GELSON FREITAS MIORI

MODELAGEM NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DA
CONFORMABILIDADE DE CHAPAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA5083 O
PROCESSADAS POR FRICÇÃO E MISTURA LINEAR

São Paulo
2014

GELSON FREITAS MIORI

MODELAGEM NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DA
CONFORMABILIDADE DE CHAPAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA5083 O
PROCESSADAS POR FRICÇÃO E MISTURA LINEAR

Tese de doutoramento apresentado à banca
examinadora do Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica da Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo.

Área de concentração
Engenharia Mecânica de Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha

São Paulo
2014

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

São Paulo, de outubro de 2014.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

Catálogo-na-publicação

Miori, Gelson Freitas

Modelagem numérica e experimental da conformabilidade de chapas da liga de alumínio AA5083 processadas por fricção e mistura linear / G.F. Miori. -- versão corr. -- São Paulo, 2014. 185 p.

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

1.Chapas 2.Ligas metálicas 3.Aluminio I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos II.t.

Dedico este trabalho à minha
família e meus amigos que me
deram apoio.

AGRADECIMENTOS

À Rudloff Industrial que sem o apoio e o empenho de seus colaboradores este trabalho não seria realizado. Aos colaboradores da Escola de Engenharia Mauá, aos colaboradores da Faculdade de Engenharia Industrial FEI e ao Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha que orientou, indicou o caminho para a realização deste trabalho e em muito colaborou com meu desenvolvimento ao longo destes anos e à todos que contribuíram direta ou indiretamente na execução deste.

RESUMO

Esta tese tem por objetivo determinar a estampabilidade de chapas de alumínio 5083 O processadas pelo processo de fricção e mistura (PFM). Para atingir os objetivos propostos o processo de fricção por mistura foi estudado e uma ferramenta de soldagem PFM construída, a verificação da qualidade da solda foi realizada com metalografia da região processada para verificar a presença de vazios, obtidas as melhores condições a superplasticidade através do processo PFM é estudada com os ensaios de tração a quente e de saltos. Ensaios de tração a frio foram realizados nos corpos de prova com o processamento e sem o processamento com o objetivo de obter a curva tensão versus deformação do material processado e sem processamento. Foi efetuado o ensaio de microdureza da região soldada. A estampabilidade das chapas foi verificada através do ensaio de expansão hidrostática e empregadas na determinação da conformabilidade das chapas processadas e sem processar. Os ensaios de expansão hidrostática foram realizados em *software* de elementos finitos com o objetivo de comparar os resultados práticos e teóricos. Este estudo simulou pelo método dos elementos finitos a determinação da curva limite de conformação de chapas de alumínio 5083 O processadas através do processo PFM. A simulação de elementos finitos implicou em utilizar o método não linear e os *softwares* MSC MARC e Abaqus para simulação. Determinou-se neste estudo que a resistência à tração de chapas após processo PFM é 30% maior do que sem processamento, a estampabilidade à frio das chapas manteve-se a mesma. Os testes práticos determinaram que os softwares Abaqus e MSC MARC possuem boa aproximação para o teste de expansão hidrostática à frio. O Software Abaqus apresentou dificuldades para convergir e tempo de processamento muito superior ao MSC MARC nos estudos de expansão hidrostática à frio e na condição superplástica. Através dos ensaios de saltos determinou-se que a condição 328 rpm e 65 mm/min possui coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m muito superior ao do alumínio 5083 O sem PFM, isto resultou em uma melhor distribuição de espessura da chapa após o ensaio de expansão hidrostática superplástico em software.

Palavras Chave: Processo de Fricção e Mistura, plasticidade, superplasticidade, estampabilidade, conformabilidade, alumínio, AA5083.

ABSTRACT

The aim of this study is to determine the sheet metal formability of 5083 O aluminum sheets after friction stir processing "FSP". To achieve the proposed objectives the friction stir processing was reviewed and modeled in order to enable the design and manufacture of a proper FSP tool. The quality of the process was carried out through metallographic tests of the FSP region looking for the presence of voids. The best conditions for plasticity and superplastic forming after FSP was studied by means of an approach of jump steps in the hot tensile tests, looking for a coefficient of strain rate sensitivity. The micro hardness tests and tensile tests at room temperature were carried out for the specimens with and without FSP processing in order to characterize their material mechanical behavior. The formability of the FSP blanks was evaluated through Bulge tests. The results enable to plot Forming Limit Curves friction stir processed blanks after FSP and without FSP. The numerical simulation of the Free Bulge tests was carried out using a Finite Element Method model in order to compare the numerical theoretical and experimental practical results. The numerical simulation approach allows for the determination the forming limit curve of 5083 O aluminum sheets processed by the FSP process. The Finite Element Method modeling and simulation have employed two nonlinear FEM codes: the MSC MARC and Abaqus were compared as *software* for the simulations. The Yield Strength of specimens with FSP increased 30% in comparison with specimens without FSP in cold tensile tests, the formability of shapes with and without FSP was the same. The practical tests showed that Abaqus and MSC MARC results have a good approach, the processing time in Abaqus was much greater than in MSC MARC, Abaqus had convergence problems when contact condition is applied. Through the jump tensile tests the 328 rpm and 65 mm/min condition showed a m factor much higher in comparison with condition without FSP in AA 5083 O, this results led in a better thickness distribution after the superplastic bulge test in software.

Key Words: Friction Stir Processing, plasticity, superplasticity, sheet metal formability, aluminum, AA5083.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Curvas tensão versus deformação e módulo compressivo tangente da liga 5083-O à temperatura ambiente (RICE, <i>et al</i> , 2003).....	33
Figura 2 – Curva tensão versus deformação para a liga 5083-O (RICE, <i>et al</i> , 2003).....	33
Figura 3 – Diagrama esquemático do processo SFM (HWANG <i>et al</i> , 2008).....	35
Figura 4 – Esquema de soldagem SFM (ZIMMER,2009).....	36
Figura 5 – Tipos de juntas de soldagem do processo SFM (1) Soldagem topo a topo, (2) Soldagem topo a topo com uma placa de material diverso, (3) Soldagem por recobrimento, (4) Soldagem de recobrimento com múltiplos materiais, (5-6) Soldagem em T, (7-8) Soldagem em ângulo. (ZIMMER,2009).	37
Figura 6 - Esquema de uma ferramenta de soldagem SFM. (ZIMMER, 2009).	37
Figura 7- Tipos de ferramentas para soldagem SFM. (ZIMMER,2009).....	38
Figura 8 – Esquema de soldagem SFM com duas ferramentas Twin-Stir™ (THOMAS, <i>et al</i> ,2005).....	39
Figura 9 - Perfis de pinos para ferramentas (ELANGO VAN e BALASUBRAMANIAN , 2008).	40
Figura 10 – Macroestruturas de uma solda produzida com um pino de 4 mm de diâmetro e (a) ombro de 10 mm de diâmetro, (b) ombro de 15 mm de diâmetro e (c) ombro de 20 mm de diâmetro. (LA= Lado de avanço e LR=Lado de retorno) (KUMAR <i>et al</i> , 2011).	42
Figura 11 – Ferramentas com variação na geometria do ombro, (SCIALPI, FILIPPIS e CAVALIERE, 2006)	42
Figura 12 – Diferentes desgastes da ferramenta a- 500 rpm, b – 750 rpm e c – 1000 rpm. Velocidade de avanço 6 mm/s. Comprimentos de soldagem de 0,75 e 1,5 m. (FERNANDES e MURR, 2004).	44
Figura 13 – Alteração do fluxo de material da ferramenta nova e quando esta sofre desgaste (FERNANDES e MURR, 2004).....	44
Figura 14 - Esforços da ferramenta durante a operação SFM (ZIMMER,2009).....	45
Figura 15 - Curvas características dos esforços. Direção de soldagem (eixo x) soldagem realizada por um robô (ZIMMER, 2009).....	46
Figura 16 – Esquema da fase de penetração (ZIMMER,2009).	46

Figura 17 – Força axial e torque no eixo quando a ferramenta penetra no material (ZIMMER, 2009).	47
Figura 18 – Curva S-N da liga de alumínio 2198-Al-Li (CAVALIERE, <i>et al</i> , 2009).	51
Figura 19 - Curva S-N da liga de alumínio 2198-Al-Li após o processo SFM. (CAVALIERE, <i>et al</i> , 2009).	51
Figura 20 – Perfil das tensões residuais após o processo SFM (CAVALIERE, <i>et al</i> , 2009).	52
Figura 21 – Vista frontal da liga 2195 após o processo SFM, com o pino da ferramenta inserido. DS=Direção de soldagem, SR=Sentido de rotação, A=Avanço e R=Retorno (FONDA, KINIPLING e BINGERT, 2007).	52
Figura 22 – (a) Mapa de orientação cristalográfica da região indicada na Figura 29 (b) perfil da orientação dos grãos ao longo da linha indicada na figura mostrando o desenvolvimento da estrutura sub grão (FONDA, KINIPLING e BINGERT, 2007).	53
Figura 23 – Curva de fluência de um metal mostrando que no início a taxa de fluência diminui, torna-se constante no segundo estágio e no terceiro estágio volta a subir até a ruptura (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).	57
Figura 24 – Curva de fluência de liga mostrando a não existência do primeiro estágio (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).	58
Figura 25 – Comparação entre os resultados experimentais e previsões dos três diferentes modos de deformação: Fluxo difusional, deslizamento de contorno de grão após fluência por fluxo difusional, deslizamento de contorno de grão após fluência por deslizamento (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).	59
Figura 26 – Comportamento da deformação em alta temperatura (ou fluência/ <i>creep</i>) de materiais de grão fino (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).	60
Figura 27 – (a) Vista frontal do corpo de prova após ter sido tracionado e rompido após o processo SFM da liga Al-Mg-Sc, (b) Micrografia da liga após processo de extrusão antes de passar pelo processo de fricção e mistura (c) Micrografia após o processo de fricção e mistura (LIU e MA, 2008).	63
Figura 28 - Efeito da (a) temperatura e (b) taxa de deformação nas curvas de tensão verdadeira e deformação verdadeira para corpos de prova sujeitos ao processo PFM (LIU e MA, 2008).	63
Figura 29 - Corpos de prova antes e após a ruptura para diferentes temperaturas e diferentes deformações na mesma taxa de deformação de $1 \times 10^{-1} s^{-1}$ (LIU e MA, 2008).	64

Figura 30 - Variação (a) do alongamento e tensão de fluxo versus deformação inicial para corpos de prova extrudados e obtidos com o processo SFM da liga Al-Mg-Sc (LIU e MA, 2008).	64
Figura 31 - Micrografia obtida no microscópio de varredura apresentando a morfologia da superfície da liga Al-Mg-Sc após o processo SFM deformada até a falha a 450° C e taxa de deformação de $1 \times 10^{-1} s^{-1}$ (LIU e MA, 2008).	65
Figura 32 - Micrografia óptica mostrando ao lado esquerdo a parte do corpo de prova fixada na máquina de tração e ao lado direito o centro do corpo de prova longe da fixação na máquina (LIU e MA, 2008).	66
Figura 33 - Curvas tensão deformação do alumínio 5083 na condição superplástica (a), (b) Curvas tensão verdadeira versus deformação verdadeira para diversas taxas e (c) Curvas tensão verdadeira versus deformação verdadeira para duas ligas de alumínio 5083 em temperaturas diferentes. (VERMA <i>et al</i> , 1995).	67
Figura 34-Taxa de deformação versus m na condição superplástica do alumínio 5083 a diferentes temperaturas. (a) (VERMA <i>et al</i> , 1995). (b) (LIU J. <i>et al</i> , 2009), (c) (CLEVELAND, R.M., GHOSH, A.K., BRADLEY, J.R., 2002).	68
Figura 35 - Taxa de deformação versus m para a liga 5083. (a) (VERMA <i>et al</i> , 1995). (b) (LIU J. <i>et al</i> , 2009).....	69
Figura 36 - Microestruturas com e sem processo PFM, (a) (JOHANNES, <i>et al</i> , 2007) e (b) (GARCÍA-BERNAL M.A., <i>et al</i> , 2011).	70
Figura 37 - Curvas tensão versus deformação para liga de alumínio fundida 5083 (a) (JOHANNES, <i>et al</i> , 2007) e (b) (GARCÍA-BERNAL M.A., <i>et al</i> , 2011).	70
Figura 38 - Curvas de alongamento versus deformação para o alumínio 5083 fundido após o processo PFM. (a) (JOHANNES, <i>et al</i> , 2007) e (b) (GARCÍA-BERNAL M.A., <i>et al</i> , 2011).	71
Figura 39 – Tubos hidro conformados para se obter a CLC (CHEN, <i>et al</i> , 2011).	72
Figura 40 – Curva CLC comparando valores teóricos e experimentais (CHEN, <i>et al</i> , 2011).	72
Figura 41 – Curva CLC comparando estágios de deformação do alumínio AA3003-O (AHMADI, EIVANI e AKBARZADEH, 2009).	73
Figura 42 – Ferramenta para CS (LUCKEY, FRIEDMAN, WEINMANN, 2009).....	74
Figura 43 – Distribuição típica de espessuras de uma chapa conformada através do processo CS (LUCKEY, FRIEDMAN e WEINMAN, 2009).	74

Figura 44 – Esquema de funcionamento de ferramenta que combina processo de deformação convencional com o processo CS (LUO, <i>et al</i> , 2008).	75
Figura 45 – Diagrama esquemático do molde para conformação superplástica da liga de titânio Ti6Al4V com cavidade de cerâmica. 1-Tampa do molde, 2-Furo para entrada de ar, 3-Canal do <i>blank</i> , 4- <i>Blank</i> , 5-Matriz de cerâmica, 6-Matriz Fêmea (JIANG e ZHANG, 2009).	75
Figura 46 – Superfície de revolução da curva “C” em torno do eixo “z” (MARCINIAK e DUNCAN, 1992).	76
Figura 47 – Definição de um elemento de casca no ponto “P” da figura 59 (MARCINIAK e DUNCAN, 1992).	76
Figura 48 – Teste expansão hidrostática de uma chapa circular fina com pressão de fluído (MARCINIAK e DUNCAN, 1992).	78
Figura 49 – Deformações de membrana em uma chapa circular formada por pressão de fluído (MARCINIAK e DUNCAN, 1992).	79
Figura 50 - Condições diferentes que podem ser obtidas no teste de Nakajima (ALBAKRI, ABU-FARHA, KRAISHEH, 2013).	81
Figura 51 - Montagem de matriz para teste de Nakajima em máquina MTS (ALBAKRI, ABU-FARHA, KRAISHEH, 2013).	81
Figura 52 - Comparativo dos resultados do teste de elementos finitos no MSC MARC e do teste prático de ensaio de tração à quente (Khaleel M. A <i>et al</i> , 1995). (a) Deformação verdadeira versus Taxa de deformação e (b) Deformação verdadeira versus Tensão verdadeira.	85
Figura 53 - Curva taxa de deformação versus deformação plástica equivalente para o ensaio de tração à quente na condição superplástica no MSC MARC.	86
Figura 54 - Modelo geométrico no MSC MARC para conformação superplástica (Khaleel M. A <i>et al</i> , 1998).	86
Figura 55 - Distribuição de espessuras na conformação superplástica de uma chapa de alumínio 5083 (Khaleel M. A <i>et al</i> , 1998).	87
Figura 56 - Perfil de espessura após teste de conformação superplástica no MSC MARC (Khaleel M. A <i>et al</i> , 1998).	87
Figura 57 - Distribuição de espessuras no MSC MARC na conformação superplástica da liga Ti-6Al-4V (JIANG S <i>et al</i> , 2012).	88
Figura 58 - Comparativo das curvas de aplicação de pressão obtidas no MSC MARC e aplicadas durante o ensaio de conformação superplástica (JIANG S <i>et al</i> , 2012).	88

Figura 59 - Diagrama com as etapas deste estudo.....	90
Figura 60 - Planejamento físico experimental	91
Figura 61 - Planejamento experimental numérico	92
Figura 62 - Ferramenta para processo de fricção e mistura PFM.	93
Figura 63 - Desenho de conjunto da ferramenta SFM.	94
Figura 64 – Esquema de fixação da chapa a ser processada na fresadora.....	95
Figura 65 - Garra para fixação do corpo de prova conforme norma ASTM E2448-08	97
Figura 66 – Corpo de prova para ensaio de tração e tração à quente.	97
Figura 67 – Lay out dos corpos de prova e dimensão da chapa para soldagem.	98
Figura 68 - Fases do processo para processar corpos de prova PFM.....	99
Figura 69 - Defeito de túnel provocado pelo processamento do lado oposto da amostra devido à rebaixo provocado pelo processamento.	99
Figura 70 – Amostra preparada para análise em microscópio.	100
Figura 71 – Microscópio Olympus BX60M utilizado para análise metalográfica.	100
Figura 72 - Microdurômetro utilizado para a medição de microdureza nas amostras com e sem processamento.	101
Figura 73 - Amostra fixada na máquina para ensaio de tensões residuais.....	102
Figura 74 - (a) Máquina de tração MTS. (b) Sistema de aquisição de dados para a máquina de tração.....	103
Figura 75 - (a) Montagem da máquina MTS para ensaio de tração superplástico (b) Varitac para controle da temperatura do forno.	104
Figura 76 - Geometrias de prensa chapas utilizadas para os ensaios de expansão hidrostática à frio no MSC MARC. (a). Circular, (b) Elipse 7:10 (c) Elipse 6: 10 (d) Elipse 4:10.....	106
Figura 77 - Malhas de elementos finitos (a) Abaqus (b) elementos discretos rígidos utilizados na superfície do prensa chapas (c) MSC MARC.	107
Figura 78 - Condições de contorno para os modelos de elementos finitos de expansão hidrostática para o Abaqus e MSC MARC.....	107
Figura 79 - Gráfico tensão versus deformação para o material na condição 1 introduzido no MSC MARC.	110
Figura 80 - (a) Restrição de fixação das tampas das matrizes de expansão hidrostática à frio e (b) área onde é aplicada a carga em cada tampa de matriz.	111

Figura 81 - (a) Condições de contorno da base da (a) matriz circular (b) matrizes elípticas.	113
Figura 82 - Distribuição da tensão de Von Mises nas tampas das matrizes de expansão hidrostática à frio (a) Circular, (b) Elipse 10x7, (c) Elipse 10x6 (d) Elipse 10x4.....	114
Figura 83 - Distribuição da tensão de Von Mises nas bases das matrizes (a) Circular (b) Elipse 10x7 (c) Elipse 10x6 (d) Elipse 10x4	115
Figura 84 - Distribuição de deslocamentos nas tampas das matrizes de expansão hidrostática à frio (a) Circular, (b) 10x4, (c) 10x6 e (d) 10x7.	116
Figura 85 - Distribuição de deslocamentos nas bases das matrizes (a) Circular, (b) 10x7, (c) 10x6 e (d) 10x4.....	116
Figura 86 - Dispositivo processamento de chapas de grandes dimensões.....	119
Figura 87 - Estratégia para processamento das chapas para ensaio de estampabilidade à frio.	119
Figura 88 - Processamento de chapa de grandes dimensões na rotação de 733 rpm (a) Dispositivo de processamento e superfície dos cordões (b) 224 mm/min, (c) 168 mm/min (d) 123 mm/min (e) 88 mm/min (f) 65 mm/min.....	120
Figura 89 - (a) Malha de elementos finitos da chapa e punção para teste de Nakajima no MSC MARC, (b) malha de elementos finitos da chapa no Abaqus (c) Malha de elementos discretos rígidos do punção no Abaqus.	121
Figura 90 - Condições de contorno para o teste de Nakajima.....	122
Figura 91 - Superfícies para o teste de expansão hidrostática superplástico no MSC Marc.	123
Figura 92 - Condições de contorno do modelo de expansão hidrostática superplástico no MSC Marc, (a) fixação da chapa, (b) simetria na direção x, (c) simetria na direção y e (d) pressão com condição superplástica.	124
Figura 93 - Distribuição dos elementos da malha de elementos finitos do expansão hidrostática superplástico no MSC Marc.	124
Figura 94 - (a) Superfícies do prensa chapas e da chapa no Abaqus (b) Malha de elementos finitos da chapa (c) Malha de elementos finitos do prensa chapas.....	125
Figura 95 - Condições de contorno no Abaqus.	126
Figura 96 - Condições de processamento obtidas com o alumínio 5083O.	128
Figura 97 – Metalografia de corpo de prova processado (a) CS1 (b) CS2 e (c) CS3.	132

Figura 98 – Corpos de prova processados e sem processamento.	132
Figura 99 - Resultados do ensaio de microdureza para os corpos de prova processados.....	133
Figura 100 - Curvas tensão versus deformação para as amostras com e sem processamento.....	134
Figura 101 - Valor da pressão aplicada nos <i>software</i> MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de expansão hidrostática à frio.....	136
Figura 102 - Valor da altura do domo nos <i>software</i> MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de expansão hidrostática à frio.....	136
Figura 103 - Valor da deformação maior nos <i>software</i> MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de expansão hidrostática à frio.	137
Figura 104 - Valor da deformação menor nos <i>software</i> MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de expansão hidrostática à frio.	137
Figura 105 - Distribuição da tensão de Von Mises na condição CS1 (a) Circular, (b) elipse 10x7, (c) elipse 10x6, (d) elipse 10x4.....	139
Figura 106 - Matrizes para validação dos ensaios de expansão hidrostática à frio (a) desmontadas (b) montadas.....	141
Figura 107 - Gabaritos para gravação das chapas para validação dos ensaios de expansão hidrostática (a) matrizes elípticas (b) matriz circular.....	142
Figura 108 - Chapas processadas para ensaio de expansão hidrostática à frio (a) matriz circular (b) matriz 10x4 (c) matriz 10x7.....	143
Figura 109 - Evolução do desgaste da ferramenta PFM (a) Ferramenta nova, (b) após processar 7550 mm, (c) após processar 11710 mm (d) após processar 19070 mm (e) após processar 25150 mm.....	143
Figura 110 - Equipamento para gerar pressão com fluído hidráulico da Rudloff Industrial para validação dos ensaios de expansão hidrostática à frio.....	144
Figura 111- Distribuição de deformações no MSC MARC da matriz elíptica 10x7 comparada com grade de círculos na chapa deformada.....	145
Figura 112 - Chapas sem processamento após o ensaio de expansão hidrostática à frio cortadas no centro (a) Matriz Circular e (b) Matriz Elíptica 10x7.....	146
Figura 113 - Fraturas das chapas com processamento após o ensaio de expansão hidrostática à frio (a) matriz 10x6 (b) matriz circular.....	147

Figura 114 - Distribuição da tensão de Von Mises para o teste de Nakajima nos <i>softwares</i> Abaqus e MSC MARC na condição CS1 (a) largura 100 mm (b) largura 150 mm e (c) largura 200 mm.	148
Figura 115 - Valor da altura atingida nos <i>software</i> MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de Nakajima.	149
Figura 116 - Valor da deformação maior <i>software</i> MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de Nakajima.	149
Figura 117 - Valor da deformação menor <i>software</i> MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de Nakajima.	150
Figura 118 – Curva CLC dos resultados obtidos no MSC MARC.	150
Figura 119 – Curva CLC dos resultados obtidos no Abaqus.....	151
Figura 120 – Curvas CLC comparativas para cada condição de processamento nos <i>softwares</i> MSC MARC e Abaqus.	152
Figura 121- Curvas tensão versus deformação dos ensaios de tração à temperatura de 550° C para as condições (a) Ox, (b) CS1 (c) CS2 (d) CS3.....	153
Figura 122 – Relação do Log da Tensão versus o log da taxa de deformação.....	155
Figura 123 - Distribuição da espessura para ensaios superplásticos à 550°C nos <i>softwares</i> MSC Marc e Abaqus, (a) Ox, (b) CS2 e (c) CS3.....	157
Figura 124 - Curvas de pressão versus tempo obtidas no <i>software</i> MSC MARC (a) condição Ox, (b) CS2 e (c) CS3.....	158
Figura 125- (a) Comparativo da espessura do topo da chapa, (b) Comparativo do tempo de simulação, (c) comparativo da tensão máxima da chapa e utilizando os <i>softwares</i> MSC MARC, Abaqus e o método analítico de solução.....	159
Figura 126 - Curvas de pressão versus tempo obtidas no <i>software</i> MSC MARC comparadas com o método analítico (a) condição Ox, (b) CS2 e (c) CS3.	160

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Graus de pureza do alumínio (HORN <i>et al.</i> , 1967).....	27
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do alumínio puro à temperatura ambiente (HORN <i>et al.</i> , 1967).....	28
Tabela 3 - Principais ligas de alumínio e suas aplicações (HORN <i>et al.</i> , 1967) e (JUNIOR A. R., 2003).....	29
Tabela 4 - Nomenclatura dos tratamentos de endurecimento das ligas de alumínio (HORN <i>et al.</i> , 1967).....	30
Tabela 5 – Designação dos tratamentos térmicos aplicados a ligas de alumínio (HORN, <i>et al.</i> , 1967).....	32
Tabela 6 – Propriedades mecânicas da liga 5083 O (HORN, <i>et al.</i> , 1967).	32
Tabela 7 – Propriedades mecânicas da junta da solda de magnésio AZ31B (PADMANABAN e BALASUBRAMANIAN, 2009).....	41
Tabela 8 – Definição dos materiais da ferramenta para cada tipo de material a soldar.....	43
Tabela 9 – Relação de defeitos na soldagem SFM e suas causas (ZIMMER, 2009)	48
Tabela 10 - Defeitos de soldagem e resistência ao escoamento com velocidade de avanço (V) 60 mm/min.	50
Tabela 11– Resumo dos parâmetros SFM usados na liga AA 5083 e tamanho médio de grão obtido (GARCÍA-BERNAL, <i>et al.</i> , 2009).	62
Tabela 12 - Algoritmo para cálculo de superplasticidade no MSC MARC (MARC 2010 Volume C Program Input).....	83
Tabela 13 – Composição química do alumínio 5083 O.....	93
Tabela 14 - Condições para ensaios de soldagem preliminar.....	96
Tabela 15 - Programação da máquina MTS para ensaio superplástico.....	105
Tabela 16 - Relação de pressões aplicadas nos <i>softwares</i> MSC MARC e Abaqus para ensaios de estampabilidade à frio.....	108
Tabela 17- Resumo das forças atuantes em cada matriz de expansão hidrostática à frio	112
Tabela 18 - Resumo das condições mecânicas das matrizes de estampabilidade à frio.	117
Tabela 19 - Dimensões das chapas para o teste de expansão hidrostática à frio...	118

Tabela 20 - Valores da constante “K” para cada condição de processamento no MSC MARC.....	123
Tabela 21 - Valores da constante “A” para cada condição de processamento no Abaqus.....	126
Tabela 22 - Resultados dos ensaios preliminares para condições de soldagem com o alumínio 5083O.....	129
Tabela 23 - Resultados numéricos do ensaio de tensões residuais.....	134
Tabela 24 - Resultados numéricos dos ensaios de tração.....	135
Tabela 25 - Comparativo da espessura no topo e pressão máxima aplicada em matriz de expansão hidrostática à frio circular.	140
Tabela 26 - Comparativo dos ensaios de expansão com a simulação de elementos finitos para chapas processadas e sem processamento.	145
Tabela 27 - Valores que determinam o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m	155
Tabela 28- Resultados obtidos da simulação superplástica nos <i>softwares</i> MSC Marc e Abaqus	156

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

DAQ	Quantum Data Acquisition
CLC	Curva Limite de Conformação
PFM	Processamento por Fricção e Mistura
SFM	Soldagem por Fricção e Mistura
PCBN	Nitreto Cúbico de Boro Policristalino
SEF	Superplasticidade de Estrutura Fina
STI	Superplasticidade de Tensão Interna
TWI	The Welding Institute

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área de seção transversal.	[mm ²]
A1	Função da microestrutura do material	
c	Capacidade calorífica.	[J/K]
d ₀	Diâmetro do ombro da ferramenta.	[mm]
d _i	Diâmetro do pino.	[mm]
b	Vetor de Burgers	
B	Constante.	[W/cm ²]
d	Tamanho de grão	[μm]
D	Coeficiente de difusão	
E	Emissividade das superfícies das chapas	
E1	Módulo de elasticidade	[N/mm ²]
F _x	Força na direção X.	[N]
F _y	Força na direção Y.	[N]
F _z	Força na direção Z.	[N]
G	Módulo de rigidez	[N/mm ²]
h	Coeficiente de troca térmica por convecção.	[W/m ² K]
h ₀	Coeficiente de troca térmica por convecção fictícia.	[W/m ² K]
h _{wb}	Coeficiente de troca térmica por convecção equivalente entre chapa e ferramenta.	[W/m ² K]
h _{tb}	Coeficiente de troca térmica por convecção entre a mesa e a chapa.	[W/m ² K]
k	Constante de Boltzmann	
k _x	Condutividade Térmica na direção x.	[W/mK]
k _y	Condutividade Térmica na direção y.	[W/mK]
k _z	Condutividade Térmica na direção z.	[W/mK]
m	Coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação.	
M _x	Momento em torno do eixo X.	[N.m]
M _y	Momento em torno do eixo Y.	[N.m]
M _z	Momento em torno do eixo Z.	[N.m]
n	Direção do vetor normal da condição de contorno Γ	
n1	Expoente de tensão	

$N_{\mu s}$	Número de Nusselt.	
P	Carga Axial.	[N]
p	Pressão Normal.	[MPa]
Q	Energia Térmica total de entrada.	[W]
Q_{gb}	Energia de ativação para difusão do contorno de grão	
Q_l	Energia de ativação para difusão do reticulado cristalino	
Q_{int}	Fluxo de calor gerado internamente.	[W/m ²]
q_{wb}	Fluxo de calor equivalente entre chapa e ferramenta.	[W/m ²]
R	Relação da rotação da ferramenta e a velocidade avanço	
r	Raio inicial antes do teste expansão hidrostática	[mm]
r'	Raio final após o teste de expansão hidrostática	[mm]
R_s	Raio do ombro da ferramenta.	[mm]
R_v	Posição do centro do vórtice	[m]
s_z	Tensão de contato entre a placa e a mesa na direção z.	[N/mm ²]
V	Velocidade de avanço.	[mm/min]
V_p	Velocidade do material a 1 mm do centro do vórtice.	[m/s]
v_x	Velocidade de avanço na direção x.	[mm/min]
V_{tor}	Velocidade de rotação do material embaixo do ombro.	[m/s]
T	Temperatura.	[°C]
T_{amb}	Temperatura ambiente.	[°C]
T_1	Temperatura média das chapas.	[°C]
T_2	Temperatura média da mesa.	[°C]
T_m	Temperatura de fusão de um sólido	[°C]
t	Tempo.	[s]
β_b	Coeficiente de atrito	
δ	Distância de separação entre as chapas.	[mm]
ε	Deformação.	
ε_θ	Deformação circunferencial	
ε_ϕ	Deformação meridional	
ρ	Densidade.	[Kg/m ³]
σ	Tensão.	[MPa]
λ	Condutividade elétrica	[Ω/cm]
ω	Velocidade de rotação.	[rpm]

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.	24
1.1. Objetivos gerais e específicos.	25
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
2.1. Descrição da liga de alumínio utilizada neste estudo	26
2.1.1. <i>A história do alumínio</i>	26
2.1.2. <i>Propriedades do alumínio puro</i>	27
2.1.3. <i>Principais ligas de alumínio</i>	28
2.1.4. <i>Tratamentos de endurecimento de ligas de alumínio</i>	28
2.1.5. <i>Tratamentos térmicos do alumínio</i>	31
2.1.6. <i>A liga 5083 O</i>	31
2.1.7. <i>Aplicações da liga 5083 O</i>	34
2.2. O processo SFM.	34
2.2.1. <i>Propriedades do processo SFM.</i>	35
2.2.2. <i>Ferramentas.</i>	37
2.2.3. <i>Tipos de ferramentas para soldagem SFM.</i>	38
2.2.3.1. <i>Tipos de pinos para soldagem SFM.</i>	39
2.2.3.2. <i>Tipos de ombros para soldagem SFM</i>	41
2.2.4. <i>Material da ferramenta.</i>	43
2.2.5. <i>Desgaste da Ferramenta.</i>	43
2.2.6. <i>Esforços no processo SFM.</i>	45
2.2.7. <i>Defeitos no processo SFM.</i>	47
2.2.8. <i>Relação entre defeitos e parâmetros de soldagem.</i>	50
2.2.9. <i>Propriedades mecânicas de juntas obtidas pelo processo SFM...</i>	51
2.3. O processo de refinamento de grão provocado pelo processo SFM.	52
2.4. Superplasticidade obtida através do processo SFM.	54
2.4.1. <i>Definição de superplasticidade.</i>	54
2.4.2. <i>Superplasticidade de Estrutura Fina (SEF).</i>	54
2.4.2.1. <i>Natureza da estrutura do contorno de grão.</i>	55
2.4.2.2. <i>Textura e forma dos grãos.</i>	55
2.4.2.3. <i>Mobilidade dos contornos de grão.</i>	55
2.4.3. <i>Superplasticidade de Tensão Interna (STI).</i>	56
2.4.3.1. <i>Mecanismos de deformação de alta temperatura e relações fenomenológicas para estrutura fina superplástica.</i>	56
2.5. Obtenção de ligas superplásticas através do processo PFM.	61

2.6.	Propriedades superplásticas da liga AA5083 O.....	66
2.7.	Propriedades superplásticas da liga 5083 O após o processo PFM.	69
2.8.	A curva limite de conformação CLC.....	71
2.9.	O processo de conformação superplástica CS.....	73
2.10.	O teste de expansão hidrostática	76
2.10.1.	Condição de equilíbrio	79
2.11.	O teste de Nakajima	80
2.12.	Modelo de superplasticidade no MSC MARC	82
2.12.1.	Comparativo do cálculo de superplasticidade no MSC MARC com modelos reais.....	85
3.	METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	89
3.1.	Material dos corpos de prova	93
3.2.	Projeto da Ferramenta PFM	93
3.3.	Geração dos corpos de prova para PFM.	95
3.4.	Ensaio metalográficos.....	100
3.5.	Ensaio de Micro dureza.	101
3.6.	Ensaio de tensões residuais.....	102
3.7.	Ensaio de tração à frio.....	103
3.8.	Ensaio de tração à quente na condição superplástica.....	104
3.9.	Análise de elementos finitos do ensaio de expansão hidrostática à frio no MSC Marc e Abaqus.	106
3.10.	Validação do ensaio de expansão hidrostática à frio.	111
3.10.1.	Preparação dos Blanks para ensaio de expansão hidrostática à frio.	117
3.10.2.	Dispositivo para processamento de chapas de grandes dimensões.....	118
3.10.3.	Testes preliminares de processamento com chapa de grandes dimensões..	120
3.11.	Ensaio de Nakajima	121
3.1.1.	Ensaio de expansão hidrostática superplástico no MSC MARC.	122
3.1.2.	Ensaio de expansão hidrostática superplástico no Abaqus.....	125
3.1.3.	Modelo analítico do processo de expansão hidrostática superplástico.	127
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	128
4.1.	Resultados do ensaio de micro dureza.....	133
4.2.	Resultados dos ensaios de tensão residual.....	133
4.3.	Resultados do ensaio de tração.	134
4.4.	Resultados do teste de expansão hidrostática.	135

4.5.	Comparativo do ensaio de expansão hidrostática à frio com o método analítico.	140
4.6.	Validação dos ensaios de expansão hidrostática à frio.	141
4.7.	Resultados do teste de Nakajima.	147
4.8.	Curva Limite de Conformação CLC.	150
4.9.	Resultados dos ensaios de saltos a 550° C.	153
4.10.	Determinação do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação <i>m</i>	154
4.11.	Simulação superplástica no MSC Marc e Abaqus	156
5.	CONCLUSÕES	162
5.1.	Estudo preliminar do processo PFM.	162
5.2.	Ensaio de tração.	162
5.3.	Estudo da estampabilidade à temperatura ambiente.	163
5.4.	Estudo da estampabilidade na condição superplástica.	163
5.5.	Comparação dos <i>softwares</i> MSC MARC e Abaqus.	163
5.6.	Estudo de condições industriais de processamento.	164
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.	165
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	166
	ANEXO “A”-DESENHOS DE FABRICAÇÃO DA FERRAMENTA PFM.	172
	ANEXO “B”-DESENHOS DE FABRICAÇÃO DA MATRIZ DE ESTAMPABILIDADE À FRIO.	175
	ANEXO “C”-DESENHOS DE FABRICAÇÃO DO DISPOSITIVO DE PROCESSAMENTO DE CHAPAS.	181
	ANEXO “D”-DESENHO DE FABRICAÇÃO DO OMBRO REFORÇADO.	184

1. INTRODUÇÃO.

O Processo de Solda por Fricção e Mistura (SFM) foi patenteado em 1991 pelo instituto TWI definido como um método para unir duas peças definindo uma junta de solda que possui melhor resistência mecânica do que as peças. Atrito e calor são gerados por uma ferramenta que é inserida entre as duas peças definindo a condição de plasticidade. A ferramenta é retirada da peça e as regiões plastificadas são solidificadas e as peças permanecem unidas (THOMAS, *et al*/ 1991).

O processo de fricção e mistura (PFM) corresponde ao mesmo método do processo SFM, porém com o objetivo de modificar a microestrutura de uma chapa, sendo que apenas uma chapa é processada e não duas são soldadas. O processo PFM é um meio atrativo de refinar os grãos do material, diversos estudos de superplasticidade obtida através do processo PFM foram desenvolvidos. Um tamanho de grão típico para juntas processadas pelo processo PFM é de 1 a 5 μm e grãos extrafinos na ordem de 30-180 nm foram encontrados em juntas soldadas pelo processo PFM. O tamanho de grão é um item crucial para a obtenção de ligas superplásticas (LEE, HUANG e HSIEH, 2006).

O fato de o processo PFM refinar o tamanho de grão leva a aplicá-lo na conformação de chapas de metal, que possui limitações impostas em se obter geometrias complexas. Como não é possível a obtenção de geometrias complexas pelo processo de conformação tradicional o número de peças que são necessárias para se obter um componente é acrescido. Como no caso da porta de emergência da aeronave BAE 125/800 quando conformada na condição superplástica teve o número de peças reduzido em 76 peças e deixou-se de utilizar 1000 parafusos (PIERCE, 1991).

1.1. Objetivos gerais e específicos.

Este trabalho tem por objetivo estudar a estampabilidade de chapas processadas pelo processo PFM da liga de alumínio 5083 O. Para atingir esses objetivos as seguintes etapas foram desenvolvidas:

- Desenvolvimento e fabricação de uma ferramenta para processamento PFM;
- Processo para geração dos corpos de prova para ensaios de tração à frio e na condição superplástica;
- Ensaios de metalografia;
- Ensaios de micro dureza;
- Ensaios de tensões residuais;
- Simulação em elementos finitos para o ensaio de expansão hidrostática à frio na condição sem processamento e com processamento PFM, utilizando os *softwares* MSC MARC e Abaqus;
- Geração da curva limite de conformação (CLC) à partir das simulações;
- Validação dos ensaios de expansão hidrostática à frio em chapas com e sem processamento PFM;
- Simulação do ensaio de Nakajima nos *softwares* MSC MARC e Abaqus;
- Simulação de elementos finitos do ensaio de expansão hidrostática na condição superplástica nos *softwares* MSC MARC e Abaqus;
- Cálculo analítico do ensaio de expansão hidrostática na condição superplástica;
- Comparativo dos *softwares* e das simulações com o cálculo analítico e com os ensaios práticos.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Descrição da liga de alumínio utilizada neste estudo

Nos próximos itens será realizada uma breve revisão geral sobre o alumínio e em seguida será descrito em detalhes as propriedades mecânicas da liga de alumínio 5083 O utilizada neste estudo e também suas aplicações.

2.1.1. *A história do alumínio*

Há mais de sete mil anos os ceramistas da Pérsia fabricavam vasos de barro com óxido de alumínio (conhecido atualmente como alumina), e trinta séculos mais tarde os egípcios e babilônicos utilizaram outro composto similar em seus cosméticos e produtos medicinais.

Em 1808 o químico inglês *Humphrey Davy* finalmente conseguiu provar a existência do alumínio e, pouco tempo depois, *Hans Oersted*, físico alemão conseguiu produzir pequenas quantidades de metal. Em 1869 um grande avanço na produção permitiu que o custo baixasse de US\$ 545 para US\$ 17 o grama, quase o mesmo valor da prata. Nessa época o alumínio decorou até a mesa da corte francesa, a coroa do rei da Dinamarca e a capa do Monumento de *Washington*.

Então, o professor americano *Frank Jewett* mostrou aos seus alunos da *Oberlin College de Ohio*, um pequeno pedaço de alumínio e afirmou diante de todos que quem conseguisse de alguma forma, explorar o metal ficaria rico. Um de seus estudantes, *Charles Martin Hall*, que vinha realizando experiências em um laboratório improvisado desde os doze anos de idade, continuou suas pesquisas depois de formado e aprendeu a fazer o óxido de alumínio: a alumina.

Em 1886, *Hall* colocou em um recipiente certa quantidade de criolita com alumina e passou uma corrente elétrica. O resultado foi uma massa congelada, que ele trabalhou com um martelo. Várias partículas de alumínio se formaram, dando origem a um dos metais mais usados da história (A história do alumínio, disponível em http://www.alcoa.com/brazil/pt/custom_page/about_aluminum.asp).

2.1.2. Propriedades do alumínio puro

O alumínio com grau de pureza de 99,99% foi primeiramente produzido por *Hoopes* em um processo eletrolítico, e esteve disponível em 1920. Em 1925 *Edwards* descreveu algumas propriedades físicas e mecânicas deste tipo de alumínio. *Taylor, Willey e Smith* publicaram um artigo que descrevia diversas propriedades do alumínio com 99,996 % de pureza este produzido na França por um processo modificado de *Hoopes*. A Tabela 1 apresenta os graus de pureza do alumínio.

Tabela 1 - Graus de pureza do alumínio (HORN *et al.*, 1967).

Porcentagem de Alumínio	Designação
99,5 – 99,79	Pureza Comercial
99,8 – 99,95	Alta pureza
99,95 – 99,996	Super pureza
99,9960 e acima	Extrema pureza

A estrutura cristalina do alumínio é cúbica de face centrada. *Axon e Hume-Rothery* mediram o comprimento da aresta do cubo como sendo 4,0494 nm a 25° C para o alumínio com 99,998 % de pureza. A densidade do alumínio foi medida por *Straummanis e Ejima* como sendo 2,69808±0,00009 g/cm³ a 25° C. O coeficiente de expansão térmica do alumínio com 99,996% de pureza foi medido por *Taylor* em 1938 e depois por outros e para a temperatura de 0 °C é de 22,5.10⁻⁶ °C⁻¹. A condutividade térmica do alumínio com 99,996% de pureza é melhor obtida utilizando-se uma das equações 1, 2, 3 ou 4:

$$K = 1,65\lambda T \cdot 10^{-9} + 0,05 \quad (1)$$

$$K = 5,02\lambda T \cdot 10^{-9} + 0,03 \quad (2)$$

$$K = 5,3\lambda T \cdot 10^{-9} + 0,025 \quad (3)$$

$$K = 4,9\lambda T \cdot 10^{-9} + 1,2T \cdot 10^{-4} \quad (4)$$

O ponto de fusão do alumínio puro foi bem estabelecido como sendo $660\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$. O ponto de ebulição do alumínio puro é de $2467\text{ }^{\circ}\text{C}$. A Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas do alumínio puro.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do alumínio puro à temperatura ambiente (HORN *et al*, 1967).

Pureza (%)	Tensão de escoamento, (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Dureza Brinell	Alongamento (%)
99,99	10,3	44,8	12-16	50
99,8	20,7	62,1	19	45
99,7	26,2	65,5		
99,6	27,6	68,9	19	43
99,5	27,6	68,9	18-25	45

2.1.3. Principais ligas de alumínio

Uma série de elementos, como Magnésio, Cobre e Silício foram adicionados ao alumínio puro para melhorar suas propriedades mecânicas, como visto na Tabela 2 o alumínio puro possui tensão de escoamento muito inferior ao aço, a seguir na Tabela 3 são descritas as principais ligas de alumínio e a função dos elementos químicos em cada uma.

2.1.4. Tratamentos de endurecimento de ligas de alumínio

O tratamento de endurecimento de ligas de alumínio tem por consequência aumentar a dureza da liga. Em ligas tratadas termicamente além de melhorar a dureza provocada pela precipitação, que também aumenta a resposta ao endurecimento por precipitação.

O trabalho a frio é utilizado principalmente para produzir ligas endurecidas e temperadas e ligas endurecidas não tratáveis. A Tabela 4 apresenta a relação dos principais tratamentos de endurecimento das ligas de alumínio.

Tabela 3 - Principais ligas de alumínio e suas aplicações (HORN *et al*, 1967) e (JUNIOR A. R., 2003).

Liga	Propriedades	Classe
Liga de alumínio cobre	O cobre é um dos mais importantes elementos de liga do alumínio, o cobre possui alta solubilidade e melhora a resistência à ruptura do alumínio. Muitas ligas comerciais contêm cobre na concentração de 1 a 10%.	2XXX
Liga de alumínio manganês	São ligas não tratáveis termicamente contendo até 1% de manganês, o manganês aumenta consideravelmente a resistência ao escoamento do alumínio	3XXX
Liga de alumínio silício	As ligas de alumínio silício possuem aplicação como ligas para fundição de alumínio, o silício melhora a fluidez do alumínio e também melhora levemente a resistência ao escoamento	4XXX
Liga de alumínio magnésio	O binário alumínio magnésio é a base para uma série importante de ligas de alumínio não tratáveis termicamente, o magnésio possui importante solubilidade no alumínio. O teor de magnésio no alumínio não é maior que 7 %, o magnésio melhora a resistência à tração e melhora as propriedades mecânicas obtidas após o trabalho a frio.	5XXX
Liga de alumínio magnésio silício	Esta liga é a base para a maior classe de ligas tratáveis termicamente para produtos fundidos e forjados. Estas ligas contêm muitas propriedades desejadas como resistência ao escoamento moderado boa resistência à corrosão	6XXX
Liga de alumínio zinco	As ligas de alumínio zinco possuem boas propriedades para proteção eletrolítica sem corrosão.	7XXX
Liga de alumínio estanho	São as ligas formadas por uma variada quantidade de elementos químicos tais como as ligas 8090 ou até as ligas de alumínio combinadas com elementos de terras raras e metais de transição.	8XXX

Tabela 4 - Nomenclatura dos tratamentos de endurecimento das ligas de alumínio (HORN *et al*, 1967)

Tratamento	Descrição
F	Como fabricada: Nenhum tratamento é aplicado
O	Liga Recozida: Liga recozida com a menor resistência ao escoamento e melhor ductilidade
H1	Endurecida: São as ligas H12, H14, H16 e H18. O grau de endurecimento é indicado pelo segundo dígito, que varia de um quarto de endurecimento H12 até endurecimento por completo H18, que produz aproximadamente 75% de redução de área. H19. Liga extra endurecida para produtos que necessitam de elevada resistência do que a obtida com o tratamento H18.
H2	Endurecida e parcialmente recozida: H22, H24, H26, H28. Graus de tratamento de $\frac{1}{4}$ de endurecimento a endurecimento total, com recozimento parcial.
H3	Endurecida e estabilizada: H32, H34, H36, H38. Ligas endurecidas para alumínio-magnésio envelhecido levemente, ligas que são endurecidas e então aquecidas à baixa temperatura para melhorar a ductilidade e estabilizar as propriedades mecânicas.
H112	Endurecida durante a fabricação: Nenhum controle sobre o endurecimento, mas requer teste mecânico para encontrar as propriedades mecânicas mínimas.
H321	Endurecida durante a fabricação: Todo o endurecimento é controlado durante o trabalho a quente e a frio.
H323	Endurecimento especial, temperadas para resistência à corrosão.
H343	Ligas de magnésio.

2.1.5. *Tratamentos térmicos do alumínio*

Algumas ligas de alumínio como as ligas 2XXX são tratáveis termicamente, o tratamento térmico possui os seguintes objetivos:

- Melhorar a condição para trabalho a quente e a frio.
- Melhorar a resistência à ruptura e produzir as propriedades mecânicas particulares que estão associadas com as ligas temperadas.
- Estabilizar as propriedades mecânicas e físicas e a resistência à corrosão, e evitar mudanças que podem ocorrer à temperatura normal ou alta temperatura.
- Melhorar a estabilidade dimensional durante as condições de carregamento, particularmente para peças que operam a altas temperaturas e requerem dimensional preciso.
- Aliviar tensões residuais induzidas por deformações diferentes devido ao resfriamento não uniforme de peças fundidas, temperadas, soldadas ou conformadas.

A designação das ligas temperadas teve efeito em 1948 e foi aplicada em ligas forjadas e fundidas e também para as ligas não tratáveis termicamente. Esta nomenclatura é baseada em sequências de tratamento térmico. Para identificar a têmpera esta é precedida pelo número da liga separado por um hífen. A Tabela 5 apresenta a nomenclatura dos tratamentos térmicos aplicados a ligas de alumínio.

2.1.6. *A liga 5083 O*

A liga de alumínio 5083 O é uma liga de alumínio magnésio recozida. A Tabela 6 apresenta as propriedades mecânicas da liga 5083 O.

Tabela 5 – Designação dos tratamentos térmicos aplicados a ligas de alumínio (HORN, *et al*, 1967).

Tratamento Térmico	Descrição
T1	Naturalmente envelhecida a uma condição estável.
T2	Recozida (somente para peças fundidas).
T3	Tratada termicamente, trabalhada a frio, e naturalmente envelhecida a uma condição estável.
T4	Tratada termicamente, e naturalmente envelhecida a uma condição estável.
T5	Somente envelhecida artificialmente.
T6	Tratada termicamente e envelhecida artificialmente.
T7	Tratada termicamente e super envelhecida.
T8	Tratada termicamente, trabalhada a frio e artificialmente envelhecida.
T9	Tratada termicamente, artificialmente envelhecida e trabalhada a frio.
T10	Envelhecida artificialmente e trabalhada a frio.
Tx51	Alívio de tensões por estiramento.
Tx52	Alívio de tensões por compressão
Tx53	Alívio de tensões por tratamento térmico.
T42	Tratada termicamente.
T62	Tratada termicamente e envelhecida artificialmente.

Tabela 6 – Propriedades mecânicas da liga 5083 O (HORN, *et al*, 1967).

Tensão de ruptura (MPa)	Tensão de escoamento (MPa)	Alongamento %	Dureza Brinell	Tensão de cisalhamento (MPa)	Limite de fadiga (MPa)	Módulo de Elasticidade MPa
290	152	22	67	172	152	70300

A Figura 1 apresenta a curva tensão versus deformação e módulo compressivo tangente para a liga 5083-O (RICE, *et al*, 2003).

Figura 1 – Curvas tensão versus deformação e módulo compressivo tangente da liga 5083-O à temperatura ambiente (RICE, *et al*, 2003).

A Figura 2 apresenta a curva tensão versus deformação para a liga 5083-O.

Figura 2 – Curva tensão versus deformação para a liga 5083-O (RICE, *et al*, 2003).

2.1.7. Aplicações da liga 5083 O

A liga 5083 O é aplicada em estruturas aeronáuticas soldadas, pois possui boas características de soldabilidade onde é exigido alto desempenho em junções. Esta liga pode ser anodizada melhorando suas propriedades mecânicas. A liga 5083 O não possui excelentes propriedades para usinagem e é uma liga não tratável termicamente. (HORN, *et al*, 1967).

2.2. O processo SFM

O processo de SFM vem sendo utilizado pela indústria aero espacial em estruturas de alto desempenho. Se comparada com as técnicas atuais de soldagem o processo SFM reduz a presença de distorções e tensões residuais. O processo se baseia no atrito e calor gerado por esse que une duas chapas. Uma ferramenta é utilizada para gerar o atrito necessário para que ocorra a união, é aplicada uma rotação sobre a ferramenta e esta é forçada a mergulhar na junta de soldagem até uma distância segura não atingindo toda a espessura das chapas, em seguida começa a se deslocar no mesmo sentido da junta de soldagem que está pressionada por grampos de fixação.

O movimento da ferramenta longitudinal juntamente com a rotação provoca uma zona altamente deformada plasticamente por causa da ação “stirring” que corresponde a transportar o material do lado esquerdo da ferramenta para o lado direito subdividindo grãos. A ferramenta possui um diâmetro pouco maior que a espessura da chapa que ficará submerso na chapa, acima deste existe um diâmetro maior que gera atrito e calor na superfície da chapa (CAVALIERE, *et al.*, 2008).

A soldagem neste processo é realizada no estado sólido, o que evita muitos problemas metalúrgicos, como distorção e porosidade, resultado das altas temperaturas no processo convencional de soldagem. A quantidade de energia necessária para efetuar a soldagem é menor do que no processo convencional de soldagem. Outra vantagem é que a soldagem de ligas difíceis de soldar torna-se possível como as ligas de alumínio da série 2000 e 7000. (HWANG *et al*, 2008).

O processo de soldagem SFM também pode ser utilizado para outras ligas, como aços, aços inoxidáveis e ligas de titânio, utilizando-se de ferramentas apropriadas. O maior problema da soldagem convencional é que esta provoca a degradação e a alteração por completo das propriedades mecânicas na região da junta de soldagem, o processo SFM pelo contrário provoca uma redução no tamanho do grão e não apresenta a degradação do material na junta de soldagem. Ligas de cobre que são extremamente difíceis de soldar por processos convencionais podem ser soldadas pelo processo SFM como as ligas de latão. O latão possui uma alta difusividade o que o torna muito difícil de soldar em processos convencionais. Como as temperaturas do processo TIG são na ordem de 4200°C na tocha e 3200°C na peça esta excede a temperatura de fusão e ebulição da liga de latão que geralmente está na casa de $1083/2590^{\circ}\text{C}$ e o zinco está na casa de $419/907^{\circ}\text{C}$ desta forma o zinco e o cobre evaporam durante a soldagem. Assim se justifica com vantagem o uso do processo SFM na soldagem das ligas de latão, pois este problema não ocorre durante a soldagem (MERAN, 2006).

2.2.1. Propriedades do processo SFM

A Figura 3 apresenta um diagrama esquemático do processo FSM que consiste de uma ferramenta que passa entre duas chapas com uma velocidade de rotação ω e uma velocidade longitudinal V . As duas placas estão fixadas a uma mesa de uma máquina ferramenta ou máquina dedicada.

Figura 3 – Diagrama esquemático do processo SFM (HWANG *et al*, 2008)

Para efetuar a soldagem a ferramenta deve mergulhar sobre as chapas e permanecer por um instante parada para atingir a temperatura ideal, efetuar o movimento de avanço longitudinal na direção do cordão de soldagem, onde se efetua a soldagem e sair das duas chapas o que é realizado com um movimento ascendente na direção vertical deixando um furo entre as duas placas. A Figura 4 exibe as etapas do processo. (ZIMMER, 2009).

O processo SFM apresenta restrições que são impostas pela fixação das peças, que exige a aplicação de um grampo de fixação próximo da região de soldagem para evitar que ocorram distorções durante a soldagem e a garantia que a ferramenta terá acesso à zona de soldagem e que esta pressionará as duas chapas.

A Figura 5 apresenta os tipos de cordões de solda possíveis de serem obtidos no processo SFM.

Figura 4 – Esquema de soldagem SFM (ZIMMER,2009).

Figura 5 – Tipos de juntas de soldagem do processo SFM (1) Soldagem topo a topo, (2) Soldagem topo a topo com uma placa de material diverso, (3) Soldagem por recobrimento, (4) Soldagem de recobrimento com múltiplos materiais, (5-6) Soldagem em T, (7-8) Soldagem em ângulo. (ZIMMER,2009).

2.2.2. Ferramentas.

A ferramenta de soldagem por fricção e mistura é responsável por aquecer a peça e deformar esta por atrito, misturar os materiais e formar a junta de soldagem e conter o fluxo do material com o ombro da ferramenta.

Por estas características a ferramenta deveria ser considerada um item não consumível. O ombro da ferramenta é responsável por transferir o calor para as peças por atrito e confinar o material durante a soldagem. O pino possui a função de misturar o material, mas é a combinação destes dois elementos que asseguram a transferência de calor. A Figura 6 apresenta tipos diferentes de ferramentas e os pinos assumem diversas formas com rosca, ranhura, cônicos e etc. E os ombros também podem conter ranhuras (ZIMMER,2009).

Figura 6 - Esquema de uma ferramenta de soldagem SFM. (ZIMMER, 2009).

2.2.3. Tipos de ferramentas para soldagem SFM.

A ferramenta no processo SFM assume diversas formas, essas formas estão relacionadas com a espessura da peça a ser soldada e com o material. A Figura 7 apresenta algumas configurações de ferramentas. As ferramentas normalmente possuem o ombro e o pino fixos girando solidariamente um ao outro, em outro tipo o pino possui avanço independente do ombro, ou seja, o pino é introduzido na peça após o ombro tocá-la e permanecer sobre a peça até atingir a temperatura ideal de soldagem. Na Figura 7 c é apresentada a ferramenta com ombro sobre a chapa e embaixo desta, assim não existe possibilidade de existir carga vertical, o esforço de soldagem fica confinado entre a chapa e a ferramenta e não se transmite ao eixo da máquina, pois a ferramenta é flutuante (ZIMMER, 2009).

Figura 7- Tipos de ferramentas para soldagem SFM. (ZIMMER,2009).

Para aumentar a produtividade do processo SFM o centro de desenvolvimento TWI desenvolveu o processo Twin-Stir™, onde duas ferramentas são utilizadas ao mesmo tempo durante a soldagem com o uso de um cabeçote especial adaptado à máquina SFM. A Figura 8 apresenta um esquema deste processo. A vantagem de se utilizar duas ferramentas está no fato que o tempo de soldagem é a metade do tempo comparado com uma ferramenta simples. Também se podem utilizar duas ferramentas montadas opostas na chapa, ou seja, uma ferramenta por cima da chapa e uma por baixo, desta maneira há uma redução no torque reativo já que as ferramentas estão girando em sentidos opostos e uma melhor distribuição de calor na junta soldada (THOMAS, *et al.*,2005).

Figura 8 – Esquema de soldagem SFM com duas ferramentas Twin-StirTM (THOMAS, *et al.*, 2005).

2.2.3.1. Tipos de pinos para soldagem SFM

O pino da ferramenta possui papel importante na mistura do material durante a soldagem, o pino também dependendo de sua geometria transporta o material de cima para baixo durante o movimento de rotação. O pino não responde pela maior parte do calor gerado durante o processo, mas a força vertical durante a soldagem é provocada pelo transporte do material durante o giro da ferramenta.

A geometria do pino é fundamental para evitar o surgimento de defeitos durante a soldagem, (Chowdhury, *et al.*, 2010) verificou que um pino cilíndrico paralelo com rosca direita produziu a uma velocidade de avanço de 10mm/s e rotação 2000 rpm em liga de magnésio AZ31B-H24 valores no cordão de solda de tensão de escoamento da ordem de 40 MPa ao passo que o mesmo pino com rosca esquerda apresentou valores de 30 MPa nas mesmas condições. Este fato ocorreu, pois na solda com resistência de 30 MPa não houve recristalização efetiva do material.

A geometria do pino pode ser cônica, essa pode ser aplicada em superfícies complexas de soldagem como cilindros e esferas. A soldagem com o pino cônico não exige controle de força axial, a ferramenta cônica pode acomodar diferenças de espessura de chapas e excentricidades durante a soldagem (LAMMLEIN, *et al.*, 2009).

No estudo comparativo dos perfis de pinos da Figura 9 utilizando uma rotação (ω) de 1600 rpm e uma velocidade de avanço (V) de 22,2; 45,6 e 75 mm/min em chapas de alumínio AA2219 com 6 mm de espessura os únicos perfis de pino livre de defeitos foram os perfis quadrado e triangular.

Figura 9 - Perfis de pinos para ferramentas (ELANGO VAN e BALASUBRAMANIAN , 2008).

Um dos motivos que levam o perfil quadrado e triangular a apresentarem soldas livres de defeitos é que o processo SFM possui sua natureza na excentricidade, é necessário transportar o material de um lado ao outro, e quanto maior o espaço para este transporte melhor será a qualidade da solda. O perfil cilíndrico possui excentricidade igual a 1, enquanto que o quadrado 1,56 e o triangular 2,3 (ELANGO VAN K e BALASUBRAMANIAN, 2008).

A Tabela 7 apresenta diversas características mecânicas das juntas obtidas utilizando-se tipos de pinos conforme a Figura 9 observa-se que a melhor condição de resistência mecânica da junta para chapas de magnésio AZ31B de 6 mm de espessura onde a soldagem ocorreu com rotação de 1600 rpm e velocidade de avanço de 40,2 mm/min é a do pino cilíndrico com rosca. O que difere do resultado de ELANGO VAN e BALASUBRAMANIAN em chapas de alumínio que, neste caso a melhor condição obtida foi com o perfil quadrado (PADMANABAN e BALASUBRAMANIAN, 2009).

Tabela 7 – Propriedades mecânicas da junta da solda de magnésio AZ31B (PADMANABAN e BALASUBRAMANIAN, 2009).

Perfil do pino	Tensão de escoamento (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Dureza Vickers (HV)	Diâmetro do grão (μ)
Cilíndrico	102	128	72	10.4
Cônico	84	105	71	11.1
Cilíndrico com rosca	166	208	76	6.3
Quadrado	119	149	73	9.8
Triangular	138	173	74	8.9

2.2.3.2. Tipos de ombros para soldagem SFM

O ombro da ferramenta é responsável por aquecer o material durante a soldagem e manter o material confinado para que o pino misture o material sem que este escape, já que o movimento de rotação do pino provoca o movimento descendente do material e em seguida o material inicia o movimento ascendente e assim por diante.

O ombro da ferramenta deixará na superfície da peça uma marca característica conhecida como *onion rings* resultante do movimento de translação e rotação do ombro sobre a superfície da chapa.

A geometria do ombro influenciará a macroestrutura da solda conforme é apresentado na Figura 10 onde três tipos diferentes de ombros utilizados com um pino de Ø 4 mm na soldagem da liga de alumínio 7020, no lado de avanço da solda não ocorre variação na macroestrutura da solda, mas no lado de retorno da solda quando altera-se o diâmetro do ombro ocorre variação. Isto demonstra que se aumentando o diâmetro do ombro a temperatura de soldagem se eleva, o aumento no diâmetro do ombro faz com que a solda fique assimétrica (KUMAR *et al.*, 2011).

Figura 10 – Macroestruturas de uma solda produzida com um pino de 4 mm de diâmetro e (a) ombro de 10 mm de diâmetro, (b) ombro de 15 mm de diâmetro e (c) ombro de 20 mm de diâmetro. (LA= Lado de avanço e LR=Lado de retorno) (KUMAR *et al.*, 2011).

Alterando-se a geometria do ombro da ferramenta o acabamento na superfície onde o ombro passa na chapa é alterado. (SCIALPI, FILIPPIS e CAVALIERE, 2006) estudaram o acabamento produzido por três tipos de ombros com geometrias conforme descrito na Figura 11.

Na liga de alumínio 6082 a melhor condição encontrada para uma rotação de 1810 rpm e uma velocidade de avanço de 460 mm/min em chapas de 1,5 mm de espessura ocorreu com um ombro com uma cavidade cilíndrica e um raio de arredondamento, os ombros com canais e sem cavidade não apresentaram acabamento satisfatório na superfície da chapa.

Figura 11 – Ferramentas com variação na geometria do ombro, (SCIALPI, FILIPPIS e CAVALIERE, 2006)

2.2.4. *Material da ferramenta.*

O material da ferramenta deve resistir às altas temperaturas e esforços provocados pelo processo. Algumas características são fundamentais para o material da ferramenta como a resistência à ruptura, a não difusividade no material a soldar e sua capacidade de ser usinado. Então o material da ferramenta pode ser escolhido de acordo com o material a ser soldado (ZIMMER, 2009), a Tabela 8 apresenta tipos diferentes de materiais de ferramentas para soldar.

Tabela 8 – Definição dos materiais da ferramenta para cada tipo de material a soldar.

Material a ser soldado	Espessura	Material da ferramenta
Ligas de Alumínio	<12 mm	Aço com Vanádio e Cobalto
	<26 mm	Aço Ferramenta
Ligas de Magnésio	< 5 mm	Aço Ferramenta
Cobre e suas ligas	<50 mm	Metal Duro e PCBN
	<11 mm	Aço Ferramenta
Ligas de Titânio	<6 mm	Metal duro
Aço Inoxidável	<6 mm	PCBN Metal duro
Aço de baixa liga	< 10 mm	Metal duro, PCBN
Ligas de Níquel	<6 mm	PCBN, Metal duro

2.2.5. *Desgaste da Ferramenta.*

O desgaste da ferramenta utilizada para o processo SFM está baseado na rotação da ferramenta. Quanto maior a rotação da ferramenta maior será este desgaste.

A Figura 12 apresenta o desgaste de uma ferramenta em aço ferramenta com 62 HRC a rotações diferentes, utilizada no alumínio fundido AA 359+20% SiC todos os casos soldaram uma distância de 1,5 m. O desgaste do pino da ferramenta é medido utilizando-se uma técnica de fotografias comparando a ferramenta antes e depois de ter sido utilizada. Na rotação de 500 rpm o desgaste não chega a danificar todos os filetes de rosca, já na condição de 1000 rpm o desgaste é bem maior apresentando a sensibilidade à rotação da ferramenta.

Figura 12 – Diferentes desgastes da ferramenta a- 500 rpm, b – 750 rpm e c – 1000 rpm. Velocidade de avanço 6 mm/s. Comprimentos de soldagem de 0,75 e 1,5 m. (FERNANDES e MURR, 2004).

A Figura 13 apresenta a ferramenta nova, quando está nesta condição existe o fluxo de material que naturalmente desgasta a ferramenta até atingir a forma da condição desgastada ilustrada na Figura 13. Este fluxo muda de forma atingindo uma condição diferente da ferramenta sem desgaste.

Figura 13 – Alteração do fluxo de material da ferramenta nova e quando esta sofre desgaste (FERNANDES e MURR, 2004).

2.2.6. Esforços no processo SFM.

O SFM é um processo termomecânico em que a ferramenta está sempre em contato com as peças. A interação entre o material e a ferramenta gera a energia necessária para a formação da junta, isto resulta na formação de um momento torsor sobre a ferramenta. A Figura 14 mostra um esquema das forças e torque aplicados sobre a ferramenta durante a soldagem. Isto permite deduzir a eq. (5):

$$\{Torque_{Ferramenta/peça}\} = \begin{Bmatrix} F_x & M_x \\ F_y & M_y \\ F_z & M_z \end{Bmatrix}_{(O, \vec{x}, \vec{y}, \vec{z})} \quad (5)$$

Figura 14 - Esforços da ferramenta durante a operação SFM (ZIMMER,2009).

A operação de soldagem pode ser dividida em duas fases distintas, uma fase de mergulho e uma fase de soldagem, cujas fases operacionais são apresentadas na Figura 15. Quando a ferramenta está penetrando na peça há um breve pico na força em z, quando o ombro toca a peça, a amplitude deste pico depende da velocidade de penetração. Quando a ferramenta se desloca na direção longitudinal esta força, torna-se constante.

Figura 15 - Curvas características dos esforços. Direção de soldagem (eixo x) soldagem realizada por um robô (ZIMMER, 2009).

Na fase de mergulho a ferramenta é forçada sobre as duas chapas, devido ao atrito e o esforço axial o material aquece permitindo que a ferramenta avance penetrando entre as chapas, isto gera um esforço axial. A penetração do pino vai ocorrer até que o ombro apoie sobre as duas peças.

A Figura 16 apresenta as fases de penetração da ferramenta, durante esta fase ocorrem dois picos distintos, o primeiro pico ocorre durante o início da inserção do pino no material frio, ocorre a ejeção de pequenos fragmentos de material, o contato entre a ferramenta e a peça gera o cisalhamento do material resultando na formação e propagação de trincas.

Figura 16 – Esquema da fase de penetração (ZIMMER,2009).

A inserção do pino gera deformação plástica e atrito gerando aquecimento do material, as maiores temperaturas ocorrem na parte inferior do pino, isso facilita a penetração provocando uma queda na força axial. O amolecimento do material em conjunto com a cinemática do processo leva à formação de material extrudado que sobe ao longo do pino, o volume de material extrudado é igual ao volume do pino imerso, quando o ombro entra em contato com o material expulso o esforço axial volta a crescer, o material extrudado agora se encontra preso entre o ombro e a superfície da peça, o material é forjado e se distorce plasticamente, e outro pico de tensão ocorre quando o ombro está apoiado sobre a superfície das placas (ZIMMER, 2009).

A Figura 17 apresenta os valores do torque e do esforço axial na ferramenta durante a fase de penetração, observa-se que os maiores picos ocorrem quando o ombro da ferramenta toca a superfície da chapa, isto se justifica devido à maior área de contato entre ferramenta e peça nesta fase (ZIMMER, 2009).

Figura 17 – Força axial e torque no eixo quando a ferramenta penetra no material (ZIMMER, 2009).

2.2.7. Defeitos no processo SFM.

A formação de defeitos no processo SFM está ligada às propriedades do material, com a geometria do pino e com os parâmetros utilizados no processo. Os defeitos de uma solda por SFM são classificados em duas categorias: defeitos chamados geométricos, e falhas induzidas no material.

A Tabela 9 resume os defeitos e suas causas.

Tabela 9 – Relação de defeitos na soldagem SFM e suas causas (ZIMMER, 2009)

Defeito	Causa	Imagem
Excesso de rebarbas.	Este defeito é o excesso de material ao longo da costura da solda, ele é proveniente de um fluxo excessivo de material vindo do ombro da ferramenta resultando na expulsão de material nas bordas. Isso é atribuído à temperatura elevada do material, a presença deste defeito significa que a ferramenta está afundando nas placas reduzindo a espessura destas.
Defeitos de ruptura ou a formação de deformações na superfície.	Este defeito é provocado por falta de força axial durante o processo ou geometria inadequada do ombro da ferramenta.
Colapso do material na junta.	Ocorre devido a um fluxo excessivo de material sob o ombro da ferramenta, assim o excesso de material é migrado para o núcleo.	<p>Os fluxos de material convergem para o núcleo da frente para o lado da soldagem</p> <p>Remoção do material no núcleo de recristalização dinamicamente</p>
Defeito na raiz do cordão.	Este defeito ocorre quando a ferramenta ultrapassa muito a espessura da chapa.

Canais na superfície da solda. Estes canais são provocados por falta de material para a mistura, e são sanados quando se aplica uma força de compressão maior sobre as chapas.

Defeito de túnel interno no cordão. Está localizado no lado do avanço da solda e é falta de mistura nas costas da ferramenta, devido a um fluxo insuficiente de material, também depende da força axial F_z , quanto maior a força axial menor será este defeito, o esforço axial F_z aumenta a geração de calor no cordão de solda reduzindo a formação deste defeito.

Penetração parcial. Quando as duas peças não são soldadas ao longo de toda a espessura. Este defeito é provocado pela falta de penetração da ferramenta, ou pelo posicionamento incorreto da ferramenta em relação à junta de solda, este defeito também pode ser provocado pela falta de rigidez da máquina ou da ferramenta, a deflexão da ferramenta pode provocar a saída desta da linha de solda ou por uma preparação inadequada da junta de soldagem.

Inclusão na linha de soldagem. Uma camada de alumina fica presa entre as duas placas na zona de costura da solda, na forma de uma película descontínua, segundo Chen esta película de óxido enfraquece a solda.

2.2.8. Relação entre defeitos e parâmetros de soldagem.

Alterando-se a velocidade de rotação da ferramenta (n) e a velocidade de avanço (V) defeitos de soldagem podem surgir ao longo do cordão de solda, na soldagem de chapas de 5 mm da liga AA7075-T6 os seguintes defeitos surgiram conforme a Tabela 10.

Tabela 10 - Defeitos de soldagem e resistência ao escoamento com velocidade de avanço (V) 60 mm/min.

Rotação (n) (rpm)	Resistência ao escoamento (MPa)	Defeito	Tamanho do grão μm
900	245	Túnel	40,2
1200	290	Poro	31,7
1400	314	Sem defeito	16,49
1600	314	Sem defeito	
1800	310	Linha de "Zig Zag"	33,81

Como visto na Tabela 10 aumentando-se a velocidade de rotação da ferramenta há um aumento da tensão de escoamento do material soldado, isto se deve ao fato de além da temperatura de soldagem ser maior do que em relação a rotações menores a mistura se intensifica devido à velocidade de rotação superior.

Quando a velocidade de rotação no caso da Tabela 10 atinge o valor de 1800 rpm surgem vazios no cordão de solda devido à alta temperatura e ao excessivo transporte do material o que gera perdas de material que passam pelo ombro da ferramenta.

O tamanho do grão diminui à maneira que a rotação é elevada até que se atinge a rotação excessiva de 1800 rpm e este volta a crescer, portanto, soldas livres de defeitos possuem tamanho de grão menor do que soldas com defeito (RAJAKUMAR , MURALIDHARAN e BALASUBRAMANIAN,2011).

2.2.9. Propriedades mecânicas de juntas obtidas pelo processo SFM.

A Figura 18 apresenta a curva de fadiga da liga de alumínio 2198 Al-Li nas direções transversal e longitudinal e a Figura 19 apresenta a curva de fadiga do mesmo material após o processo SFM, observa-se neste caso que ocorreu uma redução na tensão de escoamento para o mesmo número de ciclos à fadiga (CAVALIERE, *et al*, 2009).

Figura 18 – Curva S-N da liga de alumínio 2198-Al-Li (CAVALIERE, *et al*, 2009).

Figura 19 - Curva S-N da liga de alumínio 2198-Al-Li após o processo SFM. (CAVALIERE, *et al*, 2009).

A Figura 20 apresenta o comportamento das tensões residuais na liga de alumínio 2198-Al-Li após o processo SFM, as tensões residuais possuem comportamento predominante de compressão até a região de solda, na região soldada as tensões passam a ter comportamento trativo. As tensões residuais são maiores no lado da frente da ferramenta do que do lado de trás, caracterizando a assimetria do processo SFM.

Figura 20 – Perfil das tensões residuais após o processo SFM (CAVALIERE, *et al*, 2009).

2.3.O processo de refinamento de grão provocado pelo processo SFM.

Após a soldagem por SFM é observado que os grãos presentes na região soldada possuem tamanho da ordem de 1 a 10 μm . Uma explicação para este processo é que os grãos se subdividem durante o processo.

A Figura 21 apresenta a vista frontal de uma chapa de alumínio 2195 que sofreu o processo SFM a uma rotação de 180 rpm e uma velocidade de avanço de 101,6 mm/min. Conforme a ferramenta atravessa a chapa grãos que estão próximos desta são alongados e subdivididos.

Figura 21 – Vista frontal da liga 2195 após o processo SFM, com o pino da ferramenta inserido. DS=Direção de soldagem, SR=Sentido de rotação, A=Avanço e R=Retorno (FONDA, KINIPLING e BINGERT, 2007).

A Figura 22 (a) apresenta um mapa de orientação cristalográfica, observa-se que o ângulo entre o reticulado cristalino e o contorno de grão à direita da

ferramenta chega a 30° a uma distância de $600\ \mu\text{m}$. Esta orientação dos grãos leva à subdivisão destes que apresentam mis orientação menor que 5° . Estes grãos que se subdividem apresentam mis orientação de 50° em média.

Figura 22 – (a) Mapa de orientação cristalográfica da região indicada na Figura 29 (b) perfil da orientação dos grãos ao longo da linha indicada na figura mostrando o desenvolvimento da estrutura sub grão (FONDA, KINIPLING e BINGERT, 2007).

O processo SFM provoca os seguintes efeitos na microestrutura do material:

- Cisalhamento macroscópico, que forma os subgrãos longos e achatados;
- Desenvolvimento dos subgrãos pequenos e equiaxiais;
- Aumento da diferença de orientação dos contornos de grão dos subgrãos e grãos.

Durante o processo quando as diferenças de orientação ultrapassam 15° , os subgrãos são transformados em grãos. Isto produz grãos com contornos de alto ângulo (FONDA, KINIPLING e BINGERT, 2007).

2.4. Superplasticidade obtida através do processo SFM.

2.4.1. Definição de superplasticidade.

Historicamente não há uma definição universal aceitável de superplasticidade, após muitos debates, a seguinte definição foi aceita na Conferência Internacional de Superplasticidade em Materiais Avançados de 1991:

Superplasticidade é a habilidade de um material poli cristalino de exibir, de uma forma isotrópica geral, altíssimos alongamentos antes de romper.

O Fenômeno da Superplasticidade foi cientificamente reportado em 1912. A superplasticidade é o mecanismo operacional de deformação com mais de 20 condições de taxa de deformação, e envolve uma grande quantidade de materiais poli cristalinos.

Fenomenologicamente, superplasticidade é a capacidade de certas ligas se deformarem extensivamente, sem formação de pescoço, até se romperem. Materiais superplásticos exibem altos valores do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m durante a tração, que é caracterizado pela equação constitutiva:

$$\sigma = k\dot{\epsilon}^m \quad (6)$$

O comportamento Newtoniano viscoso ideal é observado em materiais, como o vidro, no qual $m=1$. Muitos metais e ligas exibem $m<0.2$, enquanto que ligas superplásticas exibem valores de $m>0.33$. Existem dois tipos bem estabelecidos de comportamento superplástico em sólidos poli cristalinos: Superplasticidade de estrutura fina (SEF) e superplasticidade de tensão interna (STI).

2.4.2. Superplasticidade de Estrutura Fina (SEF).

No caso de materiais SEF o valor de m é em torno de 0.5, os materiais deste tipo se deformam por um mecanismo de deslizamento de contorno de grão. Para o mecanismo de deslizamento de contorno de grão dominar o processo de deformação o tamanho de grão deve ser menor que 10 μ m. A taxa de deformação

aumenta conforme o tamanho de grão diminui e normalmente a taxa de deformação é inversamente proporcional ao tamanho do grão:

$$\dot{\epsilon}^{\alpha} d^{-p} \quad (7)$$

onde: p varia de 2 a 3.

2.4.2.1. *Natureza da estrutura do contorno de grão*

Os contornos de grão entre os grãos das matrizes adjacentes devem ser de alta energia (isto é, alto ângulo, ou desordenado) por que deslizamento de contorno de grão é o modo geralmente predominante durante a deformação superplástica. Muitas microestruturas que possuem contorno de grão de baixo ângulo podem ser convertidas em microestruturas de alto ângulo, através de tratamento térmico ou termomecânico.

2.4.2.2. *Textura e forma dos grãos.*

A forma dos grãos deve ser equiaxial, e o contorno de grão pode experimentar tensões de cisalhamento que produzem deslizamento de contorno de grão.

2.4.2.3. *Mobilidade dos contornos de grão.*

Os contornos de grão em ligas superplásticas devem ser móveis. Durante o deslizamento de grão, concentrações de tensões são desenvolvidas em três pontos, assim como outras obstruções ao longo dos contornos de grão. A habilidade dos contornos de grão migrarem durante os deslizamento de contornos de grão, permite reduções nestas concentrações de tensão. O fato dos grãos permanecerem equiaxiais durante a deformação superplástica é uma evidência indireta de que ocorre migração de contorno de grão.

2.4.3. *Superplasticidade de Tensão Interna (STI).*

Neste caso, se tensões internas podem ser desenvolvidas em um material, plasticidade considerável pode ocorrer sob a aplicação de uma pequena tensão aplicada externamente, materiais STI possuem o coeficiente de sensibilidade de taxa de deformação maior que a unidade, isto é, eles podem exibir comportamento viscoso ideal Newtoniano. Em muitos casos, tensões internas são geradas por:

- Ciclo térmico ou pressão cíclica de materiais polimórficos durante uma mudança de fase;
- Ciclo térmico de metais puros ou ligas de uma fase que possuem anisotropia de coeficientes de expansão térmica;
- Ciclos térmicos de materiais compósitos em que os constituintes possuem diferentes coeficientes de expansão térmica (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).

2.4.3.1. *Mecanismos de deformação de alta temperatura e relações fenomenológicas para estrutura fina superplástica.*

2.4.3.1.1. *Mecanismos de fluência (creep).*

A fluência é um processo de deformação plástica que ocorre em sólidos a altas temperaturas, aproximadamente a 50% da temperatura de fusão, isto é T/T_m , durante o processo de fluência um sólido se deforma permanentemente, sob forças externas, inicialmente com formação de trincas desprezível. A capacidade de fluxo está associada com três mecanismos discretos que ocorrem em nível atômico. Estes mecanismos são:

- Escorregamento por movimento e discordâncias.
- Escorregamento de grãos adjacentes ao longo de contornos de grão e movimento de discordâncias.
- Difusão de fluxo direcional.

Para uma primeira aproximação os três mecanismos ocorrem separadamente. No entanto, em muitos casos, um mecanismo é necessário para permitir a acomodação de outro. Para o caso de altas taxas de deformação, estes mecanismos são ativados termicamente, e são controlados por difusão de átomos. Eles são dependentes da temperatura e do tempo.

O fenômeno de fluência é caracterizado por uma curva deformação-tempo, isto é, uma curva de fluência. Existem dois tipos básicos de curva de fluência, a curva do tipo metal e a curva do tipo liga, como apresentado na Figura 23, a curva de fluência de metal inicia com um regime primário quando a taxa de fluência diminui com o tempo, esta região é usualmente seguida por um regime estável, quando a taxa de fluência é constante, em seguida ocorre cavitação e formação de pescoço que leva à região terciária e a fratura final.

Figura 23 – Curva de fluência de um metal mostrando que no início a taxa de fluência diminui, torna-se constante no segundo estágio e no terceiro estágio volta a subir até a ruptura (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).

Para a liga da Figura 24 o primeiro estágio não existe, iniciando no regime estável (fluência secundária) e o estágio final (fluência terciária).

Figura 24 – Curva de fluência de liga mostrando a não existência do primeiro estágio (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).

A tensão de σ (isto é a tensão causada por deformação plástica) pode ser descrita como uma função da taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$ e a temperatura absoluta, T , na seguinte forma matemática:

$$\dot{\epsilon} = A1' \frac{DGb}{kT} \left(\frac{\sigma}{G} \right)^{n1} \quad (8)$$

$n1$ é o expoente de tensão que é igual a $1/m$

Para incorporar a dependência do tamanho de grão, a eq. (8) pode ser reescrita como:

$$\dot{\epsilon} = A1' \frac{DGb}{kT} \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma}{G} \right)^{n1} \quad (9)$$

A eq. (9) é conhecida como a equação de Dorn e qualquer mecanismo de fluência pode ser descrito por ela.

2.4.3.1.2. *Escorregamento de contorno de grão ($n=2$)*

Deformação plástica por escorregamento de contorno de grão é caracterizada por $n=2$ ($m=0,5$) e uma energia de ativação que é igual à energia de ativação para difusão do reticulado cristalino, Q_l , ou a energia de ativação para difusão do contorno de grão, Q_{gb} . Este mecanismo de deformação é característico de materiais superplásticos.

2.4.3.1.3. *Escorregamento de contorno de grão com vários processos de fluência.*

A Figura 25 resume os vários processos de fluência para materiais de grãos finos, os pontos de mínimo das curvas representam a difusão de fluência, e o escorregamento de contorno de grão acomodado por fluxo difusional não coincide com os valores experimentais, no entanto escorregamento de contorno de grão acomodado por escorregamento é representado pela eq. (10) e aparenta estar mais próximo dos valores experimentais.

Figura 25 – Comparação entre os resultados experimentais e previsões dos três diferentes modos de deformação: Fluxo difusional, deslizamento de contorno de grão após fluência por fluxo difusional, deslizamento de contorno de grão após fluência por deslizamento (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).

$$\dot{\epsilon} = 2 \times 10^9 \left(\frac{b}{d} \right)^2 \frac{D_L}{b^2} \left(\frac{\sigma}{E1} \right)^2 \quad (10)$$

De uma forma genérica, a deformação em alta temperatura (fluência) de materiais que possuem grão fino, é esquematicamente representada pela Figura 26. Na Figura 26 existem dois processos que competem durante a deformação de materiais superplásticos de grão fino. Os processos são: (1) deslizamento de contorno de grão com uma tensão inicial e (2) discordâncias controladas por deslizamento. A linha tracejada da Figura 26 exibe a taxa de fluência de um material de grão fino quando o processo de deformação é de deslizamento de contorno de grão com tensão inicial. A linha contínua da Figura 26 exibe a taxa de deformação de fluência quando a fluência de discordância na matriz é o processo que controla a taxa de deformação.

Figura 26 – Comportamento da deformação em alta temperatura (ou fluência/creep) de materiais de grão fino (NIEH, WADSWORTH E SHERBY, 1997).

Devido a estes processos serem considerados independentes, o mais rápido é o que controla a taxa de deformação. Quatro regiões são determinadas: Região I é onde a tensão inicial é observada e baixa ductilidade é esperada. Região 2 é onde o fluxo superplástico ocorre. As regiões 0 e 3 são controladas por mecanismos de escorregamento.

2.5. Obtenção de ligas superplásticas através do processo PFM.

As ligas superplásticas obtidas de forma convencional ou por PFM podem atingir taxas de deformação da ordem de 10^{-2}s^{-1} contra a taxa de deformação de uma liga sem esta propriedade de 10^{-4}s^{-1} a 10^{-3}s^{-1} . Isto justifica sua aplicação para peças estampadas, forjadas ou formadas por processos de conformação por pressão, por exemplo, com a maior taxa de deformação cerca de dez vezes maior do que de uma liga usual, pode-se aumentar a velocidade de obtenção do componente aumentando a produção e reduzindo os custos de mão de obra.

Outra vantagem deste método é a fabricação de componentes complexos, no qual não haveria possibilidade de formar certas geometrias em uma operação obrigando o componente a ser obtido em mais de uma operação, ou a não obtenção do componente por processos de conformação mecânica convencionais, levando a operações posteriores de usinagem e de desperdício de matéria-prima (CHARIT e MISHRA, 2003).

O processo para se obter ligas superplásticas até um tempo atrás tornava a aplicação destas ligas inviável. Nos dias de hoje ao surgir o processo de mistura e fricção *friction stir* foi verificado que ligas sujeitas a este processo apresentam tamanho de grão e microestrutura de ligas superplásticas. Os grãos gerados pelo processo de fricção e mistura possuem um tamanho médio de 0.1-12 μm . Metais concebidos através do processo de fricção e mistura atingem taxas de deformação da ordem de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, que é maior do que as taxas apresentadas por materiais superplásticos obtidos através de processo termomecânico.

O processo SFM pode ser combinado com o processo de laminação para se obter ligas superplásticas, no estudo de (JOHANNES *et al*, 2007) a liga de alumínio 5083 inicialmente com, a espessura de 8 mm é sujeita ao processo SFM e em seguida laminada a frio reduzindo a espessura para 1,54 mm, depois laminada a frio novamente reduzindo a espessura para 1,08 mm, e em seguida recristalizada a 480° C por 15 minutos. Antes dos corpos de prova sofrerem o processo de laminação após processo SFM em testes de tração o alongamento total foi de 300%, o material sem sofrer o processo SFM sofre alongamento de menos de 200% nas mesmas condições. Após os vários passes de laminação e após o processo SFM o alongamento aumenta em 41% (JOHANNES *et al*, 2007).

No estudo de GARCÍA-BERNAL, *et al* 2009 a liga fundida de alumínio magnésio foi sujeita ao processo SFM e uma redução significativa de grãos foi obtida, a Tabela 11 apresenta a relação entre os parâmetros do processo SFM e o tamanho do grão obtido para a liga fundida de alumínio magnésio.

Tabela 11– Resumo dos parâmetros SFM usados na liga AA 5083 e tamanho médio de grão obtido (GARCÍA-BERNAL, *et al*, 2009).

Rotação (rpm)	Velocidade de avanço (mm/s)	Temperatura máxima (°C)	Tamanho do grão (µm)
300	0,42	325	1,49±0,18
400	0,42	360	2,15±0,14
400	0,85	335	2,02±0,12
400	1,69	300	1,53±0,19
600	0,42	415	2,58±0,13

Pode-se observar que o menor tamanho de grão ocorre quando a velocidade de avanço é de 1,69 mm/s e a temperatura máxima obtida é a menor entre as condições de processo.

A Figura 27 apresenta as microestruturas de corpos de prova da liga Al-Mg-Sc sujeitas ao processo SFM. Podemos notar que após o processo houve uma substancial redução do tamanho de grão e homogeneização da microestrutura (c). No processo SFM foi utilizada uma rotação de 600 rpm e um avanço de 25 mm/min com uma ferramenta de aço ferramenta, com uma ponta cônica. Após o processo SFM as chapas foram envelhecidas a 160 °C por 16 horas. A Figura 27 (b) apresenta a micrografia da chapa de Al-Mg-Sc utilizada nos experimentos antes de sofrer o processo SFM, neste caso os grãos são alongados, pois a chapa foi obtida por extrusão. Na Figura 27 (a) temos a vista frontal do corpo de prova após a ruptura, neste caso não se observa o pescoço do corpo de prova.

Figura 27 – (a) Vista frontal do corpo de prova após ter sido tracionado e rompido após o processo SFM da liga Al-Mg-Sc, (b) Micrografia da liga após processo de extrusão antes de passar pelo processo de fricção e mistura (c) Micrografia após o processo de fricção e mistura (LIU e MA, 2008).

A Figura 28 apresenta as curvas de tensão verdadeira versus deformação verdadeira para a liga Al-Mg-Sc para uma taxa de deformação inicial de $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ para diferentes temperaturas de 425 a 500°C Figura 28 (a) e a Figura 28 (b) apresenta diferentes curvas tensão verdadeira versus deformação verdadeira para diferentes taxas de deformação na temperatura de 450° C. Na Figura 28 (a) notamos que a maior tensão verdadeira ocorreu na menor temperatura de 450° C e na Figura 28 (b) obtivemos a maior deformação verdadeira na menor na taxa de deformação de $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$.

Figura 28 - Efeito da (a) temperatura e (b) taxa de deformação nas curvas de tensão verdadeira e deformação verdadeira para corpos de prova sujeitos ao processo PFM (LIU e MA, 2008).

A Figura 29 apresenta diversos corpos de prova após a ruptura estirados a diversas temperaturas.

Figura 29 - Corpos de prova antes e após a ruptura para diferentes temperaturas e diferentes deformações na mesma taxa de deformação de $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ (LIU e MA, 2008).

A Figura 30 (a) apresenta o alongamento versus a taxa de deformação de corpos de prova da liga Al-Mg-Sc extrudados e após sofrerem o processo SFM nas temperaturas de 450 e 475° C, alongamentos menores que 400% foram observados nos corpos de prova extrudados com a taxa de deformação ótima de $1 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$. Comparando com os corpos de prova após o processo SFM houve um aumento substancial no alongamento. O alongamento máximo foi de 2150% com uma taxa de deformação de $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$.

Figura 30 - Variação (a) do alongamento e tensão de fluxo versus deformação inicial para corpos de prova extrudados e obtidos com o processo SFM da liga Al-Mg-Sc (LIU e MA, 2008).

Uma característica importante das ligas obtidas através de laminação e envelhecimento para reduzir o tamanho de grão é que comparando estas com as ligas obtidas através do processo SFM o tamanho de grão não é o fator mais importante para definir o alongamento, as ligas obtidas por SFM possuem tamanhos de grão maiores do que as envelhecidas e laminadas. O grande alongamento se justifica, pois as ligas obtidas por SFM possuem um contorno de grão com alto ângulo de 85-95% a alta incidência de ligas com alto ângulo de contorno de grão é primordial para a ocorrência do escorregamento dos grãos.

A Figura 30 (b) mostra a variação do fluxo de tensão na deformação verdadeira de 0.1 versus a taxa inicial de deformação, na figura estão corpos de prova obtidos através do processo SFM e obtidos por extrusão. O coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m é de aproximadamente 0,38 para as taxas de deformação de $3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ e $-3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$. O valor de m da liga extrudada diminui quando se aumenta a taxa de deformação.

Na Figura 30 pode-se notar que o valor de m aumenta quando se aumenta a taxa de deformação e se mantém em 0,62 quando a taxa de deformação é $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$. Foi observado que para pequenas taxas de deformação os deslocamentos ocorrem por discordâncias de escalagem, no caso de grandes taxas de deformação os deslocamentos ocorrem por discordâncias de deslizamento e o valor de m aumenta para um valor de 0,8. A alteração no valor de m sugere que existe uma alteração na forma como ocorre a deformação do metal.

Figura 31 - Micrografia obtida no microscópio de varredura apresentando a morfologia da superfície da liga Al-Mg-Sc após o processo SFM deformada até a falha a 450° C e taxa de deformação de $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ (LIU e MA, 2008).

A Figura 32 apresenta a estabilidade dos grãos antes e depois do ensaio de tração, observa-se que houve um pequeno aumento no tamanho de grão na parte estirada do corpo de prova. Neste caso o tamanho do grão cresceu entre 5.2 e 7.5 μm , nas direções transversal e longitudinal respectivamente (LIU e MA, 2008).

Figura 32 - Micrografia óptica mostrando ao lado esquerdo a parte do corpo de prova fixada na máquina de tração e ao lado direito o centro do corpo de prova longe da fixação na máquina (LIU e MA, 2008).

2.6. Propriedades superplásticas da liga AA5083 O.

Uma série de autores estudaram as propriedades superplásticas da liga AA5083, estas são obtidas através do ensaio de tração a quente, onde o corpo de prova é submetido à tração em uma faixa de temperatura que ocorre a superplasticidade. Para reduzir o número de corpos de prova o ensaio de saltos é realizado, sendo que na mesma temperatura diversas taxas de deformação são aplicadas, sendo estas crescentes até que o corpo de prova rompa.

Com a curva tensão versus deformação obtemos o valor do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m através da eq. (6). Quanto maior o valor de m melhores são as propriedades superplásticas da liga.

A Figura 33 apresenta uma série de curvas tensão deformação da liga 5083 na condição superplástica obtidas do estudo de diversos autores.

Figura 33 - Curvas tensão deformação do alumínio 5083 na condição superplástica (a), (b) Curvas tensão verdadeira versus deformação verdadeira para diversas taxas e (c) Curvas tensão verdadeira versus deformação verdadeira para duas ligas de alumínio 5083 em temperaturas diferentes. (VERMA *et al*, 1995).

A Figura 34 apresenta a curva de taxa de deformação versus m para o alumínio 5083.

Figura 34-Taxa de deformação versus m na condição superplástica do alumínio 5083 a diferentes temperaturas. (a) (VERMA *et al*, 1995). (b) (LIU J. *et al*, 2009), (c) (CLEVELAND, R.M., GHOSH, A.K., BRADLEY, J.R., 2002).

A Figura 35 apresenta curvas de alongamento versus taxa de deformação para a liga AA5083.

Figura 35 - Taxa de deformação versus m para a liga 5083. (a) (VERMA *et al*, 1995). (b) (LIU J. *et al*, 2009).

Podemos observar que a temperaturas entre 500 °C e 550 °C obtemos valores de m de 0,4 a uma taxa de deformação de $10^{-3} s^{-1}$. Nesta mesma temperatura obtém-se o maior alongamento conforme os estudos de (VERMA *et al*, 1995) e (LIU J. *et al*, 2009).

2.7. Propriedades superplásticas da liga 5083 O após o processo PFM.

O processo PFM tem por objetivo reduzir o tamanho de grão, portanto uma liga com estas características deve apresentar propriedades superplásticas superiores ao de uma liga comum ou laminada. Diversos estudos apresentam ligas refinadas termo mecanicamente, mas o processo PFM é uma alternativa para reduzir tamanho de grão.

A Figura 36 apresenta a microestrutura do alumínio 5083 antes e após o processo PFM nos estudos de (JOHANNES, *et al*, 2007) e (GARCÍA-BERNAL M.A., *et al*, 2011). As ligas de alumínio apresentadas na figura abaixo são ligas fundidas, as figuras apresentam uma considerável redução no tamanho de grão e também na forma, a Figura 36 (a) compara as microestruturas do material com e sem processamento PFM e a Figura 36 (b) compara duas regiões processadas, uma na parte superior e outra na parte inferior da região processada.

Figura 36 - Microestruturas com e sem processo PFM, (a) (JOHANNES, *et al*, 2007) e (b) (GARCÍA-BERNAL M.A., *et al*, 2011).

No estudo de (GARCÍA-BERNAL M.A., *et al*, 2011), o tamanho de grão de uma liga sem processamento PFM é da ordem de 50 μm , enquanto que após o processo PFM o tamanho de grão reduz para 1,5-2,2 μm .

A Figura 37 apresenta as curvas tensão versus deformação após o processo PFM nas ligas de alumínio fundido 5083. As curvas foram obtidas em temperatura média de 500 $^{\circ}\text{C}$, comparando com as curvas do alumínio sem processamento PFM observamos um leve aumento na tensão de escoamento, mas a taxa de deformação que na liga sem processamento era na ordem de 0,001 a 0,01 na liga processada atinge valores de 0,01 a 0,1 s^{-1} .

Figura 37 - Curvas tensão versus deformação para liga de alumínio fundida 5083 (a) (JOHANNES, *et al*, 2007) e (b) (GARCÍA-BERNAL M.A., *et al*, 2011).

A Figura 38 apresenta as curvas de alongamento versus deformação para os estudos de JOHANNES, *et al*, 2007) e (GARCÍA-BERNAL M.A., *et al*, 2011). No caso da liga 5083 sem processo PFM obtivemos um alongamento máximo de 450% na condição superplástica a uma temperatura média de 500 °C, quando as ligas são processadas por PFM o alongamento atingiu valores de até 800% a uma taxa de deformação de $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ enquanto que para atingir 450% na liga sem processo PFM a taxa de deformação foi pouco maior que $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Figura 38 - Curvas de alongamento versus deformação para o alumínio 5083 fundido após o processo PFM. (a) (JOHANNES, *et al*, 2007) e (b) (GARCÍA-BERNAL M.A., *et al*, 2011).

2.8. A curva limite de conformação CLC

A CLC é de fundamental importância no processo de hidro conformação, durante o processo de hidro conformação o material pode ultrapassar seu limite de conformação provocando falhas nas peças que correspondem a trincas ou rasgamentos. A CLC é um instrumento utilizado para prever o limite de conformação de uma chapa que é definindo como o estado no qual um afinamento localizado (estricção de espessura) na chapa inicia durante a conformação, basicamente levando a uma ruptura. O limite de conformação é convencionalmente descrito por uma curva traçada em um gráfico de deformação maior e_1 versus deformação menor e_2 (CALDIN, 2006).

Para se obter a CLC ensaios práticos são realizados até atingir a ruptura da peça, estes ensaios podem ser a própria hidro conformação, o teste de expansão hidrostática ou o ensaio de Nakajima. Após o ensaio são mensuradas as

deformações em duas direções e traçada a curva de deformação maior e_1 versus deformação menor e_2 (CHEN, *et al*, 2011). A Figura 39 apresenta tubos hidro conformados para se obter a CLC.

Figura 39 – Tubos hidro conformados para se obter a CLC (CHEN, *et al*, 2011).

Modelos analíticos também podem ser utilizados para se determinar a curva CLC e comparados com o método experimental, a Figura 40 apresenta a curva CLC com valores experimentais e teóricos.

Figura 40 – Curva CLC comparando valores teóricos e experimentais (CHEN, *et al*, 2011).

A curva CLC pode também comparar estágios de deformação do material como está na Figura 41 onde se pode visualizar as deformações do alumínio AA3003 O sem deformação severa, com pescoço, e na falha (AHMADI, EIVANI e AKBARZADEH, 2009).

Figura 41 – Curva CLC comparando estágios de deformação do alumínio AA3003-O (AHMADI, EIVANI e AKBARZADEH, 2009).

2.9. O processo de conformação superplástica CS.

O processo de conformação é utilizado na indústria para a fabricação de peças com geometria complexa, mas o processo de conformação superplástica (CS) possui a vantagem de se conseguir geometrias mais complexas do que o processo de conformação tradicional. Podem-se obter também peças sem a necessidade de machos apenas com cavidades e pressão sendo aplicada sobre a peça, pois as forças necessárias para deformar o material sob alta temperatura são inferiores ao processo convencional (KRUGLOV, ENIKEEV e LUTFULLIN, 2002).

No mercado aeroespacial CS é responsável por 45% do total de peças existentes no mercado, e no mercado automotivo é responsável em média por 15%, diversos materiais podem ser conformados pelo processo CS como o alumínio e o titânio. Os custos com ferramental do processo CS são muito inferiores ao do processo de conformação tradicional, mas o processo possui uma baixa taxa de deformação, devido a este fato uma série de pesquisas vem sendo realizadas buscando reduzir o tamanho de grão do material para aumentar a taxa de deformação, uma destas formas é o processo SFM apresentado nos capítulos anteriores (DUTTA, *et al*, 2005).

O ferramental para o processo CS é simples comparado ao ferramental do processo de conformação convencional, normalmente gás ou fluído é injetado numa

câmara sob alta temperatura e pressão, a temperatura do gás ou fluido é a temperatura da janela superplástica do material, a Figura 42 apresenta um desenho esquemático de uma ferramenta para CS (LUCKEY, FRIEDMAN, WEINMANN, 2009).

Figura 42 – Ferramenta para CS (LUCKEY, FRIEDMAN, WEINMANN, 2009).

Devido às características do processo CS após a chapa ser conformada há uma variação considerável de espessura, isto é um problema para o desempenho dos produtos obtidos através deste processo. A Figura 43 apresenta a distribuição típica de espessura de uma chapa conformada pelo processo CS.

Figura 43 – Distribuição típica de espessuras de uma chapa conformada através do processo CS (LUCKEY, FRIEDMAN e WEINMAN, 2009).

Como ocorre a variação de espessura durante o processo CS para o projeto de chapas que sofrerão este processo uma solução imediata é o aumento da espessura da peça para compensar estas variações, mas isto traz aumento de custo, (LUO, *et al*, 2008) sugerem o uso de uma ferramenta combinada que combina o processo de conformação convencional com o processo CS. A Figura 44 apresenta o desenho esquemático da ferramenta combinada.

Figura 44 – Esquema de funcionamento de ferramenta que combina processo de deformação convencional com o processo CS (LUO, *et al*, 2008).

A conformação superplástica também pode ser realizada em ligas de titânio como a liga Ti6Al4V, (JIANG e ZHANG, 2009) estudaram a conformação desta liga e como o coeficiente de dilatação térmica do titânio é menor do que o coeficiente de dilatação térmica do aço a ferramenta para conformar este material não pode ser fabricada em aço, nesse caso um molde de cerâmica foi construído, pois o coeficiente de dilatação térmica da cerâmica é similar ao do titânio. A Figura 45 apresenta o desenho esquemático de um molde para conformação superplástica da liga de titânio Ti6Al4V.

Figura 45 – Diagrama esquemático do molde para conformação superplástica da liga de titânio Ti6Al4V com cavidade de cerâmica. 1-Tampa do molde, 2-Furo para entrada de ar, 3-Canal do blank, 4-Blank, 5-Matriz de cerâmica, 6-Matriz Fêmea (JIANG e ZHANG, 2009).

2.10. O teste de expansão hidrostática

O teste de expansão hidrostática consiste em fixar uma chapa em uma matriz circular ou elíptica e aplicar uma pressão com o auxílio de óleo provocando a conformação da chapa, quando a matriz utilizada tem o formato de um círculo se forma uma calota esférica. Neste teste geralmente a chapa é marcada com círculos de forma eletroquímica e as variações dimensionais dos círculos são medidas com o objetivo de se determinar pontos na CLC.

As dimensões finais da calota podem ser determinadas analiticamente conforme os passos a seguir:

O equacionamento do teste de expansão hidrostática inicia-se no conceito de membrana, a Figura 46 e Figura 47 apresentam um esquema das direções das tensões meridional e circunferencial definidas abaixo.

Figura 46 – Superfície de revolução da curva “C” em torno do eixo “z” (MARCINIAK e DUNCAN, 1992)

Figura 47 – Definição de um elemento de casca no ponto “P” da figura 59 (MARCINIAK e DUNCAN, 1992).

A Figura 48 apresenta as principais variáveis envolvidas no teste de expansão hidrostática, a superfície da chapa deformada é definida como esférica. No ponto P, no raio r' as deformações circunferenciais e meridionais são:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\theta} &= \ln(r'/r) \\ \varepsilon_{\phi} &= \ln(dr'/dr \cos \alpha)\end{aligned}\quad (11)$$

Por simetria estas deformações são iguais no polo. Do outro lado temos um anel circular fixado de raio “a” e claramente a deformação circunferencial é zero. Existirá uma pouco de tensão meridional, mas é um estado aceitável de deformação biaxial em todos os locais.

$$\varepsilon_{\theta} = \varepsilon_{\phi} = -^{1/2}\varepsilon_t \quad (12)$$

e da eq. (12) :

$$\frac{dr}{r} = \frac{dr'}{r' \cos \alpha} = \frac{\rho dr'}{r'(\rho^2 - r'^2)^{1/2}} \quad (13)$$

onde:

$$\cos \alpha = [1 - (r'/\rho)^2]^{1/2} \quad (14)$$

e ρ é o raio de curvatura da casca. Integrando a eq. (13) temos:

$$c_1 \ln r = c_2 \ln \frac{r'}{\rho + (\rho^2 - r'^2)^{1/2}} \quad (15)$$

Na aresta externa, $r=r'=a$ e substituindo na eq. (15) temos:

$$r = r' \frac{\rho + (\rho^2 - a^2)^{1/2}}{\rho + (\rho^2 - r'^2)^{1/2}} \quad (16)$$

Figura 48 – Teste expansão hidrostática de uma chapa circular fina com pressão de fluido (MARCINIAK e DUNCAN, 1992)

e

$$\varepsilon_{\theta} = \varepsilon_{\phi} = \ln(r'/r) = \ln \frac{\rho + (\rho^2 - r'^2)^{1/2}}{\rho + (\rho^2 - a^2)^{1/2}} \quad (17)$$

A máxima deformação ocorre no polo, onde $r=r'=0$, da eq. (17) temos:

$$\varepsilon_{\theta \max} = \varepsilon_{\phi \max} = \ln \frac{2\rho}{\rho + (\rho^2 - a^2)^{1/2}} \quad (18)$$

Notando que:

$$h = \rho - (\rho^2 - a^2)^{1/2} \quad (19)$$

A eq. (18) pode ser escrita como:

$$\varepsilon_{\theta \max} = -\ln[1 - (h/2\rho)] = \ln[1 + (h/a)^2] \quad (20)$$

onde

$$\rho = (a^2 + h^2)/2h \quad (21)$$

A distribuição das deformações desta teoria simplificada é apresentada na Figura 49 para diafragmas de expansão hidrostática com uma profundidade de 0,25 e 0,5 vezes o raio.

2.10.1. Condição de equilíbrio

Na seção anterior as deformações circunferenciais e meridionais foram consideradas as mesmas. Assumindo que as tensões de membrana são iguais, temos que durante a deformação plástica:

$$\sigma_f = \sigma = \sigma_\theta = \sigma_\phi ; \epsilon = 2\epsilon_\theta = 2\epsilon_\phi = -\epsilon_t \quad (22)$$

Figura 49 – Deformações de membrana em uma chapa circular formada por pressão de fluido (MARCINIAK e DUNCAN, 1992).

As taxas de tensão e deformação α e β são sempre unitárias. A deformação na espessura da chapa é:

$$\epsilon_t = \ln(t/t_0) \quad (23)$$

No polo, a equação de equilíbrio é:

$$p = 2\sigma_\theta t / \rho = 4\sigma_f t \frac{h}{a^2 + h^2} = 4\sigma_f t_0 \frac{a^2 h}{(a^2 + h^2)^3} \quad (24)$$

onde, das eq. (23) e (24):

$$t = t_0 \left(\frac{a^2}{a^2 + h^2} \right)^2 \quad (25)$$

Se a lei de tensão deformação da chapa generalizada é conhecida, temos:

$$\sigma_f = f(\varepsilon) = f\left\{2 \ln \left[1 + (h/a)^2\right]\right\} \quad (26)$$

e a variação da pressão, “p”, com a profundidade “h” pode ser determinada (MARCINIAK e DUNCAN, 1992).

2.11. O teste de Nakajima

O teste de Nakajima ou Nakazima consiste em introduzir um punção esférico ou plano em corpos de prova com o objetivo de deformá-los, estes corpos de prova possuem geometrias diferentes e nestes são gravadas grades de círculos com o objetivo de medir as deformações após o ensaio e obter o lado esquerdo da CLC.

As normas para efetuar o ensaio de Nakajima são ASTM E2218 e ISO 12004.

O teste é realizado com o punção em velocidade constante, onde a dependência da taxa de deformação pode ser desprezada.

No estudo de (ALBAKRI, ABU-FARHA, KRAISHEH, 2013) testes de Nakajima foram realizados com uma matriz para uma chapa circular inserida dentro de um forno em alta temperatura e avaliado o coeficiente de atrito nesta condição utilizando-se uma liga de magnésio AZ31B e os ensaios práticos foram comparados com simulações de elementos finitos realizadas no Abaqus.

Dependendo do tipo de geometria da chapa condições diferentes podem ser obtidas do teste de Nakajima. A Figura 50 apresenta condições que podem ser obtidas no teste de Nakajima dependendo da geometria da chapa, para uma chapa circular obtêm-se deformações biaxiais balanceadas, numa chapa de largura superior a 50% do diâmetro do *blank* deformação plana, e numa chapa de largura menor que 50% do diâmetro do *blank* tensão uniaxial (ALBAKRI, ABU-FARHA, KRAISHEH, 2013).

Figura 50 - Condições diferentes que podem ser obtidas no teste de Nakajima (ALBAKRI, ABU-FARHA, KRAISHEH, 2013).

A Figura 51 apresenta a montagem de uma máquina de tração MTS para efetuar o ensaio de Nakajima utilizando de um forno para o ensaio ser realizado à quente.

Figura 51 - Montagem de matriz para teste de Nakajima em máquina MTS (ALBAKRI, ABU-FARHA, KRAISHEH, 2013).

2.12. Modelo de superplasticidade no MSC MARC

Ao utilizar o método de elementos finitos para simular uma condição superplástica, o modelo numérico ajusta o valor da pressão aplicada na peça de tal forma que seja mantida uma taxa de deformação constante próximo de um valor objetivo. A modelagem de superplasticidade em elementos finitos prevê a espessura da chapa após a conformação, formação de vazios e o próprio processo de conformação reduzindo o número de protótipos.

As equações constitutivas utilizadas no MSC MARC para problemas de superplasticidade são:

$$\sigma_y = \dot{\epsilon}^m \quad (27)$$

Modelo Lei de Expoente

$$\sigma_y = A(\epsilon_0 + \epsilon)^m + B \dot{\epsilon}^n \quad (28)$$

Modelo Lei de Expoente de Taxa

$$\sigma_y = A \epsilon^m \dot{\epsilon}^n + B \quad (29)$$

A pressão de processo é automaticamente calculada de tal forma que a máxima taxa de deformação não ultrapasse um valor objetivo, o valor da taxa de deformação é calculada como a média de uma certa quantidade de elementos contidos no modelo, o valor para corte é definido como um parâmetro no *software* que utiliza um algoritmo de suavização. O valor de corte varia de 0 (todos os elementos abaixo do máximo são considerados) e 1 (apenas os elementos com a máxima taxa de deformação são considerados). No MSC MARC o valor recomendado de corte é de 0,7-0,9 o valor padrão é 0,8. Para reduzir oscilações indesejadas um algoritmo de suavização da pressão é incorporado no cálculo. Quanto maior o valor de corte, por exemplo, 0,9 melhor será o controle da máxima taxa de deformação, em compensação maiores serão as oscilações na pressão. (MSC MARC Users Guide Volume A: Theory and User Information).

A Tabela 12 apresenta o algoritmo utilizado no MSC MARC.

Tabela 12 - Algoritmo para cálculo de superplasticidade no MSC MARC (MARC 2010 Volume C Program Input).

FORMATO		DADOS	
FIXO	LIVRE	ENTRADA	ENTRADA
Primeiro bloco			
1-10	1º	A	Entre com a palavra superplástico
Segundo bloco			
Este data bloco controla a pressão			
1-10	2º	I	Função de pré tensão
		1	Para uma aplicação constante de pré tensão para um dado número de incrementos
		2	Se a pré tensão é inclinada para baixo linearmente para resultar em um número igual a zero para um número de incrementos do valor predeterminado
11-20	2º	I	Número de incrementos para o qual a pré tensão é aplicada
21-30	3º	F	Pré tensão para ser aplicada (aplicável apenas para elementos de membrana)
Terceiro data bloco			
Este data bloco controla os parâmetros de controle de pressão			
1-10	1º	F	Taxa de deformação objetivo
11-20	2º	F	Fator de corte da taxa de deformação, o uso deste fator de corte depende do método de substituição utilizado
21-30	3º	F	Mínima pressão
31-40	4º	F	Máxima pressão
41-45	5º	I	Método de substituição da taxa de deformação

		0	A substituição é feita para elementos com taxa de deformação acima do valor de corte multiplicado pela taxa de deformação se não existe deformação nos elementos a substituição é feita em todos os elementos.
		1	(Padrão) É calculada a média em todos os elementos com taxa de deformação maior que o valor de corte multiplicado pela taxa de deformação 0 todos os elementos serão substituídos e 1 somente elementos com a máxima taxa de deformação serão substituídos
Quarto bloco			
Este bloco controla os parâmetros de entrada do processo			
1-10	1º	I	Número de sets para definir a orientação da pressão
Repita os blocos 5 e 6 para o número de sets definido			
Quinto Bloco			
1-10	1º	I	Orientação da pressão
Sexto Bloco			
Entre com o índice de forças distribuídas			
Sétimo Bloco			
Este bloco controla o critério para terminar a análise			
Entre com a fração de nós que devem estar em contato antes desta análise terminar.			

2.12.1. Comparativo do cálculo de superplasticidade no MSC MARC com modelos reais.

O aplicativo MSC MARC foi testado por alguns autores em diversas situações com o objetivo de comparar os resultados teóricos do estudo de superplasticidade com os resultados práticos. No estudo de (Khaleel M. A *et al*, 1995) um estudo de superplasticidade utilizando corpos de prova foi realizado, o objetivo deste estudo foi determinar a melhor geometria de corpo de prova para ensaios de tração à quente, o material dos corpos de prova é o alumínio 5083 e a taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ utilizada é de $0,001 \text{ s}^{-1}$. Testes experimentais foram realizados, a Figura 52 apresenta os resultados (1) Deformação versus Taxa de deformação e (2) Deformação versus Tensão.

Figura 52 - Comparativo dos resultados do teste de elementos finitos no MSC MARC e do teste prático de ensaio de tração à quente (Khaleel M. A *et al*, 1995). (a) Deformação verdadeira versus Taxa de deformação e (b) Deformação verdadeira versus Tensão verdadeira

A Figura 53 apresenta a curva tensão versus deformação para o ensaio de tração à quente na condição superplástica obtida no MSC MARC.

Figura 53 - Curva taxa de deformação versus deformação plástica equivalente para o ensaio de tração à quente na condição superplástica no MSC MARC

Outro comparativo realizado por (Khaleel M. A *et al*, 1998) é o da distribuição de espessuras em uma chapa deformada na condição superplástica, a Figura 54 apresenta o modelo utilizado no MSC MARC e a Figura 55 a distribuição de espessuras na chapa obtidas através do *software* MSC MARC variando-se a velocidade de conformação.

Figura 54 - Modelo geométrico no MSC MARC para conformação superplástica (Khaleel M. A *et al*, 1998).

Figura 55 - Distribuição de espessuras na conformação superplástica de uma chapa de alumínio 5083 (Khaleel M. A *et al*, 1998).

Outro estudo é o da variação do coeficiente de atrito na conformação superplástica, observa-se que espessura da chapa diminui à medida que o coeficiente de atrito aumenta conforme previram (Khaleel M. A *et al*, 1998) no alumínio 5083 Figura 56 e (JIANG S *et al*, 2012) na liga de titânio Ti-6Al-4V Figura 57.

Figura 56 - Perfil de espessura após teste de conformação superplástica no MSC MARC (Khaleel M. A *et al*, 1998).

Figura 57 - Distribuição de espessuras no MSC MARC na conformação superplástica da liga Ti-6Al-4V (JIANG S *et al*, 2012).

No estudo de (JIANG S *et al*, 2012) a curva teórica de aplicação de pressão em função do tempo para a conformação superplástica foi obtida através do MSC MARC, depois nos ensaios práticos esta foi aplicada e comparada com o ensaio real, também foram comparadas as espessuras da chapa em pontos da chapa conformada e os resultados foram próximos do resultado obtido no *software*. A Figura 58 apresenta as curvas de pressão em função do tempo obtidas no MSC MARC e utilizada durante o ensaio.

Figura 58 - Comparativo das curvas de aplicação de pressão obtidas no MSC MARC e aplicadas durante o ensaio de conformação superplástica (JIANG S *et al*, 2012).

3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Os objetivos deste trabalho são:

- Estudar a estampabilidade de chapas da liga de alumínio AA 5083 O processadas pelo processo de fricção por mistura (PFM);
- Simular o processo de expansão hidrostática de chapas de alumínio AA 5083 O com e sem o processo PFM.
- Estudar a superplasticidade de corpos de prova da liga AA5083 O com e sem o processo PFM.
- Simular o ensaio de expansão hidrostática na condição superplástica de corpos de prova da liga AA 5083 O com e sem processamento PFM

O trabalho inicia-se com o projeto da ferramenta de processamento fricção e mistura e a compra da matéria-prima, em seguida são efetuadas amostras para definir os melhores parâmetros de soldagem, com os resultados da caracterização metalográfica obtém-se as condições de soldagem e parte-se para a construção dos corpos de prova para efetuar os ensaios de tração à quente com o objetivo de determinar as propriedades superplásticas da liga. Também ensaios de microdureza serão efetuados para verificar os efeitos provocados pelo processamento na amostra. Em seguida será construída a matriz para o teste de expansão hidrostática e preparada a amostra para este teste. Efetuado o teste e os dados obtidos será realizada a análise de elementos finitos não linear para comparar os resultados deste estudo com os dados obtidos de medição de deformações.

A Figura 59 apresenta de forma sucinta os objetivos deste trabalho.

Figura 59 - Diagrama com as etapas deste estudo.

Figura 60 - Planejamento físico experimental

Figura 61 - Planejamento experimental numérico

A seguir são apresentados em detalhes cada etapa do processo descrito acima.

3.1. Material dos corpos de prova

O material utilizado para os corpos de prova é o alumínio 5083 O a Tabela 13 apresenta a composição química do material conforme certificado de qualidade da empresa AlumiCooper número 7632. Os corpos de prova foram construídos em chapa laminada com espessura de 6,35 mm.

Tabela 13 – Composição química do alumínio 5083 O.

Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Cr (%)	Zn (%)	Ti (%)	Outros (%)
0,9	0,16	0,02	0,65	4,6	0,06	0,03	0,06	0,15

3.2. Projeto da Ferramenta PFM

Para efetuar o processo de fricção por mistura foi necessário projetar e construir uma ferramenta para processamento do material. Com base no trabalho de HWANG *et al*, 2008 a ferramenta da Figura 62 foi projetada construída.

Figura 62 - Ferramenta para processo de fricção e mistura PFM.

Para que seja possível construir a ferramenta esta é composta de três partes:

- Ombro;
- Pino;
- Corpo.

A Figura 63 apresenta o desenho de conjunto da ferramenta definindo seus três componentes.

Figura 63 - Desenho de conjunto da ferramenta SFM.

O corpo nesta ferramenta é responsável por fixar a ferramenta na máquina e também de estabilizar a temperatura do pino. No anexo “A” está o desenho de detalhe do corpo.

O corpo da ferramenta foi usinado em torno mecânico convencional partindo-se de um tarugo de 63,5 mm de aço ABNT 1045 laminado.

O ombro da ferramenta é responsável pela geração de calor através do atrito com a superfície da chapa. O ombro foi dimensionado a partir do pino que possui diâmetro 8 mm. Adotou-se o diâmetro do ombro em 14 mm e este é rosqueado no corpo da ferramenta, dessa forma um rebaixo para encaixe de chave foi adicionado. Também um furo para saída de ar faz parte do ombro, pois quando rosqueia-se o pino no ombro ar fica preso dentro do ombro. No anexo “A” é apresentado o desenho de detalhe do ombro.

O ombro foi construído em aço ferramenta S2. Este material suporta a temperatura de soldagem da ordem de 450° a 500° C sem redução significativa da dureza. Após a usinagem do componente uma têmpera com dureza de 45-50 HRC foi aplicada. Na superfície de contato da chapa com o ombro adicionou-se um canal de formato circular para melhorar o acabamento superficial da solda.

O pino possui a função de misturar o material durante o giro da ferramenta, neste caso construiu-se um pino cilíndrico com diâmetro de 8 mm e comprimento de 3 mm coincidindo com metade da espessura da chapa mais 1 mm. Na superfície cilíndrica do pino uma rosca direita M8X1,25 foi construída e este foi aparafusado no ombro, pois durante a usinagem da rosca caso o ombro e o pino fossem uma peça única não seria possível usinar a rosca, pois o comprimento do pino de apenas 3 mm é

menor que a folga necessária para a usinagem da rosca. No anexo “A” temos o desenho de detalhe do pino.

O pino foi construído em torno mecânico convencional em aço S2 e temperado e revenido com dureza de 45-50 HRC.

3.3. Geração dos corpos de prova para PFM.

Para processar os corpos de prova uma série de testes foram realizados antes de efetuar o processamento definitivo da chapa. Os resultados destes testes estão descritos no capítulo 4. A preparação da fresadora convencional Berico seguiu o mesmo padrão para os testes e para o processamento dos corpos de prova.

Uma chapa de aço 1045 de 25,4 mm teve suas faces fresadas para garantir o paralelismo entre a mesa da máquina e a superfície de apoio das placas. A placa que será processada é apoiada sobre esta chapa e dois apoios em aço rápido retificado são postos a uma distância de 35 mm entre estes, neste espaço a ferramenta passará processando o material. Os dois calços são apertados no centro por fixadores garantindo a força de fixação durante todo o comprimento do corpo de prova. A Figura 64 apresenta o esquema de fixação da chapa a ser processada na fresadora.

Figura 64 – Esquema de fixação da chapa a ser processada na fresadora.

Para efetuar os corpos de prova testes foram realizados com chapas de comprimento 70 mm e largura 90 mm. As chapas foram cortadas em uma serra. Foram processadas amostras conforme a Tabela 14 abaixo:

Tabela 14 - Condições para ensaios de soldagem preliminar.

Condição	Rotação (rpm)	Velocidade longitudinal (mm/min)
1	500	65
2	500	88
3	500	104
4	500	125
5	400	65
6	400	88
7	400	104
8	400	125
9	328	65
10	328	88
11	328	104
12	328	125

Para caracterizar defeitos utilizou-se uma câmera de alta definição da marca INSIZE modelo ISMPM2005, os resultados e as imagens macroscópicas estão no capítulo 4. Definiu-se que as melhores amostras com menor quantidade de defeitos foram processadas nas condições 1, 9 e 10 da Tabela 14. Portanto considera-se Ox a condição sem processamento CS1 a condição 500 rpm e 65 mm/min, CS2 a condição 328 rpm e 65 mm/min e CS3 a condição 328 rpm e 88 mm/min.

Ensaio de tração à quente na condição superplástica foram realizados conforme a norma ASTM E2448-08. A Figura 65 apresenta o desenho da garra para fixação do corpo de prova na máquina MTS.

Para efetuar os ensaios de tração à quente um total de dez chapas foram construídas, para produzir 40 corpos de prova, sendo que dez corpos de prova foram usinados sem processamento PFM, dez foram processados na condição 1, dez na condição 2 e dez na condição 3. Para reduzir as perdas de material, a cada chapa processada quatro corpos de prova foram retirados, pois na entrada e na saída do corpo de prova a solda apresenta defeitos, mais na entrada, pois é necessário aquecer a ferramenta e durante o início da soldagem isto ocorre gradativamente. Assim, entre um corpo de prova e outro o espaçamento é menor para cada chapa. A Figura 66 apresenta o desenho do corpo de prova, e a Figura 67 apresenta o layout da chapa com quatro corpos de prova.

Figura 65 - Garra para fixação do corpo de prova conforme norma ASTM E2448-08

Figura 66 – Corpo de prova para ensaio de tração e tração à quente.

Figura 67 – Lay out dos corpos de prova e dimensão da chapa para soldagem.

O processamento ocorreu da forma como está apresentada na Figura 68, primeiramente as chapas foram fresadas nas dimensões da Figura 67, com a espessura em bruto foi realizado o processamento do lado superior da chapa, com penetração de 3 mm, como a fresadora não possui controle de altura um pequeno rebaixo surge na chapa e ao virar a chapa e processar o lado oposto o material que é forjado durante o processo PFM acaba deformando este rebaixo sobre a chapa de apoio provocando o defeito de túnel apresentado na Figura 68, para evitar este defeito antes de efetuar o passe do lado oposto é necessário fresar a superfície da chapa para que esta esteja plana e depois processar o lado oposto Figura 69.

Figura 68 - Fases do processo para processar corpos de prova PFM

Figura 69 - Defeito de túnel provocado pelo processamento do lado oposto da amostra devido à rebaixo provocado pelo processamento.

Após o processamento as chapas foram fresadas em um centro de usinagem Hyundai VX500, com o objetivo de ajustar a largura de 25 mm do corpo de prova. Para esta operação utilizou-se uma fresa de metal duro com 6 cortes diâmetro de 12 mm. Após este fresamento as chapas foram presas em um pacote numa morsa hidráulica e fresadas em conjunto, foi necessário arredondar com 1,5 mm os cantos da fresa de topo de 12 mm de diâmetro de metal duro. Durante este processamento três ferramentas foram utilizadas, uma fresa com pastilhas diâmetro de 50 mm e 5 facas marca SECO, para efetuar o faceamento de todas as chapas. Uma fresa de desbaste de aço rápido e a fresa de metal duro diâmetro de 12 mm com 6 cortes com o raio de arredondamento. Especial cuidado foi tomado para que a superfície lateral do corpo de prova na região de menor seção transversal estivesse com o melhor acabamento superficial possível.

Após o fresamento das chapas, essas foram traçadas para o corte dos corpos de prova na serra de fita, e em seguida foram submetidos ao processo de rebarbação.

3.4. Ensaios metalográficos.

Todos os ensaios metalográficos foram realizados no laboratório de ensaios metalográficos do Instituto Mauá de Tecnologia. Foram submetidas à teste metalográficos três amostras, nas condições: 1,9 e 10 da Tabela 14.

As amostras foram embutidas, lixadas e polidas, em seguida ataque com ácido fluobórico foi realizado, a Figura 70 apresenta uma das amostras preparada para a visualização em microscópio.

Figura 70 – Amostra preparada para análise em microscópio.

O microscópio utilizado para a análise metalográfica é o modelo Olympus BX60M e esse está equipado com uma câmera para gravação das imagens obtidas modelo UC30 Olympus, diversos recursos existem no *software* como alterações no padrão de imagem e captura das imagens em formato eletrônico. A Figura 71 apresenta a foto do microscópio utilizado nas metalografias.

Figura 71 – Microscópio Olympus BX60M utilizado para análise metalográfica.

O procedimento para lixar as amostras seguiu as lixas 220,320,400 e 600 entre os lixamentos as amostras foram lavadas, após o lixamento ocorreu o polimento das amostras com pasta de diamante de 15, 6 e $\frac{1}{4}$ de micra respectivamente entre a troca de pastas as amostras foram deixadas por quatro minutos em acetona e depois limpas com álcool. O ataque utilizado foi o Backers sendo que a solução de 500 ml foi preparada com 460 ml de água destilada e 40 ml de ácido fluobórico, em seguida tensão de 15 V foi aplicada durante dois minutos e quarenta segundos.

3.5. Ensaio de Micro dureza.

Ensaaios de micro dureza foram realizados nas amostras 1, 9 e 10 da Tabela 14. Duas amostras de cada condição e duas amostras sem processamento foram analisadas, as amostras foram embutidas em baquelite e lixadas até a condição de lixa 600. Os ensaios foram realizados em um Microdurômetro SHIMADZO HVM2 com ponta piramidal de base quadrada com ângulo 136° . Uma série de pontos foram obtidos ao longo da direção longitudinal da amostra, utilizou-se uma carga de 200g para as indentações e a distância entre cada indentação é de 2 mm. A Figura 72 apresenta uma foto do microdurômetro.

Figura 72 - Microdurômetro utilizado para a medição de microdureza nas amostras com e sem processamento.

3.6. Ensaio de tensões residuais.

Os ensaios de tensões residuais foram realizados na Faculdade de Engenharia Industrial FEI, as amostras foram presas à máquina de ensaio de tensões residuais, a Figura 73 apresenta a amostra fixada no equipamento para medição de tensões residuais pelo método de difração de raios X. Cada amostra foi mensurada em dois lados sendo estes o lado inferior da amostra e o lado superior, um dos lados não possui processamento.

Figura 73 - Amostra fixada na máquina para ensaio de tensões residuais.

O método utilizado para a medição das tensões residuais é o método do $\sin^2\psi$, onde ψ é o ângulo normal entre a reta normal à superfície da peça e a reta normal ao plano de parâmetro “d”. Dessa forma tem-se:

$$\sigma_{\phi} = -K\lambda \quad (30)$$

$$\lambda = \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\sin^2\psi)} \quad (31)$$

Onde K é um valor constante para o plano de difração escolhido, tabelado e no caso do alumínio foi utilizado -18,7 (Kg/mm²/°).

Os ensaios foram realizados em amostras embutidas e lixadas com lixa de gramatura 600, sendo que apenas um lado, ou seja, metade da espessura da chapa foi processada via PFM, a tensão residual foi mensurada em 4 pontos ao longo da região processada e em igual número de pontos na região sem processamento de cada amostra na seção transversal da amostra.

3.7. Ensaio de tração à frio.

Os ensaios de tração à frio foram realizados em uma máquina de tração MTS, os corpos de prova foram fixados através de uma garra especial e o *software* da máquina utilizado para mensurar os valores de carga e deslocamento. Todos os ensaios foram realizados com uma velocidade inicial de 0,4 mm/min e depois de ultrapassar o escoamento a velocidade foi elevada para 2,54 mm/min. A Figura 74 apresenta uma foto da montagem da máquina MTS de tração.

(a)

(b)

Figura 74 - (a) Máquina de tração MTS. (b) Sistema de aquisição de dados para a máquina de tração.

3.8. Ensaios de tração à quente na condição superplástica.

Ensaios de tração a quente para estudar a superplasticidade das amostras foram realizados na máquina MTS. A temperatura de todos os ensaios foi de 550 °C, esta temperatura foi definida baseada no estudo de (JOHANNES, *et al*, 2007) e (GARCÍA-BERNAL M.A., *et al*, 2011) ensaios preliminares foram realizados a temperatura de 500° C mas uma das condições não apresentou janela superplástica, portanto adotou-se a temperatura de 550° C de modo que encontrou-se janela superplástica em todas as condições. As condições de processamento para este ensaio foram as mesmas da condição fria.

A Figura 75 apresenta a montagem da máquina MTS que é constituída da garra especial utilizada também nos ensaios de tração à frio, um forno tubular com controle de temperatura através de um Varitac, um multímetro para controlar a tensão de saída do Varitac, célula de carga para a tomada de força durante o ensaio e um termo par tipo K para controle de temperatura. Durante os ensaios um bico de ar foi direcionado à célula de carga para evitar que o calor do forno aquecesse a célula de carga.

Figura 75 - (a) Montagem da máquina MTS para ensaio de tração superplástico (b) Varitac para controle da temperatura do forno.

O ensaio de tração superplástico efetuado na máquina MTS é um ensaio de saltos, onde a taxa de deformação varia ao longo do tempo no ensaio, desta forma uma série de corpos de prova são poupados, pois para se determinar o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m seria necessário efetuar ensaios à taxas constantes na temperatura de 550° C. A máquina MTS foi programada conforme a Tabela 15, sendo que a velocidade da máquina é calculada em função da taxa de deformação e a cada mudança de taxa há um salto no ensaio.

Na Tabela 15 os valores são calculados conforme as eq (32) e (33):

$$\text{Velocidade} = L_0 \cdot \text{Taxa} \quad (32)$$

$$\text{LVDT} = L_0 - 25 \quad (33)$$

Tabela 15 - Programação da máquina MTS para ensaio superplástico.

Aumento	L0 mm	Taxa	Velocidade mm/min	LVDT mm
1,05	25	$2,5 \cdot 10^{-5}$	0,00625	0
1,05	26,25	$2,5 \cdot 10^{-5}$	0,0065625	1,25
1,05	27,56	$2,5 \cdot 10^{-5}$	0,0068906	2,5625
1,05	28,94	$2,5 \cdot 10^{-5}$	0,0072352	3,940625
1,05	30,39	$5 \cdot 10^{-5}$	0,00151938	5,387656
1,05	31,83	$5 \cdot 10^{-5}$	0,0015915	6,83
1,05	33,43	$1 \cdot 10^{-4}$	0,0033421	8,4215
1,05	35,02	$1 \cdot 10^{-4}$	0,003502	10,02
1,05	36,77	$2,5 \cdot 10^{-4}$	0,00919275	11,771
1,05	38,52	$2,5 \cdot 10^{-4}$	0,00963	13,52
1,05	40,45	$5 \cdot 10^{-4}$	0,020223	15,446
1,05	42,37	$5 \cdot 10^{-4}$	0,021185	17,37
1,05	44,49	$1 \cdot 10^{-3}$	0,0444885	19,4885
1,05	46,61	$1 \cdot 10^{-3}$	0,04661	21,61
1,05	48,94	$2,5 \cdot 10^{-3}$	0,12235125	23,9405
1,05	51,27	$2,5 \cdot 10^{-3}$	0,128175	26,27
1,05	53,83	$5 \cdot 10^{-3}$	0,2691675	26,8335
1,05	56,4	$5 \cdot 10^{-3}$	0,282	31,4
1,05	59,22	$1 \cdot 10^{-2}$	0,5922	34,22
1,05	62,04	$1 \cdot 10^{-2}$	0,6204	37,04
1,05	65,14	$1 \cdot 10^{-2}$	0,65142	40,142
1,05	65,40	$1 \cdot 10^{-2}$	0,6833991	43,3991

3.9. Análise de elementos finitos do ensaio de expansão hidrostática à frio no MSC Marc e Abaqus.

Os ensaios de expansão hidrostática à frio foram realizados utilizando-se 4 formas diferentes de superfícies, e as condições 1,9 e 10 de processamento. A Figura 76 apresenta a geometria do prensa chapas utilizada para cada ensaio de expansão hidrostática à frio.

Figura 76 - Geometrias de prensa chapas utilizadas para os ensaios de expansão hidrostática à frio no MSC MARC. (a). Circular, (b) Elipse 7:10 (c) Elipse 6: 10 (d) Elipse 4:10.

A espessura da chapa para cada ensaio de expansão hidrostática à frio foi considerada como sendo 2 mm de espessura. O elemento utilizado na geração da malha de elementos finitos no caso do MSC MARC foi o elemento de membrana definido no *software* como elemento “18”.

No caso do Abaqus utilizou-se o elemento de casca “S4R”.

O elemento S4R é um elemento de casca do tipo de deformação finita quadrilateral de membrana.

Maiores informações sobre o elemento S4R podem ser obtidas em (DASSAULT SYSTÈMES, 2010).

A Figura 77 apresenta as imagens das malhas de elementos finitos do Abaqus e do MSC MARC, no MSC MARC o prensa chapas é tratado como uma superfície rígida e no Abaqus é tratado como uma malha de elementos discretos rígidos, devido à falha de convergência utilizou-se este modelo no Abaqus.

Figura 77 - Malhas de elementos finitos (a) Abaqus (b) elementos discretos rígidos utilizados na superfície do prensa chapas (c) MSC MARC.

A Figura 78 apresenta as condições de contorno utilizadas nos modelos tanto para o Abaqus quanto para o MSC MARC. A chapa possui condições de simetria, pois o modelo representa um quarto de chapa, e a fixação em todas as direções é aplicada na lateral da chapa.

Figura 78 - Condições de contorno para os modelos de elementos finitos de expansão hidrostática para o Abaqus e MSC MARC.

O carregamento dos modelos é feito através de uma pressão aplicada com duração de 60 segundos, o valor da pressão variou em cada modelo, mas foi aplicada de tal forma que o modelo ultrapasse a tensão de ruptura, a Tabela 16 apresenta a pressão aplicada em cada condição em cada *software*.

Tabela 16 - Relação de pressões aplicadas nos *softwares* MSC MARC e Abaqus para ensaios de estampabilidade à frio.

<i>Software</i>	Forma	Condição	Pressão (Mpa)
MARC	Circular	OX	9,23
		OX1	9,11
		CS1	9,34
		CS1	9,97
		CS2	9,06
		CS2	9,66
		CS3	9,80
		CS3	9,88
		OX	10,23
		OX1	10,22
ABAQUS	Circular	CS1	10,36
		CS1	10,98
		CS2	10,22
		CS2	10,80
		CS3	10,91
		CS3	10,91
MARC	Elipse 10x7	OX	8,40
		OX1	8,32
		CS1	8,52
		CS1	9,16
		CS2	8,08
		CS2	8,67
		CS3	8,88
		CS3	8,81
		OX	7,50
		OX1	7,47
ABAQUS	Elipse 10x7	CS1	7,60
		CS1	8,05

MARC	Elipse 10x6	CS2	7,52
		CS2	7,80
		CS3	7,99
		CS3	8,33
		OX	9,89
		OX1	9,85
		CS1	10,13
		CS1	10,83
		CS2	9,89
		CS2	10,64
		CS3	10,64
		CS3	11,29
ABAQUS		OX	8,67
		OX1	8,65
		CS1	8,79
		CS1	9,29
		CS2	8,73
		CS2	9,05
		CS3	8,75
		CS3	9,26
MARC	Elipse 10x4	OX	16,94
		OX1	16,90
		CS1	16,88
		CS1	16,14
		CS2	19,69
		CS2	18,15
		CS3	18,13
		CS3	18,83
ABAQUS		OX	13,64
		OX1	13,55
		CS1	12,37
		CS1	12,46
		CS2	13,71
		CS2	14,25
		CS3	12,34
		CS3	14,68

Tanto nos modelos do Abaqus quanto do MSC MARC a curva tensão versus deformação do material nas condições 1,9 e 10 foi utilizada, dados estes obtidos através dos ensaios de tração a frio. No MSC MARC e no Abaqus o material é considerado elasto plástico a curva tensão versus deformação nos dois *softwares* é introduzida como uma tabela, no caso do MSC MARC pode-se plotar a curva em forma de gráfico. A Figura 79 apresenta a curva tensão versus deformação introduzida no MSC MARC para a condição de processamento 1.

Figura 79 - Gráfico tensão versus deformação para o material na condição 1 introduzido no MSC MARC.

Nos modelos do MSC MARC e Abaqus a condição de contato entre as superfícies do prensa chapas e da chapa a ser estampada foi estabelecida, como sendo uma condição rígida de contato, admitiu-se coeficiente de atrito 0,3 entre as superfícies em contato.

As simulações nos dois *softwares* foram configuradas para durar 60 segundos, o número de “Steps” ou divisão variou entre cada modelo, sendo que nos modelos circulares utilizou-se 600 “Steps” e nos modelos elípticos 4:10 onde ocorreram dificuldades de convergência utilizou-se 1200 “Steps”.

3.10. Validação do ensaio de expansão hidrostática à frio.

Para validar o ensaio de expansão hidrostática à frio uma matriz circular e três matrizes elípticas foram construídas. Os desenhos das matrizes encontram-se no anexo “B”. O dimensionamento das matrizes foi realizado levando-se em conta os valores de máxima pressão aplicada da Tabela 16 obtidas através do método dos elementos finitos. As matrizes são compostas de duas peças principais sendo estas a tampa e a base, estas peças são fabricadas em aço SAE 1045. A verificação da matriz sujeita à pressão tanto da tampa quanto da base foi realizada utilizando-se o *software* Autodesk Inventor 2013, o módulo de elementos finitos utilizado é linear estático e o tipo de elemento sólido tetraédrico parabólico. As superfícies onde as condições de contorno foram aplicadas são exibidas na Figura 80.

Figura 80 - (a) Restrição de fixação das tampas das matrizes de expansão hidrostática à frio e (b) área onde é aplicada a carga em cada tampa de matriz.

Em cada matriz foi aplicada uma carga que é o resultado da área onde é aplicada a carga vezes a pressão conforme a Tabela 16. A Tabela 17 apresenta o resumo das cargas em cada matriz.

O dimensionamento dos parafusos das matrizes foi realizado com base no catálogo da empresa fabricante de parafusos Tellep (METALAC FASTENER DIVISION, 2014).

Tabela 17- Resumo das forças atuantes em cada matriz de expansão hidrostática à frio

Matriz	Força (N)
Circular	143157,99
Elipse 10x4	316624,19
Elipse 10x6	295228,27
Elipse 10x7	271584,95

O dimensionamento dos parafusos é precedido das seguintes etapas:

$$N' = \frac{P_j}{D_w + H_{\min}} \quad (34)$$

P_j =Perímetro da Junta, D_w =Diâmetro do assentamento mínimo do parafuso.

$H_{\min}$ =Espessura da junta de menor espessura.

$$F_m = \frac{F_b}{N} \cdot R \cdot \alpha_a \quad (35)$$

F_m =Força máxima em cada parafuso. F_b =Força extrema na aplicação

R =Fator multiplicador do modo de atuação da força na junta. α_a =Fator de aperto.

Para a matriz circular a força em cada parafuso deve ser:

$$F_m = \frac{F_b}{N} \cdot R \cdot \alpha_a = \frac{143157,99}{8} \cdot 2,5 \cdot 1,8 = 80526,37 N \quad (36)$$

Escolhe-se o parafuso M16X2 classe 12,9 através da tabela 1 do catálogo Tellep a força máxima que este parafuso suporta é 103961 N.

Para a matriz elíptica a força em cada parafuso deve ser:

$$F_m = \frac{F_b}{N} \cdot R \cdot \alpha_a = \frac{316624,19}{8} \cdot 2,5 \cdot 1,8 = 178101,11 N \quad (37)$$

Escolhe-se o parafuso M22x2,5 classe 12,9, a força máxima que este parafuso suporta é 203270 N.

Para a matriz circular o número de parafusos é:

$$N' = \frac{Pj}{D_w + H \min} = \frac{471,24}{23,17 + 25} = 9,78 \therefore 10 \quad (38)$$

Para a matriz elíptica o número de parafusos é:

$$N' = \frac{Pj}{D_w + H \min} = \frac{848,232}{31,81 + 25} = 14,93 \therefore 15 \quad (39)$$

Para a matriz circular manteve-se o diâmetro do parafuso M16x2 e recalculou-se o diâmetro para 15 parafusos da matriz elíptica.

$$Fm = \frac{Fb}{N} \cdot R \cdot \alpha_a = \frac{316624,19}{15} \cdot 2,5 \cdot 1,8 = 94987,257N \quad (40)$$

Dessa forma utilizou-se para esta matriz 15 parafusos M16X2. As bases das matrizes também foram dimensionadas utilizando o método dos elementos finitos através do *software* Autodesk Inventor 2013 a Figura 81 apresenta as condições de contorno na base das matrizes.

Figura 81 - (a) Condições de contorno da base da (a) matriz circular (b) matrizes elípticas.

Para a base da matriz circular aplicou-se pressão de 10,91 MPa, para a base da matriz elíptica 10x7 8,8 MPa, para a base da matriz elíptica 10x6 11,29 MPa e para a base da matriz elíptica 10x4 18,832 MPa. A fixação em todas as direções foi aplicada nas roscas da base da matriz.

Segundo (MATWEB, 2014) a tensão de escoamento do aço SAE 1045 é de 530 MPa, a Figura 82 apresenta a distribuição de tensões obtida das análises de elementos finitos nas tampas das matrizes e a Figura 83 apresenta a distribuição de tensões obtida das análises de elementos finitos das bases de cada matriz.

Figura 82 - Distribuição da tensão de Von Mises nas tampas das matrizes de expansão hidrostática à frio (a) Circular, (b) Elipse 10x7, (c) Elipse 10x6 (d) Elipse 10x4

Figura 83 - Distribuição da tensão de Von Mises nas bases das matrizes (a) Circular (b) Elipse 10x7 (c) Elipse 10x6 (d) Elipse 10x4

As deformações nas matrizes é um item importante a ser analisado devido à chance de ocorrer vazamento durante o ensaio. O ponto que a deformação deve ser mínima tanto nas tampas quanto nas bases é a superfície de vedação que coincide entre a tampa e a base. A Figura 84 apresenta a distribuição de deslocamentos nas tampas das matrizes e a Figura 85 apresenta a distribuição de deslocamentos nas bases das matrizes de expansão hidrostática à frio.

Figura 84 - Distribuição de deslocamentos nas tampas das matrizes de expansão hidrostática à frio (a) Circular, (b) 10x4, (c) 10x6 e (d) 10x7.

Figura 85 - Distribuição de deslocamentos nas bases das matrizes (a) Circular, (b) 10x7, (c) 10x6 e (d) 10x4.

A Tabela 18 apresenta um resumo das condições estruturais de cada matriz sujeitas à máxima pressão possível durante o ensaio de estampabilidade. Observa-se que as matrizes circular e elíptica 10x6 apresentaram a maior folga durante o ensaio de estampabilidade com 0,024 mm entre as áreas de vedação da tampa e da base.

Tabela 18 - Resumo das condições mecânicas das matrizes de estampabilidade à frio.

Matriz	Peça	$\sigma_{\max}$ (MPa)	σ_{esc} (MPa)	Coeficiente de segurança	Máximo Deslocamento
Circular	Tampa	100	530	5,3	0,018
	Base	201,5		2,63	0,006
Elipse 10x7	Tampa	114,7		4,62	0,007
	Base	227,7		2,32	0,008
Elipse 10x6	Tampa	200		2,65	0,016
	Base	266		1,99	0,008
Elipse 10x4	Tampa	128,9		4,11	0,008
	Base	306		1,73	0,008

3.10.1. Preparação dos Blanks para ensaio de expansão hidrostática à frio.

Os ensaios de expansão hidrostática à frio serão realizados com chapas sem processamento e com processamento. As dimensões das chapas em cada etapa do processo estão descritas na Tabela 19. As chapas de alumínio são compradas cortadas em formato octogonal, em seguida as chapas que são processadas passam pelo processo PFM e todas são torneadas até atingir o diâmetro final do *blank*. Em seguida são faceadas para a espessura de 2 mm, pois no Brasil não existe chapa de alumínio 5083 O com esta espessura e os *blanks* foram comprados com espessura comercial de 6,35 mm. A dimensão final do *blank* quando a chapa sofre processamento é a dimensão do *blank* sem processamento mais 40 mm, pois perde-se 20 mm na entrada e na saída da ferramenta.

Tabela 19 - Dimensões das chapas para o teste de expansão hidrostática à frio.

Condição	Dimensão final da chapa	Dimensão de processamento	Dimensão do <i>blank</i>
Circular OX	Ø 175	-----	175
Circular CS4	Ø 175	130x130	215
Elipse 10x4 Ox	Ø 295	-----	295
Elipse 10x4 CS4	Ø 295	295x90	335
Elipse 10x6 Ox	Ø 295	-----	295
Elipse 10x4 CS4	Ø 295	295x140	335
Elipse 10x7 Ox	Ø 295	-----	295
Elipse 10x7 CS4	Ø 295	295x165	335

3.10.2. Dispositivo para processamento de chapas de grandes dimensões

Devido às chapas para as matrizes atingirem dimensões muito maiores do que os corpos de prova já fabricados houve a necessidade de desenvolver um dispositivo para processamento de chapas de grandes dimensões. O processamento PFM exige que diversos cordões sejam realizados nas chapas e esta deve estar com a região onde o ombro da ferramenta deve passar apoiada em grampos com distância mínima para evitar deformação na chapa durante o processamento. Para isto, o dispositivo da Figura 86 foi desenvolvido e este permite que a chapa seja movimentada por baixo dos grampos, desenhos de detalhe deste dispositivo estão no anexo “C”. A capacidade máxima de processamento para o dispositivo é de chapas de comprimento 335 mm e largura definida pelo espaço do cabeçote da fresadora até o barramento quando a chapa está próxima do barramento da máquina.

Figura 86 - Dispositivo processamento de chapas de grandes dimensões.

A estratégia para processar as chapas e a quantidade de cordões necessários para cada chapa estão ilustradas na Figura 87. Utilizando-se o dispositivo a ferramenta fará um cordão e a chapa será empurrada ou puxada 8 mm que corresponde ao diâmetro do pino da ferramenta PFM. O posicionamento da chapa será realizado com paquímetro medindo a dimensão da borda da chapa até a base do dispositivo.

Figura 87 - Estratégia para processamento das chapas para ensaio de estampabilidade à frio.

3.10.3. Testes preliminares de processamento com chapa de grandes dimensões.

Testes preliminares com o dispositivo de processamento foram realizados, na condição CS1 e não se obteve processamento, houve quebra da ferramenta e encruamento do material, isto se deve ao fato de que os corpos de prova que foram processados para ensaios de tração possuem dimensões muito menores que as das chapas para as matrizes, desta forma durante o processamento a temperatura na região de soldagem é reduzida devido à transmissão de calor por condução e por convecção pela área de dissipação de calor maior.

Dessa forma uma nova rotação foi atribuída à ferramenta sendo esta 733 rpm e testes com velocidades de avanço 65, 88, 123, 168 e 224 mm/min foram realizados. O ombro da ferramenta foi reforçado para evitar a quebra e o desenho do novo ombro está no anexo “D”. A Figura 88 apresenta o teste na fresadora convencional e a superfície da chapa com as condições de processamento acima. Notou-se que os cordões e o processamento em todas as condições não apresentaram defeitos e superfície satisfatória sem abertura por excesso de temperatura.

Figura 88 - Processamento de chapa de grandes dimensões na rotação de 733 rpm (a) Dispositivo de processamento e superfície dos cordões (b) 224 mm/min, (c) 168 mm/min (d) 123 mm/min (e) 88 mm/min (f) 65 mm/min

Devido à condição de solda “fria” na chapa de grandes dimensões adotou-se para os testes de validação a condição CS4= 733 rpm e 123 mm/min.

3.11. Ensaio de Nakajima

A simulação de Nakajima consiste em conformar uma chapa através de um punção esférico, chapas de diferentes larguras são conformadas. As chapas conformadas neste teste possuem espessura de 2 mm e larguras de 100,150 e 200 mm o comprimento da chapa é de 200 mm em todos os casos. Da mesma maneira que no teste de expansão hidrostática o elemento de membrana foi utilizado no MSC MARC e o elemento de casca no Abaqus. A Figura 89 apresenta as malhas de elementos finitos do Abaqus e do MSC MARC, no Abaqus o punção é tratado como uma superfície com elementos discretos rígidos e no MSC MARC o punção é tratado como uma superfície.

Figura 89 - (a) Malha de elementos finitos da chapa e punção para teste de Nakajima no MSC MARC, (b) malha de elementos finitos da chapa no Abaqus (c) Malha de elementos discretos rígidos do punção no Abaqus.

A

Figura 90 apresenta as condições de contorno utilizadas nos modelos tanto para o Abaqus quanto para o MSC MARC. A chapa possui condições de simetria, pois o modelo representa um quarto de chapa, e a fixação em todas as direções é aplicada na lateral da chapa. O punção possui uma condição de deslocamento vertical, sendo que durante 60 segundos este se eleva 60 mm.

Figura 90 - Condições de contorno para o teste de Nakajima.

Nos modelos do MSC MARC e Abaqus a condição de contato entre as superfícies da chapa e do punção foi estabelecida, como sendo uma condição rígida de contato, admitiu-se coeficiente de atrito 0,1 entre as superfícies em contato. As simulações nos dois *softwares* foram configuradas para durar 60 segundos, o número de “Steps” ou divisão foi considerado para todos os modelos 1200 “Steps”.

3.1. Ensaio de expansão hidrostática superplástico

3.1.1. Ensaio de expansão hidrostática superplástico no MSC MARC.

O ensaio de expansão hidrostática superplástico foi realizado no MSC Marc, abaixo são descritas as etapas para este estudo. Antes de efetuar o estudo no *software* as propriedades superplásticas do alumínio 5083 devem ser obtidas, o *software* MSC Marc pode utilizar diversas condições para efetuar o estudo de superplasticidade, neste caso utilizou-se a eq. (6) descrita anteriormente que é

$\sigma = k\dot{\epsilon}^m$ a Tabela 20 apresenta os valores utilizados no MSC MARC para condição de superplasticidade.

Tabela 20 - Valores da constante “K” para cada condição de processamento no MSC MARC.

Condição	$\dot{\epsilon}$	m	σ (Mpa)	K
Ox	1.10^{-4}	0,3368	4,795	106,65
Ox1	5.10^{-5}	0,4961	3,683	501,18
CS2	1.10^{-4}	0,7958	6,112	9319,45
CS3	1.10^{-4}	0,415	4,006	183,09

A geometria para o teste livre de expansão hidrostática superplástico é composta por uma superfície de diâmetro externo 270 mm e um prensa chapas que permite um diâmetro livre de 200 mm. Estas superfícies estão exibidas na Figura 91.

Figura 91 - Superfícies para o teste de expansão hidrostática superplástico no MSC Marc.

As condições de contorno para o teste superplástico compõem-se de uma fixação rígida na parede externa da chapa, a superfície de prensa chapa é considerada um objeto rígido, e são adicionadas restrições de simetria, pois no modelo temos apenas um quarto deste, as restrições de simetria são adicionadas aos nós presentes nas arestas da superfície que intersectam com os planos XY e ZY do modelo. A Figura 92 apresenta as condições de simetria do modelo.

Figura 92 - Condições de contorno do modelo de expansão hidrostática superplástico no MSC Marc, (a) fixação da chapa, (b) simetria na direção x, (c) simetria na direção y e (d) pressão com condição superplástica.

Para se aplicar a pressão no MSC Marc não se utiliza um valor, e sim a condição de *Superplasticity Control* do *software*, ou seja, para manter uma taxa de deformação constante o *software* utiliza uma sub-rotina que varia a pressão para manter este valor constante ou próximo de um valor objetivo. Para isto apenas indica-se o sentido do valor de pressão no *software* como condição de contorno.

Na condição de análise no MSC Marc conhecida como *Load Cases>Properties*, em *Superplasticity control* indica-se como máximo valor de pressão 2 Mpa o que equivale a 20 Bar e o valor máximo de taxa de deformação foi definido em função do resultado do ensaio superplástico, ou seja, o cálculo cessará se a pressão ultrapassar 2 Mpa e manterá a taxa de deformação no valor definido como objetivo.

O tempo total de análise depende de cada caso, e é apresentado no capítulo 4. O tipo de elemento admitido na análise é o de membrana número “18” para o MSC Marc, a espessura é de 4 mm para a chapa. O material do modelo é admitido como “Rígido-plástico” e nas suas propriedades superplásticas são adicionados os valores de “K” como *Coefficient B* e *m* como *Exponent N*, utilizando o método *Power Law*.

Também se adiciona a condição de contato entre os elementos e a chapa prensa chapas, como corpo flexível admite-se a chapa que sofrerá a deformação e como corpo rígido a superfície de prensa chapas, admite-se um coeficiente de atrito entre o corpo flexível e o corpo rígido de 0,3 e uma velocidade de aproximação de 0,01 m/s.

O tamanho do elemento é considerado como 4,5 mm nas duas direções principais a Figura 93 apresenta a malha de elementos finitos para o estudo de expansão hidrostática superplástico no MSC Marc.

Figura 93 - Distribuição dos elementos da malha de elementos finitos do expansão hidrostática superplástico no MSC Marc.

3.1.2. Ensaio de expansão hidrostática superplástico no Abaqus.

A geometria do ensaio de expansão hidrostática superplástico no Abaqus é idêntica à do MSC MARC. A malha de elementos finitos da chapa é assumida como elemento *Shell S4R Standard Linear* o tamanho do elemento na chapa é de 5 mm. A espessura da chapa é assumida como 4 mm. O prensa chapas é formado por elementos discretos rígidos *Standard Linear* o tamanho do elemento é de 5 mm. A Figura 94 apresenta a geometria da chapa e do prensa chapas no Abaqus, e as malhas de elementos finitos.

Figura 94 - (a) Superfícies do prensa chapas e da chapa no Abaqus (b) Malha de elementos finitos da chapa (c) Malha de elementos finitos do prensa chapas.

As condições de contorno no Abaqus constituem de fixação rígida de um elemento de referência no prensa chapas, já que este é composto por elementos discretos rígidos trava-se apenas este elemento, condições de simetria na chapa e no prensa chapas. A pressão a ser aplicada no *software* é aplicada em duas etapas, a primeira considerada como um valor unitário e a segunda segue uma sub-rotina que toma os dados da deformação da chapa para manter a taxa de deformação constante. A Figura 95 apresenta as condições de contorno no Abaqus.

Figura 95 - Condições de contorno no Abaqus.

A análise superplástica no Abaqus é realizada em dois passos *Two Steps* no primeiro passo o *software* utiliza os dados do material na condição elástica, no segundo o *software* utiliza uma lei de fluência para calcular a pressão de tal forma que mantenha a deformação em uma condição constante.

O modelo contido no Abaqus é um modelo de taxa de deformação. O modelo explícito segue a formulação de Euler para lei de escoamento.

O modelo do Abaqus utiliza uma lei de fluência para a solução iterativa que mantém a taxa de deformação num valor objetivo enquanto a pressão aplicada ao modelo varia ao longo do tempo, este modelo é definido no Abaqus como uma sub-rotina chamada *CREEP*.

A lei de fluência contida no Abaqus é dada pela eq. (41):

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n \cdot t \quad (41)$$

Onde “A” é uma constante de tempo e n é o inverso do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação. Após efetuar a análise foi plotada a taxa de deformação. O Valor de “A” foi calculado e introduzido no *software* de acordo com a Tabela 21.

Tabela 21 - Valores da constante “A” para cada condição de processamento no Abaqus.

Condição	$\dot{\epsilon}$	m	n	σ (Mpa)	A
Ox	1.10^{-4}	0,3368	2,969	4,795	$9,52.10^{-7}$
CS2	1.10^{-4}	0,7958	1,256	6,112	$1,03.10^{-5}$
CS3	1.10^{-4}	0,415	2,409	4,006	$3,53.10^{-6}$

Entre a chapa e o prensa chapas, adicionou-se a condição de contato do tipo *Tangent Behavior* com condição *Penalty* e coeficiente de atrito 0,3.

3.1.3. Modelo analítico do processo de expansão hidrostática superplástico.

O modelo analítico para o ensaio de expansão hidrostática superplástico é derivado da teoria de membrana e possui as seguintes equações constitutivas estas equações foram validadas por (Yang, 1992) e (Giuliano, 2011):

$$R = \frac{a^2 + h^2}{2h} \quad (42)$$

Onde:

R=Raio da esfera de expansão hidrostática.

a=Raio da calota.

h=Altura da calota.

$$p = \frac{4s_0 K \dot{\epsilon}^m}{a} \cdot \frac{H}{(1 + H^2)^2} \quad (43)$$

Onde:

p=Pressão aplicada na calota

s₀=Espessura inicial da chapa

K=Constante obtida do ensaio de tração superplástico

$\dot{\epsilon}$ =Taxa de deformação

H=h/a

$$\sigma = \frac{p \cdot a}{4s_0} \frac{(1 + H^2)^2}{H} \quad (44)$$

Onde:

σ =Tensão durante o ensaio

Com os valores das equações constitutivas pode-se calcular a tensão durante o ensaio de expansão hidrostática superplástico e o histórico de pressão, utilizando-se de cálculos geométricos, como a taxa de deformação é constante pode-se determinar o tempo de ensaio através deste método.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para efetuar o processo PFM nas chapas de alumínio 5083 uma série de amostras foram testadas conforme a Tabela 14. Os resultados obtidos nesta tabela estão na Tabela 22. Foram efetuados processamentos em dois corpos de prova para cada condição, observa-se que se aumentando a rotação e a velocidade longitudinal a quantidade de energia introduzida na chapa aumenta tornando o processamento “quente” conforme foi observado por (ZIMMER,2009). Nas condições testadas não foi encontrada condição “fria”. A Figura 96 apresenta um resumo das tentativas de condições de soldagem testadas, observa-se que as condições 500 rpm x 88 mm/min, 104 mm/min e 125 mm/min são demasiadamente “quentes” e não obteve-se processamento nelas, o defeito apresentado nos testes foi de abertura total da região a ser processada, ou seja, o material se liquefez escapando pelas bordas da ferramenta. Estas tentativas foram realizadas em corpos de prova com dimensões pequenas frente a chapas comerciais, portanto os valores de rotação e avanço são muito menores do que nas condições de processamento reais.

Figura 96 - Condições de processamento obtidas com o alumínio 5083O.

Tabela 22 - Resultados dos ensaios preliminares para condições de soldagem com o alumínio 5083O.

Corpo de prova	Rotação (RPM)	Velocidade Longitudinal MM/MIN	Figura	Condição para ensaio de tração
CP1	500	65		Ruim (Defeito de túnel)
CP2	500	65		Bom
CP3	400	65		Ruim (Defeito de túnel)
CP4	400	65		Bom
CP5	400	104		
CP6	400	104	NÃO HOUVE SOLDA	Condição muito “quente”
CP7	500	104		Condição muito “quente”
CP8	500	104		Bom
CP10	400	125		
CP11	400	125		Bom
CP12	500	125	NÃO HOUVE SOLDA	Condição muito “quente”

CP13	500	125		Ruim
CP14	500	88	NÃO HOUVE SOLDA	Condição muito "quente"
CP15	400	88		Bom
CP16	400	88		Bom
CP17	328	88		Bom
CP18	328	88		Bom
CP19	328	65		Bom
CP20	328	65		Bom

CP21	328	104		Bom
CP22	328	104		Razoável (pequeno defeito de túnel)
CP23	328	125		Razoável (pequeno defeito de túnel)
CP24	328	125		Bom

A Figura 97 apresenta as metalografias de amostras processadas nas três condições. O ataque utilizado nestas metalografias foi o Keller, e o processamento neste caso foi realizado de dois lados da chapa. Observando as metalografias, a área escura na figura é a região de processamento.

Figura 97 – Metalografia de corpo de prova processado (a) CS1 (b) CS2 e (c) CS3.

A Figura 98 apresenta os corpos de prova após o processo de usinagem, o primeiro corpo de prova do lado esquerdo da figura não possui processamento os outros possuem.

Figura 98 – Corpos de prova processados e sem processamento.

4.1. Resultados do ensaio de micro dureza.

Os ensaios de micro dureza apresentaram um aumento da dureza em todos os corpos de prova processados na região processada. A Figura 99 apresenta o resumo das durezas obtidas. Este aumento de dureza é resultado do intenso refinamento de grão provado pelo processo PFM.

Figura 99 - Resultados do ensaio de microdureza para os corpos de prova processados.

4.2. Resultados dos ensaios de tensão residual.

A Tabela 23 apresenta os valores obtidos dos ensaios de tensão residual pelo método de difração de raios X, nota-se que a região processada possui tensões de compressão menores do que na região sem processamento em todas as amostras, porém ambas são tensões de compressão. Isto significa que o processamento incluiu tensões trativas às amostras.

Tabela 23 - Resultados numéricos do ensaio de tensões residuais.

Amostra	Tensão residual (Mpa)
CS1	-10,126
Ox	-25,522
CS2	-42,035
Ox	-54,057
CS3	-45,238
Ox	-54,369

4.3. Resultados do ensaio de tração.

Uma série de ensaios de tração à temperatura ambiente foram realizados, sendo dois na condição sem processamento e 6 em condições processadas. Foram levantadas as curvas tensão versus deformação em cada condição e notamos um aumento no valor da tensão de escoamento a 0,2% e na resistência à ruptura. A Figura 100 apresenta as curvas tensão versus deformação para os ensaios de tração comparando estas com os corpos de prova sem processamento denominados na figura como 5083 Ox.

Figura 100 - Curvas tensão versus deformação para as amostras com e sem processamento.

Observa-se um aumento tanto na resistência à tração dos corpos de prova processados como na deformação. A Tabela 24 apresenta os resultados numéricos das curvas apresentadas na Figura 100.

Tabela 24 - Resultados numéricos dos ensaios de tração.

Corpo de prova	σ (Escoamento 0,2%) Mpa	σ (Máximo) Mpa	ϵ (Uniforme)%	ϵ (Total)%	k(Mpa)	n
Ox	190	320,57	21,06	26,12	528,05	0,18
Ox1	191	319,07	21,1	25,77	527,95	0,19
CS1	200	325,34	21,44	26,24	584,88	0,23
CS1	203	334,02	18,7	26,92	609,23	0,24
CS2	220	335,92	18,81	23,03	565,32	0,20
CS2	235	341,92	20,85	27,39	568,44	0,19
CS3	225	339,23	17,74	24,24	616,22	0,23
CS3	227	336,03	15,29	26,3	549,28	0,19

Observando a Tabela 24 nota-se que os materiais processados sofrem um maior encruamento durante o ensaio de tração principalmente na condição de maior rotação. Nas condições onde a relação avanço versus rotação é maior o encruamento é menor. Em contra partida obtém-se valores maiores de resistência ao escoamento na condição de soldagem mais fria. A condição CS2 foi a que apresentou a maior resistência ao escoamento de todas as amostras, comparando com o material sem processamento temos aumento de 23,68 % de resistência ao escoamento.

4.4. Resultados do teste de expansão hidrostática.

Os testes de expansão hidrostática foram realizados no MSC MARC e no Abaqus a Figura 101 apresenta o comparativo das pressões obtidas nos *softwares* MSC MARC e Abaqus na condição de tensão de ruptura no teste de expansão hidrostática à frio. Na mesma condição a Figura 102 exhibe a altura atingida para o domo, a Figura 103 e a Figura 104 exibem os valores da deformação maior e deformação menor respectivamente.

Figura 101 - Valor da pressão aplicada nos *software* MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de expansão hidrostática à frio

Figura 102 - Valor da altura do domo nos *software* MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de expansão hidrostática à frio

Figura 103 - Valor da deformação maior nos *software* MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de expansão hidrostática à frio.

Figura 104 - Valor da deformação menor nos *software* MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de expansão hidrostática à frio.

Nota-se que nas matrizes elípticas 10x4 há um aumento significativo da pressão aplicada chegando a 14 Mpa no Abaqus e 19,69 Mpa no MSC MARC, da mesma forma as deformações no Abaqus são menores que no MSC MARC. O MSC MARC apresentou valores de pressão maiores que no Abaqus em quase todos os ensaios. A altura máxima que as calotas atingem não varia devido ao processo PFM, dessa forma no caso da condição CS2 tem-se uma liga com maior resistência, porém com a mesma ductilidade de uma liga sem processamento. Os dois *softwares* apresentaram valores parecidos de altura.

Alguns valores de deformação são discrepantes tanto para o Abaqus quanto para o MARC quando observa-se os resultados da Figura 103 e da Figura 104, no caso das deformações menores nas matrizes elípticas essas discrepâncias se acentuam no caso da condição CS2 Elipse 10x4 o erro é o dobro entre o Abaqus e o MSC MARC.

A Figura 105 exhibe a distribuição de tensões no MSC MARC e no Abaqus para cada tipo de matriz na condição de processamento CS1, as figuras do lado esquerdo referem-se ao Abaqus e da direita ao MSC MARC. Nota-se que as tensões máximas ocorrem no topo da chapa, o ponto de ruptura provavelmente será neste local. Tanto no Abaqus quanto no MSC Marc a distribuição de tensões é semelhante.

Figura 105 - Distribuição da tensão de Von Mises na condição CS1 (a) Circular, (b) elipse 10x7, (c) elipse 10x6, (d) elipse 10x4.

4.5. Comparativo do ensaio de expansão hidrostática à frio com o método analítico.

Através da eq. (24) do capítulo 2 pode-se determinar a máxima pressão aplicada na chapa para uma condição de matriz circular, o valor da pressão na equação depende da máxima tensão que ocorre na chapa, da espessura inicial, do raio inicial, da altura, e da espessura no topo da chapa. E através da eq. (25) pode-se determinar a espessura do topo da chapa. Dos dados obtidos no *software* podemos obter os valores que estão na Tabela 25.

Tabela 25 - Comparativo da espessura no topo e pressão máxima aplicada em matriz de expansão hidrostática à frio circular.

Condição	$\sigma_{\max}$ (MPa)	R_0 (mm)	h_f (mm)	$t_{f(\text{analítico})}$ (mm)	$t_{f(\text{software})}$ (mm)	P_{software} (Mpa)	$P_{\text{analítico}}$ (Mpa)
MARC							
Ox	320,57	65	24,117	1,545		9,23	9,942
Ox1	319,07	65	23,902	1,552		9,11	9,871
CS1	325,34	65	24,44	1,535		9,34	10,125
CS1-1	334,02	65	25,436	1,504		9,97	10,492
CS2	335,92	65	22,903	1,583		9,06	10,255
CS2-1	341,92	65	23,826	1,554		9,66	10,568
CS3	339,23	65	24,378	1,537		9,80	10,551
CS3-1	336,03	65	24,101	1,546		9,88	10,419
ABAQUS							
Ox	320,57	65	24,235	1,542	1,633	10,23	9,955
Ox1	319,07	65	24,383	1,537	1,626	10,22	9,924
CS1	325,34	65	24,934	1,520	1,662	10,36	10,175
CS1-1	334,02	65	26,036	1,485	1,587	10,98	10,538
CS2	335,92	65	23,275	1,571	1,647	10,22	10,309
CS2-1	341,92	65	24,213	1,542	1,671	10,80	10,615
CS3	339,23	65	24,81	1,524	1,666	10,91	10,597
CS3-1	336,03	65	24,191	1,543	1,606	10,91	10,430

Através dos resultados da Tabela 25 pode-se observar que os resultados da pressão e da espessura do topo da chapa são conservadores para o método analítico em relação aos valores obtidos no *software*, o erro tanto para a pressão como a espessura está na ordem de 7%. Os valores obtidos no método analítico são conservadores por quê o cálculo está baseado na premissa que a chapa é presa em suas bordas, na análise de elementos finitos previu-se uma matriz com raio de arredondamento e isto leva a valores menores de pressão e maior espessura de topo.

4.6. Validação dos ensaios de expansão hidrostática à frio.

Com o objetivo de validar os ensaios de expansão hidrostática à frio quatro matrizes foram construídas na empresa Rudloff Industrial, sendo estas uma circular e três em forma de elipse os desenhos das matrizes estão no Anexo “C”. A Figura 106 apresenta as matrizes em preparação para ensaio preliminar com chapas de aço.

Figura 106 - Matrizes para validação dos ensaios de expansão hidrostática à frio (a) desmontadas (b) montadas

Uma grade de círculos foi gravada nas chapas utilizando caneta para retroprojektor através dos gabaritos apresentados na Figura 107 o diâmetro dos círculos é de 9 mm e a distância entre centros 15 mm, um gabarito para gravação da matriz circular e um para gravação da matriz elíptica foram construídos. Eles são constituídos de uma chapa de aço carbono de 2 mm de espessura cortada em laser.

Figura 107 - Gabaritos para gravação das chapas para validação dos ensaios de expansão hidrostática (a) matrizes elípticas (b) matriz circular.

Para validar os ensaios de expansão hidrostática à frio chapas com e sem processamento PFM foram usinadas conforme as dimensões da Tabela 19, a Figura 108 apresenta duas chapas processadas para matriz elíptica e uma para matriz circular, a chapa com processamento para matriz elíptica 10x7 contém menos rebarbas que as outras durante o processamento foi tomado cuidado especial para a ferramenta não processar abaixo da espessura da chapa.

Figura 108 - Chapas processadas para ensaio de expansão hidrostática à frio (a) matriz circular (b) matriz 10x4 (c) matriz 10x7

O desgaste do pino foi avaliado durante o processamento, utilizando a câmera de alta definição da marca INSIZE modelo ISMPM2005 imagens foram geradas ao término de cada processamento da chapa, notamos que não houve desgaste da ferramenta mesmo após processar 25150 mm. A Figura 109 apresenta a evolução do desgaste da ferramenta para processamento.

Figura 109 - Evolução do desgaste da ferramenta PFM (a) Ferramenta nova, (b) após processar 7550 mm, (c) após processar 11710 mm (d) após processar 19070 mm (e) após processar 25150 mm.

Os ensaios para validação dos ensaios de expansão hidrostática à frio foram realizados na Rudloff Industrial utilizando uma bomba manual para protensão de estruturas, trata-se de um equipamento para gerar pressão através de uma alavanca, com capacidade para 1000 Bar. Esta bomba contém uma série de válvulas e um manômetro digital para leitura da pressão. Uma mangueira foi conectada à parte traseira da matriz através de um engate rápido de fabricação da própria Rudloff Industrial. A Figura 110 apresenta o equipamento da Rudloff Industrial.

Figura 110 - Equipamento para gerar pressão com fluido hidráulico da Rudloff Industrial para validação dos ensaios de expansão hidrostática à frio.

A Tabela 26 apresenta o comparativo da pressão, altura e deformações entre o MSC MARC, Abaqus e as chapas sem processamento. Os resultados do *software* foram muito próximos aos dos ensaios práticos, a chapa da matriz 10x6 sofreu rompimento durante o ensaio atingindo pressão de 76 bar, e a matriz 10x4 sofreu vazamento atingindo a pressão máxima de 93 bar. Essa apresentou vazamento devido à concentração da carga próximo do centro da tampa o que levou a deformação da tampa e falha de vedação.

Tabela 26 - Comparativo dos ensaios de expansão com a simulação de elementos finitos para chapas processadas e sem processamento.

Corpo de prova	Pressão (Mpa)	Altura (mm)	ϵ_{maior}	ϵ_{menor}
Ox Circular MARC	9,228	24,117	0,118	0,118
Ox Circular Abaqus	10,233	24,235	0,105	0,105
Ox Circular Experimental	9,228	19,4	0,055	0,055
Elipse 10x7 Ox Marc	8,4	36,642	0,113	0,082
Elipse 10x7 Ox Abaqus	7,5	33,364	0,131	0,076
Elipse 10x7 Ox Experimental	8,4	34	0,105	0,065

As maiores deformações ocorreram no polo de cada chapa isto condiz com os resultados dos *softwares* de elementos finitos, a Figura 111 apresenta a distribuição das deformações no MSC MARC o ponto onde ocorre a máxima deformação está no polo da chapa.

Figura 111- Distribuição de deformações no MSC MARC da matriz elíptica 10x7 comparada com grade de círculos na chapa deformada.

A espessura das chapas sem processamento no polo foi avaliada, as chapas foram cortadas e a espessura medida com micrômetro, a chapa Circular atingiu 1,83 mm de espessura no polo e a chapa elíptica 10x7 1,85 mm no polo. A Figura 112 apresenta a seção transversal de duas chapas após o ensaio de expansão hidrostática à frio, a variação de espessura não é perceptível à olho nu.

(a)

(b)

Figura 112 - Chapas sem processamento após o ensaio de expansão hidrostática à frio cortadas no centro (a) Matriz Circular e (b) Matriz Elíptica 10x7.

As chapas processadas romperam antes de atingir a pressão estabelecida nos ensaios teóricos em *software* com exceção da condição elíptica 10x4 onde ocorreu vazamento na matriz. Isto ocorreu devido à defeitos no processamento, ao processar o primeiro cordão um canal forma-se na chapa, ao deslocar a chapa 8 mm que corresponde ao diâmetro do pino o ombro ainda toca a superfície do processamento realizado anteriormente, como este é mais baixo do que a chapa o material escapa formando um micro ou macro defeito de túnel na chapa.

As pressões atingidas foram:

- Matriz Circular: 78 Bar, sem processamento atingiu 92 Bar;
- Matriz Elíptica 10x4: houve vazamento com 88 Bar;
- Matriz Elíptica 10x6: 77 Bar, sem processamento rompeu com 76 Bar;
- Matriz Elíptica 10x7: 25 Bar, sem processamento atingiu 84 Bar.

A Figura 113 apresenta a fratura na lateral da chapa da matriz 10x6 e a fratura na parte superior da matriz circular. No caso da matriz 10x6 é possível visualizar os passes que foram aplicados no processamento e a presença do defeito de túnel na chapa.

(a)

(b)

Figura 113 - Fraturas das chapas com processamento após o ensaio de expansão hidrostática à frio (a) matriz 10x6 (b) matriz circular.

Os valores de pressão atingidos no teste prático com processamento revelam que é necessário estabelecer um padrão de processamento com altura controlada na máquina, o uso da ferramenta *Bobbing Tool*, ou seja, onde o existem dois ombros um sobre a chapa e outro por baixo desta. Neste caso a ferramenta não transmite esforço axial para a máquina pode ser uma solução para a ocorrência do defeito de túnel. Em casos específicos adotar cordões espaçados pela dimensão do ombro também evita a ocorrência de defeitos de processamento.

4.7. Resultados do teste de Nakajima.

A Figura 115, Figura 116 e Figura 117 apresentam os resultados do teste de Nakajima no MSC MARC e no Abaqus respectivamente. O comportamento do MSC MARC em relação ao Abaqus seguiu da mesma forma que no teste de expansão hidrostática, os valores da altura no MARC são maiores do que no Abaqus, e as deformações no MSC MARC também são maiores. Da mesma forma que ocorreu no teste de expansão hidrostática as alturas das amostras no momento do rompimento são parecidas nas condições com e sem processamento.

A Figura 114 apresenta a distribuição de tensão de Von Mises no Abaqus e no MSC MARC para o teste de Nakajima para cada largura de chapa estudada sendo na condição CS1, as figuras do lado esquerdo da figura referem-se ao Abaqus.

Figura 114 - Distribuição da tensão de Von Mises para o teste de Nakajima nos *softwares* Abaqus e MSC MARC na condição CS1 (a) largura 100 mm (b) largura 150 mm e (c) largura 200 mm.

A Figura 115 apresenta a altura atingida no ensaio de Nakajima e compara os resultados dos *softwares* MSC MARC e Abaqus, a Figura 116 e a Figura 117 apresentam os valores da deformação maior e deformação menor respectivamente da mesma forma que na Figura 115. Nota-se o mesmo comportamento de discrepância das deformações maiores e menores entre o Abaqus e o MARC.

Figura 115 - Valor da altura atingida nos *software* MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de Nakajima.

Figura 116 - Valor da deformação maior *software* MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de Nakajima.

Figura 117 - Valor da deformação menor *software* MSC MARC e Abaqus em cada geometria no teste de Nakajima.

4.8. Curva Limite de Conformação CLC.

A Figura 118 apresenta a CLC com os resultados do MSC MARC.

Figura 118 – Curva CLC dos resultados obtidos no MSC MARC.

A Figura 119 apresenta os resultados da CLC do *software* Abaqus.

Figura 119 – Curva CLC dos resultados obtidos no Abaqus.

Observando os resultados verifica-se que a estampabilidade das chapas processadas e não processadas não é influenciada pelo processo PFM. Os resultados demonstram que as chapas seriam estampadas com o mesmo grau de dificuldade, porém as chapas processadas pelo processo PFM teriam uma resistência maior ao escoamento, conforme mostram os resultados do ensaio de tração.

No *software* Abaqus observa-se deformações maiores do lado do ensaio de Nakajima do que no *software* MARC. Os resultados obtidos no teste de expansão hidrostática ficaram muito próximos comparando os dois *softwares*. A Figura 120 apresenta uma série de curvas CLC comparando os dois *softwares* em cada condição de ensaio. Observando-se estas figuras nota-se que os resultados são muito próximos entre os dois softwares, alguns pontos do diagrama não coincidiram, mas pouco representam no resultado final.

Figura 120 – Curvas CLC comparativas para cada condição de processamento nos *softwares* MSC MARC e Abaqus.

4.9. Resultados dos ensaios de saltos a 550° C

Os ensaios de saltos realizados na máquina MTS à temperatura de 550° C permitem a obtenção da curva tensão versus deformação e do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação que é fundamental para a simulação de elementos finitos. A Figura 121 apresenta as curvas tensão versus deformação para corpos de prova sem processamento e com processamento na temperatura de 550° C.

Figura 121- Curvas tensão versus deformação dos ensaios de tração à temperatura de 550° C para as condições (a) Ox, (b) CS1 (c) CS2 (d) CS3

Nota-se na Figura 121 (a) a curva tensão versus deformação para a condição Ox, a deformação total verdadeira foi superior à das amostras processadas chegando a 0,7 e a tensão máxima também neste caso foi superior obtendo-se 9 Mpa. A amostra CS1 rompeu muito antes das outras condições, indicando que o processamento não melhorou as condições de resistência à quente desta amostra.

4.10. Determinação do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m .

Para definir se uma liga é superplástica é necessário que o valor do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m seja maior que 0,3. A partir dos dados obtidos nos ensaios de tração à temperatura de 550° C a Tabela 27 foi definida, à partir da definição de que m é a inclinação da curva do log da taxa de deformação versus o log da tensão verdadeira. Para cada taxa de deformação do ensaio em cada condição o valor do log da tensão verdadeira e do log da deformação verdadeira são calculados, e utilizando pontos entre uma taxa de deformação e outra podemos calcular os valores de diversos m em cada condição através da equação da reta.

Pode-se observar na condição CS1 não se obteve superplasticidade, nas outras condições foi obtida superplasticidade o valor de m ultrapassou o valor da liga sem processamento na condição CS2 na mesma taxa de deformação, o material processado por PFM possui propriedades superplásticas superiores à do material laminado sem processamento.

A Figura 122 apresenta a relação entre o log da tensão e o log da taxa de deformação no ensaio de tração superplástico, a reta com maior inclinação CS2 representa o maior valor de m . Aumentando-se a taxa de deformação a inclinação se mantém parecida para as outras condições, exceto a condição CS1.

Tabela 27 - Valores que determinam o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m .

Condição	Tensão Verdadeira (Mpa)	$\dot{\epsilon}$	Log da Tensão Verdadeira	Log $\dot{\epsilon}$	m
Ox	2,612	$2,5 \cdot 10^{-5}$	0,417	-4,602	0,496
	3,683	$5 \cdot 10^{-5}$	0,566	-4,301	
	4,795	$1 \cdot 10^{-4}$	0,681	-4,000	0,337
	6,529	$2,5 \cdot 10^{-4}$	0,815	-3,602	
	9,213	$5 \cdot 10^{-4}$	0,964	-3,301	-0,022
CS1	9,072	$1 \cdot 10^{-3}$	0,958	-3	
	5,340	$2,5 \cdot 10^{-5}$	0,728	-4,602	0,195
	6,111	$5 \cdot 10^{-5}$	0,786	-4,301	
	6,302	$1 \cdot 10^{-4}$	0,799	-4,000	-0,133
	5,577	$2,5 \cdot 10^{-4}$	0,746	-3,602	
CS2	2,028	$2,5 \cdot 10^{-5}$	0,307	-4,602	0,796
	4,850	$5 \cdot 10^{-5}$	0,686	-4,301	
	6,112	$1 \cdot 10^{-4}$	0,786	-4,000	
	7,655	$2,5 \cdot 10^{-4}$	0,884	-3,602	0,189
	8,236	$5 \cdot 10^{-4}$	0,916	-3,301	
CS3	2,253	$2,5 \cdot 10^{-5}$	0,353	-4,602	0,415
	3,079	$5 \cdot 10^{-5}$	0,488	-4,301	
	4,006	$1 \cdot 10^{-4}$	0,603	-4,000	
	5,064	$2,5 \cdot 10^{-4}$	0,704	-3,602	0,167
	5,201	$5 \cdot 10^{-4}$	0,716	-3,301

Figura 122 – Relação do Log da Tensão versus o log da taxa de deformação.

4.11. Simulação superplástica no MSC Marc e Abaqus

As simulações superplásticas no MSC MARC e no Abaqus tiveram como ponto de parada a altura máxima do domo como sendo 107 mm. A simulação superplástica no *software* de elementos finitos pode nos fornecer a curva de pressão aplicada durante o ensaio para manter a taxa de deformação objetiva, e a distribuição da espessura da chapa em cada etapa do ensaio.

A Tabela 28 apresenta os resultados numéricos obtidos nos *softwares* Abaqus e MSC MARC, as simulações foram realizadas na taxa de deformação para o valor de m máximo conforme Tabela 27.

Tabela 28- Resultados obtidos da simulação superplástica nos *softwares* MSC Marc e Abaqus

Condição	<i>Software</i>	t (s)	s (mm)	σ [MPa]
Ox	Abaqus	4445	1,090	8,211
CS2		4912	1,652	11,554
CS3		4504	1,214	7,077
Ox	MSC Marc	13640	0,919	6,94
CS2		8571	1,601	6,517
CS3		11430	1,166	4,178
Ox	Método analítico	4457		4,795
CS2		4457		6,112
CS3		4457		4,006

Analisando os dados resultantes das simulações, observa-se valores maiores de tempo de simulação no MSC Marc, como no modelo do MSC Marc a taxa de deformação objetiva é adicionada de forma direta no *software* é provável que estes valores sejam incorretos, enquanto que no Abaqus a taxa de deformação é resultado de uma relação de fluência e da constante “A” valores mais próximos do cálculo analítico foram encontrados.

A espessura do topo da chapa apresenta valores maiores na condição onde o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação m é maior, ou seja, apesar da taxa de deformação ser menor a espessura da chapa conformada no processo superplástico será maior à medida que o valor de m cresce.

A Figura 123 apresenta a distribuição da espessura da chapa nos *softwares* “Abaqus” e “MSC Marc”, em cada condição, as imagens do lado esquerdo são do *software* “MSC Marc”.

Figura 123 - Distribuição da espessura para ensaios superplásticos à 550°C nos *softwares* MSC Marc e Abaqus, (a) Ox, (b) CS2 e (c) CS3.

A Figura 124 apresenta a curva de aplicação de pressão obtida através do MSC Marc para cada condição, nota-se que as condições sem processamento e CS2 possuem valores próximos para a máxima pressão aplicada de 0,3 Mpa, enquanto que para a condição CS3 é necessário aplicar uma pressão menor para conformar a chapa de 0,18 Mpa.

Figura 124 - Curvas de pressão versus tempo obtidas no *software* MSC MARC (a) condição Ox, (b) CS2 e (c) CS3.

A Figura 125 apresenta o comparativo dos fatores listados na Tabela 28, observa-se no MSC MARC que a espessura do topo da peça é menor que no Abaqus em todas as condições estudadas, o tempo de análise no MSC MARC é substancialmente maior do que no Abaqus e do resultado do método analítico, as tensões obtidas no Abaqus possuem valores muito superiores aos do método analítico.

Figura 125- (a) Comparativo da espessura do topo da chapa, (b) Comparativo do tempo de simulação, (c) comparativo da tensão máxima da chapa e utilizando os *softwares* MSC MARC, Abaqus e o método analítico de solução.

A Figura 126 apresenta a curva de aplicação de pressão obtida através do MSC Marc para cada condição, comparada com a curva calculada no método analítico. Nota-se que as condições OX e CS2 possuem valores próximos para a máxima pressão, enquanto que para a condição CS3 é necessário aplicar uma pressão menor para conformar a chapa. Nota-se que em todos os casos as curvas obtidas do MSC MARC possuem tempo maior de processamento para obter a pressão necessária para atingir a altura de 107 mm em relação ao método analítico, nota-se também que na condição Ox a pressão obtida no MSC MARC foi superior à do cálculo analítico.

Figura 126 - Curvas de pressão versus tempo obtidas no *software* MSC MARC comparadas com o método analítico (a) condição Ox, (b) CS2 e (c) CS3.

Através do estudo de diversos autores da superplasticidade obtida através do processo PFM, nota-se que o processo PFM leva a aumento da taxa de deformação durante a conformação da chapa. Neste estudo isto não ocorreu, e a taxa de deformação que seria utilizada para conformar uma chapa com PFM seria a mesma da liga sem PFM.

Por outro lado, nestes estudos não se observa aumento do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação e que isto melhora a distribuição de espessura da chapa após a conformação superplástica.

Este estudo contribui com esta condição indicando que o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação contribui para uma melhor distribuição de espessura, considerando que o processo de conformação superplástica é uma operação nobre o tempo do processo de conformação deve ser levado em conta considerando a redução de espessura no componente final.

5. CONCLUSÕES

A seguir são apresentadas as conclusões desta tese divididas em tópicos para facilitar o entendimento.

5.1. Estudo preliminar do processo PFM

Uma ferramenta de processamento PFM foi projetada e construída, testes preliminares determinaram três condições de processamento, CS1, CS2 e CS3.

Diversas chapas foram processadas nas condições acima com o objetivo de construir corpos de prova para ensaios de tração à frio e à quente.

Metalografias foram realizadas para investigar a presença de defeitos no processamento e a natureza do grão de cada amostra, após alterar o processamento em duas etapas não ocorreram defeitos nas amostras.

Ensaios de Microdureza revelaram um aumento na dureza na região processada.

Tensões trativas foram encontradas na região processada através dos ensaios de difração de raios x.

5.2. Ensaios de tração.

Ensaios de tração à frio demonstram que os corpos de prova processados por PFM possuem resistência à tração 20% maior do que corpos de prova sem processamento, a deformação total dos corpos de prova não se alterou comparando com os corpos de prova sem PFM.

Ensaios de saltos à temperatura de 550^o C resultaram em condições de superplasticidade para os corpos de prova sem processamento e com processamento nas condições CS2 e CS3. Na condição CS3 o valor do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação ultrapassou o dos corpos de prova sem processamento.

5.3. Estudo da estampabilidade à temperatura ambiente.

Simulações nos *softwares* MSC MARC e Abaqus com os dados dos ensaios de tração à frio demonstraram que a estampabilidade de chapas com o processo PFM e sem não se altera, porém teríamos uma chapa com maior resistência devido ao aumento da tensão de escoamento nos corpos de prova processados.

Os testes de validação da estampabilidade à frio revelaram que os resultados obtidos para as chapas sem processamento foram próximos dos obtidos nos *softwares*, devido à ocorrência de defeitos nas chapas processadas por PFM na condição CS4 os ensaios de estampabilidade à frio não resultaram em aumento de resistência das chapas.

5.4. Estudo da estampabilidade na condição superplástica.

Simulações superplásticas do teste de expansão hidrostática realizadas nos *softwares* Abaqus e Marc resultaram que na condição CS2 a distribuição de espessura da chapa após o teste de expansão hidrostática apresenta melhores condições, ou seja, maior espessura do que as outras condições o que reflete o maior valor do coeficiente m .

5.5. Comparação dos *softwares* MSC MARC e Abaqus.

Os *softwares* Abaqus e Marc apresentaram comportamento similar, porém o *software* MSC MARC apresentou diferenças significativas no tempo de processamento para valores superiores em relação ao cálculo analítico, o *software* Abaqus apresentou dificuldade para convergir a simulação quando há a presença de contato enquanto o *software* MSC MARC teve seu tempo de processamento na casa de um centésimo do tempo de processamento do *software* Abaqus. Por outro lado o *software* Abaqus apresenta uma interface melhor e possibilidade de alterar a simulação sem a necessidade de refazê-la devido à sua natureza paramétrica.

5.6. Estudo de condições industriais de processamento.

Notou-se que as condições CS1, CS2 e CS3 são frias para processar chapas de grandes dimensões devido à dissipação de calor por condução e convecção da chapa. Novos testes de processamento foram realizados e boas condições de processamento foram obtidas nas condições 733 rpm e 65 mm/min, 88 mm/min, 123 mm/min, 168 mm/min e 224 mm/min. Esta condição aproxima o estudo de condições industriais de processamento de chapas, foi determinada uma nova condição 733 rpm e 123 mm/min denominada CS4 para o processamento de chapas de grandes dimensões.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se para continuidade em trabalhos futuros baseados neste estudo os seguintes tópicos:

- Desenvolver o processo PFM de tal maneira que não haja defeitos entre a passagem de um cordão de processamento e outro evitando assim a existência de defeitos;
- Projetar e construir uma ferramenta de processamento PFM com apoio por cima e por baixo da chapa evitando a transferência de carga do processo para a máquina;
- Estudar os esforços no processo PFM;
- Estudar a distribuição de temperaturas no processo PFM;
- Estudar o processo PFM em chapas de grandes dimensões em outras condições de rotação maiores que 733 rpm;
- Efetuar os ensaios de tração na condição superplástica nas condições estudadas para o processo PFM em chapas de grandes dimensões;
- Validar os ensaios de expansão hidrostática na condição superplástica realizados nos softwares de elementos finitos e comparar com os resultados obtidos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- A história do alumínio, disponível em http://www.alcoa.com/brazil/pt/custom_page/about_aluminum.asp último acesso 10 de setembro de 2011.
- AHMADI, S.; EIVANI, A.R.; AKBARZADEH, A. An Experimental and Theoretical Study on the Prediction of Forming Limit Diagrams Using New BBC Yield Criteria and M-K Analysis. **Computational Materials Science**. V44, pp1272-1280, 2008.
- ALBAKRI, M.; ABU-FARHA, F.; KRAISHEH, M. A New Combined Experimental-Numerical Approach to Evaluate Formability of Rate Dependent Materials. **International Journal of Mechanical Sciences**. V66, pp55-66, 2013.
- AISI 1045 Steel, cold drawn, 19-32mm (0.75-1.25 in) round. Disponível em: <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=cbe4fd0a73cf4690853935f52d910784&ckck=1>. Acesso em 26 junho 2014.
- CALDIN, R. Estudo da Conformabilidade na Hidroconformação de Recortes de Chapas de Aço Soldados a Laser. 2006, 165 p. Dissertação (mestrado). Universidade Estadual de Campinas. Campinas.
- CAVALIERE, P, *et al.* 2198 Al-Li Plates Joined by Friction Stir Welding: Mechanical and Microstructural Behavior. **Materials and Design**. V30, pp3622-3631, 2009.
- CAVALIERE, P, *et al.* Effect of Anisotropy on Fatigue Properties of 2198 Al-Li Plates by Friction Stir Welding. **Engineering Failure Analysis**. V16, pp1856-1865, 2008.
- CHARIT, I.; MISHRA, R.S. High Strain Rate Superplasticity in a Commercial 2024 Al Alloy Via Friction Stir Processing. **Materials Science & Engineering**, University of Missouri, V. 359, n. , p.290-296, 28 abr. 2003.
- CHEN X. *et al.* A Theoretical and Experimental Study on Forming Limit Diagram for a Seamed Tube Hydroforming. **Journal of Materials Processing Technology**. V211, pp2012-2021. 2011.
- CHOWDHURY, *et al.* Effect of Pin Tool Thread Orientation on Fatigue Strength of Friction Stir Welded AZ31B-H24 Mg Butt Joints. **Procedia Engineering**. V 2, pp825-833. 2010.

CLEVELAND, R.M.; GHOSH, A.K.; BRADLEY, J.R. Comparison of superplastic behavior in two 5083 aluminum alloys. **Materials Science & Engineering**. V351, pp 228-336. 2002.

DASSAULT SYSTÈMES. **Abaqus Theory Manual**. Providence, RI, USA. 2010

DUTTA A, *et al.* Deep Cup Forming by Superplastic Punch Stretching of Friction Stir Processed 7075 Al Alloy. **Materials Science & Engineering**. V 395, pp173-179, 2005.

ELANGO VAN K.; BALASUBRAMANIAN V. Influences of Tool Pin Profile and Weld Speed on the Formation of Friction Stir Processing Zone in AA2219 Aluminum Alloy. **Journal of Materials Processing Technology**. V200, pp 163-175. 2008.

FERNANDES G.J.; MURR L. E. Characterization of Tool Wear and Weld Optimization in the Friction Stir Welding of Cast Aluminum 359+20% SiC Metal-Matrix Composite. **Materials Characterization**. V52, pp 65-75. 2004.

FONDA R.W.; KINIPLING K.E.; BINGERT J.F. Microstructural Evolution Ahead of the Tool in Aluminum Friction Stir Welds. **Scripta Materialia**. V58, pp343-348. 2007.

FU R. D. *et al.* Improvement of Weld Temperature Distribution and Mechanical Properties of 7050 Aluminum Alloy Butt Joints by Submerged Friction Stir Welding. **Materials & Design**. V32, pp 4825-4831. 2011.

GARCÍA, M, A. *et al.* High Strain Rate Superplasticity in Continuous Cast Al-Mg Alloys Prepared Via Friction Stir Processing. **Scripta Materialia**. V60, pp850-853. 2009.

GARCÍA-BERNAL, M, A. *et al.* Hot Deformation Behavior of Friction Stir Processed Strip – Cast 5083 aluminum alloys with different Mn Contents. **Materials Science & Engineering**. VA534, pp 186-192. 2011.

GIULIANO G. **Superplastic Forming of Advanced Metallic Materials**. Woodhead Publishing in Materials. 2011. 369p.

HARTL CH. Research and Advances in Fundamentals and Industrial Applications of Hydroforming. **Materials Processing Technology**. V167, pp383-392. 2005.

HATTINGH D. G., *et al.* Characterization of The Influences of SFM Tool Geometry on Welding Forces and Weld Tensile Strength Using an Instrumented Tool. **Journal of Materials Processing Technology**. V203, pp46-57. 2008

HORN K.R.V. Aluminum. American Society for Metals, Ohio, V1, 1967, 425p.

HORN K.R.V. Aluminum. American Society for Metals, Ohio, V2, 1967, 682p.

HWANG Y. M.; KANG Z.W.; CHIOU Y. C.; HSU H.H. Experimental Study on Temperature distributions within the workpiece during friction stir welding of aluminum alloys. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**. V48, pp. 778-787. 2008.

HWANG Y.M.; FAN P. L.; LIN C. H. Experimental Study on Friction Stir Welding of Copper Metals. **Journal of Materials Processing Tehnology**. V210, pp 1667-1672. 2010.

JIANG S.S.; ZHANG K.F. Superplastic Forming of Ti6Al14V Alloy Using ZrO₂-TiO₂ Ceramic Die With Adjustable Linear Thermal Expansion Coefficient. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**. V19. pp418-422. 2009.

JIANG S.S. *et al.* Superplastic Forming Ti-6Al-4V Titatinium Alloy Cylinder With Near Uniform Thickness Distribution. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**. V22. pp472-478. 2012.

JOHANNES L,B. *et al.* Enhanced Superplasticity Through Friction Stir Processing in Continuous Cast AA5083 Aluminum. **Materials Science and Engineering A**. V464, pp351-357. 2007.

JUNIOR, A. R.; **Estrutura Integral por Soldagem por Atrito “Friction Stir Welding – FSW” – Requisitos Básicos para o Projeto Estrutural**. 2003, 262 p. Dissertação (Mestrado). Instituto Tecnológico da Aeronáutica. São José dos Campos.

KHALEEL, M.A. *et al.* Specimen Geometry Effect on the Accuracy of Constitutive Relations in a Superplastic 5083 Aluminum Alloy. **Scripta Materialia**. V34, pp1417-1423. 1996.

KHALEEL, M.A. *et al.* Deformation Modeling of Superplastic AA-5083. **International Journal of Plasticity**. V14, pp1133-1154. 1998.

KRUGLOV A.A; ENIKEEV F.U.; LUTFULLIN R. Y. Superplastic Forming of a Spheric Shell out a Welded Envelope. **Materials Science & Engineering**. V323, pp416-426. 2002.

KUMAR K., *et al.* The Role of Tool Design in Influencing the Mechanism for the Formation of Friction Stir Welds in Aluminum Alloy 7020. **Materials and Manufacturing Processes**. V26, pp915-921. 2011.

LAMMLEIN D.H. *et al.* The Application of Shoulderless Conical Tools in Friction Stir Welding: An Experimental and Theoretical Study. **Materials and Design**. V30, pp4012-4022. 2009.

LANG L.H., *et al.* Hydroforming Highlights: Sheet Hydroforming and Tube Hydroforming. **Materials Processing Technology**. V151. pp165-177, 2004.

LEE C.J.; HUANG J.C.;HSIEH P.J. Mg Based Nano-Composites Fabricated By Friction Stir Processing. **Scripta Materialia**. V54. pp1415-1420. 2006.

LIU, F.C.; MA, Z.Y. Achieving Exceptionally High Superplasticity at High Strain Rates in a Micrograined Al–Mg–Sc Alloy Produced by Friction Stir Processing. **Scripta Materialia**, Shenyang, n. 59, p.882-885, 28 jun. 2008.

LIU, J. *et al.* Formability in AA5083 and AA6061 alloys for light weight applications. **Materials & Design**, Singapore, V31, pS66-S70, 20 jul. 2009.

LUCKEY, G.; FRIEDMAN P.; WEINMAN, K. Design and Experimental Validation of a Two-Stage Superplastic Forming Die. **Journal of Materials Processing Technology**. V209, pp2152-2160. 2009.

LUO Y., *et al.* Development of an Advanced Superplastic Forming Process Utilizing a Mechanical Pre-Forming Operation. **Machine Tools & Manufacture**. V48, pp1506-1518, 2008.

MSC MARC 2010. Volume A. Theory and User Information. Santa Ana, CA.

MSC MARC 2010. Volume B. Theory and User Information. Santa Ana, CA.

MSC MARC 2010. Volume C. Program Input. Santa Ana, CA.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN J.L. **The Mechanics of Sheet Metal Forming**. Edward Arnold. London Melbourne Auckland. 1991. 168p.

MERAN, C. The Joint Properties of Brass Plates By Friction Stir Welding. **Materials & Design**. V27, pp719-726. 2006.

METALAC SPS FASTENER DIVISION. **Catálogo Tellep**. Disponível em: http://metalac.com.br/?cat=catalogo_de_parafusos&p=1. Acesso 26 junho 2014.

NIETH, T.G.; WADSWORTHJ.; SHERBY, O.D.; **Superplasticity in Metals and Ceramics**. 1 ed. Cambridge. Cambridge University Press. 1996. 273p.

PADMANABAN, G.; BALASUBRAMANIAN, V. Selection of FSW Tool Pin Profile, Shoulder Diameter and Material for joining AZ31B Magnesium Alloy – An Experimental Approach. **Materials & Design**. V30, pp 2647-2656. 2009.

PARSA , M.H.; DARBANDI, P. Experimental and Numerical Analyses of Sheet Hydroforming Process for Production of an Automobile Body Part. **Journal of Materials Processing Technology**. V198, pp 381-390. 2008.

PIERCE R. **Sheet Metal Forming**. The Adam Hilger series on new manufacturing processes and materials. Adam Hilger, 1991. 275p.

RAJAKUMAR S.; MURALIDHARAN C.; BALASUBRAMANIAN V. Influence of Friction Stir Welding Process and Tool Parameters on Strength Properties of AA7075-T6 Aluminum Alloy Joints. **Materials & Design**. V32, pp 535-549. 2011.

RICE R. C. *et al.*; **Metallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS)**. U.S. Department of Transportation. Virginia, V1, 1728p. 2003.

SCIALPI, A; FILIPPIS, L.A.C.; CAVALIERE, P. Influence of Shoulder Geometry on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded 6082 Aluminum Alloy. **Materials & Design**. V.28, pp 1124-1129. 2006.

SOUDARAJAN V.; ZEKOVIC S. KOVACEVIC R. Thermo-Mechanical Model with Adaptive Boundary Conditions for Friction Stir Welding of Al 6061. **Machine Tools & Manufacture**. V45, pp 1577-1587. 2005.

THOMAS, W. M. *et al.* "Friction Stir Butt Welding, International Patent Appl. n°. PCT/GB92/02203 and GB Patent Appl. n°. 9125978.8", Dec. 1991, U.S. Patent n°. 5,460,317.

THOMAS *et al.* The Simultaneous Use of Two or More Friction Stir Welding Tools. United Kingdom. 2005. <http://www.twi.co.uk/content/spwmtjan2005.html> último acesso em 28/08/2011.

VERMA, R. *et al.* Grain Refinement and superplasticity in 5083 Al. **Materials Science and Engineering**. V191, pp 143-150. 1995.

WEIFENG *et al.* Temperature Evolution, Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Thick 2219-O Aluminum Alloy Joints. **Materials & Design**. V30, pp 1886-1893. 2009.

ZIMMER S. **Contribution A l'Industrialisation du Soudage par Friction Malaxage**. 2009. 256p. Tese (Doutorado) – l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers. Paris.

ANEXO “A”-DESENHOS DE FABRICAÇÃO DA FERRAMENTA PFM

$$\left(\begin{array}{c} 0,8 \\ \nabla \end{array} \right) \quad \begin{array}{c} 3,2 \\ \nabla \end{array}$$
[illegible]

(0,8 /) 3,2 /

Tolerâncias não indicadas conforme: ISO 2768 - m				ESCOLA POLITÉCNICA DA USP	
				BASE MATRIZ CIRCULAR	
				GELSON FREITAS MIORI	
				A3