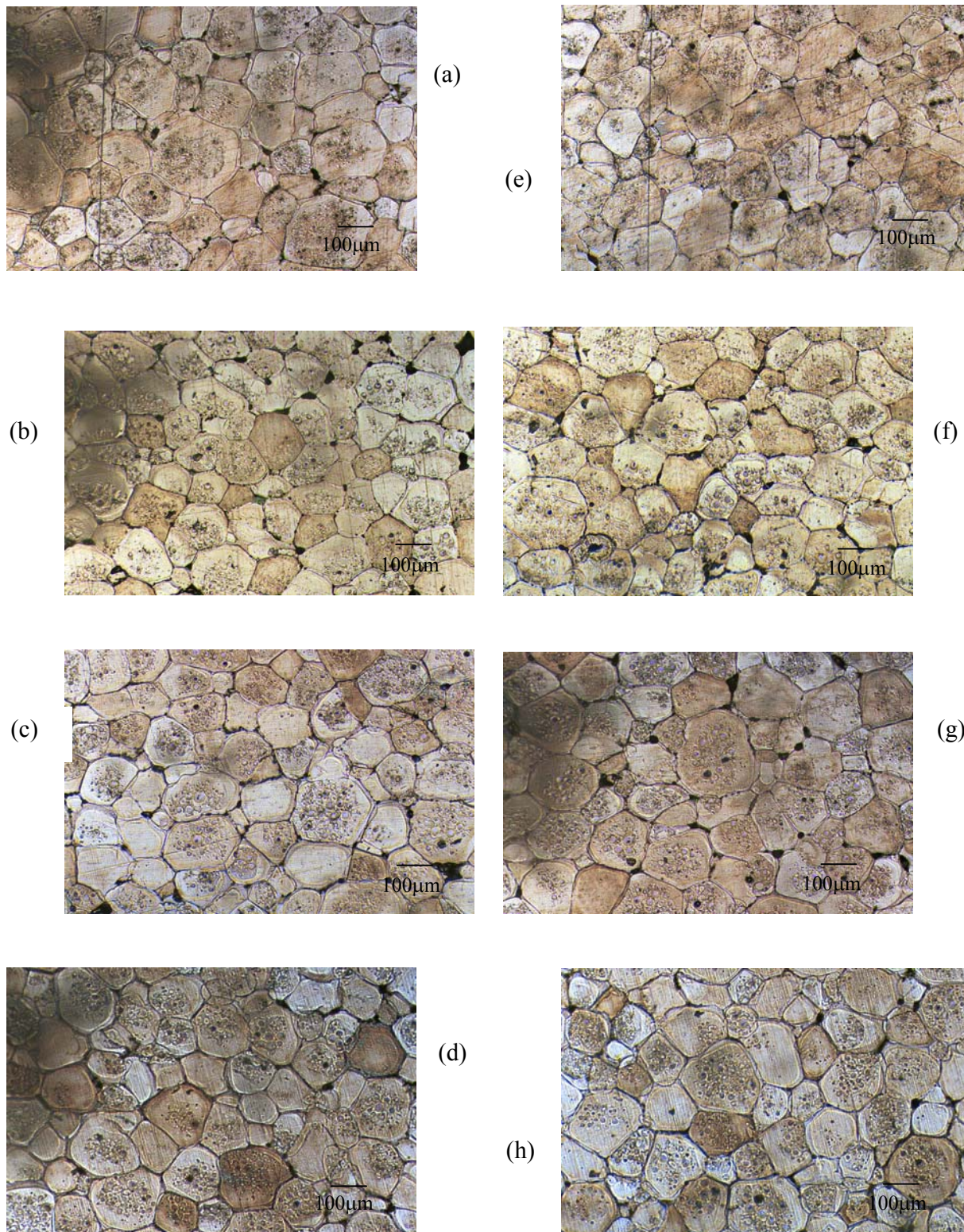


Figura 4.22 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, tratada a 631°C por 5 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.

A estrutura resultante é globular e semelhante a todas as outras estruturas obtidas por tratamentos nas condições apresentadas anteriormente, inclusive em relação à sua homogeneidade em toda a extensão da chapa. A fase secundária pode ser observada, e houve também a formação de pequena quantidade de poros.

Aparentemente, o aumento da temperatura de tratamento de 624 para 631°C, não teve efeito significativo sobre a estrutura; esperava-se maior formação de líquido. A maior formação de líquido poderia levar à melhor esfericidade do glóbulo e menor diâmetro.

Os valores de diâmetro médio de glóbulos e fração da fase secundária nas diferentes regiões analisadas são apresentados na Tabela 4.7 e graficamente nas Figuras 4.23 e 4.24.

Tabela 4.7 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 5 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	100 \pm 26	10
b	95 \pm 23	11
c	97 \pm 21	8
d	98 \pm 21	6
e	102 \pm 28	9
f	90 \pm 19	10
g	93 \pm 16	10
h	101 \pm 23	7
Média na amostra	97 \pm 4	9

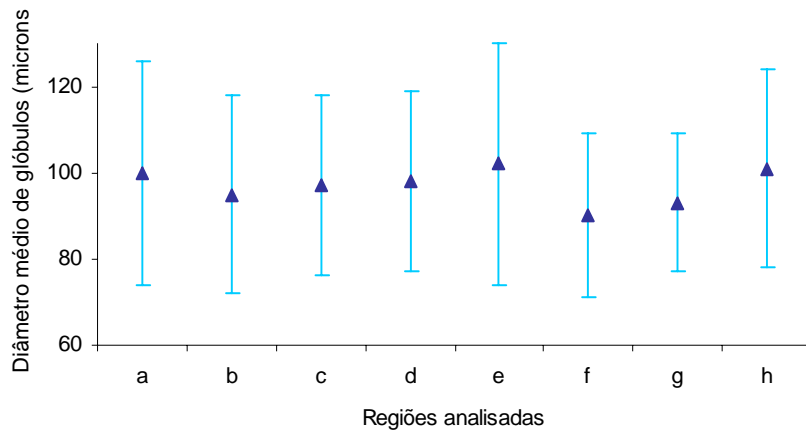


Figura 4.23 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 5 minutos.

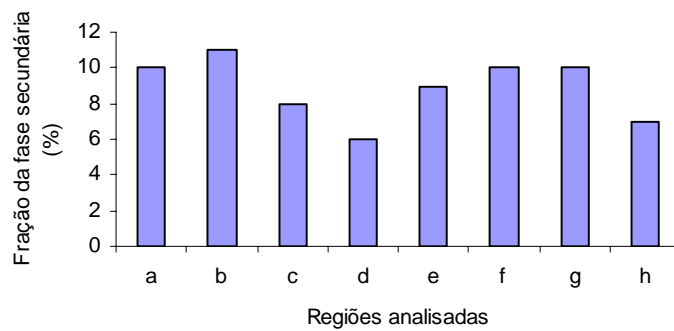


Figura 4.24 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 5 minutos.

Pode-se observar a homogeneidade da estrutura em toda a extensão da amostra. Também não se observam variações significativas do tamanho de glóbulo e fração da fase secundária presentes nas estruturas tixofundidas nas diferentes condições de temperatura (624 e 631°C), para o mesmo tempo de tratamento (5 minutos).

As microestruturas obtidas no tratamento a 631°C por 10 minutos podem ser observadas na Figura 4.25.

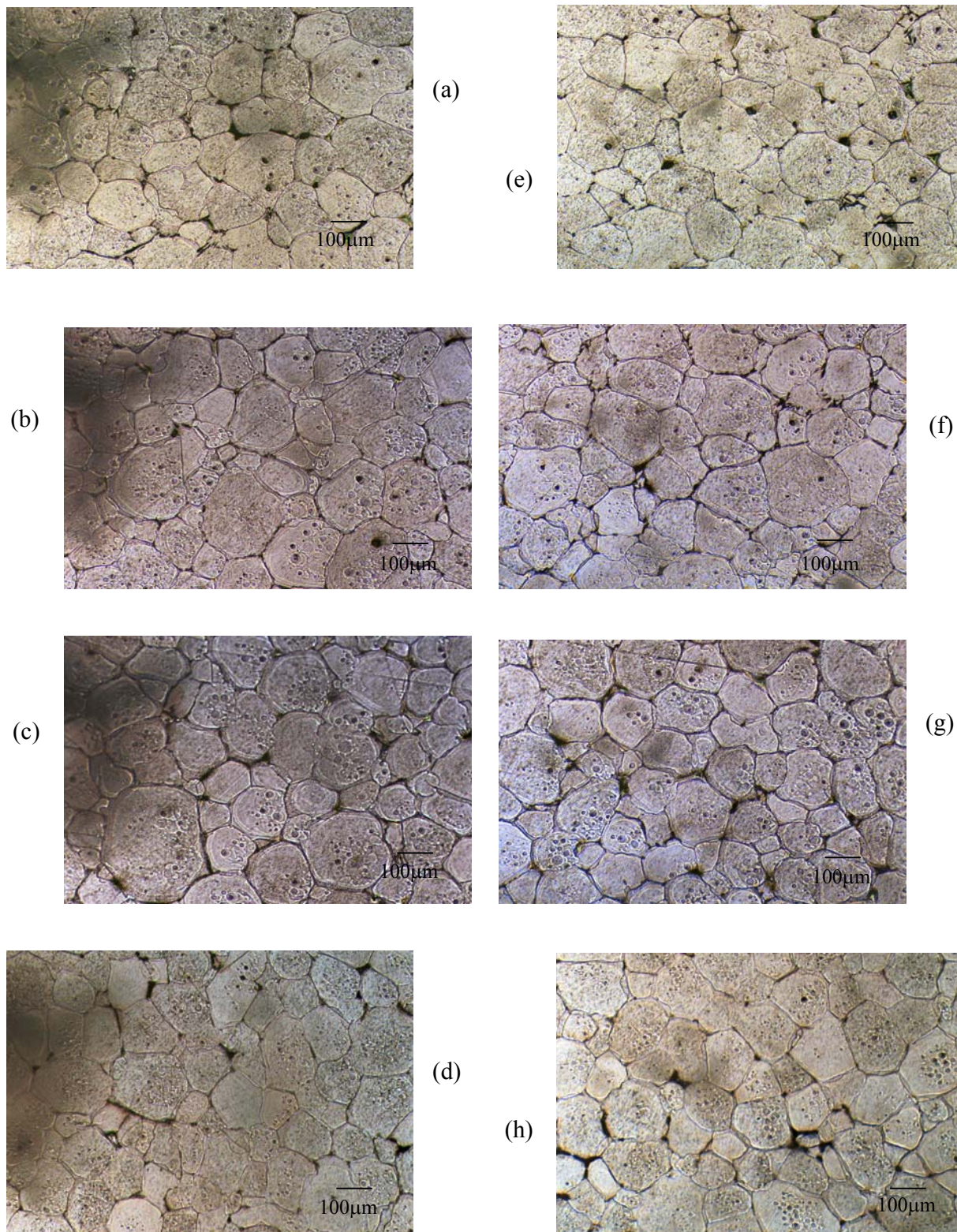


Figura 4.25 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, tratada a 631°C por 10 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 200 x 200 mm.

Novamente pode se constatar a homogeneidade da estrutura nas diferentes regiões da amostra. Pode-se observar a presença de poros em quantidade aparentemente superior à observada em amostras tratadas à mesma temperatura, mas por tempo inferior. A presença de maior quantidade de líquido poderia explicar a formação de poros, pois ao solidificar pode resultar em vazios de contração entre os glóbulos.

Os resultados de medidas de tamanhos médios de glóbulos e fração da fase secundária nas diferentes regiões analisadas são apresentados na Tabela 4.8 e Figuras 4.26 e 4.27.

Tabela 4.8 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.3 de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 10 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	107 ± 32	8
b	106 ± 30	8
c	100 ± 29	11
d	99 ± 25	9
e	105 ± 29	8
f	110 ± 26	10
g	96 ± 21	10
h	103 ± 27	8
Média na amostra	103 ± 5	9

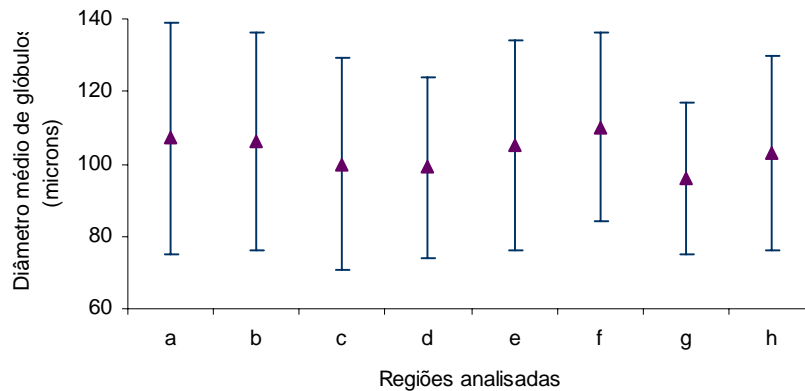


Figura 4.26 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 10 minutos.

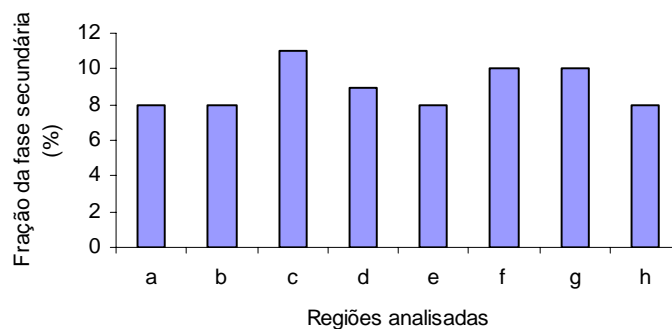


Figura 4.27 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra de 200 x 200 mm, 2,0 mm de espessura, tixofundida a 631°C por 10 minutos.

Pode-se observar que os valores de diâmetro médio de glóbulos encontrados estão entre 96 e 110 μm , os maiores encontrados entre os tratamentos com as chapas de 2,0 mm; a variação no entanto, não é significativa em relação aos outros tratamentos. Os valores de dispersão nos tamanhos de glóbulos aumentaram em relação ao tratamento feito na mesma temperatura com menor tempo, indicando maior ocorrência de coalescência, possibilitada pelo maior tempo de tratamento. Na maioria das regiões analisadas as dispersões são menores do que as encontradas nas microestruturas tratadas a 624°C por 15 minutos, indicando que o fator tempo parece mais

importante para a atuação de coalescência do que a temperatura de tratamento, para as elevadas frações sólidas em questão.

Analisando-se o gráfico da Figura 4.27, observa-se que a fração da fase secundária obtida é bastante homogênea em todas as regiões analisadas, resultado semelhante aos obtidos anteriormente. Não se observou diferença em relação aos valores de fase secundária nas estruturas obtidas no tratamento com menor tempo.

4.2.3. Estruturas tixofundidas obtidas em chapas de 0,8 mm de espessura com dimensões 100 x 100 mm

Amostras de dimensões 100 x 100 mm, de chapas de 0,8 mm de espessura foram também submetidas à fusão parcial para globularização da estrutura. Estas amostras com menores dimensões foram feitas para testes de deformação para levantamento da curva limite de conformação do material tixofundido. Buscou-se garantir uma ainda maior homogeneidade da estrutura e redução de eventual porosidade observada em chapas de maiores dimensões.

Os parâmetros de tixofundição escolhidos foram os que resultaram em estruturas com o maior e o menor tamanho de glóbulo, para a chapa de 0,8 mm e dimensões 200 x 200 mm, isto é, 627°C por 15 minutos e 634°C por 10 minutos. Buscou-se a obtenção de estruturas com tamanhos de glóbulos diferenciados, para análise da influência desse parâmetro estrutural no comportamento mecânico da liga tixofundida.

A fim de verificar a homogeneidade estrutural nas chapas tixofundidas de dimensões 100 x 100 mm, foram retiradas amostras das placas tratadas, em diferentes regiões, segundo indicado na Figura 4.28. As distâncias de (b), (c) e (d) das bordas da placa são iguais às distâncias de (a) das bordas.

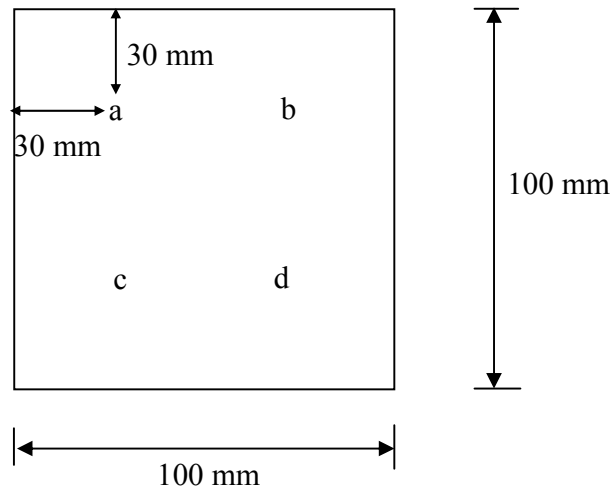


Figura 4.28 - Esquema das regiões de análise das microestruturas das placas tixofundidas de dimensões 100 x 100 mm.

As microestruturas das chapas tratadas a 627°C por 15 minutos são apresentadas na Figura 4.29.

Observa-se a homogeneidade da estrutura, pois todas as regiões analisadas apresentam estrutura semelhante; observa-se ainda redução da quantidade de poros, em relação à obtida nas amostras de maiores dimensões apresentadas anteriormente. A redução das dimensões da amostra permite um melhor controle da distribuição da temperatura e maior eficiência da proteção de sua superfície pelo argônio.

Os valores de diâmetro médio de glóbulos e fração da fase secundária nas diferentes regiões analisadas são apresentados na Tabela 4.9 e graficamente nas Figuras 4.30 e 4.31.

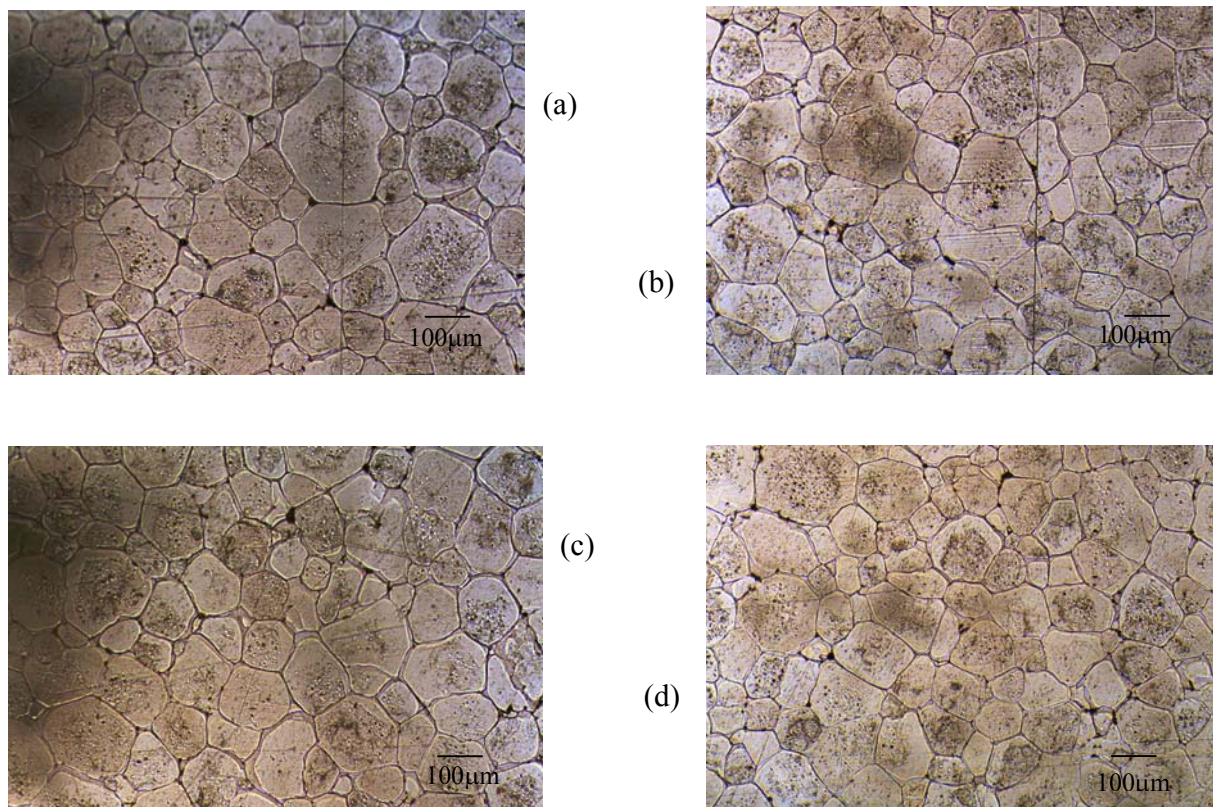


Figura 4.29 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 627°C por 15 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 100 x 100 mm.

Tabela 4.9 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.28 de amostra de 0,8 mm de espessura, dimensões 100 x 100 mm, tixofundida a 627°C por 15 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	90 ± 18	8
b	93 ± 15	7
c	84 ± 15	10
d	80 ± 20	9
Média na amostra	87 ± 6	9

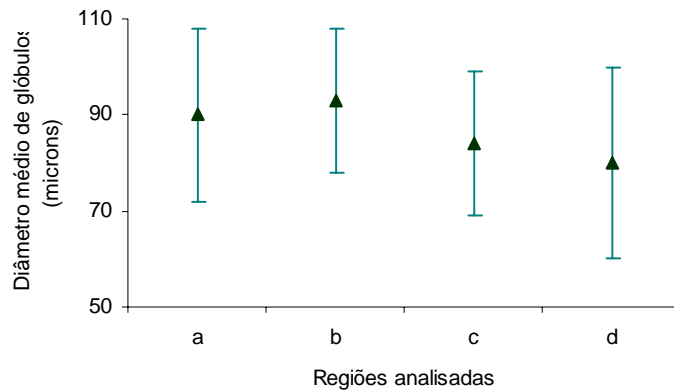


Figura 4.30 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 0,8 mm de espessura.

Observa-se que os diâmetros médios dos glóbulos variam de 80 a 93 μm , resultados semelhantes aos obtidos para as chapas maiores, de 200 x 200 mm, tratadas nas mesmas condições de temperatura e tempo.

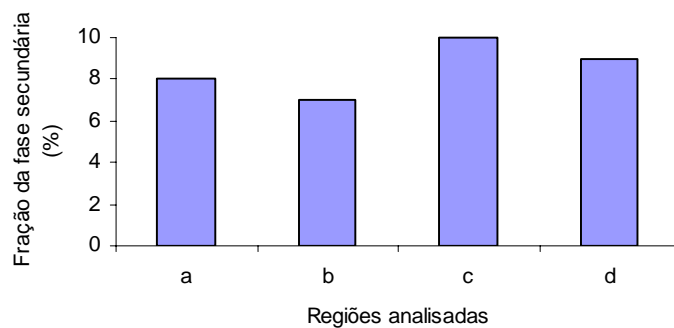


Figura 4.31 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 0,8 mm de espessura.

Os valores de fração da fase secundária nas diferentes regiões da amostra são bastante semelhantes. Estes valores de fração da fase secundária são também semelhantes aos obtidos na estrutura de placas de 0,8 mm, de maiores dimensões, tratadas nas mesmas condições de temperatura e tempo.

As microestruturas obtidas em chapas de 0,8 mm de espessura, amostras de 100 x 100 mm, tratadas a 634°C por 10 minutos são apresentadas na Figura 4.32.

Observa-se novamente estrutura globular típica de tixofundido, em todas as regiões analisadas. As diferentes regiões apresentam estruturas semelhantes, comprovando a homogeneidade em toda a extensão da amostra. Pode-se observar a redução da quantidade de poros com relação à estrutura de chapas tratadas de maiores dimensões, tratadas nas mesmas condições de temperatura e tempo.

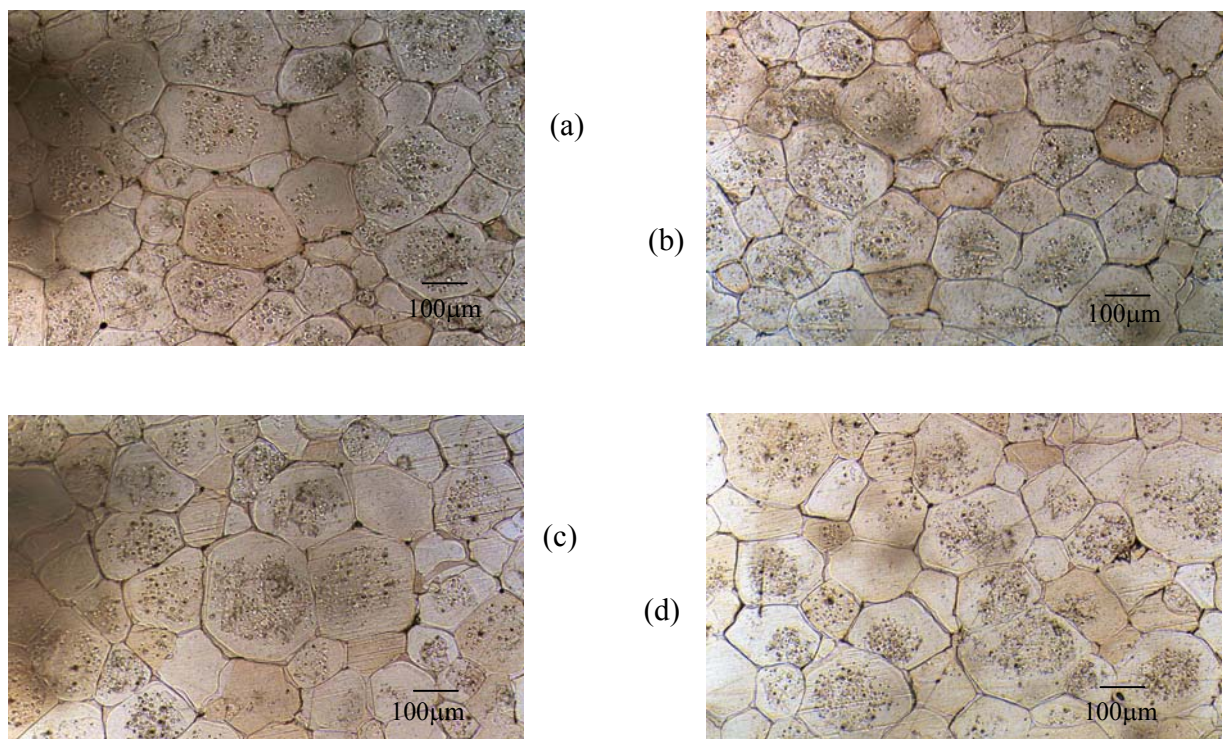


Figura 4.32 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tratada a 634°C por 10 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 100 x 100 mm.

Os valores de diâmetro médio de glóbulos e fração da fase secundária nas diferentes regiões analisadas da amostra tixofundida são apresentados na Tabela 4.10 e graficamente nas Figuras 4.33 e 4.34.

Tabela 4.10 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.28 de amostra de 0,8 mm de espessura, dimensões 100 x 100 mm, tixofundidas a 634°C por 10 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	117 ± 23	13
b	99 ± 25	10
c	119 ± 20	11
d	113 ± 29	9
Média na amostra	112 ± 9	11

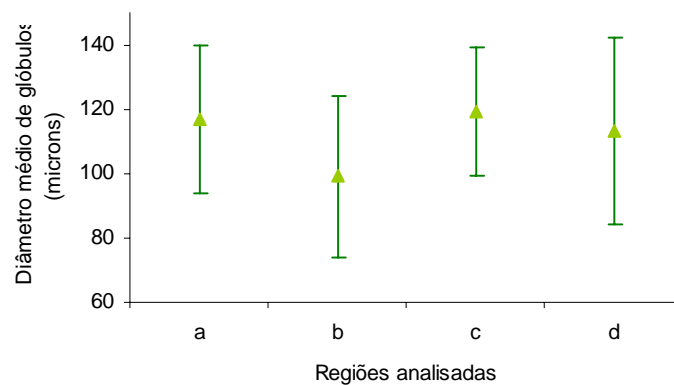


Figura 4.33 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra tixofundida a 634°C por 10 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 0,8 mm de espessura.

Observa-se que os diâmetros médios variam de 99 a 119 μm , mesma faixa de diâmetros obtidos em estruturas de amostras de maior dimensão tratadas nas mesmas condições de temperatura e tempo.

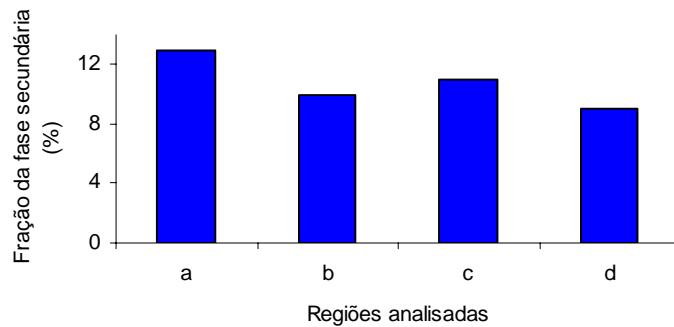


Figura 4.34 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra tixofundida a 634°C por 10 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 0,8 mm de espessura.

4.2.4. Estruturas tixofundidas obtidas em chapas de 4,0 mm de espessura e dimensões 100 x 100 mm

Amostras de chapas recozidas de espessura 4,0 mm, com dimensões 100 x 100 mm, foram submetidas à fusão parcial para tixofundição, à temperatura de 630°C por 15 minutos. As amostras tratadas foram analisadas em 4 regiões distintas, como indicado no esquema da Figura 4.28.

As microestruturas das diferentes regiões analisadas são apresentadas na Figura 4.35.

Pode-se observar estrutura globular típica de material tixofundido. Os glóbulos apresentam variação de tamanho numa mesma região e se situam na mesma faixa de diâmetros dos glóbulos obtidos nas estruturas das chapas de 0,8 e 2,0 mm de espessura. Também apresentam pequenos glóbulos de fase secundária no interior da fase primária. Comparando-se as diversas regiões, observa-se grande homogeneidade na amostra. Não se observa a formação de poros.

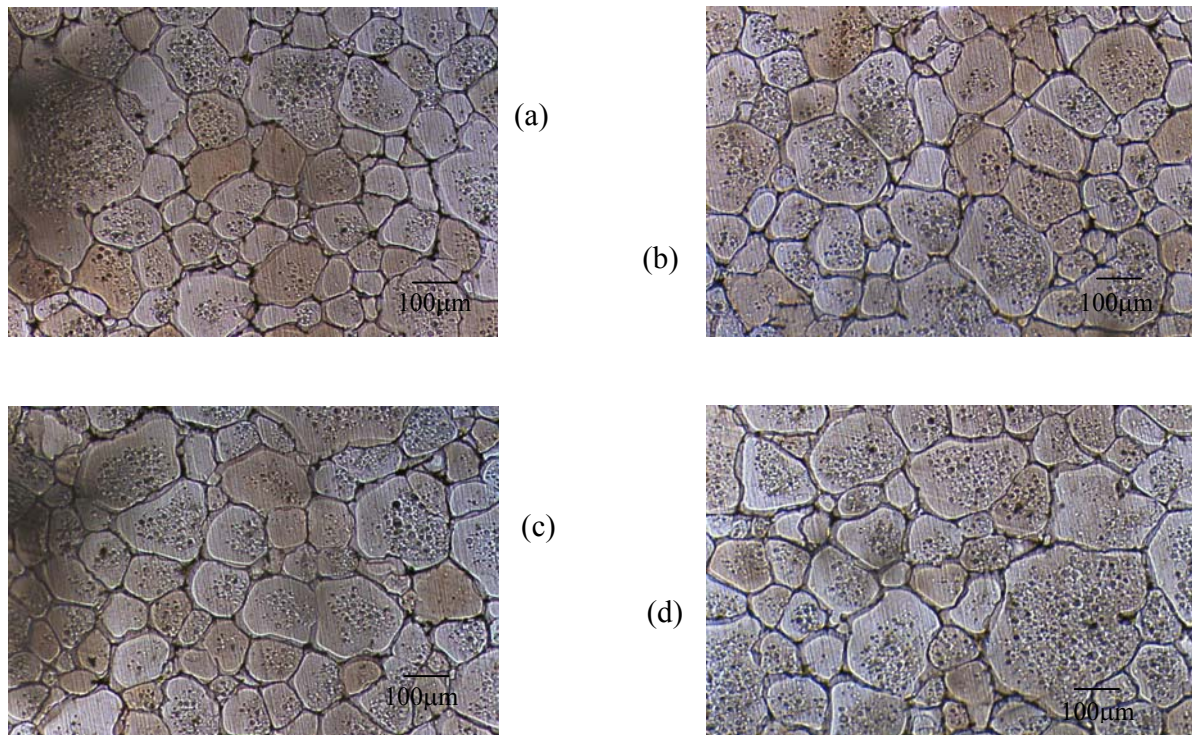


Figura 4.35 – Microestruturas típicas de uma placa da liga A5052, de 4,0 mm de espessura, tratada a 630°C por 15 minutos, em diferentes regiões. Amostra de dimensões 100 x 100 mm.

Os valores de diâmetro médio de glóbulos e fração da fase secundária medidos nas diferentes regiões da amostra tixofundida são apresentados na Tabela 4.11 e nas Figuras 4.36 e 4.37.

Tabela 4.11 – Valores de tamanho médio de glóbulos e fração da fase secundária nas regiões indicadas na Figura 4.28 de amostra de 4,0 mm de espessura, dimensões 100 x 100 mm, tixofundida a 630°C por 15 minutos.

Regiões	ϕ (μm)	f_{sec} (%)
a	110 ± 25	11
b	103 ± 27	11
c	115 ± 19	15
d	118 ± 25	11
Média na amostra	112 ± 7	12

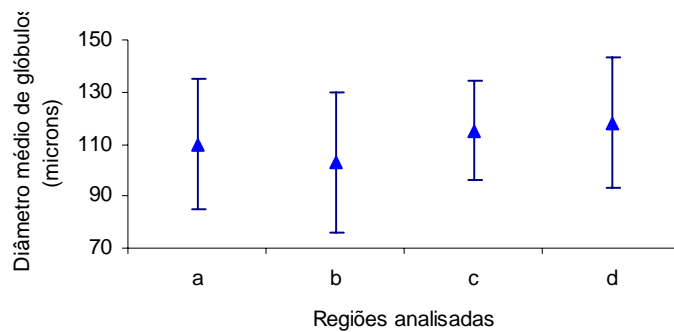


Figura 4.36 - Valores dos diâmetros médios de glóbulos em diferentes regiões de amostra tixofundida a 630°C por 15 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 4,0 mm de espessura.

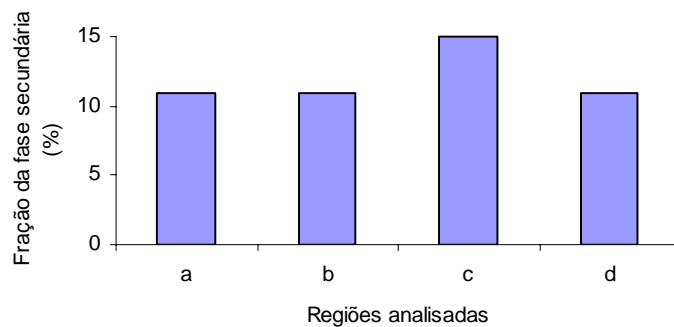


Figura 4.37 – Valores da fração da fase secundária em diferentes regiões de amostra tixofundida a 630°C por 15 minutos, dimensões 100 x 100 mm, 4,0 mm de espessura.

Pode-se observar novamente a homogeneidade da estrutura em todas as regiões analisadas. Os diâmetros médios de glóbulos se situam na mesma faixa dos diâmetros obtidos em todos os tratamentos anteriores nas duas espessuras de chapas, 0,8 e 2,0 mm, observando-se no entanto, tendência a aumento. Esse aumento pode ser devido ao fato de que tratamentos feitos a tempos maiores podem favorecer a coalescência, levando a um aumento no diâmetro dos glóbulos.

A fração da fase secundária obtida é homogênea em todas as regiões analisadas e da mesma ordem dos valores obtidos nas estruturas apresentadas anteriormente, com as amostras das chapas de 0,8 e 2,0 mm de espessura.

4.2.5. Conclusões gerais sobre a possibilidade de tixofundição de chapas

A Tabela 4.12 apresenta os valores obtidos de cada parâmetro estudado (diâmetro médio de glóbulos e fração da fase secundária) em função da espessura e dimensões da amostra e das condições de tixofundição.

Tabela 4.12 - Valores obtidos de diâmetro médio de glóbulos e fração da fase secundária em função da espessura e dimensões da amostra e das condições de tixofundição.

Espessura e dimensões da amostra (mm)	Condições de tixofundição (temperatura e tempo)	Diâmetro médio de glóbulos (μm)	Fração da fase secundária (%)
0,8 - 200 x 200	627°C / 5 minutos	90 \pm 3	7
	627°C / 15 minutos	88 \pm 3	7
	634°C / 5 minutos	94 \pm 3	10
	634°C / 10 minutos	103 \pm 6	8
2,0 - 200 x 200	624°C / 5 minutos	98 \pm 4	9
	624°C / 15 minutos	101 \pm 3	9
	631°C / 5 minutos	97 \pm 4	9
	631°C / 10 minutos	103 \pm 5	9
0,8 - 100 x 100	627°C / 15 minutos	87 \pm 6	9
	634°C / 10 minutos	112 \pm 9	11
4,0 - 100 x 100	630°C / 15 minutos	112 \pm 7	12

Obs.: Os valores de dispersão do diâmetro médio se referem à dispersão entre os valores médios em cada caso, não entre os diâmetros medidos.

De maneira geral, os resultados obtidos são bastante promissores, indicando a possibilidade de obtenção de estruturas tixofundidas em chapas. A tixofundição de chapas não havia sido tentada até o presente devido à dificuldade de manutenção da integridade do material no estado pastoso, principalmente se tratando de chapas finas. Outra dificuldade estaria relacionada com a distribuição de temperatura na chapa, que poderia levar à heterogeneidade estrutural. Os

resultados obtidos em chapas de diferentes espessuras mostram não só a possibilidade de obtenção de chapas semi-sólidas como a de se obter estrutura homogênea em toda a chapa.

Com relação às chapas de maiores dimensões (200 x 200 mm), a homogeneidade da estrutura obtida é particularmente interessante, pois comprova a viabilidade da obtenção de materiais tixofundidos homogêneos em peças grandes, apenas com o cuidado da uniformidade de distribuição da temperatura. Observou-se pequena formação de poros, apesar da atmosfera do forno ter sido controlada com argônio. Dois motivos são prováveis: devido ao tamanho do forno, o controle da atmosfera não foi tão eficiente, e à própria contração da fase líquida quando se transforma em sólida levando à formação de poros.

Quanto aos parâmetros de tixofundição variados, tempo e temperatura, pode-se observar que, nas faixas de valores utilizados neste trabalho, não têm influência significativa no tamanho dos glóbulos. O que pôde ser observado foi uma tendência a maiores tempos de tratamento levarem a maiores tamanhos de glóbulos, com exceção do tratamento feito nas chapas de 0,8 mm na temperatura de 627°C, em que o tempo de 5 minutos não deve ter sido suficiente para a formação de todo líquido, levando a uma redução no tamanho do glóbulo com o aumento do tempo.

Quanto à temperatura, o que se observa é uma tendência muito pequena de maiores temperaturas levarem a maiores glóbulos, talvez por estímulo a fenômenos de transporte de massa necessários aos mecanismos de engrossamento; o engrossamento por coalescência de contornos é o preponderante quando elevadas frações sólidas estão presentes, como é o caso das amostras produzidas.

Observa-se uma certa diferença nos valores de dispersão do tamanho de glóbulos, comparando-se as chapas de 0,8 e 2,0 mm conforme constatado nas medidas apresentadas nas Tabelas 4.1 a 4.8. As chapas de 2,0 mm, em todos os tempos e temperaturas, apresentam de maneira geral, valores de dispersão de diâmetro de glóbulos maiores que os valores das chapas de 0,8 mm, talvez por maiores variações de temperatura no interior de chapas de maior espessura.

A fração de fase secundária obtida, em todos os casos, foi superior à prevista teoricamente pelo diagrama de fases, provavelmente devido à dificuldade de dissolução do Mg na fase α durante o resfriamento rápido. Os elevados gradientes de soluto na fase α poderiam levar à precipitação de fases secundárias à temperaturas mais elevadas, isto é, o resfriamento rápido poderia desviar a linha *solvus* para a esquerda.

Com relação às amostras de 0,8 mm de espessura e dimensões 100 x 100 mm, pode-se observar que houve modificações muito pequenas em comparação com as amostras de dimensões maiores, obtidas nas mesmas condições. Apenas observa-se uma tendência ao aumento do diâmetro médio dos glóbulos e da fração da fase secundária na estrutura tixofundida a 634°C por 10 minutos, na chapa de menor tamanho. Esses valores podem ser resultantes de um melhor controle da temperatura nas amostras, devido às suas menores dimensões e também menores dimensões do forno utilizado na sua obtenção.

Os resultados obtidos mostram que as pequenas variações de parâmetros de processo (tempo/temperatura de tixofundição; espessura e dimensões de chapas) não produziram importantes distinções entre as estruturas tixofundidas obtidas. Portanto, um grande conjunto de estruturas semelhantes foi disponibilizado para testes de caracterização mecânica e de conformabilidade no estado sólido e semi-sólido.

4.3. Ensaio preliminares de caracterização mecânica de estruturas tixofundidas

4.3.1. Ensaio de Erichsen

Um dos ensaios utilizados para a avaliação da estampabilidade das chapas tixofundidas neste trabalho foi o ensaio de Erichsen.

Para a avaliação de chapas no estado tixofundido foram escolhidas aleatoriamente chapas entre as tratadas a 627°C por 15 minutos (chapas de 0,8 mm de espessura) e chapas tratadas a 624°C por 5 minutos (chapas de 2,0 mm de espessura), por apresentarem semelhantes diâmetros médios de glóbulo e fração da fase secundária. Também foram submetidas a testes de Erichsen,

chapas do material laminado utilizado como matéria-prima para a fabricação das chapas tixofundidas, nas duas espessuras, para comparação dos resultados.

A Tabela 4.13 apresenta os valores médios de força e deslocamento obtidos nos ensaios de Erichsen em chapas tixofundidas e chapas laminadas, nas espessuras de 0,8 e 2,0 mm.

Tabela 4.13 - Valores médios de força e deslocamento obtidos em ensaios de Erichsen realizados em chapas tixofundidas e laminadas de 0,8 e 2,0 mm de espessura.

Força (F) e deslocamento (d)	Chapa de 0,8 mm de espessura		Chapa de 2,0 mm de espessura	
	Laminada	Tixofundida	Laminada	Tixofundida
F máxima (kN)	5,4 ± 0,2	4,3 ± 0,6	18,0 ± 0,8	16,3 ± 0,7
d máximo (mm)	5,6 ± 0,5	5,5 ± 0,7	9,4 ± 0,4	10,2 ± 0,4
F(d=50% <i>máx</i>) (kN)	2,6 ± 0,3	1,7 ± 0,2	9,6 ± 0,4	8,0 ± 0,7

Resultados típicos obtidos de curvas força x deslocamento para uma chapa laminada e uma chapa tixofundida, de 0,8 e 2,0 mm de espessura, respectivamente, são apresentados nas Figuras 4.38 e 4.39.

Pode-se observar nos gráficos das Figuras 4.38 e 4.39, que o aspecto das curvas é o mesmo, isto é, a mesma relação força x deslocamento é observada no material nos dois estados. No entanto, analisando-se os resultados apresentados na Tabela 4.13, observa-se que os valores médios das forças máximas requeridas são menores no material tixofundido em relação ao material laminado, nas duas espessuras de chapas. Quanto ao deslocamento máximo até ruptura, esses não apresentaram diferença significativa entre as chapas tixofundidas e laminadas, em nenhuma das duas espessuras, concluindo-se que provavelmente a maior vantagem deste tipo de material está na diferença de força empregada para a sua conformação.

Observou-se que, em média, a força máxima até a ruptura requerida para as chapas de 0,8 mm de espessura, foi 20% menor para o material tixofundido, para um mesmo deslocamento. No caso das chapas de 2,0 mm de espessura, a força média máxima requerida foi 9,5% menor para o material tixofundido, para um deslocamento máximo 9% maior.

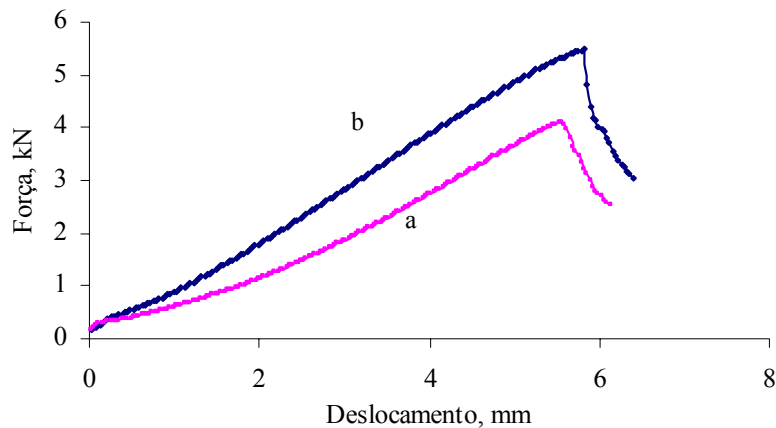


Figura 4.38 - Gráfico de força x deslocamento de (a) amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos e (b) amostra laminada, 0,8 mm de espessura, em teste de Erichsen.

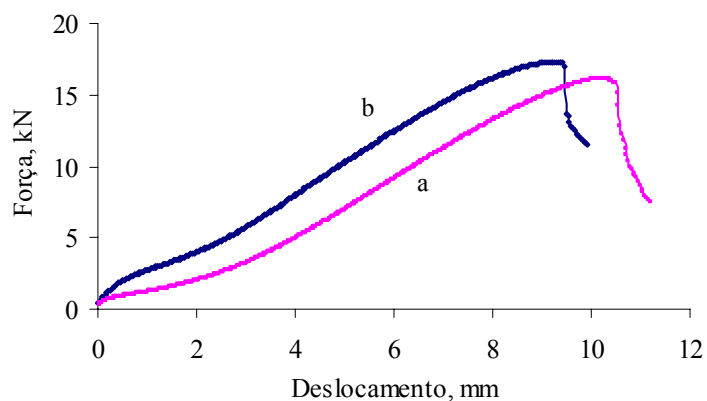


Figura 4.39 - Gráfico de força x deslocamento de (a) amostra tixofundida a 624°C por 5 minutos e (b) amostra laminada, 2,0 mm de espessura, em teste de Erichsen.

De maneira geral, para todos os ensaios, as chapas tixofundidas apresentaram valores de deslocamento máximo, até ruptura, semelhantes às chapas laminadas, nas duas espessuras, apesar das suas estruturas internas serem distintas. A grande diferença observada foram as forças requeridas para a deformação, menores nas chapas com estrutura tixofundida.

As chapas laminadas apresentam elevado nível de energia interna devido ao trabalho realizado a frio, as chapas tixofundidas por sua vez, devido aos tratamentos térmicos de

tixofundição, têm sua estrutura totalmente modificada, sem tensões internas, resultando em menores forças necessárias para a deformação do material. A presença de uma segunda fase frágil nos contornos dos glóbulos primários pode resultar em ruptura a menores forças com relação à estrutura laminada, como observado. O comportamento de estruturas tixofundidas durante deformação será discutido em item posterior.

4.3.2. Ensaios convencionais de tração

Para o conhecimento e comparação das propriedades mecânicas de chapas com diferentes tipos de estrutura, foram realizados ensaios convencionais de tração em chapas de 0,8 e 2,0 mm de espessura, nos estados laminado e tixofundido, em todas as condições de tixofundição.

As propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios foram o limite de escoamento, o limite de resistência à tração e a porcentagem de deformação.

A Tabela 4.14 apresenta os valores médios obtidos das propriedades medidas em tração, em chapas de 0,8 mm de espessura, e também os valores obtidos de diâmetro médio de glóbulos e fase secundária, nas diferentes condições de estrutura interna, para facilidade de análise.

Tabela 4.14 - Resultados dos ensaios de tração realizados em amostras das chapas A5052 de 0,8 mm de espessura com diferentes estruturas.

Condição de tratamento	Laminada		627°C		634°C	
	0°	90°	5 min	15 min	5 min	10 min
ϕ (μm)	-	-	90 ± 3	88 ± 3	94 ± 3	103 ± 6
f_{sec} (%)	-	-	7	7	10	8
$\sigma_{e 0,2}$ (MPa)	275 ± 6	270 ± 6	71 ± 5	74 ± 5	69 ± 4	64 ± 6
σ_M (MPa)	310 ± 7	310 ± 7	145 ± 18	154 ± 16	140 ± 18	138 ± 17
ϵ (%)	7 ± 1	8 ± 1	10 ± 1	10 ± 1	10 ± 2	12 ± 2

Resultados típicos de cada uma das condições são apresentados graficamente na Figura 4.40.

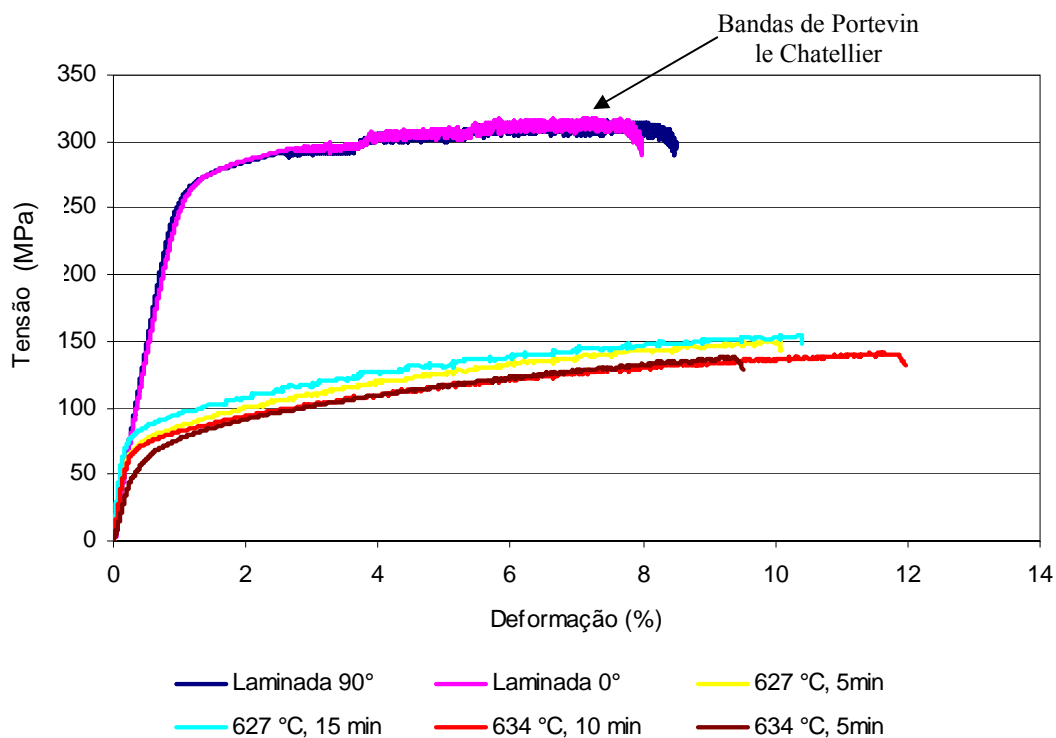


Figura 4.40 – Gráfico tensão x deformação típico obtido em ensaios de tração de chapas de 0,8 mm de espessura em diferentes estados: laminado e tixofundido nas condições indicadas.

As curvas tensão x deformação apresentadas na Figura 4.40 mostram comportamentos globais semelhantes em todos os casos, com clara região elástica, e região plástica acentuada antes da ruptura. Observa-se no material laminado, comportamento típico de material que apresenta bandas de deformação, chamadas bandas de Portevin le Chatellier. É evidente a maior capacidade de deformação e menor resistência à deformação do material no estado tixofundido quando comparado com o laminado. Entre os materiais tixofundidos em diferentes condições, também é possível detectar diferenças de comportamento, provavelmente devido a diferenças da estrutura interna, como diâmetro médio de glóbulos e teor de fase secundária presentes. Estas diferenças, no entanto, podem não ser significativas, se levados em conta os valores médios e desvios padrão apresentados na Tabela 4.14. Pode-se portanto, analisar somente tendências.

O material laminado (não submetido a tratamento de tixofundição) é um material encruado, tendo sido submetido a uma redução de área de 75% na sua laminação, e em seguida submetido a tratamento de estabilização, como indicado no Capítulo 3. Durante a laminação, há uma grande elevação do nível de energia interna do material e um metal intensamente trabalhado a frio

apresentará uma densidade de discordâncias da ordem de 10^{12} linhas por centímetro quadrado (Dieter, 1981). O grande número de interação de discordâncias com outras discordâncias e com outras barreiras durante o processo de deformação, eleva o nível de tensão necessária para o prosseguimento da deformação plástica, o chamado encruamento. Estes altos níveis de tensão e a baixa deformação plástica decorrente, podem ser observados nos valores de limite à tração e deformação obtidos para este tipo de material.

Não se observou diferenças nos valores de tensão de escoamento e de resistência à tração entre as chapas testadas a 0 e 90° em relação à direção de laminação. A microestrutura da Figura 4.1(a) não mostra uma acentuada variação de orientação de grãos, apesar da forte redução de área imposta pela laminação.

Para os materiais tixofundidos podem ser feitas algumas considerações. Observando-se os resultados da Tabela 4.14, vê-se que os limites de resistência à tração e escoamento são significativamente menores em relação aos limites do material encruado. Um material completamente recozido conterá cerca de 10^6 a 10^8 linhas de discordâncias por centímetro quadrado (Dieter, 1981). Como o tratamento de tixofundição envolve o aquecimento do material durante um certo tempo, há necessariamente, a redução da densidade de discordâncias. A energia interna acumulada pela deformação plástica é aliviada. Além disso, durante a tixofundição, ocorre recristalização e modificação da estrutura, eliminando a textura da condição deformada. A estrutura globular resultante apresenta o parâmetro microestrutural elementar, distância entre contornos, distinto de uma estrutura dendrítica. Na estrutura tixofundida o parâmetro elementar, no caso o diâmetro médio de glóbulos, é geralmente maior do que o parâmetro elementar espaçamento interdendrítico em uma estrutura fundida ou laminada não recristalizada. Como conseqüência, a estrutura tixofundida tende a apresentar, quando comparada com aquelas citadas, maior alongamento e menor limite de resistência

Além disso, no processo de tixofundição da liga considerada, a formação de uma quantidade de fase secundária superior à obtida na solidificação convencional, resultado do rápido resfriamento, como já foi citado, pode levar à maior fragilização do material como observado.

Quando comparadas chapas tixofundidas em diferentes condições, pode-se observar uma tendência ao aumento da deformação com o aumento do tamanho médio de glóbulos, segundo Tabela 4.14. O resultado pode ser explicado devido à existência de um livre caminho maior para a movimentação das discordâncias dentro da fase α , primária, para a estrutura com maior diâmetro de glóbulos, o que permite maior deformação do material.

Com relação à tensão de escoamento e tensão máxima, observa-se na Tabela 4.14 uma pequena diminuição dos seus valores com o aumento do diâmetro médio de glóbulos. Esta queda dos valores pode ser devida à diminuição da densidade de contornos de grão, com a conseqüente diminuição de barreiras para movimentos de discordâncias, que resultam em redução da tensão necessária à continuidade do seu movimento; e também da redução, da frequência da variação das direções cristalográficas, aumentando a possibilidade de deslizamento de planos, diminuindo a resistência do material.

Observa-se também uma tendência das chapas tratadas à maior temperatura (maior quantidade de fase secundária) apresentarem menores valores de limite de escoamento e resistência à tração. Estes valores podem ser resultantes do fato da maior quantidade de fase secundária ser responsável pela maior fragilização do material.

A Tabela 4.15 apresenta os valores médios obtidos das propriedades medidas em tração, em chapas de 2,0 mm de espessura, e também os valores obtidos de diâmetro médio de glóbulos e fase secundária, nas diferentes condições de estrutura interna, para facilidade de análise.

Resultados típicos de cada uma das condições são apresentados graficamente na Figura 4.41.

Pode-se observar no gráfico, à semelhança dos resultados obtidos para chapas de 0,8 mm, que as estruturas tixofundidas apresentam, de maneira geral, maior capacidade de deformação, mostrando zona de deformação plástica significativamente maior, e menores tensões de ruptura, que a estrutura laminada.

Tabela 4.15 - Resultados dos ensaios de tração realizados em amostras das chapas A5052 de 2,0 mm de espessura com diferentes estruturas.

Condição de tratamento	Laminada		624°C		631°C	
	0°	90°	5 minutos	15 minutos	5 minutos	10 minutos
ϕ (μm)	-	-	98 ± 4	101 ± 3	97 ± 4	103 ± 5
f_{sec} (%)	-	-	9	9	9	9
$\sigma_{e 0,2}$ (MPa)	204 ± 5	206 ± 5	53 ± 4	63 ± 5	50 ± 4	60 ± 5
σ_M (MPa)	256 ± 5	255 ± 5	140 ± 12	155 ± 11	150 ± 19	160 ± 17
ε (%)	7 ± 1	8 ± 1	13 ± 2	14 ± 2	13 ± 2	15 ± 2

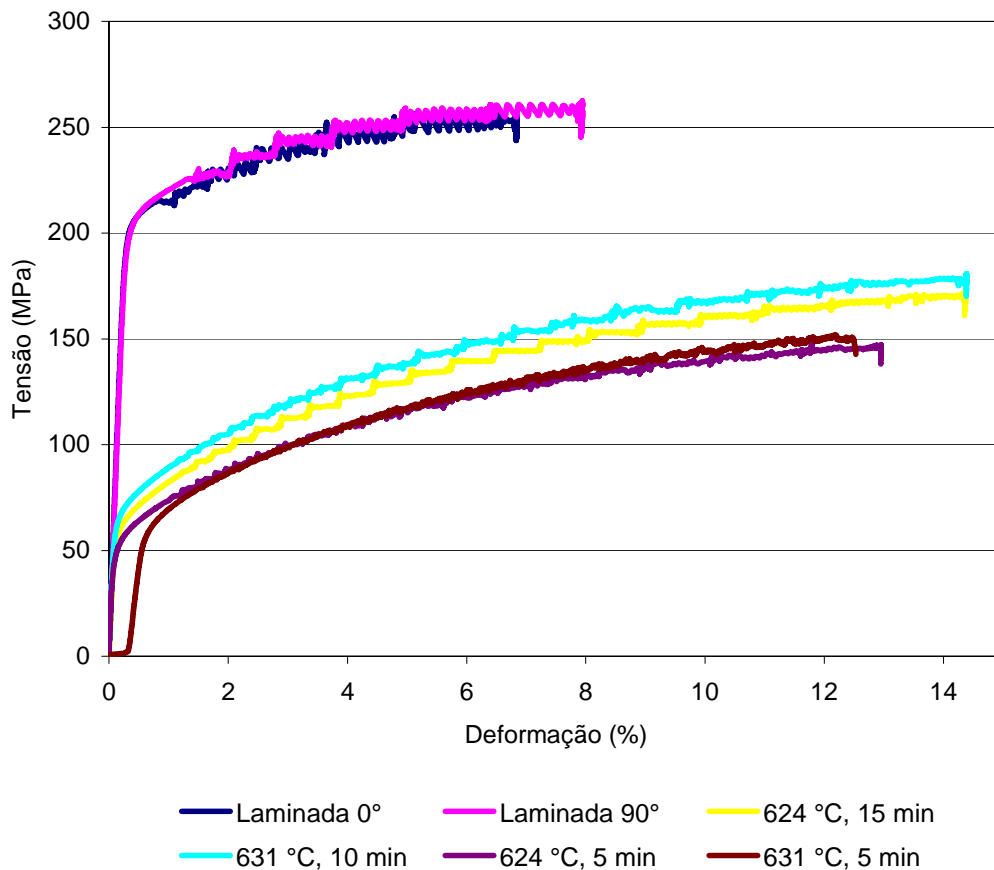


Figura 4.41 – Gráfico tensão x deformação típico obtido em ensaios de tração de chapas de 2,0 mm de espessura em diferentes estados: laminado e tixofundido nas condições indicadas.

Pode-se também observar, pelo gráfico, alguma diferenciação nos valores da tensão de escoamento, tensão máxima e deformação entre as estruturas tixofundidas em diferentes condições. No entanto, se observados os valores médios e desvios padrão desses valores, apresentados na Tabela 4.15, não é possível assegurar a relação entre os parâmetros estruturais e os valores das propriedades obtidas. Novamente se pode analisar os resultados em termos de tendências.

A observação dos valores da Tabela 4.15 mostra tendência de maiores valores de deformação em estruturas tixofundidas que apresentam glóbulos da fase primária de maiores dimensões, como consequência da menor densidade de barreiras à movimentação de planos cristalinos na deformação. No entanto, dada a impossibilidade de diferenciação entre as estruturas tixofundidas, já que todas apresentam estatisticamente iguais tamanhos de glóbulos e teor de fase secundária, os valores das propriedades também não podem ser diferenciados entre si.

Pode-se concluir, portanto, dos resultados obtidos para testes convencionais de tração, que chapas com estrutura tixofundida apresentam maior deformação (da ordem de 40% superior, no caso de chapas de 0,8 mm; e da ordem de 80%, no caso de chapas de 2,0 mm) que chapas com estrutura laminada. Por outro lado, estruturas laminadas apresentam limite de resistência e limite de escoamento da ordem de 115 e 300% superior, respectivamente, no caso de chapas de 0,8 mm; e da ordem de 70 e 260% superior, respectivamente, no caso de chapas de 2,0 mm, às mesmas propriedades em estruturas tixofundidas.

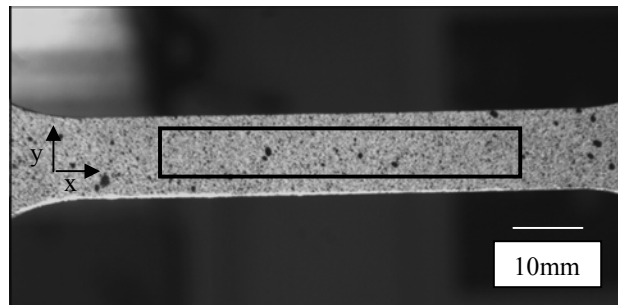
Também se pode concluir que variações na estrutura tixofundida, dentro dos limites de diâmetros médios de glóbulos variando de 88 a 103 μm e fase secundária variando de 7 a 9%, não produzem variações que possam ser consideradas estatisticamente significativas nas propriedades. Somente se observa tendência ao aumento da deformação com o aumento do diâmetro médio dos glóbulos nas faixas analisadas.

4.3.3. Ensaio de tração com análise digital de imagens

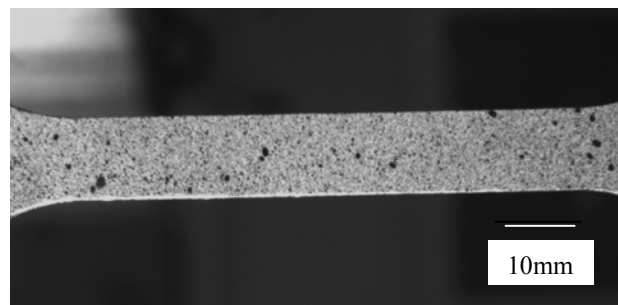
Ensaio de tração em amostras de chapas laminadas e tixofundidas (em todas as condições), de 0,8 e 2,0 mm de espessura, foram realizados com a obtenção de imagens durante a deformação. Nesse caso, as deformações foram medidas através da análise de imagem tomada da superfície da amostra, antes de iniciado o ensaio e imagem tomada imediatamente antes da ruptura, na mesma região, com utilização de programa especialmente desenvolvido, segundo explicado no Capítulo 3.

A Figura 4.42(a) apresenta uma típica amostra de chapa laminada de 2,0 mm de espessura, preparada para ensaio de tração no sentido da laminação. Na foto é indicada a região selecionada para análise de imagens. Durante este ensaio, foram feitas 12 fotografias. As Figuras 4.42(b) e (c) apresentam, respectivamente, a 5ª e a 9ª imagem. A Figura 4.42(d) apresenta imagem tomada no início da fratura.

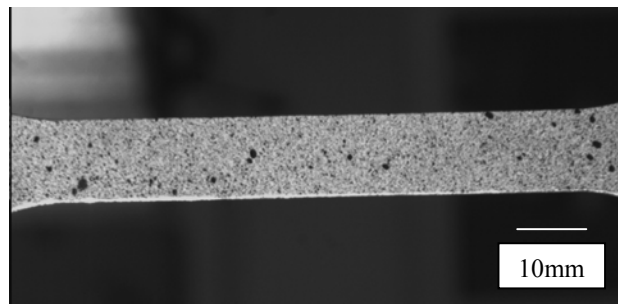
Pode-se observar na Figura 4.42(d) a ruptura a aproximadamente 45° em relação ao eixo de tração, indicando a formação de bandas de Portevin le Chatellier. Sabe-se que essas bandas se formam em vários pontos de concentração de tensão e se situam em média a 45° em relação ao eixo de tração. O empilhamento de discordâncias produz uma concentração de tensões na ponta do empilhamento a qual se combina com a tensão aplicada no próximo grão e, desta maneira, as bandas se propagam ao longo da amostra. A magnitude do efeito do escoamento descontínuo (formação das bandas) depende da energia de interação e da concentração de átomos de soluto nas discordâncias. Trata-se de mecanismo semelhante ao da formação das bandas de Lüders, produzidas no início da deformação plástica dos aços; no entanto, as bandas de Portevin le Chatellier aparecem ao longo da deformação plástica de algumas ligas de alumínio.



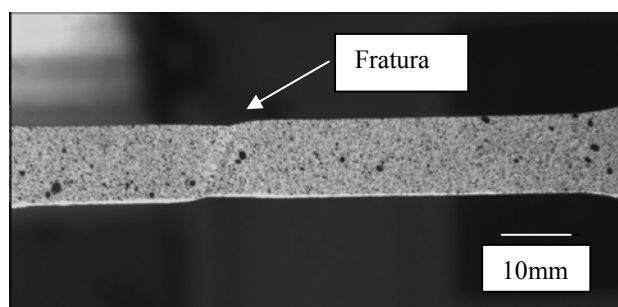
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.42 - Corpos de prova de tração da chapa da liga A5052, de 2,0 mm de espessura, no estado laminado. (a) Antes do ensaio, com superfície preparada, indicando região de análise de deformação; (b) Durante ensaio, 5ª imagem registrada; (c) Durante ensaio, 9ª imagem registrada; (d) Imagem tomada no início da fratura.

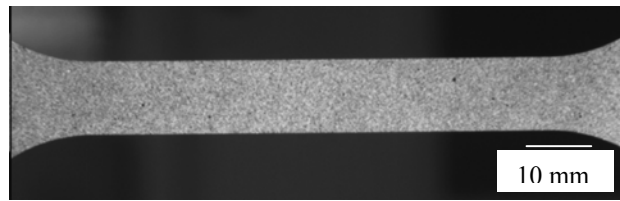
A Figura 4.43(a) apresenta foto de típica amostra tixofundida (no caso, tratada a 634°C por 5 minutos, 0,8 mm de espessura), preparada para ensaio de tração com registro de imagens da sua superfície. Durante este ensaio, foram feitas 14 fotografias. As Figuras 4.43(b) e (c) apresentam, respectivamente, a 6ª e a 10ª imagem. A Figura 4.42(d) apresenta imagem tomada no início da fratura.

Pode-se observar a fratura distinta do material no estado laminado. Nos materiais tixofundidos não se observou a formação de bandas. O material tixofundido, dado o processo de aquecimento a elevadas temperaturas sofrido, passou por estágios de modificação estrutural envolvendo alívio de tensões e recristalização, resultando em uma estrutura de glóbulos livres de tensões internas, resultando em uma deformação diferenciada.

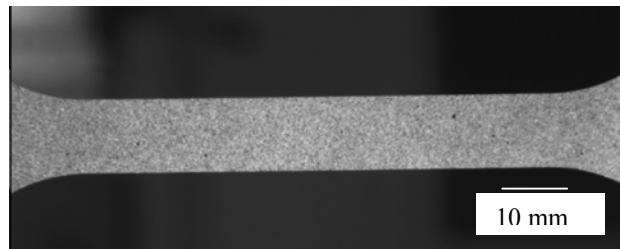
A análise das deformações provocadas pelo ensaio é feita pela utilização das imagens tomadas antes e após ensaio. O programa utilizado para análise e comparação de imagens mede as deformações pontualmente, formando uma rede de deformações.

Como as deformações são medidas pontualmente, é preciso determinar um valor que possa ser usado como um valor representativo dessas deformações na amostra total. Para tal, foi traçada a curva de tendência a partir dos valores obtidos de deformações pontuais e escolhido o valor mais alto desta curva como o valor representativo. Esta técnica é baseada no método de Bragard (Bragard apud Arrieux, 1990).

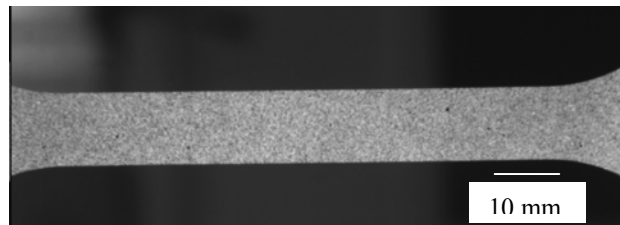
A Figura 4.44 apresenta as deformações pontuais no eixo Y na superfície de uma amostra laminada, 2,0 mm de espessura, submetida a ensaio de tração, no sentido da laminação.



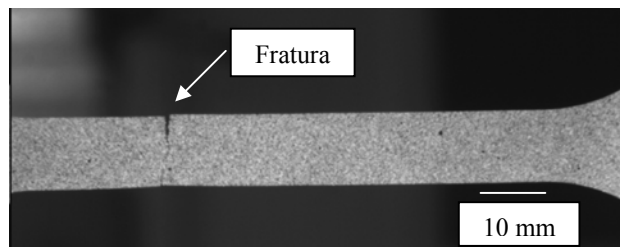
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.43 - Corpos de prova de tração da chapa da liga A5052, de 0,8 mm de espessura, tixofundida a 634°C por 5 minutos. (a) Antes do ensaio, com superfície preparada, indicando região de análise de deformação; (b) Durante ensaio, 6ª imagem registrada; (c) Durante ensaio, 10ª imagem registrada; (d) Imagem tomada no início da fratura.

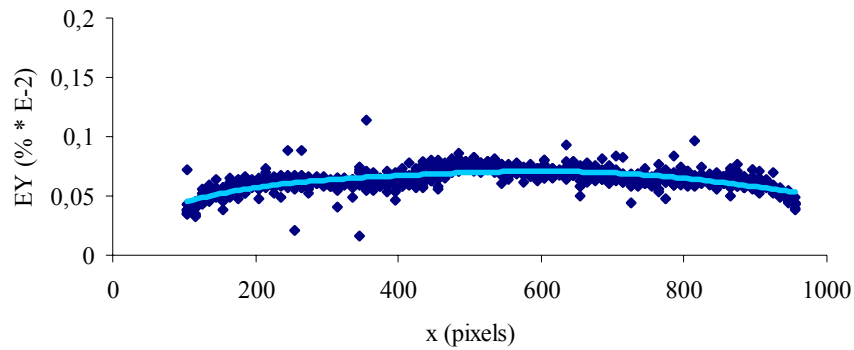


Figura 4.44 - Deformações pontuais no eixo Y (direção de tração) em relação aos pontos no eixo x, de uma amostra laminada, 2,0 mm de espessura, tracionada no mesmo sentido da laminação.

A câmera registra uma imagem de 1024 pixels x 1024 pixels. O eixo x do gráfico representa os pixels da região analisada (nesse caso, situada entre 100 e 900 pixels da imagem). Uma curva de tendência foi traçada e a deformação máxima obtida foi de aproximadamente 7%.

A Figura 4.45 apresenta as deformações pontuais no eixo Y na superfície de uma amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos, 0,8 mm de espessura, submetida a ensaio de tração.

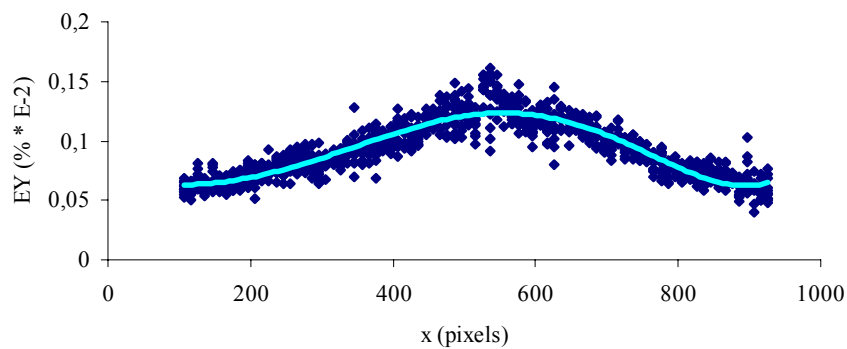


Figura 4.45 - Deformações pontuais no eixo Y (direção de tração) em relação aos pontos no eixo x, de uma amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos, 0,8 mm de espessura, submetida a ensaio de tração.

Observa-se, na Figura 4.45, que as deformações obtidas no material tixofundido são significativamente superiores em relação ao material laminado e a região da fratura pode ser facilmente identificada. A curva de tendência apresenta sua deformação máxima em torno de 13%.

Assim foram obtidas sucessivamente as deformações no eixo Y, isto é, paralelo à direção de tração, de todas as amostras laminadas e tixofundidas ensaiadas.

As Tabelas 4.16 e 4.17 apresentam os valores médios de deformação máxima obtidos nos ensaios de tração, pelo método de análise de imagens, para todas as condições testadas.

Tabela 4.16 - Resultados de deformação máxima obtidos por ensaios de tração (análise digital de imagens) realizados em amostras das chapas A5052 de 0,8 mm de espessura.

Condição de tratamento	Sem tratamento		627°C		634°C	
	0°	90°	5 min	15 min	5 min	10 min
ϵ (%)	7±1	7±1	13±2	12±2	13±2	15±2

Tabela 4.17 - Resultados de deformação máxima obtidos por ensaios de tração (análise digital de imagens) realizados em amostras das chapas A5052 de 2,0 mm de espessura.

Condição de tratamento	Sem tratamento		624°C		631°C	
	0°	90°	5 min	15 min	5 min	10 min
ϵ (%)	8±1	9±1	15±2	17±2	16±2	16±2

Pode-se observar que chapas de 0,8 mm apresentam inferiores valores de deformação, com relação a chapas de 2,0 mm, como observado por método convencional.

Comparando-se os resultados de deformação obtidos por tração com uso de extensômetro, e tração com sistema de análise de imagens, através dos valores apresentados nas Tabelas 4.14 e 4.15, e Tabelas 4.16 e 4.17, respectivamente, pode-se observar que o método de análise de imagens tende a fornecer maiores valores de deformação. Dado o desvio padrão das medidas, no entanto, estas variações não são diferenciáveis.

4.4. Ensaio de deformação para obtenção de curvas limite de conformação

Ensaio de deformação foram realizados para a obtenção de curvas limite de conformação de chapas da liga A5052 com diferentes microestruturas e análise do comportamento de estruturas tixotrópicas.

A liga foi testada nos estados laminado, recozido e tixofundido a 627°C por 15 minutos e a 634°C por 10 minutos, sendo utilizadas chapas de 0,8 mm de espessura. A escolha destas duas condições de tixofundição se deveu à possibilidade de diferenciação dos tamanhos médios de glóbulos que apresentaram, de 87 ± 6 e 112 ± 9 μm , respectivamente.

4.4.1. Deformações no material no estado laminado

Chapas no estado laminado foram ensaiadas para determinação de deformações principais nos eixos x e y, em duas direções: o eixo y paralelo e a 90° com relação à direção de laminação.

Para obtenção de diferentes modos de deformação, foram ensaiadas chapas com largura variando de 40 a 200 mm. No primeiro caso, a deformação é provocada por um estado de tensões que corresponde à tração uniaxial e no segundo caso, o estado de tensões é equibiaxial.

A Figura 4.46 apresenta gráfico típico das deformações principais nos eixos y e x, para um estado de tração uniaxial, resultantes da comparação entre imagens inicial e final, isto é, imediatamente antes da ruptura, de uma amostra da liga laminada, 40 mm de largura x 200 mm de comprimento, com o eixo y (eixo maior) a 90° em relação à direção da laminação.

Em seguida são apresentados graficamente resultados típicos para as deformações nos dois casos extremos: tração uniaxial e estado de tensões equibiaxial.

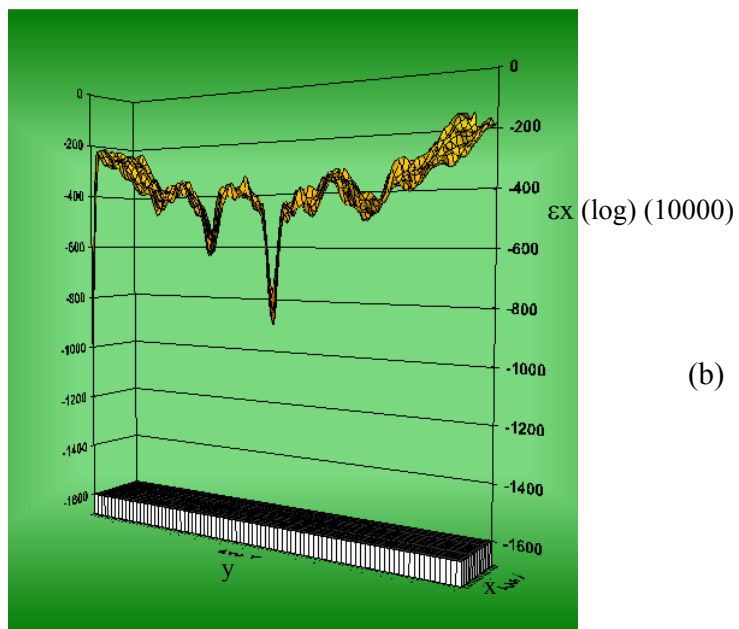
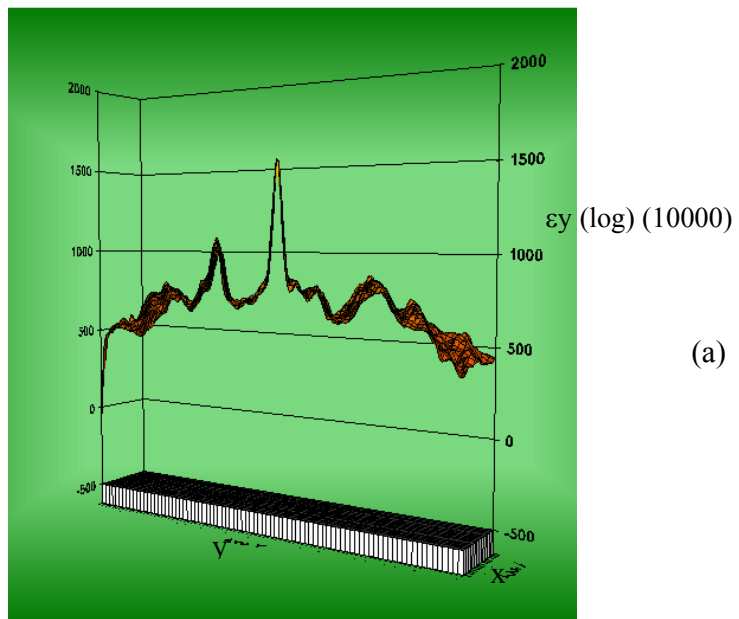


Figura 4.46 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, no estado laminado, 0,8 mm de espessura, 40 mm de largura x 200 mm de comprimento, com o eixo y (eixo maior) a 90° em relação à direção da laminação.

Os gráficos mostram todos os pontos analisados, formando uma malha de valores de deformação. Observa-se na Figura (a) que a maior deformação no eixo y, ocorre no centro da amostra, onde se observa o pico correspondente à sua ruptura. Devido à largura da amostra empregada, estes resultados são semelhantes aos obtidos no ensaio de tração. Na Figura (b) observa-se que a deformação é negativa no eixo x da amostra. Isto se deve à redução da largura devido à estricção, que também apresenta maior valor no centro da amostra.

Como pode ser observado nos gráficos, as deformações são medidas pontualmente, sendo necessária a obtenção de um valor único de deformação. Assim como no ensaio de tração, apresentado em item anterior, foi traçada uma curva de tendência com todos os pontos de deformação obtidos e nela determinado seu ponto máximo (método de Bragard), que corresponde à deformação utilizada para a construção das curvas limite de conformação.

A Figura 4.47 apresenta as deformações principais nos eixos y e x, de uma amostra típica, no estado laminado, de 200 mm x 200 mm, isto é, em condições de tensões equibiaxiais.

Neste caso a amostra é submetida a uma expansão equibiaxial, em que as deformações são semelhantes nos dois eixos. Isto pode ser confirmado pelos valores das deformações nos eixos x e y, que podem ser observados na Figura.

Os valores médios das deformações principais nos eixos x e y para todos os modos de deformação impostos são apresentados nas Tabelas 4.18 e 4.19 para ensaios com o eixo y da amostra a 90° e paralelo à direção da laminação, respectivamente.

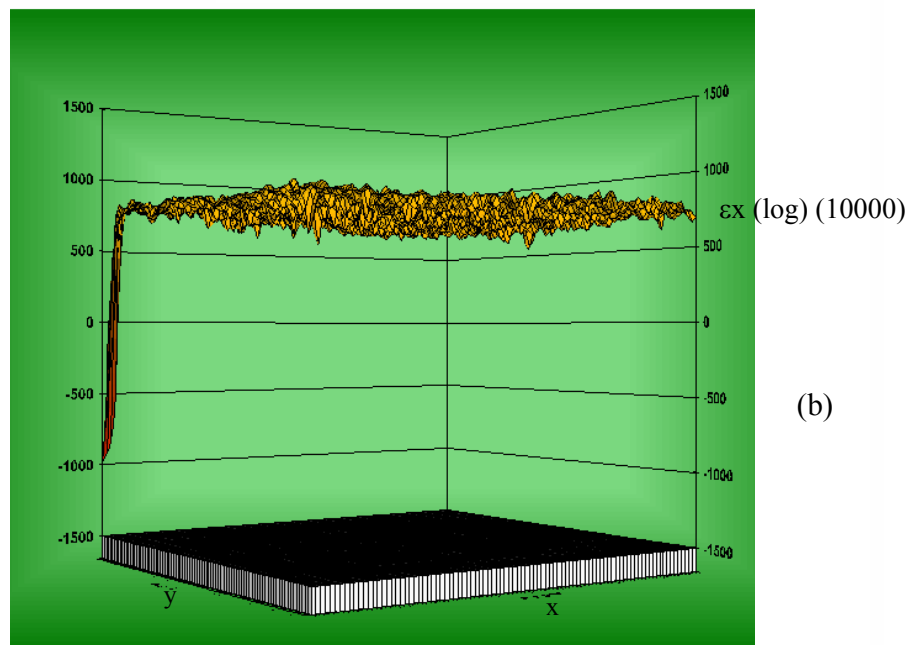
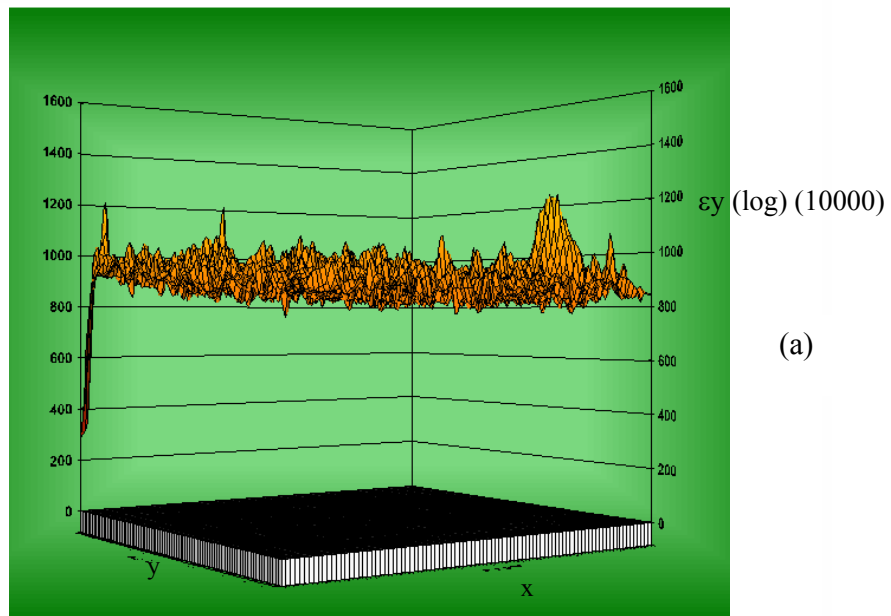


Figura 4.47 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, no estado laminado, 0,8 mm de espessura, 200 mm de largura x 200 mm de comprimento.

Tabela 4.18 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 no estado laminado. Ensaio feito com o eixo y perpendicular à direção da laminação.

Dimensões da amostra (mm)	ϵ_x (%)	ϵ_y (%)
40 x 200	-4,7	8,8
60 x 200	-6,3	10,4
80 x 200	-7,4	12,5
100 x 200	-4,3	10,2
120 x 200	-0,9	7,7
160 x 200	0,7	5,1
200 x 200	3,7	5,3

Tabela 4.19 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 no estado laminado. Ensaio feito com o eixo y paralelo à direção da laminação.

Dimensões da amostra (mm)	ϵ_x (%)	ϵ_y (%)
40 x 200	-1,8	7,8
60 x 200	-2,0	8,0
80 x 200	-2,9	9,3
100 x 200	-3,3	11,3
120 x 200	-0,6	7,6
160 x 200	0,8	5,5
200 x 200	3,7	5,3

Analisando-se os valores das Tabelas 4.18 e 4.19, observa-se que, as chapas laminadas ensaiadas com o eixo y a 90° em relação ao sentido da laminação, apresentam deformações superiores nos dois eixos, porém de maneira significativa no eixo x. Provavelmente, as maiores deformações no eixo x se devem à orientação preferencial dos grãos neste sentido, porém esta influência não foi observada no eixo y quando o ensaio foi feito com o eixo y paralelo ao sentido da laminação.

Os resultados obtidos com as chapas de 40 x 200 mm, caso de tração uniaxial, foram semelhantes aos obtidos nos ensaios de tração apresentados no item 4.3.3., nos quais também não se observou a influência do sentido da laminação.

Algumas considerações podem ser feitas em relação a deformabilidade do material laminado. No trabalho a frio a que este material foi submetido, a maior parte da energia dispendida é dissipada em calor e a parte restante é retida no reticulado, contribuindo para a elevação do nível de energia interna. A energia armazenada pelo cristal deformado pode significar aumento de vacâncias, de maclas e de falhas de empilhamento; contudo a maior parte dessa energia está relacionada à geração e interação de discordâncias; o número de discordâncias se eleva consideravelmente com a elevação da intensidade de deformação plástica. Como a liga laminada utilizada neste trabalho sofreu severa deformação, suas propriedades mecânicas resultantes mostram reduzida capacidade de deformação.

4.4.2. Deformações no material no estado recozido

Amostras de chapas no estado recozido foram, à semelhança de chapas no estado laminado, submetidas a testes de deformação para levantamento de curva limite de conformação.

Foram ensaiados corpos de prova de diferentes dimensões para a obtenção de diferentes estados de tensão.

Resultados típicos são mostrados nas Figuras 4.48 e 4.49 que apresentam, respectivamente, deformações principais nos eixos y e x de corpos de prova da liga A5052, com 0,8 mm de espessura, de dimensões 40 x 100 mm, e 100 x 100 mm.

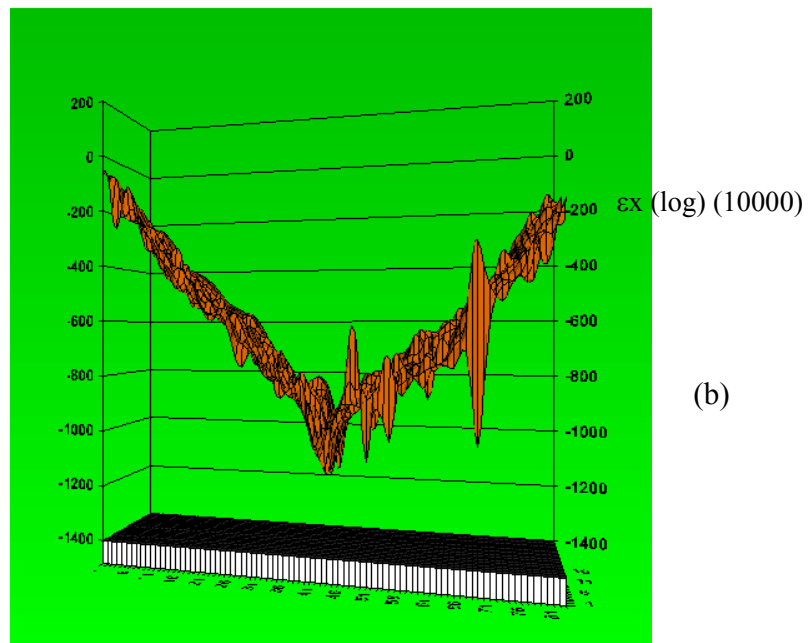
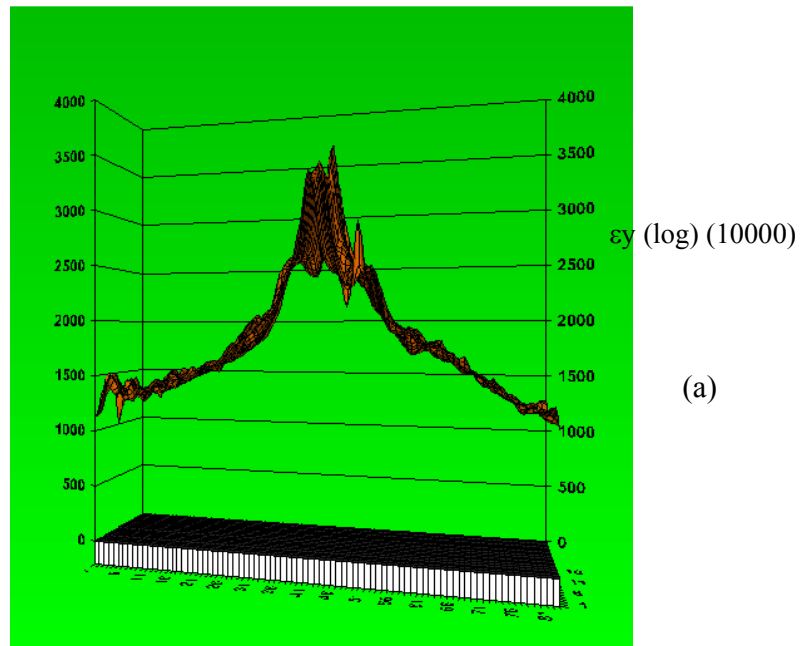


Figura 4.48 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, no estado recozido, 0,8 mm de espessura, 40 mm de largura x 100 mm de comprimento.

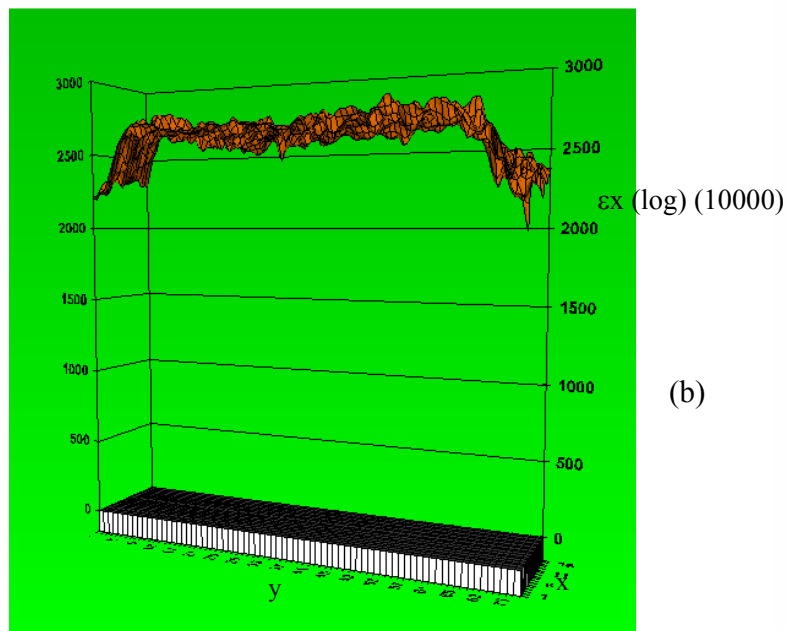
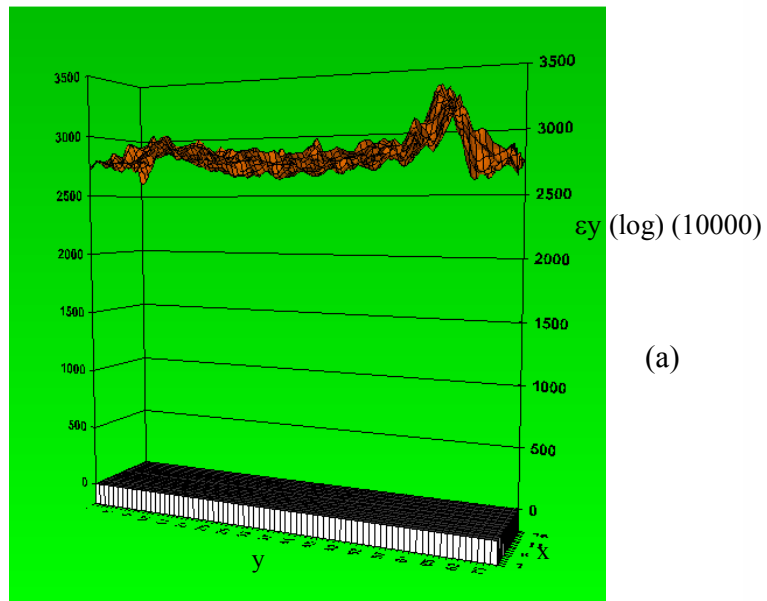


Figura 4.49 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, no estado recozido, 0,8 mm de espessura, 100 mm de largura x 100 mm de comprimento.

Como pode ser observado nos gráficos da Figura 4.48, as deformações apresentaram valores bastante altos nos eixos y e x, em torno de 25% e 10%, respectivamente, como esperado para este tipo de material. Observa-se também que a ruptura do material ocorreu no centro da amostra.

Na Figura 4.49, pode-se observar as deformações principais y e x, de uma amostra de 100 mm de largura x 100 mm de comprimento, obtidas pela análise da diferença entre a imagem inicial e a imagem final imediatamente antes da ruptura, em condições de expansão equibiaxial.

Comparando-se os gráficos da Figura 4.47, que apresentam as deformações de uma amostra no estado laminado de dimensões 200 x 200 mm, com os gráficos da Figura 4.49, que apresentam as deformações de uma amostra no estado recozido de dimensões 100 x 100 mm, ambas em expansão equibiaxial, observa-se que a diferença nos valores das deformações são muito elevadas, as amostras recozidas apresentam valores muito maiores de deformação que as amostras laminadas.

Os valores médios das deformações principais nos eixos x e y para todos os modos de deformação impostos são apresentados na Tabela 4.20.

Tabela 4.20 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 no estado recozido.

Dimensões da amostra (mm)	ϵ_x (%)	ϵ_y (%)
40 x 100	-8,5	23,2
60 x 100	-5,6	23,5
80 x 100	1,4	19
100 x 100	26	28

Comparando-se os resultados obtidos da Tabela 4.20, com os resultados das Tabelas 4.18 e 4.19, observa-se que o material recozido apresentou maiores valores de deformação para todas as dimensões de amostra analisadas, isto é, para todos os estados de tensões impostos. A alta deformação do material recozido se deve ao tratamento térmico a que ele é submetido. Com o

aumento da temperatura, que estimula movimentos atômicos e, portanto, o deslizamento de discordâncias, há alívio de tensões internas, e a ductilidade do material pode ser restabelecida.

4.4.3. Deformações no material no estado tixofundido

Amostras de chapas de 0,8 mm tixofundidas a 627°C por 15 minutos e a 634°C por 10 minutos foram submetidas a ensaios de deformação para a obtenção das curvas limite de conformação. Diferentes modos de deformação foram analisados através do uso de corpos de prova de diferentes dimensões.

Amostras tratadas, nestas condições específicas, foram escolhidas por apresentarem dimensões de glóbulos diferenciáveis entre si, isto é, 87 ± 6 e 112 ± 9 μm para tixofundição a 627°C/15 minutos e 634°C/10 minutos, respectivamente. Quanto à fração da fase secundária apresentam, 9 e 11%, respectivamente.

Foram obtidas as deformações principais no eixo y e x, pela análise da diferença entre a imagem inicial e a final, isto é, imediatamente antes da ruptura. Exemplo típico de resultado de deformação em amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos, isto é, com o menor tamanho de glóbulos, de dimensões 40 mm de largura x 100 mm de comprimento, pode ser visto na Figura 4.50.

Pode-se observar que os valores obtidos de deformação nos eixos y e x, em torno de 24% e 8%, respectivamente, são semelhantes aos obtidos com o material recozido nas mesmas condições de estado de tensões, isto é, 40 mm x 100 mm, apresentados na Figura 4.48.

Resultado típico para a condição de tensões equibiaxial para a amostra tixofundida a 627°C por 15 minutos é apresentado na Figura 4.51.

Pode-se observar que o material apresenta deformações semelhantes nos dois eixos, caso de expansão equibiaxial. Os valores encontrados são inferiores aos do material recozido, submetido às mesmas condições de tensões, porém quando comparados à Figura 4.47, que apresenta os

valores de deformação de amostra laminada, também em caso de expansão equibiaxial, observam-se maiores deformações no material tixofundido.

As Figuras 4.52 e 4.53 apresentam resultados típicos de deformações nos eixos x e y de amostras tixofundidas a 634°C por 10 minutos, isto é, com o maior diâmetro de glóbulos, respectivamente, para amostra de dimensões 40 mm de largura x 100 mm de comprimento e 100 mm de largura x 100 mm de comprimento.

Pode-se observar, na Figura 4.52, que a ruptura se deu no centro da amostra e que os valores obtidos de deformação nos eixos y e x, em torno de 28% e 10%, respectivamente, são semelhantes aos obtidos com o material recozido nas mesmas condições de tensões, apresentados na Figura 4.48. Comparando-se com a Figura 4.50, que apresenta as curvas do material tixofundido a 627°C por 15 minutos, os resultados também são semelhantes, não sendo possível observar a influência do diâmetro médio dos glóbulos.

Resultado típico para a condição de tensões equibiaxial, para amostra tixofundida a 634°C por 10 minutos, é apresentado na Figura 4.53.

Pode-se observar que o material apresenta deformações semelhantes nos dois eixos, caso de expansão equibiaxial. Os valores encontrados são inferiores aos do material recozido e semelhantes aos obtidos com o material tixofundido a 627°C por 15 minutos (com menor tamanho de grão), submetido às mesmas condições de tensões, porém quando comparados à Figura 4.47, que apresenta os valores de deformação de amostra laminada, também em caso de expansão equibiaxial, observam-se maiores deformações no material tixofundido.

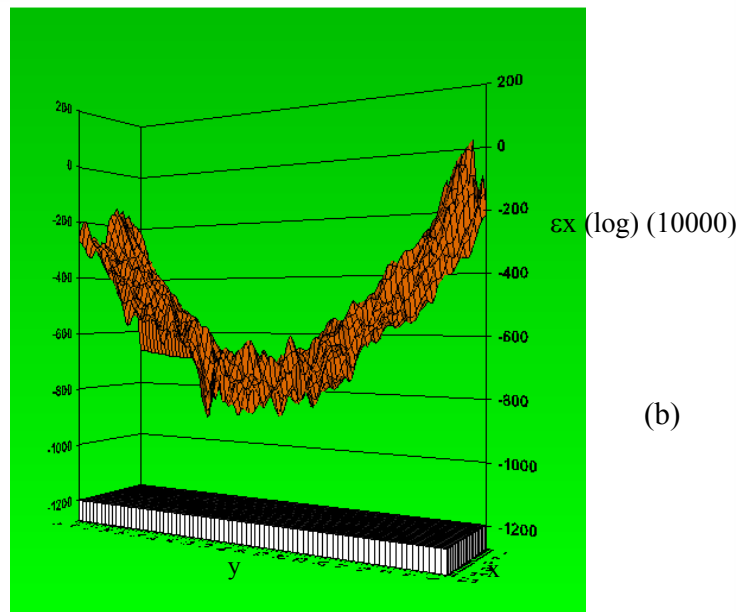
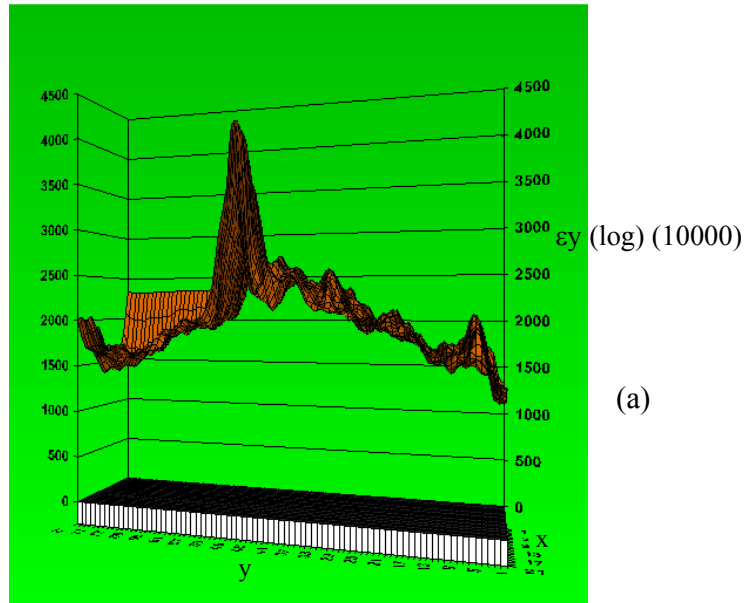


Figura 4.50 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, tixofundida a 627°C por 15 minutos, 0,8 mm de espessura, 40 mm de largura x 100 mm de comprimento.

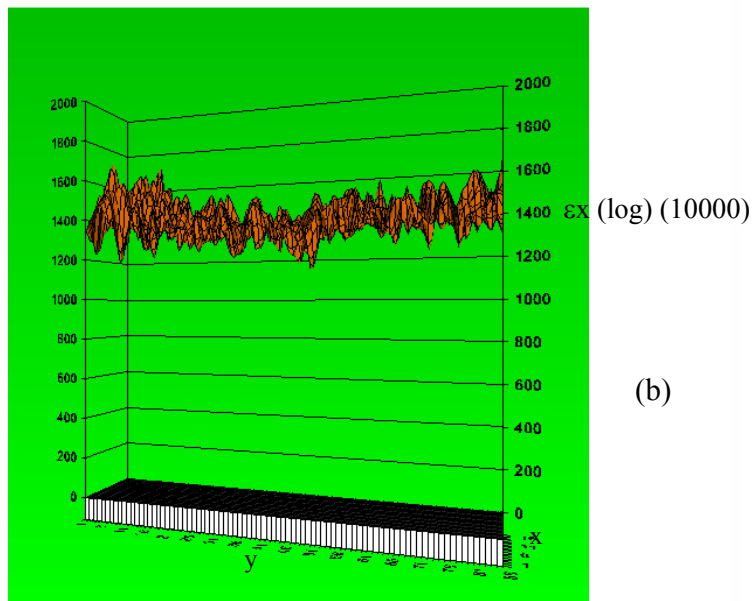
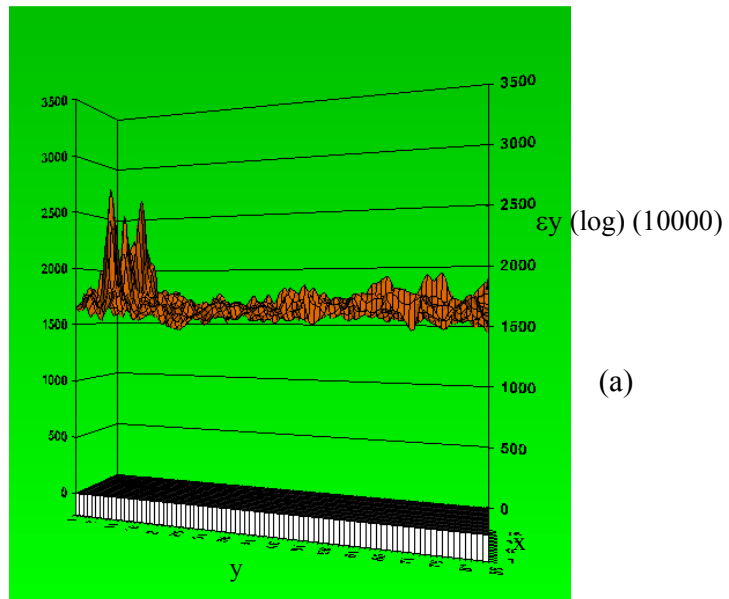


Figura 4.51 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, tixofundida a 627°C por 15 minutos, 0,8 mm de espessura, 100 mm de largura x 100 mm de comprimento.

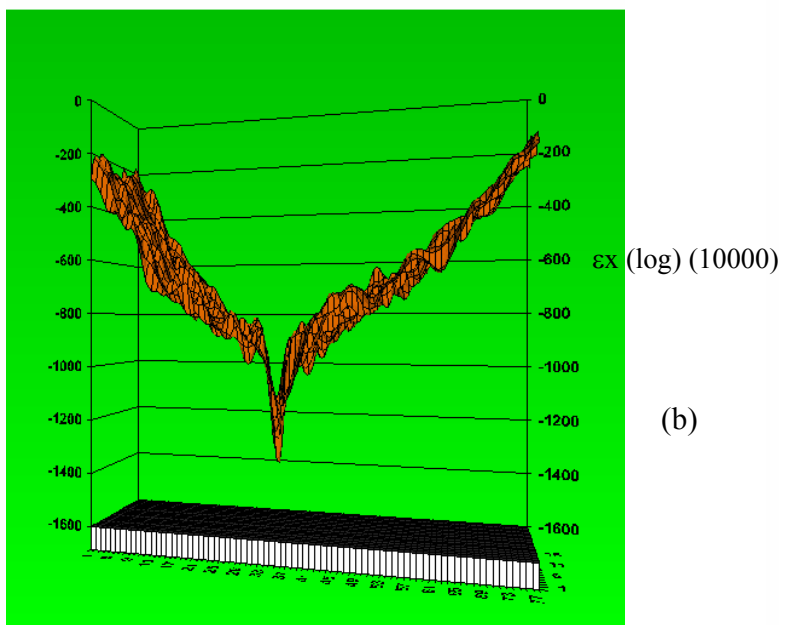
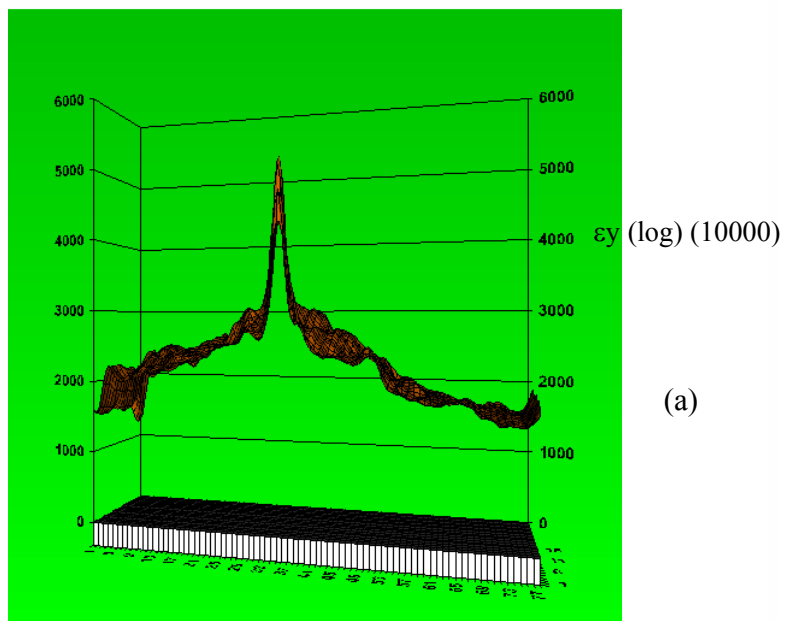


Figura 4.52 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, tixofundida a 634°C por 10 minutos, 0,8 mm de espessura, 40 mm de largura x 100 mm de comprimento.

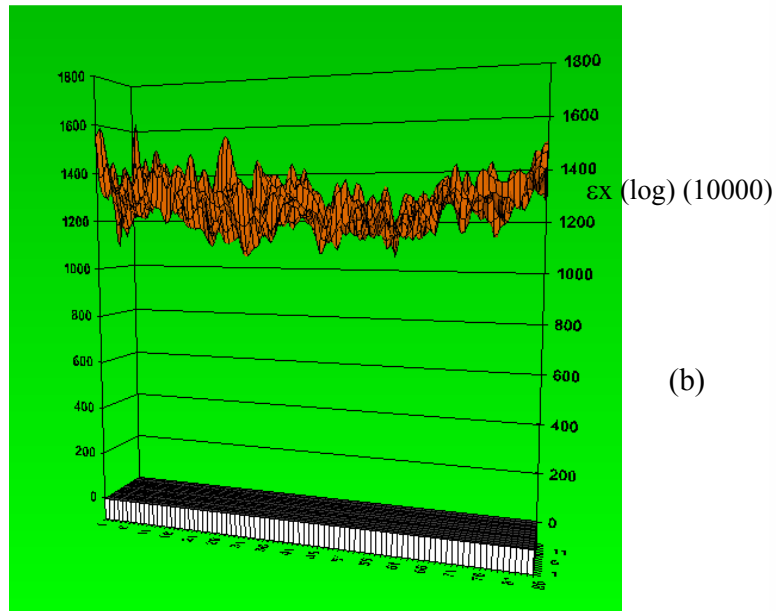
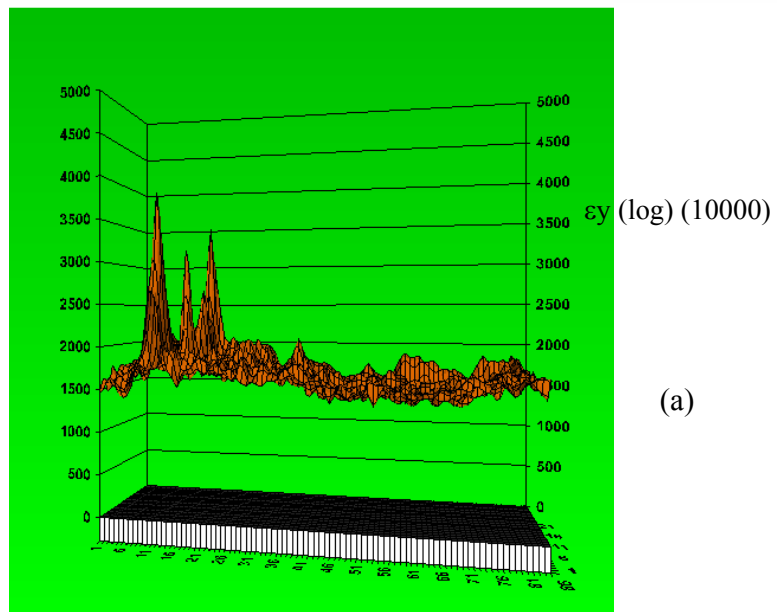


Figura 4.53 – Deformações principais (a) no eixo y e (b) no eixo x, em chapa da liga A5052, tixofundida a 634°C por 10 minutos, 0,8 mm de espessura, 100 mm de largura x 100 mm de comprimento.

As Tabelas 4.21 e 4.22 apresentam os valores médios das deformações principais nos eixos x e y para as dimensões de amostras ensaiadas, em chapas tixofundidas a 627°C por 15 minutos, e 634°C por 10 minutos, respectivamente.

Tabela 4.21 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 tixofundidas a 627°C por 15 minutos.

Dimensões da amostra (mm)	ϵ_x (%)	ϵ_y (%)
40 x 100	-6,2	20,4
60 x 100	-6,6	26,2
80 x 100	3,0	13,5
100 x 100	18,5	19,0

Tabela 4.22 – Valores médios das deformações principais nos eixos x e y para amostras de chapas da liga A5052 tixofundidas a 634°C por 10 minutos.

Dimensões da amostra (mm)	ϵ_x (%)	ϵ_y (%)
40 x 100	-7,5	25,7
60 x 100	-7,2	28,3
80 x 100	1,6	15,6
100 x 100	16,6	17,2

Analisando-se os valores médios obtidos nas Tabelas 4.21 e 4.22, observa-se uma tendência à maiores deformações principais nas amostras tixofundidas a 634°C por 10 minutos. Esta tendência pode ser atribuída ao maior diâmetro médio de glóbulos que essas amostras apresentaram, com relação às amostras tixofundidas a 627°C/15 minutos. Embora os diâmetros médios do material tixofundido testado sejam diferenciáveis (87 e 112 μm), o maior valor da fração da fase secundária no material com maior diâmetro de glóbulos pode ter reduzido sua influência no aumento da deformação.

Quando comparados esses valores com os valores obtidos para o material no estado recozido (Tabela 4.20), observam-se valores próximos de deformação para as amostras de dimensões 40, 60 e 80 x 100 mm, e valores maiores para o material recozido para as amostras de

dimensões 100 x 100 mm, indicando que o material tixofundido apresenta menores deformações em relação ao material recozido, quando submetido à expansão nos dois eixos. Porém, parece se comportar melhor em tração que o material recozido, principalmente para o material com maior tamanho de glóbulos.

4.4.4. Curvas limite de conformação

A partir dos valores de deformações principais nos eixos y e x obtidos nos ensaios utilizando análise de imagens (valores apresentados nas Tabelas 4.18 a 4.22), foram construídas curvas limite de conformação para chapas da liga A5052 em diferentes estados: laminado, recozido e tixofundido.

Foram ensaiadas chapas submetidas a duas condições de tixofundição que resultaram em estruturas contendo glóbulos com dimensões diferenciáveis entre si: chapas tixofundidas a 627°C por 15 minutos, contendo glóbulos de diâmetro médio igual a $87 \pm 6 \mu\text{m}$ e chapas tixofundidas a 634°C por 10 minutos, contendo glóbulos de diâmetro médio igual a $112 \pm 9 \mu\text{m}$.

As curvas obtidas são apresentadas na Figura 4.54. A partir das curvas pode-se conhecer o comportamento do material: deformações cujos valores se situam em região acima da curva, resultam na ruptura da chapa e deformações que se situam abaixo da curva, resultam no sucesso de conformação da chapa.

Pode-se observar que as distintas condições da microestrutura do material levam a distintos comportamentos à deformação. Maiores valores de deformação foram obtidos para o material no estado recozido.

Observa-se no gráfico da Figura 4.54, que a curva obtida para o material recozido, quando comparada às curvas das chapas tixofundidas, apresenta maiores valores na área de deformação positiva nos dois eixos e valores semelhantes na área em que a deformação é negativa no eixo x.

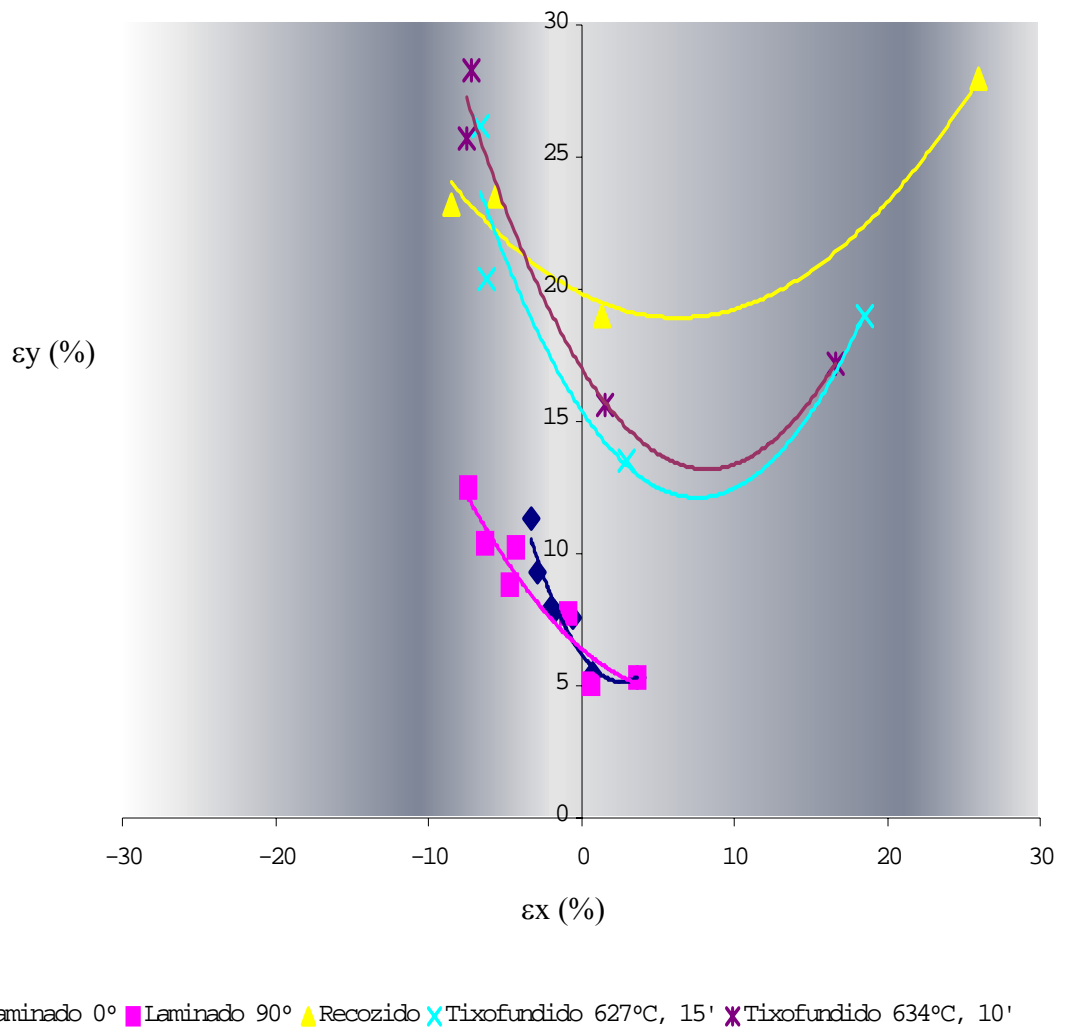


Figura 4.54 – Gráfico das deformações principais y (ϵ_y , eixo maior) e x (ϵ_x , eixo menor) com as curvas limite de conformação obtidas para os diferentes estados da liga de alumínio A5052.

Quanto às chapas tixofundidas, observa-se que a curva obtida para o material tixofundido a 634°C por 10 minutos apresenta-se um pouco acima em relação à curva obtida para as chapas tixofundidas a 627°C por 15 minutos, indicando que estas chapas podem ser submetidas a maiores deformações durante a estampagem. Este resultado se deve ao maior tamanho médio de glóbulos encontrados nestas chapas e indica a influência deste parâmetro na conformabilidade do material tixofundido.

As curvas obtidas para o material laminado são as mais inferiores do diagrama, sendo portanto o material que suporta menores deformações durante a estampagem; não apresentaram diferença entre si.

Os comportamentos observados são decorrentes da estrutura interna dos materiais.

De um modo geral, a deformação plástica ocorre nos metais normalmente através do fenômeno de deslizamento, ao longo de planos cristalográficos preferenciais chamados planos de deslizamento. O deslizamento ocorre segundo direções e planos cristalográficos específicos, sendo os planos cristalográficos preferenciais de deslizamento aqueles de maior densidade atômica e a direção cristalográfica preferencial a mais compacta deste plano. O conjunto de planos e direções preferenciais definem o sistema de deslizamento. Uma das principais características da deformação plástica é o fato da tensão cisalhante necessária para produzir deslizamento aumentar à medida que a deformação cisalhante aumenta. Esse aumento da tensão necessário para produzir deslizamento, devido à deformação plástica prévia do material, chamado encruamento, é causado pela interação entre discordâncias, e de discordâncias com barreiras que impedem seu movimento através da rede cristalina.

O número de discordâncias é aumentado durante a deformação plástica, e devido às suas interações provocam um estado de elevadas tensões internas. Por exemplo, um metal no estado recozido contém cerca de 10^6 a 10^8 discordâncias por centímetro quadrado, enquanto que o mesmo, no estado deformado plasticamente, contém cerca de 10^{12} discordâncias por centímetro quadrado (Dieter, 1981).

Nos primeiros estágios da deformação plástica, o deslizamento se dá essencialmente nos planos primários de deslizamento e as discordâncias formam arranjos coplanares. Com a continuação da deformação, ocorre o deslizamento cruzado e os processos de multiplicação de discordâncias são ativados. A estrutura trabalhada a frio apresenta regiões de alta densidade de discordâncias, portanto a estrutura característica do material trabalhado a frio é uma estrutura celular na qual as paredes das células são formadas por emaranhados de alta densidade de discordâncias.

Um alto valor de encruamento implica numa mútua obstrução de discordâncias deslizantes nos sistemas de deslizamento que se interceptam. Isso pode ocorrer (1) através da interação dos campos de tensão das discordâncias, (2) através de interações que produzem discordâncias bloqueadas e (3) através da interpenetração de um sistema de deslizamento por outro que resulta na formação de degraus de discordâncias (Dieter, 1981). O material em estudo foi altamente encruado, resultando na baixa ductilidade observada.

O material recozido apresentou a curva de conformação mais alta, isto é, valores de deformação mais altos antes da ruptura foram obtidos com o material neste estado.

O material no estado trabalhado a frio apresenta uma condição de energia interna maior do que o material não deformado. Embora a estrutura celular de discordâncias do material trabalhado a frio seja mecanicamente estável, ela não é termodinamicamente estável. Com o aumento da temperatura, que estimula movimentos atômicos e, portanto, o deslizamento de discordâncias, há alívio de tensões internas, e a ductilidade do material pode ser restabelecida. Portanto, o recozimento restaura a ductilidade de um metal que tenha sido severamente encruado. O processo ocorre em 3 estágios: recuperação, recristalização e crescimento de grão.

Durante a recuperação, que é o primeiro estágio do processo de recozimento, no qual as propriedades mecânicas modificadas pelo trabalho a frio tendem a retornar a seus valores iniciais, a microestrutura não sofre alteração aparente. Associados ao fenômeno de recuperação estão os fenômenos de movimentação de discordâncias por mecanismos de escorregamento e de salto que podem conduzir à eliminação parcial das discordâncias presentes (pelo encontro de discordâncias de sinais opostos). A recristalização é a substituição da estrutura trabalhada a frio por grãos livres de deformação nucleados em regiões de alta concentração de defeitos. Os novos grãos recristalizados sofrem crescimento com o aumento do tempo de manutenção à elevada temperatura; a taxa de crescimento aumenta com o aumento da temperatura.

A densidade de discordâncias diminui consideravelmente na recristalização e todos os efeitos do encruamento são eliminados. A energia armazenada no trabalho a frio é a força motriz tanto para a recuperação quanto para a recristalização.

Em relação ao metal encruado, o recozimento provoca redução de resistência mecânica (limite de escoamento e limite de resistência à tração) e aumento da ductilidade (alongamento e estrição), resultando no alto nível de deformação obtido no material recozido da liga A5052 estudada no presente trabalho.

Quanto à curva obtida com o material tixofundido, observa-se que em relação ao material laminado, ela apresenta um nível de deformação superior, porém em relação ao material recozido, a curva é inferior na região de deformação positiva nos dois eixos principais, isto é, com níveis mais baixos de deformação nesta área que resultariam em uma estampagem bem sucedida.

Como já explicado anteriormente, o processo de obtenção de estruturas tixofundidas utilizado foi o de fusão parcial a partir de material deformado. Neste tipo de processo, ocorre a recristalização dos grãos, a penetração do líquido em contornos de grão de grande ângulo, a sua separação para o líquido e o engrossamento por mecanismos de Ostwald e/ou coalescência. Portanto, o material tixofundido é um material livre de deformações e de energia interna acumulada, assim como o material recozido, porém com a presença de maior quantidade de fase secundária entre os glóbulos da fase primária, originada pelo rápido resfriamento do material, que pode alterar as condições de precipitação de fases secundárias a partir da fase α sólida. Como comentado anteriormente, a cinética de difusão do Mg em Al é bastante lenta e o resfriamento rápido pode alterar a linha *solvus* do diagrama de fases do sistema Al-Mg. Esta fase secundária, rica em Mg, pode ser responsável pela menor deformação no material tixofundido.

Observando as curvas obtidas para os materiais nos estados tixofundidos, a 627°C por 15 minutos e a 634°C por 10 minutos, pode-se notar que a chapa tratada em condições que resultou em estrutura com glóbulos de maiores dimensões apresenta melhor comportamento na conformação, possibilitando maiores valores de deformação. Este resultado está de acordo com a teoria já conhecida: a resistência à deformação está relacionada inversamente com a mobilidade das discordâncias e o contorno de grão atua como uma barreira para o movimento das mesmas. Isto implica em materiais com grãos mais finos apresentarem, de maneira geral, menores deformações.

A variação do comportamento das chapas tixofundidas com diferentes tamanhos de glóbulos não é muito significativa, dada a pequena variação entre os valores médios de glóbulos nas microestruturas e o efeito de redução da ductilidade pela presença de maior fração da fase secundária no material com maior tamanho de glóbulo. Os resultados indicam, no entanto, tendência do aumento da conformabilidade com o aumento do diâmetro.

4.5. Ensaio de estampagem profunda

Ensaio de estampagem profunda foram realizados em amostras de chapas de 2,0 mm de espessura nos estados recozido e tixofundido a 624°C por 5 minutos. Foram obtidas peças-teste de geometria simples, tipo copo.

Na estampagem deste tipo de geometria, o metal é submetido a três diferentes tipos de deformação. As deformações e tensões presentes em uma seção de um copo estampado podem ser vistas na Figura 4.55.

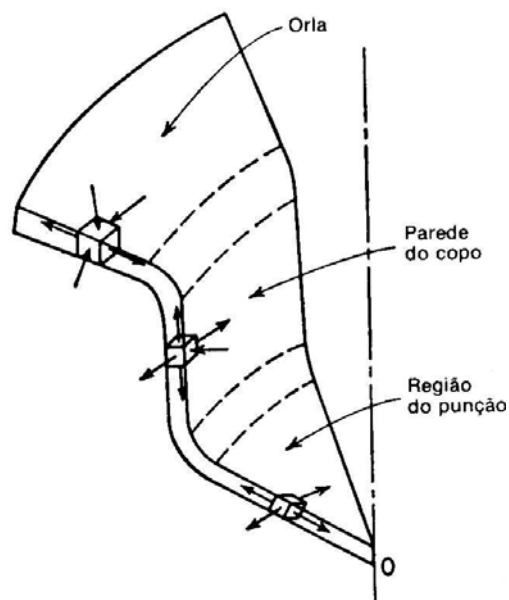


Figura 4.55 – Tensões e deformações em uma seção de um copo estampado.

Fonte – Dieter, 1981.

O metal situado no centro do disco, sob o punção, é acomodado em torno do perfil do punção e tem sua espessura reduzida. Nesta região, o material está sujeito a dois estados de tração, devido à ação do punção, como pode ser visto na Figura 4.55. O material situado na região interna da chapa é deformado radialmente para o interior da matriz e, à medida que isto ocorre, a circunferência externa diminui; isto significa que nesta região, o material está submetido à tensão de compressão na direção da circunferência e uma tensão de tração na direção do raio, como pode ser visto na Figura 4.55. A outra tensão que está representada na Figura 4.55 é a força exercida pelo anel de fixação. Na parede do copo existe um estado triplo de tensão, com duas tensões de tração, uma delas exercida pelo punção, e uma de compressão devido à ação da lateral do punção sobre o material.

Resultado típico obtido para o material no estado recozido pode ser observado na Figura 4.56.



Figura 4.56 – Peça-teste da liga A5052 produzida a partir de chapa de 2,0 mm de espessura, no estado recozido, por estampagem profunda.

Observa-se, na Figura 4.56, que a peça obtida apresenta o formato desejado com bom acabamento superficial. A profundidade obtida do copo foi de aproximadamente 6,5 cm.

Resultado típico obtido para estampagem profunda de chapa no estado tixofundido é apresentado na Figura 4.57.

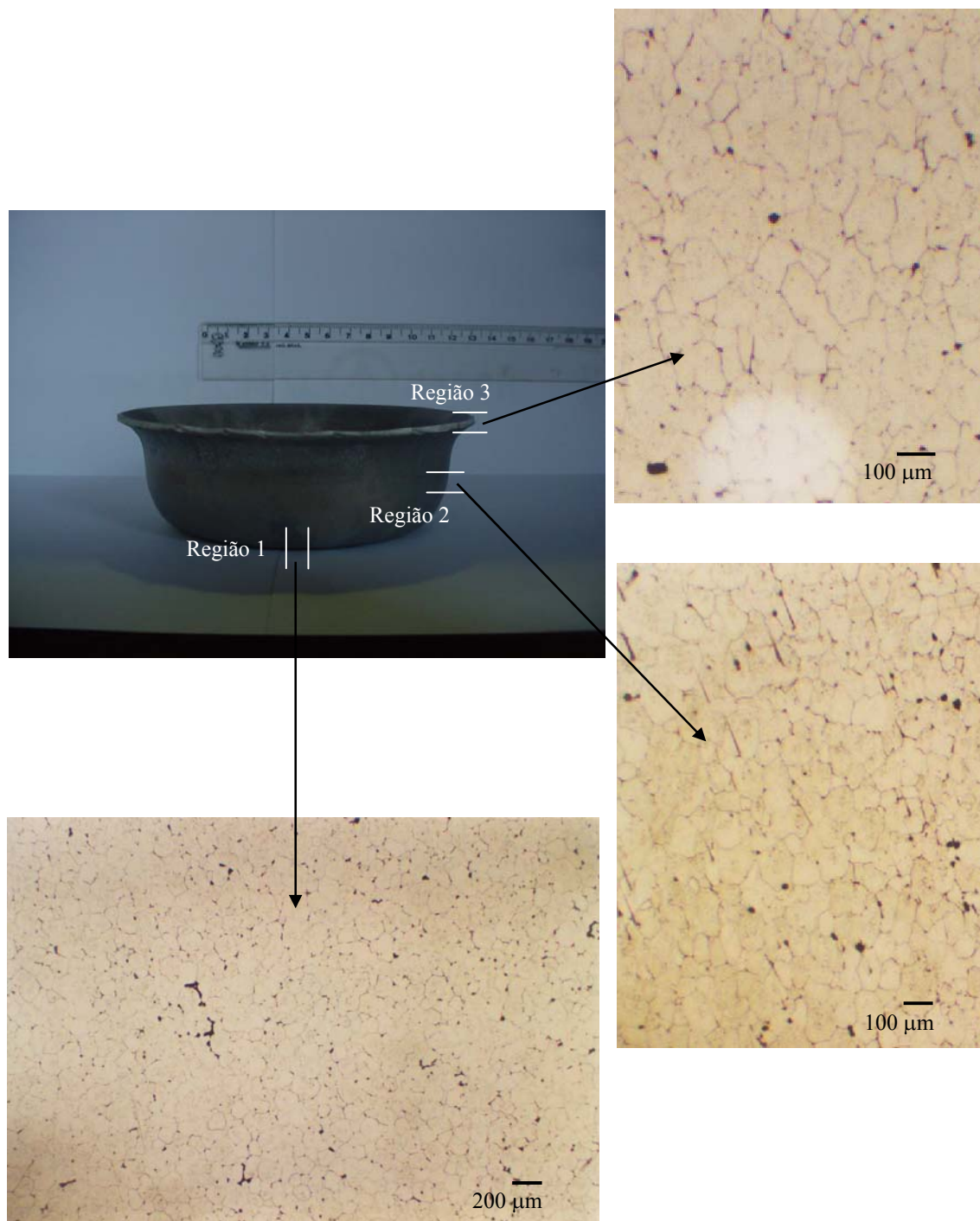


Figura 4.57 – Peça-teste da liga A5052 produzida a partir de chapa de 2,0 mm de espessura, no estado tixofundido a 624°C/5 minutos, por estampagem profunda.

Observa-se, na Figura 4.57, que assim como a peça obtida com a chapa recozida, a peça obtida com o material tixofundido apresenta bom acabamento superficial, porém a profundidade do copo obtido foi menor, de aproximadamente 5 cm, indicando que o material recozido apresenta melhor conformabilidade para este tipo de geometria, devido à sua microestrutura como já explicado no item anterior.

As microestruturas das diferentes regiões da peça-teste estampada no estado tixofundido são também apresentadas na Figura 4.57. Na região 1 da amostra (fundo do copo), submetida a um estado de tensão de tração biaxial, observa-se microestrutura globular aparentemente sem deformação.

A região lateral do copo (região 2), na qual o material está sujeito a um estado de tensão de tração exercido pela força do punção descendente, observa-se alongamento dos glóbulos na direção de tração. Esta é a deformação mais forte sofrida pelo material apesar dele estar sujeito a outras forças nesta região. Nesta região ocorre diminuição da espessura e o alongamento do copo, devido à força de tração exercida no material.

A microestrutura da região externa do copo (região 3) apresenta também alongamento dos glóbulos, devido aos esforços de tração na direção radial (o material está sendo puxado para dentro da matriz) e aos esforços de compressão na direção da circunferência (o raio da circunferência é diminuído). O comportamento do material tixofundido é similar ao comportamento de materiais policristalinos em geral, em que se observa que cada glóbulo tenta se deformar homogeneamente, mantendo a continuidade do material.

4.6. Análise de fratura

Dados os distintos comportamentos à deformação da liga A5052 em diferentes condições de microestrutura, foram feitas observações da região da fratura, em ensaios de tração (chapas no estado laminado) e em ensaios de deformação até a fratura (chapas recozidas e tixofundidas, dimensões 40 x 100 mm), 0,8 mm de espessura, para análise do modo de fratura em cada caso.

Fratografia típica de chapas ensaiadas no estado laminado é apresentada na Figura 4.58.

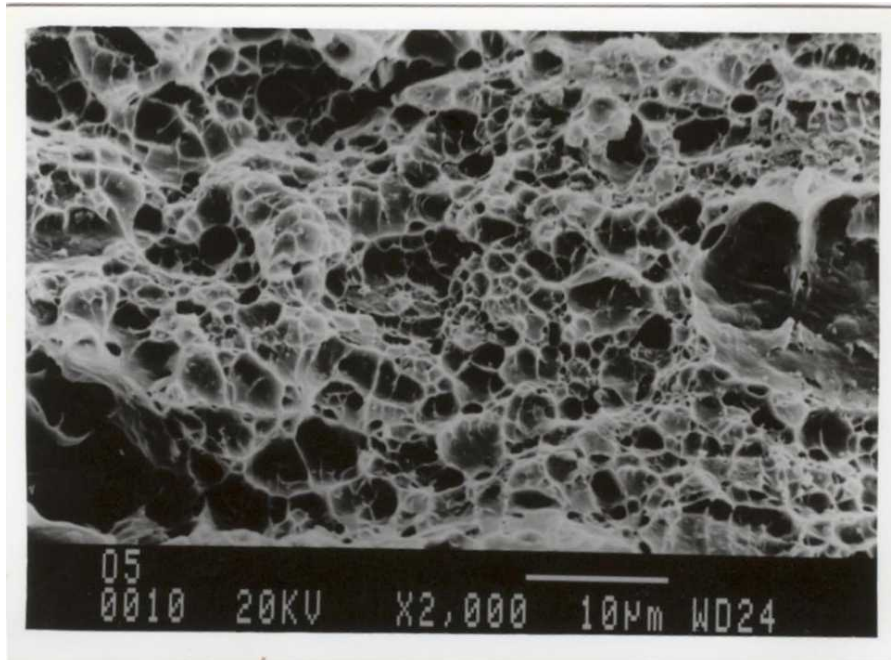


Figura 4.58 - Fratografia típica da liga A5052 no estado laminado, submetida a ensaio de tração.

Pode-se observar que a fratura ocorreu de forma dúctil, com a formação de vazios. Em uma fratura dúctil, caso de metais como alumínio (estrutura tipo CFC), o crescimento da trinca se dá essencialmente pelo processo de coalescência de vazios. A coalescência ocorre pela elongação dos vazios e do material entre eles, o que leva a uma superfície de fratura constituída de cavidades, como se observa na Figura. Os vazios, que são a fonte básica da fratura dúctil, são nucleados heterogeneamente; os lugares preferenciais para a formação de vazios são inclusões, partículas de segunda fase, partículas finas de óxido e também defeitos como porosidade. Observa-se que os vazios apresentam tamanho e formato bastante heterogêneos, o que pode ser explicado pela grande variação de tamanho e distribuição dos precipitados presentes no material laminado.

Fratografia típica do material ensaiado no estado recozido pode ser observada na Figura 4.59. Assim como nas amostras laminadas, a fratura no material recozido se dá pelo coalescimento de vazios, de maneira dúctil. O tamanho e distribuição dos vazios é também heterogêneo, mas de maiores dimensões que os produzidos na fratura do material laminado. O

tratamento de recozimento produz alguma dissolução de precipitados, reduzindo as regiões para nucleação dos vazios no processo que leva à fratura.

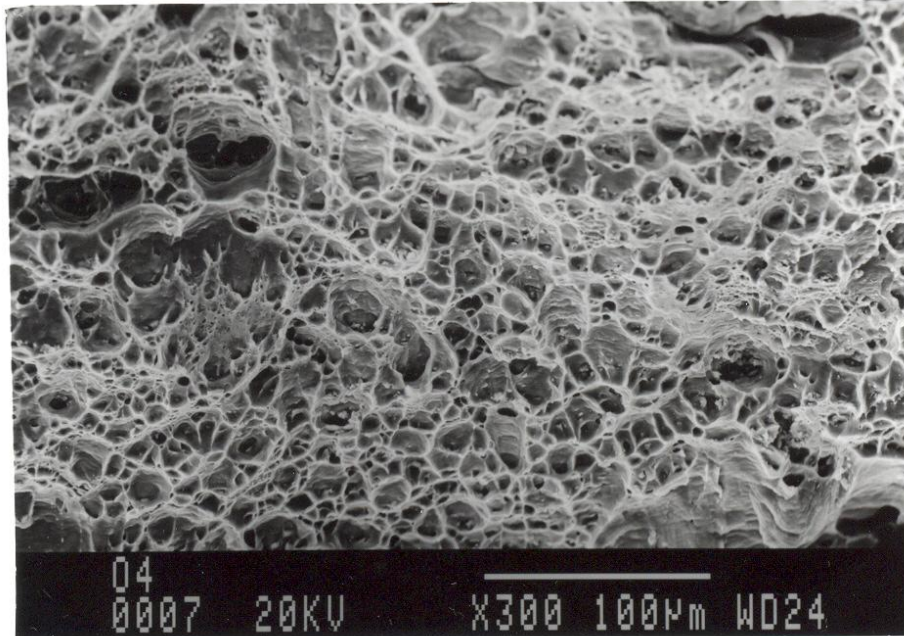


Figura 4.59 - Fratografia típica da liga A5052 no estado recozido, submetida a ensaio de deformação até a fratura.

A Figura 4.60 apresenta fratografia típica de estrutura tixofundida (no caso, tixofundida a 627°C por 15 minutos).

Pode-se observar um comportamento de fratura distinto do material laminado ou recozido. A fratura neste caso é intergranular, ou melhor, interglobular, de maneira dúctil. Pode-se ver, claramente, os glóbulos da fase primária com morfologia preservada. Este tipo de fratura ocorreu devido à presença de fase secundária em contornos de glóbulos, que se forma durante o resfriamento rápido após o tratamento de tixofundição. Esta fase é formada entre os glóbulos durante o resfriamento; provavelmente fragiliza o material e leva à fratura intergranular. Fratura interglobular também foi observada por Chayong et al., 2005, em ligas de alumínio 7075 tixoconformadas, submetidas a ensaios de tração. Os autores observaram que a fratura ocorreu ao redor dos glóbulos, e concluíram que ela ocorre através da fase secundária presente em contornos

ou através de vazios de contração interglobulares produzidos na solidificação da pasta tixotrópica.

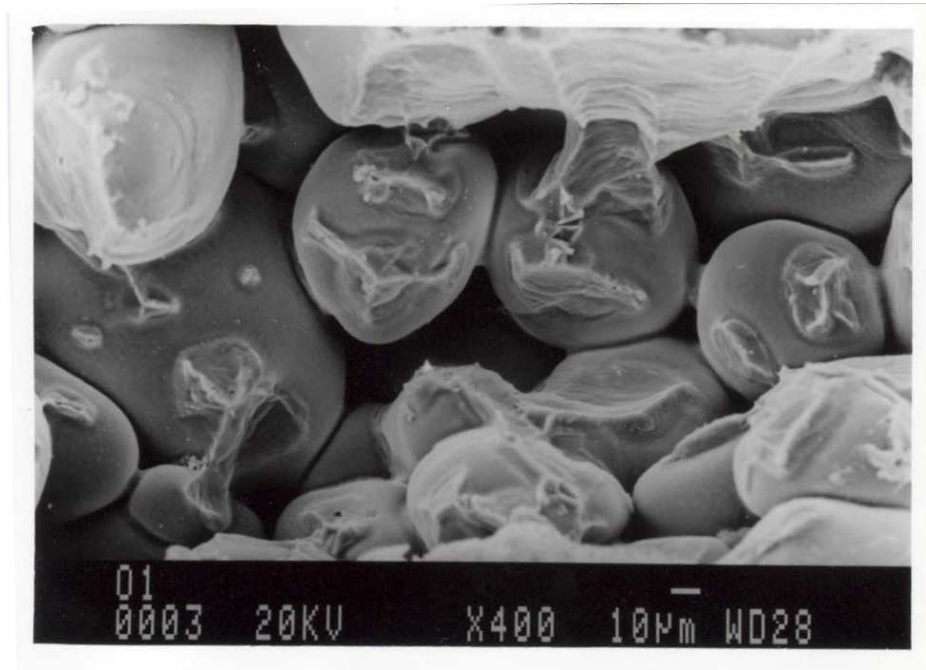


Figura 4.60 - Fratografia típica da liga A5052 no estado tixofundido a 627°C por 15 minutos, submetida a ensaio de deformação até a fratura.

4.7. Ensaio de tixoestampagem

Para análise da viabilidade da estampagem de chapas no estado semi-sólido, ou tixoestampagem, foram feitos testes com chapas de 4,0 mm de espessura, a diferentes temperaturas dentro da zona *solidus-liquidus* (640, 635 e 630°C). Resultados obtidos são mostrados a seguir.

A Figura 4.61 apresenta resultado obtido para testes feitos a 640°C, isto é, com fração líquida teórica prevista na chapa de 30%, segundo equação de Scheil. Pode-se observar que o material sofre ruptura já no toque do punção, indicando incapacidade de suportar as forças aplicadas; o material se rompe sem sofrer praticamente nenhuma deformação.

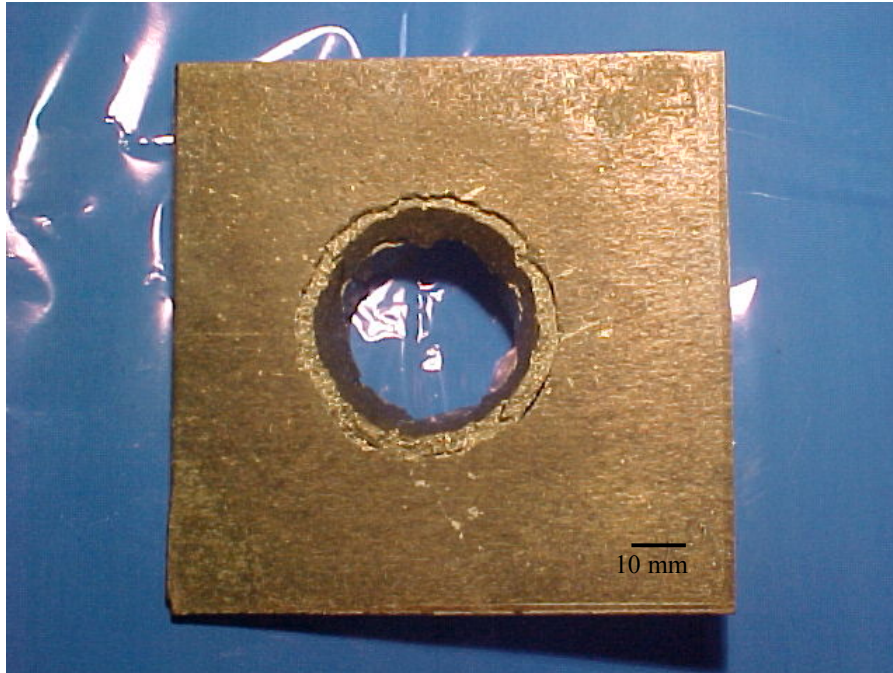


Figura 4.61 - Peça típica obtida por tixostampagem a 640°C, de chapa da liga A5052 com 4,0 mm de espessura.

A Figura 4.62 apresenta detalhe da amostra e microestruturas de 2 regiões, conforme indicado.

Pode-se observar a estrutura tipicamente globular da condição tixofundida, com glóbulos de dimensões da ordem de 100 μm de diâmetro, em ambas regiões. Observa-se também grande porosidade entre os glóbulos, mostrando quase total separação em algumas regiões, porém mesmo os glóbulos aparentemente mais isolados apresentam-se conectados a outros glóbulos, indicando a presença de um esqueleto sólido. As 2 regiões analisadas apresentam estruturas semelhantes, com desagregação parcial de glóbulos pela expulsão do líquido presente nas regiões interglobulares.

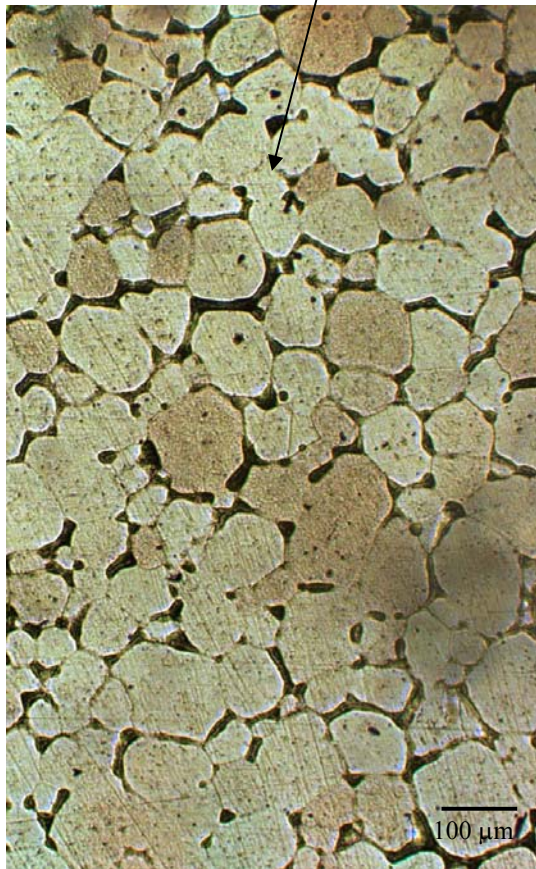
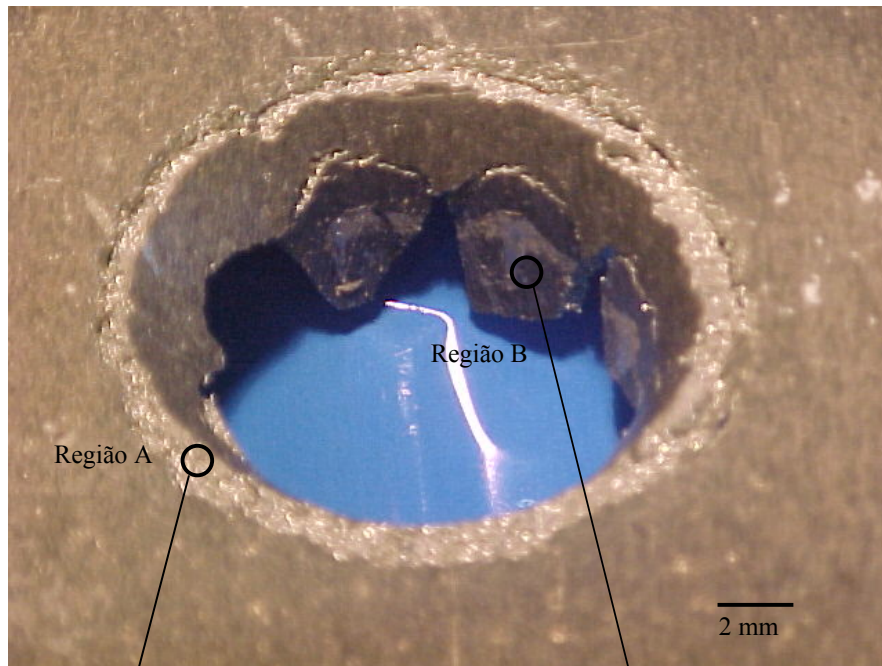


Figura 4.62 - Detalhe de peça típica obtida em ensaio de tixoestampagem a 640°C, de chapa da liga A5052 com 4,0 mm de espessura, e microestruturas de distintas regiões.

A região da fratura foi observada em microscópio eletrônico e é apresentada na Figura 4.63. Pode-se observar, à semelhança do já observado para estrutura tixofundida sólida (Figura 4.60), a fratura intergranular ou interglobular; portanto, a fratura ocorreu por desagregação da fase líquida da sólida durante a tixoestampagem. Observa-se, claramente, os glóbulos com morfologia preservada.

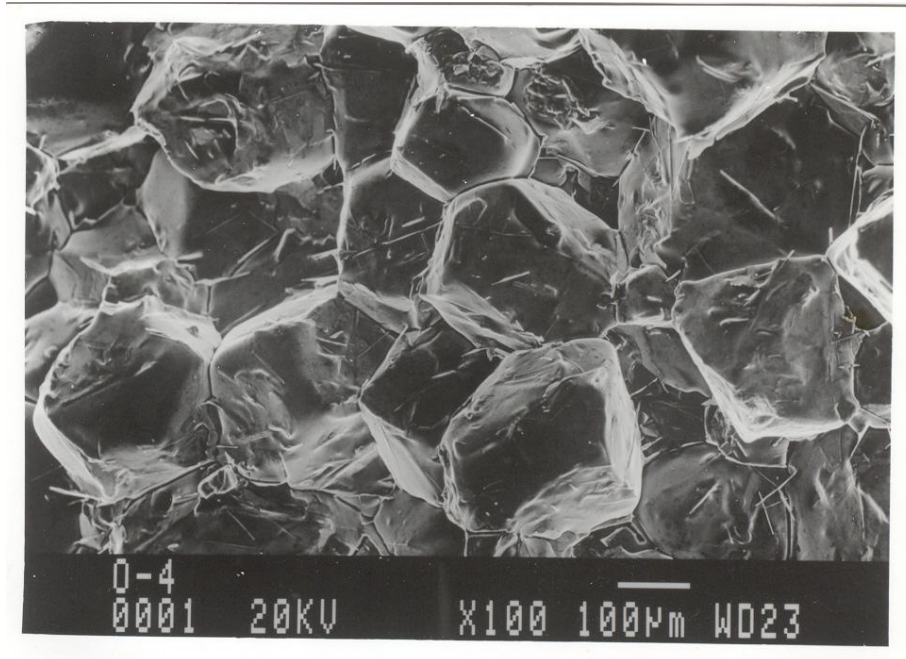


Figura 4.63 - Micrografia de fratura ocorrida durante tixoestampagem a 640°C, de chapa da liga A5052, de 4,0 mm de espessura.

Com o objetivo de reduzir a possibilidade de desagregação da estrutura, foram feitos testes de tixoestampagem a menor temperatura. Resultado típico obtido para tixoestampagem a 635°C, portanto com fração líquida teórica de 25%, é apresentado na Figura 4.64.

Com a diminuição da fração líquida, bons resultados foram obtidos na tixoestampagem. Pode-se observar a possibilidade de completa conformação da peça, que apresenta bons acabamento e reprodução da cavidade do molde. Não foram observados defeitos como casca de laranja, que ocorrem comumente na estampagem de sólidos com elevado tamanho de grão. Este resultado é surpreendente pois mostra a viabilidade de estampagem de chapas no estado semi-sólido, resultando em produtos de boa qualidade; demonstram a possibilidade de pastas

tixotrópicas suportarem esforços complexos. Esta constatação deverá implicar na utilização de pastas tixotrópicas em processos de conformação e em produtos ainda não praticados na tecnologia de semi-sólidos.

A peça obtida teve sua microestrutura analisada em duas regiões, conforme indicado na Figura 4.64.

As microestruturas das regiões A e B são constituídas de glóbulos da fase primária sem aparente deformação. Observa-se nas duas regiões a presença de poros, porém em pequena quantidade. Observa-se também pequena quantidade de fase secundária nas duas regiões. Comparando-se as regiões A e B, a região B apresenta uma estrutura bastante semelhante à encontrada na região A, parecendo haver melhor globularização na região A. Como os estados de tensão são distintos nas diferentes regiões, em que a orla do copo é submetida a um estado de tração e dois de compressão e a parede do copo submetida a dois estados de tração e um de compressão, os glóbulos podem apresentar certa deformação em regiões submetidas a maiores esforços de tração.

Comparando-se as estruturas obtidas na peça tixoestampada à 635°C com as estruturas obtidas a 640°C (Figura 4.62), pode-se observar que a globularização foi mais eficiente à maior temperatura, com a obtenção de glóbulos mais regulares, provavelmente devido à maior quantidade de líquido presente na pasta à mais alta temperatura.

O bom resultado obtido na tixoestampagem a 635°C justifica a tentativa de redução ainda mais da temperatura de trabalho. Resultado típico obtido para tixoestampagem a 630°C, portanto com fração líquida teórica de 21%, é apresentado na Figura 4.65.

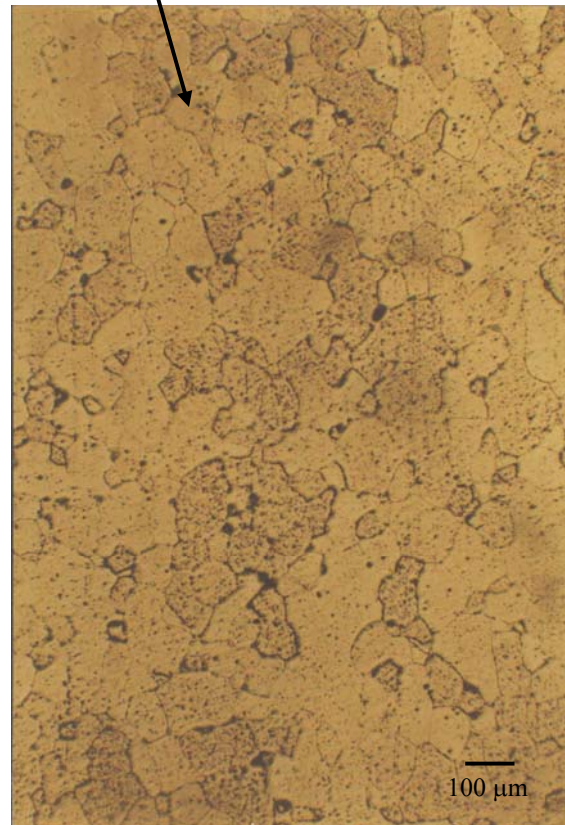
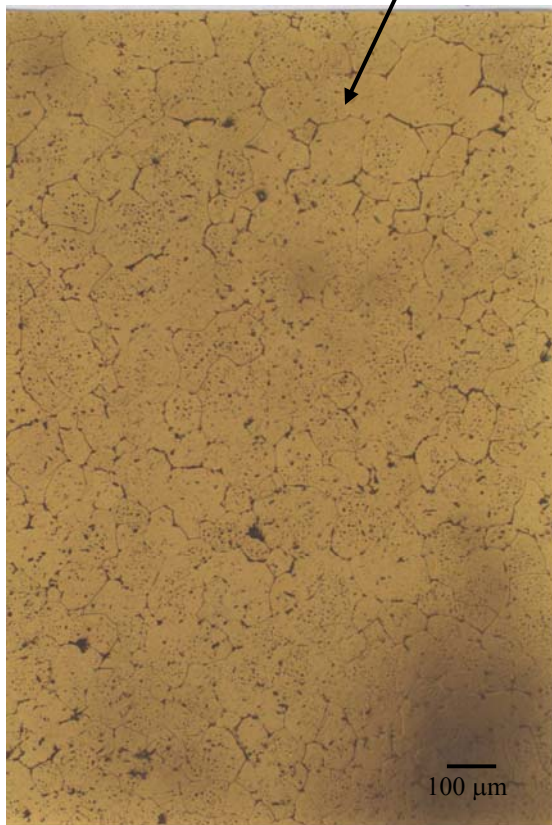
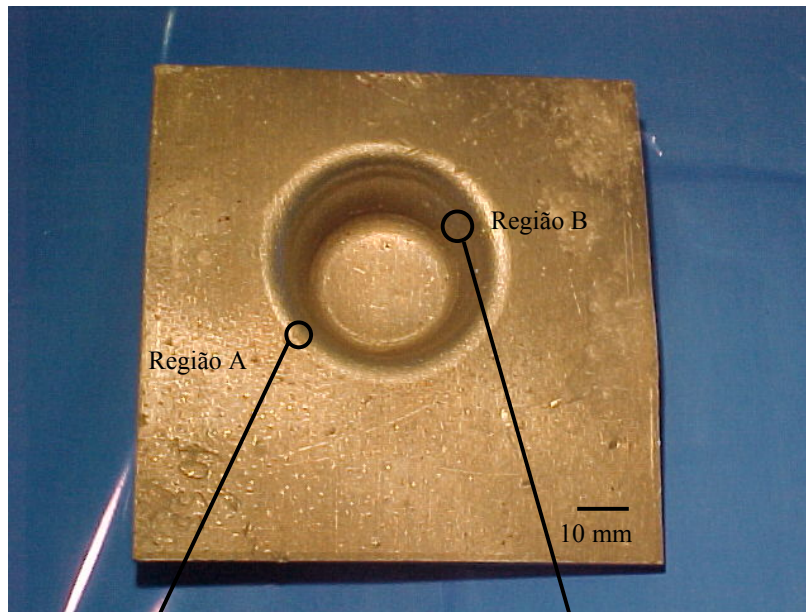


Figura 4.64 - Peça típica obtida por tixoestampagem a 635°C, de chapa da liga A5052 com 4,0 mm de espessura, e microestrutura das regiões indicadas.

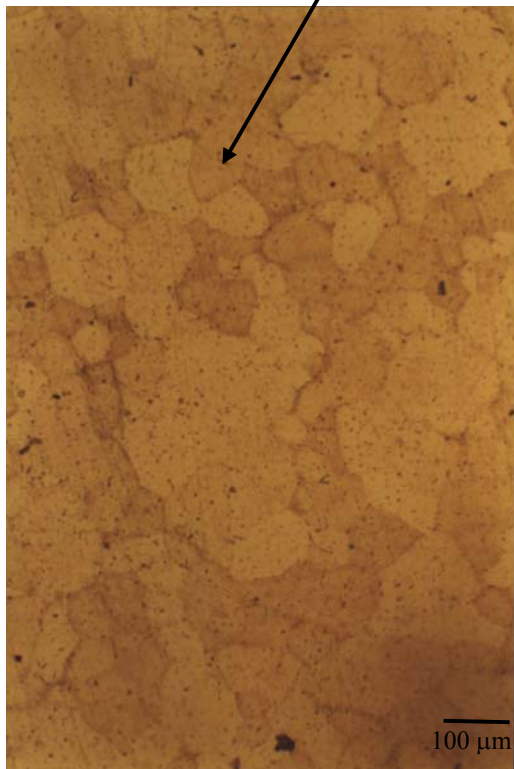
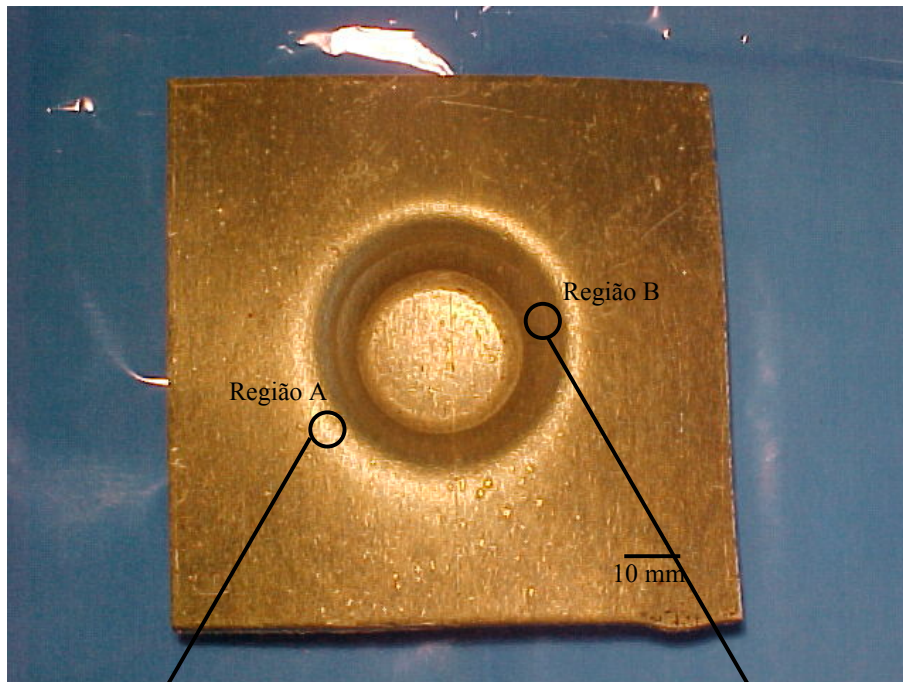


Figura 4.65 - Peça típica obtida por tixoestampagem a 630°C, de chapa da liga A5052 com 4,0 mm de espessura, e microestrutura das regiões indicadas.

A peça obtida apresenta bom acabamento e reprodução da cavidade do molde, assim como a obtida à temperatura de 635°C, porém observa-se a presença de um defeito na superfície do produto, chamado casca de laranja. Essa rugosidade está relacionada ao tamanho de grão na superfície; um tamanho de grão grosseiro pode levar à formação desse defeito observado.

As microestruturas foram analisadas nas regiões A e B indicadas na Figura 4.65. Na região A observa-se grãos da fase α com dimensões maiores que as observadas na mesma região da peça tixoestampada à temperatura de 635°C. Não se observa a presença de fase secundária em contornos. Estes fatos indicam que provavelmente não houve modificação da estrutura durante aquecimento e somente crescimento dos grãos da estrutura recozida. Este aumento do tamanho de grão ocasionou má qualidade da superfície das peças tixoestampadas.

A região B apresenta microestrutura semelhante à obtida na região A, com grãos da fase α de tamanho similar e também sem a presença de fase secundária. Da mesma maneira que na região A, provavelmente ocorreu somente o crescimento dos grãos da estrutura original, no estado recozido.

Analisando-se as diferentes temperaturas de tixoestampagem, observa-se que o controle de temperatura é fundamental para o sucesso do processo. À temperatura de 640°C, obteve-se a melhor globularização, porém a fragilização do material devida à elevada quantidade de líquido não permite a obtenção da peça. À 635°C, obteve-se o produto com ótimas condições e microestrutura globular; observou-se pequena quantidade de fase secundária entre os glóbulos. Com uma pequena diminuição na temperatura, à 630°C, não se observou formação de líquido em toda a chapa, apenas crescimento de grãos com conseqüente má qualidade superficial no produto estampado.

Estes resultados levam à conclusão de que a tixoestampagem é um processo perfeitamente viável, desde que a temperatura seja adequadamente monitorada, e pode levar à excelentes resultados de acabamento da peça. No entanto, a distribuição não homogênea da temperatura pode acarretar variações estruturais que comprometem a distribuição de líquido na pasta,

principalmente quando pequenas frações estão presentes, e como consequência, a qualidade e homogeneidade do produto final.

Na tixoestampagem é possível a conformação de peças com formato mais complexo que não podem ser obtidas por estampagem. Este resultado se deve à estrutura do material no momento da conformação. Formado por glóbulos, e com a presença de líquido, o material apresenta um comportamento de escoamento distinto do material recozido, permitindo a conformação de chapas de elevada espessura, como observado.

Foram também efetuados ensaios de estampagem de chapas de 4,0 mm no estado recozido, a 315 e 500°C, para comparação da facilidade de sua conformação com chapas no estado tixofundido semi-sólido. Industrialmente, a estampagem de chapas desta espessura é realizada a quente, isto é, em condições de maior ductilidade. Temperaturas elevadas resultam numa maior mobilidade das discordâncias devido ao mecanismo de escalagem, que se torna importante devido à maior facilidade de difusão e também porque a concentração de vazios em equilíbrio aumenta com a temperatura.

A Figura 4.66 apresenta resultado típico de peça-teste obtida por estampagem a 315°C. Pode-se observar que, apesar da estampagem ter sido feita a quente, não foi atingida uma deformação suficiente sem que o material se rompesse, ocorrendo a fratura da peça no início da conformação. A fratura ocorreu numa região de grande concentração de tensões devido ao tamanho do raio empregado; este reduzido raio foi empregado com o objetivo de se comparar a tixoestampagem com a estampagem a quente.

Resultado típico obtido para a estampagem a 500°C é apresentado na Figura 4.67. Nesta temperatura, a peça rompeu quando o punção foi até o ponto máximo de profundidade que pode ser atingido de acordo com o desenho da matriz. Este resultado indica que mesmo a temperatura mais elevada (500°C), a deformação ainda não foi suficiente para a conformação da peça. Porém, a esta temperatura, já se observam os efeitos de maior deformação, pois à temperatura de 315°C, a peça não suportou a deformação observada agora. À temperaturas elevadas podem tornar-se operativos novos mecanismos de deformação.

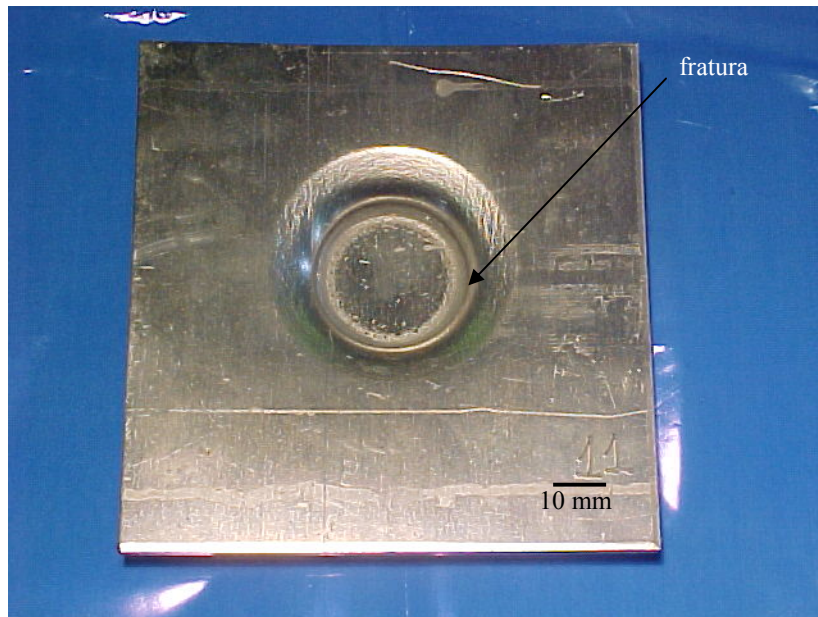


Figura 4.66 - Peça típica obtida em ensaio de estampagem a quente (315°C) com uma chapa da liga A5052 de 4,0 mm de espessura, no estado recozido.

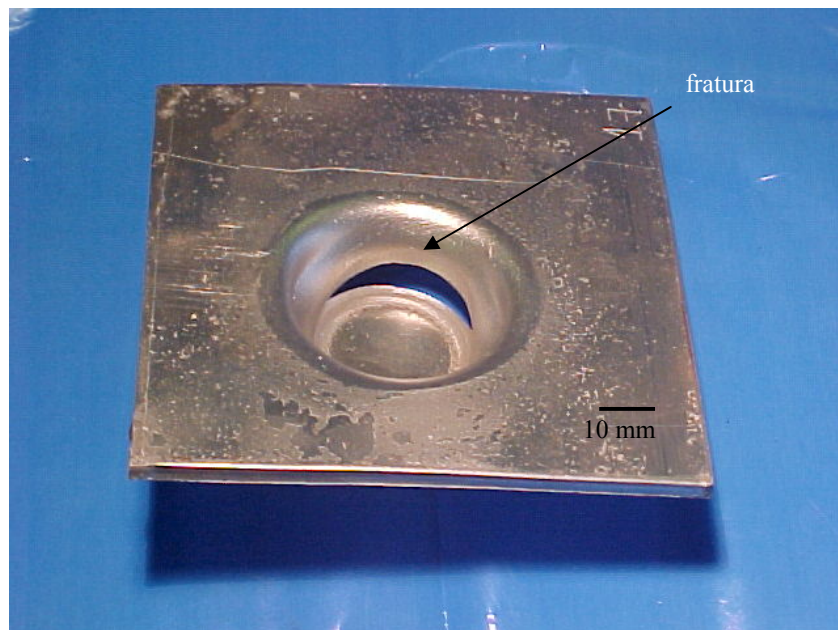


Figura 4.67 - Peça típica obtida em um ensaio de estampagem a quente (500°C) com uma chapa da liga A5052 de 4,0 mm de espessura, no estado recozido.

Medidas de força x tempo foram feitas nas amostras estampadas a 500°C e tixoestampadas a 630°C e comparadas; os resultados podem ser observados no gráfico da Figura 4.68.

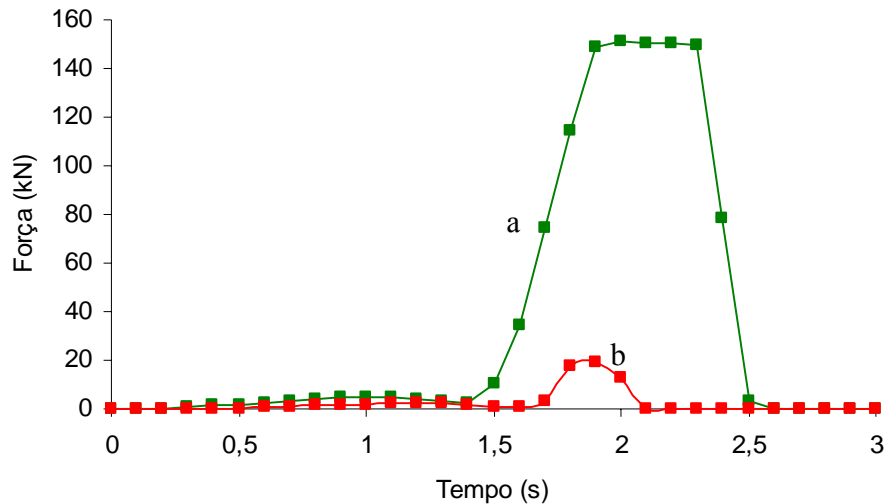


Figura 4.68 - Gráfico da força x tempo no processo de estampagem da liga A5052 a 500°C, no estado recozido (a), e de uma amostra tixoestampada a 630°C (b).

Analisando-se as curvas correspondentes à força aplicada nos processos de estampagem e tixoestampagem, nota-se que a inclinação das curvas é semelhante. Nos dois tipos de materiais nota-se a reduzida resistência ao escoamento no início do processo; no entanto, o material semi-sólido escoava sem resistência sensível por um período de tempo maior. No entanto, a grande diferença nas curvas está no valor máximo da força requerida para a estampagem no estado semi-sólido: cerca de 1/8 da força requerida para a estampagem no estado sólido.

Vale ressaltar que a curva correspondente à estampagem a quente corresponde, na verdade, a uma tentativa de estampagem, pois ocorreu a fratura do produto.

O diferente comportamento da força necessária para a estampagem do material no estado sólido e semi-sólido é resultado das diferenças estruturais entre o material recozido e o material tixofundido, constituído de glóbulos envoltos por uma fase líquida, os quais têm uma certa liberdade de movimento quando submetidos a tensões.

Reduções drásticas de forças para a tixoconformação em comparação com as requeridas para a conformação sólida já foram anteriormente observadas por Rovira, 2001, em processos de forjamento. Um esquema representativo de escoamento dos glóbulos em um tixoforjamento pode ser visto na Figura 4.69.

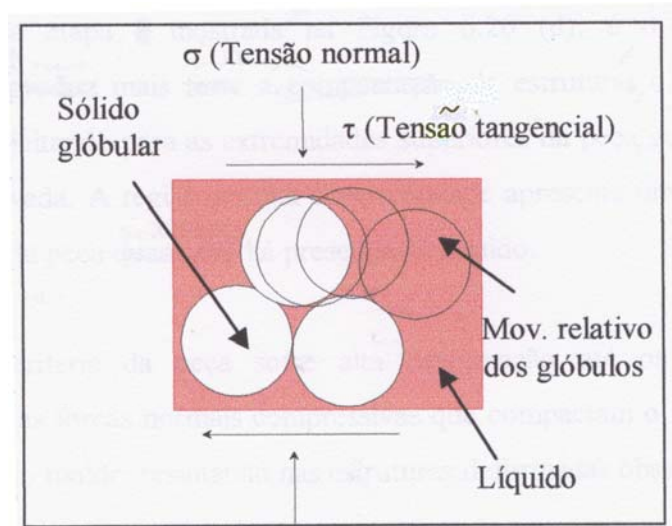


Figura 4.69 – Esquema representativo do escoamento de glóbulos.

Fonte – Rovira, 2001.

No caso da estampagem a quente, a deformação deve ser promovida no estado sólido, onde contornos de grãos são forte barreira ao movimento de discordâncias, o que leva a maiores forças para a obtenção do produto.

No caso do material tixofundido, pequenas forças atuando sobre a pasta são capazes de levar à deformação do material, que devido à presença de líquido, escoam com grande facilidade.

4.8. Caracterização espacial da pasta tixofundida

A literatura especializada disponibiliza, até o momento, informações sobre experimentos de conformação de pastas com estruturas globulares por processos de forjamento e, em um número escasso de artigos, de extrusão. No forjamento semi-sólido a manutenção da integridade

da pasta durante processamento não é crítica, passando a ser mais importante no processo de extrusão.

Por seu lado, a falta de manutenção da integridade do material inviabiliza totalmente o processo de estampagem no estado semi-sólido. Os resultados observados no trabalho mostram a possibilidade de pastas tixofundidas suportarem um certo nível de esforços de tração, viabilizando a conformação por tixoestampagem. Estes resultados indicam a existência de interação entre glóbulos da fase sólida presentes na pasta, suficiente para resistir aos esforços empregados na conformação.

Com o intuito de caracterizar espacialmente a estrutura tixofundida, de modo a compreender as interações entre glóbulos sólidos, foram utilizadas diversas técnicas.

Uma amostra escolhida aleatoriamente, dentre as amostras de chapas de 4,0 mm de espessura tixofundidas a 630°C por 15 minutos, foi observada em microscópio eletrônico de varredura (MEV), para a visualização dos glóbulos em planos perpendiculares. Essa visualização ajuda na compreensão da morfologia e da distribuição dos glóbulos em 3 dimensões. Duas dessas imagens podem ser vistas na Figura 4.70. Observa-se claramente a continuação dos glóbulos de um plano em outro plano a 90°, indicando a sua geometria esférica. Na Figura, tem-se um exemplo de coalescimento muito claro, onde um glóbulo maior está sendo formado a partir de dois glóbulos em contato. Também se observa a presença de um glóbulo muito menor em relação aos outros. Provavelmente, um tempo maior de tratamento levaria ao desaparecimento deste glóbulo que seria “incorporado” aos glóbulos maiores que estão ao seu redor por mecanismos de “Ostwald ripening”.

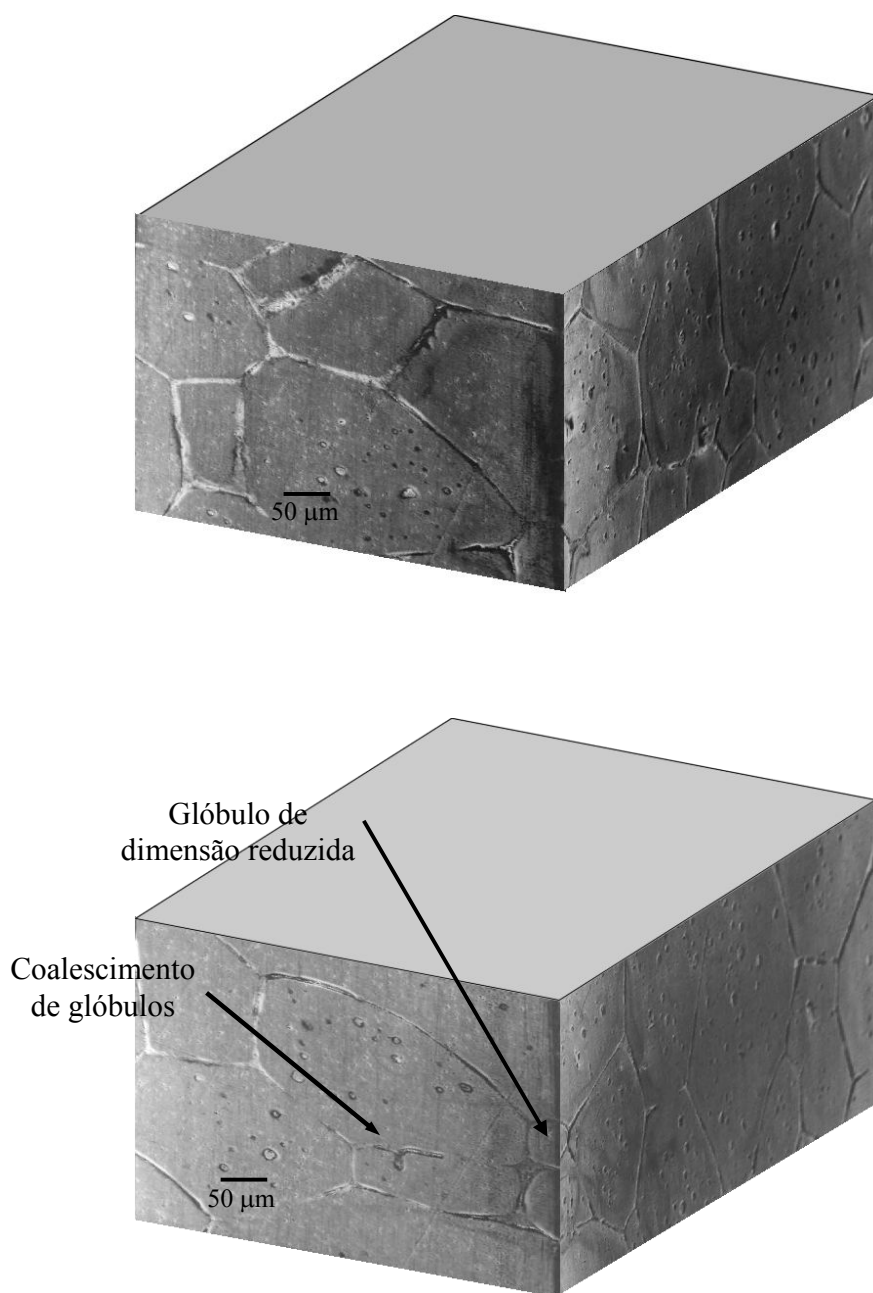


Figura 4.70 – Planos perpendiculares da microestrutura de amostra da liga A5052 tixofundida a 630°C por 15 minutos, observada em MEV, em duas regiões distintas.

Um parâmetro utilizado para quantificar a interação entre glóbulos da fase sólida é a contigüidade (ver Capítulo 2, item 2.1). Embora calculado a partir de medidas feitas em duas dimensões, este parâmetro tem sido utilizado na caracterização da coesão da estrutura de pastas.

Medidas de quantidade de contornos compartilhados, em duas dimensões, da fase globular, foram feitas em amostras de chapas de 4,0 mm de espessura tixofundidas a 630°C por 15 minutos, correspondente à fração líquida teórica de 21% . O cálculo do valor da contigüidade, a partir dos dados medidos, foi feito utilizando-se a equação 2.1.

O valor médio obtido da contigüidade foi de 0,52. Este valor significa elevada interação entre glóbulos, pelo menos 52% de glóbulos compartilhados, e, portanto a existência de uma rede de glóbulos interconectados, que podem resultar em alta coesão da estrutura mesmo sob esforços de tração.

Valores desta ordem de grandeza são esperados para pastas com elevada fração sólida, onde o contato entre glóbulos é bastante provável devido à pequena fração líquida presente. Resultados semelhantes foram obtidos por Meuser et al. (2001) na tixoconformação de aços em que foi obtida uma contigüidade de 0,55 para material com 15% de fração líquida. Gullo et al. (2000) em estudos com ligas de alumínio, observaram que com o aumento da temperatura, ou seja, da fração líquida, a contigüidade atingiu um pico à aproximadamente 30% de fração líquida e então diminuiu significativamente a frações líquidas maiores. Observaram também que a contigüidade é fortemente dependente do tempo de tratamento e da fração líquida.

A caracterização do arranjo espacial de uma mistura sólido/líquido tixofundida através de medidas de contigüidade no plano é bastante prejudicada pela possibilidade de interação entre glóbulos em um plano diferente do plano de análise, onde podem se apresentar separados. Neste caso a leitura seria de glóbulos isolados, embora espacialmente estejam conectados.

Com o intuito de observar a interconexão de glóbulos em três dimensões, foram preparadas amostras tixofundidas da liga A356 da qual foi extraída, por dissolução, a fase Si presente em contornos de glóbulos primários. A liga A356 foi escolhida para este experimento devido à alta fração de fase secundária e sua facilidade de dissolução.

A estrutura resultante foi observada em microscópio eletrônico de varredura, sendo os resultados apresentados na Figura 4.71 e com maior detalhe na Figura 4.72.

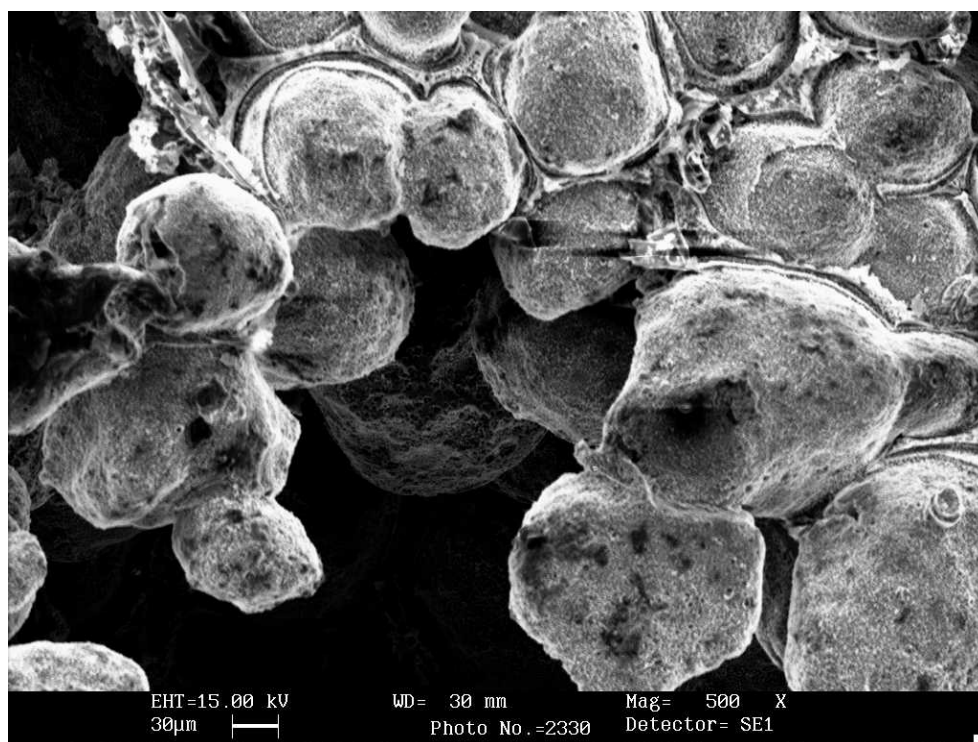
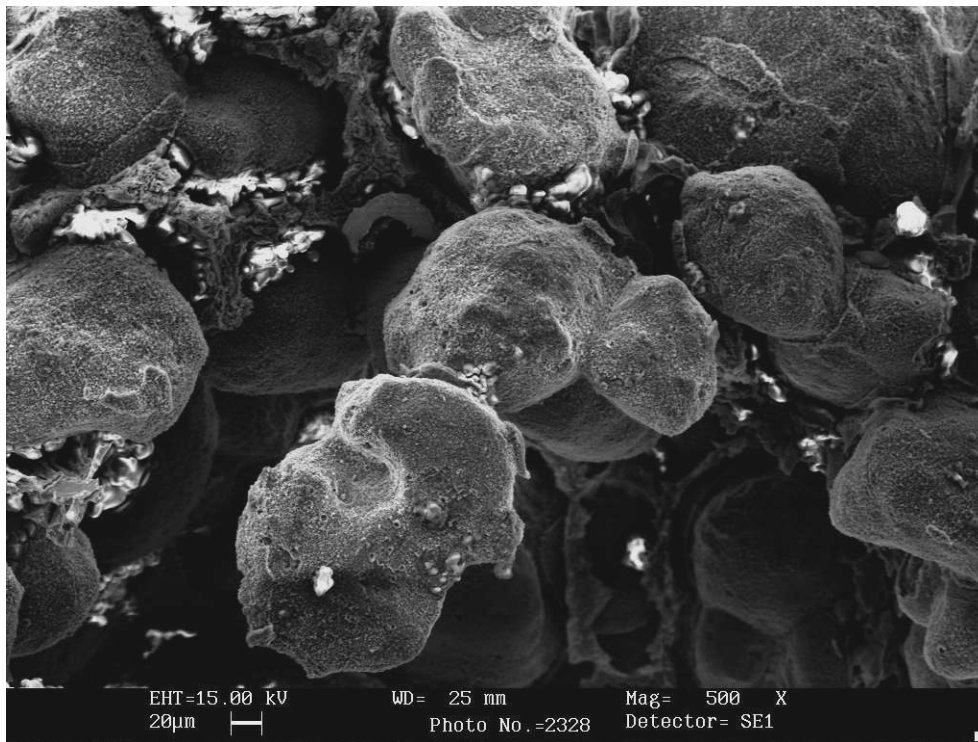


Figura 4.71 - Partículas primárias sólidas observadas em MEV de uma amostra da liga A356 tixofundida.

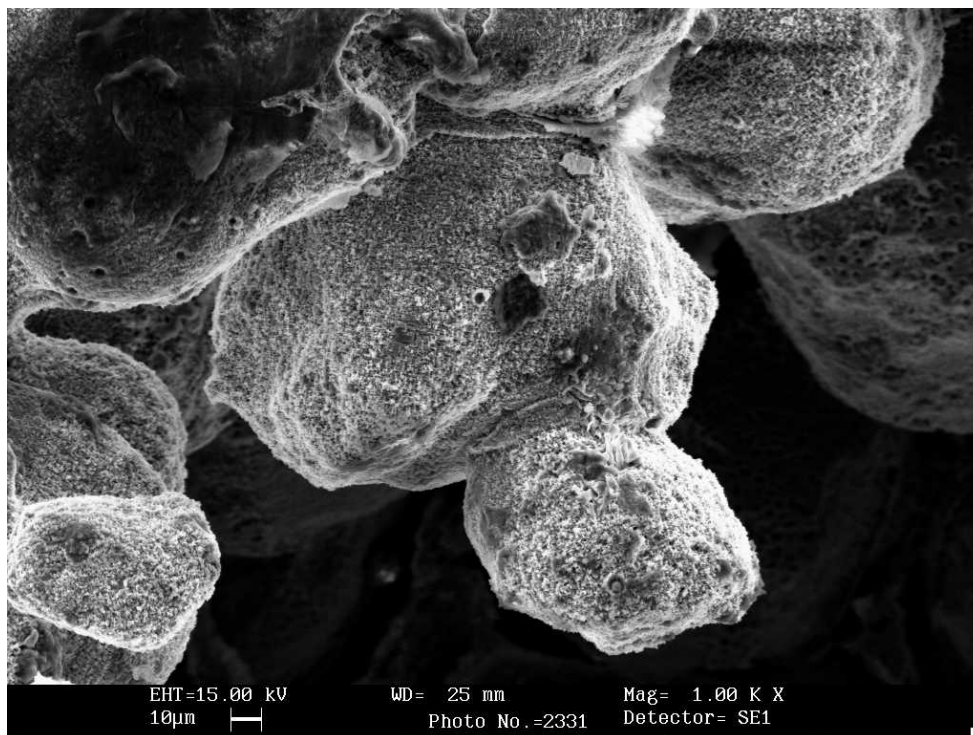


Figura 4 72 – Detalhe de partículas sólidas da fase primária da liga A356 tixofundida, observada em MEV.

Pode-se observar nas fotos a presença de glóbulos interconectados, sem contornos nítidos que os separe. Estes arranjos podem ser formados por coalescência de contornos durante o processo de tixofundição, o que é previsível para contornos de glóbulos adjacentes que apresentem reduzido ângulo entre suas orientações cristalinas.

No estado semi-sólido estes glóbulos conectados não se apresentam, portanto, isolados e envoltos por líquido, o que permitiria seu deslocamento no processo de tixoconformação, levando à desagregação do material. A presença de um “esqueleto” de glóbulos sólidos na pasta tixotrópica pode garantir a sua coesão quando submetida a esforços de tração dentro de um determinado limite. Elevados esforços podem romper a conexão entre partículas, promovendo a sua desagregação.

A coalescência entre partículas depende da sua proximidade, e, portanto, da fração sólida na pasta. Nos experimentos de tixoestampagem de pastas contendo elevadas frações líquidas

(vide Fig.4.62), a estrutura não suportou as solicitações impostas provavelmente por conter reduzido número de glóbulos interconectados.

A obtenção de informações que caracterizem de maneira mais precisa o arranjo em três dimensões de glóbulos sólidos de uma pasta tixotrópica tem sido assunto de investigações nos últimos 10 anos. Uma das técnicas empregadas faz uso do polimento de planos sucessivos e criação de modelos tridimensionais baseados em fotos destes planos. Esta é uma técnica destrutiva, empregada por vários autores como Ito et al., 1991; Niroumand et al., 2000; Alkemper et al., 2001.

Ito et al., 1991, observaram que as propriedades tixotrópicas de pastas semi-sólidas são devidas à aglomeração de partículas e investigaram a natureza tridimensional desses aglomerados de uma amostra da liga Al-6,5%Si, com 20% de fração sólida. Para tal, a amostra foi polida e a estrutura examinada em sessões sucessivas de 10-20 μm . A Figura 4.73 apresenta a reconstrução tridimensional dessa estrutura proposta pelos autores, mostrando que as partículas são interconectadas e formam um aglomerado.

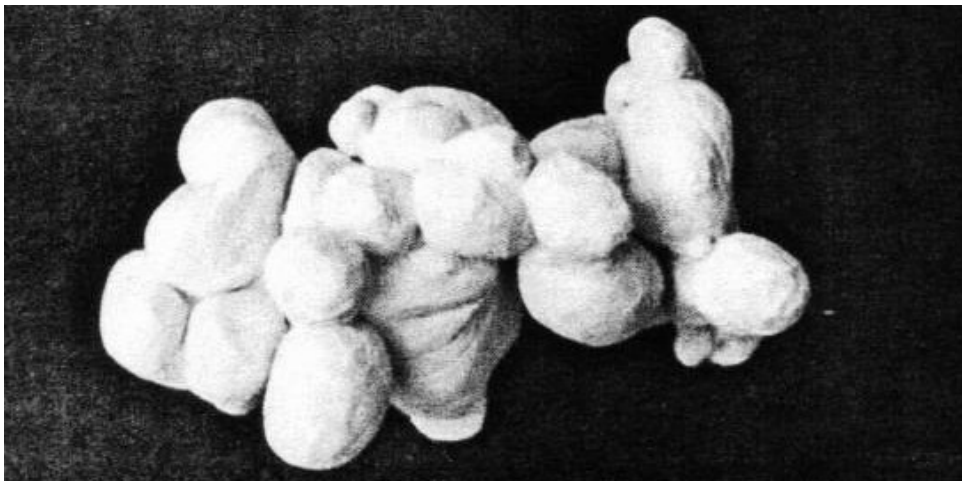


Figura 4.73 – Modelo de arranjo tridimensional de glóbulos sólidos em uma pasta tixotrópica.

Fonte – Ito et al., 1991.

A técnica de polimento de planos sucessivos foi empregada neste trabalho para a caracterização espacial da estrutura da pasta tixotrópica. Foram utilizadas amostras da liga A2024

tixofundida. Foram fotografados nove planos paralelos distantes 20 μm entre si. A partir das imagens obtidas, foi feita a simulação da estrutura espacial pelo deslocamento de um grupo de glóbulos escolhidos aleatoriamente, entre um plano e o subsequente, utilizando software de tratamento gráfico de imagens.

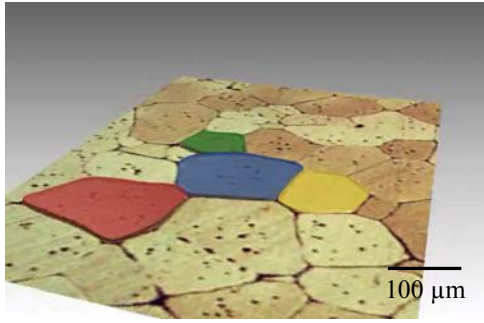
A Figura 4.74 apresenta a seqüência de imagens entre planos sucessivos. A primeira imagem (1.1; 2.1; 3.1; etc.) de cada seqüência de quatro corresponde à imagem verdadeira, isto é, à fotografia da estrutura obtida em microscópio ótico, do determinado plano observado. As imagens subsequentes (1.2, 1.3 e 1.4; 2.2, 2.3 e 2.4; etc.) na série de quatro indicam a simulação do deslocamento vertical provocado para se alcançar a imagem verdadeira no plano subsequente. Durante a simulação foi também provocado movimento de rotação das imagens.

A Figura 4.75 apresenta o resultado final da simulação após a projeção vertical de imagens entre nove planos paralelos.

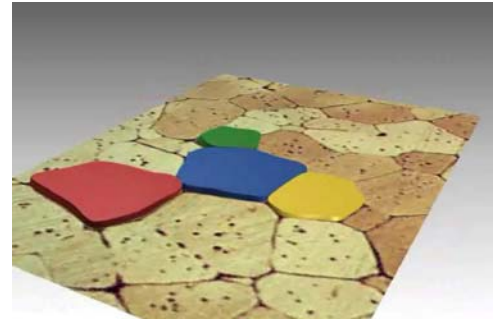
Analisando-se as imagens das Figuras obtidas na simulação do arranjo espacial de uma estrutura tixofundida da liga A2024, pode ser observada a possibilidade de conexão dos glóbulos, formando um “esqueleto” sólido que pode suportar esforços durante processos de tixoconformação. Os aglomerados de glóbulos podem conter vários e formar um esqueleto com alguma resistência mecânica.

As propriedades de escoamento de pastas tixotrópicas dependem da destruição desses aglomerados e também da possibilidade de sua reconstrução no processo. Esta reconstrução pode ocorrer principalmente quando altas frações sólidas estão presentes e é mantida a possibilidade de contato entre as partículas sólidas. No processo de estampagem, devido à complexidade dos esforços mantidos até o final do processo, a possibilidade de reconstrução do “esqueleto” sólido rompido pode ser reduzida, não havendo possibilidade de recuperação de sua coesão.

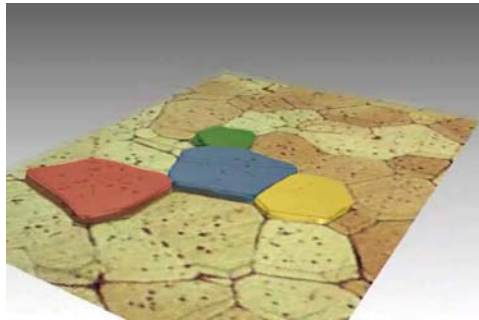
Portanto, principalmente para a tixoestampagem, a caracterização do arranjo espacial da estrutura da pasta tixotrópica é importante para a garantia do sucesso da operação.



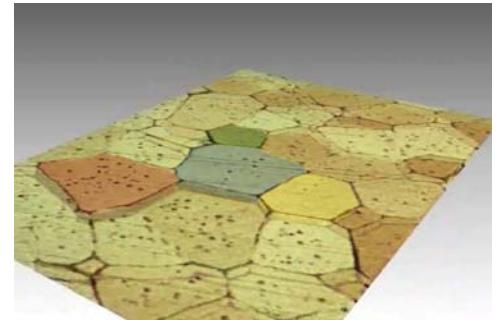
(1.1)



(1.2)

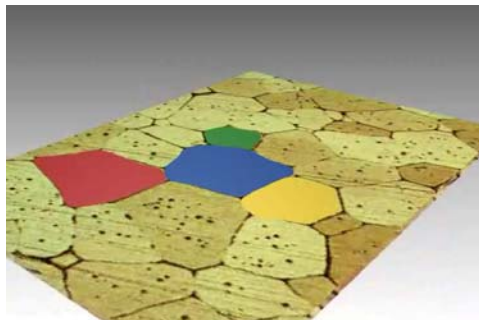


(1.3)

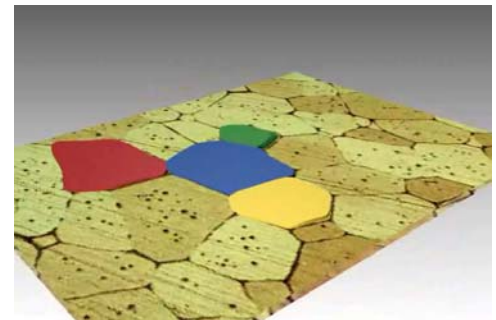


(1.4)

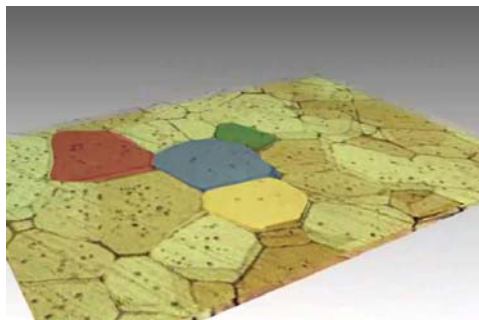
De plano 1 a plano 2



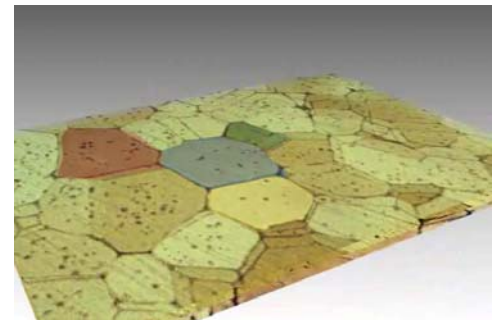
(2.1)



(2.2)

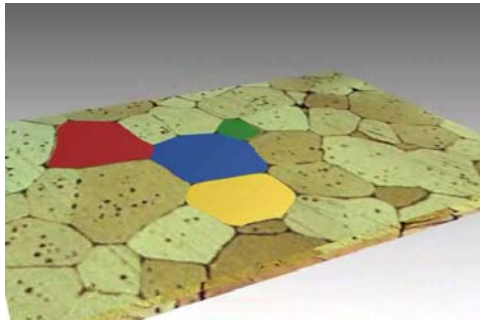


(2.3)

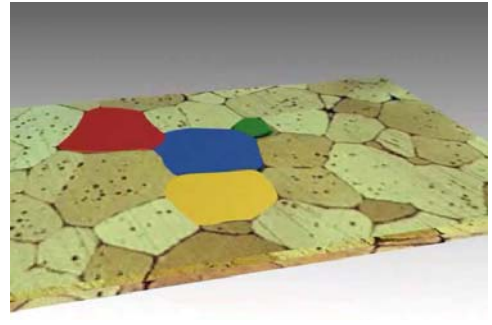


(2.4)

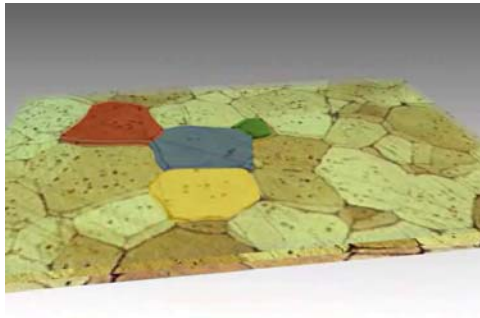
De plano 2 a plano 3



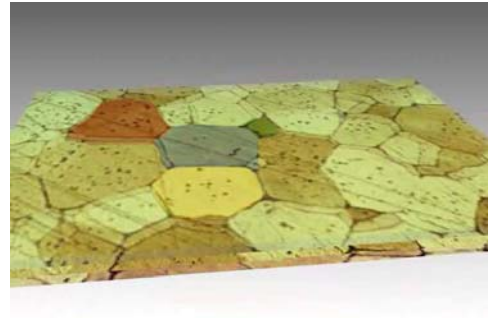
(3.1)



(3.2)

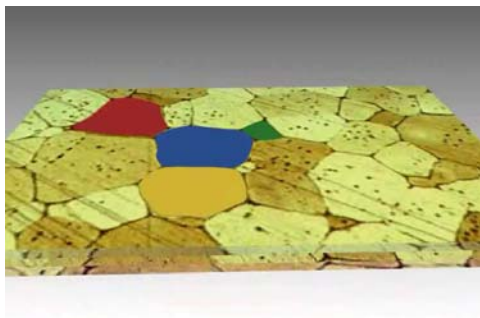


(3.3)

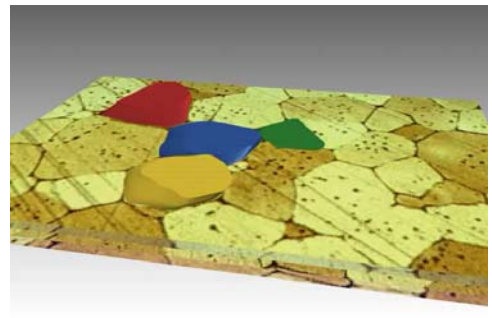


(3.4)

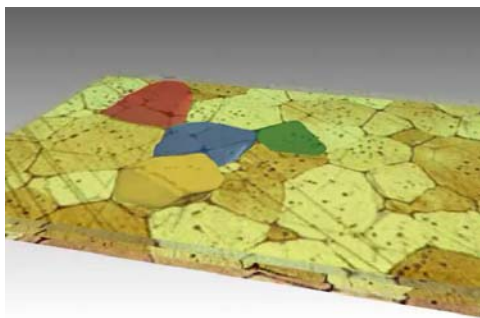
De plano 3 a plano 4



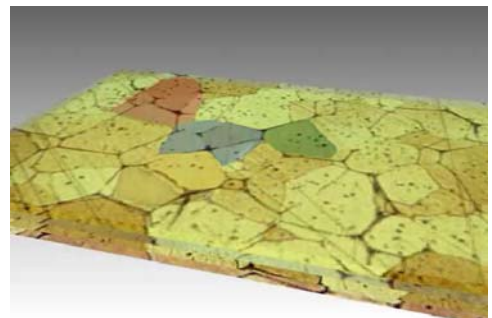
(4.1)



(4.2)

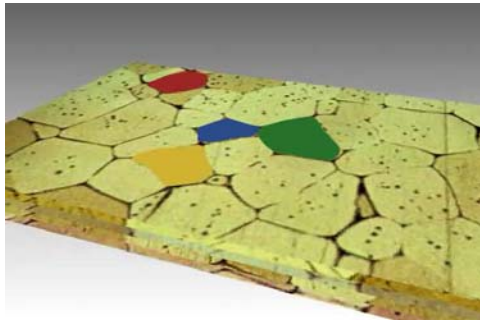


(4.3)

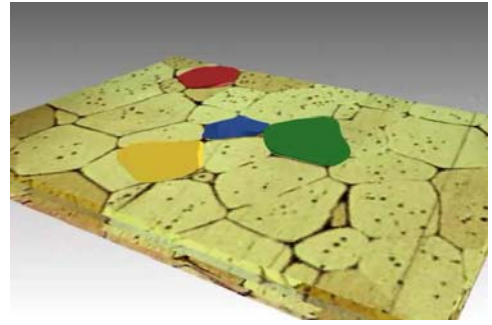


(4.4)

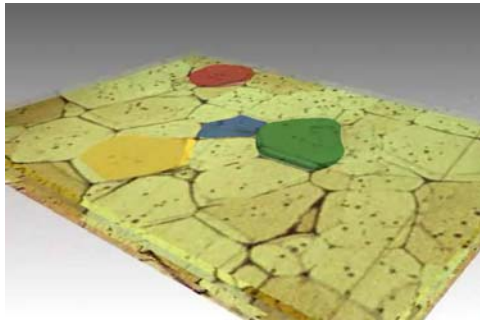
De plano 4 a plano 5



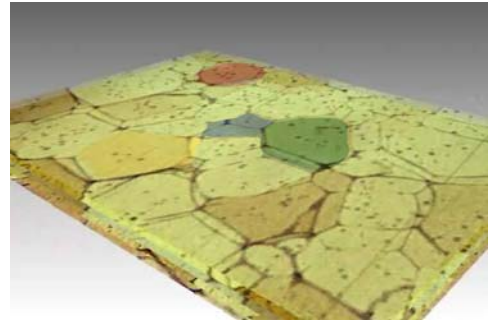
(5.1)



(5.2)

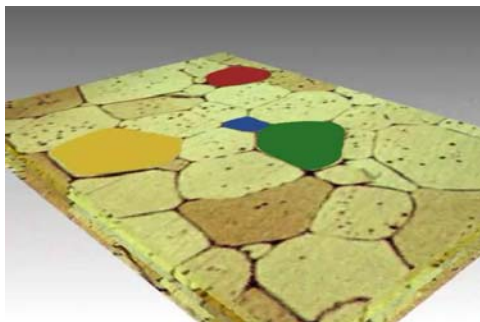


(5.3)

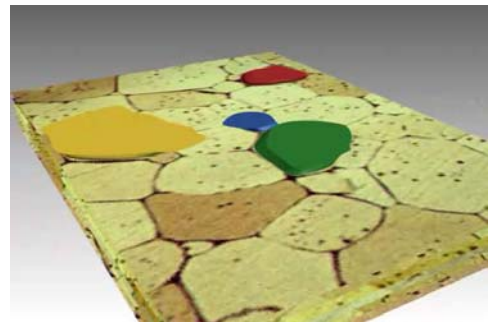


(5.4)

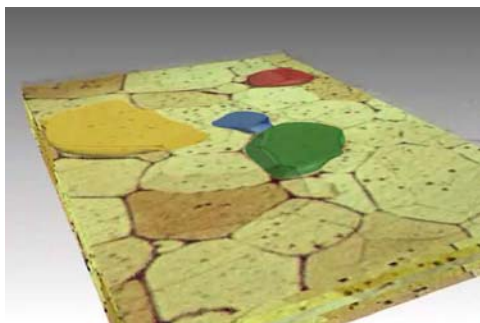
De plano 5 a plano 6



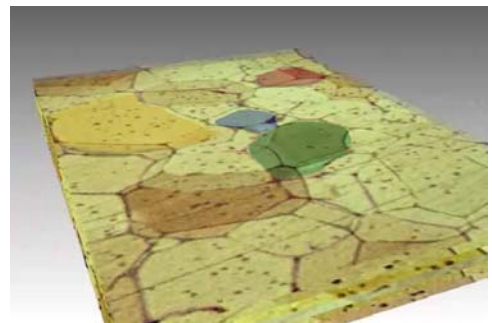
(6.1)



(6.2)

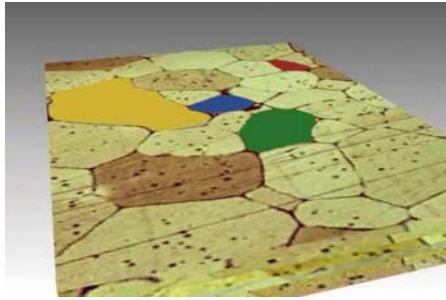


(6.3)

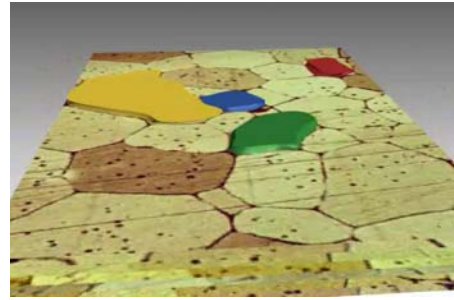


(6.4)

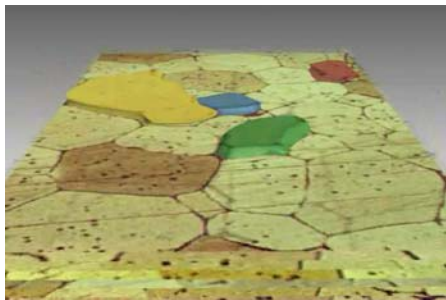
De plano 6 a plano 7



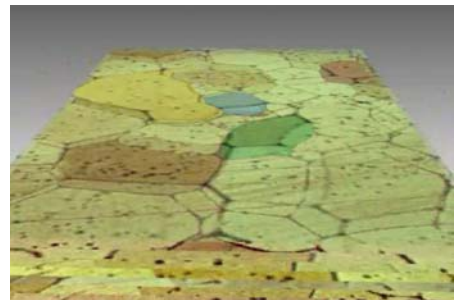
(7.1)



(7.2)

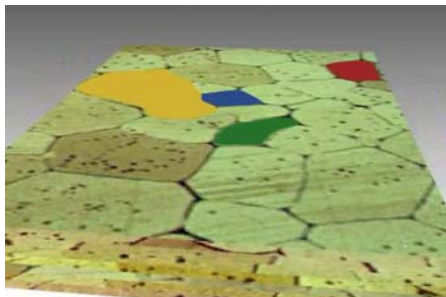


(7.3)

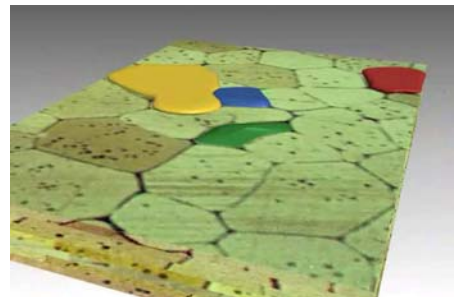


(7.4)

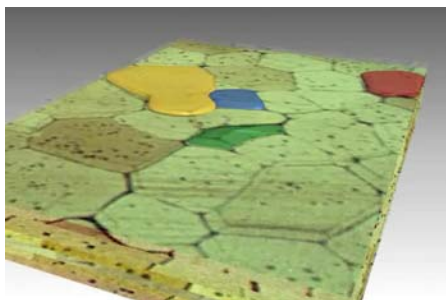
De plano 7 a plano 8



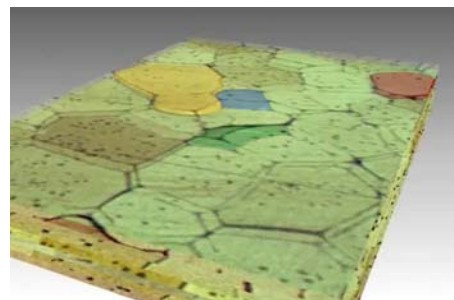
(8.1)



(8.2)



(8.3)



(8.4)

De plano 8 a plano 9

Figura 4.74 – Sequência de imagens obtidas na simulação do arranjo espacial de estrutura tixotrópica. Distância entre planos sucessivos de 20 μm .

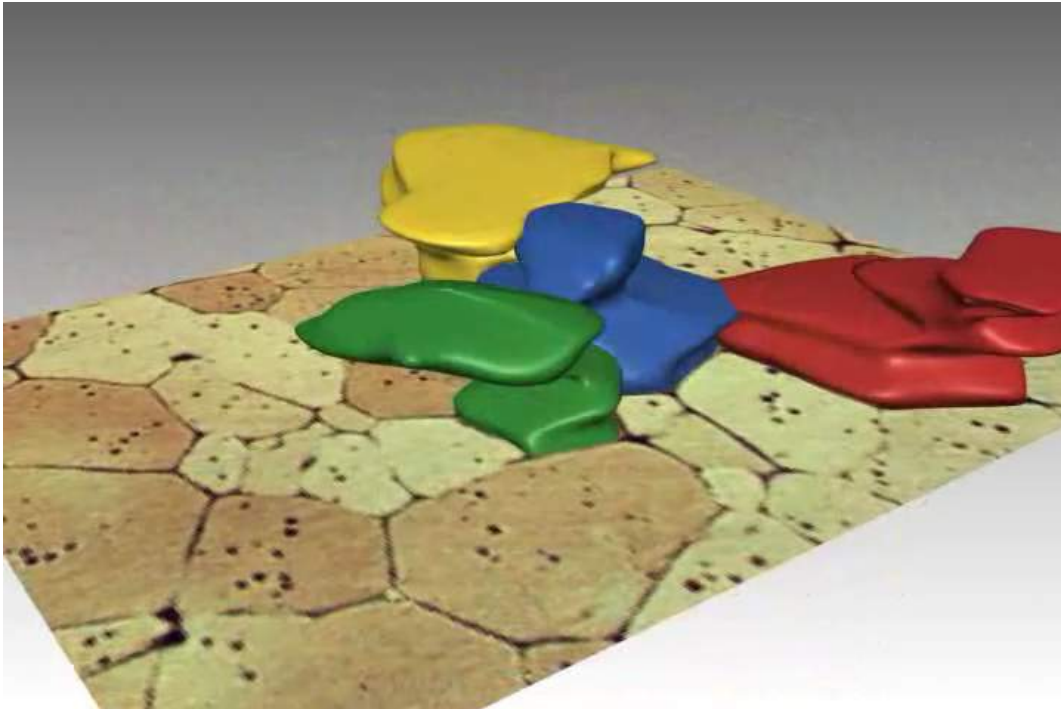


Figura 4.75 – Montagem final da simulação de estrutura tixotrópica, mostrando possível arranjo tridimensional de glóbulos da fase primária.

Mais recentemente, a tentativa de caracterização espacial de pastas tixofundidas tem levado à utilização de técnicas bastante sofisticadas, como a microtomografia de raios-X. Esta técnica alcança alta resolução com o emprego de radiação síncrotron (Verrier et al., 2000; Salvo et al., 2002). Resultado obtido por Verrier et al., 2000, é apresentado na Figura 4.76, onde se pode observar a interconexão da fase sólida primária em uma liga Al-Cu submetida à fusão parcial.

Portanto, a interconexão comprovada entre glóbulos da fase sólida na pasta tixofundida possibilita a conformação no estado semi-sólido mesmo em processos que envolvem complexos estados de tensões, desde que assegurada adequada fração sólida que permite a formação de um “esqueleto” com adequada resistência à ruptura.

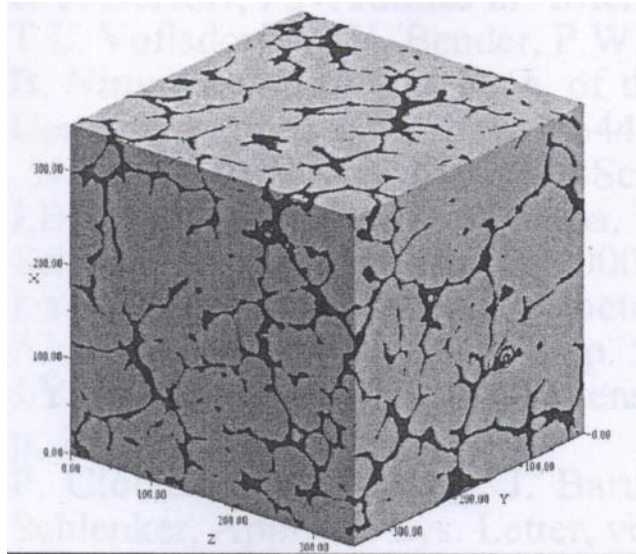


Figura 4.76 – Visualização em 3 dimensões de uma região da liga Al-Cu submetida à fusão parcial a 550°C por 15 minutos.

Fonte - Verrier et al., 2000.

Os resultados apresentados demonstram a importância do conhecimento da microestrutura em 3 dimensões e também tornam bastante claro a existência de um “esqueleto” sólido. O fato das partículas estarem conectadas, mesmo não aparecendo em uma análise bidimensional, permite que processos como a tixostampagem sejam perfeitamente viáveis e abre uma ampla gama de novas possibilidades no campo da conformação de metais.

Capítulo 5

Conclusões

Analisando-se os resultados obtidos nas condições estudadas, pode-se concluir de maneira geral, que a estampabilidade do material tixofundido apresenta grandes vantagens em relação ao material laminado e, o processo de tixoestampagem é viável, dentro de condições restritas, como a utilização de reduzida fração líquida na pasta. Dentro da proposta do trabalho e do fato de ser um trabalho totalmente inédito, os resultados foram satisfatórios indicando a oportunidade e necessidade de avanço dos estudos na área de tixoestampagem.

A análise dos resultados permite que sejam também enumeradas conclusões específicas, quanto ao processo de obtenção das chapas; estampabilidade e propriedades mecânicas do material tixofundido; e o processo de tixoestampagem.

5.1 Processo de obtenção das chapas tixofundidas

Os resultados obtidos mostram a viabilidade da produção de chapas tixofundidas da liga 5052 pelo processo de fusão parcial controlada, a partir de estruturas laminadas. Em todas as condições de tempo e temperatura analisadas, foram obtidas estruturas típicas de material tixofundido. Observou-se também que, as estruturas não apresentaram diferenças de tamanho de glóbulo nas diferentes regiões da amostra, o que é um resultado bastante interessante, devido ao

tamanho das amostras. Este resultado comprova a viabilidade da obtenção de materiais tixofundidos homogêneos em peças grandes.

Os parâmetros tempo e a temperatura são de fundamental importância na obtenção de estruturas tixofundidas, sendo também interdependentes. Tempos curtos a temperaturas próximas da *solidus* não são suficientes para a formação de todo o líquido. À temperaturas maiores, tempos mais curtos são indicados, pois tempos maiores podem levar ao crescimento excessivo dos glóbulos, característica não desejada.

5.2 Estampabilidade e propriedades mecânicas do material tixofundido

Análise de resultados obtidos em ensaios de deformabilidade, puderam levar à conclusão que a força necessária no material tixofundido, para um certo nível de deformação, é significativamente menor comparando-se ao material laminado, aproximadamente 28%.

Os limites de resistência à tração e escoamento do material tixofundido são significativamente menores em relação aos limites do material encruado. Observou-se também diferentes resultados entre os materiais tixofundidos em diferentes condições, devido aos valores médios de tamanho de glóbulos da fase primária encontrados para cada tratamento: estruturas com glóbulos mais grosseiros apresentam menor limite de resistência e maior alongamento que estruturas com glóbulos mais finos.

Conclui-se também que os modos de ruptura entre as amostras laminadas e tixofundidas são bastante diferentes. Nos materiais tixofundidos não há a formação de bandas durante a deformação, típica de ligas de alumínio. O material tixofundido, devido às transformações microestruturais intensas que sofre, apresenta um comportamento diferente, com uma estrutura livre de energia interna acumulada.

Quanto à curva limite de conformação em estampagem, concluiu-se que o material no estado tixofundido apresenta um nível de deformação superior do que o material no estado laminado. Porém em relação ao material recozido, o material tixofundido apresentou níveis mais

baixos de deformação que resultariam em uma estampagem bem sucedida. Acredita-se que esta diferença seja devida à presença, no material tixofundido, de fase secundária mais frágil e com maior quantidade de Mg, em contornos de glóbulos da fase primária.

Em relação à influência do tamanho de glóbulo do material tixofundido, a curva obtida com o material com maior tamanho médio de glóbulo, foi um pouco acima da obtida com o material com glóbulos menores, resultado esperado.

De maneira geral, apesar do material tixofundido ter apresentado sua curva limite abaixo da curva do material recozido, ele apresentou bom resultado em estampagem profunda.

Pela análise das superfícies de fratura, pôde-se concluir que o material tixofundido apresenta tipo de fratura distinto do material laminado e recozido. Neste tipo de material, a fratura é do tipo intergranular, de maneira dúctil, enquanto a fratura no material laminado e recozido se dá pelo coalescimento de microvazios, também de maneira dúctil.

5.3 Processo de tixoestampagem

Os resultados mostraram a possibilidade da estampagem de chapas da liga A5052 no estado semi-sólido, desde que a fração líquida presente seja reduzida.

A análise da estrutura em 3 dimensões mostrou que glóbulos sólidos na pasta tixotrópica podem ser interconectados, formando um esqueleto sólido que pode suportar estados de tensões complexos na conformação, como a estampagem.

As forças requeridas para a tixoestampagem apresentam valores de 1/8 das forças requeridas para a estampagem no estado sólido, a partir de chapas no estado recozido.

Capítulo 6

Sugestões para trabalhos futuros

- Análise da viabilidade do processo de tixoestampagem em peças com diferentes formatos e diferentes ligas;
- Estudo aprofundado da influência do tempo e temperatura nos processos de tixoestampagem, por exemplo, variando-se a temperatura de 1 em 1 grau, e tempos de 1 em 1 minuto;
- Análise dos mecanismos de fluidez da pasta atuantes nos processos de tixoestampagem;
- Estudo da influência da velocidade de conformação em processos de tixoestampagem;
- Estudo das propriedades mecânicas de peças tixoestampadas;
- Análise da possibilidade de materiais alternativos na confecção de matrizes para a tixoconformação em geral;
- Análise da viabilidade do custo de processos de tixoconformação;
- Estudo da possibilidade de tixoconformação para outros processos.

Referências Bibliográficas

Adamiak, M., Robert, M. H. Preliminary studies on the suitability of rheocast Al alloys for deep drawing. In: INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE: ACHIEVEMENTS IN MECHANICAL & MATERIALS ENGINEERING, 7, *Proceedings...* 1998. p. 5-8.

Alkemper, J., Voorhees, P. W. Three-dimensional characterization of dendritic microstructures. *Acta Materialia*, v. 49, p. 897-902, 2001.

Apaydin, N., Prabhakar, K. V., Doherty, R. D. Special Grain Boundaries in Rheocast Al-Mg. *Materials Science and Engineering*, v. 46, p. 145-150, 1980.

Arrieux, R. *Determination theorique et experimentale des courbes limites de formage en contraintes*. Lyon: Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1990. (Thèse de Docteur d'Etat es Sciences).

Arrieux, R., Chalons, J., Bedrin, C., Boivin, M. Computer aided measurement of grid network deformation for the determination of forming limit diagram. *Annals of the CIRP*, v.33/1, p. 171-174, 1984.

Associação Brasileira do Alumínio. *Guia Técnico do Alumínio, Laminação*, v. 2, Ed. Associação Brasileira do Alumínio, 1994.

ASTM E 8M – 95a. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.

- Atkinson, H. V. Liu, D. Development of high performance aluminium alloys for thixoforming. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, 2002, Tsukuba. *Proceedings...* Ed.: Y. Tsutsui, M. Kiuchi, K. Ichikawa, September 2002. p. 51-56.
- Atkinson, H. V., Kapranos, P., Kirkwood, D. H. Alloy developments for thixoforming. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 6, 2000, Turin. *Proceedings...*Cambridge: Ed. G. L. Chiarmetta and M. Rosso, September 2000. p. 443-450.
- Brabazon, D., Browne, D. J., Carr, A. J. Experimental investigation of the transient and steady state rheological behaviour of Al-Si alloys in the mushy state. *Materials Science and Engineering A*, 356, p. 69-80, 2003.
- Brabazon, D., Browne, D. J., Carr, A. J. Mechanical stir casting of aluminium alloys from the mushy state: process, microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, 326, p. 370-381, 2002.
- Chayong, S., Atkinson, H. V., Kapranos, P. Thixoforming 7075 aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 390, p. 3-12, 2005.
- Chen, C. P., Tsao, C. Y. A. Response of spray-deposited, stirred-cast and conventional cast Pb-Sn alloys to deformation in the semi-solid state. *Journal of Materials Science*, 30, p. 4019-4026, 1995.
- Chen, C. P., Tsao, C. Y. A. Semi-solid deformation of non-dendritic structures - I. Phenomenological behavior. *Acta materialia*, v. 45, n. 5, p. 1955-1968, 1997.
- Chino, Y., Kobata, M., Iwasaki, H., Mabuchi, M. An investigation of compressive deformation behaviour for AZ91 Mg alloy containing a small volume of liquid. *Acta Materialia*, 51, p. 3309-3318, 2003.

Czerwinski, F., Zielinska-Lipiec, A., Pinet, P. J., Overbeeke, J. Correlating the microstructure and tensile properties of a thixomolded AZ91D magnesium alloy. *Acta materialia*, 49, p. 1225-1235, 2001.

DasGupta, R. Industrial applications - The present status and challenges we face. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 8, 2004, Limassol, September 2004, CD.

de Freitas, E. R., Ferrante, M. Rheological behaviour and deformation characteristics of a commercial and a laboratory –cast Al-4%Cu alloy in the semi-solid state. *Acta materialia*, 49, p. 3839-3847, 2001.

Dieter, G., E. *Mechanical metallurgy*. Ed. McGraw-Hill, 1986.

DIN 50101, Part 1. Erichsen cupping test on sheet and strip metal having a width of ≥ 90 mm.

Dumoulin, S., Tabourot, L., Chappuis, C., Vacher, P., Arrieux, R. Determination of the equivalent stress-equivalent strain relation of a copper sample under tensile loading. *Journal of Materials Processing Technology*, 133, p. 79-83, 2003.

Dumoulin, S., Vacher, P., Arrieux, R. Strain measurement in grains with an image analysis tool. In: INTERNATIONAL CONFERENCE NUMISHEET, 1999, Besançon. *Proceedings...* September, 1999.

EFUGmbH. *Innovative Metal Forming*. Catálogo técnico, Alemanha, 1998.

Ferrante, M., de Freitas, E. Rheology and microstructural development of a Al-4wt%Cu alloy in the semi-solid state. *Materials Science and Engineering A*, 271, p. 172-180, 1999.

Flemings, M. C. Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State. *Metallurgical Transactions*, v. 22 A, p. 957-981, May 1991.

- Genda, G., Yuyon, C., Geing, A. Mechanism of coarsening of dendrite during solidification. In: SOLIDIFICATION PROCESSING CONFERENCE, 1987, Sheffield. *Proceedings...* London, 1987. p.416-419.
- Gronostajski, J., Dolny, A. Determination of forming limit curves by means of Marciniak punch. *Memoires Scientifiques Revue Metallurgie*, v. 77, n. 4, p. 570-578, Avril 1980.
- Gullo, G. C., Steinhoff, K., Uggowitzer, P. J. Metallurgical Aspects of Thixoforming of AlMgSi-Wrought Alloys. *Materials Science Forum*, v. 331-337, p. 235-240, 2000.
- Hatch, J. E. *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. Ed. American Society for Metals, 1984.
- Ito, Y., Flemings, M. C., Cornie, J. A. Rheological behavior and microstructure of Al-6,5wt%Si alloy. *Nature and Properties of Semi-Solid Materials*. Ed.: J. A. Sehkar and J. Dantzig, The Minerals, Metals & Materials Society, 1991. p. 3-17.
- ITT Corporation, New York, Young, K. P., Kyonka, C. P., Courtois, J. A. *Fine grained metal composition*. C22F 1/04. U. S. Patent 4.415.374. Mar. 30, 1982, Nov. 15, 1983.
- Joly, P. A., Mehrabian, R. The rheology of a partially solid alloy. *Journal of Materials Science*, London, v. 11, p. 1393-1418, 1976.
- Kahlweit, M. On the ageing of dendrites. *Scripta Metallurgica*, New York, v. 5, n. 2, p. 251-256, May 1968.
- Kattamis, T. Z., Coughlin, J. C., Flemings, M. C. Influence of Coarsening on Dendrite Arm Spacing of Aluminum-Copper Alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, v. 239, p. 1505-1511, October 1967.

- Kenney, M. P., Courtois, J. A., Evans, R. D., Farrior, G. M., Kyonka, C. P., Koch, A. A., Young, K. P. Semisolid Metal Casting and Forging. *ASM Metals Handbook*, 9 ed., v. 15 Casting, p. 327-338, 1988.
- Kirkwood, D. H. Semisolid metal processing. *International Materials Reviews*, v. 39, n. 5, p. 173-189, 1994.
- Kirkwood, D. H., Kapranos, P. Semi solid processing of alloys. *Metals and Materials, The Journal of the Institute of Metals*, v. 5, n. 1, p. 16-19, 1989.
- Kiuchi, M., Sugiyama, S. Application of Mashy State Extrusion. *Journal of Materials Shaping Technology*, v. 8, n. 1, p. 39-51, 1990.
- Kiuchi, M., Yanagimoto, J., Sugiyama, S. Application of mushy/semi-solid joining – Part 3. *Journal of Materials Processing Technology*, 140, p. 163-166, 2003.
- Koke Nguyen Nguyen, J., Modigell, M. Flow behaviour of semi-solid metal alloys. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 112, p. 141-160, 2003.
- Kopp, R., Choi, J., Neudenberger, D. Simple compression test and simulation of an Sn-15%Pb alloy in the semi-solid state. *Journal of Materials Processing Technology*, 135, p. 317-323, 2003.
- Kumar, P., Martin, C. L., Brown, S. Constitutive modeling and characterization of the flow behavior of semi-solid metal alloy slurries – I. The flow response. *Acta metallurgica et materialia*, v. 42, n. 11, p. 3595-3602, 1994.
- Laxmanan, V., Flemings, M. C. Deformation of Semi-Solid Sn-15 Pct Pb Alloy. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, p. 1927-1937, December 1980.

- Lee, H. I., Doherty, R. D., Feest, E. A., Titchmarsh, J. M. Structure and segregation of stir-cast aluminium alloys. In: SOLIDIFICATION TECHNOLOGY IN THE FOUNDRY AND CASTHOUSE, 1980, Warwick. *Proceedings...* London: The Metals Society, 1980. p. 119-125.
- Liu, D., Atkinson, H. V., Kapranos, P., Jirattiticharoean, W., Jones, H. Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 361, p. 213-224, 2003.
- Loué, W. R., Suéry, M. Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si7Mg alloys. *Materials Science and Engineering A*, 203, p. 1-13, 1995.
- Ludwig, O., DiMichiel, M., Falus, P., Salvo, L., Suéry, M. In-situ 3D microstructural investigation by fast X-ray microtomography of Al-Cu alloys during partial remelting. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 8, 2004, Limassol, September 2004, CD.
- Maciel Camacho, A., Atkinson, H. V., Kapranos, P., Argent, B. B. Thermodynamic predictions of wrought alloy compositions amenable to semi-solid processing. *Acta Materialia*, 51, p. 2319-2330, 2003.
- Marciniak, Z., Kuczynski, K., Pokora, T. Influence of the plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 15, p. 789-805, 1973.
- Margarido, M., Robert, M. H. Influence of thermomechanical treatments on the production of rheocast slurries by partial melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 133, p. 149-157, 2003.

Martin, C. L., Kumar, P., Brown, S. Constitutive modeling and characterization of the flow behavior of semi-solid metal alloy slurries – II. Structural evolution under shear deformation. *Acta metallurgica et materialia*, v. 42, n. 11, p. 3603-3614, 1994.

Metals Handbook, v. 8, Metallography, Structure and Phase Diagrams, 1973. Ed.: American Society for Metals.

Meuser, H., Bleck, W. Microstructural investigations in the semi-solid state of the steel X210CrW12. *Steel research*, 72, n. 7, p. 271-276, 2001.

Mguil-Touchal, S. *Une technique de corrélation directe d'images numériques: application à la détermination de courbes limites de formage et proposition d'un critère de striction*. Lyon: Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1997. (Thèse de Docteur Ingénieur).

Mguil-Touchal, S., Morestin, F., Brunet, M. Various experimental applications of digital image correlation methods. *Computer Methods and Experimental Measurements*, p. 46-58, 1997.

Mondolfo, L. F. *Aluminum Alloys: Structure and Properties*. Ed. Butterworth & Co., 1976.

Montel-Rovira, M. M., Lancini, B. C., Robert, M. H. Thixo-forming of Al-Cu alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 92-93, p. 42-49, 1999.

Montel-Rovira, M. M. *Forjamento da liga AA2011 no estado semi-sólido: Estudo do processo e do produto*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001. 194 p. (Tese, Doutorado em Engenharia Mecânica).

Montel-Rovira, M. M., Robert, M. H. Obtenção de pastas reofundidas por fusão parcial controlada de estruturas super-refinadas. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 12, 1996, Águas de Lindóia. *Anais...* São Paulo: ABC, ABM, ABPol, 1996, p. 660-663.

- Moschini, R. Mass production of fuel rails by pressure die casting in the semi-liquid state. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 4, 1996, Sheffield. *Proceedings...* Sheffield: Ed. D. H. Kirkwood and P. Kapranos, June 1996. p. 248-250.
- Naka, T., Yoshida, F. Deep drawability of type 5083 aluminium-magnesium alloy sheet under various conditions of temperature and forming speed. *Journal of Materials Processing Technology*, 89-90, p. 19-23, 1999.
- Nguyen, T. G., Favier, D., Suéry, M. Theoretical and experimental study of the isothermal mechanical behaviour of alloys in the semi-solid state. *International Journal of Plasticity*, v. 10, n. 6, p. 663-693, 1994.
- Niroumand, B., Xia, K. 3D study of the structure of primary crystals in a rheocast Al-Cu alloy. *Materials Science and Engineering A*, 283, p. 70-75, 2000.
- Okano, S., Kiuchi, M. Present status and future aspects of semi-solid processing. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, 2002, Tsukuba. *Proceedings...* Ed.: Y. Tsutsui, M. Kiuchi, K. Ichikawa, September 2002. p. 39-50.
- Paes, M. *Otimização de processo de obtenção de reofundidos da liga A356 por agitação eletromagnética*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000. 97 p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica).
- Paes, M., Umebayashi, M., Zoqui, E. J., Robert, M. H. Análise da evolução estrutural na reofundição utilizando técnicas de computação gráfica. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14, 2000, São Pedro. *Anais...* p. 40801-40809.

- Pan, Q. Y., Apelian, D. Yield stress of Al alloys in the semi-solid state. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 6, 2000, Turin. *Proceedings...*Cambridge: Ed. G. L. Chiarmetta and M. Rosso, September 2000. p. 399-404.
- Park, C., Kim, S., Kwon, Y., Lee, Y., Lee, J. Effect of microstructure on tensile behavior of thixoformed 357-T5 semisolid Al alloy. *Metallurgical and Materials Transactions*, v.35A, n.4, p. 1407-1410, April 2004.
- Pinsky, D. A., Charreyron, P. O., Flemings, M. C. Compression of Semi-Solid Dendritic Sn-Pb Alloys at Low Strain Rates. *Metallurgical Transactions B*, v. 15B, p. 173-181, March 1984.
- Pires, G. P. *Uma contribuição ao estudo da reofundição de aços inoxidáveis*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1998. 113 p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica).
- Pitts, H. E., Atkinson, H. V. Thixoforming of 6061 Al Alloy for Automotive Components. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 5, 1998, Golden. *Proceedings...* Golden: Ed. A. Kumar Bhasin, John J. Moore, Kenneth P. Young, Stephen Midson, June 1998. p. 97-104.
- Pola, A., Roberti, R., Frerini, F. Microstructure and mechanical behaviour of cast aluminium components obtained by thixocasting and traditional processes. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 8, 2004, Limassol, September 2004, CD.
- Rasmussen, S. N. Theoretical Prediction of Strainpath Dependence of Limit Strains in Sheet Materials. *Annals of the CIRP*, v.30/1, p. 179-184, 1981.
- Robert, M. H. Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries. *Transactions of the Japan Foundrymen's Society*, Tokyo, v. 12, p. 45-51, October 1993.

- Robert, M. H., Kirkwood, D. H. Alloy slurry formation by partial melting. In: CONFERENCE ON THE SOLIDIFICATION OF METALS, 1988. *Proceedings...*, 1988. p. 373-376.
- Ronning, B., Ryum, N. Flow stress behaviour of AlZnMg alloys at temperatures close to the solidus temperature. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINUM ALLOYS, 6, 1998. *Proceedings...* v. 2, 1998. p. 1117-1122.
- Rosso, M., Guelfo, S. Fatigue behavior of rheocast parts. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 8, 2004, Limassol, September 2004, CD.
- Rouff, C., Bigot, R., Favier, V., Robelet, M. Mechanical behavior of semi-solid materials. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 6, 2000, Turin. *Proceedings...* Cambridge: Ed. G. L. Chiarmetta and M. Rosso, September 2000. p. 405-410.
- Salvo, L., Suéry, M., Jossierond, C., Cloetens, P., Nielsen, O. Microstructural characterisation of semi-solid aluminium alloys using X-ray microtomography. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, 2002, Tsukuba. *Proceedings...* Ed.: Y. Tsutsui, M. Kiuchi, K. Ichikawa, September 2002. p. 403-408.
- Secondé, J. F., Suéry, M. Effect of solidification conditions on deformation behaviour of semi-solid Sn-Pb alloys. *Journal of Materials Science*, 19, p. 3995-4006, 1984.
- Shiomi, M., Takano, D., Osakada, K., Otsu, M. Forming of aluminium alloy at temperatures just below melting point. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 43, p. 229-235, 2003.
- Spencer, D. B., Mehrabian, R., Flemings, M. C. Rheological Behavior of Sn-15 Pct Pb in the Crystallization Range. *Metallurgical Transactions*, v. 3, p. 1925-1932, July 1972.

- Suéry, M. Microstructure of semi-solid alloys and properties. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 8, 2004, Limassol, September 2004, CD.
- Suéry, M. Recent advances in semi-solid processing. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, 2002, Tsukuba. *Proceedings...* Ed.: Y. Tsutsui, M. Kiuchi, K. Ichikawa, September 2002. p. 31-38.
- Suéry, M., Flemings, M. C. Effect of Strain Rate on Deformation Behavior of Semi-Solid Dendritic Alloys. *Metallurgical Transactions A*, v. 13A, p. 1809-1819, October 1982.
- Turkeli, A., Akbas, N. Formation of non-dendritic structure in 7075 wrought aluminum alloys by SIMA process and effect of heat treatment. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 4, 1996, Sheffield. *Proceedings...* Sheffield: Ed. D. H. Kirkwood and P. Kapranos, June 1996. p. 71-74.
- Tzimas, E., Zavaliangos, A. Mechanical behavior of alloys with equiaxed microstructure in the semisolid state at high solid content. *Acta materialia*, v. 47, n. 2, p. 517-528, 1999.
- Tzimas, E., Zavaliangos, A., Lawley, A. The effect of microstructure on the rheological response of alloys in semi-solid: a comparison of MHD, SIMA, and Spray Cast alloys. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 5, 1998, Golden. *Proceedings...* Golden: Ed. A. Kumar Bhasin, John J. Moore, Kenneth P. Young, Stephen Midson, June 1998. p. 345-352.
- Underwood, E. E. *Quantitative Stereology*. Ed. Addison-Wesley, 1970.
- Vacher, P., Dumoulin, S., Arrieux, R. Determination of the forming limit diagram from local strain measurement using digital image analysis. *International Journal of Forming Processes*, v. 2, p. 395-408, 1999.

- Vacher, P., Dumoulin, S., Arrieux, R. Localized strain measurement in deep drawing operations on titanium alloys using digital image analysis. In: SECOND ESAFORM CONFERENCE ON MATERIAL FORMING, 2, 1999, Guimarães. *Proceedings...* April, 1999. p. 337-340.
- Vacher, P., Dumoulin, S., Morestin, F., Mguil-Touchal, S. Bidimensional strain measurement using digital images. *Journal of Mechanical Engineering Science*, v. 213, Part C, p. 811-817, 1999.
- Vacher, P., Haddad, A., Arrieux, R. Determination of the Forming Limit Diagrams Using Image Analysis by the Correlation Method. *Annals of the CIRP* , v. 48/1, p. 227-230, 1999.
- van Boggelen, J. W. K., Eskin, D. G., Katgerman, L. First stages of grain coarsening in semi-solid Al-Cu alloys. *Scripta Materialia*, 49, p. 717-722, 2003.
- van Haafte, W. M., Kool, W. H., Katgerman, L. Microstructural Observations of Cracking in AA5182 at Semi-Solid Temperatures. *Materials Science Forum*, v. 331-337, p. 265-270, 2000.
- van Haafte, W. M., Kool, W. H., Katgerman, L. Tensile behaviour of a semi-solid AA5182 aluminium alloy. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 6, 2000, Turin. *Proceedings...*Cambridge: Ed. G. L. Chiarmetta and M. Rosso, September 2000. p. 417-422.
- van Haafte, W. M., Kool, W. H., Katgerman, L. Tensile behaviour of semi-solid industrial aluminium alloys AA3104 and AA5182. *Materials Science and Engineering A*, 336, p. 1-6, 2002.
- Verrier, S., Josserond, C., Salvo, L., Suéry, M., Cloetens, P., Ludwig, W., Maurice, C. Experimental investigation by EBSD and X-ray tomography of the agglomeration of the solid phase after deformation in the semi-solid state of a 357 aluminium alloy. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND

- COMPOSITES, 6, 2000, Turin. *Proceedings...Cambridge*: Ed. G. L. Chiarmetta and M. Rosso, September 2000. p. 423-428.
- Verrier, S., Braccini, M., Josserond, C., Salvo, L., Suéry, M., Cloetens, P., Ludwig, W. 3D characterization by X-ray tomography of semi-solid aluminium alloys. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 6, 2000, Turin. *Proceedings...Cambridge*: Ed. G. L. Chiarmetta and M. Rosso, September 2000. p. 771-776.
- Vieira, E. A., Oliveira Junior, B. A., Ferrante, M. Microstructure and rheology of an A356 alloy in the semi-solid state, conditioned by a low pouring temperature technique. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 8, 2004, Limassol, September 2004, CD.
- Voelkner, W. Present and future developments of metal forming: selected examples. *Journal of Materials Processing Technology*, 106, p. 236-242, 2000.
- Vogel, A., Doherty, R. D., Cantor, B. Stir-cast microstructure and slow crack growth. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SOLIDIFICATION AND CASTING OF METALS, 1977, Sheffield. *Proceedings...* London: Metals Society, 1979. p. 518-525.
- Wan, G., Sahn, P. R. Particle Characteristics and Coarsening Mechanisms in Semi-Solid Processing. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 2, 1992, Cambridge. *Proceedings...Cambridge*: Ed. Stuart B. Brown and Merton C. Flemings, April 1992. p. 328-335.
- Wang, H., StJohn, D. H., Davidson, C. J., Ning, Z. Controlled nucleation method for formation of semisolid feedstock. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 8, 2004, Limassol, September 2004, CD.

- Warren, R. Microstructural Development During the Liquid-Phase Sintering of Two-Phase Alloys, with Special Reference to the NbC/Co System. *Journal of Materials Science*, 3, p.471-485, 1968.
- Wolfsdorf, T. L., Bender, W. H., Voorhees, P. W. The morphology of high volume fraction solid-liquid mixtures: an application of microstructural tomography. *Acta materialia*, v. 45, n. 6, p. 2279-2295, 1997.
- Yang, Y. S., Tsao, C. Y. A. Thixotropic behavior and structure evolution of A356 alloy in the semisolid state. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 30, n. 12, p. 1541-1546, 1994.
- Young, K. P., Kirkwood, D. H. The Dendrite Arm Spacings of Aluminum-Copper Alloys Solidified Under Steady-State Conditions. *Metallurgical Transactions A*, v. 6A, p. 197-205, January 1975.
- Zhang, Y., Zhang, K., Liu, G., Xu, J., Shi, L., Cui, D., Wu, X., Cui, B. The formation of rosette α phase, structural evolution during the reheating and semi-solid casting of AlSi7Mg alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 137, p. 195-200, 2003.