FELIPE RIBEIRO TOLOCZKO

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE LIGAS METÁLICAS SUBMETIDAS AO PROCESSO SUPERPLÁSTICO EM MATRIZ MULTIDOMO

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências

São Paulo
2016

FELIPE RIBEIRO TOLOCZKO

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE LIGAS METÁLICAS SUBMETIDAS AO PROCESSO SUPERPLÁSTICO EM MATRIZ MULTIDOMO

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências

Área de Concentração:
Engenharia Mecânica de Projeto e Fabricação

Orientador:
Professor Doutor
Gilmar Ferreira Batalha

São Paulo
2016

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com anuência de seu orientador.

São Paulo, 05 de agosto de 2016.

Assinatura do autor:

Assinatura do orientador:

Catalogação-na-publicação

Toloczko, Felipe Ribeiro

Análise do comportamento mecânico de ligas metálicas submetidas ao processo superplástico em matriz multidomo / F. R. Toloczko -- versão corr. - São Paulo, 2016.

131 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos.

1.plasticidade 2.superplasticidade 3.conformabilidade 4.alumínio 5.AA5083 I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos II.t.

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais Nivaldo e Nilza,

aos meus irmãos Cássio e Fabrício, e meus

queridos avós Nivaldo e Vicentina.

Agradecimentos

Agradeço primeiramente a DEUS que sempre me guiou e iluminou, colocando as pessoas certas em meu caminho.

A minha família que sempre me incentivou a acreditar em meus sonhos, em especial aos meus irmãos pelas constantes conversas e mensagens de apoio durante esta jornada.

Ao Prof. Drº. Gilmar Ferreira Batalha pelos conhecimentos adquiridos, pelo profissionalismo como professor e orientador, e também pela motivação e força durante este trabalho.

A Faculdade de Tecnologia de São Paulo, por ceder os seus laboratórios e toda a ajuda dispensada sem o qual a realização deste trabalho seria inviável.

Aos meus amigos da Faculdade de Tecnologia de São Paulo pela amizade e companheirismo, pelos momentos de descontração e apoio. Em especial ao meu amigo Silvano Leal dos Santos por conseguir a disponibilização do laminador na UFABC e ajuda com a metalografia do material.

Ao Gelson Freitas Miori e a empresa Rudloff pela ajuda e companheirismo na usinagem de uma matriz de ensaio.

A Profª Draª. Erika Fernanda Prados por me apresentar ao meu orientador, por todo o incentivo e apoio na parte mais difícil desta jornada, o início.

Ao Erick Petta Marinho e ao Marcio Wagner da Universidade de São Paulo pelo apoio e companheirismo ao longo desta dissertação.

O Senhor, o seu Deus,
está em seu meio,
poderoso para salvar.
Ele se regozijará em você;
com o seu amor a renovará,
ele se regozijará em você
com brados de alegria".

Sofonias 3:17

"Seja você quem você for, seja qual for a posição social que você tenha na vida, a mais alta ou a mais baixa, tenha sempre como meta muita força, muita determinação e sempre faça tudo com muito amor e com muita fé em Deus, que um dia você chega lá. De alguma maneira um dia você chega lá."

Ayrton Senna

"Até mesmo a menor das criaturas
pode mudar o rumo do mundo."

O Senhor dos Anéis

RESUMO

Este trabalho trata da avaliação da técnica de conformação por expansão fluidostática (*bulge forming*) através de uma matriz com múltiplas cavidades. Duas ligas de especificação AA5083 e Pb-60Sn foram submetidas ao processo de superplasticidade (*Superplastic Forming*) para a verificação de diferentes parâmetros de trabalho e comparação com os resultados por simulação numérica. Uma das principais conclusões obtidas é que o método multidomo foi válido para o estudo do fenômeno superplástico. Os testes foram realizados através do método de pressão constante, onde foi possível obter variáveis como tensão, taxa de deformação e índice de sensibilidade a taxa de deformação. Uma importante implicação deste processo é o controle correto do tempo de trabalho com cavidades conformadas em ensaios distintos.

Palavras-chave: Plasticidade, superplasticidade, conformabilidade, alumínio, AA5083.

ABSTRACT

This study aims to evaluate the forming technique fluidostatic expansion (bulge forming) through a die with multiple cavities. Two AA5083 alloy and Pb-60Sn specification were submitted to superplasticity process (superplastic forming) for checking different working parameters and comparison with the results in numerical simulation. One of the main conclusions is that the multidomo method was valid to study the superplastic phenomenon. The tests were performed using the constant pressure method, where it was possible to obtain variables such as stress, strain rate and the strain rate sensitivity index. An important implication of this process is the correct control of working time with shaped cavities in separate trials.

Keywords: Plasticity, superplasticity, formability, aluminum, AA5083.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1 - Aplicação do processo superplástico para ligas de alumínio. (adaptado de Vulcan, 2006).....23

Figura 1.2 - Evolução no número de publicações nos últimos 40 anos (Science Direct e Google Escola, 2014).....24

Figura 1.3 – Peças fabricadas com CSP: a) Anel de entrada de ar do Eclipse 500 Jet da empresa Eclipse Aerospace, b) Componentes Automotivos da Aston Martin, c) Peças aeronáuticas produzidas para a Boeing e d) Porta do bagageiro do Learjet 45 (Alumatter, 2014).....24

Figura 2.1 – Fotografia de Pearson (1934) no ensaio de uma liga Bi-Sn com 1950 % de alongamento.....27

Figura 2.2 – Gráfico $\log \sigma$ x $\log \dot{\varepsilon}$ demonstra a janela de superplasticidade (XUEJUN, 2006).....31

Figura 2.3 – Deslizamento dos contornos de grão com auxílio da difusão pelo modelo de Ashby–Verrall's e deformação de 0,55 (Meyers e Chawla, 2006).....32

Figura 2.4 – Curva esquemática do ensaio de tração carga x deslocamento para obtenção do expoente m (Sagradi, 1996).....39

Figura 2.5 – Gráfico para obtenção do expoente m. (Corijn e Snippe, 2008).....40

Figura 2.6 – a) Forma geral da curva k x $\dot{\varepsilon}$ (Morsy et al. 2002) e b) gráfico m e k em função da temperatura (Giuliano, 2011).....41

Figura 2.7 – Relação do alongamento e taxa de deformação com a presença da fase β (adaptado de Sieniawski e Motyka, 2007).....44

Figura 2.8 – Valor do alongamento até a falha em função da taxa de deformação para titânio a 900°C, (Xuejun - 2006).....47

Figura 2.9 – Cavitação na liga de alumínio 7475-T6 ($\varepsilon = 3{,}5, T = 475°C, \dot{\varepsilon} = 5x10^{-4}\ s^{-1}$).a) pressão atmosférica, b) contra pressão hidrostática P = 4bar. (Meyers e Chawla, 2006).....49

Figura 2.10 – Deformação até a falha para contra pressão imposta (0 a 5,6 MPa)(adaptado de Meyers e Chawla, 2006).....49

Figura 2.11 – a) Etapas do processo de CSP, b) Peça automotiva fabricada através de CSP, c) Lateral da porta da Estação Espacial Internacional (ISS) (Aeromet, 2014).....50

Figura 2.12 – Sistema com prensa e forno para conformação superplástica. (Aeromet, 2014).....51

Figura 2.13 – Figura 2.13 – Peças conformadas por superplasticidade(Giuliano, 2011).....52

Figura 2.14 – Ferramenta cerâmica a base de sílica.....53

Figura 2.15 – Principais métodos de CSP: a) conformação em ferramenta fêmea, b) método de conformação com chapa reversível, c) método "*drape forming*", d) conformação membrana, e) método com "*plug*" assistente, f) conformação em ferramental macho, g) método de conformação "*Snap-back*". Elementos esquemáticos: (1) material superplástico, (2) molde fêmea, (3) matriz superior, (4) molde macho, (5) ferramenta auxiliar, (6) ferramenta macho móvel. (adaptado de Ceschini e Afrikantov, 1992).....55

Figura 2.16 - Processo esquemático de diminuição da espessura em CSP. (Gosh e Hamilton, 1986).....56

Figura 2.17 – a) Desenho esquemático e b) material sob o teste de expansão fluidostática.....57

Figura 2.18 – Peças feitas através do ensaio de expansão hidrostática livre (*Bulge test*) a) cavidade elíptica e b) circular.....57

Figura 2.19 – Geometria do teste bulge (Lazarescu e Banabic, 2011).....59

Figura 2.20 – Variáveis e geometria do domo nas duas direções do raio (Giuliano, 2011).....59

Figura 2.21 – Comparação entre o custo unitário x quantidade produzida entre a CSP e outros processos (adaptado de Ceschini, 1992).....62

Figura 2.22 Gráfico dos parâmetros de custo com Δ$ x quantidade produzida (adaptado de Ceschini, 1992).....63

Figura 3.1 – Laminador utilizado nos ensaios.....66

Figura 3.2 – Chapas laminadas após a redução de espessura.....66

Figura 3.3 – Dimensões das cavidades na matriz com três domos.....68

Figura 3.4 – Matriz usinada utilizada nos ensaios.....68

Figura 3.5 – Ensaio de expansão fluidostática de domo único com cordão de bloqueio (lock-*bead*).....69

Figura 3.6 – Desenho esquemático da região de pressurização (em amarelo).....70

Figura 3.7 – Matriz fixada por parafusos.....70

Figura 3.8 – Desenho esquemático do conjunto de ensaio montado na prensa hidráulica.....71

Figura 3.9 – Forno industrial de aquecimento por resistência elétrica utilizado nos ensaios iniciais.....72

Figura 3.10 – Resistência coleira cerâmica.....73

Figura 3.11 - Sistema de ensaio montado na prensa hidráulica.....73

Figura 3.12 – Dispositivo projetado para a medição de altura.....74

Figura 3.13 – Imagem do dispositivo construído para a medição de espessura.....75

Figura 3.14 – Geometria do modelo analisado (Toloczko et al., 2014).....77

Figura 3.15 – Influência do número de elementos na altura máxima do domo.....79

Figura 3.16 - Gráfico (h) x ln ($\dot{\varepsilon}$) para a cavidade 3 (AA5083).....81

Figura 3.17 – Taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}_{eq}$) x tempo (t) em escala log-log para a cavidade 3 (AA5083).....82

Figura 3.18 – Dados obtidos com ensaio de tração Tensão x Taxa (Iwasaki et al, 1998).....82

Figura 3.19 – Imagem representativa de testes em função da taxa de deformação (adaptado de Sierakowski, 1997).....84

Figura 4.1 – Peça de Ti6Al4V ensaiada com espessura de 2 mm, pressão de 11 bar e temperatura de 925°C. a) vista superior e b) altura do domo.....85

Figura 4.2 – a) Conjunto peça e matriz. b) Corpo de prova com espessura de 2 mm testado com pressão de trabalho de 8bar a 550°C.....86

Figura 4.3 – Teste com ferramenta de três domos. a) Alumínio AA1100, b) Latão e c) Sn-Pb.....86

Figura 4.4 – Metalografia do tamanho do grão para o alumínio AA5083-O após a laminação e recristalização. a) ampliação de 200x e b) 100x.....88

Figura 4.5 – Metalografia do tamanho do grão para o alumínio AA5083-H111 após a laminação e recristalização. a) ampliação de 200x e b) 100x.....88

Figura 4.6– Tamanho do grão para ligas comerciais de AA5083. a) Liga ALNOV-U por Sorgente e Tricarico, 2014 e b) Cleveland, Ghosh e Bradley, 2003.....89

Figura 4.7 – Peça conformada da liga AA5083-O.....91

Figura 4.8 – Gráfico tensão x taxa de deformação para AA5083-O.....94

Figura 4.9 – Gráfico tensão x taxa de deformação para AA5083-H111.....95

Figura 4.10 – Gráfico tensão x taxa de deformação para Pb-60Sn.....96

Figura 4.11 – Gráfico m x taxa de deformação para AA5083-O.....97

Figura 4.12 – Gráficos representativos da taxa de deformação ótima (Padmanabhan et al., 2001). a) σ x $\dot{\varepsilon}$ e b) m x $\dot{\varepsilon}$.....98

Figura 4.13 – Gráfico m x taxa de deformação para AA5083-H111.....99

Figura 4.14 – Gráfico m x taxa de deformação para Pb-Sn.....99

Figura 4.15 – Curvas de aproximação para as ligas 5083-O (A-O) e 5083-H111 (A-H) do experimental e calculado (tabela 4.4) na temperatura de 550°C.....102

Figura 4.16 – Curvas de aproximação para a liga Pb-60Sn (Pb-Sn) experimental e calculado (tabela 4.4) na temperatura de 112°C.....102

Figura 4.17 – Influência da temperatura na taxa de deformação ótima.....103

Figura 4.18 – Distribuição de espessura na $\dot{\varepsilon}_{ótima}$ para o domo $d = 30\,mm$.....104

Figura 4.19 – Modelo computacional criado para a análise. a) Peça em duas dimensões, b) Em revolução.....105

Figura 4.20 – Gráfico de barras dos resultados experimentais x simulação em elementos finitos com o método multidomo para o mesmo tempo de processo.....106

Figura 4.21 – Gráfico de barras dos resultados experimentais x simulação em elementos finitos para equação ajustada com mínimo da função (fminsearch).....107

Figura 4.22 – Gráfico de barras do experimental x simulação em elementos finitos com a equação da forma sigmóide.....107

Figura 4.23 – Modelo tridimensional aplicada a análise de espessura.....109

Figura 4.24 – Comparativo entre os resultados simulados, e a teoria de Enikeev e Kruglov para espessura (A-O e A-H são AA5083-O e AA5083-H111 respectivamente).....110

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – diferenças entre superplasticidade e deformação plástica. (GUANABARA JUNIOR, 2009 apud SOLOSANDO, 2010).....30

Tabela 2.2 – Modelos superplásticos desenvolvidos ao longo dos anos (Chandra, 2002 e Nieh et al, 1997).....36

Tabela 2.3 – Métodos para obtenção do expoente m (adaptado de Sagradi, 1996).....39

Tabela 2.4 – Propriedades superplásticas de algumas das principais ligas de alumínio.....45

Tabela 3.1 – Composição química típica do AA5083, (ASM Aerospace, 2014).....65

Tabela 3.2 – Método de escolha do tempo (t) de ensaio.....83

Tabela 4.1 – Tabela referente aos experimentos realizados e variáveis calculadas para a região central do domo com $R_b = 3{,}5\ mm$ (AA5083-O).....90

Tabela 4.2 – Tabela referente aos experimentos realizados. Para um raio da base domo $R_b = 3{,}5\ mm$ (AA5083-H111).....92

Tabela 4.3 – Tabela referente aos experimentos realizados com raio da base do domo $R_b = 3{,}5\ mm$ (Pb-60Sn).....93

Tabela 4.4 – Dados ajustados e equações superplásticas (A-O e A-H = alumínios 5083-O e 5083-H111 respectivamente e Pb-Sn = liga de Pb-60Sn).....101

Tabela 4.5 – Representação do erro relativo entre o experimental e elementos finitos com o software *ABAQUS*.....108

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

Lista de Símbolos

Símbolo	Descrição	Unidade
$\boldsymbol{a}$	Raio da cavidade (domo)	mm
$\boldsymbol{C}$	Constante da equação de Norton-Hoff	-
$\mathbf{C_m}$	Constante adimensional	-
$\boldsymbol{a_s}, \boldsymbol{b_s}, \boldsymbol{c_s}, \boldsymbol{d_s}$	Constantes referente a equação sigmoidal	-
$\boldsymbol{d}$	Tamanho médio do grão	μm
$\mathbf{d_c}$	Diâmetro da cavidade (domo)	mm
$\mathbf{D_0}$	Coeficiente de difusão independente	$cm^2/_s$
$\boldsymbol{E}$	Módulo de elasticidade	GPa
$\mathbf{f_a}$	Fração da área de vazios (crescimento de cavidades)	-
$\mathbf{f_{ao}}$	Fração da área inicial de vazios	-
$\boldsymbol{h}$	Altura do domo	mm
$\boldsymbol{h_{máx}}$	Altura máxima do domo	mm
$\boldsymbol{H}$	Altura normalizada do domo	-
$\boldsymbol{k}$	Coeficiente de resistência	$MPa\ s^m$
$\boldsymbol{k_b}$	Constante de Boltzmann	J/K
$\mathbf{K_n}$	Constante de reação	-
$\mathbf{k_V}$	Parâmetro do material viscoso não linear	-
$\bar{\boldsymbol{L}}$	Medida linear média do tamanho do grão	μm

$\boldsymbol{m}$	Sensibilidade à taxa de deformação	-
$\mathbf{m_V}$	Parâmetro do material viscoso não linear	
$\boldsymbol{n1}$	Índice de reação	-
$\boldsymbol{P}$	Pressão	MPa
$\boldsymbol{p_g}$	Expoente de crescimento grão	-
$\boldsymbol{q}$	Expoente adimensional	-
$\boldsymbol{Q}$	Energia de ativação do fenômeno	KJ/mol
$\mathbf{Q_c}$	Energia de ativação para o processo de fluência ou CSP	KJ/mol
$\boldsymbol{R}$	Constante dos gases	$J/molK$
$\boldsymbol{R_c}$	Raio da base da cavidade ou domo	mm
$\boldsymbol{R_b}$	Raio da base da matriz	mm
$\boldsymbol{s}$	Espessura final do centro do domo	mm
$\boldsymbol{s_0}$	Espessura inicial no centro do domo	mm
$\boldsymbol{t}$	Tempo	s
$\boldsymbol{t_r}$	Tempo de reação	s
$\boldsymbol{T}$	Temperatura absoluta	K
$\boldsymbol{T_m}$	Temperatura de fusão	K
X	Variável de endurecimento	
$\mathbf{y^n}$	Peso ganho por unidade de área	kg/mm^2

Lista de Símbolos Gregos

α	Ângulo de curvatura do raio do domo	-
$\boldsymbol{\alpha 1}$	Constante do material obtida experimentalmente	-
$\boldsymbol{\alpha 2}$	Constante do sistema de equações constitutivas unificadas	-

$\boldsymbol{\beta 1}$	Constante do material obtida experimentalmente	-
$\boldsymbol{\beta 2}$	Constante do sistema de equações constitutivas unificadas	-
$\boldsymbol{\varepsilon}$	Deformação	-
$\boldsymbol{\varepsilon_e}$	Deformação efetiva	-
$\boldsymbol{\varepsilon_T}$	Deformação total	-
$\boldsymbol{\varepsilon_p}$	Deformação plástica	-
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação	s^{-1}
$\dot{\varepsilon}_e$	Taxa de deformação efetiva	s^{-1}
$d\bar{\varepsilon}$	Derivada da deformação efetiva	-
$\boldsymbol{\varphi}$ **e** $\boldsymbol{\theta}$	Notação referente ao ângulo do domo	-
$\boldsymbol{\mu}$	Coeficiente de atrito	-
ρ	Raio de curvatura do domo	mm
$\boldsymbol{\rho_1}$	Densidade	Mg/m^3
$\boldsymbol{\sigma}$	Tensão aplicada	*MPa*
$\boldsymbol{\sigma_e}$	Tensão efetiva	*MPa*
$\boldsymbol{\sigma_0}$	Tensão limite em pequenas taxas de deformação	*MPa*
$\boldsymbol{\sigma_S}$	Tensão de escoamento em grandes taxas de deformação	*MPa*
$\boldsymbol{\psi}$	Parâmetro de crescimento de vazios (função de m)	-

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....21

1.1 OBJETIVOS DA PESQUISA.....22

1.1.1 Objetivo geral.....22

1.1.2 Objetivos específicos.....22

1.2 JUSTIFICATIVAS E CONTRIBUIÇÕES.....22

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO.....26

2. REVISÃO DA LITERATURA.....27

2.1 O FENÔMENO DA SUPERPLASTICIDADE.....27

2.1.1 Tipos de superplasticidade.....28

2.2 SUPERPLASTICIDADE.....32

2.2.1 Deslizamento dos contornos de grão (Grain Boundary Sliding - GBS).....32

2.2.2 Equações constitutivas.....33

2.2.3 Sensibilidade à taxa de deformação e coeficiente de resistência.....38

2.2.4 Característica dos grãos.....41

2.3 MATERIAIS PARA SUPERPLASTICIDADE.....42

2.3.1 Características da superplasticidade.....44

2.3.2 Ligas de alumínio.....46

2.4 OXIDAÇÃO.....47

2.5 CAVITAÇÃO.....47

2.6 O PROCESSO SUPERPLÁSTICO.....50

2.7 FERRAMENTAL – PROPRIEDADES DA MATRIZ E CONSTRUÇÃO.....53

2.7.1 Ensaio de expansão fluidoestática (*bulge forming*).....56

2.7.2 Teoria da membrana.....58

2.7.3 Curvas de pressão e comportamento do material.....61

2.8 CUSTO DO PROCESSO.....62

3. MATERIAL E METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....64

3.1 MATERIAL.....64

3.1.2 Liga de chumbo-estanho (Sn-40Pb).....64

3.2 GEOMETRIA DA FERRAMENTA E CORPO DE PROVA.....67

3.2.1 Matriz com três cavidades.....67

3.2.2 Vedação.....68

3.3 RECURSOS PARA O ENSAIO.....68

3.3.1 Forno.....64

3.3.2 Resistência coleira.....67

3.3.3 Coleta de informações.....67

3.4 MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....67

3.4.1 Etapa inicial do ensaio.....76

3.4.2 Escolha dos parâmetros de simulação por elementos finitos.....77

3.4.3 Estudo da pressão.....80

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....85

4.1 ENSAIOS INICIAIS, VALIDAÇÃO DO EQUIPAMENTO E MATERIAL.....85

4.1.1 Metalografia do material.....87

4.2 ENSAIO DE EXPANSÃO FLUIDOSTÁTICA PARA AS LIGAS DE ESTUDO.....89

4.2.1 Testes com alumínio AA5083 e Pb-60Sn.....89

4.3 AJUSTE DE EQUAÇÕES COMPORTAMENTAIS.....100

4.4 ANÁLISE NUMÉRICA POR ELEMENTOS FINITOS.....104

4.4.1 Comparações dos dados obtidos pelo MEF.....105

4.5 ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS DA ESPESSURA.....109

5. CONCLUSÕES.....111

6. SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS.....112

7. BIBLIOGRAFIA.....113

APÊNDICE.....123

1. INTRODUÇÃO

A busca por meios de transporte mais leves e materiais mais resistentes tem motivado grupos de pesquisa no mundo todo para a obtenção de novos métodos e meios de produção, gerando assim economia de energia e matéria-prima, redução de custos e menos danos ao meio ambiente. Áreas de aplicação como a indústria aeronáutica, aeroespacial e automobilística têm concentrado seus esforços no desenvolvimento de novos materiais e tecnologias na fabricação de peças. Estas mudanças promoveram a evolução e o surgimento de diferentes processos, resultando em um controle maior na fabricação e evolução das técnicas necessárias para a obtenção do produto.

Neste contexto é possível destacar a conformação superplástica (CSP), a técnica consiste em um processo avançado para a deformação de chapas, onde o principal objetivo é obter formas complexas, e assim reduzir o número de componentes de um projeto (GIULIANO; FRANCHITTI, 2007; DESHMUKH, 2009). A CSP é feita através do controle de variáveis como temperatura e taxa de deformação, o método mais utilizado é o de sopro para a conformação do material.

A evolução dos materiais também é outro ponto fundamental. O alumínio que será estudado neste trabalho é muito pesquisado devido as suas propriedades termomecânicas e boa superplasticidade (SLACEK et al., 2009) principalmente pela indústria aeronáutica (VULCAN, 2006).

Ainda que existam muitos trabalhos relacionados a superplasticidade em alumínio, são muitos os problemas enfrentados para a correta conformação do material. A necessidade de obtenção de uma taxa de deformação ótima e coleta dos parâmetros corretos referentes as equações que descrevem o comportamento do material são uma grande barreira para a previsão do fenômeno superplástico. Uma das limitações esta na técnica adequada de ensaio destas variáveis e metodologia de aproximação dos valores (SAGRADI, 1996).

Todos estes fatores ocasionam a necessidade de simulação do processo para a construção de matrizes e ferramentas mais eficientes, e também a obtenção da curva de pressão para o sistema, o que será discutido mais adiante.

1.1 OBJETIVOS DA PESQUISA

1.1.1 - OBJETIVO GERAL

Analisar e obter os parâmetros da equação de Norton-Hoff na temperatura, microestrutura e todas as condições mínimas necessárias para o fenômeno da superplasticidade. Estudar e selecionar um método adequado experimental para a correta coleta das informações. Comparar os resultados através da avaliação por simulação computacional (método dos elementos finitos).

1.1.2 Objetivos específicos

- Desenvolver uma ferramenta com múltiplos domos de diferentes diâmetros a fim de verificar a capacidade de conformação do material.
- Ensaiar através de experimentos do tipo expansão livre as ligas AA5083 e 40Pb-60Sn em três diferentes pressões constantes com o objetivo de obter a sensibilidade à taxa de deformação (m) e a constante K da equação de Norton-Hoff.
- Comparar os resultados através do método dos elementos finitos referentes a altura do domo e espessura da seção em função do tempo.

1.2 JUSTIFICATIVAS E CONTRIBUIÇÕES

A competitividade é uma palavra fundamental para todas as empresas, a necessidade da redução de custos e processos mais eficientes são fatores buscados continuamente. Neste cenário a superplasticidade é um dos recursos de

fabricação que tem potencial para preencher estas expectativas, no entanto a aplicação desta técnica requer conhecimento específico em relação aos tradicionais métodos de conformação. Um tema ainda distante de esgotar as possibilidades de estudo e presente na publicação de artigos ao longo de meados do século passado até os dias atuais, produto do grande interesse frente às vantagens que podem ser oferecidas pelo processo.

A CSP hoje já possui aplicação comercial, em maior escala nos ramos aeronáutico e aeroespacial e em menor porcentagem em outras áreas conforme a figura 1.1:

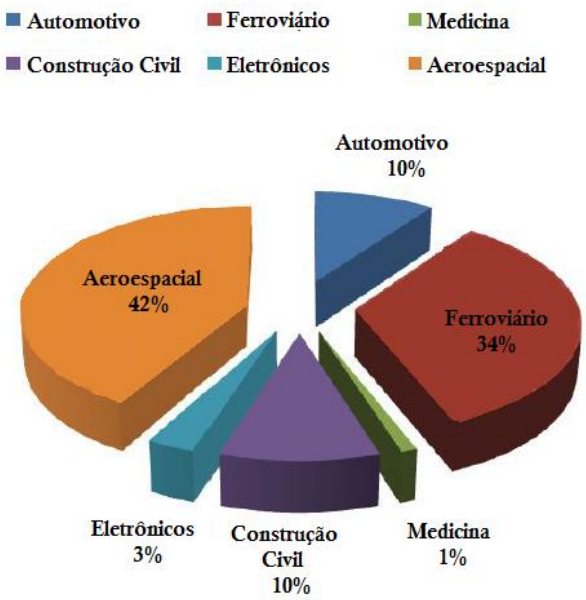


Figura 1.1 – Aplicação do processo superplástico para ligas de alumínio. (adaptado de VULCAN, 2006)

Nos últimos anos o número de pesquisas tem crescido de forma considerável (figura 1.2), isto é justificado devido ao avanço dos materiais e técnicas de processamento, permitindo a viabilidade da utilização da CSP em diferentes tipos de aplicações.

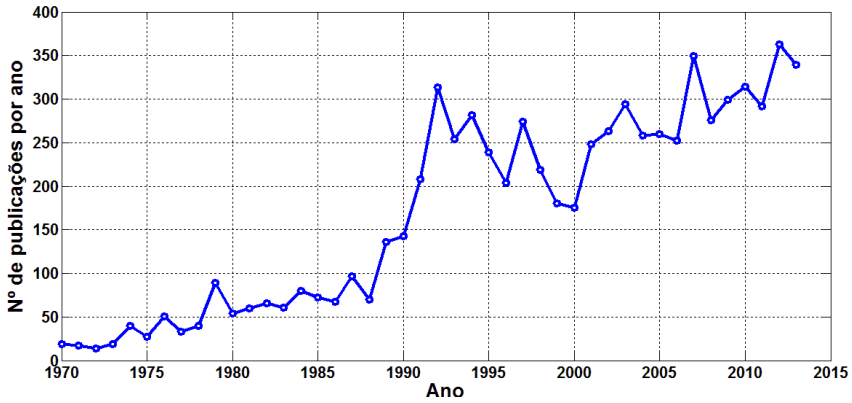


Figura 1.2 - Evolução no número de publicações em CSP nos últimos 40 anos (SCIENCE DIRECT, 2015; GOOGLE ACADÊMICO, 2015).

Peças de diversas áreas de aplicação como aeroespacial, podem ser fabricadas com a tecnologia CSP, conforme é possível verificar na figura 1.3.

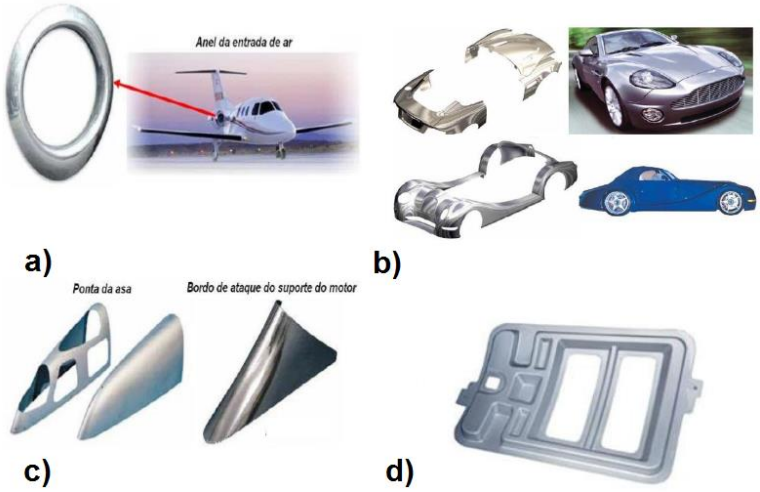


Figura 1.3 – Peças fabricadas com CSP: a) Anel de entrada de ar do Eclipse 500 Jet da empresa Eclipse Aerospace, b) Componentes Automotivos da Aston Martin, c) Peças aeronáuticas produzidas para a Boeing e d) Porta do bagageiro do Learjet 45 (ALUMATTER, 2014).

Entre as ligas utilizadas para a CSP merece destaque o alumínio AA5083, com aplicações principalmente nas indústrias naval, automotiva e aeroespacial, suas propriedades como boa resistência mecânica e a corrosão causada pela água do mar, faz desta uma opção muito utilizada na fabricação de barcos e navios.

Entretanto o tema proposto possui ainda crescente necessidade de pesquisa e desenvolvimento, ainda que exista considerável número de publicações para as ligas de menor resistência como o alumínio, há a necessidade do desenvolvimento de novos métodos de coleta de dados, previsão do tempo e resultados de processo, controle de espessura e também a redução de custos através da evolução de características microestruturais. A obtenção de bons resultados em grande parte das equações necessita de calibração cuidadosa e uma metodologia eficiente na coleta dos dados. Observando esta máxima é interessante a aplicação ou desenvolvimento de um método simples e econômico que forneça estas informações.

Para o correto controle e previsão do processo é importante a seleção de uma ou mais equações confiáveis no qual seja possível prever de forma satisfatória o comportamento mecânico do material. Entre as variáveis necessárias merece destaque a sensibilidade a taxa de deformação (m), que é um forte indicador do nível de plasticidade para o processo CSP. Uma das equações mais conhecidas e com informações para vários materiais está a equação de Norton-Hoff, esta engloba o parâmetro m e também um multiplicador K. É um modelo muito empregado devido a sua simplicidade e resultados coerentes.

Através da aplicação de uma matriz de expansão livre do tipo multidomo, é possível comparar o comportamento do material em diferentes raios de deformação simultaneamente nas mesmas condições de processo, fornecendo uma quantidade maior de informações em relação à matriz de domo único. A necessidade em antecipar as condições e resultados do processo justifica a utilização do método de elementos finitos (MEF) para simulação, o mesmo possibilita a prevenção de erros de fabricação, modelar geometrias complexas, gerar melhorias no processo e minimizar o tempo de execução da peça comparando diferentes estratégias de fabricação. O controle da pressão é outro fator fundamental para obtenção de uma peça por CSP e a análise por MEF permite a obtenção da curva de pressão em função do tempo.

Assim este trabalho visa contribuir com a fabricação de peças através do método superplástico em ligas de alumínio e Pb-Sn, coletar e comparar informações para domínio da tecnologia nas condições propostas e por fim fornecer informações para a previsão adequada do processo.

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

O trabalho está estruturado em sete capítulos. No primeiro é feita uma explanação geral sobre as motivações e objetivos para a realização desta pesquisa.

O segundo capítulo reúne o embasamento teórico obtido de pesquisas realizadas e publicadas, esta fundamentação é importante para interpretação dos resultados.

Na terceira parte são apresentados os equipamentos, materiais e todos os outros recursos que foram utilizados na pesquisa, bem como os métodos e procedimentos experimentais aplicados. A quarta parte contempla os resultados obtidos através de simulações computacionais, permitindo algumas observações preliminares.

O quinto capítulo concebe conclusões sobre esta pesquisa, o sexto informa as possibilidades para trabalhos futuros e o sétimo indica a bibliografia utilizada na dissertação. No final estão disponíveis os anexos com desenhos, programas e outras informações.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 O FENÔMENO DA SUPERPLASTICIDADE

A conformação superplástica, pode ser compreendida como uma técnica avançada para a conformação de peças com elevado nível de complexidade geométrica e boa estabilidade dimensional. Acredita-se que as primeiras aplicações aconteceram em tempos antigos, provavelmente na Turquia (2500 A.C) antes da era do bronze (NIEH et al., 1997) já existem registros do que poderia ser o primeiro contato do ser humano com esta tecnologia. Em tempos mais recentes, em 1912, Bengough apud Nieh et al. (1997) publicou um artigo contendo as primeiras informações sobre superplasticidade em ligas metálicas. Após esta data muitos pesquisadores observaram este fenômeno como Jerkins (1928) apud Giuliano (2011), Pearson (1934) apud Giuliano (2011) (figura 2.1) e Sauerwald (1935) apud Nieh et al.(1997), foi então que em 1962 Underwood, apud Nieh et al. (1997) em um trabalho de revisão na União Soviética publicou um artigo no estudo da liga Al-Zn, conhecido até hoje como uma obra clássica, seguido por Backofen (1968) apud Giuliano (2011) do Instituto de Tecnologia de Massachusettes que deu importantes contribuições com inúmeras pesquisas.

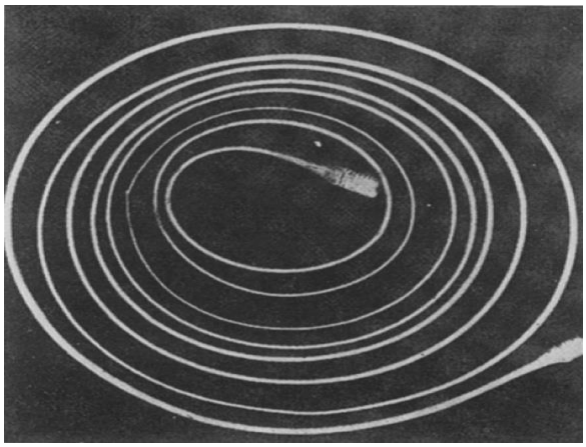


Figura 2.1 – Fotografia de Pearson (1934) no ensaio de uma liga Bi-Sn com 1950 % de alongamento.

Ainda que a superplasticidade tenha como definição básica o alongamento, o que pode levar a ideia de que acontece apenas em condições trativas, este processo tem um significado bem mais amplo, conforme citado por Johnson (1970) e pode ser compreendido como o fenômeno no qual alguns materiais apresentam uma ductilidade acima do convencional quando sofrem uma dada solicitação. Esta ductilidade acontece normalmente em baixas taxas de deformação, grãos refinados e elevada temperatura, a chamada "janela superplástica", esta é formada por um conjunto de características e parâmetros controlados que possibilitam o fenômeno da CSP. A característica mais evidente do ponto de vista macroscópico é a resistência prolongada a estricção severa do material.

Entre os principais materiais metálicos que podem apresentar o comportamento superplástico é possível citar ligas de: Al, Bi, Cd, Cr, Co, Pb, Mg, Ni, Ag, Sn, Ti, W, Zn, Zr e Fe (SAGRADI, 1996). Atualmente as ligas de Ti, Ni e Al são as mais estudadas e exploradas comercialmente.

2.1.1 TIPOS DE SUPERPLASTICIDADE

O processo de conformação superplástica possui métodos diferentes para sua realização, Sagradi (1996) propõe os seguintes tipos:

- **Superplasticidade estrutural (Fine structure superplasticity – FSS**) – atualmente é o método mais comum para a CSP, consiste na utilização de peças com grãos finos, pequenas taxas de deformação e temperatura acima da metade do ponto de fusão absoluto.
- **Superplasticidade por transformação de fase** – referente a superplasticidade através da transição de uma fase alotrópica em um material submetido a ciclos de temperatura, uma reativa pressão ocorre através desta mudança provocando deformação plástica.
- **Superplasticidade por ciclagem térmica** – o material é submetido a ciclos de temperatura sob um pequeno carregamento, é comum a materiais que possuem

alto grau de anisotropia nos coeficientes de expansão térmica como o zinco e o urânio.

Entre estes três mecanismos a diferença principal é concentrada entre o modelo estrutural e os dois modelos térmicos. Na ciclagem térmica assim como na transformação de fase a deformação plástica ocorre para acomodar a variação de volume referente a dilatação diferenciada nas diferentes direções cristalográficas e/ou a transformação de fase onde tensões internas são geradas no material, já na CSP estrutural o principal mecanismo que governa o fenômeno é o escorregamento dos grãos (SAGRADI, 1996).

Para que a superplasticidade ocorra é necessário temperaturas superiores a metade do ponto de fusão (0,5.$T_{fusão}$), característica similar a do processo de fluência. Temperaturas ótimas de conformação para a CSP em titânio, por exemplo, estão abaixo 927°C, com tamanho de grão de até 10 μm, já para o alumínio a temperatura de processamento está abaixo de 550°C, com grãos iguais ou menores que 15 μm. Entretanto é importante reforçar que estes números são apenas os valores mais publicados na literatura e que pesquisas estão reduzindo esta temperatura de trabalho para valores menores através de grãos mais refinados. Algumas empresas do ramo aeronáutico como a Boeing, por exemplo, utilizam chapa do tipo UFG Ti-6Al-4V com tamanho de grão de aproximadamente 1μm, o que permite o trabalho com temperatura de 775°C e aumento significativo na velocidade do processo com taxas de até $\dot{\varepsilon} = 1\,x\,10^{-3}\,s^{-1}$ (LIN et al., 2012 e COMLEY, 2004). Estas características demonstram uma tecnologia em fase de evolução que ainda deve ser bastante explorada.

Existem algumas diferenças entre a deformação plástica clássica e a superplasticidade que caracterizam o fenômeno e permitem um melhor entendimento de seu comportamento e suas equações. A tabela 2.1 destaca estas diferenças:

Tabela 2.1 – Diferenças entre superplasticidade e deformação plástica. (GUANABARA JUNIOR, 2009 apud SOLOSANDO, 2010).

Deformação Superplástica	**Deformação Plástica Clássica**
Apresenta alta sensibilidade à taxa de deformação e comportamento inelástico.	Não apresenta dependência significativa da taxa de deformação e comportamento inelástico.
O efeito do encruamento é secundário.	O efeito do encruamento é predominante.
Diminuição da anisotropia (textura) do material ao ser conformado. O material apresenta orientação randômica após a deformação.	Aumento da anisotropia ao ser conformado (orientação preferencial do material na direção da deformação plástica).
A falha ocorre devido à nucleação e crescimento de microcavidades que surgem com a rotação e translação dos grãos, gerando instabilidade elástica.	A falha ocorre devido à nucleação e crescimento de microcavidades, presença de porosidade, impurezas e/ou presença de partículas de 2ª fase com resistência maior que a matriz do material, gerando instabilidade plástica.

Muitas são as equações desenvolvidas ao longo dos anos para representar os diversos fenômenos acerca da superplasticidade, conforme mencionado, devido a similaridade com o processo de fluência, muitos modelos desta área de aplicação são utilizados para este propósito.

O fenômeno da fluência está intrinsecamente ligado a superplasticidade, a mudança entre as variáveis de deformação permite a transição entre os processos. No gráfico da figura 2,2 é possível verificar esta afirmação:

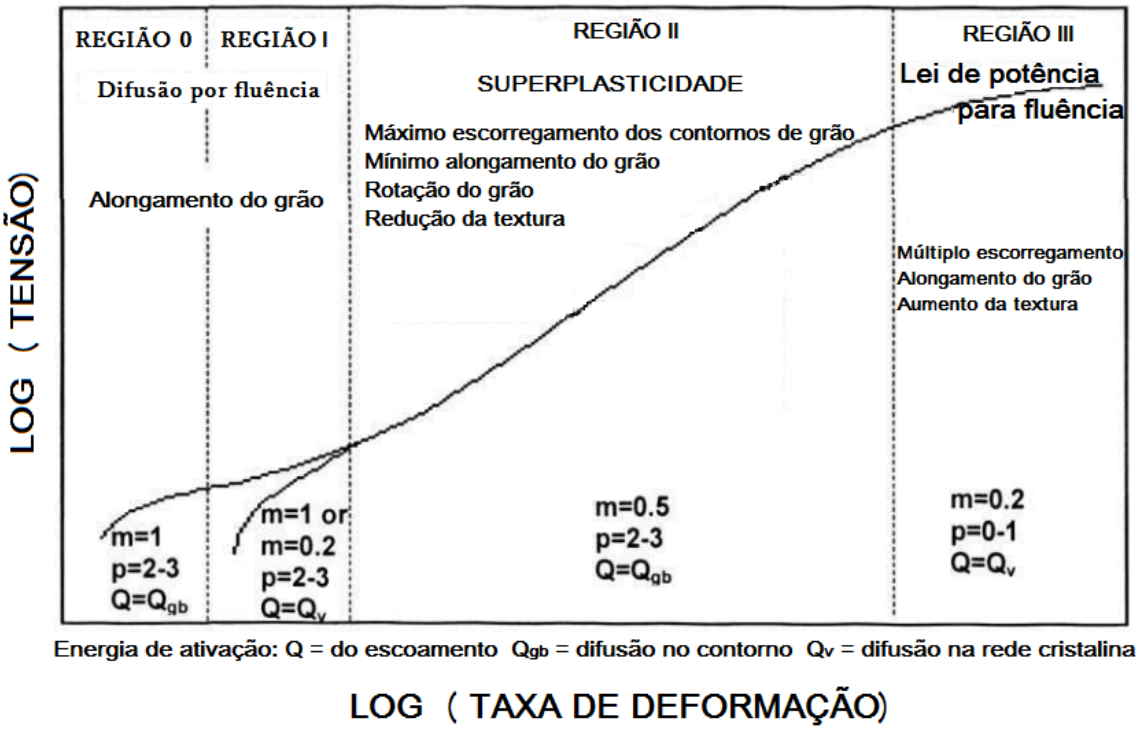


Figura 2.2 – Gráfico $\log \sigma$ x $\log \dot{\varepsilon}$ demonstra a janela de superplasticidade (XUEJUN, 2006).

No fenômeno superplástico inicialmente são válidos os mesmos mecanismos da fluência para os metais, incluindo movimento de discordâncias, recuperação dinâmica e recristalização. Entretanto o principal mecanismo que governa a superplasticidade é o deslizamento dos contornos de grão (grain boundary sliding – GBS), esta é a diferença fundamental para a plasticidade clássica conforme citado.

Para a CSP a rotação dos grãos em relação aos grãos vizinhos é comum a este tipo de processo, outros fenômenos também ocorrem como o movimento relativo dos contornos dos grãos e mudança de mecanismos na vizinhança dos cristais. Entretanto ainda que o mecanismo principal seja GBS para a CSP, outros podem ocorrer conjuntamente como difusão, escalagem e empilhamento de discordâncias.

2.2 SUPERPLASTICIDADE

2.2.1 Deslizamento dos contornos de grão (Grain Boundary Sliding)

Em metais policristalinos submetidos a altas temperaturas os grãos do material são habilitados a produzir movimento relativo com os grãos vizinhos, este fenômeno conhecido como GBS ocorre através do cisalhamento na direção dos contornos de grão (DIETER, 1988). Segundo Xuejun (2006) a acomodação dos contornos por cisalhamento é o que possui melhor aproximação com os dados experimentais em comparação ao escoamento por difusão e escorregamento do contorno por difusão. É controlado por um processo de acomodação no qual a superfície de deslizamento desvia do plano perfeito, é promovido pelo aumento da temperatura ou decréscimo da taxa de deformação. A movimentação relativa é uma combinação de deslizamento e difusão em função do nível de tensão aplicada (MEYERS; CHAWLA, 2009) (Figura 2.3).

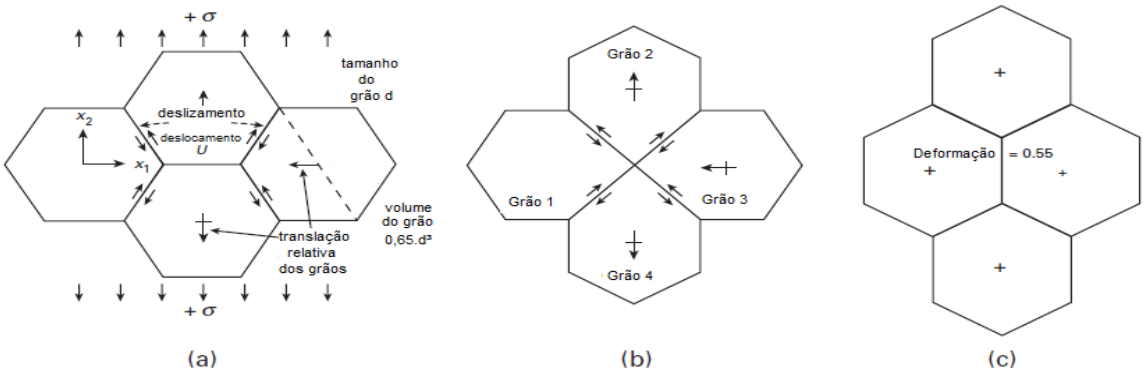


Figura 2.3 – Deslizamento dos contornos de grão com auxílio da difusão pelo modelo de Ashby–Verrall's e deformação de 0,55 (MEYERS; CHAWLA, 2006).

Os contornos de grão devem ser de alto ângulo para promover o GBS, em superplasticidade os grãos assumem a forma equiaxial após grandes deformações, comprovando a migração dos contornos. Uma grande parte dos materiais superplásticos apresenta energia de ativação para o escoamento igual a energia de

ativação para difusão no contorno de grão (D_{gb}), entretanto em alguns materiais esta energia de ativação é igual a de auto difusão na rede cristalina (D_v), conforme demonstrado nas equações 1 e 2 a seguir (DIETER, 1988):

$$\dot{\varepsilon} = 10^8 . \left(\frac{\sigma}{E}\right)^2 . \frac{b.D_{gb}}{L^3}$$ para difusão no contorno dos grãos (1)

$$\dot{\varepsilon} = 2.10^9 . \left(\frac{\sigma}{E}\right)^2 . \frac{D_v}{L^2}$$ auto difusão pela rede (2)

Com a deformação, o aumento na concentração de tensões desenvolvem pontos triplos e também outras obstruções no contorno dos grãos, a capacidade de migração durante o deslizamento dos contornos de grão diminui estas concentrações, permitindo maiores deformações.

2.2.2 Equações constitutivas

Muitas equações foram desenvolvidas ou adaptadas com a finalidade de representar o fenômeno superplástico, algumas abrangem as diversas variáveis do processo como tensão de escoamento, taxa de deformação, tamanho do grão e energia de ativação, outras simplificam alguns parâmetros que podem ser mais ou menos significativos resultando em algumas limitações quanto à aplicação. O balanço entre a equação a ser utilizada depende da consideração de diversos fatores, alguns podem ser citados como:

- capacidade em representar o fenômeno.
- limitações do modelo.
- nível de dificuldade e custo para solução do modelo, principalmente para a obtenção de constantes (se houver).
- facilidade para implantação computacional se necessário.
- aceitação do modelo pelos profissionais da área de interesse.

A escolha do modelo matemático mais adequado pode ser feito através da observação das necessidades do processo no qual será feita a representação. Este é um dos fatores importantes principalmente para o projeto de uma ferramenta ou produto, mesmo com o advento de novas tecnologias como a simulação por métodos computacionais o tempo de obtenção de resultados pode ser acrescido significativamente, impactando no custo final de análise. O melhor modelo no geral para uma dada aplicação é aquele que é constituído pela estrutura mais simples, maior facilidade experimental para calibração considerando o menor custo e que atenda as tolerâncias mínimas exigidas pelo processo e produto.

Para a CSP a equação mais conhecida para a representação do fenômeno viscoplástico é a de Norton-Hoff (VULCAN, 2006; MARINHO, 2012), para este modelo o comportamento elástico é desprezado (eq.3):

$$\sigma_e = k.\varepsilon^n.\dot{\varepsilon}^m \tag{3}$$

É possível verificar que $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, d)$, assim existe a dependência do tamanho do grão, assim temos a equação completa (CHANDRA, 2002):

$$\sigma_e = k.\varepsilon^n.\dot{\varepsilon}^m.d^{p_g} \tag{4}$$

O termo das variáveis referentes a tensão pode ser exibido também em quantidades logarítmicas $\ln\sigma = f(\ln\varepsilon, \ln\dot{\varepsilon}, \ln d)$, e obtido através das relações (eq. 5) (CHANDRA, 2002; AOURA et al.,2004):

$$m = \left(\frac{\partial \ln\sigma}{\partial \ln\dot{\varepsilon}}\right)_{\varepsilon=cte}, n = \left(\frac{\partial \ln\sigma}{\partial \ln\varepsilon}\right)_{\dot{\varepsilon}=cte}, p_g = \frac{\partial \ln\sigma}{\partial \ln d} \tag{5}$$

Entretanto é importante ressaltar que o termo referente a deformação não é significativo devido a baixa dependência da superplasticidade ao endurecimento por movimento de discordâncias, a parcela relativa ao crescimento do grão também pode ser desprezada muitas vezes em função do processo de recristalização dinâmica ou impedimento por surgimento de outras fases mais resistentes, com isso a equação pode ser reduzida conforme demonstrada na eq. (6):

$$\sigma_e = k.\dot{\varepsilon}^m \quad (6)$$

Esta é a forma mais usada para descrever o comportamento da superplasticidade de modo simplificado. No entanto, esta equação ainda que simples, possui problemas em relação a acurácia devido a forte dependência não linear da sensibilidade a taxa de deformação (m) com a taxa de deformação. Como alternativa a este problema Smirnov (1979) apud Aksenov et al. (2012) propôs um modelo elasto-visco-plástico para descrever o comportamento superplástico em uma grande faixa de taxas de deformação:

$$\sigma = \sigma_S \frac{\sigma_0 + k_V \, \varepsilon^{m_V}}{\sigma_S + k_V \, \varepsilon^{m_V}} \quad (7)$$

σ_0= tensão limite em pequenas taxas de deformação, σ_S = tensão de escoamento em grandes taxas de deformação, k_V e m_V são parâmetros do material viscoso não linear.

Muitas equações foram desenvolvidas com maior ênfase nos mecanismos superplásticos, Chandra (2002) e Nieh et al. (1997) citaram importantes modelos conforme a tabela 2.2:

Tabela 2.2 – Modelos superplásticos desenvolvidos ao longo dos anos (CHANDRA, 2002; NIEH et al., 1997).

Nome	Ano	Equação	Comentários
Ball-Hutchison	1969	$\dot{\varepsilon} = K_1\left(b/d\right)^2 D_{gb}(\sigma/E)^2$ (8)	GBS acomodado por escalagem de discordâncias
Langdon	1970	$\dot{\varepsilon} = K_2\left(b/d\right)^1 D_L(\sigma/E)^2$ (9)	Movimento de discordâncias adjacentes ao GBS
Gifkins	1976	$\dot{\varepsilon} = K_3\left(b/d\right)^2 D_L(\sigma/E)^2$ (10)	Empilhamento de pontos triplos
Gittus	1977	$\dot{\varepsilon} = K_4\left(b/d\right)^2 D_{IPB}(\sigma - \sigma_0/E)^2$ (11)	Empilhamento na interface dos contornos
Arieli and Mukherjee	1980	$\dot{\varepsilon} = K_5\left(b/d\right)^2 D_{gb}(\sigma/E)^2$ (12)	Escalagem de discordâncias individuais próximas ao GBS
Ruano e Sherby	1984	$\dot{\varepsilon} = 6{,}4\ x\ 10^9\left(b/d\right)^2 D_L \Big/ b^2(\sigma/E)^2$ (13)	Fenomenológico, $T = (0{,}4 - 0{,}6)T_m$
Wadsworth e White	1984	$\dot{\varepsilon} = 5{,}6\ x\ 10^8\left(b/d\right)^3 D_{gb} \Big/ b^2(\sigma/E)^2$ (14)	Fenomenológico, $T > 0{,}6\ T_m$
Kaibyshev et al.	1985	$\dot{\varepsilon} = K_6 \Big/ kT\left(b/d\right)^2 D_0 \exp(-Q/kT)\ (\frac{\sigma-\sigma_0}{E})^2$ (15)	Endurecimento e recuperação de discordâncias
Ashby-Verral	1973	$\dot{\varepsilon} = K_7\left(b/d\right)^2 D_{eff}(\sigma - \sigma_0/E)^1$ $D_{eff} = D_L(1 + 3{,}3\ w/d)(D_{gb}/D_L)$ (16)	Controle da taxa difusional de acomodação
Padmanabhan	1980	$\dot{\varepsilon} = K_8\left(b/d\right)^2 D(\sigma/E)^2$ (17)	Sem controle da taxa difusional de acomodação
Hayden et al.	1972	$\dot{\varepsilon} = K_9\left(b/d\right)^3 D_p(\sigma/E)^2$ (18)	$T < T_c$, GBS é controlado por escorregamento
Fukuyo et al.	1990	$\dot{\varepsilon} = K_{10}\left(b/d\right)^2 (D_{chem}/b^2)(\sigma/E)^2$ (19)	GBS acomodação ocorre por escalagem de discordâncias

Pode ser visto nas equações da tabela 2.2 que o expoente da relação $\left(\frac{\sigma}{G}\right)^{n=\frac{1}{m}=2}$ é muitas vezes 2, o GBS ocorre aproximadamente nesta condição, entretanto é importante ressaltar que n = 2 é igual a m = 0,5, desta forma utilizando este tipo de modelo é assumido que a superplasticidade acontece nesta sensibilidade a taxa de deformação. Na prática este valor pode variar para a CSP de 0,3 a 0,9, o que indica uma limitação neste tipo de modelo.

O comportamento plástico a alta temperatura para metais policristalinos também pode ser relacionado pela equação de Mukherjee, Bird e Dorn (1968) apud Kawasaki, Lee e Langdon (2009):

$$\dot{\varepsilon} = \frac{C_m\, D_0\, e^{-\frac{Q_c}{R\,T}}\, G\, b}{k_b\, T} \left(\frac{b}{d}\right)^q \left(\frac{\sigma}{G}\right)^{\frac{1}{m}} \tag{20}$$

Um modelo importante que pode ser citado é o do seno hiperbólico (ZHANG, 2004). Esta equação correlaciona tensão, temperatura e taxa de deformação em condições de trabalho a quente. É possível observar a similaridade com a lei de Garofalo para fluência:

$$\dot{\varepsilon} = EXP\left(\frac{-Q}{R.T}\right) \frac{\sinh(\alpha 1.\sigma)^{1/m}}{B1} \tag{21}$$

Outra equação necessária a destacar é a de formato sigmoidal (SNIPPE; MEINDERS, 2009), está tem um comportamento interessante por conseguir representar a curva sigmoide completamente, o que é uma característica recorrente na relação tensão versus taxa de deformação para a CSP.

$$ln\sigma_e = \frac{1}{a_s + b_s \exp\left(c_s \log \dot{\varepsilon}^p\right)} + d_s \tag{22}$$

Modelos mais complexos também podem ser usados como equações constitutivas unificadas (CHABOCHE; JUNG, 1997; DUNNE; MAKIN; HAYRURST, 1992; LIN et al., 1996 apud LIN et al., 1999), representando o comportamento viscoplástico do material:

$$\dot{\varepsilon}_p = \left(\frac{|\sigma - X| - R - k}{K}\right)^n d^{-u} \tag{23}$$

$$\dot{X} = C\dot{\varepsilon}_p - \gamma X\left|\dot{\varepsilon}_p\right| \tag{24}$$

$$\dot{R} = b(Q - R)\left|\dot{\varepsilon}_p\right| \tag{25}$$

$$\dot{d} = \left(\alpha 2 + \beta 2\left|\dot{\varepsilon}_p\right|\right) d^{-\gamma_0} \tag{26}$$

$$\sigma = E\left(\varepsilon_T - \varepsilon_p\right) \tag{27}$$

$K, k, n, u, C, \gamma, b, Q, \alpha, \beta, \gamma_0$ são constantes do material obtidas experimentalmente.

2.2.3 Sensibilidade à taxa de deformação e coeficiente de resistência

O índice de sensibilidade à taxa de deformação é um parâmetro importante para o processo de superplasticidade que indica o nível de plasticidade do material em uma determinada condição de trabalho e pode ser determinado experimentalmente.

A sensibilidade a taxa de deformação (m) tende a decrescer com o aumento da tensão de escoamento. Entre as principais variáveis que influenciam a sensibilidade a taxa de deformação está a temperatura e a microestrutura. Para os materiais metálicos com temperaturas próximas da ambiente os valores de m são normalmente menores que 0,1, em valores mais altos existe a tendência natural ao crescimento deste parâmetro, reforçando a dependência com a variável temperatura.

Normalmente baixas taxas de deformação representam um valor maior do expoente m em relação a taxas mais elevadas (NATEGH E JAFARI, 2007), uma maior sensibilidade é resultado de maior plasticidade do material. O expoente m é um dos principais fatores que caracteriza o processo superplástico com valores entre 0,3 e 1.

Segundo Sagradi (1996), existem sete métodos mais conhecidos para o calculo do expoente m obtido por dados experimentais, todos são baseados na relação $m = \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\varepsilon}$ com diferenças em relação à tensão e carregamento considerado. Os métodos descritos na tabela 2.3 a seguir foram desenvolvidos para ensaio de tração e obedecem ao seguinte critério (figura 2.4):

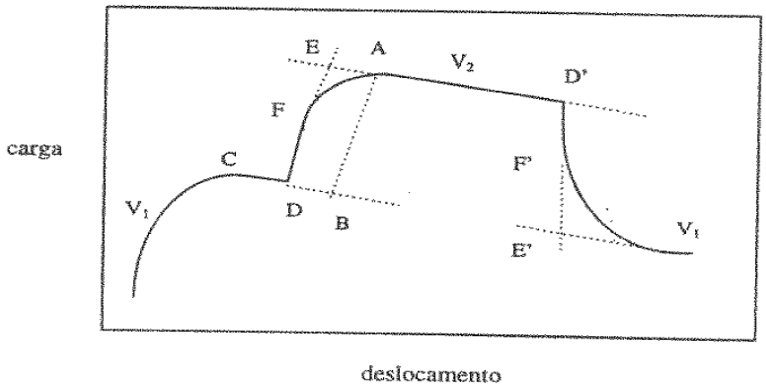


Figura 2.4 – Curva esquemática do ensaio de tração carga x deslocamento para obtenção do expoente m. (SAGRADI, 1996).

Na figura 2.4 A taxa de deformação é alterada de uma velocidade V1 para V2 no ponto D e reduzida novamente para V1 em D', na tabela 2.3 é exibido o método de obtenção do expoente m.

Tabela 2.3 – Métodos para obtenção do expoente m (adaptado de SAGRADI, 1996).

método	equação	Descrição
1	$m = \frac{\log(P_A/P_B)}{\log(V_2/V_1)}$	P_A ponto de máxima carga obtida para a velocidade V_2 ; P_B é o ponto resultante da extrapolação da curva levantada com a velocidade V_1 e ate a deformação plástica do ponto A
2	$m = \frac{\log(\sigma_A/\sigma_C)}{\log(\dot{\varepsilon}_A/\dot{\varepsilon}_C)}$	σ_A e σ_C ; $\dot{\varepsilon}_A$ e $\dot{\varepsilon}_C$ tensão verdadeira e taxa de deformação nos respectivos pontos, onde A e C são pontos de ponto de máxima carga com velocidade V_2 e V_1
3	$m = \frac{\log(P_E/P_D)}{\log(V_2/V_1)}$	P_D ponto no qual a velocidade de deslocamento é alterada ; P_E é o ponto resultante da extrapolação da curva levantada com a velocidade V_2 e ate a deformação plástica no ponto D
4	$m = \frac{\log(P_F/P_D)}{\log(V_2/V_1)}$	P_D ponto no qual a velocidade de deslocamento é alterada ; P_F é o limite da região linear obtida com velocidade V_2 após a mudança de velocidade para V_2.
5	$m = \frac{\log(\sigma_A/\sigma_D)}{\log(\dot{\varepsilon}_A/\dot{\varepsilon}_D)}$	σ_A e σ_C ; $\dot{\varepsilon}_A$ e $\dot{\varepsilon}_C$ tensão verdadeira e taxa de deformação nos respectivos pontos, onde A é o pontos de máxima carga com velocidade V_2 e C onde a velocidade muda o valor.
6	$m = \frac{\log(\sigma_{D'}/\sigma_D)}{\log(\dot{\varepsilon}_{D'}/\dot{\varepsilon}_D)}$	D e D' são os pontos onde a velocidade é alterada.
7	—	Um gráfico tensão verdadeira e taxa de deformação é construído através de pontos aleatórios obtidos na curva experimental, a inclinação da reta resultante é o expoente m.

Analisando os métodos (tabela 2.3) segundo Edington et al. (1976) apud Sagradi (1996), os números 1, 2, 3 e 5 apresentam vantagem através da mudança de velocidade, no qual existe a tendência de estabilização dos defeitos da microestrutura com as novas condições atingidas de nível de tensão e taxa de deformação. De forma individual o método 4 apresenta dificuldade na determinação do ponto F, os métodos 1 e 3 podem apresentar erros no processo de extrapolação dos resultados e o 2 ainda que não apresente esta deficiência, é necessário elevar o carregamento até o ponto máximo antes da mudança de velocidade.

Entre os mais utilizados na literatura está o método 7, onde a sensibilidade a taxa pode ser obtida através do gráfico da tensão em função da taxa de deformação como é possível verificar na figura 2.5 a seguir:

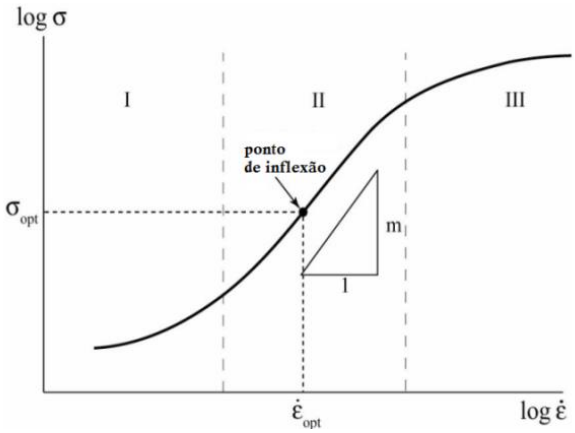


Figura 2.5 – Gráfico para obtenção do expoente m. (CORIJN; SNIPPE, 2008)

Ainda que as metodologias apresentadas tenham sua base em ensaios de tração é possível adaptar para ensaios do tipo biaxial como o de expansão hidrostática (bulge test), de uma forma geral a técnica de obtenção destes valores tem como base variáveis que podem ser conseguidas para ambos os processos.

O coeficiente de resistência k também é fortemente dependente da taxa de deformação (CHENG, 1996). Segundo Marinho (2012) pode ser calculado pela relação:

$$k = \frac{\sigma_{eq}}{\dot{\varepsilon}_{eq}{}^{m}} \tag{28}$$

Na figura 2.6 é possível verificar o comportamento de k em duas condições:

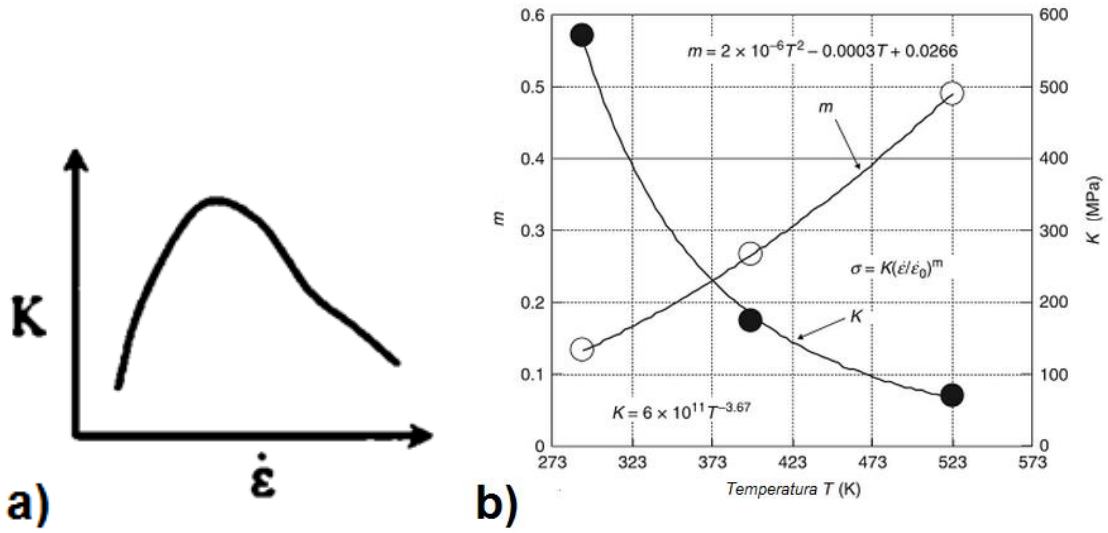


Figura 2.6 – a) Forma geral da curva k x $\dot{\varepsilon}$ (MORSY et al. 2002) e b) gráfico m e k em função da temperatura para a liga Zn-22%Al (GIULIANO, 2011).

2.2.4 Característica dos grãos

Em superplasticidade estrutural (a mais comum entre os metais e suas ligas) o mecanismo predominante é o de rotação e translação dos grãos. A alta difusidade na região do contorno de grão em temperatura homóloga elevada gera o escorregamento do mesmo.

É importante ressaltar que o tamanho de grão é proporcional a tensão de escoamento em superplasticidade, um dos motivos é que grãos menores tem mais contornos de grãos por volume, o que pode permitir o deslizamento e rotação com mais facilidade. Muitas equações até mesmo em superplasticidade consideram a tensão de escoamento inversamente proporcional a raiz do tamanho de grão (ou do próprio tamanho de grão por analogia podemos concluir), em outras palavras são baseadas na equação de Hall-Petch onde o fenômeno predominante é o de movimento de discordâncias e não rotação e translação de grãos.

Como citado anteriormente, o tamanho do grão é de extrema importância para o comportamento superplástico do material, com o aumento da temperatura (uma das condições essenciais para o fenômeno em muitos materiais) temos o crescimento dos grãos que implica negativamente na capacidade de deformação, entretanto em muitos casos a recristalização dinâmica acontece durante a superplasticidade, refinando os grãos e resultando em um processo concorrente entre os dois fenômenos. Ainda que o tamanho do grão seja importante, isso explica em partes a omissão de parcelas que considerem este comportamento em muitas equações direcionadas para o estudo da superplasticidade. Outro fator que deve ser considerado é que o tamanho de grão pode ser um fator limitante na aplicação em alguns materiais, a obtenção de uma microestrutura fina é determinante no sucesso de utilização deste recurso.

O tamanho de grão influencia também na taxa de deformação e na tensão de escoamento, conforme citado por Sherby e Wadsworth (1984) apud Xuejun (2006), a taxa de deformação é inversamente proporcional ao tamanho do grão em uma ordem de duas a três vezes.

$$\dot{\varepsilon} \propto d^{2\sim3.P} \tag{29}$$

Grãos mais finos permitem a redução na tensão de escoamento pelo favorecimento no processo de escorregamento dos grãos.

É possível verificar também que o fenômeno superplástico pode ser comparado a um processo de fluência com o tempo e temperatura bem controlados, esta similaridade comportamental indica o motivo pelo qual muitos modelos matemáticos utilizados para fluência são aplicados a este processo com pouco ou muitas vezes nenhuma adaptação. O comportamento matemático da deformação, tensão e mudança na temperatura são parecidos, permitindo aproximar o fenômeno com equações como seno-hiperbólico, Norton-Hoff e Mukherjee, Bird e Dorn.

2.3 MATERIAIS PARA SUPERPLASTICIDADE

Alguns tipos de metais como o alumínio e o titânio são muito usados na indústria aeroespacial conforme citado. O alumínio possui densidade mais baixa do que o titânio, entretanto perde resistência mais rapidamente com o aumento da temperatura. Isso demonstra uma limitação em um comparativo entre ambas as ligas e leva a aplicação específica de cada uma.

2.3.1 Características da superplasticidade

Devido ao crescimento em grãos finos, para que a superplasticidade ocorra, é necessária a presença de uma segunda fase, apenas uma fase dificulta a superplasticidade em grãos muito finos, neste caso em temperaturas mais elevadas o crescimento do grão é mais rápido do que escorregamento do contorno, o que justifica a necessidade da presença de um segundo composto. O crescimento do grão pode ser inibido em função do volume de segunda fase presente. O que pode ser a presença de grãos finos e distribuídos de forma uniforme, precipitados e outros tipos de componentes.

A relação de equilíbrio das fases muda durante a deformação, estudos mostram que as fases se aproximam mais rapidamente do equilíbrio em exposição térmica. Em um exemplo citado por (GOSH; HAMILTOM, 1980), deformando Ti6Al4V com taxa de $2{,}6\ x\ 10^{-3}\ s^{-1}$ a fase de equilíbrio é alcançada após 3 minutos, em condições estáticas este valor sobe para 30 minutos.

A estrutura do titânio Ti6Al4V, por exemplo, é constituída por uma fase α de baixa temperatura de fusão com uma estrutura cristalina do tipo hexagonal compacta (HCP) e uma fase β de maior ponto de fusão do tipo cúbica de corpo centrado (CCC). Um fator importante é a diferença de resistência entre as fases α e β, a redução do seu valor permite a diminuição de concentrações de tensão no material. É também importante mencionar que a presença da segunda fase β afeta o

comportamento do material para diversas ligas de titânio conforme é possível visualizar na figura 2.7.

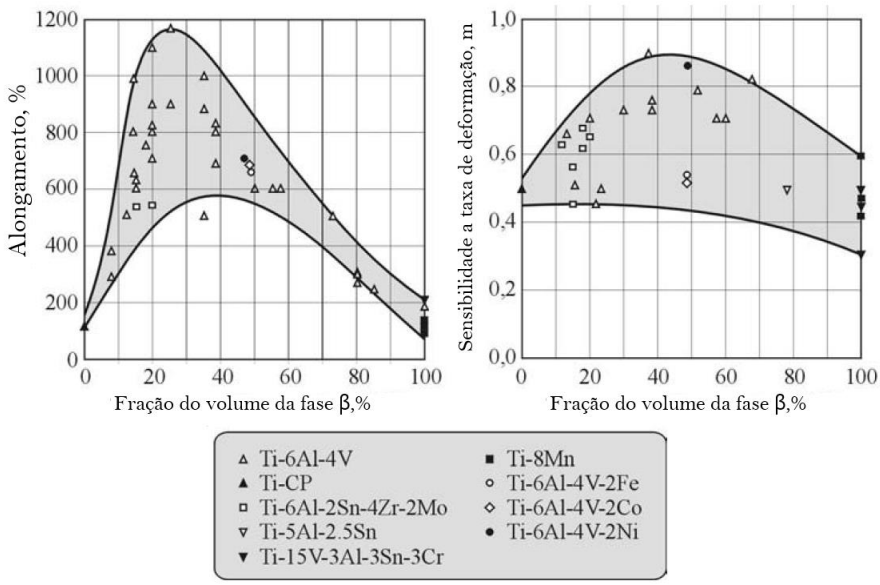


Figura 2.7 – Relação do alongamento e taxa de deformação com a presença da fase β (adaptado de SIENIAWSKI; MOTYKA, 2007).

A diferença de resistência entre as fases também acontece para as ligas de alumínio e Pb-Sn, sendo esta uma das exigências para a conformação superplástica. Um ponto importante a citar é que a inibição do crescimento pelo alumínio acontece devido ao crescimento de precipitados em grande parte das vezes.

2.3.2 Ligas de alumínio

As ligas de alumínio no geral têm características interessantes para aplicação industrial, principalmente pela baixa densidade e boa resistência a corrosão, uma propriedade bastante exigida para os ramos aeroespacial e naval.

Segundo Giuliano et al. (2011), a primeira liga de alumínio efetivamente aplicável industrialmente foi criada em uma união entre as organizações Tube

Investments Group, Tube Investments Reserch Laboratories (TIRL) e British Aluminium Reserch Division (BARD). A parceria resultou no equilíbrio aceitável da quantidade de cobre de uma liga eutética Al-Cu33% para 6% e também na importante adição de zircônio para o refinamento da estrutura cristalina e controle da recristalização. Esta pesquisa resultou na criação da liga de alumínio 2004 customizada para superplasticidade e conhecida como Supral, esta foi patenteada em 1969.

Com o tempo o interesse das empresas em obter ligas mais resistentes que o AA2004, resultou na criação das versões superplásticas para o AA7075 e AA7475 até o final da década de 70. Outro bom desenvolvimento que permanece em pesquisa até hoje é referente às ligas de alumínio e lítio, com uma das primeiras versões o AA8090 criado em 1982. Do ponto de vista histórico as ligas com Al-Mg foi o material subsequente de destaque, uma de suas variantes AA5083, com a primeira versão superplástica nomeada como Formal 545. Nos anos seguintes outras ligas AA5083 de destaque também foram criadas, como Neopral da Mitsubishi Aluminium, SX01 as Sumitomo Indústria de Metais Leves e uma bastante conhecida nomeada como ALNOV1 da Sky Aluminium (GIULIANO, 2011). Uma das características mais desejadas deste tipo de liga é sua elevada resistência a corrosão. Na tabela 2.4 é exibida propriedades superplásticas para algumas ligas de alumínio (GIULIANO, 2011).

Tabela 2.4 – Propriedades superplásticas de algumas das principais ligas de alumínio (GIULIANO, 2011).

Liga	Temperatura (°C)	Taxa de deformação (s^{-1})	Alongamento (%)	m
AA2004	450	$1\ x\ 10^{-3}$	1200	0,6
AA7475	516	$2\ x\ 10^{-4}$	1000	0,85
Al-7%Cu	580	$2\ x\ 10^{-2}$	850	0,78
Al-Cu-Zn	550	$2\ x\ 10^{-2}$	600	0,5
AA8090	450	$1\ x\ 10^{-3}$	1000	0,6
AA2195	490	$1\ x\ 10^{-3}$	630	0,6
AA5083	500	$1\ x\ 10^{-3}$	325	0,5

2.4 OXIDAÇÃO

A oxidação em ligas superplásticas é um problema que deve ser compreendido para uma melhor execução do processo. Devido à alta temperatura de fabricação, é comum o surgimento de uma camada oxidada sobre a superfície das peças. Para muitos materiais como o titânio este é um fator limitante que dificulta a sua aplicação em altas temperaturas. A presença de grandes níveis de oxigênio ocasiona aumento da microdureza e diminuição da ductilidade do material.

Linhas oxidadas são formadas sobre a superfície do material com composição Al_2O_3 e TiO_2. O nível de oxidação varia em função da temperatura e tempo de exposição. A cinética do fenômeno para alguns materiais pode ser representada pela seguinte equação básica (XUEJUN, 2006):

$$y^n = K_{n1}.t_r \tag{30}$$

A presença de uma camada oxidada resultará em aumento de resistência do material, ocasionando diminuição no tempo para fratura intergranular, ruptura por fluência e consequentemente por superplasticidade, conforme citado por Yogi et al. (2008). A durabilidade do material é bastante reduzida em meios corrosivos e atmosferas com gases quentes (REIS et al., 2004).

Diversos métodos são utilizados para proteger a peça do contato com a atmosfera, entre os mais conhecidos está a proteção por gás inerte como o argônio e hélio. Para ensaios biaxiais de conformação como expansão fluidostática (*bulge*), Nakazima, Erichsen, Swift, etc, normalmente o isolamento é feito utilizando forno com atmosfera controlada. No caso da superplasticidade para a fabricação de peças, o forno muitas vezes é incorporado junto com uma prensa hidráulica para fechamento da matriz. Outro método de proteger a peça do contato com o oxigênio é por meio da aplicação de películas lubrificantes, estas permitem uma alternativa mais barata para este tipo trabalho. Frary e Dunand (2001) protegeram a peça através de uma pasta composta por vidro borosilicato de especificação Deltaglaze 153 produzida pela empresa Acheson Colloids e distribuído pela Henkel. Este tipo de pasta é muito utilizada como lubrificante no forjamento a quente de peças de

titânio e outras ligas especiais na indústria aeroespacial e nuclear, e também para utilização em ligas de alumínio. Um método também utilizado é a deposição de cobertura por técnica plasma spray, no caso do Ti6AL4V o zircônio é um dos materiais indicados. Na figura 2.11 é possível ver um exemplo da influência da atmosfera no alongamento do corpo de prova para uma liga de titânio.

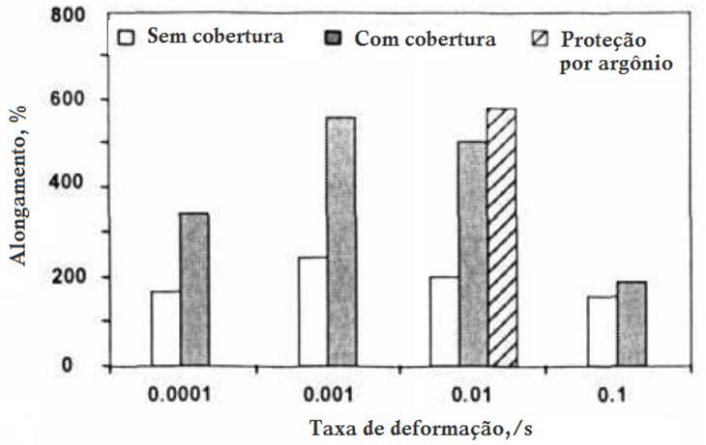


Figura 2.8 – Valor do alongamento até a falha em função da taxa de deformação para titânio a 900°C, (XUEJUN, 2006).

Entretanto é importante ressaltar que mesmo com proteção a peça não está livre completamente de oxidação e após o processo uma fina camada pode ficar depositada sobre a superfície, empresas fabricantes de aeronaves como a Boeing utilizam usinagem química para remover a camada oxidada (ZHANG, 2014).

Nas ligas de alumínio esta limitação também pode estar presente em menor escala, através da presença de uma fina camada sobre a superfície. Assim é comum a aplicação de argônio ou nitrogênio na fabricação de peças por CSP com este tipo de material.

2.5 CAVITAÇÃO

A cavitação consiste na formação de vazios no material durante o processo, a evolução deste fenômeno é produto da nucleação, crescimento e coalescimento de

cavidades, que acontece normalmente através da difusão de lacunas em pontos onde existe concentração de tensões (GONÇALVES, 2011). As cavidades tendem a nuclear sobre partículas de segunda fase e nos contornos de alta energia (CLEVELAND; GHOSH; BRADLEY, 2003).

Existem evidências que a resistência relativa entre a matriz e a segunda fase de grãos constitui um importante parâmetro no controle da cavitação em algumas ligas como o alumínio. O aumento da dureza na interface da matriz ou partícula de segunda fase atua como concentradores de tensão, onde a deformação heterogênea ocorre (NIEH et al., 1997).

A cavitação é um fator que não pode ser ignorado, uma vez que o fenômeno influencia na resistência da peça através da diminuição significativa da espessura em alguns pontos, este problema pode resultar no rompimento em deformações menores do que o esperado reduzindo a capacidade superplástica do material.

No entanto para ligas de alumínio este é um fenômeno recorrente e está presente em grande parte das ligas. Mesmo com a menor influência sobre a liga AA5083 nas temperaturas entre 525 e 550°C (VERMA; FRIEDMAN; GHOSH, 1996), é uma característica do processo que não deve ser desprezada. O crescimento de cavidades no material pode ser dado pela equação (STOWELL, 1983 apud DESHMUCK, 2003):

$$f_a = f_{ao}\, exp(\psi\varepsilon) \tag{31}$$

A solução para este problema é a aplicação de uma contra pressão para reduzir o efeito da cavitação, esta técnica diminui a formação de vazios na superfície livre como mostra a figura 2.9.

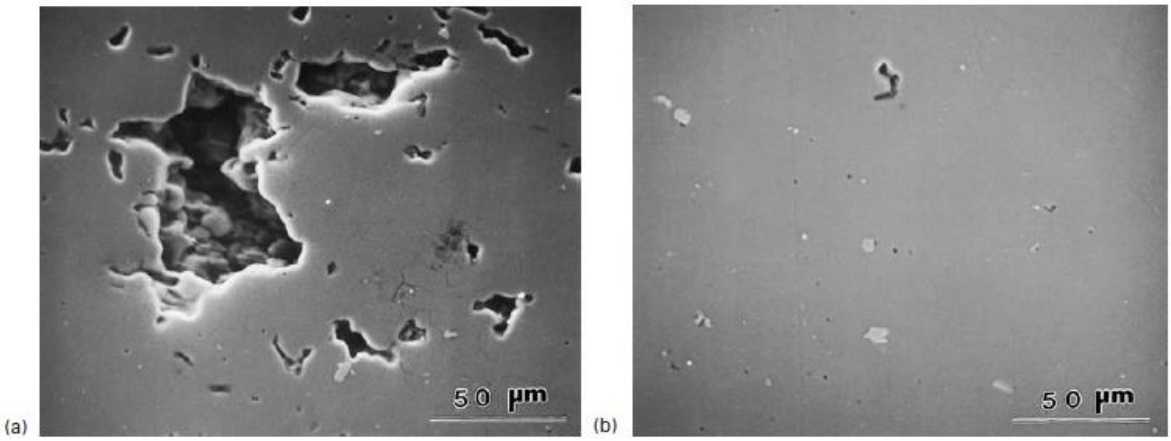


Figura 2.9 – Cavitação na liga de alumínio 7475-T6 ($\varepsilon = 3{,}5, T = 475°C, \dot{\varepsilon} = 5x10^{-4}\ s^{-1}$). a) pressão atmosférica, b) contra pressão hidrostática P = 4bar. (MEYERS; CHAWLA, 2009).

Uma pesquisa desenvolvida por Mukherjee e citada por Meyers e Chawla (2006) demonstrou o alongamento da liga Al7075 para um mesmo valor de carga/tempo em função da contra pressão, com os valores de 330% (atmosfera), 720%(1,4Mpa), 830% (2,8Mpa) e 1330% (sem falha a 5,6Mpa) figura 2.10.

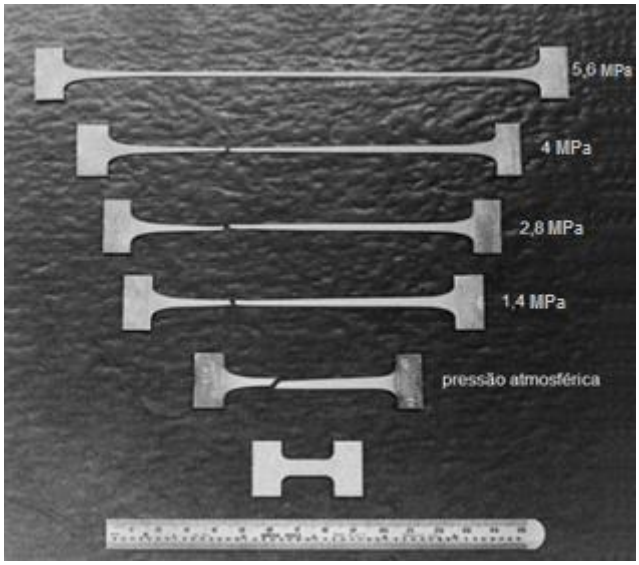


Figura 2.10 – Deformação até a falha da liga AA7075 para contra pressão imposta (0 a 5,6 MPa)(adaptado de MEYERS; CHAWLA, 2009).

2.6 O PROCESSO SUPERPLÁSTICO

O processo de obtenção de uma peça por CSP consiste na moldagem através de uma matriz com o perfil que será fabricado. O material a ser conformado (normalmente na forma de chapa) é fixado por meio de um prensa chapa ou labirinto de vedação (bed lock), gás é soprado empurrando a placa contra a superfície da ferramenta assumindo a sua forma (Figura 2.11).

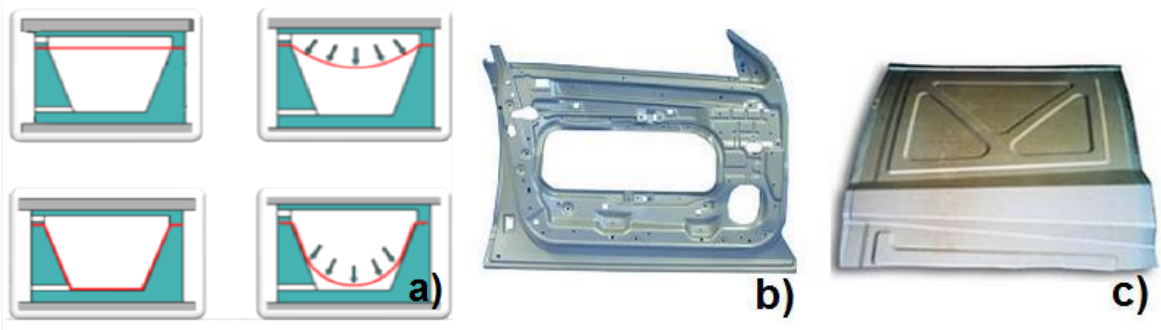


Figura 2.11 – a) Etapas do processo de CSP, b) Peça automotiva fabricada através de CSP, c) Lateral da porta da Estação Espacial Internacional (ISS) (AEROMET, 2014).

As possibilidades de fabricação com a CSP são inúmeras, uma das principais vantagens é a obtenção de geometrias de considerável complexidade, isso permite a confecção de várias partes de um componente em apenas uma peça. Uma das características interessantes do processo de CSP é a possibilidade de ser efetuado em apenas uma etapa. As peças produzidas através do processo de CSP no geral têm boa integridade estrutural e resistência mecânica.

O sistema de conformação superplástica (CSP) mais comum é composto por uma prensa hidráulica com um forno incorporado e um sistema de pressurização da matriz por fluido (Figura 2.12).

Figura 2.12 – Sistema com prensa e forno para conformação superplástica. (AEROMET, 2014)

Existem algumas vantagens acerca da CSP em comparação aos tradicionais métodos de conformação (THOMAS, 2007; JOSHI, 2014):

- capacidade para conformar peças complexas.
- possibilidade de obter grandes deformações.
- processo pode ser feito em uma etapa para várias geometrias de peça.
- eliminação de articulações e rebites desnecessários.
- minimização de usinagem subsequente.
- diminuição de sucata produzida.
- boa exatidão dimensional e precisão.

A redução no número de peças permite uma menor quantidade de interfaces para montar e controlar, reduzindo processos posteriores. O uso de rebites, pinos e soldagem pode resultar em pontos de concentração de tensão e riscos de problemas durante a vida do produto, com a diminuição destes itens ocasionados pela aplicação da CSP, menos verificações estatísticas são necessárias. No entanto a matriz de fabricação pode ter aumento na complexidade construtiva, o processo necessita muitas vezes de mais tempo devido a baixas taxas de deformação e o desgaste da ferramenta pode ser alto em função da constante exposição a altas temperaturas. A figura 2.13 exibe algumas peças complexas:

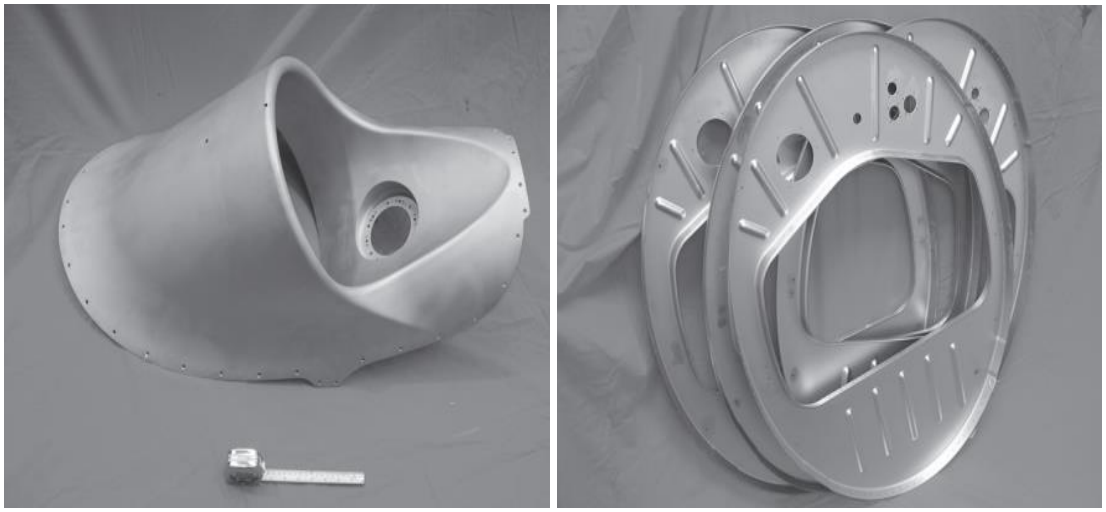


Figura 2.13 – Peças conformadas por superplasticidade (GIULIANO, 2011).

No entanto o processo não possui apenas vantagens, alguns problemas principalmente em ligas que conformam a alta temperatura surgem como um entrave na aplicação desta técnica. Entre as desvantagens é possível citar:

- longos períodos de conformação no processo convencional devido à necessidade de baixas taxas de conformação.
- custo do material da ferramenta relativamente alto para ligas que trabalham em alta temperatura.
- grande desgaste da matriz com ligas de temperatura elevada.
- necessita que o material da peça tenha microestrutura refinada, gerando custos adicionais.
- em grande parte das ligas a janela de CSP só ocorre acima de 0,5.T_m*, provocando oxidação e necessitando de atmosfera controlada.

Todos estes fatores tem grande influência nas decisões durante a fase inicial do projeto, influenciando no tempo de confecção da peça, nos custos com ferramental e materiais, fazendo com que grande parte das vezes a CSP seja mais indicada ainda para pequenos lotes de peça, como indústrias do ramo aeronáutico, aeroespacial, ferroviário e automobilístico de baixa produção.

2.7 FERRAMENTAL – PROPRIEDADES DA MATRIZ E CONSTRUÇÃO

As propriedades da matriz e sua forma construtiva são essenciais para garantir a qualidade esperada do processo. A capacidade de copiar a geometria da peça é um fator importante e pode ser assegurado através de uma ferramenta que mantenha precisão, exatidão, durabilidade, resistência mecânica e térmica, facilidade de confecção e relação custo benefício a um nível aceitável. Um objetivo difícil de atingir com as diversas variáveis citadas e que faz deste uma das limitações da tecnologia para algumas aplicações.

A escolha do material adequado é fundamental para cumprir as exigências do processo, entre as características mais críticas estão a resistência mecânica a quente e fadiga. Ao longo dos anos muitas pesquisas têm sido direcionadas para este campo e somadas a evolução tecnológica dos materiais e tratamentos térmicos permitiram o surgimento de ligas melhores e com preço menor.

Para a liga de titânio, por exemplo, devido à alta temperatura do processo necessária para atingir o ponto superplástico, materiais com características especiais muitas vezes são necessários, entre os mais comuns estão as ligas de aço inoxidável como o 310, matérias de alta resistência como Inconel e compostos de cerâmica a base de sílica fundida (figura 2.14). A escolha mais adequada depende da expectativa de vida da ferramenta e número de peças a ser produzido.

Figura 2.14 – Ferramenta cerâmica a base de sílica (VELAY; CUTARD; GUEGAN, 2008).

Na confecção de matrizes para a fabricação em alumínio, o processo é um pouco mais simples. Devido a uma temperatura de trabalho bem inferior a de ligas como titânio e inconel, a ferramenta de conformação pode ser fabricada com matérias comerciais comuns e baratos como o aço inoxidável ABNT 304 e até mesmo o aço carbono ABNT 1045.

Outra característica importante na concepção de ferramentas para a CSP é relativo a sua forma construtiva, o comportamento da peça pode mudar de acordo com a estratégia escolhida para o processo de conformação, principalmente para a variação de espessura e obtenção de raios pequenos.

Existem diversas formas construtivas que podem ser utilizadas estrategicamente para obter o melhor resultado na peça, algumas podem ser observadas na figura 2.15 conforme citado por Ceschini et al. (1992).

Conforme mostrado na figura 2.15 tem-se a) como o método mais comum, onde o blank é conformado por pressão hidrostática unicamente contra uma matriz fêmea, b) conformação em dois estágios onde o material da peça sofre deformação em duas direções diferentes facilitando a conformação de raios menores, c) conformação por pressão em ferramental com matriz e macho com única etapa, d) uma membrana é posicionada sobre a peça que desliza sobre a matriz, e) a peça é conformada em uma ferramenta móvel na primeira etapa e sofre pressão contra a matriz superior na etapa seguinte, f) o blank é conformado em expansão hidrostática livre (bulge) na primeira etapa, no próximo passo o material é pressionado por um punção na parte inferior e pressão por gás na parte superior e g) método similar ao “f” com a diferença que a pressão do material contra a ferramenta permanece nas duas etapas do movimento do punção.

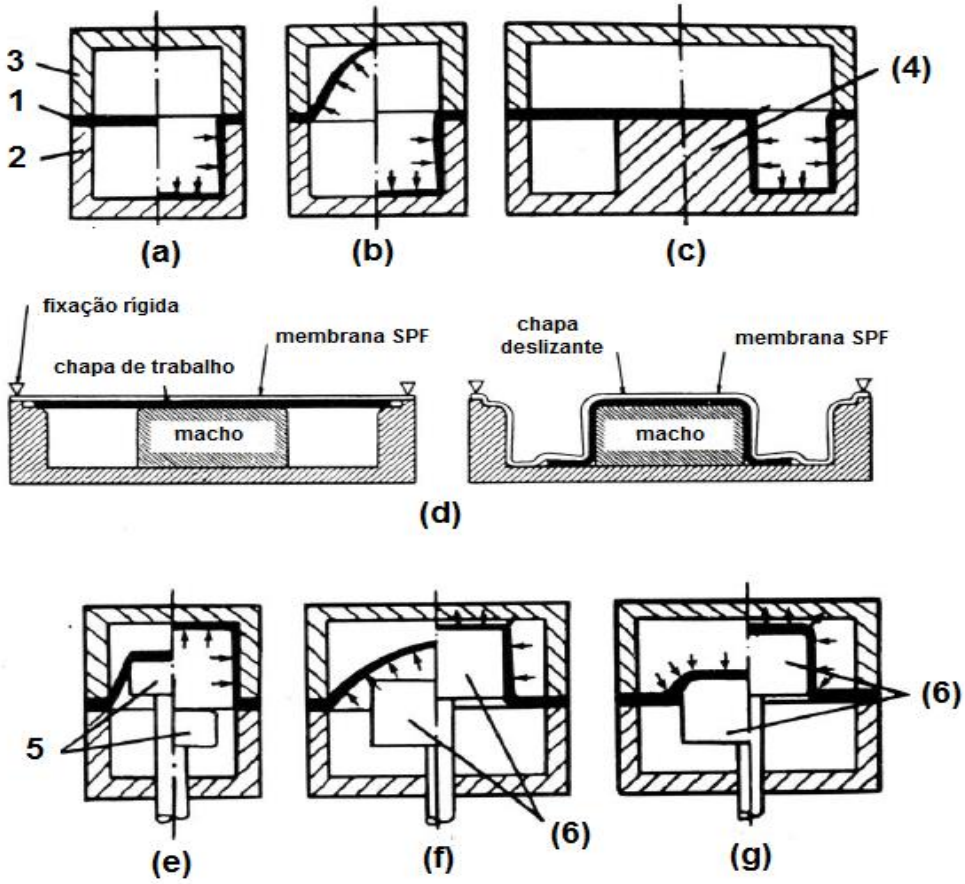


Figura 2.15 – Principais métodos de CSP: a) conformação em ferramenta fêmea, b) método de conformação com chapa reversível, c) método "*drape forming*", d) conformação membrana, e) método com "*plug*" assistente, f) conformação em ferramental macho, g) método de conformação "*Snap-back*". Elementos esquemáticos: (1) material superplástico, (2) molde fêmea, (3) matriz superior, (4) molde macho, (5) ferramenta auxiliar, (6) ferramenta macho móvel. (adaptado de CESCHINI; AFRIKANTOV, 1992).

Outro fator importante que deve ser observado é em relação a variação de espessura da peça ao longo do processo. Normalmente as regiões do material que entram em contato com a matriz primeiro tendem a diminuir menos a espessura do que nas outras regiões, isso abre uma série de possibilidades na estratégia de conformação deste tipo de processo. Como pode ser observado na figura 2.16 feita por Gosh e Hamilton (1986):

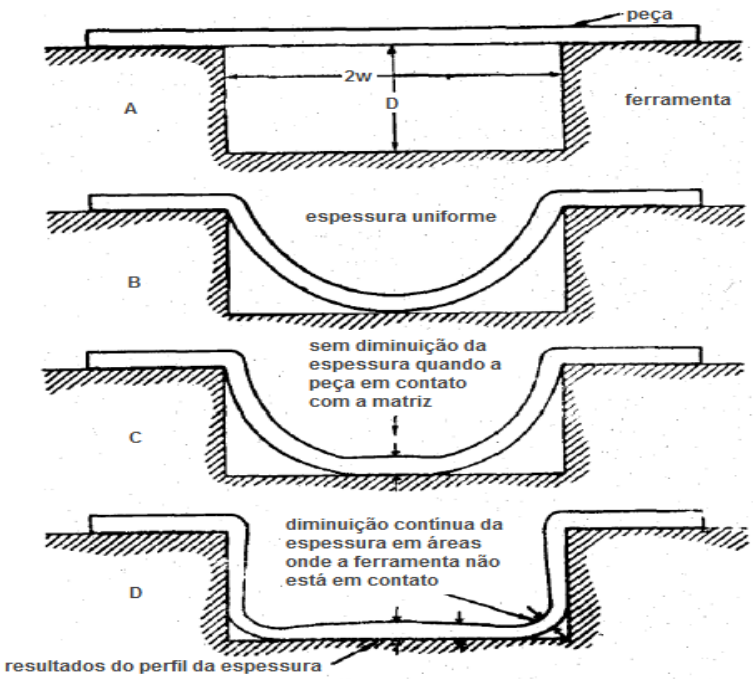


Figura 2.16 - Processo esquemático de diminuição da espessura em CSP. (GOSH; HAMILTON, 1986).

2.7.1 Ensaio de expansão fluidoestática (*bulge forming*)

Alguns métodos são normalmente utilizados para ensaios desta natureza, exigências quanto à representatividade do processo e simplicidade de elaboração são características decisivas que podem interferir de forma significativa nos resultados. A melhor escolha depende de quais informações são o objetivo da análise, para este estudo foi escolhido o ensaio de conformação do tipo expansão fluidoestática. Este é um dos métodos mais utilizados na literatura na obtenção de informações sobre o processo superplástico (LAZARESCU; COMSA; BANABIC, 2011; AOURA et al., 2004).

O teste de expansão fluidoestática (*Bulge forming*) é um ensaio de conformação biaxial onde um corpo de prova na forma de chapa é estirado através de pressão por um meio líquido ou gasoso exercido sobre a superfície da peça, produzindo uma calota com aspecto similar a um domo esférico (figs. 2.17 e 2.18).

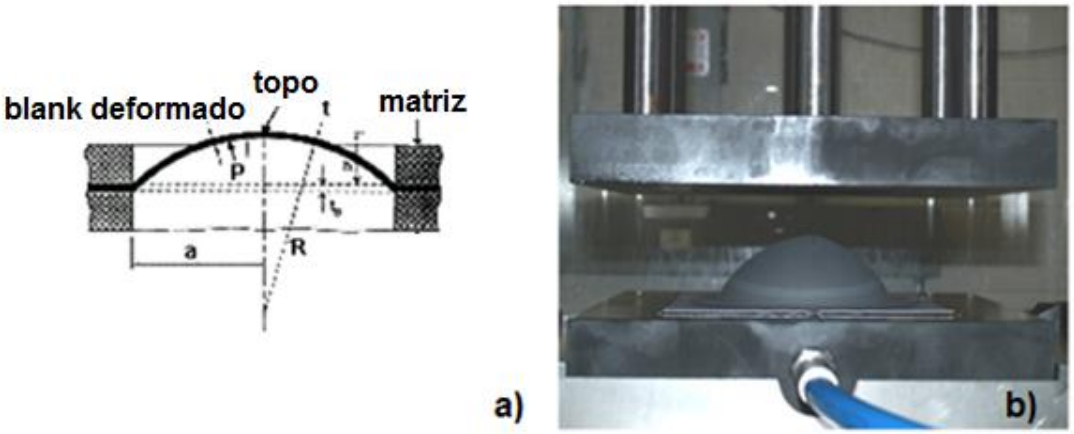


Figura 2.17 – a) Desenho esquemático e b) material sob o teste de expansão fluidostática.

Este método possui a vantagem de ser menos oneroso que outros ensaios biaxiais como o cruciforme, a construção do dispositivo é simplificada e apresenta resultados bastante próximos de alguns processos de conformação, sendo este o principal motivo da sua grande utilização, da mesma forma que outros ensaios similares como Nakazima, Erichsen e Swift.

Uma das possibilidades interessantes deste ensaio é alterar o perfil de conformação para produzir peças com formatos e tamanhos diferentes, por exemplo, a criação de cavidades elípticas e matriz multidomo (figura 2.18).

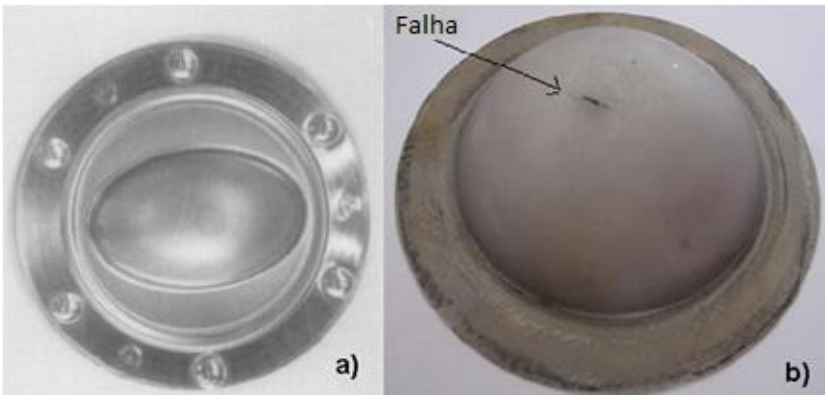


Figura 2.18 – Peças feitas através do ensaio de expansão hidrostática livre (*Bulge test*) a) cavidade elíptica e b) circular.

É comum através destes ensaios a obtenção de curvas limites de conformação para analisar a resistência do material (normalmente chapas) até a sua ruptura. Pode ser executado em temperatura ambiente, entretanto em alguns casos como nos ensaios de fluência e superplasticidade podem ser feitos a altas temperaturas dependendo do material e do fenômeno a ser estudado.

2.7.2 Teoria da membrana

A teoria da membrana é um dos principais métodos para o cálculo do comportamento da deformação de chapas pelo ensaio de expansão fluidoestática.

Segundo Guo et al. (1989) assumindo um estado biaxial de tensão através do perfil do domo, as hipóteses mais comuns para este tipo de análise são:

- No momento da conformação a peça é considerada equivalente a uma esfera na geometria do plano mediano do domo formado.
- O material é assumido isotrópico e incompressível.
- Devido as grandes deformações plásticas é desprezada a deformação elástica.
- A peça é fixada próxima a periferia do raio da matriz.
- As taxas de deformação são baixas o suficiente para negligenciar os efeitos de inércia.
- Os efeitos de dobramento e cisalhamento são ignorados assumindo que a espessura da peça é muito pequena comparada ao raio da matriz.
- O efeito da cavitação não é significativo sobre a variação do volume durante o escoamento.
- Peça axissimétrica (para perfil simétrico).

Nas figuras 2.19 e 2.20 são mostrados desenhos do sistema bulge e geometria do domo:

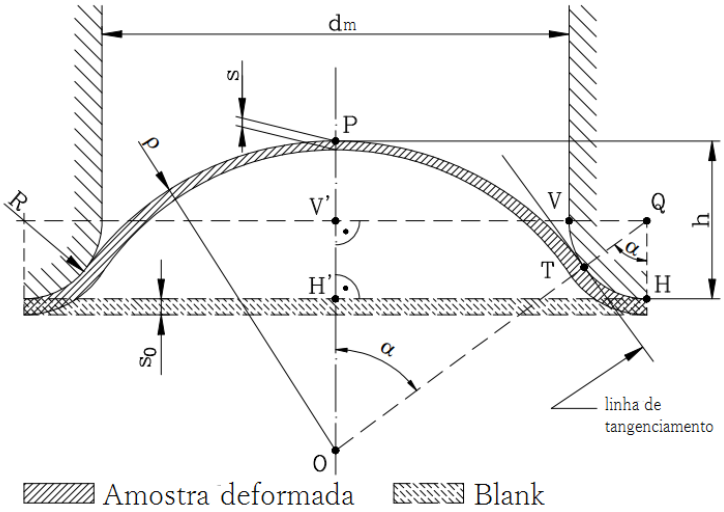


Figura 2.19 – Geometria do teste "*bulge*" (LAZARESCU; BANABIC, 2011).

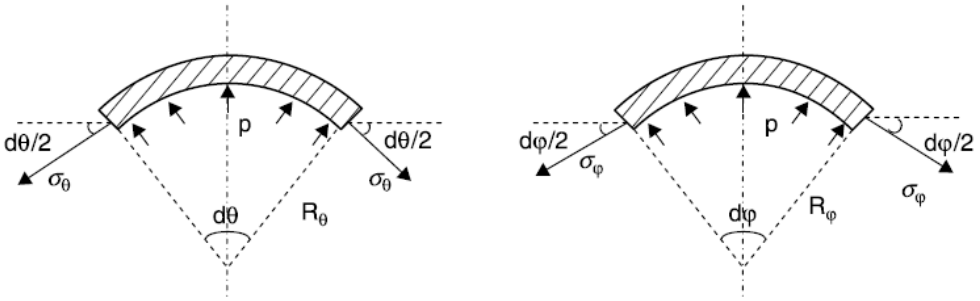


Figura 2.20 – Variáveis e geometria nas duas direções do raio do domo (GIULIANO, 2011).

Segundo Lazarescu e Banabic (2011) e Giuliano (2011), o estado de tensão plana é assumido e a equação de equilíbrio para elemento casca pode ser expressa como:

$$2\sigma_\varphi sen\left(\frac{d\varphi}{2}\right) sR_\theta d\theta + 2\sigma_\theta sen\left(\frac{d\theta}{2}\right) sR_\varphi d\varphi = pR_\varphi d\varphi R_\theta d\theta \quad (32)$$

$$\frac{\sigma_\varphi}{R_\varphi} + \frac{\sigma_\theta}{R_\theta} = \frac{P}{S} \quad \text{ou} \quad \frac{\sigma_1}{R_1} + \frac{\sigma_2}{R_2} = \frac{P}{S} \quad (33)$$

Onde é possível considerar que: $R_1 = R_\varphi = R_2 = R_\theta = \rho$, para matriz circular $d\varphi = d\theta = 2\alpha$ e $\sigma_1 = \sigma_\varphi = \sigma_2 = \sigma_\theta = \bar{\sigma}$.

Relacionando as deformações e tensões no campo plástico:

$$d\varepsilon_1 = \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}}\,[\sigma_1 - 0{,}5(\sigma_2 + \sigma_3)] \tag{34}$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}}\,[\sigma_2 - 0{,}5(\sigma_1 + \sigma_3)] \tag{35}$$

$$d\varepsilon_3 = \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}}\,[\sigma_3 - 0{,}5(\sigma_1 + \sigma_2)] \tag{36}$$

Pelo critério de tensão efetiva ou significante temos:

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{2}}{2}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2} \tag{37}$$

$$d\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{(d\varepsilon_1 - d\varepsilon_2)^2 + (d\varepsilon_1 - d\varepsilon_3)^2 + (d\varepsilon_2 - d\varepsilon_3)^2} \tag{38}$$

Onde: $d\varepsilon_1 = d\varepsilon_2$ e $d\varepsilon_3$ = 0

$$\bar{\sigma} = \frac{P\,\rho}{2S} \tag{39}$$

$$\bar{\varepsilon} = \ln\frac{S_0}{S} \tag{40}$$

Para o cálculo teórico da espessura podem ser adotadas as seguintes equações (MARCINIAK, 2002):

$$s = s_0\,\frac{a^2}{a^2+h^2} \tag{41}$$

Tem-se também segundo Lazarescu, Comsa e Banabic (2011) a equação 42 baseada na teoria de Kruglov e Enikeev, (2002):

$$S = S_0\,\left[\frac{\alpha}{sen(\alpha)}\right]^{-2} \tag{42}$$

$$\rho = \frac{(a^2+h^2)}{2h} \tag{43}$$

$$\alpha = arcsin\,\frac{\frac{d_c}{2}+R_b}{\frac{1}{2.h_{máx}}\left(\frac{d_c}{2}+R_b\right)^2+\frac{h_{máx}}{2}} \tag{44}$$

Entretanto é importante ressaltar que a equação 41, muito utilizada na maior parte dos artigos, possui grande limitação devido a não consideração do raio da base da matriz, podendo resultar em grandes desvios no resultado final da análise. Assim outra equação (PANKNIN, 1959 apud LAZARESCU et al, 2011) é considerada para os cálculos conforme segue:

$$\rho = \frac{\left(\frac{d_c}{2}+R_b\right)^2+h^2-2.R_b.h}{2.h} \tag{45}$$

2.7.3 Curvas de pressão e comportamento do material

A estratégia de conformação da peça é importante para a obtenção de um resultado satisfatório, a pressão é uma variável fundamental do processo superplástico. Um controle adequado da pressão permite manter a sensibilidade a taxa de deformação em um número aproximadamente constante, isso pode ser conseguido mantendo a taxa de deformação em um valor fixo durante o processo. Observando esta máxima, diversas teorias surgiram com o objetivo de promover uma condição de trabalho adequada, para a superplasticidade a mais comum na literatura é $f(\sigma, \rho, t)$, conforme é possível ver a seguir (KOÇ; BILLUR ; CORA, 2011):

$$P = \frac{\sigma 2s}{\rho} \tag{46}$$

Outra teoria muita conhecida foi desenvolvida por Dutta e Mukherjee (1991) que relaciona as condições de tensão biaxial mantendo a taxa de deformação constante:

$$P = 4\frac{S_0}{a}\bar{\sigma}\exp(-\dot{\varepsilon}t)\left[\bar{\sigma}\exp(-\dot{\varepsilon}t)\left(1-\bar{\sigma}\exp(-\dot{\varepsilon}t)\right)\right]^{1/2} \tag{47}$$

É possível destacar a equação adaptada por Vulcan (2005) do modelo de Dutta e Mukherjee, 1992 que incorpora a lei de potência de Norton-Hoff:

$$P = C.\frac{4.s_0}{a}.(1 - e^{-\dot{\varepsilon}_e.t})^{1/2}.e^{-\frac{3}{2}.\dot{\varepsilon}_e.t}.\dot{\varepsilon}_e{}^m \quad (48)$$

2.8 CUSTO DO PROCESSO

O custo no projeto ou processo é uma questão fundamental e grande parte das vezes determinante na decisão durante um desenvolvimento. A CSP possui algumas restrições que devem ser observadas em função de suas variáveis, sua influência afeta os custos de modo a viabilizar ou não dependendo de algumas condições básicas.

A tecnologia de CSP possui basicamente cinco parâmetros que devem ser considerados segundo Ceschini e Afrikantov (1992):

- tempo de conformação para a CSP.
- preço do equipamento de conformação.
- preço do material da peça.
- custo da ferramenta.
- valor gasto referente a vida da ferramenta.

Outra variável importante é a temperatura, uma vez que esta afeta todos os outros parâmetros citados, sua redução é um dos temas mais pesquisados em CSP.

Na figura 2.21 é demonstrado o custo em função da produção de peças.

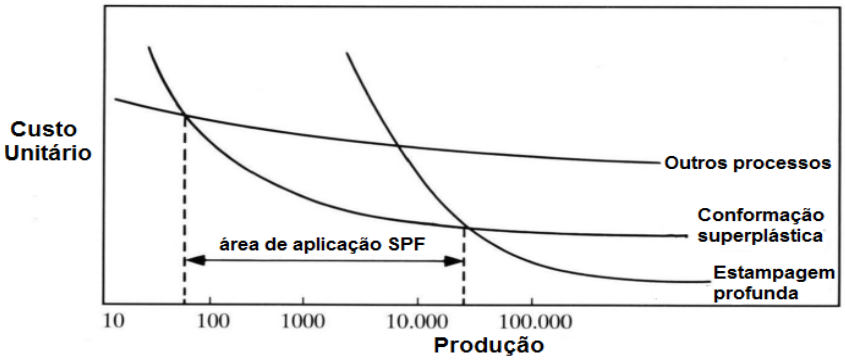


Figura 2.21 – Comparação entre o custo unitário versus quantidade produzida para a CSP e outros processos (adaptado de CESCHINI; AFRIKANTOV, 1992).

A figura 2.21 representa o custo unitário em função da quantidade produzida para alguns processos, no gráfico é possível visualizar a faixa onde é recomendável a utilização da CSP. Na figura 2.22 tem-se o que é a diferença entre o custo por unidade para um volume anual de prensagem, em função da produção de uma peça superplástica. Na imagem é possível verificar as variações para cada parâmetro, estes dados foram obtidos em uma pesquisa com latão por Ceschini e Afrikantov (1992).

Observa-se com a figura 2.21 que valores menores que 70 peças e maiores que 40000 não são recomendáveis para a produção com CSP devido ao aumento do custo unitário, entretanto é importante ressaltar que em algumas áreas de aplicação como a aeronáutica, o custo não é o único fator determinante de um projeto, exigências quanto ao índice máximo de tensões residuais, por exemplo, podem ser mais importantes. Muitos processos não apresentam os requisitos quanto a propriedades microestruturais e/ou mecânicas necessários para aplicações desta natureza.

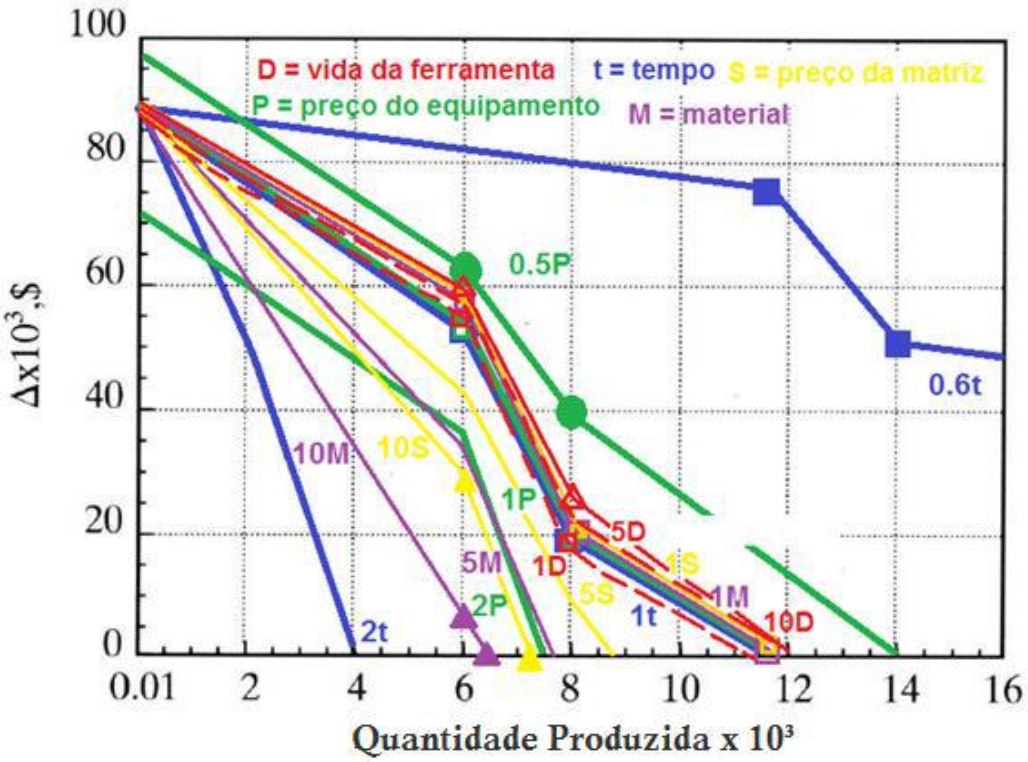


Figura 2.22 Gráfico dos parâmetros de custo com Δ$ x quantidade produzida (adaptado de CESCHINI; AFRIKANTOV, 1992).

3. MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Neste capítulo serão apresentadas as características dos materiais utilizados nos ensaios, a descrição dos equipamentos e instrumentos aplicados na coleta de dados, assim como o método e procedimento experimental para a realização deste trabalho.

3.1 MATERIAL

Os materiais utilizados nos experimentos estão divididos de acordo com a classificação e processamento. Para a realização dos ensaios foram escolhidos três materiais diferentes:

- AA5083-O e AA5083-H111 (Al-4,5Mg-0,7Mn), aplicadas em teste conjuntamente com Pb-60Sn.
- Liga Pb-60Sn, será utilizado nos ensaios para testes preliminares e comparativo.

Os blanks foram obtidos na forma de chapas nas dimensões próximas ou igual à necessidade do processamento final, onde as ligas de alumínio possuem tratamentos e origens diferentes.

3.1.1 Liga de Alumínio AA5083

Uma das ligas utilizadas neste trabalho é o alumínio AA5083, para a dissertação dois materiais foram comprados, onde temos uma liga AA5083-O adquirida junto a empresa inglesa LakeSteel nas dimensões 500 mm x 500 mm x 3 mm e outra no Brasil de especificação AA5083-H111 nas dimensões de 500 mm x

500 mm x 6,35mm (1/4”). Uma análise da composição química de ambos os materiais foi realizada através de um espectrômetro de massa com a finalidade de verificar as ligas. O mesmo foi disponibilizado pela Faculdade de Tecnologia de São Paulo. Na figura 3.1 é possível verificar os resultados obtidos.

Tabela 3.1 – Composição química do AA5083 (tolerância obtida em ASM AEROSPACE, 2014).

	Al	Mn	Mg	Ti (máx)	Cu (máx)	Si (máx)	Zn (máx)	Fe (máx)	Cr
tolerância	restante	0,4 - 1	4 - 4,9	0,15	0,1	0,4	0,25	0,5	0,05 - 0,25
AA5083-O	-	0,555	4,45	0,013	0,017	0,08	0,010	0,25	0,065
AA5083-H111	-	0,551	4,30	0,029	0,04	0,17	0,08	0,2	0,115

Em ambas as placas compradas a espessura da peça fornecida pelo fabricante era inadequada para a cavidade no qual a chapa seria utilizada. Deste modo as chapas foram submetidas ao processo de tratamento termomecânico de laminação conforme utilizado por Cleveland, Gosh e Bradley (2003). O método consiste em laminar o material até a espessura desejada aquecendo em cada passe de laminação durante 15 minutos a 170°C para evitar a formação de trincas. Por fim a peça é recristalizada a 500°C por 30 minutos para refinamento do grão.

O processo de redução de espessura foi realizado na Universidade Federal do ABC (UFABC), através do laminador demonstrado na figura 3.1, o qual tem as seguintes características:

Modelo: Le-150

Espessura de laminação: 20 – 0,05 mm / Largura dos rolos 150 mm.

Motor monofásico 1 ½ HP / Velocidade de laminação: 7 m/min.

As chapas foram divididas em tiras com largura de 90 mm para facilitar o processo de laminação (Figura 3.1). Foram realizadas reduções de 3 mm para 1 mm e 6,15 mm para 1 mm de espessura, correspondente a uma redução de 70% e 83% respectivamente.

Figura 3.1 – Laminador utilizado nos ensaios.

Na figura 3.2 é possível verificar as chapas após o processo de laminação, as duas ligas receberam um tratamento de recristalização nas especificações citadas antes da conformação.

Figura 3.2 – Chapas laminadas após a redução de espessura.

3.1.2 Liga de chumbo-estanho (Pb-60Sn)

Para ensaios iniciais e comparação uma liga composta por Pb-60Sn foi adquirida junto a Universidade de São Paulo, este material é muito comum para análises desta natureza e frequentemente utilizado devido a sua característica em apresentar comportamento superplástico também em temperatura ambiente.

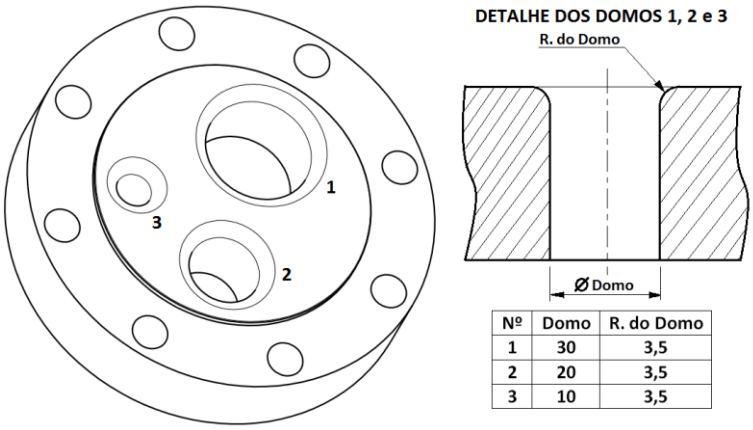
A liga já foi conseguida na espessura necessária para o processamento, com inicial de 0,5 mm, e foi cortada em pedaços menores a fim de facilitar a fixação na matriz de ensaio. A análise química por raio-X revelou a composição química com os valores de 60,1% para o estanho e 39,9 para o chumbo.

3.2 GEOMETRIA DA FERRAMENTA E CORPO DE PROVA

Um sistema de conformação para fixação da peça foi construído. Constituído por duas bases de metal de aço ABNT-1045, onde na parte inferior um tubo leva o gás necessário para a pressurização da peça e na parte superior outro tubo isola a cavidade da matriz dependendo da atmosfera utilizada. A união entre as duas placas pressionadas produz a fixação do corpo de prova na matriz.

3.2.1 Matriz com três cavidades

A matriz superior foi fabricada com cavidades circulares de modo a reproduzir três domos de tamanho conhecido. A geometria da ferramenta pode ser vista na figura 3.3:



Nº	Domo	R. do Domo
1	30	3,5
2	20	3,5
3	10	3,5

Figura 3.3 – Dimensões das cavidades em milímetros na matriz com três domos.

O material utilizado na matriz (figura 3.4) foi o aço ABNT 1045, ainda que esta liga tenha baixa resistência a oxidação quando submetido a altas temperaturas, tem este efeito reduzido com a presença de argônio nas regiões de importância durante o ensaio. Outro fator importante a destacar é que o número pequeno de ensaios em comparação a vida útil do material permitiu a utilização deste nos experimentos.

Figura 3.4 – Matriz usinada utilizada nos ensaios com ∅ externo = 115mm.

3.2.2 Vedação

Um dos grandes problemas encontrados na utilização do método de expansão fluidostática é a vedação da peça, existem diversos métodos aplicados para evitar vazamentos, entre os principais é possível destacar dois:

- Soldagem da peça - o *blank* é soldado em uma chapa de sacrifício onde um tubo leva o gás até a peça, é uma técnica muito boa por permitir um alto nível de estanqueidade e não necessitar de um bom sistema de prensagem entre a matriz e a base, a desvantagem é o custo adicional com a soldagem e o material de sacrifício.

- Labirinto por cordão de bloqueio (lock-bead) - este método consiste na confecção de ranhuras e ressaltos na matriz a fim de construir um labirinto com um ou mais cordões. A chapa é conformada de modo a assumir a forma do cordão, ocasionando a vedação do gás ou óleo do sistema com um bom nível de estanqueidade (Figura 3.5). É uma forma comum para a vedação de ensaios com esta característica.

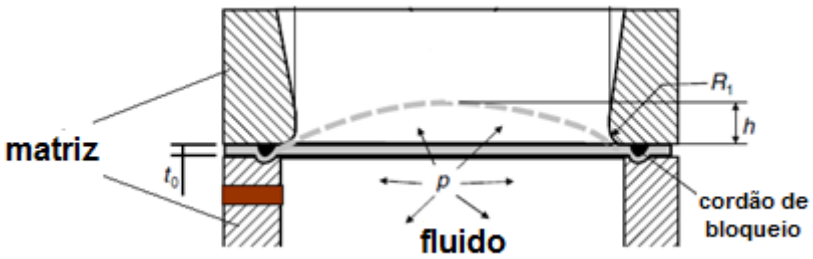


Figura 3.5 – Ensaio de expansão fluidostática de domo único com cordão de bloqueio (lock-*bead*) (HALLFELDT et al., 2014).

Outro ponto importante a ser verificado é referente a força de união do conjunto matriz superior e inferior. De modo geral é necessário um sistema que seja capaz de unir a montagem com uma força superior a gerada pela carga resultante da máxima pressão do ensaio. Assim observando o sistema de construção da matriz na figura 3.6, é possível verificar que a área em que a pressão atua (região amarela) é maior do que a soma dos três domos. Isto acontece porque o sistema utilizado no trabalho possui além do cordão de bloqueio um segundo ressalto com uma pequena folga entre a peça e a matriz inferior.

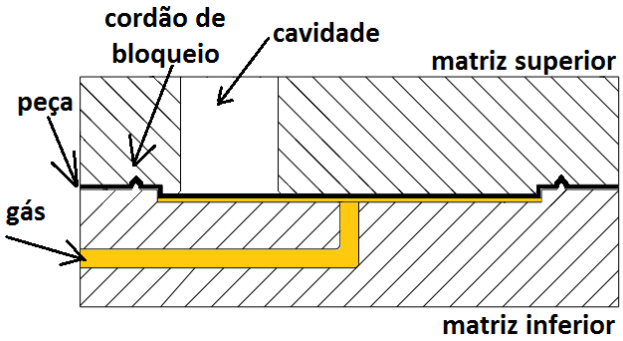


Figura 3.6 – Desenho esquemático da região de pressurização (em amarelo).

Assim verificamos que para o calculo da força de fechamento, é possível considerar o diâmetro da superfície sobre ação da pressão $d = 80\,mm$ e pressão máxima disponível no sistema de 10 bar (1 N/mm²), conforme equação 49:

$$F = P_{máx}.\left(\frac{\pi.d^2}{4}\right) \tag{49}$$

Através da equação 49 foi obtido o valor de $F = 5026$ N. Esta é a força mínima para manter a matriz unida, entretanto é necessário considerar a força inicial de dobramento para conformar o perfil de vedação. Com o objetivo de evitar vazamentos foi considerado um valor mínimo 3 vezes maior, portanto foi adotado $F = 15000$ N (1,5 ton) para o trabalho.

Verificando a necessidade em considerar mais de um sistema para a união do conjunto, dois métodos foram testados. O primeiro consistiu em unir a matriz e a base através de parafusos, conforme é possível verificar na figura 3.7.

Figura 3.7 – Matriz fixada por parafusos.

A força gerada pelos parafusos foi utilizada para conformar o cordão de bloqueio e vedar o sistema. Para o teste com chapas mais grossas um entalhe inicial foi usinado no *blank* a fim de facilitar o encaixe e dobramento.

Entretanto, devido às dificuldades em aplicar o torque adequado para evitar vazamentos e problemas quanto à deformação dos filetes dos parafusos resultado da alta temperatura, tornaram o método muito demorado e caro, uma vez que os parafusos necessitavam de lubrificante especial para suportar as condições do processo.

Assim um segundo método foi utilizado, baseado na aplicação da força através de uma prensa hidráulica. Com uma simplicidade maior na fixação, o tempo de preparação e desmontagem foi reduzido, necessitando apenas de cuidado no posicionamento da peça. Na figura 3.8 é apresentado um desenho esquemático da peça fixada por este método:

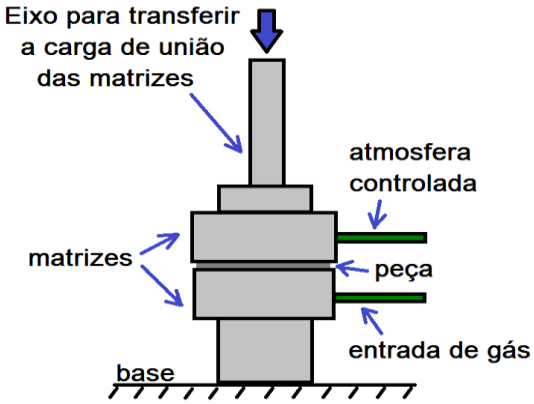


Figura 3.8 – Desenho esquemático do conjunto de ensaio montado na prensa hidráulica.

3.3 RECURSOS PARA O ENSAIO

Observando as necessidades do ensaio, o aquecimento da peça foi dividido em duas montagens diferentes, baseado na facilidade em ensaiar e também na temperatura máxima de trabalho.

3.3.1 Forno

O aquecimento do material durante os experimentos preliminares foi realizado através de um forno industrial por resistência elétrica (figura 3.9), alocado na Faculdade de Tecnologia de São Paulo. A temperatura máxima de trabalho do mesmo é de 1000°C, o que atendeu satisfatoriamente para os ensaios iniciais realizados com o sistema de fixação por parafusos.

Figura 3.9 – Forno industrial de aquecimento por resistência elétrica utilizado nos ensaios iniciais.

Um furo na parte traseira do forno permitia a passagem do tubo de pressurização que conduzia o gás até a matriz.

3.3.2 Resistência coleira

Com o objetivo de facilitar o encaixe de um sistema de aquecimento na prensa hidráulica, uma resistência do tipo coleira cerâmica (figura 3.10) foi adquirida para a realização dos ensaios. Constituída por placa de cerâmica como isolante térmico, fio resistência *khantal* A1 e corpo em aço inoxidável, este modelo pode atingir temperaturas de até 650°C. Suas dimensões são diâmetro interno de 115mm e altura de 70mm.

Figura 3.10 – Resistência coleira cerâmica.

Ainda que a temperatura seja mais baixa que a necessária para a aplicação em ligas de maior temperatura como titânio e inconel, para ligas de Alumínio 5083 e 60Sn-Pb, utilizadas na pesquisa, a resistência é satisfatória e atende aos requisitos para atingir a temperatura superplástica necessária.

É importante destacar que somente a resistência encaixada no conjunto de conformação necessitava de um tempo muito grande de aquecimento devido a grande perda de calor. Portanto um isolamento foi aplicado com manta de fibra cerâmica, placas e tijolos refratários, tornando a troca de calor mais lenta e permitindo atingir a temperatura de forma adequada. Na figura 3.11 é possível ver o conjunto completo montado.

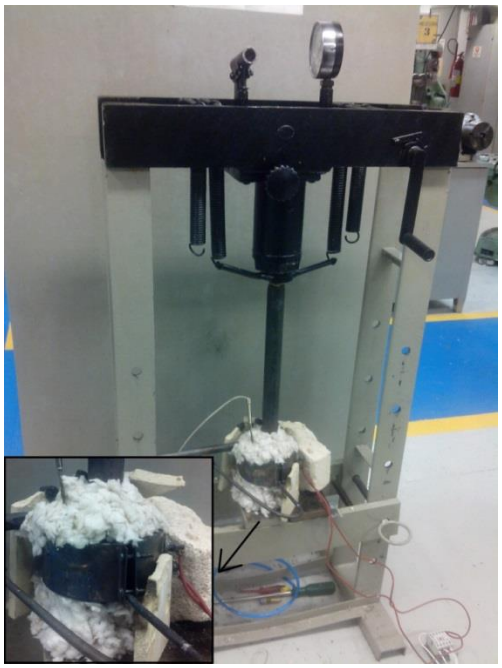


Figura 3.11 - Sistema de ensaio montado na prensa hidráulica.

3.3.3 Coleta de informações

A obtenção de informações sobre o comportamento mecânico do material foi realizado indiretamente através da medição de algumas regiões da peça após o processamento.

O método de medição indireta baseia-se na obtenção dos dados através de cálculos matemáticos com base nas variáveis do processo (pressão, tempo, dimensões da matriz e da peça) e da medição de dados da peça após a conformação (altura do domo e espessura final).

Para a realização desta tarefa foram projetados dispositivos a fim de facilitar a medição das variáveis. A coleta dos dados de altura foi conseguida através de dois dispositivos, um composto por três pontas de apoio e um relógio comparador na região central (figura 3.12a) e outro com base e relógio comparador apoiado a uma mesa de traçagem (figura 3.12b). Os valores encontrados foram comparados para garantir a eficiência da medição.

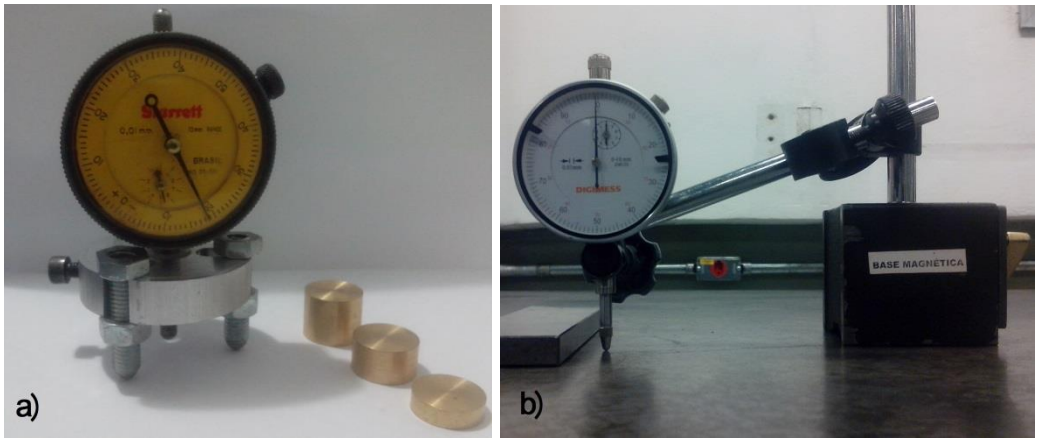


Figura 3.12 – Dispositivo projetado para a medição de altura.

A medição consiste em encontrar a maior altura sobre a superfície do domo para o cálculo das variáveis na região central.

Para a medição da espessura do material foi criado um dispositivo composto por uma ponta esférica e um relógio comparador, conforme é possível verificar na figura 3.13.

A peça é apoiada entre o comparador e a esfera para a medição da espessura na região central e em outros pontos do corpo de prova.

Figura 3.13 – Imagem do dispositivo construído para a medição de espessura.

3.4 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Os ensaios iniciais do processo superplástico consiste na aplicação de uma técnica adequada para a obtenção dos parâmetros de sensibilidade a taxa de deformação m e fator multiplicador K da equação de Norton-Hoff para as ligas de alumínio AA5083-O e AA5083-H111, e liga chumbo-estanho (Pb-60Sn) em matriz multidomo. Como objetivo secundário foi realizado uma análise numérica a taxa de deformação constante para avaliação do comportamento do material com as constantes obtidas em relação a equações utilizadas na literatura.

Esta etapa é muito importante, a escolha adequada da pressão permitiu testar o material dentro da taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) correspondente a superplasticidade do

material, velocidades muito lentas de deformação produziriam fluência e muito altas apenas deformação plástica não superplástica.

3.4.1 Etapa inicial do ensaio

Nesta etapa foram obtidas e analisadas as informações referentes a curva tensão (σ) em função da taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$). Na escolha da pressão foram atribuídos entre três ou quatro valores, com uma réplica para confirmação dos resultados nos pontos de resultados mais relevantes.

A confirmação da pressão adequada foi desenvolvida baseada no ensaio com a matriz multidomo através da cavidade com maior diâmetro (d_c). É esperado que a maior cavidade da matriz apresente o maior domo ao final do experimento, conforme observado em outros textos da literatura como o de Kumaresan e Kalaichelvan (2014).

A seleção dos valores adequados para o ensaio prático e teórico foi realizado através de simulação computacional de elementos finitos por meio do software comercial $ABAQUS_{®}$ 6.10, 2014. Pressões escolhidas entre 0,1 MPa (1 bar) e 1 MPa (10 bar), foram testadas e comparadas com base na variação da taxa de deformação e altura máxima do domo. A altura limite para o teste segue a condição normalizada, com H=1:

$$\mathrm{H} = \frac{\mathrm{h}}{\mathrm{a}} \tag{50}$$

Para H = altura normalizada, h = altura máxima do domo e a = raio da matriz.

Esta restrição permite analisar o material sem tocar a lateral da cavidade do domo, esta condição eventualmente promoveria uma geometria diferente da planejada e poderia não fornecer os valores adequados na parte final do ensaio.

3.4.2 Escolha dos parâmetros de simulação por elementos finitos

Os parâmetros corretos na análise por elementos finitos e as configurações adequadas do software são de extrema importância para a qualidade dos resultados obtidos. Para garantir esta máxima, estudos em diferentes condições permitiram verificar pontos críticos comuns em simulações desta natureza.

O teste consistiu em estudar a influência do número de elementos no resultado final do processo, a relação altura máxima do domo (h) x tempo (t) forneceu informações quanto ao comportamento do material ao tamanho do elemento utilizado. Esta avaliação foi realizada somente para o modelo tridimensional, uma vez que este normalmente apresenta maior tempo de execução em relação à análise em duas dimensões.

Apenas uma cavidade esférica dividida em um quarto da peça e matriz foi estudada para reduzir o tempo de execução da tarefa, por questões econômicas peças que possuem formato axissimétrico são normalmente simuladas parcialmente (TOLOCZKO et al., 2014). Na figura 3.14 é exibido o desenho do modelo analisado.

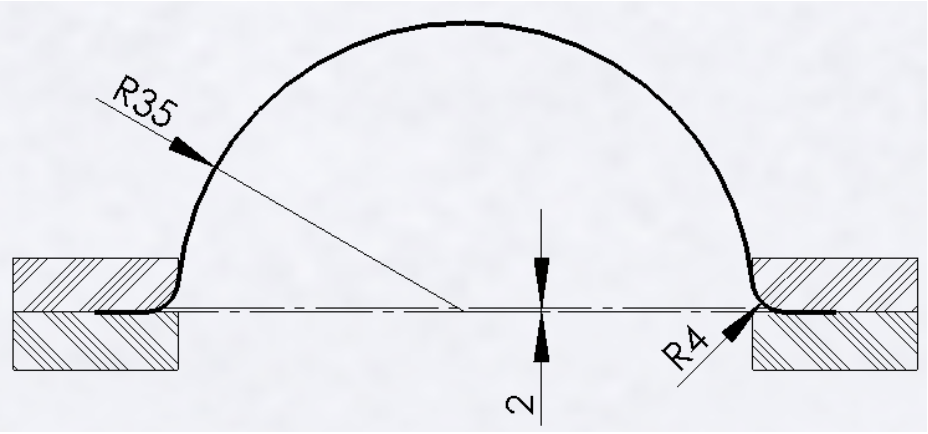


Figura 3.14 – Geometria do modelo analisado (TOLOCZKO et al., 2014).

O *blank* é admitido fixo na borda do corpo de prova em todos os graus de liberdade e parcialmente na outras duas arestas do modelo. As propriedades elásticas são admitidas para a liga AA5083 com módulo de elasticidade $\mathrm{E} = 17{,}2\ \mathrm{GPa}$ e coeficiente de Poisson $\mathrm{v} = 0{,}28$, baseados em dados típicos de alumínio nesta temperatura (SAMEKTO; ROLL, 2003). Ainda que estes dados, apesar de

necessários para a implantação numérica no ABAQUS, podem ser desprezados uma vez que a região elástica não é muito significativa nesta condição de processo.

Para o comportamento plástico foi aplicada uma rotina do tipo CREEP igual à utilizada por Deshmukh (2003) e o material assumido como isotrópico, homogêneo e incompressível. A implantação foi realizada através da função *Time-Law*, este modelo do ABAQUS possui similaridade com a equação de Norton-Hoff (eq.6) conforme é possível verificar na eq.51:

$$\dot{\varepsilon} = \mathrm{Aq}^{n}\mathrm{t}^{m} \tag{51}$$

A conversão entre os modelos pode ser feita através da relação $A = 1/k^{n}$ e $n = 1/m$, conforme sugerido por Balasivanandha (2014). O último termo é assumido com expoente $m = 0$, uma vez que o tempo não é uma variável considerada para a equação de Norton-Hoff. É importante lembrar que o m na eq.51 é uma variável temporal e com significado diferente do índice de sensibilidade a taxa de deformação. As simbologias utilizadas nas constantes não expressam o mesmo significado utilizado comumente na literatura.

Os dados adotados como ponto de partida para a análise e que alimentam as propriedades da equação 51, são referentes as ligas de alumínio com valores de $A = 3{,}17 \,.\, 10^{-10}\,(N.cm^{-2}.s^{m})^{-1}$ e $n = 2{,}13$, respectivamente $k = 134\,MPa.s^{m}$ e $m = 0{,}469$ (CHANDRA, 2002), a temperatura dos parâmetros foi ensaiada em 550°C. É importante ressaltar que o valor da constante A com dimensão em centímetros é necessária em função do modelo numérico do ABAQUS em três dimensões ser construído nesta unidade para esta análise.

Foram utilizados na simulação elementos do tipo membrana bilinear quadrado M3D4 com integração da espessura pelo método de Simpson e para a matriz elementos do tipo rígido triangular R3D4 com refinamento acentuado nos raios. A simulação foi dividida em duas partes, com uma primeira etapa elástica e um segundo passo viscoplástico.

O método utilizado foi o implícito direto, permitindo uma solução com maior nível de precisão através de incrementos iterativos na obtenção da condição de equilíbrio.

As configurações adotadas foram matriz matemática não simétrica (devido à condição não linear do experimento), extrapolação do estado inicial do elemento linear e atrito entre ferramenta e peça de μ=0,1. O carregamento na etapa elástica (*step-1*) é do tipo rampa e instantâneo na segunda parte da simulação (*step-2 - instantaneous, default load variation time*).

Testes foram feitos com uma cavidade de 70 mm de diâmetro para o estudo da influência da quantidade de elementos na altura máxima do domo (Figura 3.15). O número de elementos utilizados na matriz é aproximadamente o dobro da peça, o maior refinamento da ferramenta facilita a convergência em análises de contato entre modelos deformáveis e rígidos.

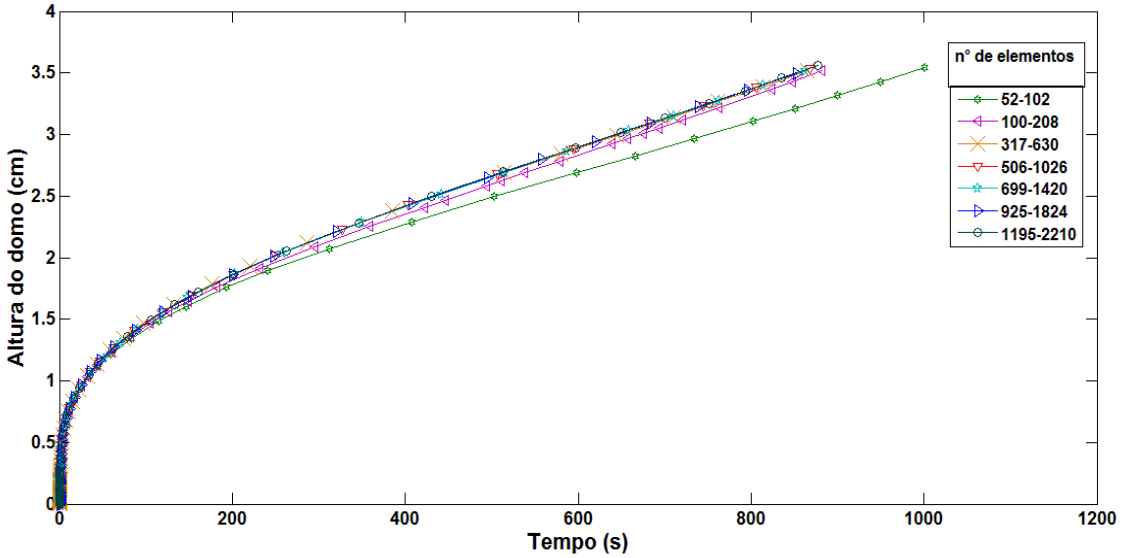


Figura 3.15 – Influência do número de elementos na altura máxima do domo.

A altura do domo é uma das principais variáveis de estudo deste trabalho, através da figura 3.15 é possível verificar que acima de 100 elementos da peça e 208 da matriz a influência do número de elementos não é significativa, estas informações foram aplicadas ao modelo multidomo para diminuir o tempo de análise.

3.4.3 Estudo da pressão

O estudo da pressão foi concebido de forma diferente para cada material, onde para a liga de Pb-Sn foram adotados valores iniciais de pressão baseados nos trabalhos de Giuliano e Franchitti (2007), Kalaichelvan et al. (2005) e Giuliano, Sorrentino e Turchetta (2015), já para as ligas de alumínio foi utilizado o recurso da simulação numérica. O procedimento foi escolhido desta forma levando em conta que a extensão da pressão que pode ser utilizada para o Pb-Sn é bem menor a quente do que para o alumínio, sendo assim mais fácil aproximar por tentativa e erro os valores necessários. Foi assumido inicialmente que as ligas AA5083-O e AA5083-H111 são iguais do ponto de vista do comportamento termomecânico.

A simulação do alumínio foi atribuída os mesmos parâmetros e configurações do melhor resultado obtido no estudo da influência do número de elementos na análise, o tamanho médio do mesmo foi de 4 mm (0,4 cm) para a peça. Nesta etapa do trabalho foram estudadas pressões constantes de 0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 0,6; 0,7; 0,8; 0,9 e 1 MPa, respectivamente de 1 a 10 bar. A matriz de três domos com os corpos de prova da liga de alumínio AA5083 foram utilizados para a escolha dos testes em elementos finitos.

Para que o ABAQUS execute a simulação nas condições propostas algumas funções devem ser ativadas, garantindo o funcionamento correto da análise. O elemento membrana é muito sensível a grandes tensões aplicadas inicialmente, resultando em sérios problemas de convergência. A solução pode ser conseguida através da inserção de uma pequena tensão inicial no elemento, esta condição é diferenciada quando da utilização ou não de sub-rotina. Para a região elástica da deformação ou plástica sem sub-rotina a função adequada é denominada "*INITIAL CONDITIONS, TYPE=STRESS, UNBALANCED STRESS=STEP*" e para a utilização com sub-rotina "*INITIAL CONDITIONS, TYPE=SOLUTION, USER*", este dois parâmetros são fundamentais no ABAQUS para o correto funcionamento do elemento membrana em diversos tipos de análise. Outro fator importante é que estas funções não estão disponíveis na interface CAE e só podem ser selecionadas manualmente através do arquivo texto gerado pelo software (.inp), também é importante destacar que a ordem entre ambas influencia na sua utilização. A

simulação em duas dimensões não tem esta necessidade para o funcionamento correto do elemento.

Os raios de curvatura de todas as cavidades da ferramenta receberam refinamento adicional com a finalidade de reproduzir melhor a geometria da matriz e facilitar a convergência durante o contato com a peça. Ambas, ferramenta e matriz foram modeladas completamente, sendo necessário o formato 3D devido a não simetria do corpo de prova.

As variáveis de saída selecionadas são altura máxima do domo (h), tempo (t) e taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}_{eq}$), através destas informações é possível selecionar as três pressões que forneçam a maior tolerância de taxas de deformação até o limite da relação $\mathrm{H} = {}^{h}/_{a} = 1$. Ultrapassar esta altura do domo pode gerar inconsistências e imprecisão nos dados finais, uma vez que a peça entrando em contato com a lateral do furo da cavidade produz uma geometria diferente da esperada. Com base nas informações previstas, gráficos foram plotados (figuras 3.16 e 3.17):

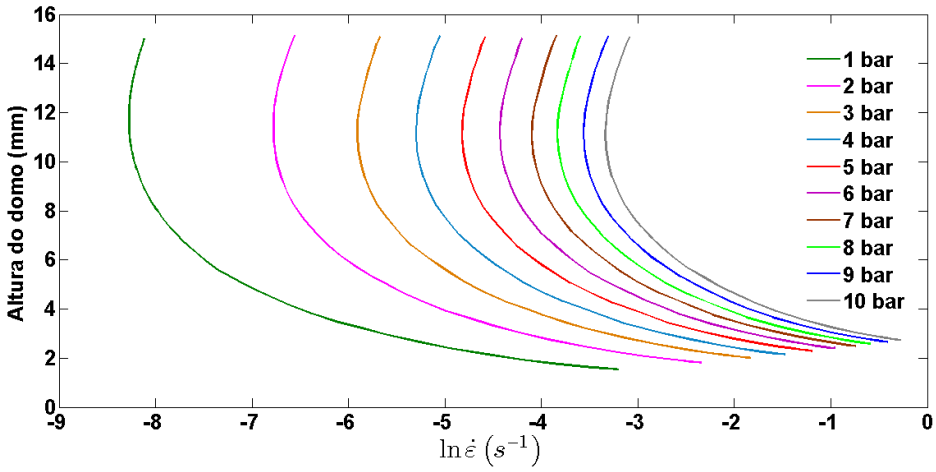


Figura 3.16 - Gráfico (h) x ln ($\dot{\varepsilon}$) para a cavidade 3 (AA5083).

Através do gráfico da figura 3.17 é possível observar que as pressões escolhidas entre a altura mínima e máxima do domo variam entre a taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) de aproximadamente $3\,.\,10^{-4} s^{-1}$ até $3{,}7\,.\,10^{-1}\ s^{-1}$.

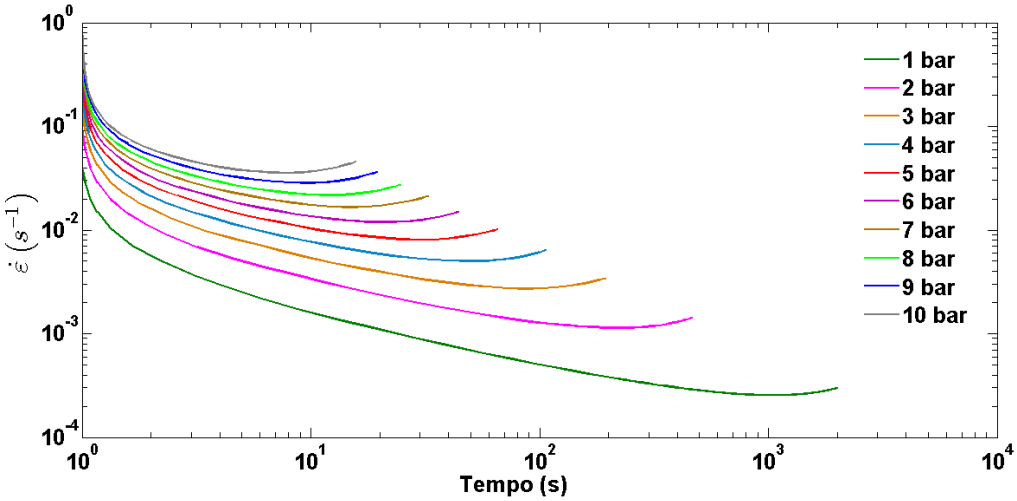


Figura 3.17 – Taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}_{eq}$) x tempo (t) em escala log-log para a cavidade 3 (AA5083).

Verificando a figura 3.17, nota-se que o tempo de execução para a menor taxa no topo do domo ficou em aproximadamente 2000 s.

Estas informações foram comparadas com ensaio de tração realizado por outro autor para a liga AA5083. Iwasaki et al. (1998) realizou ensaios de tração (figura 3.18) com a liga AA5083 a temperaturas de 500°C a 570°C e ensaiou a liga para taxas de deformação entre 0,000005 e 0,1 s^{-1}. Estes valores foram admitidos como tolerância na escolha das pressões para os ensaios experimentais.

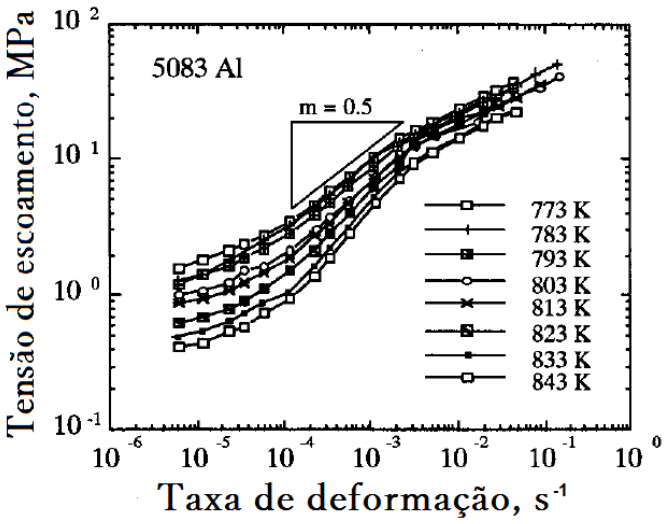


Figura 3.18 – Dados obtidos com ensaio de tração Tensão x Taxa de deformação (IWASAKI et al, 1998).

Comparando com os ensaios feitos por Iwasaki (1998), foram então selecionadas três pressões intermediárias com os valores de 3, 5, 7 e 9 bar respectivamente 0,3; 0,5; 0,7 e 0,9 MPa, apresentando uma boa relação do tempo de ensaio com a taxa de deformação e abrangendo uma parte razoável da curva senoidal. Devido à proximidade dos valores escolhidos para a temperatura, as pressões encontradas serão utilizadas também para as temperaturas de 500 e 525°C.

Os dados simulados tem como limite a altura máxima do domo de 15 mm ($H = 1$), no qual foi verificada a maior taxa conseguida com esta restrição. Estas informações obtidas foram o ponto de partida para os ensaios experimentais.

Para as ligas ensaiadas neste trabalho o método de escolha do tempo foi realizado por tentativa e erro, baseado nos dados obtidos pela simulação numérica. O processo consistiu em deformar a liga na maior pressão e temperatura escolhida, e então verificar o tempo e altura de rompimento, após esta etapa eram escolhidos tempos próximos ou maiores do que o de execução do primeiro ensaio e diminuindo para temperaturas menores, sendo assim possível atingir uma extensão satisfatória da taxa de deformação. Na tabela 3.2 é possível verificar um resumo do método utilizado.

Tabela 3.2 – Método de escolha do tempo (t) de ensaio.

Temperatura ($\ldots T_3 > T_2 > T_1$)	**Pressão** ($\ldots P_4 > P_3 > P_2 > P_1$)			
	$\boldsymbol{P_4}$	$\boldsymbol{P_3}$	$\boldsymbol{P_2}$	$\boldsymbol{P_1}$
T_3	t_{34}	$t_{33} > t_{34}$	$t_{32} > t_{33}$	$t_{31} > t_{32}$
T_2	$t_{24} < t_{34}$	$t_{33} > t_{23} > t_{24}$	$t_{32} > t_{22} > t_{23}$	$t_{31} > t_{21} > t_{22}$
T_1	$t_{14} < t_{24}$	$t_{23} > t_{13} > t_{14}$	$t_{22} > t_{12} > t_{13}$	$t_{21} > t_{11} > t_{12}$

Este método foi utilizado levando em conta a disponibilidade de um ensaio de tração como referência para a escolha da pressão, entretanto se houver a necessidade do trabalho com um material de comportamento desconhecido é possível iniciar os testes seguindo a mesma regra que utilizada para obter o tempo, por tentativa e erro, valendo da máxima temperatura escolhida (normalmente entre $0{,}5.T_m < T < T_m$ para CSP) e valor calculado da máxima taxa de deformação dentro

da região quase estática (para a CSP normalmente $10^{-2}s^{-1}$). Um ponto importante a destacar é que a superplasticidade está na região quase estática, que compreende a região final da fluência até o limite onde as forças inerciais podem ser ignoradas (Figura 3.19).

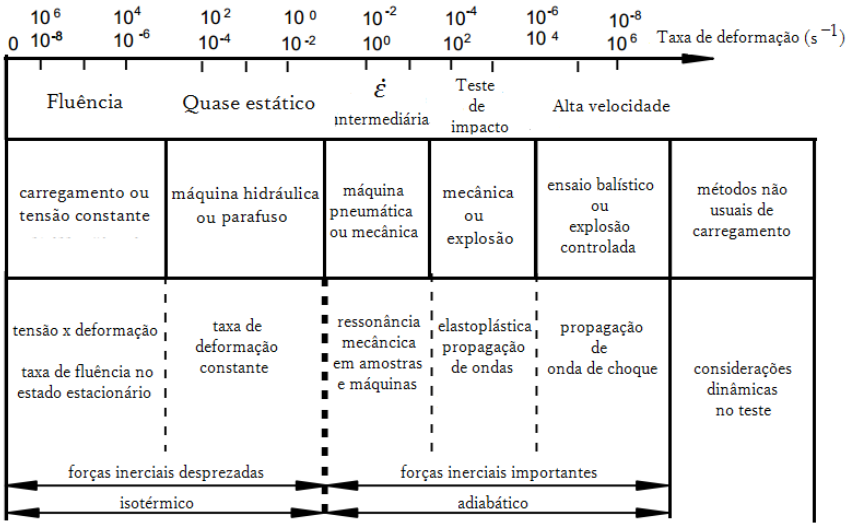


Figura 3.19 – Imagem representativa de testes em função da taxa de deformação (adaptado de SIERAKOWSKI, 1997).

Uma aproximação inicial para a pressão pode ser obtida por meio das equações 41, 43, 44 e 45, inserindo a geometria da matriz e peça, admitindo $h = a$ e assumindo a tensão igual à de escoamento obtida por teste de tração na temperatura de ensaio.

É importante lembrar que este método de teste é apenas uma referência para os valores aplicados ao ensaio. Mudanças em ordem diferentes da tabela 3.2 são possíveis para as variáveis, entretanto podem resultar em uma extensão muito curta ou fora dos limites superplásticos.

A temperatura para os ensaios das ligas AA5083 foi escolhida com base nos artigos de Cleveland, Ghosh e Bradley (2003), e Chandra (2002). Para a liga de Pb-60Sn foi escolhida a temperatura de 30°C, baseada no artigo a temperatura ambiente de Giuliano, Sorrentino e Turchetta (2015), as demais temperaturas foram escolhidos com valores superiores a temperatura ambiente, mas inferiores ao limite do ponto de fusão da liga. Assim obtendo os valores de 500, 525 e 550°C para a liga AA5083-O e H111, e 30, 75 e 112°C para o Pb-60Sn.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados e discussões foram divididos em três partes. Na primeira são abordados os ensaios utilizados para testar o sistema com a matriz de três domos, os resultados obtidos e considerações relevantes, na segunda parte é realizada uma comparação com os dados simulados por elementos finitos. Ao final é apresentada uma correlação da variação da espessura teórica com os resultados obtidos por simulação numérica.

4.1 ENSAIOS INICIAIS, VALIDAÇÃO DO EQUIPAMENTO E MATERIAL

Com o objetivo de testar o funcionamento do sistema criado para a matriz com três domos, vários testes foram realizados com diferentes materiais. Ensaios iniciais foram feitos com Ti6Al4V e alumínio AA1100 nas dimensões Ø115mm x 2mm para verificar a capacidade do material da matriz em suportar as condições do processo e funcionamento do sistema de pressurização. A ferramenta utilizada nos dois testes foi de cavidade única com 60 mm de diâmetro e raio da base de 6,5 mm (figuras 4.1 e 4.2).

Figura 4.1 – Peça de Ti6Al4V ensaiada com espessura de 2 mm, pressão de 11 bar e temperatura de 925°C. a) vista superior e b) altura do domo.

É importante ressaltar que devido à alta temperatura necessária para o teste com titânio, o ensaio foi efetuado em um forno com aquecimento por resistência (figura 3.9), sopro com gás argônio e sistema de união da matriz por parafusos. Para o ensaio com a liga de alumínio foi possível proceder com aquecimento através de resistência coleira (figura 4.2a) e fixação por prensagem.

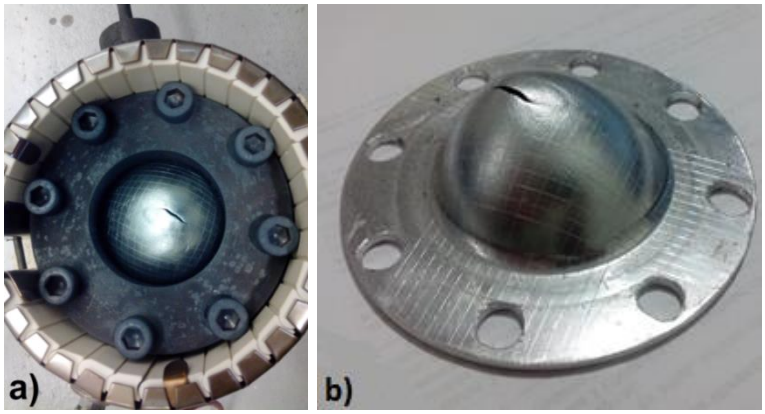


Figura 4.2 – a) Conjunto peça e matriz. b) Corpo de prova com espessura de 2 mm testado com pressão de trabalho de 8bar a 550°C.

Posteriormente foram executados outros ensaios para avaliar o desempenho da matriz com múltiplos domos. Os materiais utilizados foram latão e Pb-60Sn com as dimensões de ∅115mm x 0,5mm, e alumínio AA1100 no tamanho de ∅115mm x 2mm, conforme é possível visualizar na figura 4.3.

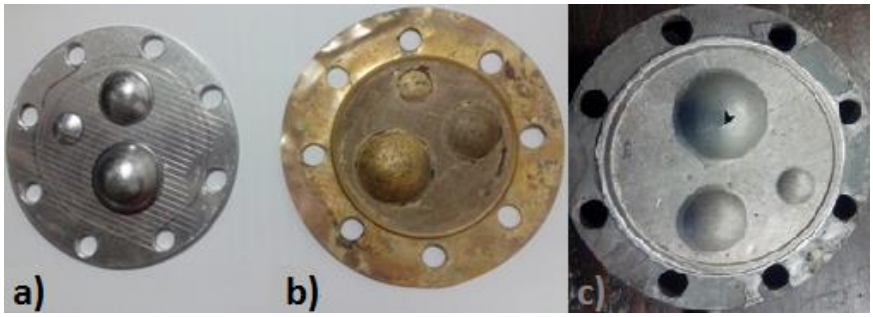


Figura 4.3 – Teste com ferramenta de três domos. a) Alumínio AA1100, b) Latão e c) Pb-Sn60.

Os resultados apresentaram-se satisfatórios, com o alcance máximo do domo em ambos os testes. Os ensaios foram efetuados com pressão constante de 8bar e temperaturas de 30°C, 550°C e 850°C, para as ligas de estanho-chumbo, alumínio e latão respectivamente. As informações de temperatura e pressão para os testes foram escolhidas com base nos trabalhos de Giuliano, Sorrentino e Turchetta (2015), Chandra (2002), e Sagat e Taplin (1975). No ensaio com latão foi utilizado o forno para aquecimento e sistema de união da base com a matriz por parafusos.

Dos ensaios realizados apenas o titânio não apresentou a resposta necessária, devido a relação da espessura da chapa (2 mm) disponível com o diâmetro da cavidade utilizada, o mesmo apresentou dificuldades em chegar ao topo do domo ($H = 1$) mesmo com a matriz de domo único, inviabilizando a sua aplicação na ferramenta multidomo fabricada para este trabalho.

4.1.1 Metalografia do material

A análise metalográfica foi realizada a fim de investigar a microestrutura do ponto de vista do tamanho inicial do grão. Segundo relatado pelos autores Vetrano et al., (1994), e Mohamed, (2011), existe uma forte dependência da superplasticidade com o tamanho do grão, onde tamanhos menores aumentam os contornos de grão e facilitam o processo de escorregamento (GBS).

Após o processo de laminação e recristalização, para a avaliação, primeiramente as amostras dos materiais utilizadas no estudo foram cortadas, embutidas, lixadas e polidas. No estudo das ligas de alumínio foi realizado ataque químico com uma solução de 10% de acido fosfórico em água a 50°C por 1 min e 30s. Todas as amostras foram envelhecidas durante 10 horas a 120 °C para auxiliar na revelação do grão. A análise foi realizada através de microscopia ótica e os resultados são observados na figura 4.4.

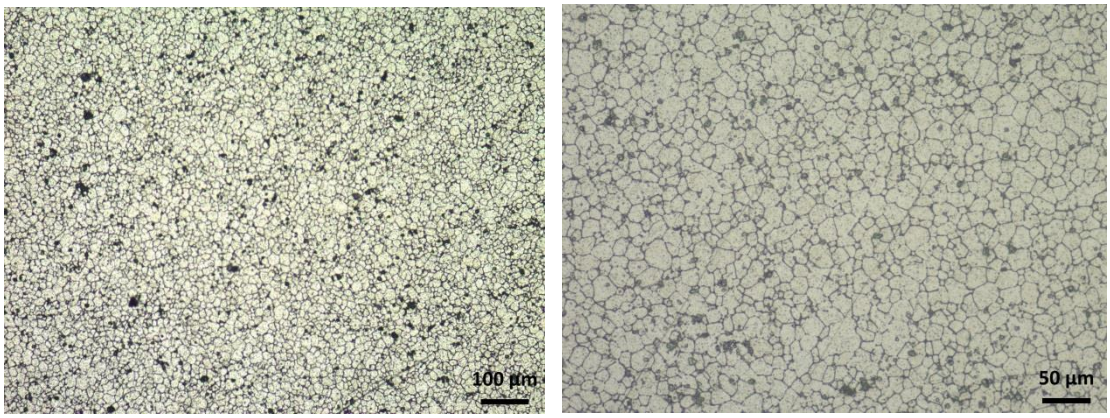


Figura 4.4 – Metalografia do grão para o alumínio AA5083-O após a laminação e recristalização. a) ampliação de 200x e b) 100x.

Na imagem da figura 4.4 é possível observar a presença de grãos inferiores a 10μm e também uma estrutura razoavelmente homogênea do ponto de vista geométrico. O tamanho médio medido foi de 12 μm (TG = número 10).

A mesma análise foi realizada para a liga AA5083-H111, conforme é possível verificar na figura 4.5.

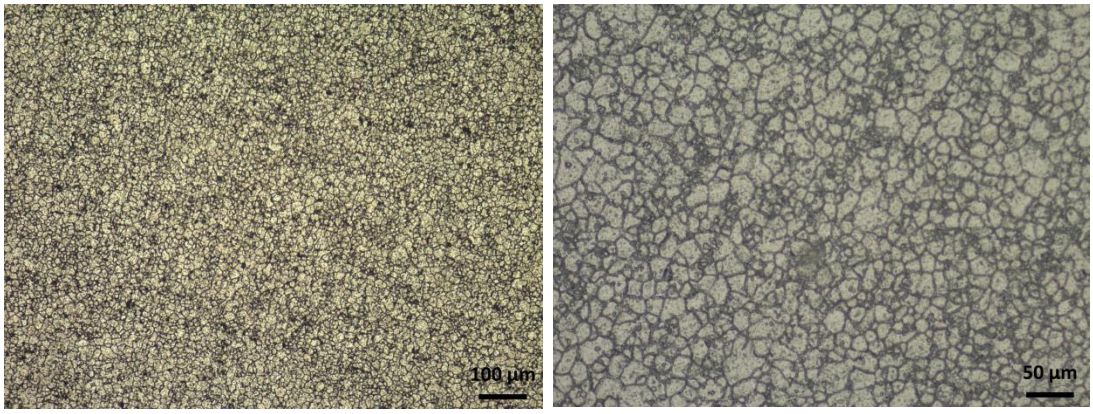


Figura 4.5 – Metalografia do tamanho do grão para o alumínio AA5083-H111 após a laminação e recristalização. a) ampliação de 200x e b) 100x.

Verifica-se assim como na liga AA5083-O grãos relativamente pequenos, o tamanho médio obtido foi de 13 μm (TG = número 10). As imagens são similares a outros trabalhos encontrados na literatura como, por exemplo, na figura 4.6.

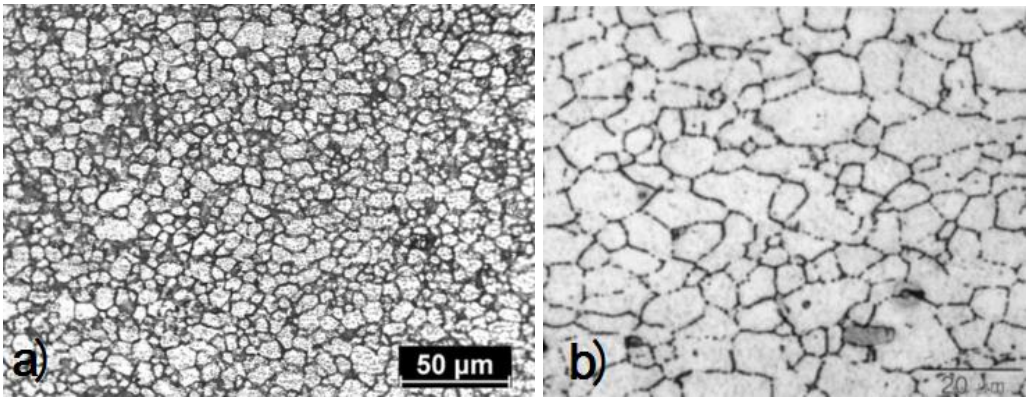


Figura 4.6 – Tamanho do grão para ligas comerciais de AA5083. a) Liga ALNOV-U por Sorgente e Tricarico (2014) e b) Cleveland, Ghosh e Bradley (2003).

4.2 ENSAIO DE EXPANSÃO FLUIDOSTÁTICA PARA AS LIGAS DE ESTUDO

Com a validação do sistema, ensaios para as ligas em estudo foram preparados de forma a obter os parâmetros superplásticos propostos. Os materiais submetidos à análise são a liga AA5083-O (fabricado na Inglaterra), AA5083-H111 (fabricado no Brasil) e 60Sn-Pb (fabricado no Brasil). É importante ressaltar que as ligas de alumínio passaram por tratamento termomecânico de laminação e recristalização.

4.2.1 Testes com alumínio AA5083 e Pb-60Sn

O ensaio consistiu em expandir as três ligas através da matriz de múltiplos domos, o teste foi realizado a pressão constante nos valores de: 9, 7, 5 e 3 bar (este último somente em algumas condições) para o alumínio e entre 8, 5, 4, 3 e 2 bar para o Pb-60Sn, variando de acordo com a temperatura utilizada. Testes foram realizados com ar comprimido e argônio, não revelando diferenças notáveis, ainda

assim os ensaios com valores mais significativos foram repetidos com argônio. O primeiro material a ser testado foi a liga AA5083-O, os resultados foram obtidos através da geometria das cavidades, diferença de altura entre os domos, pressão de trabalho, tempo de ensaio e medição da espessura. Com base nestes parâmetros e nas equações 38 a 44, foi possível calcular as variáveis no centro do domo para tensão efetiva (σ_e), deformação efetiva (ε_e), taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$), sensibilidade a taxa de deformação (m) e multiplicador da equação de Norton-Hoff (k). Os resultados estão na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Tabela referente aos experimentos realizados e variáveis calculadas para a região central do domo com $R_b = 3{,}5\ mm$ (AA5083-O).

Temperatura ($°C$)	Pressão (bar)	d_m (mm)	σ_e (MPa)	ε ($\frac{mm}{mm}$)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	t (s)	S_0 (mm)	S (mm)	h (mm)	k ($MPa.s^m$)	m
550	9	30	14,005	0,703	0,0032	220	1,07	0,53	12,41	528,50	0,6318
		20	8,021	0,291	0,0013		1,07	0,80	6,22		
	7	30	9,494	0,517	0,0016	331	1,09	0,65	10,92	636,45	0,6508
		20	6,078	0,261	0,00079		1,09	0,84	6,05		
	5	30	6,887	0,514	0,00059	870	1,07	0,64	10,92	2470,87	0,7913
		20	4,240	0,278	0,00032		1,07	0,81	6,52		
	3	30	3,822	0,434	0,00029	1500	1,05	0,68	11,26	966,64	0,6792
		20	2,519	0,235	0,00016		1,05	0,83	6,4		
525	9	30	11,865	0,479	0,0020	245	1,05	0,65	11,49	745,96	0,6640
		20	7,892	0,259	0,0011		1,05	0,81	6,25		
	7	30	9,306	0,502	0,00096	524	1,09	0,66	11,01	1344,22	0,7154
		20	6,013	0,273	0,00052		1,09	0,83	6,22		
	5	30	6,472	0,439	0,00046	960	1,07	0,69	10,68	2482,01	0,7736
		20	4,241	0,254	0,00026		1,07	0,83	6,32		
500	9	30	12,119	0,251	0,0019	133	1,08	0,84	7,68	265,84	0,4924
		20	9,048	0,139	0,0010		1,08	0,94	4,53		
	7	30	7,350	0,248	0,0020	125	1,00	0,78	9,8	227,29	0,5516
		20	5,815	0,163	0,0013		1,00	0,85	4,15		
	5	30	6,407	0,369	0,00081	457	1,07	0,74	9,72	621,89	0,6424
		20	4,420	0,207	0,00045		1,07	0,87	5,68		

É possível observar um crescimento da taxa de deformação com o aumento da pressão, este comportamento possibilita notar sua evolução em relação a tensão obtida no centro do domo. Um ponto importante a destacar é que o tempo de

realização dos ensaios foi escolhido de modo crescente da maior pressão e menor temperatura em relação a menor pressão e maior temperatura para grande parte dos ensaios. Este método foi efetuado observando o tempo de execução até chegar a altura máxima do domo com a maior pressão e maior temperatura, onde por tentativa e erro, analisando o desenvolvimento da altura do domo e taxa de deformação foi possível estabelecer as melhores condições para os outros experimentos.

Para esta análise o domo de diâmetro de 10 mm não foi considerado devido a grande diferença existente em relação à espessura da chapa. Em muitos testes a peça atingiu uma altura muito pequena, insuficiente para produzir variações nos parâmetros h e s fáceis de medir corretamente. Uma solução para este problema pode ser construir domos com diâmetros mais próximos, evitando o fator de escala na análise.

Na figura 4.7 é apresentada a imagem da peça após o processo de conformação.

Figura 4.7 – Peça conformada da liga AA5083-O.

O segundo material analisado é o alumínio 5083-H111. Na tabela 4.2 é possível verificar os resultados obtidos. Os procedimentos para a sua construção foram os mesmos utilizados para a liga 5083-O.

Tabela 4.2 – Tabela referente aos experimentos realizados para um raio da base domo $R_b = 3{,}5\ mm$ (AA5083-H111)

Temperatura ($°C$)	Pressão (bar)	d_m (mm)	σ_e (MPa)	ε ($\frac{mm}{mm}$)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	t (s)	s_0 (mm)	s (mm)	h (mm)	k ($MPa.s^m$)	m
550	9	30	11,954	0,640	0,0033	193	1,1	0,58	15,00	461,81	0,6399
		20	6,682	0,258	0,0013		1,1	0,85	7,31		
	7	30	9,273	0,360	0,0021	175	1,07	0,75	9,09	592,23	0,6719
		20	6,488	0,212	0,0012		1,07	0,87	5,38		
	5	30	6,604	0,246	0,0012	198	1,1	0,86	7,64	603,24	0,6748
		20	4,880	0,157	0,00079		1,1	0,94	4,67		
	3	30	4,040	0,171	0,00087	198	1,08	0,91	6,98	420,20	0,6585
		20	3,157	0,118	0,00059		1,08	0,96	4,22		
525	9	30	15,202	0,783	0,0041	189	1,05	0,48	12,90	464,17	0,6231
		20	8,091	0,285	0,0015		1,05	0,79	6,25		
	7	30	9,422	0,303	0,0016	189	1,07	0,79	8,30	261,81	0,5167
		20	6,813	0,162	0,00086		1,07	0,81	4,85		
	5	30	6,996	0,193	0,0013	150	1,08	0,89	6,85	256,81	0,5415
		20	5,347	0,118	0,00079		1,08	0,96	4,15		
	3	30	4,992	0,154	0,00078	198	1,12	0,96	5,21	115,26	0,4386
		20	4,010	0,094	0,00047		1,12	1,02	3,12		
500	9	30	12,607	0,511	0,0024	212	1,05	0,63	10,90	188,05	0,4483
		20	8,055	0,188	0,00089		1,05	0,87	5,60		
	7	30	9,882	0,193	0,0013	150	1,08	0,89	6,78	243,44	0,4816
		20	7,444	0,107	0,00071		1,08	0,97	4,13		
	5	30	8,317	0,088	0,00052	170	1,07	0,98	5,10	567,42	0,5580
		20	6,578	0,058	0,00034		1,07	1,01	3,20		
	3	30	6,638	0,066	0,00039	170	1,1	1,03	3,62	251,11	0,4624
		20	5,091	0,037	0,00022		1,1	1,06	2,38		

Nota-se um comportamento similar das variáveis ao apresentado para a outra liga de alumínio utilizada no trabalho. Entretanto observa-se valores um pouco menores para o índice de sensibilidade a taxa de deformação, isto pode ser explicado pela diferença no tamanho médio do grão entre as duas ligas. O tamanho do grão possui grande influência no comportamento da superplasticidade conforme relatado por Sherby e Wadsworth (1984) apud Xuejun (2006). As escolhas dos tempos de processamento seguiram o mesmo método apresentado para a outra liga de alumínio.

O terceiro material submetido à análise foi a liga de 40Pb-60Sn (tabela 4.3), este possui a característica interessante de apresentar superplasticidade a temperatura ambiente (DESHMUKH, 2009; GIULIANO; FRANCHITTI, 2007).

Tabela 4.3 – Tabela referente aos experimentos realizados com raio da base do domo $R_b = 3{,}5\ mm$ (40Pb-60Sn).

Temperatura $(°C)$	Pressão (bar)	d_m (mm)	σ_e (MPa)	ε $(\frac{mm}{mm})$	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	t (s)	s_0 (mm)	s (mm)	h (mm)	k $(MPa.s^m)$	m
112	4	30	20,65	1,053	0,0067	155	0,43	0,15	14,00	712,55	0,7064
		20	9, 55	0,340	0,0022		0,43	0,30	6,10		
	3	30	9,719	0,334	0,0022	155	0,41	0,29	9,85	672,25	0,6899
		20	8,335	0,267	0,0017		0,41	0,31	5,00		
	2	30	11,928	0,446	0,0047	95	0,27	0,16	9,63	432,80	0,6699
		20	7,0783	0,205	0,0022		0,27	0,22	5,60		
75	8	30	36,986	0,693	0,3465	2	0,4	0,20	10,10	44,67	0,1782
		20	23,257	0,0513	0,0256		0,4	0,38	3,85		
	4	30	17,352	0,847	0,0012	695	0,42	0,18	14,3	2014,40	0,7086
		20	9,019	0,336	0,00048		0,42	0,30	6,65		
	3	30	12,039	0,536	0,00074	720	0,41	0,24	9,50	1789,56	0,6943
		20	10,132	0,418	0,00058		0,41	0,27	4,70		
	2	30	6,989	0,288	0,00034	840	0,41	0,33	7,5	897,13	0,6084
		20	4,382	0,134	0,00016		0,41	0,35	5,7		
30	8	30	20,778	0,0855	0,00033	258	0,61	0,56	5,76	677,81	0,4350
		20	16,513	0,0504	0,00019		0,61	0,58	3,55		
	5	30	16,548	0,080	0,00026	309	0,65	0,60	4,16	1334,94	0,5316
		20	12,505	0,0473	0,00015		0,65	0,62	2,75		
	3	30	11,555	0,0465	0,000077	603	0,66	0,63	3,40	649,99	0,4255
		20	9,691	0,0308	0,000051		0,66	0,64	2,08		

As diferentes pressões utilizadas para cada temperatura são resultado da necessidade em atingir taxas que estivessem dentro do regime superplástico. Na temperatura ambiente a variação ficou entre 3 e 8 bar e em 112°C a valores menores entre 2 e 4 bar. Isto é consequência da menor resistência do material em temperaturas mais altas, e também porque as chapas foram ensaiadas a 30°C com uma espessura inicial de 0,2 mm maior, ainda que o fator geométrico tenha uma menor influência. Alguns ensaios foram obtidos em tempos diferentes do método proposto, mas por apresentarem uma variação na taxa satisfatória para análise não foram descartados.

Para investigar de forma a observar o comportamento das variáveis em relação ao processo, gráficos foram criados de modo a correlacionar e estudar o comportamento superplástico para as ligas utilizadas no trabalho. Primeiramente foram relacionados os parâmetros de tensão efetiva (σ_e) e taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) no formato log-log de maneira a reproduzir a curva sigmoidal, muito presente em diversas literaturas de estudo do fenômeno de CSP (CHANDRA, 2008; CHENG, 1996; GIULIANO, 2011; MORSY; MANABE; NISHIMURA, 2002; SAGRADI, 1996) entre outros. Todos os gráficos foram aproximados a uma curva de grau 2, normalmente utilizada em muitos trabalhos. Na figura 4.8 é demonstrado o resultado para a liga AA5083-O.

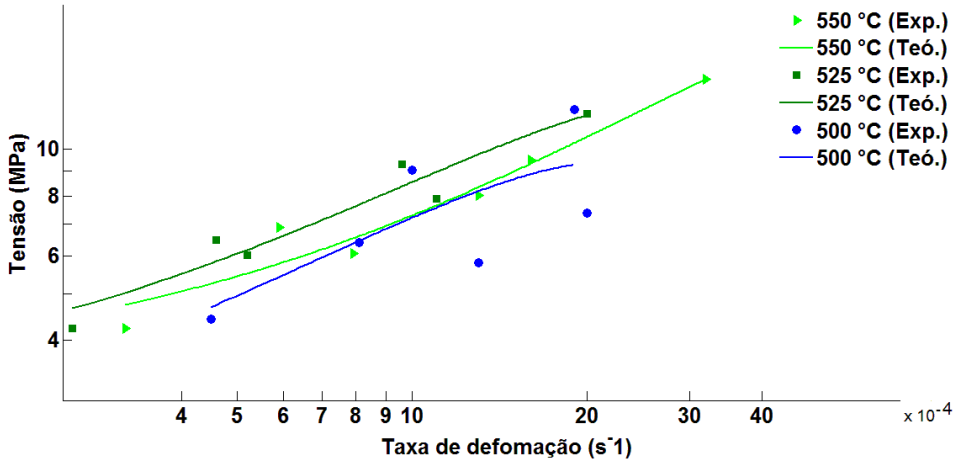


Figura 4.8 – Gráfico tensão x taxa de deformação para a liga AA5083-O.

Nas três curvas observa-se uma tendência em formar a curva de comportamento sigmoidal, ainda que esta não seja uma exigência, pois grande parte das literaturas apresentam formatos mais próximos de uma equação do segundo grau. Isto acontece muitas vezes porque a curva não preenche a variação da taxa de deformação com extensão suficiente para atingir todos os pontos e produzir a curva por completo, este comportamento pode ser visto em trabalhos como o de Napoleão e Sordi (2000), Lee, Song, Shin e Lee (1998). No geral completar as regiões I e II ou II e III (figura 2.2) da curva sigmoidal é suficiente para obter o índice de sensibilidade a taxa de deformação, observando que a região central do gráfico possui uma inclinação fixa em toda a sua extensão para grande parte das ligas de CSP.

Houve uma variação incomum para a temperatura de 500°C, com a tensão de escoamento mais baixa do que nos outros dois ensaios. Entre os fatores que podem explicar esta diferença seria a ativação de algum fenômeno microestrutural em função do refinamento dos grãos, que desviou alguns pontos da janela superplástica, resultando em uma curva mais baixa. Segundo Verma, Friedman e Ghosh, 1996, a liga de alumínio AA5083 possui redução significativa da cavitação na temperatura de 550°C, apresentando um nível de 5%, isto é um indicador do motivo pelo qual a temperatura de 500°C apresentou desvio. A nucleação de cavidades produz vazios que resultam em uma maior deformação do material, trabalhando conjuntamente com o deslizamento do contorno do grão e acomodando a movimentação dos mesmos, entretanto sua presença provoca diminuição na resistência final da peça, sendo, portanto indesejada. Uma forma de reduzir a evolução da cavitação nesta temperatura seria a aplicação de uma contrapressão na superfície oposta a de pressurização da peça durante o processamento (SNIPPE, 2011; SORGENTE; TRICARICO, 2014; VERMA et al., 1995).

Um ponto interessante a destacar é a presença da região central da curva dentro de uma extensão da taxa de deformação entre os valores de $0{,}5\,.\,10^{-3}\ e\ 2\,.\,10^{-3}$, um dado próximo a outras pesquisas em superplasticidade com este material.

Para o gráfico da figura 4.9 houve um comportamento similar a de outros trabalhos disponíveis na literatura, com destaque para o aparecimento do formato sigmoide nas três curvas.

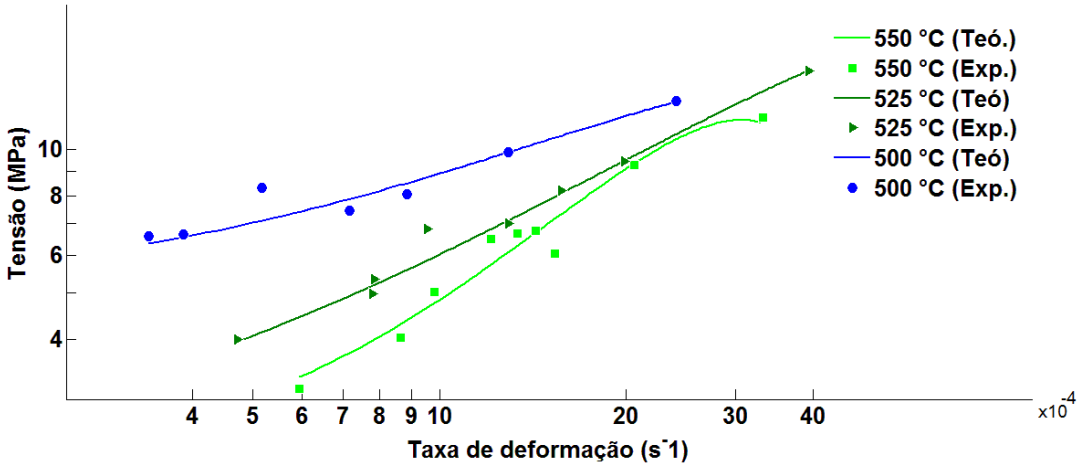


Figura 4.9 – Gráfico tensão x taxa de deformação para AA5083-H111.

Observa-se uma diminuição da tensão de escoamento com o aumento da temperatura e também o aparecimento da região estacionária para o maior índice de sensibilidade a taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) ocorrendo a 550°C, entre as taxas de $0{,}7 \,.\, 10^{-3} s^{-1}$ até $2 \,.\, 10^{-3} s^{-1}$. O aumento da temperatura e a presença de baixas taxas de deformação favorece o aparecimento do deslizamento do contorno de grão (*grain boundary slinding*), uma característica recorrente em ligas superplásticas (SNIPPE, 2011). Ligas de CSP como AA5083 tem uma alta resistência na matriz dos grãos, suficientes para resistir ao escorregamento intergranular e também devido a presença de partículas do tipo $Al_6(Mn, Cr)$ que inibem o crescimento dos grãos, conforme relatado por Vetrano et al. (1994) e Kulas et al. (2005), permitindo assim o fenômeno GBS por mais tempo.

Diferente dos resultados encontrados para as ligas de alumínio desta pesquisa nota-se na figura 4.10 que houve uma grande mudança na extensão da taxa de deformação ocupada pela região de CSP, isso se deve ao fato das ligas de chumbo e estanho apresentarem superplasticidade já em temperatura ambiente (SOLIMAN; SEIF, 2005; GIULIANO; FRANCHITTI, 2007) permitindo uma variação bem maior deste parâmetro.

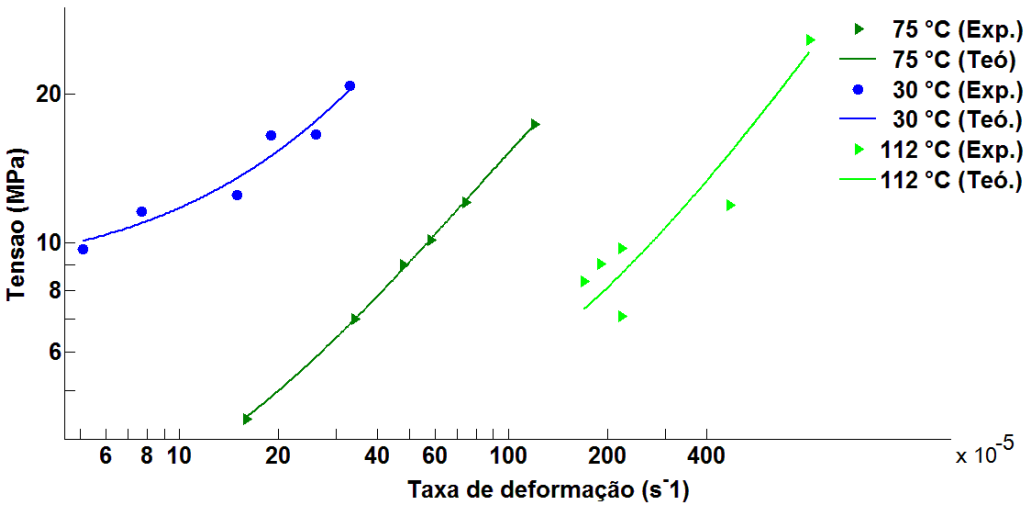


Figura 4.10 – Gráfico tensão x taxa de deformação para Pb-60Sn.

É possível constatar que o aumento da temperatura permite trabalhar com taxas de deformação maiores, consequentemente reduzindo o tempo de

processamento. Outro ponto importante a destacar é referente a impossibilidade de notar um comportamento sigmoidal, isto provavelmente ocorreu pela escolha do tempo de conformação da peça não ter sido adequado para atingir todos os pontos da curva sigmoide, ainda que assim seja possível obter parâmetros importantes como o índice de sensibilidade a taxa de deformação (m).

Com a finalidade de estudar o desempenho superplástico das ligas em questão, foram construídos gráficos relacionando o índice de sensibilidade a taxa de deformação (m) e a taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$), uma vez que estes dois parâmetros possuem uma forte influência no processo de CSP (GHOSH; RAJ, 1981; GIULIANO, 2011; KUMARESAN; KALAICHELVAN, 2014; BALASIVANANDHA; PADMANABHAN, 2014).

Examinando o gráfico da figura 4.11 é possível perceber que existe um aumento do índice de sensibilidade a taxa de deformação (m) com o crescimento da temperatura.

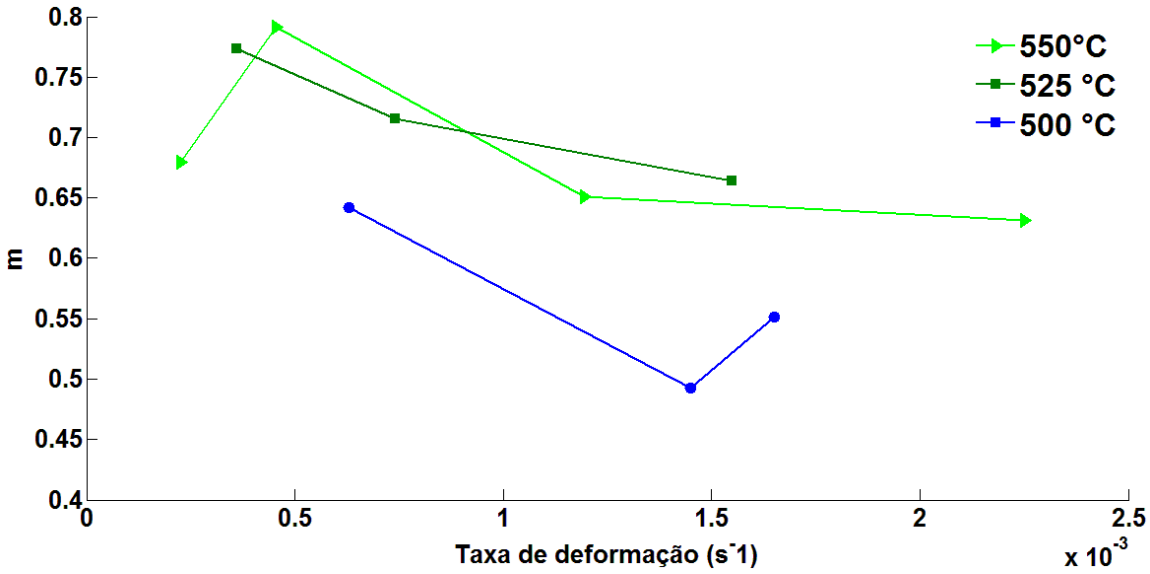


Figura 4.11 – Gráfico m x taxa de deformação para AA5083-O.

Para a temperatura de 550°C o pico chegou ao valor de $m = 0{,}79$, um pouco superior ao encontrado na literatura, normalmente entre $0{,}6$ e $0{,}7$. Também é notável o formato da curva na maior temperatura com a tendência em formar uma parábola com cavidade para baixo, indicando a passagem pelo ponto de máximo em relação

a curva sigmoidal. A taxa média no ponto ótimo pela técnica multidomo atingiu o valor de $\dot{\varepsilon} = 0{,}000455\ s^{-1}$. Conforme relatado por Padmanabhan et al. (2001), foi assumida para a análise da condição ótima aquela que produz o maior índice de sensibilidade a taxa de deformação (m), conforme é possível observar na figura 4.12. Na temperatura de 525°C verificou-se um deslocamento do pico para a esquerda, indicando que temperaturas menores podem contemplar taxas menores de deformação para o processo, resultando na necessidade de um tempo maior para conformar a peça (KUMARESAN; KALAICHELVAN, 2014). A curva obtida com a temperatura de 500°C apresentou um índice m menor, um desempenho esperado pela grande dependência com o aquecimento do material.

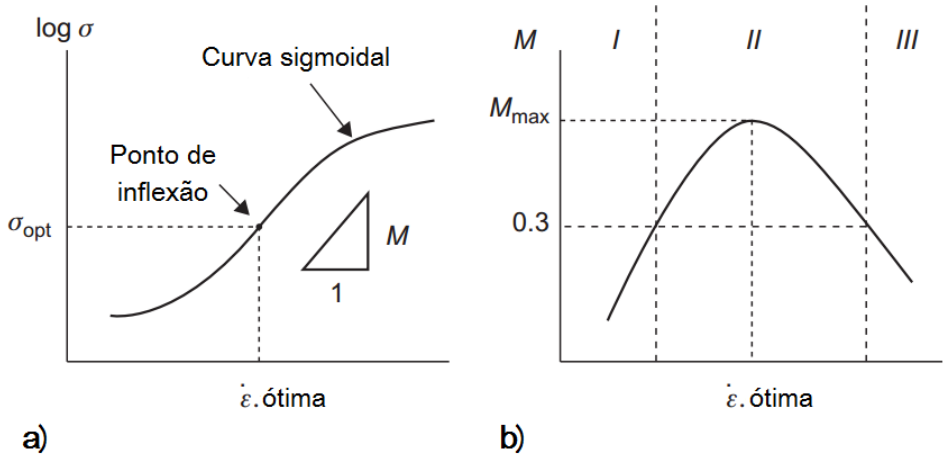


Figura 4.12 – Gráficos representativos da taxa de deformação ótima (PADMANABHAN et al., 2001). a) σ x $\dot{\varepsilon}$ e b) m x $\dot{\varepsilon}$.

Um ponto importante a observar é que todos os índices de sensibilidade a taxa de deformação (m) foram superiores a $m = 0{,}3$, o que pode ser explicado pela escolha das taxas de deformação adequadas e principalmente pelo refinamento do grão obtido durante a laminação e recristalização (GIULIANO, 2011).

A análise do gráfico da figura 4.13 apresentou comportamento similar, com o aumento do índice de sensibilidade a taxa de deformação (m) dependente do crescimento da temperatura (BALASIVANHANDA; PADMANABHAN, 2014, GIULIANO, 2011). A curva da temperatura de 550°C apresentou um comportamento similar ao da liga 5083-O, onde é possível notar a tendência em formar uma

parábola com índice máximo $m = 0{,}67$ e taxa média de $0{,}000995\, s^{-1}$. As outras temperaturas apresentaram índice m mais baixo, exibindo também todos os valores superiores a $m = 0{,}3$.

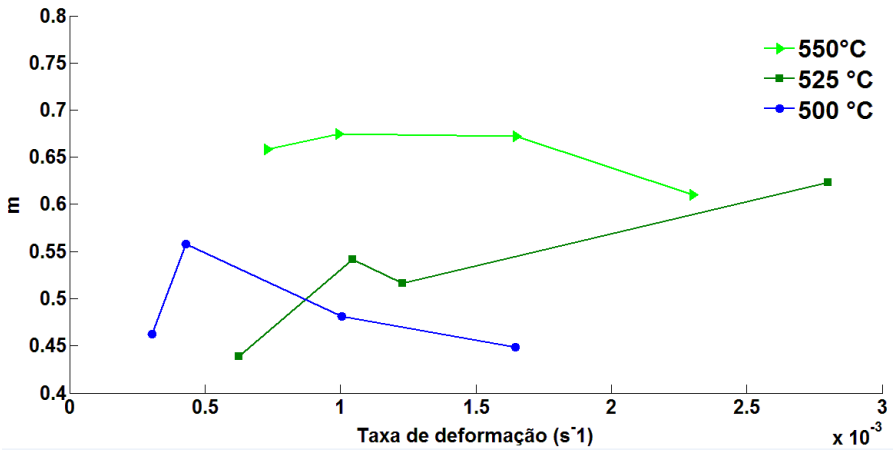


Figura 4.13 – Gráfico m x taxa de deformação para AA5083-H111

Observando o desempenho da liga de chumbo e estanho na figura 4.14, verifica-se que existe uma variação maior da taxa de deformação em função da escolha de uma diferença maior entre as temperaturas escolhidas. Um comportamento análogo as ligas de alumínio e característico da superplasticidade é notado em relação à temperatura e índice m. Um ponto importante a ser verificado é que a extensão da taxa de deformação com um maior índice de sensibilidade a taxa é menor na temperatura ambiente.

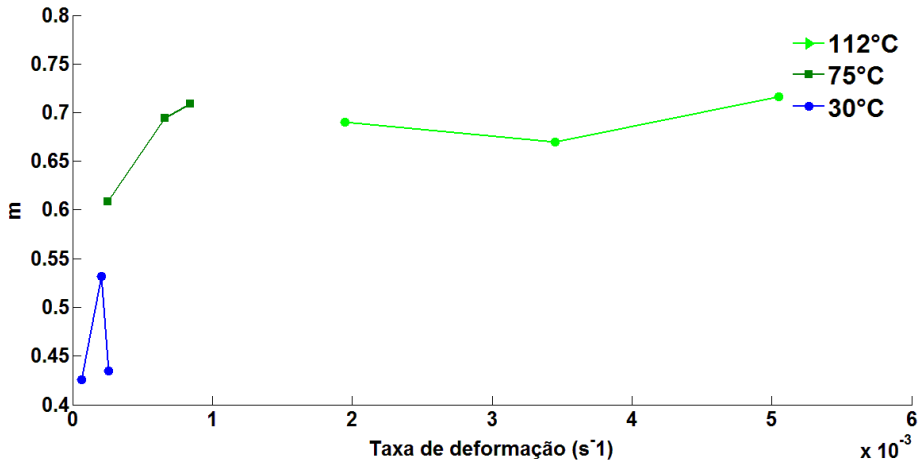


Figura 4.14 – Gráfico m x taxa de deformação para Pb-60Sn.

4.3 AJUSTE DE EQUAÇÕES COMPORTAMENTAIS

Com o objetivo de verificar o comportamento da curva de $\sigma\, x\, \dot{\varepsilon}$, outros métodos de aproximação da curva foram testados para posterior implantação no $ABAQUS^{®}$. Nesta análise foram escolhidos os dados experimentais com maior temperatura, uma vez que estes, dentro do limite superplástico, costumam apresentar o maior valor. Assim, foi criada uma tabela com os parâmetros obtidos a partir dos dados experimentais e respectivas curvas com as equações 6 e 22. O software matemático $\mathrm{Matlab}^{®}$ foi utilizado para fazer a calibração dos dados, os métodos de cálculo escolhidos são através da técnica multidomo e aproximação numérica.

Para a equação sigmóide um estudo inicial do comportamento dos parâmetros da equação foi realizado a fim de verificar os limites do modelo, conforme segue:

$\mathrm{a_s}$ = o aumento do seu valor ocasiona diminuição da tensão máxima e redução o inverso. Valores menores que zero apresentam problemas geométricos.

$\mathrm{b_s}$ = o aumenta desloca a curva na horizontal na direção positiva e a diminuição o comportamento inverso. Valores menores que zero apresentam problemas geométricos.

$\mathrm{c_s}$ = parâmetro normalmente menor que zero, onde valores menores deslocam a curva na horizontal no sentido positivo e aumento do índice m, o aumento do seu valor resulta no comportamento inverso. Valores positivos não costumam apresentar geometria adequada da curva.

$\mathrm{d_s}$ = o seu aumento provoca a elevação tanto da tensão mínima quanto máxima, o contrário o decréscimo dos dois parâmetros. Parâmetro normalmente positivo, ainda que não apresente restrições para valores negativos.

Um fator importante a mencionar é que a equação sigmóide apresenta uma dificuldade maior na obtenção dos parâmetros em relação a algumas equações superplásticas. Sua natureza não linear e restrições no domínio dos parâmetros para a CSP dificulta a procura automatizada das constantes, sendo necessário definir antecipadamente valores máximos e mínimos para as quatro variáveis. Na tabela

4.4 é possível ver um resumo dos parâmetros calibrados e sua respectiva técnica de aproximação.

Tabela 4.4 – Dados ajustados e equações superplásticas (A-O e A-H = alumínios 5083-O e 5083-H111 respectivamente e Pb-Sn = liga de 40Pb-50Sn).

Equação	Liga	Parâmetros	R^2	Técnica	Código
$\sigma_e = k.\dot{\varepsilon}^m$ (Norton-Hoff)	A-O	$k = 2479{,}87;\ m = 0{,}7913$	-	multidomo	MDO
	A-H	$k = 603{,}24;\ m = 0{,}6748$	-		MDH
	Pb-Sn	$k = 712{,}55;\ m = 0{,}7064$	-		MPS
	A-O	$k = 262{,}01;\ m = 0{,}5134$	0,9536	Matlab® (fminsearch)	FMO
	A-H	$k = 550{,}01;\ m = 0{,}6691$	0,9481		FMH
	Pb-Sn	$k = 1156{,}60\ ;\ m = 0{,}8030$	0,9035		FMPS
sigmóide	A-O	$a_s = 0{,}211;\ b_s = 0{,}0162;$ $c_s = -0.5;\ d_s = 0.6142$	0,9465	Matlab® (cftool)	NLO
sigmóide	A-H	$a_s = 0{,}464;\ b_s = 7{,}429E-7$ $c_s = -1{,}869;\ d_s = 0{,}377$	0,9452		NLH
sigmóide	Pb-Sn	$a_s = 0{,}003039;$ $b_s = 1{,}748E-4$ $c_s = -1{,}762;\ d_s = 2{,}039$	0,9438		NLPS

Nota-se algumas diferenças entre os coeficientes de correlação (R^2) em todas as equações (tabela 4.4). É importante ressaltar que a equação de Norton-Hoff é muito simples e apresenta restrições quanto à extensão da taxa de deformação onde dever ser aplicada. Ainda que permita obter um valor geral da inclinação da curva, é mais adequada para aplicação dentro da região II (figura 2.2) da curva superplástica. No índice m do alumínio AA5083 O com a calibração por procura do ponto mínimo (fminsearch), observa-se que houve a obtenção de um índice mais baixo do que aquele conseguido pela técnica multidomo, isso ocorreu provavelmente devido às limitações mencionadas para este tipo de modelo matemático.

Com a finalidade de observar o comportamento das curvas em relação aos dados experimentais, gráficos foram criados relacionando as equações calibradas na condição de 550°C para o AA5083 (figura 4.15) e 112°C (figura 4.16) para o Pb-60Sn.

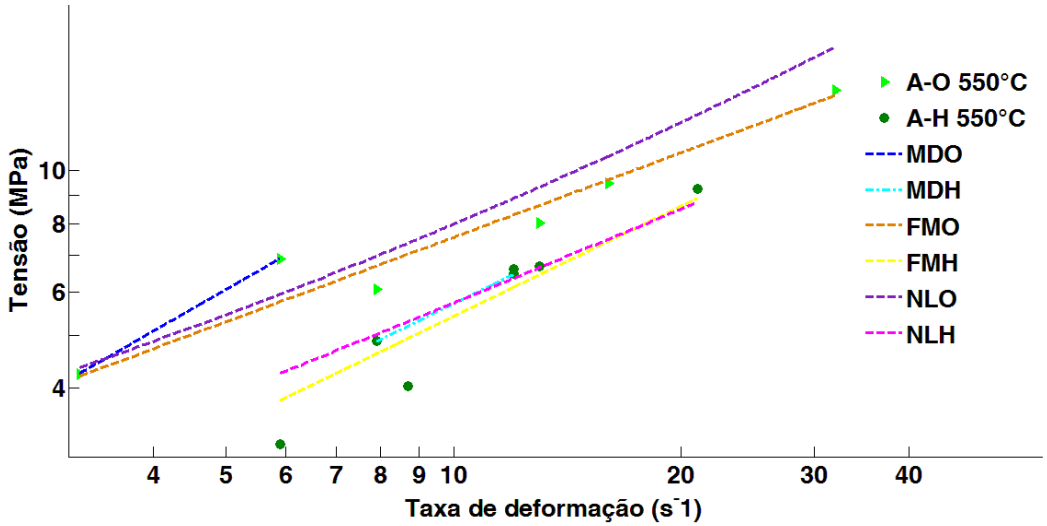


Figura 4.15 – Curvas de aproximação para as ligas 5083-O (A-O) e 5083-H111 (A-H) do experimental e calculado (tabela 4.4) na temperatura de 550°C.

Conforme é possível verificar na figura 4.15 a curva aproximada para o método multidomo foi admitida apenas entre as duas taxas onde o parâmetro foi obtido. Não é adequado extrapolar os dados para esta condição, observando que sua validade é restrita devido à consideração apenas de dois pontos para a tensão e taxa de deformação.

Assim como comentado na figura 4.15, foi realizado o mesmo procedimento na construção da curva multidomo para o gráfico da figura 4.16.

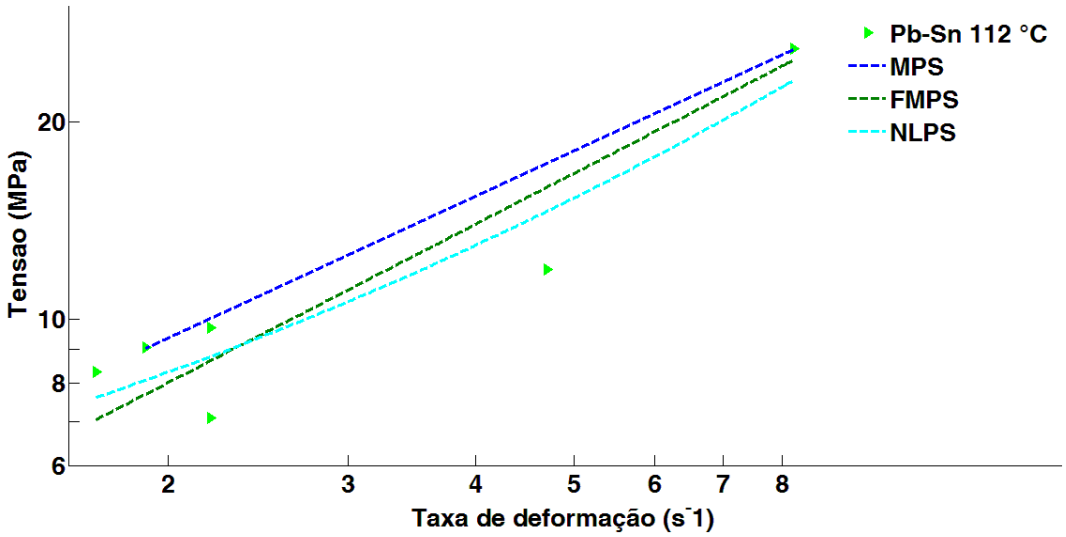


Figura 4.16 – Curvas de aproximação para a liga 40Pb-60Sn (Pb-Sn) experimental e calculado (tabela 4.4) na temperatura de 112°C.

Nas curvas obtidas para os dois materiais é possível notar diferenças entre as geometrias das equações, onde o modelo sigmóide apresenta uma região com curva mais acentuada em todas as condições. Isto ocorreu provavelmente devido a maior flexibilidade da equação sigmoidal, o qual possui mais parâmetros para o controle da curva.

Com o objetivo de verificar a variação do índice m com a temperatura na melhor condição, foram criados gráficos nesta condição para as três ligas em estudo (figura 4.17).

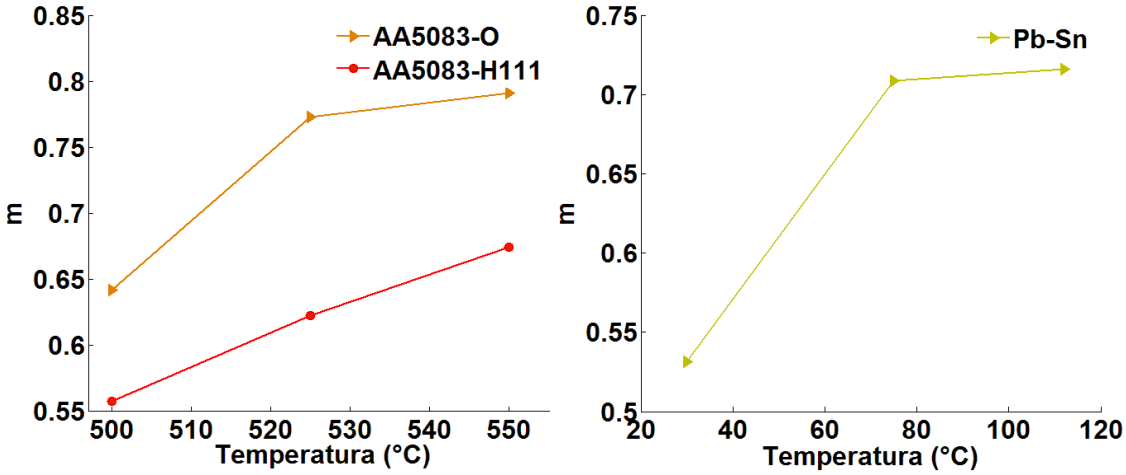


Figura 4.17 – Influência da temperatura na taxa de deformação ótima.

Conforme já constatado nos gráficos de $\dot{\varepsilon}$ x m, existe forte dependência da capacidade superplástica com o aumento da temperatura, sendo possível verificar um índice de sensibilidade a taxa de deformação um pouco maior para a liga de alumínio de denominação “O” (figura 4.11). O índice m apresenta uma variação menor nas temperaturas mais altas na liga de alumínio 5083-O e 40Pb60Sn, isso pode ser explicado pelo crescimento de regiões ativas com deslizamento do contorno de grão em função do aumento da temperatura. Na figura 4.18 são apresentados os gráficos com os respectivos resultados.

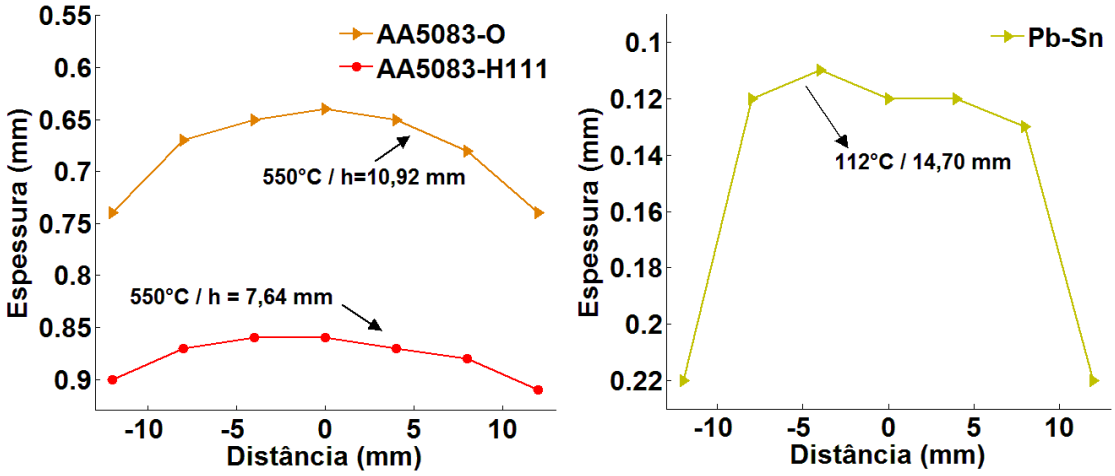


Figura 4.18 – Distribuição de espessura na $\dot{\varepsilon}_{ótima}$ para o domo $d = 30\ mm$.

Nas figuras 4.18a e b é possível verificar o perfil da peça na região ótima, conforme esperado observa-se um afinamento da espessura no centro do domo. As ligas de alumínio apresentaram distribuição similar nos dois lados da peça, entretanto a liga de Pb-Sn exibiu um grande adelgamento ao logo de quase todo o perfil, provocado provavelmente pela altura elevada do domo na condição no qual foi realizada a medição. Um destaque para a variação na região central oriunda provavelmente de anisotropia ou formação de cavidades no domo.

4.4 ANÁLISE NUMÉRICA POR ELEMENTOS FINITOS

A análise inicial é concentrada na verificação das variáveis nas temperaturas e parâmetros com melhores resultados. Esta etapa tem como objetivo também a coleta dos dados referente a evolução e distribuição de espessura no centro do domo durante o processo. O objetivo da análise computacional é auxiliar na previsão dos resultados para outras geometrias diferentes do método *bulge*, como peças industriais, por exemplo.

4.4.1 Comparações dos dados obtidos pelo MEF

O modelo aplicado nesta parte do trabalho é similar ao utilizado na seleção dos parâmetros experimentais, a escolha de uma matriz multidomo fornece informações interessantes, pois é possível conformar domos de diferentes dimensões com as mesmas condições de processo.

Para diminuir o tempo de processamento, um modelo 2D foi criado (figura 4.19) para cada cavidade, testes realizados não apresentaram diferenças significativas em relação ao modelo tridimensional. A comparação foi efetuada da mesma forma que nos dados experimentais, com três pressões diferentes e temperatura no qual se obteve os melhores resultados no teste prático.

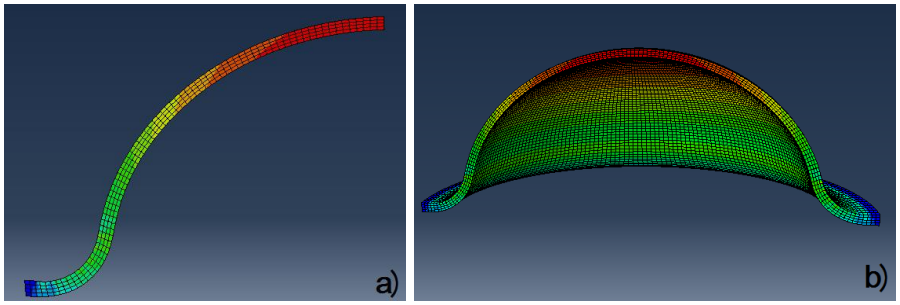


Figura 4.19 – Modelo computacional criado para a análise. a) Peça em duas dimensões, b) Em revolução.

O comportamento do material foi implantado com os modelos da tabela 4.4, diretamente inserido na interface *CAE* para a equação de Norton-Hoff e através da implantação de uma sub-rotina em *FORTRAN* para função sigmóide. Um ponto importante a destacar é que o $ABAQUS^{®}$ necessita para a programação de sub-rotina no modo *CREEP* (adaptado para análise de superplasticidade) a equação na forma de deformação equivalente inserido no comando *DECRA(1)* e a equação derivada da deformação equivalente em função da tensão efetiva $\frac{\partial \varepsilon}{\partial \sigma}$ = *DECRA(5)*, conforme ABAQUS Users manual (2010). Outro ponto importante é que para a análise no modo implícito a função *LEXIMP* deve ser igual a 1 (*LEXIMP EQ.1*).

Com o objetivo de verificar o modo como as principais variáveis se comportam em relação ao modelo numérico, gráficos de barras foram criados a fim de comparar os diferentes modelos em relação aos dados experimentais (Figura 4.20). O tempo utilizado é o mesmo para os valores ensaiados.

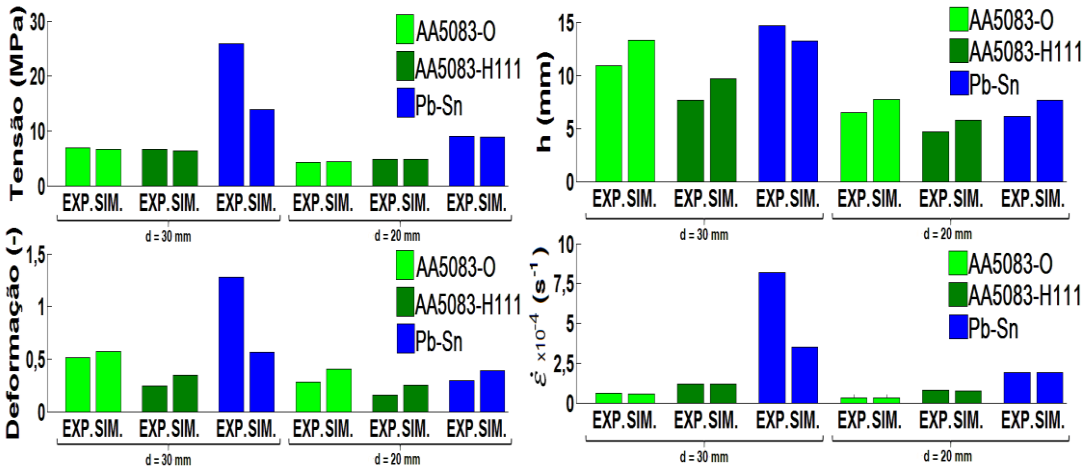


Figura 4.20 – Gráfico de barras dos resultados experimentais x simulação em elementos finitos com o método multidomo para o mesmo tempo de processo.

Observa-se que para a tensão e taxa de deformação os valores encontrados são bastante similares, exceto no domo referente a cavidade $d = 30\,mm$ com Pb-Sn, uma das razões para esta variação pode ser a espessura inicial da chapa que resulta em um valor muito pequena em níveis próximos de $H = 1$, dificultando a medição. A deformação e altura apresentaram diferenças um pouco maiores, com o modelo numérico prevendo um maior alongamento do que a peça real.

Assim como no método multidomo, a técnica de minimização dos resíduos foi confrontada com os dados experimentais (figura 4.21). Os resultados são similares aos observados na figura 4.20, com exceção do domo $d = 30\,mm$ para a liga de Pb-60Sn que apresentou diferenças significativas.

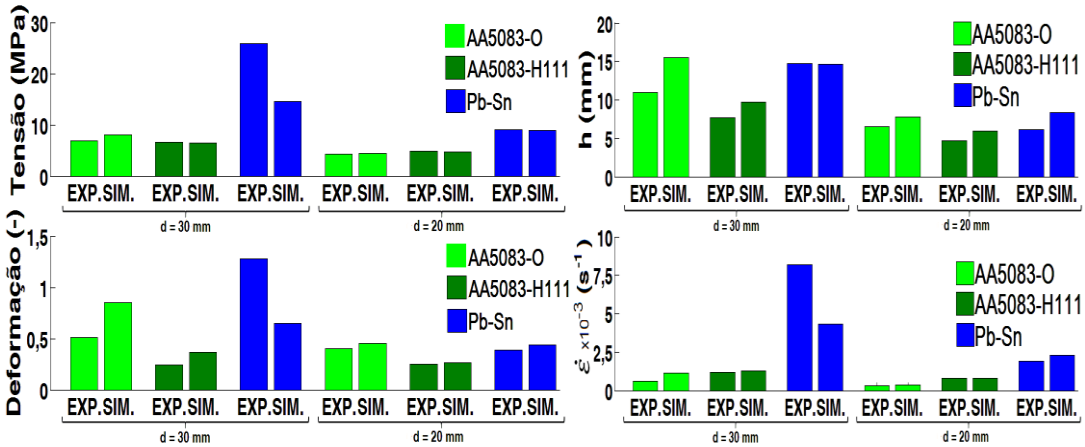


Figura 4.21 – Gráfico de barras dos resultados experimentais x simulação em elementos finitos para equação ajustada com mínimo da função (fminsearch).

Outro modelo testado foi o sigmoidal, conforme resultados exibidos na figura 4.22.

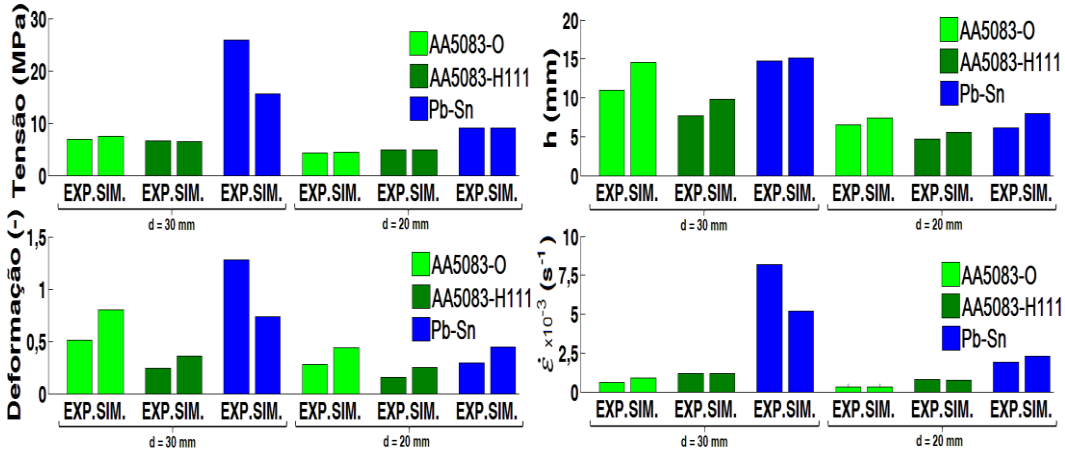


Figura 4.22 – Gráfico de barras do experimental x simulação em elementos finitos com a equação da forma sigmóide.

Valores bastante coerentes são observados para tensão e taxa de deformação em grande parte das análises. O comportamento é muito próximo do encontrado nos outros gráficos de barra.

Com a finalidade de analisar as diferenças entre os ensaios e o modelo numérico, foi calculado o erro relativo e exibido na tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Representação do erro relativo entre o experimental e elementos finitos com o software *ABAQUS*.

Erro relativo (%)												
Material	P (bar)	Ajuste	d_c	h	$\bar{E}(\%)$	σ	$\bar{E}(\%)$	ε	$\bar{E}(\%)$	$\dot{\varepsilon}$	$\bar{E}(\%)$
AA5083-O	5	multidomo	30	18,01	18,40	3,92	2,61	9,51	29,77	5,35	3,49
			20	15,54		2,12		30,84		3,03	
AA5083-H111	5		30	21,00		3,05		28,69		0	
			20	18,78		2,17		37,70		3,95	
Pb-Sn	4		30	6,00	13,18	48,70	27,97	86,00	49,42	91,01	53,40
			20	20,35		7,24		12,85		15,78	
AA5083-O	5	fminsearch	30	29,5	20,98	15,00	3,59	39,67	21,28	48,70	12,54
			20	15,75		2,97		10,35		17,39	
AA5083-H111	5		30	21,16		3,47		32,2		7,69	
			20	20,8		3,7		4,91		2,47	
Pb-Sn	4		30	4,20	15,79	29,20	18,55	63,00	42,42	55,81	30,08
			20	27,38		7,89		21,83		4,35	
AA5083-O	5	sigmóide	30	24,79	19,25	8,32	3,05	35,75	36,07	35,16	4,11
			20	12,25		3,32		36,38		0	
AA5083-H111	5		30	21,80		2,78		31,85		0	
			20	16,7		1,88		37,45		8,21	
Pb-Sn	4		30	7,53	14,94	32,55	19,33	43,26	33,17	28,85	16,7
			20	22,35		6,11		23,08		4,35	
média				19,57	-	3,7	-	32,2	-	7,69	-

Todos os materiais apresentaram variações relevantes para grande parte dos parâmetros, com destaque para a tensão efetiva que exibiu um erro baixo em grande parte das condições. Observa-se também uma oscilação elevada dos valores para a condição do Pb-60Sn com matriz $d_c = 30\,mm$, este erro provavelmente ocorreu devido a maior dificuldade na medição de espessuras muito finas, o que é característica encontrada nesta condição conforme mencionado. Verificou-se que para as ligas de alumínio o erro para a tensão foi inferior a 3,5%, para as demais variáveis, aquela que apresentou a maior variação foi a deformação com 36%, considerando os três modelos. Conforme esperado as variáveis taxa de deformação e tensão possuem tendência em apresentar menor erro uma vez que o software de elementos finitos utiliza a equação integrando e obtendo os valores diretamente em função do tempo. Comparando as equações ajustadas as ligas de alumínio exibiram erros menores com o método multidomo e para a liga Pb-Sn, a função sigmóide foi a que revelou menores valores. Uma variável importante do processo, que é a altura do centro do domo, resultou em valores inferiores a 21%. Este parâmetro está diretamente ligado na previsão do tempo e capacidade de alongamento, constituindo-se essencial a previsão do processo superplástico.

4.5 ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS DA ESPESSURA

Para a análise da espessura um modelo tridimensional foi utilizado, uma vez que o método em duas dimensões no ABAQUS não permite um controle fácil da variação de espessura. Assim, um modelo foi construído mantendo as mesmas características já aplicadas neste trabalho. Na figura 4.23, é possível ver a peça deformada:

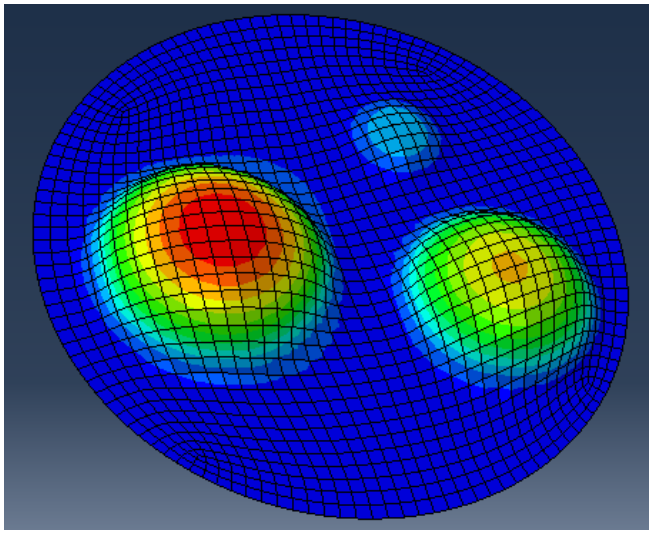


Figura 4.23 – Modelo tridimensional aplicada a análise de espessura.

Esta análise é importante, pois permite verificar o comportamento do modelo numérico em relação a teorias de previsão da espessura. O gráfico da figura 4.24 foi elaborado com a finalidade de realizar esta comparação em relação à equação 42. Toloczko e Batalha (2015), apresentaram um estudo em relação a um modelo numérico MEF para as ligas Supral100 e Titânio, revelando uma boa capacidade de previsão da espessura com a eq. 42.

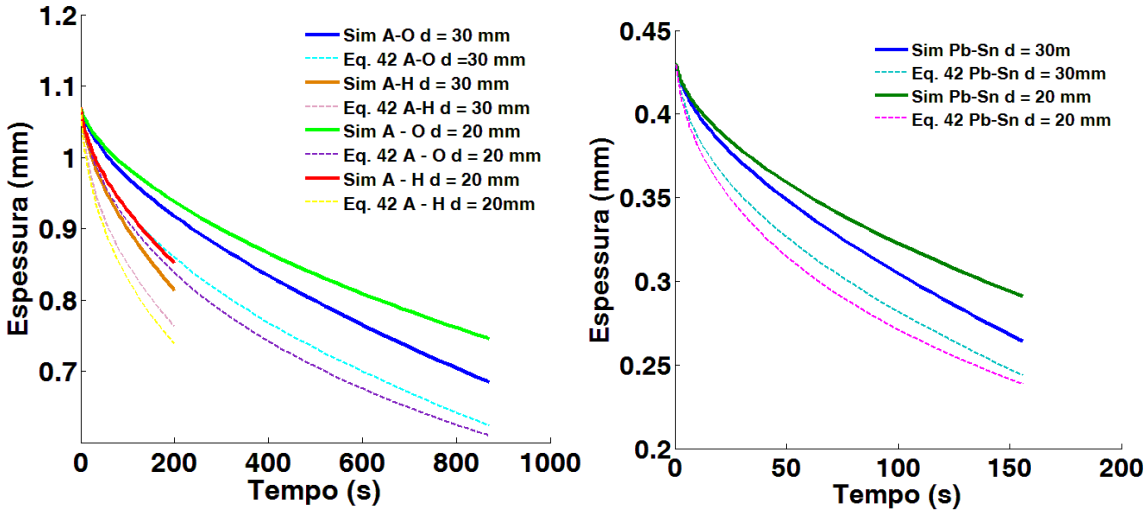


Figura 4.24 – Comparativo entre os resultados simulados, e a teoria de Enikeev e Kruglov para espessura (A-O e A-H são AA5083-O e AA5083-H111 respectivamente).

Em todos os casos verifica-se um comportamento mais conservador da equação em relação à análise por elementos finitos, apresentando sempre valores menores. A previsão de um afinamento antecipado pode ser indesejada em casos onde a superplasticidade do material é mais solicitada, resultando em uma peça com menos capacidade superplástica. Entretanto o modelo fornece uma boa alternativa na estimativa da evolução da espessura, considerando a medida do raio da base da matriz e apresentando erro inferior a equação de Hill (TOLOCZKO; BATALHA, 2015).

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais e no modelo criado para análise numérica, é possível concluir os seguintes tópicos:

- O método de ensaio multidomo é uma técnica interessante para a obtenção dos parâmetros superplásticos, uma vez que permite a conformação simultânea de diferentes cavidades com a mesma temperatura e tempo.
- As temperaturas de 550°C e 112°C, respectivamente para as ligas AA5083 e Pb-60Sn, revelaram os melhores resultados para as variáveis índice de sensibilidade a taxa de deformação e coeficiente de resistência.
- Taxas de deformação menores produzem um índice de sensibilidade à taxa (m) maior.
- A função sigmóide exibiu um bom potencial na previsão do comportamento do material, entretanto possui um ajuste difícil com os dados experimentais.
- Na simulação numérica com o software ABAQUS regiões da peça constituída por raios pequenos necessitam de uma malha mais refinada para facilitar a convergência no contato entre a matriz e o blank.
- A teoria de espessura de Enikeev e Kruglov fornece a princípio um método matemático conservador na estimativa da superplasticidade.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base no trabalho realizado é possível propor as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- Estudar o processo de conformação superplástica através de matriz multidomo em outras ligas mais modernas como Al-Cu-Li.
- Aplicar e ajustar outras equações do comportamento do material e implantar no software ABAQUS para verificar o desempenho em prever o processo.
- Estudar os parâmetros obtidos aplicados em peças de geometria complexa para verificar a capacidade de conformação do material.
- Implementar a análise e comparar outros softwares como PAM-STAMP, LS-DYNA, Mentat MARC e DEFORM-3D ao modelo do ABAQUS desenvolvido.
- Desenvolver uma nova matriz com variação na relação dos diferentes diâmetros das cavidades a fim de avaliar a influência da geometria nos parâmetros superplásticos.

7. BIBLIOGRAFIA

ABAQUS 6.10 User Subroutines Reference Manual, Dassault Simulia ABAQUS, 2010.

Aeromet Forming International PLC. Site: http://www.france-metallurgie.com/wp-content/Aeromet-Forming.jpg, acessado em 05/07/2014.

AluMatter- Aluminum innovative and interactive e-learning resources for aluminium science and technology. Site: http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=199&pageid=2144416956/, acessado em 02/05/2014.

Aksenov, S., Chumachenko, E., Logashina, I. Experimental Inverstigation of TI-6AL-4V Alloy Superplastic Behavior. Conference: 21st International Conference on Metallurgy and Materials, Pg. 23-25, Czech Republic, 2012.

Aoura, Y., Ollivier, D., Ambari, A. & Dal Santo, P. Determination of material parameters for 7475 Al alloy from bulge forming tests at constant stress. Journal of Materials Processing Technology, V.145,p. 352–359, 2004.

ASM Aeroespace Especification Metals Inc. Site: http://www.aerospacemetals.com/titanium-ti-6al-4v-ams-4911.html, acessado em 28/08/2014 às 10:31hs.

ASTM international - E2218-02 Standard test method for determining forming limit curves, 2008.

Azom – The A to Z to materials. Site: http://www.azom.com/properties.aspx?ArticleID=1547, acessado em 31/08/2014 às 12:36hs.

Babu, B. Physically Based Model for Plasticity and Creep of Ti-6Al-4V. Luleå University of Technology, Suécia, 2008.

Balasivanandha, S.P, Padmanabhan, K.A. Superplasticity in and Superplastic Forming of Aluminium – Lithium Alloys, Aluminum-Lithium Alloys - Processing, Properties, and Applications, capítulo 8, 2014.

Banabic, D, Vulcan, M. Bulge Testing under Constant and Variable of Superplastic Aluminium Alloys. CIRP Annals - Manufacturing Technology, V. 54(1), p. 205-208, 2005.

Bengough, G.D. A Study of the Properties of Alloys at High Temperatures, J. Inst. Metals , v.7, p. 123-174, 1912.

Chaboche, J. L., Jung, O. Application of a kinematic hardening viscoplasticity model with thresholds to the residual stress relaxation. International Journal of Plasticity, V. 13, p. 785-807, 1997.

Chandra, N. Constitutive behaviour of superplastic materials. International Journal of Non-Linear Mechanics V.37 p. 46-48, 2002.

Cheng, J.H. The determination of material parameters from superplastic inflation tests. Journal of Materials Processing Technology, V. 58, P. 233-246, 1996.

Ceschini, L., Afrikantov, A. Superplastic forming (SPF) of materials and SPF combined with difusion bounding: Thecnological and Design Aspects. Metallurgical Science and Tecnhology, V. 10, 1992.

Chung, S. W., Chung, C. S. e Kum, D. Superplasticity in thin magnesium alloy sheets and deformation mechanism maps for magnesium. V.49, p.3337–3345, 2001.

Cleveland, R.M. ; Ghosh, A.K.; Bradley, J.R. Comparison of superplastic behavior in two 5083 aluminum alloys. Materials Science and Engineering A351 Pg: 228-236, 2003.

Comley, P. N. Manufacturing Advantages of Superplastically Formed Fine-Grain Ti-6Al-4V Alloy. V.13, Pg. 660–664, 2004.

Corijn, H.C. Snippe, T. M. A constitutive model for the superplastic material ALNOVI-1 including leak risk information. Metal forming conference, Holanda, V. 2, p. 325-331, 2008.

Deshmukh, P.V. Study of superplastic forming process using finite elemento analysis. University of Kentucky Dissertação de Mestrado, 2003.

Dieter, G.E. Mechanical Metallurgy. Ed. McGraw-Hill Book Comapany, 1988.

Dunne, F. P. E., Makin, J. & Hayhurst, D. R. Automated Procedures for the Determination of High Temperature Viscoplastic Damage Constitutive Equations. Proceedings of the Royal Society A, V. 437, p. 527-544,1992.

Dutta, A., Mukherjee, A. K. Superplastic forming: an analytical approach. Materials Science and Engineering, V. A 157, p. 9-13, 1992.

ESI - get it right. https://www.esi-group.com/company/about/customer-successes/superform-usa-relies-pam-stamp-2g-iteratively-design-complex-tools. Acessado em 05/05/2014.

Frary, M., Schuh, C., Dunand, D. C. Gas Pressure Forming of Titanium Alloys and Composites by Transformation Superplaticity. Meeting of the American Society for Metals International Symposium on Superplasticity and Superplastic Forming, Estados Unidos, p. 4-8, 2001.

Giancarlo, L. G. G. Aplicação da Técnica SIFT para Determinação de Campos de Deformações de Materiais usando Visão Computacional. Dissertação de mestrado apresentada a PUC-Rio de Janeiro, 2010.

Giuliano., G. Superplastic forming of advanced metallic materials. Ed. Woodhead Publishing Limited, Cambridge, Reino Unido, 2011.

Giuliano, G., Franchitti, S. On the evaluation of superplastic characteristics using the finite element method. International Journal of Machine Tools and Manufacture, V.47(3-4), p.471–476, 2007.

Giuliano, G. Sorrentino, L., Turchetta, S. FEM Analysis of Superplastic PbSn60 Alloy Free Bulging Test. International Journal of Engineering and Technology (IJET), V. 7, p. 1916–1920, 2015.

Google Acadêmico, Site: https://scholar.google.com.br/, acessado em 05/12/2015.

Gonçalves, C.A.P. Simulação Numérica de Processos de Conformação Superplástica e Corte de Chapas Metálicas. Trabalho de formatura apresentado a Universidade de São Paulo, 2011.

Ghosh, A. K., Hamilton, C. H. Superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloys. Def. Sci. J, V. 36-2, p. 153-177, 1986.

Ghosh, A. K., Raj, R. Grain size distribution effects in superplasticity. Journal Acta Metallurgica, V. 29, p. 607 – 616, 1980.

Guo, Z.X, Ridley, N. Modelling of superplastic bulge forming of domes. Material Science and Engineering, v. A114, p. 97-104, 1989.

Hallfeldt, T, Hotz, W., Leppin, C., Keller, S., Friebe, H., Till, E., Muller, R., Vucetic, M., Vegter, H. Sheet Bulge Testing. Comprehensive Materials Processing. 1, Pg. 85-93, 2014.

Iwasaki, H., Hosokawa, H., Mori, T., Tagata, T. Quantitative assessment of superplastic deformation behavior in a commercial 5083 alloy. V.252, p.199–202, 1998.

Johnson, R.H. Superplasticity. Metallurgical Reviews, v.15, p.115-134, 1970.

Joshi, A. (B.E Mechanical, A.M.I.Prod.E, A.I.E) Dept. of Metallurgical Engg. & Matl. Science Indian Institute of Technology – Bombay. I.I.T – Bombay. http://www.metalwebnews.com/howto/superplastic-forming/superplastic-forming.html. Acessado em 04/05/2014.

Kalaichelvan, K., Sivaramakrishnan, R., Dinakaran, D. & Stanley, A. J. Cavity minimization and uniformity studies on superplastic forming of thin eutectic Pb – Sn sheet by optimum loading and preforming. Journal of Materials Processing Technology, V. 162 – 163, p.519–523, 2005.

Kawasaki, M., Lee, S. & Langdon, T. G. Constructing a deformation mechanism map for a superplastic Pb – Sn alloy processed by equal-channel angular pressing. Scripta Materialia V.61 p.963–966, 2009.

Koç, M., Billur, E., Cora, O.N. An experimental study on the comparative assessment of hydraulic bulge test analysis methods. Materials and Design V.32 p.272–281, 2011.

Kruglov, A. A., Enikeev, F. U. Superplastic forming of a spherical shell out a welded envelope. V. 323, p. 416–426, 2002.

Kulas, M., Green, W. P., Taleff, E. M., Krajewski, P. E., Mcnelley, T. R. Deformation Mechanisms in Superplastic AA5083 Materials. V. 36, P. 35–40, 2005.

Kumaresan, G., Kalaichelvan, K. Multi-dome forming test for determining the strain rate sensitivity index of a superplastic 7075 Al alloy sheet. Journal of Alloys and Compounds V.583 Pg.226–230, 2014.

Kumaresan, G. & Kalaichelvan, K. Experimental investigation on the formability of 7075 Al - Alloy sheet in superplastic forming technique. Journal of Scientific and Industrial Research, V. 73, p. 46-50, 2014.

Lăzărescu, L., Comşa, D.S., Banabic, D. Analytical and experimental evaluation of the stress-strain curves of sheet metals by hydraulic bulge tests. Key Engineering Materials V. 473, p 352-359, 2011.

Lee, J., Song, Y., Shin, D., Lee, C. Microstructural evolution during superplastic bulge forming of Ti–6Al–4V alloy. Materials Science and Engineering: A, V.243, p.119–125, 1998.

Lin, J., Balint, D., Pietrzyk, M. Microestructure Evolution in Metal Forming Process. Ed. Woodhead Publishing, 2012.

Lin, J. Yang, J. GA-based multiple objective optimisation for determining viscoplastic constitutive equations for superplastic alloys. International Journal of Plasticity V.15, pg.1181-1196, 1999.

Marciniak, Z. Mechanics of sheet metal forming. Ed. Butterworth-Heinemann, 2002.

Marinho, E. P., Batalha, G. F. Set Up Control of Superplastic Forming of Aluminum Alloys and Strategy for Rheological Characterization of Materials By Bulge Test. ABCM Symposium Series in Mechatronics, Section II, Control Systems V.5, p.380–389, 2012.

Meyers, M.A, Chawla, K.K. Mechanical behavior of materials. Ed. Cambridge University Press, 2009.

Mohamed, F. A. Micrograin Superplasticity: Characteristics and Utilization. Materials, V.4, no.7, P. 1194–1223, 2011.

Morsy, A.W.E, Manabe, K., Nishimura, H. Superplastic forming of AZ31 magnesium alloy sheet into a rectangular pan. Material Transictions, v.10, P.2443 – 2448, 2002.

Napoleão, M.E.F, Sordi, V. Avaliação do comportamento superplástico de um aço inoxidável duplex. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2000.

Nazzal, M.A, Khraisheh, M.K. Finite Element Simulation of Superplastic Forming Using a Microstructure Based Constitutive Model. ABAQUS Users' Conference, 2005.

Nateh, M.J., Jafari, B. Analytical and Experimental Investigations on Influencial Parameters of Superplastic Forming of Titanium Bases Workpieces. Journal of Aeroespace Science and Tecnology. V.4, p. 43-51, 2007.

Nieh, T.G., Wadsworth, J., Sherby, O.D. Superplastic Metals and Ceramics. Cambridge Solid State Science Series, Ed.Cambridge university press, 1997.

Padmanabhan, K.A., Vasin, R.A., Enikeev, F.U. Super Plastic Flow: Phenomenology and Mechanics. Editora Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, and New York, 2001.

Reis, D.A.P.; Silva, C.R.M.; Nono, M.C.A.; Barboza, M.J.R.B.; Piorino, F.; Perez, E.A.C.; Santos, D.R. The influence of high temperature exposure in creep of the Ti-6Al-4V alloy. In: III Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2004.

Sagat, S., Taplin, R. Fracture of a superplastic ternary brass. Acta Metallurgica, V. 24, p. 307-315, 1975.

Sagradi. D.P. Superplasticidade de um aço inoxidável duplex. Tese de doutorado apresentada a UNICAMP, 1996.

Samekto, H., Roll, K. Finite element analysis of superplastic forming process using Ls-DYNA. 4th European LS-DYNA Users Conference Metal Forming, p. 1–16, 2003.

Science Direct, Site: http://www.sciencedirect.com/, acessado em 05/12/2015.

Seshacharyulu, T., Medeiros, S.C., Morgan, J.T., Malas, J.C., Frazier, W.G., Prasad, Y.V.R.K., Hot deformation mechanisms in ELI Grade Ti-6Al-4V, Scripta Materialia, V.41 p. 283-288, 1999.

Sieniawski, J., Motyka, M. Superplasticity in titanium alloys. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. V.24, P. 123-130, 2007.

Sierakowski, R.L. Strain rate behavior of metals and composites. Convegno IGF XIII Cassino, Itália, 1997.

Smolej, A., Skaza, B., Sla, E. SUPERPLASTICITY OF THE 5083 ALUMINIUM ALLOY WITH THE ADDITION OF SCANDIUM. MTAEC9, V. 43, Eslovênia, 2009.

Smirnov, O. M. Superplastic Metal Forming [in Russian], Mashinostroenie, Moscow, 1979.

Snippe, C. Design and optimization of vertex detector foils by superplastic forming. Tese de doutorado apresentada a Universidade de Twente, Holanda, 2011.

Snippe, Q. H. C., Meinders, V.T. Superplastic forming simulation of rf detector foils. Journal Mater Form, Esaform, V.2, p. 1–4, 2009.

Soliman, M. S., Al-seif, K. A. Compression testing of superplastic lead–tin eutectic alloy at room temperature. The Arabian Journal for Science and Engineering, V. 30 - 2B, p. 177–188, 2005.

Solosando, S. G. Simulação do processo de conformação superplástica pelo método dos elementos finitos. Dissertação apresentada a FEI para obtenção do título de mestrado, 2010.

Sorgente, D., Tricarico, L. Pressure profile designing in superplastic forming based on the strain rate and on post-forming properties. Journal Mater. Eng. Perform. V. 23, p. 2025–2033, 2014.

Sutton, M. A., Cheng, M., Peters, W. H., Chao, Y. J., McNeill, S. R. Application of an optimized digital correlation method to planar deformation analysis. Image Vision Comput. V.4-3, p. 143-150, 1986.

Swale, W., Broughton, R. Applying Superplastic Forming Principles to Titanium Sheet Metal Forming Problems. Materials Science Forum V. 447-448, p. 239-246, 2004.

Thomas, D.L. The Process of Using Superplastic Forming to Create Medical Componentes. Dissertação de mestrado apresentada a Universidade de Kentucky, Estados Unidos, 2007.

Toloczko, F.R., Neto, P.P.C., Batalha, G.F. Análise numérica de um processo de conformação superplástica por expansão fluido estático de chapas de Ti-6Al-4V. 17ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 4ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 1º Congresso do BDDRG – Porto Alegre, RS, 2014.

Toloczko, F.R., Batalha, G.F. Análise numérica da conformabilidade das ligas superplásticas SUPRAL-100 e Ti-6Al-4V. 8°Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Bahia, 2015.

Tutsch, R., Ritter, R., Ispas, D., Petz, M.L. Casarotto. Microphotogrammetry for 3D strain measurement and microassembly. Control. Institute of production measurement engineering – iprom, V. 4400, 2001.

Velay, V., Cutard, T. & Guegan, N. Thermal behaviour of superplastic forming tools. 6th EuroSPF Conference, Pg.1–9, 2008.

Verma, R., Friedman, P. A., Ghosh, A. K., Kim, C., Kim, S. Superplastic Forming Characteristics of Fine-Grained 5083 Aluminum. Journal of Materials Engineering and Performance. V.4, p.543–550, 1995.

Vetrano, J.S., Lavender, C.A., Hamilton, C.H., Smith, M. T, Bruemmer, S. M. Superplastic behavior in a commercial 5083 aluminum alloy, V. 30(7), p.565–570, 1994.

Vulcan, M. Der pneumatische Tiefungsversuch und seine Anwendug in der superplastischen Aluminium - Blechumformung. Tese de doutorado apresentada a universidade de Stuttgart. 2006.

Xuejun, Z. High Temperature Deformation and Superplasticity of Titanium Alloys. A thesis submitted to the Nanyang Technological University in fulfilment of the requirement for the degree of Ph.D, 2006.

Yogi, L.M., Neto, F.P., Reis, D.A.P., Neto, C.M. Avaliação do tratamento térmico na fluência da liga Ti-6AL-4V por caracterização microestrutural. Anais do 14º Encontro de Iniciação Científica e Pós-Graduação do ITA – XIV ENCITA / 2008.

Yoneyama, S., Murazawa, G. Digital Image Correlation. Experimental Mechanics. Encyclopedia of Life Support Systems (EOLSSS), Capítulo 5/E6, P.194-04, 2009.

Zhang, T., Liu, Y., Sanders, D.G, Liu, B., Zhang, W., Zhou, C. Development of fine-grain size titanium Ti6Al4V alloy sheet material for low temperature superplastic forming. Material Science & Engineering A, V.608, P. 265-272, 2014.

Zhang, B., Mynors, D.J., Mugarra, A., Ostolaza, K. Representing the superplasticof Inconel 718. Journal of Materials Processing Technology, V. 153‑154, P, 694‑698, 2004.

APÊNDICE

Programa de entrada para a simulação do modelo multidomo.

```
*Heading
** Job name: axy Model name: Model-1
** Generated by: Abaqus/CAE 6.10-1
*Preprint, echo=NO, model=NO, history=NO, contact=NO
**
** PARTS
**
*Part, name=matriz
*End Part
**
*Part, name=placa
*End Part
**
**
** ASSEMBLY
**
*Assembly, name=Assembly
**
*Instance, name=matriz-1, part=matriz
*Node
      1,          23.,           0.
      2,         18.5,           0.
      3,          15.,         -3.5
      4,          15.,          -5.
      5,          19.,           0.
      6,         19.5,           0.
      7,          20.,           0.
      8,         20.5,           0.
      9,          21.,           0.
     10,         21.5,           0.
     11,          22.,           0.
```

```
     12,         22.5,           0.
     13,   18.0018978, -0.0356249548
     14,    17.513937, -0.141774595
     15,   17.0460472, -0.316288024
     16,   16.6077576, -0.555612624
     17,   16.2079868, -0.854876518
     18,   15.8548765,  -1.20798743
     19,   15.5556126,  -1.60775709
     20,    15.316288,  -2.04604745
     21,   15.1417742,  -2.51393604
     22,   15.0356245,  -3.00189805
     23,          15.,         -4.5
     24,          15.,          -4.
*Element, type=RAX2
 1,  2,  5
 2,  5,  6
 3,  6,  7
 4,  7,  8
 5,  8,  9
 6,  9, 10
 7, 10, 11
 8, 11, 12
 9, 12,  1
10,  2, 13
11, 13, 14
12, 14, 15
13, 15, 16
14, 16, 17
15, 17, 18
16, 18, 19
17, 19, 20
18, 20, 21
19, 21, 22
20, 22,  3
21,  4, 23
22, 23, 24
```

```
23, 24,  3
*Node
     25,         18.5,         -3.5,           0.
*Nset, nset=matriz-1-RefPt_, internal
25,
*Elset, elset=matriz-1, generate
  1,  23,   1
*End Instance
**
*Instance, name=placa-1, part=placa
*Node
      1,           0.,   1.07000005
      2,           0.,   0.80250001
.
.
.

    394,         19.5,  0.267500013
    395,         19.5,           0.
*Element, type=CAX4
  1,   1,   2,   7,   6
  2,   2,   3,   8,   7
.
.
.
 79,  98,  99, 104, 103
 80,  99, 100, 105, 104
 81, 101, 102, 107, 106
 82, 102, 103, 108, 107
.
.
.
311, 388, 389, 394, 393
312, 389, 390, 395, 394
*Nset, nset=_PickedSet5, internal, generate
   1,  395,    1
```

```
*Elset, elset=_PickedSet5, internal, generate
   1,  312,    1
** Section: Section-1
*Solid Section, elset=_PickedSet5, material=AA5083
1.07,
*End Instance
**
*Nset, nset=_PickedSet6, internal, instance=matriz-1
 25,
*Nset, nset=_PickedSet8, internal, instance=placa-1, generate
 391,  395,    1
*Elset, elset=_PickedSet8, internal, instance=placa-1, generate
 309,  312,    1
*Nset, nset=_PickedSet9, internal, instance=placa-1, generate
 1,  5,  1
*Elset, elset=_PickedSet9, internal, instance=placa-1, generate
 1,  4,  1
*Elset, elset=__PickedSurf10_SNEG, internal, instance=matriz-1,
generate
  1,  20,   1
*Surface, type=ELEMENT, name=_PickedSurf10, internal
__PickedSurf10_SNEG, SNEG
*Elset, elset=__PickedSurf11_S2, internal, instance=placa-1,
generate
   4,  312,    4
*Surface, type=ELEMENT, name=_PickedSurf11, internal
__PickedSurf11_S2, S2
*Elset, elset=__PickedSurf12_S4, internal, instance=placa-1,
generate
   1,  309,    4
*Surface, type=ELEMENT, name=_PickedSurf12, internal
__PickedSurf12_S4, S4
*Elset, elset=__PickedSurf28_S4, internal, instance=placa-1,
generate
   1,  309,    4
*Surface, type=ELEMENT, name=_PickedSurf28, internal
```

```
__PickedSurf28_S4, S4
*Rigid Body, ref node=matriz-1.matriz-1-RefPt_, elset=matriz-
1.matriz-1
*End Assembly
**
** MATERIALS
**
*Material, name=AA5083
*Creep, law=USER
*DEPVAR
2,
**
*Elastic
17120., 0.28
**
** INTERACTION PROPERTIES
**
*Surface Interaction, name=IntProp-1
1.,
*Friction, slip tolerance=0.005
 0.1,
**
** BOUNDARY CONDITIONS
**
** Name: BC-1 Type: Symmetry/Antisymmetry/Encastre
*Boundary
_PickedSet6, ENCASTRE
** Name: BC-2 Type: Displacement/Rotation
*Boundary
_PickedSet8, 1, 1
_PickedSet8, 6, 6
** Name: BC-3 Type: Displacement/Rotation
*Boundary
_PickedSet9, 1, 1
_PickedSet9, 6, 6
**
```

```
** INTERACTIONS
**
** Interaction: Int-1
*Contact Pair, interaction=IntProp-1, type=SURFACE TO SURFACE
_PickedSurf11, _PickedSurf10
** ----------------------------------------------------------------
**
** STEP: Step-1
**
*Step, name=Step-1, nlgeom=YES, unsymm=YES
*Static
1., 1., 1e-05, 1.
**
** LOADS
**
** Name: Load-1   Type: Pressure
*Dsload
_PickedSurf12, P, 0.5
**
** OUTPUT REQUESTS
**
*Restart, write, frequency=0
**
** FIELD OUTPUT: F-Output-1
**
*Output, field
*Node Output
UT,
*Element Output, directions=YES
LE, NE, S
**
** HISTORY OUTPUT: H-Output-1
**
*Output, history, variable=PRESELECT
*End Step
** ----------------------------------------------------------------
```

```
**
** STEP: Step-2
**
*Step, name=Step-2, nlgeom=YES, inc=1000000, unsymm=YES
*Visco, cetol=0.005
0.000001, 870., 1e-15, 50.
**
** LOADS
**
** Name: Load-1   Type: Pressure
*Dsload, op=NEW
** Name: Load-2   Type: Pressure
*Dsload, op=NEW
_PickedSurf28, P, 0.5
**
** OUTPUT REQUESTS
**
*Restart, write, frequency=0
**
** FIELD OUTPUT: F-Output-1
**
*Output, field, time interval=10.
*Node Output
UT,
*Element Output, directions=YES
CEEQ, LE, NE, S
**
** HISTORY OUTPUT: H-Output-1
**
*Output, history, variable=PRESELECT
*End Step
```

Subrotina para AA5083 a 550°C modelo Sigmóide

```
      SUBROUTINE CREEP(DECRA,DESWA,STATEV,SERD,EC,ESW,P,QTILD,
     1 TEMP,DTEMP,PREDEF,DPRED,TIME,DTIME,CMNAME,LEXIMP,LEND,
     2 COORDS,NSTATV,NOEL,NPT,LAYER,KSPT,KSTEP,KINC)
C
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
C
      CHARACTER*80 CMNAME
C
      DIMENSION DECRA(5),DESWA(5),STATEV(*),PREDEF(*),DPRED(*),
     1 TIME(2),COORDS(*),EC(2),ESW(2)
C
      a=0.211
      b=0.0162
      c=-0.5
      d=0.6142
C
      DECRA(1) = ((-a-(1/(d-log(QTILD))))/b)**(1/c)*DTIME
      IF(LEXIMP.EQ.1) THEN
      DECRA(5) = -(DTIME*(-(a+1/(d-log(QTILD)))/b)**(1/c-1))/
     1 (QTILD*b*c*(d-log(QTILD))**2)
      ENDIF
C
      RETURN
      END
```

Subrotina para AA5083 a 550°C modelo Norton-Hoff

```
      SUBROUTINE CREEP(DECRA,DESWA,STATEV,SERD,EC,ESW,P,QTILD,
     1 TEMP,DTEMP,PREDEF,DPRED,TIME,DTIME,CMNAME,LEXIMP,LEND,
     2 COORDS,NSTATV,NOEL,NPT,LAYER,KSPT,KSTEP,KINC)
C
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
C
      CHARACTER*80 CMNAME
C
```

```
      DIMENSION DECRA(5),DESWA(5),STATEV(*),PREDEF(*),DPRED(*),
     1 TIME(2),COORDS(*),EC(2),ESW(2)
C
      A=0.0000515595
      AN=1.263743
C
      DECRA(1) = A*(QTILD)**AN*DTIME
      IF(LEXIMP.EQ.1) THEN
      DECRA(5) = AN*A*(QTILD)**(AN-1.)*DTIME
      ENDIF
C
      RETURN
      END
```