

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

ESTUDO DE PARÂMETROS NO PROCESSO DE FORJAMENTO SEMISSÓLIDO DA
LIGA DE ALUMÍNIO AA7075

MARCOS EUFEBIO MALLQUI ESPINOZA
Mestre em Engenharia

Tese para obtenção do título de Doutor
em Engenharia

Porto Alegre
1999

ESCOLA DE ENGENHARIA
BIBLIOTECA

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

ESTUDO DE PARÂMETROS NO PROCESSO DE FORJAMENTO SEMISSÓLIDO DA
LIGA DE ALUMÍNIO AA7075

MARCOS EUFEBIO MALLQUI ESPINOZA
Mestre em Engenharia

Trabalho realizado no Laboratório de Transformação Mecânica do Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação

Porto Alegre
1999

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, Área de concentração: Metalurgia de transformação, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Lírio Schaeffer
Doutor em Engenharia
UFRGS - PPGEM

Banca Examinadora:

Prof. Maurício Ferrante
Doutor em Engenharia
UFSCAR- SP

Prof. Luis Carlos Rolim Lopez
Doutor em Engenharia
UFRGS

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Doutor em Engenharia
UFRGS

Prof. Arno Richter
Doutor em Engenharia
Prof. Visitante.

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGEM

AGRADECIMENTOS

Não é fácil agradecer a todas as pessoas e instituições que contribuíram para a conclusão deste trabalho, mas expresso meu reconhecimento :

Ao Prof. Dr. Lírio Schaeffer pela orientação, incentivo, amizade e paciência, empregados para a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Telmo Strohaecker pelo emprego dos laboratórios de LAMEF, na metalografia e nos analise realizados.

Ao Prof. Dr. Renato Machado de Brito pelo apoio na preparação e interpretação das medições eletrônicas da força e do deslocamento.

A Prof. Dra. Maria Helena Robert e ao Prof. Dr. Reiner Kopp pelas dicas e trabalhos sobre o tema que me ajudaram a compreender este processo.

A meus colegas Eng. Moisés Mattos, Eng. Iraja Sergert e Eng. Sergio Prediger que me deram sua amizade e colaboração.

A os estagiários Gilberto Haag, Marcelo Soares, Gillermo Dull, Maurício Petri, Vanderli Cornelius, Rafael Kramer, Ricardo Tesari, Edson Flores, Fabiano Haag, Juliano Toniolo, Kelly Pakulski, Melissa Araujo e João Fonseca que ajudaram na realização deste trabalho com muito esforço e dedicação.

Ao CNPq - Conselho Nacional de Ciência e Tecnologia, FAPERGS, CAPES e FINEP pela apoio financeiro concedido a todos os bolsistas que comigo colaboraram para a execução deste trabalho, alem de custear despesas com equipamentos e serviços

Ao PRONEX pelo apoio financeiro ao projeto de forjamento semissólido.

Ao corpo docente do PPGEM, pelo complemento educativo que me deram.

À todos os colegas, funcionários e técnicos do Centro de Tecnologia e particularmente do Laboratório de Transformação Mecânica, que de alguma forma contribuíram direta o indiretamente para a realização deste trabalho com seu auxílio e estímulo.

*Dedico este trabalho a minhas duas famílias,
no Peru e no Brasil que me apoiaram e
me incentivaram nesta difícil tarefa.*

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VII
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	X
RESUMO.....	XII
ABSTRACT.....	XIII
1.- INTRODUÇÃO	1
2.- CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O FORJAMENTO SEMISSÓLIDO	3
2.1.- Aspectos Gerais.....	3
2.2.- Fenômeno de Tixotropia	4
3.- MÉTODOS DE FABRICAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA TIXOTRÓPICA.....	10
3.1.- Métodos de Fabricação da Matéria Prima por Aquecimento Dinâmico.....	11
3.1.1.- Refino Químico.....	11
3.1.2.- Agitação Mecânica	12
3.1.3.- Agitação Magnetohidrodinâmico (MHD).....	13
3.2.- Métodos de Fabricação da Matéria Prima pelo Aquecimento Estático	14
3.2.1.- Tratamento Termomecânico	14
3.2.2.- Processo SIMA®	15
4.- CONFORMAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA TIXOTRÓPICA	17
4.1.- Processos Estacionários (Laminação e Extrusão).....	17
4.2.- Processo por Injeção (Tixofundição).....	18
4.3.- Processo por Forjamento (Tixoforjamento).....	18
4.4.- Aplicações da Conformação Semissólida.....	20
5.- CARACTERÍSTICAS TÉCNICAS DO FORJAMENTO SEMISSÓLIDO	23
5.1- Características do Processo	23
5.2.- Vantagens e desvantagens do processo	24
5.2.1.- Vantagens em relação ao processo de fundição.....	24
5.2.2.- Vantagens em relação ao processo de forjamento convencional.....	24
5.2.3.- Desvantagens do forjamento semissólido.....	25

5.3.- Parâmetros que influem no forjamento semissólido.....	25
5.3.1.- Influência da matéria prima da geratriz	25
5.3.2.- Influência dos elementos de liga na liga AA7075	26
5.3.3.- Influência dos sistemas de aquecimento	28
5.3.3.1.- Sistema de aquecimento resistivo	28
5.3.3.2.- Sistema de aquecimento indutivo	29
5.3.4.- Influência da velocidade de fechamento da matriz	31
5.3.5.- Influência do gradiente térmico entre peça e matriz	31
5.3.6.- Influência da fração volumétrica de sólidos da matéria prima.....	31
5.3.7.- Influência dos níveis de pressão.....	32
5.3.8.- Influência do material para a matriz de forjamento	32
6.- PROJETO E MONTAGEM DOS EQUIPAMENTOS EMPREGADOS	33
6.1.- Montagem experimental.....	33
6.2.- Sistema de aquisição de dados no forjamento semissólido.....	36
6.2.1.- Medição do deslocamento.....	36
6.2.2.- Medição da força.....	37
6.2.3.- Medição da temperatura.....	38
7.- CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA.....	39
7.1.- Procedimentos para a preparação da Matéria Prima Globular.....	39
7.1.1.- Tratamentos por agitação mecânica	40
7.1.2.- Tratamento com deformação a frio.....	41
7.1.3.- Tratamento termomecânica.....	41
7.1.4.- Tratamento SIMA®.....	42
7.2.- Análise metalográfica dos métodos de fabricação da matéria prima.....	42
7.3.- Análise metalográfica da matéria prima extrudada.....	45
7.4.- Discussão sobre o fator de forma e o tamanho dos glóbulos da matéria prima	47
7.4.1.- Fator de forma (F_F).....	47
7.4.2.-Tamanho dos glóbulos (T_G)	48
7.5.- Fração volumétrica de sólidos (f_s).....	50
8.- ENSAIO DE COMPRESSÃO AXISSIMÉTRICA	55
8.1.- Matéria prima empregada.....	55

8.2.- Obtenção das curvas tensão-deformação	55
8.3.- Avaliação e discussão das curvas tensão-deformação com a temperatura.....	65
8.4.- Efeito da velocidade de deformação	67
9.- ENSAIO DO FORJAMENTO SEMISSÓLIDO	70
9.1- Ensaio de forjamento.....	70
9.2.- Avaliação dos ensaios de forjamento	71
10.- CÁLCULO DA FORÇA E DA TEMPERATURA FINAL	73
10.1.- Cálculo da força de forjamento do caneco.....	73
10.2.- Cálculo da temperatura final do forjamento semissólido.....	77
10.2.1.- Perdas da temperatura	77
10.2.2.- Aumento da temperatura.....	77
11.- AVALIAÇÃO DO ACABAMENTO SUPERFICIAL.....	81
11.1- Influência da matéria prima.....	81
11.2.- Influência da temperatura de forjamento	82
11.3.- Influência do tempo de aquecimento	84
11.4.- Influência da velocidade de forjamento	84
11.5.- Influência do lubrificante	85
12.- CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS.....	86
12.1.- Ensaio de Microdureza e Dureza	86
12.2.- Ensaio de tração	86
13.- CONCLUSÕES.....	88
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89
ANEXOS	98
1.- Desenvolvimento, construção e calibração de um sistema de aquisição de dados.....	99
2.- Escoamento de um Fluido não Newtoniano	105
3.- Avaliação do Coeficiente de Transferência de Calor no Tixoforjamento	107
4.- Análise Térmica Diferencial	110

LISTA DE FIGURAS

Fig.1.1.- (a) Microestrutura dendrítica típica do processo de fundição (b) Microestrutura globular adequada para a conformação no estado semissólido[1.3].

Fig.1.2.- Comparação do processo de tixoforjamento entre os processos convencionais [1.5].

Fig.2.1.- Variação da força nos processos de tixoforjamento e forjamento isotérmico [2.2].

Fig.2.2.- Comparação das etapas do tixoforjamento com outros processos [2.3].

Fig.2.3.- Fluidos reopéctico e tixotrópico [2.4].

Fig.2.4.- Representação esquemática da viscosidade [2.4].

Fig.2.5.- Comparação dos diferentes tipos de fluidos [2.5]

Fig.2.6.- Efeito das diferentes taxa de cisalhamento com a viscosidade da liga Al4,5Cu1,5Mg a um fração de sólidos[2.6].

Fig.2.7.- Características de cada estado [2.7].

Fig.2.8.- Esquema do escoamento do metal com estrutura globular [2.8].

Fig.2.9.- Corpo de prova ao ser cortada por uma faca [2.9].

Fig.3.1.- Esquema do agitador contínuo mecânico [3.15]

Fig.3.2.- Agitador magnetohidrodinâmico (MHD)[3.17].

Fig.3.3.- Mecanismos de destruição dos braços dendríticos por meio de agitação vigorosa, seqüência dos passos a,b,c e d. [3.18].

Fig.3.4.-Esquema do método SIMA®. O metal é deformado e aquecido até uma temperatura pastosa.

Fig.4.1.- Processo de laminação no estado semissólido [4.1].

Fig.4.2.- Injeção horizontal (tixofundição)[4.2].

Fig.4.3.-Forjamento semissólido a partir da estrutura tixotrópica [4.3]

Fig.4.4.- Alternativas para a conformação no estado semissólido [4.4].

Fig.4.5.- Comparação dos materiais que foram empregados em automoveis nos anos 1985 e previsão para o ano 2000 [4.18]

Fig.4.6.- Cilindro de freio e barra de suspensão fabricada pela AMAX Inc.[4.19]

Fig.4.7.- Trem de aterrissagem e disco de freio produzidas pela EFU [4.20].

Fig.5.1.- Esquema da fabricação de uma peça por tixoforjamento em quatro estágios [5.1].

Fig.5.2.- Esquema do início da fusão nos limites [5.16].

Fig.5.3.- Início da fusão do constituinte eutéctico intergranular [5.16].

Fig.5.4.- Representação esquemática do diagrama de fases ternário Al-Zn-Mg a 600 °C [5.17].

Fig.5.5.- Diagramas eutécticos binários do alumínio com seus principais elementos [5.17].

Fig.5.6.- Sistema indutivo gerando o campo magnético[5.20].

Fig.5.7.- Variação da densidade de corrente da superfície ao núcleo [5.21]

Fig.5.8.- O aumento da freqüência incrementa o tempo de alcançar a temperatura média[5.22].

Fig.5.9.- Curvas de análise térmica para liga AA7075 com diferentes frações de sólido [5.26].

Fig.6.1.- Esquema geral dos equipamentos empregados neste processo.

Fig.6.2.- Vista geral do equipamento para o forjamento semissólido.

Fig.6.3.- Montagem esquemática do sistema de forjamento experimental.
Fig.6.4.- Vista do ferramental de forjamento semissólido.
Fig.6.5.- Diagrama do processo de aquisição de dados
Fig.6.6.- Circuito elétrico do sensor de deslocamento.
Fig.6.7.- Diagrama elétrico do sensor de força (ponte completa).
Fig.6.8.- Curva dos dados adquiridos com e sem filtragem
Fig.6.9.- Esquema do circuito do filtro de sinais.
Fig.6.10.- Filtragem do sinal oriundo do termopar.

Fig.7.1.- Microestrutura dendrítica da liga AA7075, fundida numa lingoteira.
Fig.7.2.- Ciclo de tratamento por agitação mecânica.
Fig.7.3.- Agitador mecânico com sistema de vazamento empregado.
Fig.7.4.- Tratamento com deformação a frio
Fig.7.5.- Tratamento termomecânico
Fig.7.6.- Representação esquemática do tratamento SIMA®.

Fig.7.7.- Microestruturas das amostras dos diferentes métodos de fabricação da matéria prima da liga AA7075 a) Agitação mecânica b) Deformação a frio c) Deformação a quente e d) SIMA®.

Fig.7.8.-Crescimento do diâmetro dos glóbulos com o tempo de tratamento.

Fig.7.9a.- Microestrutura da liga AA 7075 extrudada e trefilada comercialmente. Neste estado não é possível observar claramente os limites de grão.

Fig.7.9b.-A 5 min. na temperatura de 585 °C, a recristalização foi total existindo alguns glóbulos separados no meio líquido. Os glóbulos tem um diâmetro médio de 40µm.

Fig.7.9c.- A 10 min. e a 585 °C, a estrutura com glóbulos e semi-glóbulos ligeiramente engrossadas e mais arredondadas. O tamanho aumento para 50 µm.

Fig.7.9d.- A 20 min. e a 585 °C, a estrutura com glóbulos engrossados e arredondados encontra-se com poucas porosidades. O tamanho meio foi para 70 µm.

Fig.7.9e.- A 30 min. e a 585 °C, a estrutura com glóbulos e uma zona eutética no contorno destes. A porosidade alcançam quantidades perigosas. O tamanho aumento para 82 µm.

Fig.7.10.- Fator de forma de algumas formas geométricas simples [7.5].

Fig.7.11.- Microestrutura da liga AA7075 obtida pelo método SIMA.

Fig.7.12.- Microestrutura do eutético intergranular da liga AA7075 a 1000X, (a) distribuição da fase eutética nos limites (b) fase eutética (escura).

Fig.7.13.- Curva obtida numa análise térmica diferencial (DTA).

Fig.7.14.- Curva de aquecimento prático da liga AA 7075 .

Fig.7.15.- Evolução da temperatura num corpo de 51 mm. de diâmetro da superfície ao centro.

Fig.7.16.- Curvas da fração do sólidos vs temperatura das ligas AA7075 e AA6082

Fig.7.17.- Peças ensaiadas com diferentes fração de sólidos

Fig.7.18.- Microestrutura dos corpos de prova a diferentes frações de sólidos.

Fig.8.1.- Microestrutura obtida pelo processo SIMA®

Fig.8.2.- Curvas da liga AA7075 a temperatura de 585 °C

Fig.8.3.- Curvas da liga AA7075 a temperatura de 605 °C

Fig.8.4.- Curvas da liga AA7075 a temperatura de 625 °C

Fig.8.5.- Influência da temperatura com a curva tensão deformação da liga de alumínio AA7075.

Fig.8.6.- Esquema das zonas no forjamento semissólido.

Fig.8.7.- Influência da temperatura no forjamento do cilindro.

- Fig.8.8.- (a) Variação da curva tensão-deformação com a velocidade de deformação.
(b) Comportamento da velocidade de deformação com o tempo na velocidade de 65 s^{-1} .
(c) Comportamento da velocidade de deformação com o tempo na velocidade de 45 s^{-1} .
(d) Comportamento da velocidade de deformação com o tempo na velocidade de 25 s^{-1} .

Fig.9.1.- Desenho da geratriz (a) e da peça (b) a ser forjada [9.1].

Fig.9.2.- Influência do processo da fabricação da matéria prima.

Fig.9.3.- Curva força-deslocamento do forjamento do caneco.

Fig.9.4.- Fotos da seção transversal dos corpos de prova

Fig.10.1.- Desenho da geratriz e da peça

Fig.10.2.- Desenho do corpo de prova e da peça com as tiras para o cálculo.

Fig.10.3.- Curva tensão-deformação da liga AA7075.

Fig.10.4.- Caneco (1) e corpo de prova (2) depois da conformação

Fig.10.5.- Curva da temperatura com o tempo de resfriamento

Fig.10.6.- Curva do deslocamento-tempo do forjamento do caneco.

Fig.11.1.- Corpos de prova depois do ensaio de compressão uniaxial (AA7075)

Fig.11.2.- Canecos depois do forjamento semissólido (AA7075)

Fig.11.3.- Peças forjadas a diferentes temperaturas.

Fig.11.4.- Material com fração de sólidos elevada (a) corpo de prova e (b) caneco, forjadas a temperatura de $585 \text{ }^\circ\text{C}$.

Fig.11.5.- Material forjado com f_s de 0,3 a uma temperatura de $625 \text{ }^\circ\text{C}$ (a) corpo de prova e (b) caneco.

Fig.11.6.- Corpos com diferentes tempos de aquecimento

Fig.11.7.- Influência da velocidade de deformação (a) velocidade elevada (b) velocidade baixa

Fig.11.8.- Caneos sem lubrificante (a) escoamento deficiente e (b) parte soldada no punção.

Fig.12.1.- Peça tixoforjada da liga AA7075 com a distribuição de microdurezas.

Fig.12.2.- Ferramental para a fabricação dos corpos de prova de tração.

Fig.12.3.- Corpos de prova para o ensaio de tração.

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

SIMBOLOGIA EMPREGADA

Símbolo	Unidades	Significado
$\dot{\phi}$	s^{-1}	Velocidade de deformação.
ϕ		Deformação logarítmica.
kf	Mpa	Resistência ao escoamento.
kw	Mpa	Resistência a deformação.
F_i	N	Força instântanea.
h_o	mm	Altura inicial
h_i	mm	Altura instantânea.
h_m	mm	Altura média.
d	mm	Diâmetro.
r	mm	Raio da peça.
Δx	mm	Varição em x.
σ_x	Mpa	Tensão em x.
σ_y	Mpa	Tensão em y.
τ	Mpa	Tensão de cisalhamento.
A_o	mm^2	Área inicial.
A_i	mm^2	Área instantânea.
f_s	-%-	Fração de sólidos.
f_l	-%-	Fração de líquidos.
ω	RPM	Velocidade de agitação.
Y_g	J/m^2	Energia da superfície.
Y_{s-l}	J/m^2	Energia da interface s-l.
T_i	$^{\circ}C$	Temperatura inicial.
T_f	$^{\circ}C$	Temperatura final.
P	W	Potência elétrica.
V	V	Tensão elétrica.
I	A	Intensidade elétrica.
R	Ω	Resistência elétrica.
H_f	cal/g	Calor latente de fusão.
K	cal/cm. $^{\circ}C$	Condutividade térmica.
R	$^{\circ}C/s$	Taxa de resfriamento.
T_o	$^{\circ}C$	Temperatura inicial
T_l	$^{\circ}C$	Temperatura dos líquidos.
T_s	$^{\circ}C$	Temperatura dos sólidos.
T_f	$^{\circ}C$	Temperatura final da peça.
T_m	$^{\circ}C$	Temperatura da matriz.
T_p	$^{\circ}C$	Temperatura da peça.
k_1 e k_2	%	Grau de preenchimento da matriz.
Δk	%	Varição do grau de preenchimento.
V_i	mm/s	Velocidade inicial do punção.
V_f	mm/s	Velocidade final do punção.
J	A/cm^2	Densidade de corrente.
μ_r		Permeabilidade relativa.
f	Hz	Frequência.
ρ	Ω/mm^2	Resistência específica.
t	s	Tempo.
t_r	s	Tempo de reaquecimento.

δ	mm	Profundidade de penetração.
t_m	s	Tempo de moldagem.
t_p	s	Tempo de pressão.
t_c	s	Tempo de contato
μ_0		Coefficiente de atrito.
m		Fator de atrito
e		Exponencial.
Q	cal/g.	Energia de ativação.
α	$\text{kJ}/^\circ\text{C m}^2 \text{ s}$	Coefficiente de transmissão de calor.
C_p	$\text{kJ}/\text{g } ^\circ\text{C}$	Calor específico da peça
ρ_p	g/m^3	Peso específico da peça
ε	m^2/s	Emissividade termica
V_s	mm^3	Volume do sólido.
V_l	mm^3	Volume do líquido.
q	J/s	Calor perdido.

ABREVIATURAS

T_G	Tamanho de grão
F_F	Fator de forma.
N_L	Número de limites entre a fase sólida e a fase líquida.
N_A	Número de partículas sólidas por unidade de área.
MHV	Microdureza Vickers.
TA	Agitação mecânica.
TDF	Tratamento com deformação a frio.
TDQ	Tratamento com deformação a quente.
TDQF	Tratamento com deformação a quente e frio.
MHD	Magnetohidrodinâmico.
SIMA®	Activação metálica por deformação inducida (Strain induced melt activated)

RESUMO:

Este trabalho tem como objetivo avaliar fatores técnico-operacionais importantes na fabricação de peças pelo forjamento semissólido. Foi analisada a liga de alumínio AA7075.

No estado semissólido o metal comporta-se como um líquido de alta viscosidade sob tensões de cisalhamento muito baixas, caracterizando o comportamento tixotrópico. Este processo também é chamado de tixoforjamento. Nestas condições ocorre um excelente preenchimento de matrizes que contenham formas complexas e com elevado índice de detalhes. Produtos acabados de alumínio (near net shape) com geometria complexa fabricados por tixoconformação já são empregados na indústria automotiva.

Neste trabalho foram avaliados a influência da morfologia de sua microestrutura, a temperatura de forjamento e a velocidade de deformação. Os experimentos foram ainda controlados por análises metalográficas, ensaios de compressão uniaxial e ensaio de forjabilidade.

Os resultados obtidos mostraram que o método de fabricação da matéria prima SIMA® com fração de sólidos entre 40 e 60 % e uma velocidade de deformação entre 30 a 50 s⁻¹ são os parâmetros mais adequados para o forjamento semissólido.

ABSTRACT

This work has as objective to evaluate important technical-operational factors in the production of pieces for the semi-solid forging. It was analyzed of aluminum AA7075 alloy.

In the semi-solid state a metal behaves as a liquid of high viscosity under low shear stress, it is characterizing the behavior thixotropic. This process is also called thixoforging. In these conditions an excellent filling of dies that contain complex shape and with high index of details. Thixoforging complex near net shaped products in aluminium alloys are already finding their ways in automotive applications.

In this work they were appraised the influence of the morphology of its microstructure, the forging temperature and the strain rate. The experiments were still controlled by analyses metalográfic, upsetting and forgability test.

The obtained results showed that the method of production of raw material SIMA, with fraction of solids of 40-60% and a strain rate among 30 to 50 s⁻¹ are the parameters more adapted for the semi-solid forging process.

1.- INTRODUÇÃO

Objetivando a redução de custos, a indústria de manufaturados buscou nos últimos anos obter peças com um acabamento o mais próximo possível de sua forma final (near net shape) com a diminuição de etapas do processo [1.1]. Ao lado de novas tecnologias como o forjamento de precisão, a frio e morno, passa a ter semelhante destaque o processo de forjamento semissólido (semi-solid metal forming process).

O forjamento semissólido ou tixoforjamento é uma tecnologia para fabricação de peças onde o metal no estado semissólido é forjado em uma matriz de aço ou matriz cerâmica [1.2]. A matéria prima empregada deve possuir uma microestrutura globular, sem dendritas como pode ser observada na figura 1.1. Esta microestrutura no estado semissólido, escoou como se fosse um líquido de alta viscosidade sob tensões de cisalhamento pequenas, sendo possível produzir formas complexas com paredes extremadamente finas [1.3]. Esta tecnologia oferece a possibilidade do emprego de prensas de baixa capacidade. O metal no estado semissólido possui valores baixos de resistência à deformação.

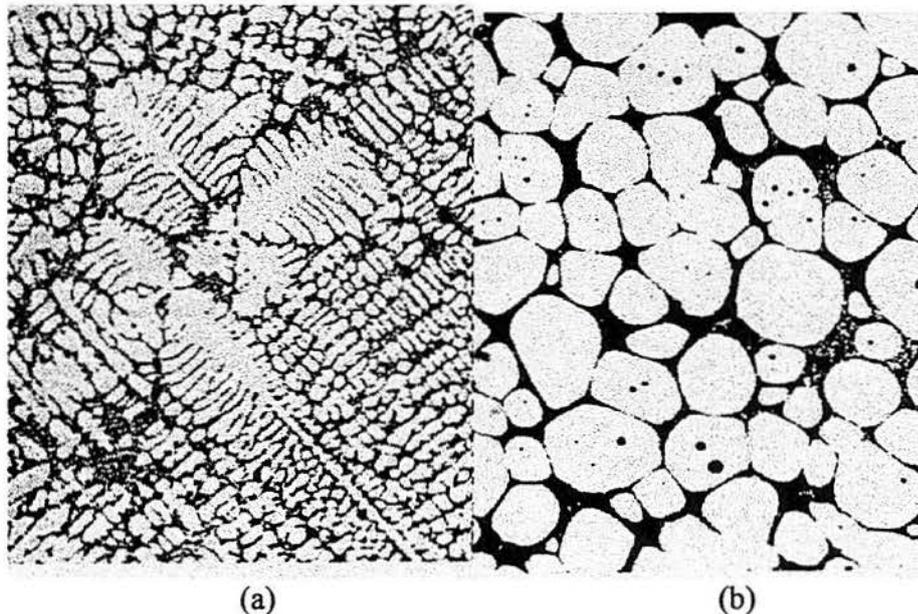


Fig. 1.1.- (a) Microestrutura dendrítica típica do processo de fundição (b) Microestrutura globular adequada para à conformação no estado semissólido[1.3].

A constante evolução tecnológica nas indústrias particularmente no setor automobilístico e aeroespacial, tem conduzido à racionalização dos processos de fabricação. Ênfase especial na redução do consumo de energia, simplificando etapas e diminuindo o tempo em cada etapa produtiva, associadas sempre a melhoria da qualidade. Essa evolução tem ocorrido também nos processos de fabricação de peças comerciais que empregam o metal no estado líquido (fundição) ou no estado sólido (forjamento). O emprego de metal no estado semissólido é uma alternativa recente e ainda pouco utilizada no país.

A qualidade do produto oriundo do processo de forjamento semissólido apresenta-se adequada para a indústria automotiva, as peças possuem[1.4]:

- Microestrutura fina, homogênea e isotrópica;
- Sem porosidades nem inclusões;
- Resistência mecânica elevada.

Estas características que as peças possuem são influenciadas por fatores técnico-operacionais importantes tais como:

- Fornecimento da matéria prima ;
- Os sistemas de aquecimento da geratriz e da matriz;
- A fração de sólidos do metal a ser forjado (f_s);
- A velocidade de deformação ($\dot{\phi}$);
- Resistência à deformação (kw);
- Temperatura da geratriz e da matriz (gradiente térmico).

Este processo tecnológico oferece também outras possibilidades, tais como a fácil automação do processo, podendo ser inserido num processo contínuo de produção, além de não poluir o meio ambiente. O metal neste estado não gera gases como na fundição e a não geram ruídos excessivos como a operação de forjamento.

A figura 1.2 mostra um esquema comparativo de custos de produção e qualidade dos processos de forjamento convencional e fundição com o forjamento semissólido [1.5]. Observa-se que o processo de forjamento convencional apresenta elevado custo de produção aliado a alta qualidade nas propriedades mecânicas. No outro extremo existe o processo de fundição convencional que apresenta baixo custo no processo, porém, também apresenta baixa qualidade em suas propriedades mecânicas. Numa posição intermediária está o forjamento semissólido.

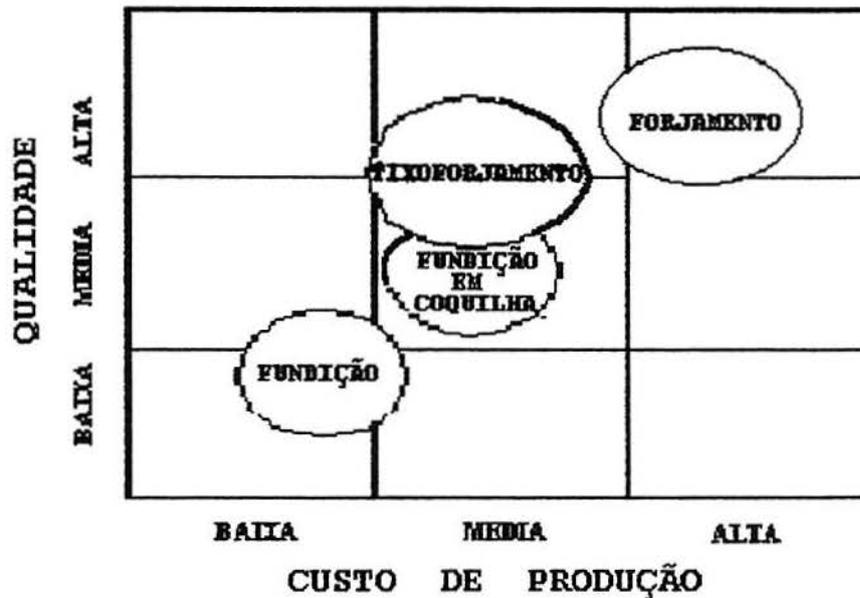


Fig.1.2.- Comparação do processo de tixoforjamento entre os processos convencionais [1.5].

No desenvolvimento deste trabalho foram avaliados quatro tópicos importantes deste processo:

- Fabricação da matéria prima: avaliada mediante uma análise metalográfica qualitativa e quantitativa (fator de forma, F_F e tamanho dos glóbulos, T_G);
- Temperatura da geratriz: avaliada mediante uma análise térmica diferencial (fração de sólidos, f_s);
- Velocidade de deformação ($\dot{\phi}$);
- Resistência à deformação (kw).

2-CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O FORJAMENTO SEMISSÓLIDO.

2.1-Aspectos Gerais

A forjabilidade é a capacidade de um material ser deformado sem apresentar trincas. O elevado índice de forjabilidade é uma das características do estado semissólido. A forjabilidade foi avaliada pelo ensaio de LAPKOWSKI [2.1] e pelos ensaios de compressão uniaxial que foram realizados no estado semissólido.

A figura 2.1 mostra a comparação entre os processos de forjamento isotérmico e tixoforjamento. Observa-se que para uma mesma deformação, o processo de tixoforjamento necessita de 0,45 kN, para o forjamento isotérmico precisa-se 220 kN, quase 500 vezes a força se comparado com o primeiro, apesar disso, o forjamento isotérmico é o mais amplamente empregado na fabricação de peças automotivas e aeronáuticas.

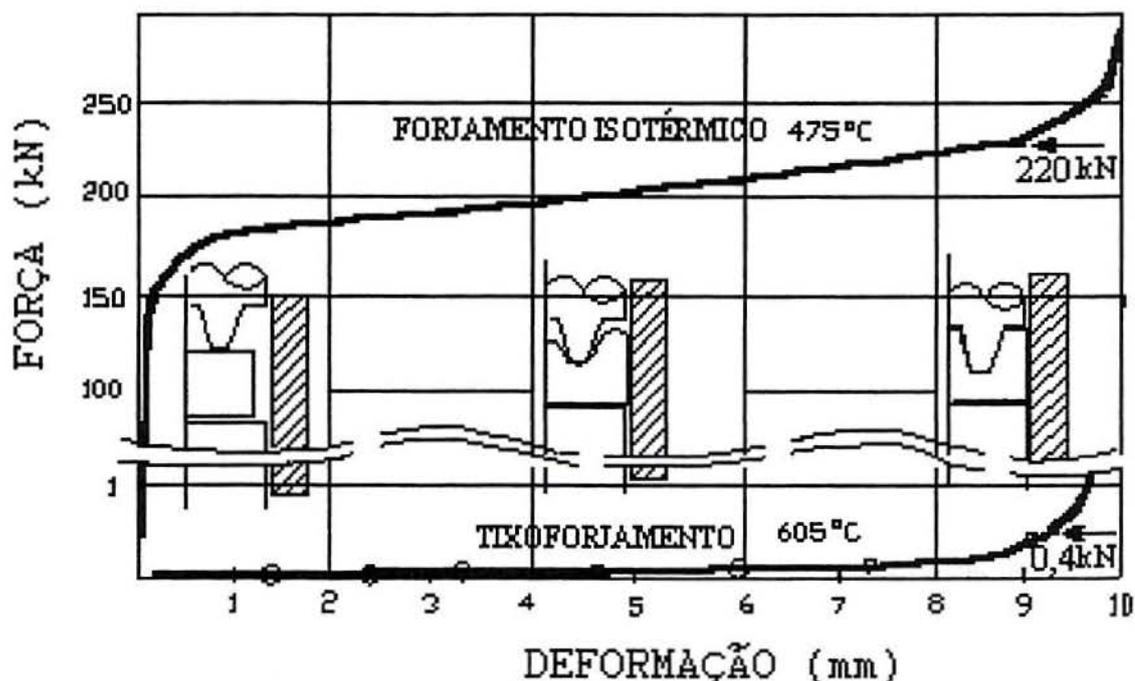


Fig. 2.1.- Variação da força nos processos de tixoforjamento e forjamento isotérmico [2.2].

Na figura 2.2 são comparados esquematicamente três processos de fabricação de peças: o forjamento convencional, o forjamento líquido e o forjamento semissólido. Nota-se claramente a diminuição de etapas que são necessárias para produzir uma determinada peça [2.3]. O forjamento sólido exige de muitas preformas e etapas para chegar a peça terminada. O forjamento líquido precisa de uma preforma e da calibragem para chegar à peça final, a peça perde suas dimensões pela contração volumétrica. O forjamento semissólido possui a fase líquida muito pequena, sua contração volumétrica por isto é menor. As peças produzidas não precisam da calibragem final. São empregados geratrizes cilíndricas, o escoamento é facilitado pelo estado pastoso não precisando preforma.

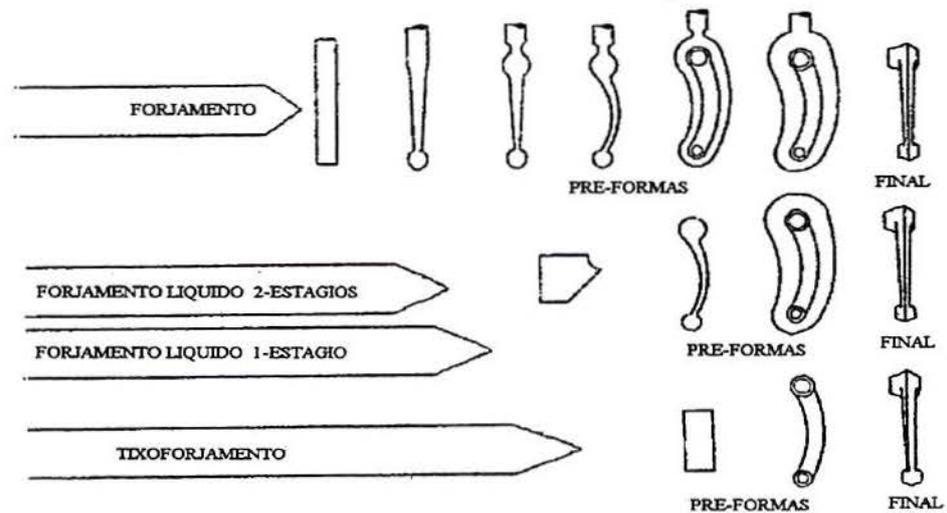


Fig.2.2- Comparação das etapas do tixoforjamento com outros processos [2.3].

2.2.-Fenômeno de Tixotropia

A tixotropia é um fenômeno físico que alguns fluidos possuem e causa uma diminuição da viscosidade em função do tempo, com uma taxa de cisalhamento constante. Se a viscosidade estiver aumentando em relação ao tempo o material será denominado reopéctico. A figura 2.3 mostra esquematicamente o comportamento da viscosidade em função do tempo dos fluidos reopécticos e tixotrópico.

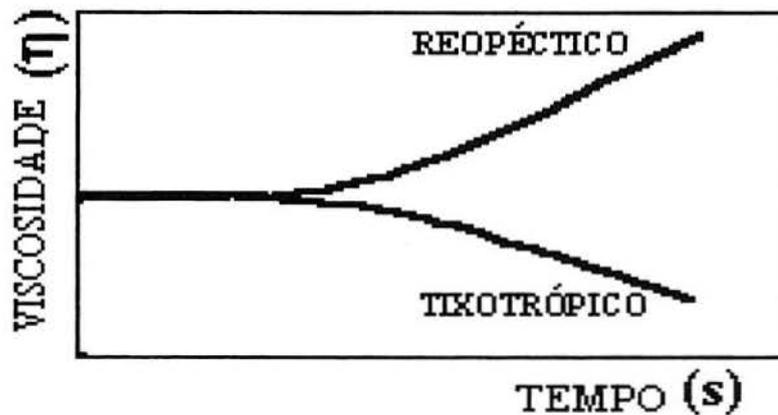


Fig.2.3- Fluidos reopéctico e tixotrópico [2.4].

Os metais no estado semissólido se comportam como um líquido de elevada viscosidade, quando submetidos a uma tensão de cisalhamento. Este comportamento especial é causado pela presença de uma fase sólida globular na estrutura, o que não ocorre na tradicional microestrutura dendrítica típica da fundição. Esta morfologia particular da fase sólida é a responsável pelo escoamento não Newtoniano do metal.

A reologia definida por Webster [2.4] é uma ciência que estuda a mudança de forma e o fluxo do material englobando a elasticidade, viscosidade e plasticidade. A viscosidade é um

parâmetro da reologia que mede a resistência do fluido ao escoamento. O escoamento consiste na movimentação ou distribuição física do fluido por ação de forças externas, este escoamento é denominado de cisalhamento. Isaac Newton [2.4] propôs um modelo para descrever esse processo e nos ajudou a desenvolver um conceito mais perceptível da viscosidade em termos de quantidades mensuráveis. A figura 2.4 mostra dois planos paralelos de fluidos de igual área separados por uma distancia x e movendo-se na mesma direção a diferentes velocidades (dV/x).

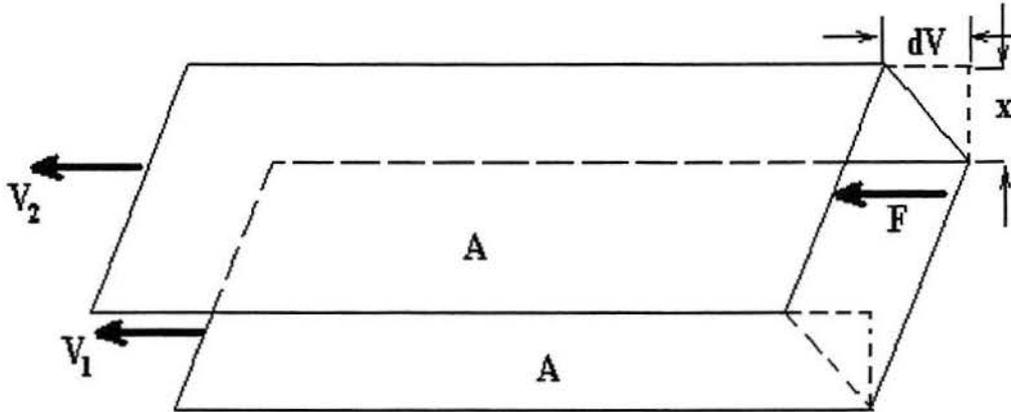


Fig.2.4.- Representação esquemática da viscosidade [2.4].

Onde :

- F = força (N)
- A = área (m²)
- V = velocidade (m/s)
- $dV/x = V/x =$ taxa de cisalhamento (s⁻¹)

$$\tau = F/A.....(2.1)$$

A força por unidade de área é denominada de tensão de cisalhamento (N/m²) denominada pascal (Pa), a viscosidade pode ser expressada por pascal vezes segundo (Pa.s). Um centipoise (cP) é igual mPa.s.

A expressão seguinte mostra o cálculo da viscosidade:

$$\eta = \tau / \dot{\gamma}(2.2)$$

Onde:

- η = viscosidade (Pa.s)
- τ = tensão de cisalhamento (Pa)
- $\dot{\gamma}$ = Taxa de cisalhamento (s⁻¹).

O escoamento não Newtoniano pode ser classificado como um comportamento pseudoplástico. Nos fluidos Newtonianos a viscosidade permanece constante com a variação da taxa de cisalhamento, a água apresenta este comportamento. Os fluidos não Newtonianos não apresentam uma relação constante entre a viscosidade e a taxa de cisalhamento. Existem vários tipos destes fluidos [2.4], os mais comuns são:

- Pseudoplásticos;
- Dilatantes;
- Plásticos de Bingham;
- Tixotrópicos;
- Reopéticos.

A seguinte equação empírica é amplamente empregada para expressar a dependência da viscosidade (η) em relação a taxa de cisalhamento ($\dot{\gamma}$) [2.5]:

$$\eta = k \cdot \dot{\gamma}^{(m-1)} \dots\dots\dots(2.3)$$

Onde:

η = viscosidade do material (Pa.s)

m = expoente usado para caracterizar o fluido ($m = 1$ para a água)

k = constante do material (-).

$\dot{\gamma}$ = Taxa de cisalhamento (s^{-1}).

Em função da tensão de cisalhamento (τ) a equação se transforma em:

$$\tau = k \cdot \dot{\gamma}^m \dots\dots\dots(2.4)$$

Onde:

τ = tensão de cisalhamento (Pa).

m = expoente usado para caracterizar o fluido ($m = 1$ para o água).

k = constante do material (-).

$\dot{\gamma}$ = Taxa de cisalhamento (s^{-1}).

A figura 2.5 mostra esquematicamente os comportamentos dos fluidos Newtonianos e nãoNewtonianos em função da tensão de cisalhamento (τ) e a taxa de cisalhamento ($\dot{\gamma}$).

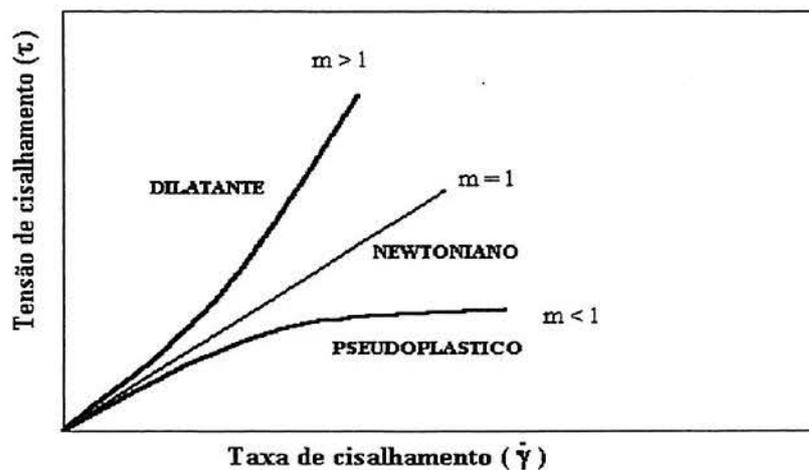


Fig.2.5.- Comparação dos diferentes tipos de fluidos [2.5]

O primeiro a observar estas mudanças no comportamento reológico no metal com estrutura globular foi D.R. Spencer, [2.6], no ano de 1971. Spencer analisou a liga de Sn15Pb e constatou as alterações morfológicas de sua fase primária e seu posterior comportamento. Flemings et al em 1977, observou o efeito variação da velocidade de cisalhamento sobre a viscosidade aparente no mesmo material e nas mesmas condições. Na figura 2.6 pode-se observar a redução da viscosidade aparente com o incremento da taxa de cisalhamento na mesma fração de sólidos da liga Al4,5Cu1,5Mg. Pesquisas posteriores comprovaram a diferença do escoamento de um fluido contendo sólido dendrítico e um sólido globular. No primeiro fluido a morfologia irregular dos cristais dendríticos promove uma fácil interação física entre eles, reduzindo ou mesmo evitando o escoamento.

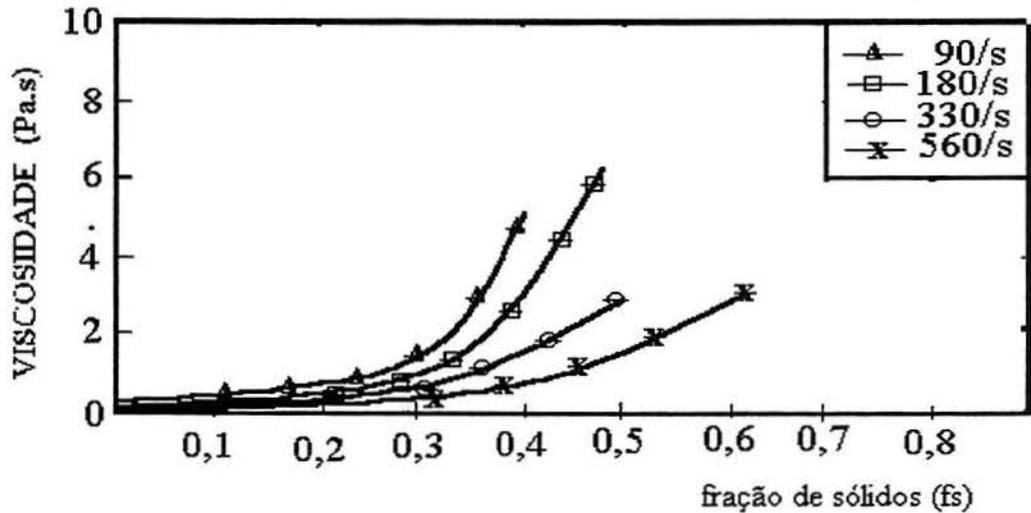


Fig.2.6.- Efeito das diferentes taxa de cisalhamento na viscosidade da liga Al 4,5Cu 1,5Mg enquanto agitada e resfriada a 0,03 °C [2.6].

A figura 2.7 mostra os parâmetros que podem ser mensuráveis em cada estado. No estado sólido a resistência à deformação (k_w) é a reação interna que o metal oferece as forças externas de deformação. Esta resistência depende da temperatura, da velocidade de deformação e das condições de escoamento. A resistência à deformação pode ser calculado através da expressão:

$$k_w = F_d / A_d \dots\dots\dots(2.5)$$

- Onde:
- k_w = resistência a deformação (MPa);
- F_d = força de deformação (N);
- A_d = área deformada (mm^2)

O grau de deformação (ϕ) é calculado por:

$$\phi = \ln h_i/h_0 \dots\dots\dots(2.6)$$

- Onde :
- ϕ = deformação verdadeira (-);
- h_i = altura instantânea (mm);
- h_0 = altura inicial (mm).

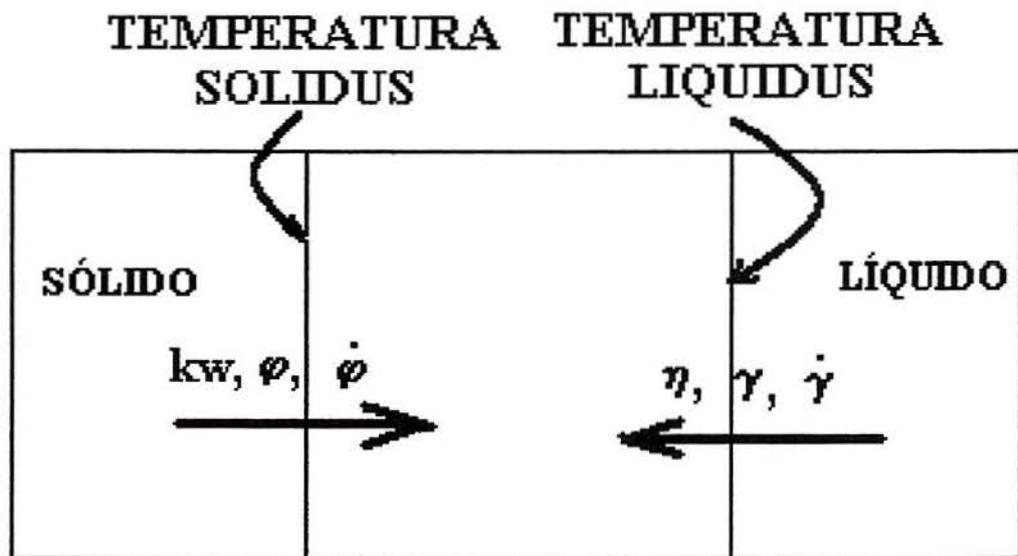
A velocidade de deformação ($\dot{\phi}$) é definido como sendo a variação da deformação com o tempo e é calculada por:

$$\dot{\phi} = d\phi/dt = V/h \dots\dots\dots(2.7)$$

Onde:

- $\dot{\phi}$ = velocidade de deformação
- V = velocidade do punção (mm/s)
- h = altura (mm)

No estado líquido a viscosidade (η) torna-se o principal parâmetro de caracterização das propriedades de fluxo de fluídos. A viscosidade é definida como sendo a fricção interna ocasionada quando uma camada de fluido se move contra outra camada de fluido [2.7].



- kw = resistência a deformação (MPa)**
- φ = deformação verdadeira (-)**
- φ̇ = velocidade de deformação (s⁻¹)**
- η: viscosidade (Pa.s)**
- γ: cisalhamento (-)**
- γ̇: taxa de cisalhamento (s⁻¹)**

Fig.2.7.- Caraterísticas de cada estado [2.7].

A figura 2.8 mostra esquematicamente a forma como as partículas globulares escoam com movimentos de rotação e translação no interior da matriz. Estes movimentos dos glóbulos permitem um fácil escoamento do metal no estado semissólido. Matrizes ou moldes com detalhes finos e formas complexas são preenchidas totalmente [2.8].

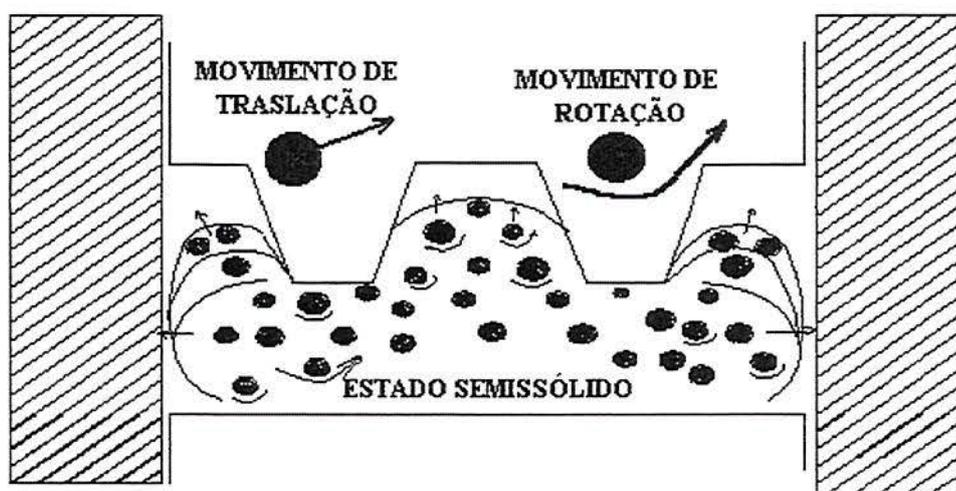


Fig.2.8.-Esquema do escoamento do metal com estrutura globular [2.8].

A figura 2.9 mostra o metal no estado semissólido e como este corpo é facilmente cortado por uma faca. Seu comportamento é semelhante a uma manteiga. O aquecedor indutivo permite realizar este ensaio com muita facilidade.



Fig.2.9.- Corpo de prova ao ser cortado por uma faca [2.9].

3.- MÉTODOS DE FABRICAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA TIXOTRÓPICA.

A solidificação de caráter dendrítico é a principal origem das segregações e porosidades que se encontram nas peças fabricadas pelo processo de fundição. Por isto não é estranho que se tenha procurado modificar esta estrutura por diferentes meios, como os químicos; com agitação mecânica ou eletromagnética e, mais recentemente, com tratamentos termomecânicos.

O primeiro em observar o comportamento das estruturas não dendríticas foi M.C. Flemings e sua equipe [3.1]. Na época tratavam de entender a origem das trincas ocorridas durante as deformações a quente, geradas por tensões internas que envolvem as deformações ou fragmentações das dendritas no crescimento. Trabalhos iniciais mostraram que uma agitação mecânica intensa do metal líquido durante a solidificação, impede a formação da estrutura dendrítica, originando desta forma, uma pasta semifluida de viscosidade relativamente baixa, suscetível de ser conformada neste estado, embora a fração de sólidos (fs) esteja a níveis superiores a 50%. A nova estrutura possui uma morfologia esferoidal com propriedades tixotrópicas. Estes estudos foram realizados nos laboratórios do Instituto Tecnológico de Massachussetts nos anos 70.

Posteriormente D.B. Spencer [3.2], realizou estudos sobre o comportamento do escoamento de pastas contendo sólidos não dendríticos. Chegaram a medir a viscosidade da liga Sn-15Pb em função de sua fração de sólidos. Estes pesquisadores convencionaram em chamar este novo processo como reofundição ou reoconformação. Os resultados então obtidos foram surpreendentes, as tensões necessárias para deformar um metal eram muito inferiores às conhecidas até então. Como exemplo podemos mostrar a liga de Sn-Pb com a mesma fração de sólidos, necessita de uma tensão de 200 KPa com microestrutura dendrítica e 0,2 KPa com microestrutura globular. Por este estudo, Flemings foi considerado o pai da reofundição.

Continuando estes estudos reológicos das ligas agitadas, Joly e Mehrabian [3.3] mostraram que a viscosidade é muito sensível a taxa de resfriamento e de cisalhamento. Eles comprovaram que baixas taxas de resfriamento e altas taxas de cisalhamento diminuem a viscosidade para uma determinada fração de sólidos.

R.D Doherty., Ho-in Lee and E.A.Feest [3.4] analisaram a microestrutura não dendrítica produzida por agitação mecânica (stircasting) e observaram a forma da microestrutura no início da fragmentação das dendritas. Discutiram também o modelo da fragmentação com limites de grão de elevada energia.

W.J. Boettinger; D Shecherman; R.J. Schaefer and F.S. Biancanello, [3.5] afirmaram que pelo menos existem duas situações onde o crescimento dendrítico não é encontrado, quando existem condições extremas de velocidades de resfriamento, muito lentas ou ultrarápidas de solidificação (adifusionais). Estas microestruturas estão associadas com um grão muito fino.

Kattamis et al [3.6] mostraram que numa liga de magnésio, onde o tamanho de grão foi reduzido até o tamanho de um braço dendrítico, a estrutura teria um formato esferoidal. Foram produzidos modelos de segregação dendrita que fragmentadas por agitação mecânica (stircasting) produziram uma morfologia esferoidal.

Vogel [3.7] faz um trabalho detalhado do processo de agitação mecânica (stircasting), onde controla a densidade de núcleos em crescimento e a difusão em ligas de alumínio, considerando um tamanho adequado do grão esferoidal de 50 a 100 μm .

Diferentes técnicas e processos têm sido desenvolvidos por diferentes pesquisadores como: D.H. Kirkwood [3.8], M.H. Robert.[3.9], P. Kapranos [3.10], P. Sahm [3.11] etc, para modificar a morfologia da fase primária das ligas. Essas modificações microestruturais, dendríticas para globular, exigem custos adicionais que ficam evidentes na economia energética.

Para uma melhor avaliação destes processos de fabricação de matéria prima eles foram agrupados em dois métodos:

- a) Método de Fabricação de Matéria Prima por Aquecimento Dinâmico (Químico, agitação mecânica ou magnetohidrodinâmica MHD).
- b) Método de Fabricação de Matéria Prima por Aquecimento Estático (SIMA e termomecânico)

3.1.- Método de Fabricação da Matéria Prima pelo Aquecimento Dinâmico.

Este método de fabricação da pasta tixotrópica consiste basicamente na destruição das dendritas por adição de um catalisador ao banho do metal líquido (refino químico), por agitação mecânica no estado semissólido ou por agitação magnetohidrodinâmica.

3.1.1.- Refino Químico [3.12]

Os metais solidificam por um processo de nucleação e crescimento, primeiramente forma-se o núcleo do cristal, que pela adição de mais átomos cresce formando o grão. A nucleação ocorre quando a energia cinética de vários átomos do metal líquido atinge um valor suficientemente baixo, permitindo que eles ocupem as posições na rede cristalina do metal. O núcleo continua a crescer na medida em que a extração de calor prossegue. A nucleação pode ocorrer homogêneamente e/ou heterogeneamente. O primeiro tipo ocorre naturalmente num metal puro, sendo que o segundo tipo, ocorre preferencialmente com a presença de substâncias estranhas ou nos locais em que o calor é mais facilmente extraída (paredes do molde ou na superfície).

Um refinador de grãos deve catalisar o processo de nucleação dos cristais, elevando a quantidades de núcleos, isto vai acompanhada de um resfriamento rápido, ambos os processos aumentam a velocidade de nucleação e permitem a fragmentação das dendritas em crescimento.

O processo de fragmentação ocorre quando os braços dendríticos crescem e se ramificam, neste momento há uma liberação continua de calor de fusão que pode, sob condições adequadas, produzir fusão localizada e fazer com que alguns dos braços dendríticos se estreitem e se separem. Quando isso ocorre, forma-se um pequeno fragmento de cristal. A agitação do metal líquido devido a correntes de convecção, tende a remover os fragmentos da interface sólido-líquido e distribuídos pelo líquido gerando pequenos novos núcleos de solidificação.

Estes inoculantes ou refinadores de grãos, são geralmente pequenas partículas de fase secundária que, empregados em pequenas porcentagens, favorecem a nucleação de novos

cristais. Como exemplo, o titânio é um dos inoculadores mais utilizados no processo de refino de grão do alumínio.

3.1.2.- Agitação Mecânica

A agitação mecânica é um método artificial para a fragmentação das dendritas, a fragmentação ocorre por ação mecânica durante o crescimento das mesmas. Isto provoca também um fluxo forçado de fluido que promove uma distribuição uniforme no meio líquido. Um dos primeiros equipamentos empregados foi o viscosímetro de COUETTE [3.13] especialmente adaptado para altas temperaturas. Consiste em um cadinho refrigerado contendo em seu interior um eixo fixo, cilíndrico e concêntrico, de modo que exista um estreito espaço anelar que será ocupado pelo líquido. D.B. Spencer [3.14] foi o primeiro em empregar este sistema de fabricação da matéria prima.

A desvantagens do equipamento foi a baixa taxa de produção e a inclusão elevada de porosidades na liga. Assim, este equipamento foi modificado colocando-se um agitador tipo rotor central, este aparelho possui uma câmara dupla que permite a produção contínua de ligas reofundidas, sua grande limitação é a imprecisão na determinação da fração sólida da pasta.

Outro tipo de equipamento empregado foi o com propulsores. Neste aparelho emprega-se agitadores tipo pás para promover o movimento convectivo do metal líquido. Os propulsores podem ser construídos com pás de aço inoxidável, fazendo com que o equipamento atue como uma batedeira de ovos. A. Vogel [3.15] realizou experiências com este tipo de aparelho, procurando relacionar a morfologia das partículas com parâmetros hidrodinâmicos do fluxo da mistura sólido-líquido. Estudos metalográficos indicaram que existe uma profunda modificação na sua estrutura de solidificação do sólido primário. Esses estudos revelaram uma estrutura com partículas esféricas uniformemente distribuídas e finas.

A figura 3.1 mostra o esquema do agitador mecânico contínuo com pás. As características deste tipo de equipamento facilita a produção de materiais compósitos pela inserção de partículas não metálicas na pasta semissólida durante a agitação.

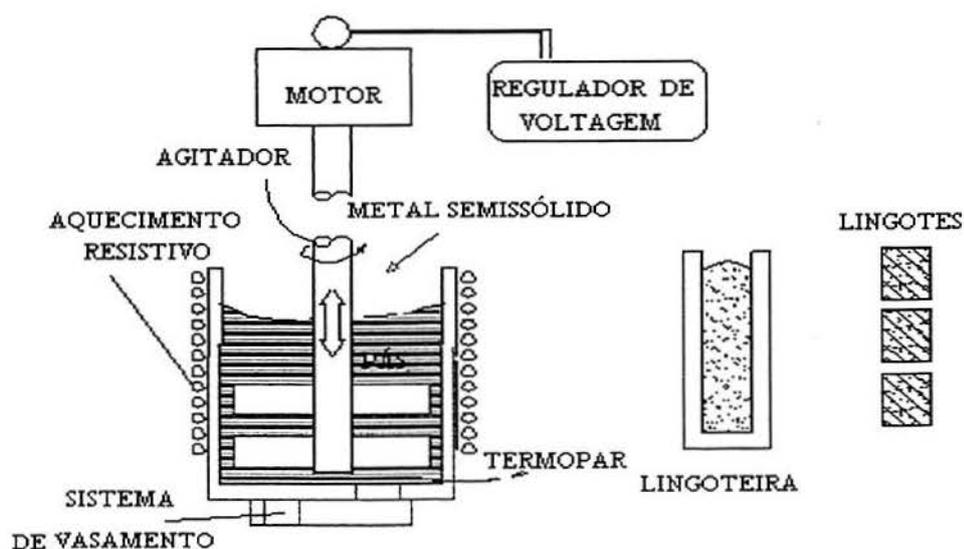


Fig. 3.1.- Esquema do agitador contínuo mecânico [3.15]

3.1.3.- Agitação Magnetohidrodinâmica (MHD).

Quando a agitação é feita por eletromagnetos, não ocorre qualquer contato físico entre o metal e a fonte propulsora do movimento. O metal líquido contido na lingoteira pode ou não ser magnético, pois, o campo magnético alternado e rotativo gerado pelas bobinas indutoras, fazendo com que o metal seja agitado pela ação das forças de Lorentz [3.16]. Este tipo de agitação age melhorando a estrutura interna do metal, principalmente evitando a formação de segregações, porosidade ou inclusões.

A figura 3.2 mostra um agitador magnetohidrodinâmico contínuo (MHD). Este equipamento pode ter ímãs permanentes ou eletroímãs que produzem um campo que faz a agitação. Como neste processo não existe contato com o metal, são eliminadas as possíveis fontes de contaminações externas [3.17].

Uma das principais desvantagens deste processo é a falta de homogeneidade da pasta, isto se deve ao fato, que as forças de Lorentz não serem constantes durante o processo de agitação.

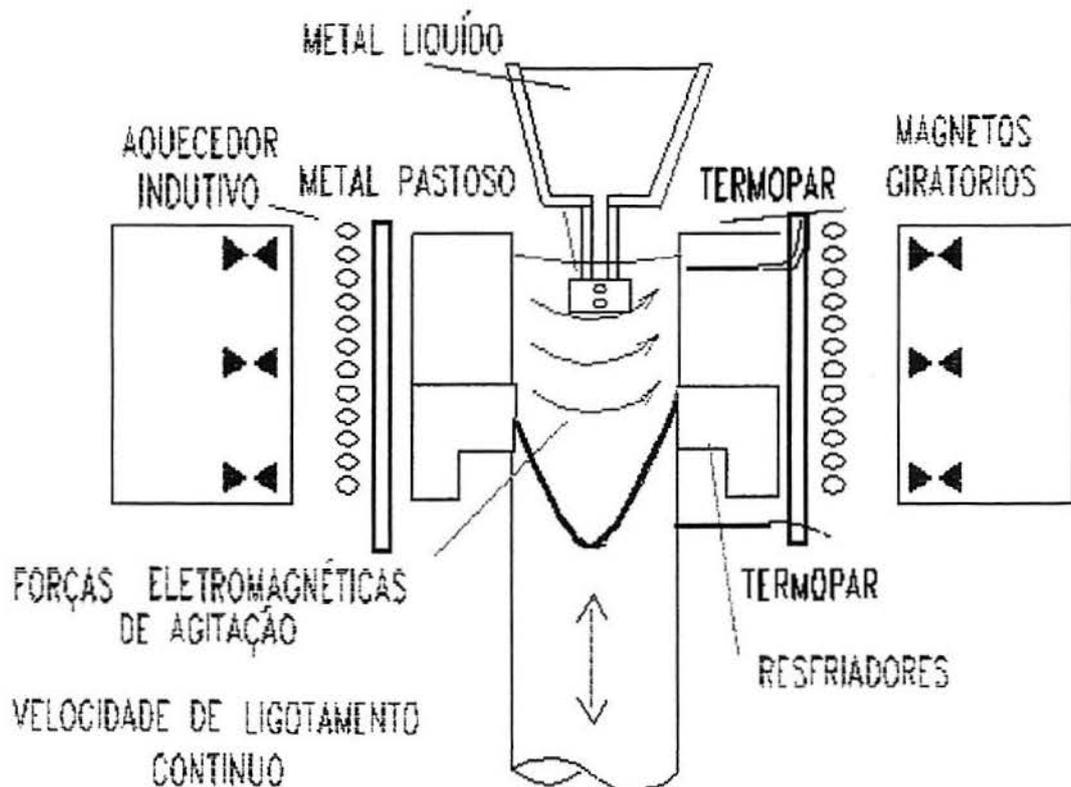


Fig.3.2.- Agitador magnetohidrodinâmico (MHD)[3.17].

Tanto com agitação mecânica como agitação eletromagnética o resultado apresentado é a destruição dos braços dendríticos primários. A figura 3.3 mostra as etapas da destruição de um braço dendrítico segundo os estudos realizados por Vogel [3.18]; no início (a) o braço é submetido a uma tensão de cisalhamento, (b) o braço é dobrado no ângulo θ (20°) originando uma energia Y_g , (c) na interfase sólido-líquido quando $Y_{gb} > 2Y_{s-l}$ e (d) este se rompe.

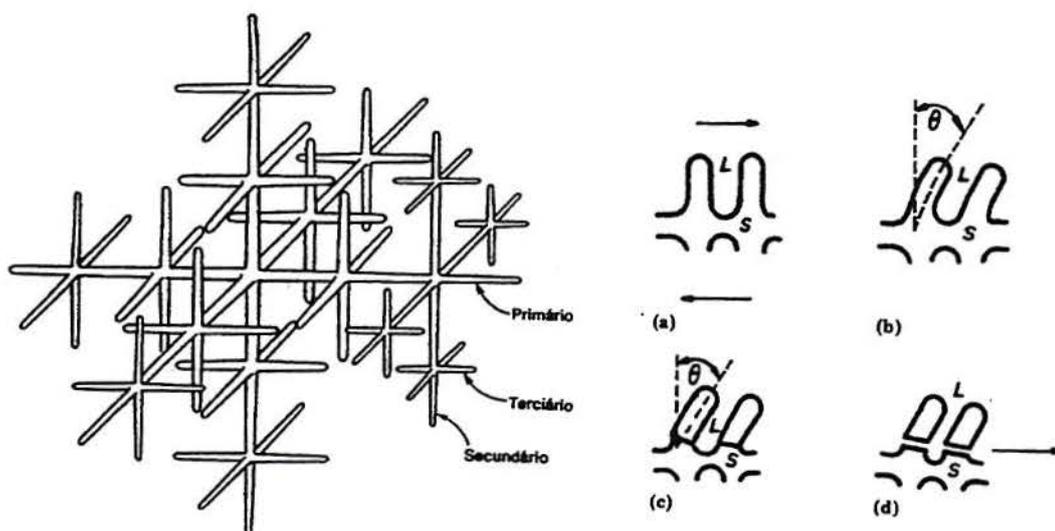


Fig 3.3- Mecanismos de destruição dos braços dendríticos por meio de agitação vigorosa, seqüência dos passos a,b,c e d. [3.18].

Num estudo mais amplo, Doherty [3.19] sugere que este dobramento dos braços dendríticos pode dar origem a regiões de acúmulos de defeitos, principalmente entre os braços secundários deformados e o corpo da dendrita. Estes ao serem molhados pelo líquido geram uma redução da energia total do sistema, menor que as tensões superficiais do sólido/líquido. Então, as zonas de alta energia se fundem juntando-se ao líquido dando origem aos glóbulos da pasta reofundida.

Kattamis [3.20], explica a formação de sólido globular no processo de reofundição como uma simples consequência de fenômenos naturais do engrossamento dendrítico. Estes fenômenos complexos são acelerados pela agitação, a qual incentiva o transporte de massa e calor no sistema sólido/líquido. O sólido dendrítico envolvido pelo líquido, tenderia a globular para a redução de energias superficiais.

Garabedian et.al [3.21], propuseram a possibilidade da ocorrência de fratura nas raízes dos braços dendríticos secundários durante a solidificação, isto devido a ação de forças convectivas. Estas forças teriam origem na colisão do fluido metálico em movimento com os braços dendríticos, causando momentos fletores suficientes em suas raízes para promover o seu rompimento.

Muitos outros mecanismos podem contribuir ou ser responsáveis pela destruição das dendritas os quais foram propostos por alguns pesquisadores além dos já descritos.

3.2.- Método de fabricação da matéria prima por aquecimento estático.

3.2.1.- Tratamento termomecânico (TTM)

Os tratamentos termomecânicos podem ser definidos como uma combinação das operações de conformação e tratamentos térmicos. Aquecimento, resfriamento e deformações plásticas subsequentes, são capazes de transformar as estruturas primárias criando-se novas

fases. Com estes processos consegue-se aumentar a resistência mecânica sem perda da ductilidade e tenacidade.

Existem vários tipos de tratamentos termomecânicos que levam em conta a temperatura de recristalização (T_r). O material pode ser deformado a temperatura mais alta ou mais baixa do que a T_r .

O tratamento empregado consiste em aquecer até uma temperatura ligeiramente superior da temperatura de recristalização e logo deformar o material isotermicamente. A velocidade de deformação é ligeiramente superior a velocidade de recristalização, para que não ocorra a recristalização dinâmica. Normalmente ocorre uma recuperação dinâmica que se denomina poligonização, este processo consiste no alinhamento das discordâncias [3.22].

Quanto maior o grau de deformação menores são os tamanhos de grão do metal deformado. A microestrutura fica muito refinada e a estrutura dendrítica primária fica completamente destruída. O processo de extrusão a quente na fabricação de barras é um processo termomecânico onde a estrutura dendrítica primária é totalmente destruída.

3.2.2.- Processo SIMA®.

Este processo é mais conhecido como o método SIMA® (STRAIN INDUCED MELT ACTIVATED) e consiste na ativação do metal por meio de uma deformação severa inicial. Os conceitos básicos deste fenômeno são os mesmos da recristalização [3.23].

Segundo o mecanismo proposto por WISSMANN [3.24], TIETMANN e KOPP [3.25] e CHOI [3.26], o primeiro estágio para que exista a transformação da estrutura dendrítica em globular, deve-se ao dobramento dos braços dendríticos, isto pode ser alcançado deformando o metal severamente no estado sólido. Posteriormente um tratamento de refusão parcial provoca a destruição das dendritas pelos mesmos fenômenos propostos anteriormente.

Para atingir uma grande deformação, o material deve ser deformado a quente e posteriormente a frio. Os processos contínuos que permitem estas deformações severas são a extrusão a quente e a trefilação.

Deformações severas originam uma quantidade elevada de discordâncias. Após um aquecimento até o estado semissólido gera-se uma quantidade elevada de núcleos, que com o resfriamento transformam-se em grãos que originam uma estrutura muito fina e globular.

Este processo de fabricação da pasta foi amplamente demonstrado para uma série de ligas que incluem Al, Mg, Cu e Fe. Sendo exitosa sua produção comercial para peças pequenas. O processo SIMA® pode ser viavelmente econômico quando a matéria prima requerida possui um diâmetro menor a 38 mm. Para bitolas maiores estes processos chegam a ser de maior custo [3.27, 3.28].

Um metal sem deformação pode alcançar uma estrutura globular por um simples engrossamento dendrítico as quais são movidas pela necessidade de redução de tensões superficiais. Este processo é muito lento e pode levar mais de 60 horas, o tamanho de grão obtido é muito grosso. [3.29].

Na Figura 3.4, mostra-se o esquema deste método de produção, o metal é deformado e logo aquecido até uma temperatura semissólida, tempo suficiente para uma transformação total.

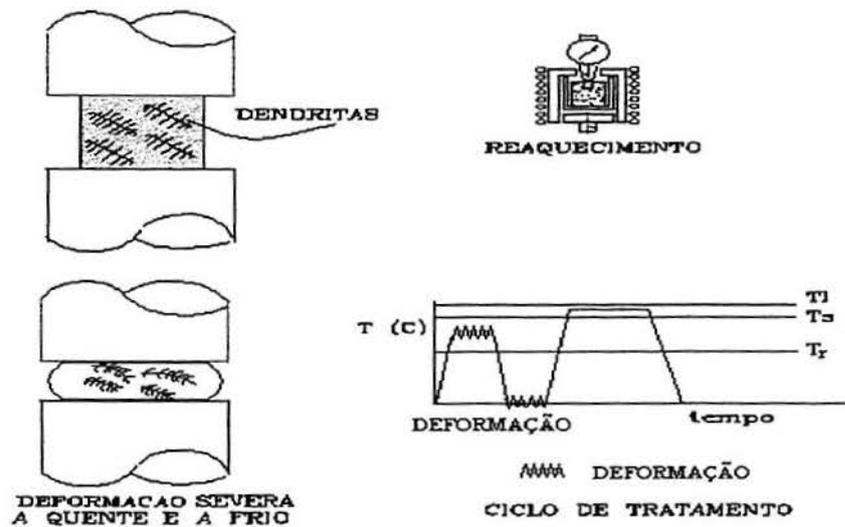


Fig 3.4.-Esquema do método SIMA®. O metal é deformado e aquecido até uma temperatura pastosa.

As propriedades reológicas da matéria prima tixotrópica no estado semissólido, podem ser avaliadas através de seu escoamento pelos parâmetros tais como[3.30, 3.31]:

- Viscosidade dinâmica aparente:** este parâmetro físico mede a resistência ao escoamento de um fluido submetido à uma tensão de cisalhamento;
- Fluidez:** este parâmetro tecnológico mede a aptidão do metal em preencher um molde completamente. Para uma determinada velocidade de resfriamento, a viscosidade aparente diminui quando a velocidade média de cisalhamento aumenta. Paralelamente observa-se um aumento da fluidez.
- Resistência a deformação:** Este parâmetro mede o esforço necessário para deformar plásticamente um material. A resistência à deformação soma fatores como o atrito, transformações de fase, deslocamentos internos, fatores geométricos etc.

4.- CONFORMAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA TIXOTRÓPICA

A matéria prima tixotrópica pode ser empregada em diferentes processos de conformação mecânica ou metalúrgica, convencionais ou não convencionais. Estas pastas podem ser forjadas, fundidas, laminadas, extrudadas, injetadas etc. Neste trabalho será dado ênfase ao processo de forjamento.

A conformação de um produto a partir de uma liga no estado semissólido pode ser realizada por diferentes processos, isto vai depender da natureza do produto, das características da pasta e da demanda de produção. Todas as técnicas de conformação que tem sido experimentadas derivam das empregadas dos processos convencionais (sólido ou líquido). A seguir discute-se resumidamente os processos mais empregados para conformar no estado semissólido

4.1.-Processos Estacionários (Laminação e Extrusão)

Os processos estacionários tem sido experimentalmente realizados em laboratórios em diferentes ligas.

Na laminação a pasta é vazada diretamente sobre uma fita transportadora e logo laminada entre a fita e o cilindro. Este processo permite obter taxas de redução superiores a 50 %. Pode-se empregar frações de sólidos entre 0,5 – 0.75. O processo de extrusão é realizada do maneira convencional, empregando deformações superiores a 50 % com pequena forças.

Estes processos de conformação servem para a fabricação de barras e chapas. Ligas de alumínio e ferro fundido são fabricadas por este processo. A figura 4.1 mostra um esquematicamente o processo de laminação semissólida.

Kiuchi M.e Sugiyama S. [4.1], pesquisadores da universidade de TOKYO, estudaram as características mecânicas e metalúrgicas dos processos de laminação e extrusão de ligas de alumínio no estado sólido-líquido, avaliaram as diferentes porcentagens de sólidos e graus de deformação. A figura 4.1 mostra um esquema deste processo [4.1].

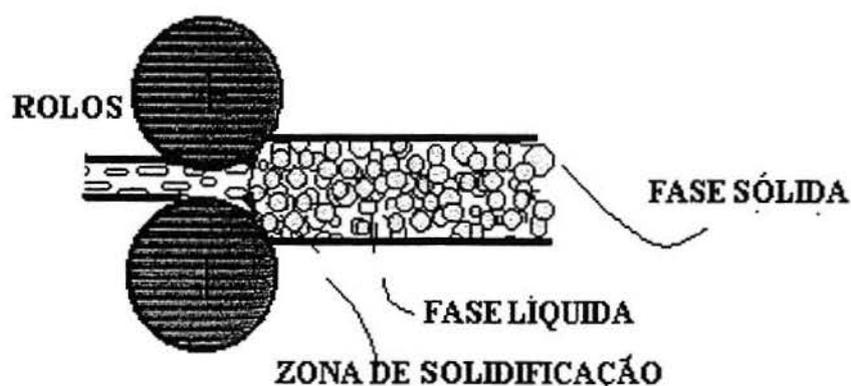


Fig. 4.1.- Processo de laminação no estado semissólido [4.1].

4.2.-Processo Por Injeção (Tixofundição)

Para este processo é empregado uma injetora, a matriz ou molde pode estar a temperatura ambiente. Este processo na fabricação de peças apresenta vantagens com relação aos processos anteriores, pode-se conformar peças com fração volumétrica de fase sólida superiores a 50%.

Durante a injeção tem-se mostrado que uma alta viscosidade da pasta garante um enchimento uniforme do molde sem turbulências nem projeções do líquido, o que leva a obter peças sãs sem defeitos internos.

A matéria prima é moldada em lingotes de formato cilíndricos ou em briquetes, que são cortados nos tamanhos adequados. A figura 4.2 mostra uma injetora horizontal de magnésio (tixomolder) da DOW CHEMICAL para este processo, este difere ligeiramente das injetoras convencionais verticais.

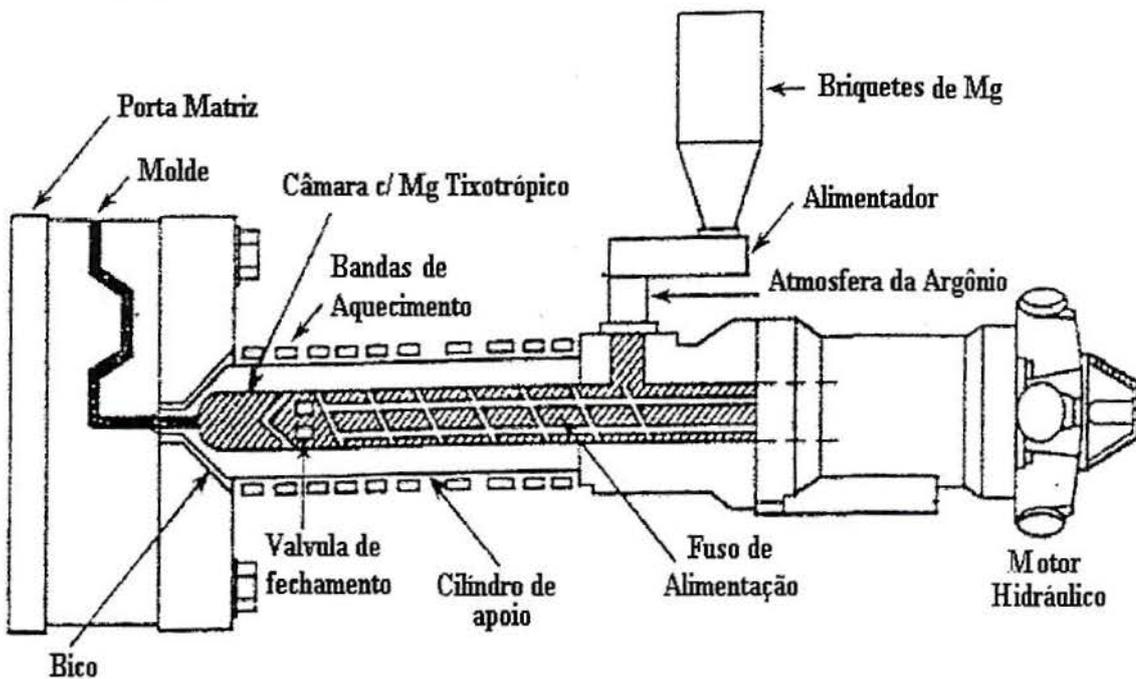


Fig.4.2.- Injeção horizontal (tixofundição)[4.2].

4.3.- Processo por forjamento.(tixoforjamento).

Este processo consiste em forjar o metal reaquecido a uma temperatura semissólida numa matriz metálica ou cerâmica, empregando uma prensa de alta velocidade.

As vantagens deste processo permitem competir com uma série de processos convencionais. A principal vantagem é o emprego de forças muito pequenas para fabricar uma peça.

A figura 4.3 mostra esquematicamente os passos deste processo: (a) fabricação de matéria prima, (b) reaquecimento até a temperatura semissólida, (c) transporte até a matriz, (d) colocação do tarugo na posição de forjamento e (e) forjamento.

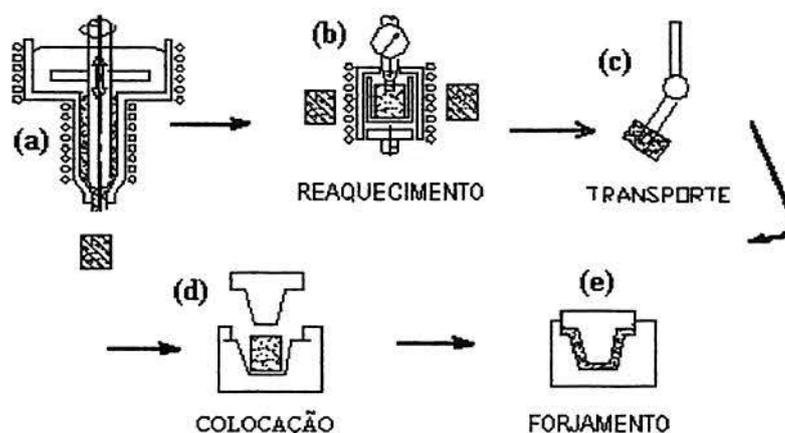


Fig.4.3.-Forjamento semissólido a partir da estrutura tixotrópica [4.3]

A figura 4.4, mostra um diagrama de duas alternativas de fabricação de peças no estado semissólido. O tixoforjamento precisa de prensas rápidas e a tixofundição emprega geralmente injetoras [4.4].

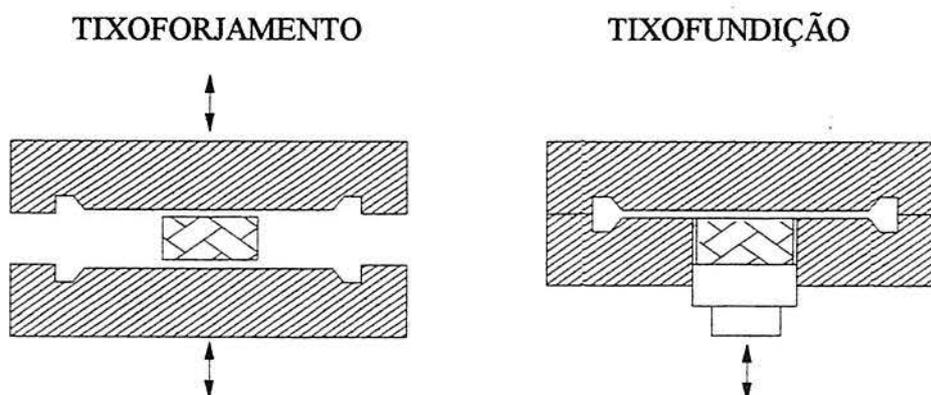


Fig.4.4.- Alternativas para a conformação no estado semissólido [4.4].

A tabela 4.1 resume algumas das características inerentes a cada alternativa na fabricação de um disco de freio. O tixoforjamento precisa de uma faixa de fração de líquidos mais estreita e velocidades de preenchimento mais elevadas. [4.4].

Tabela 4.1.- Diferença entre os processos de tixofundição e tixoforjamento.

Processos	Tixofundição	Tixoforjamento
Fração de líquido	$40\% < fl < 80\%$	$40\% < fl < 60\%$
Velocidade do Pistão	$100 \text{ mm/s} < V_p < 500 \text{ mm/s}$	$V_p > 1000 \text{ mm/s}$
Temperatura da matriz	$150 \text{ }^\circ\text{C} < T < 300 \text{ }^\circ\text{C}$	$T > 250 \text{ }^\circ\text{C}$.
Espessura mínima	$>4 \text{ mm}$.	$>6\text{mm}$

4.4.- Aplicações da Conformação Semissólida

A matéria prima com comportamento tixotrópico no estado semissólido pode ser empregada para fabricar diferentes peças, que atualmente são fabricadas por processos convencionais como fundição, forjamento, extrusão etc.

Atualmente os Estados Unidos lideram a exploração comercial da tecnologia de processamento semissólido. Pesquisadores como: Kenney M. P., Curtis J.A., Evans R.D., Farior G.M., Kyonya C.P. and Koch A.A. [4.5], foram os primeiros que trataram de aplicar este comportamento tixotrópico na fabricação de peças. Estes pesquisadores empregaram diferentes processos de conformação na fabricação de peças para o setor automobilístico.

Na década de 70, não obtiveram êxitos comerciais com este processo, a pesar do grande potencial inicial do processo. Isto foi devido à falta de matéria prima tixotrópica no mercado e as restrições no emprego de patentes pertencentes ao MIT.

Quase no mesmo tempo outros centros de pesquisas nos Estados Unidos (Virginia e Delaware)[4.6], na Europa; na Inglaterra (Sheffield)[4.7], Alemanha (Aachen) [4.8] e Japão (Tóquio) [4.9] iniciaram seus estudos sobre este processo.

As mudanças conjunturais que já se iniciaram no mundo todo tem mudado radicalmente os conceitos referentes ao uso das patentes. Os inovativos processos para a fabricação da matéria prima tixotrópica e as maquinas desenvolvidas para tirar o máximo proveito das características reológicas das pastas tem contribuído para o avanço deste processo nos últimos anos.

Na Alemanha estuda-se o processo de tixoforjamento e tixofundição empregando ligas de alumínio para a fabricação de peças automotivas e aeronáuticas. Algumas destas ligas são empregadas com inserção de partículas ou fibras cerâmicas, na atualidade estão também conformando aços inoxidáveis. Pesquisadores como Kopp, Breme, Hirt, Witulski, Cremer, Winkelmann e Tietmann [4.10][4.11], fazem avaliações sobre a viabilidade econômica. Todos seus esforços estão fixados em fabricar peças com baixo custo e excelente qualidade. Com os equipamentos que possuem fabricam peças de formatos complexos e de tamanhos maiores.

No Brasil, realizam-se estudos na tentativa de dominar esta tecnologia. Tem-se notícias de trabalhos sobre a fabricação da pasta tixotrópica que estão sendo realizados na Universidade Federal da Paraíba [4.12] e na Universidade Estadual de Campinas [4.13]. Na Universidade Federal de São Carlos trabalhos com ligas de alumínio se estão iniciando [4.14].

Alumax Inc, a terceira maior produtora de alumínio nos Estados Unidos, iniciou a construção de uma segunda planta de componentes automotivos empregando o forjamento semissólido, em Bentonville (Arkansas). A primeira planta localizada em Jackson (Tennessee), esta iniciando sua produção, eles pretendem produzir 30 milhões de peças ao ano. Com isto a Alumax confirma seu liderança no desenvolvimento desta tecnologia e prevê que em menos de 15 anos ampliará sua gama de produtos e tamanho de peças para outros setores industriais [4.15].

Suas vantagens frente aos outros processos é, especialmente importante para a indústria automobilística. Com bons resultados empresas automotivas japonesas e americanas como a FORD, TOYOTA, GM, CHRYSLER, NISSAN, MITSUBISHY, etc.; estão empregando ligas a base de alumínio e magnésio, para a fabricação de diferentes peças [4.16]. A empresa italiana

Magneti Marelli iniciou sua produção em 1993, fabricando o distribuidor de combustível da Lancia Nuova e da Fiat para seus modelos Palio, Tipo, Tempra e Coupe [4.17].

Com a finalidade de diminuir o consumo de petróleo dos automóveis do futuro, estas empresas predizem que para o ano 2000 mais de 300 kg de ligas leves serão empregadas apropriadamente nos veículos de uso particular (Fig.4.5). Reduzindo-se o peso em 25 %, que pouparia ao ano 183 milhões de barris de petróleo e reduziria a emissão de monóxido de carbono (CO) em 65 milhões de toneladas na atmosfera terrestre [4.18].

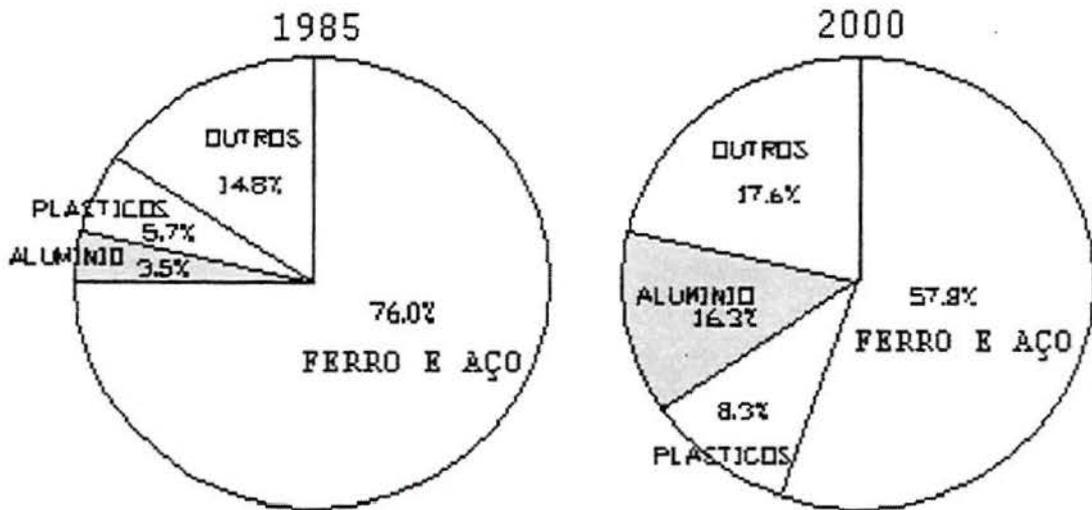


Fig.4.5.- Comparação dos materiais que foram empregados em automóveis nos anos 1985 e previsão para o ano 2000 [4.18]

Somente nesta indústria o potencial de mercado é enorme, na atualidade já são produzidas rodas, carcaças de caixa de câmbio, cilindros de freio, pistões, bielas, tampas de motor, carburadores, conectores etc. Na figura 4.6 observa-se algumas das peças que atualmente são fabricadas por esta tecnologia, podemos observar a complexidade do cilindro mestre de freio e a resistência de uma barra de suspensão da direção, fabricada pela AMAX. [4.19].

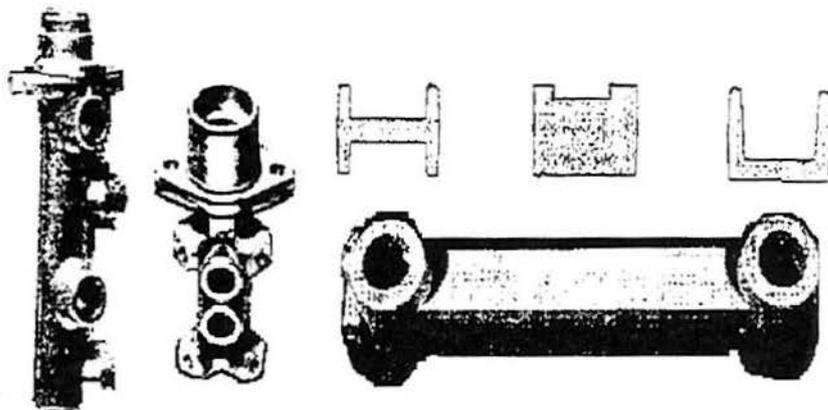


Fig.4.6.- Cilindro de freio e barra de suspensão fabricada pela AMAX Inc.[4.19]

A Figura 4.7 mostra o trem de aterrissagem e o disco de freio produzidos pela EFU, o disco de freio possui partículas duras (MMC) [4.20].

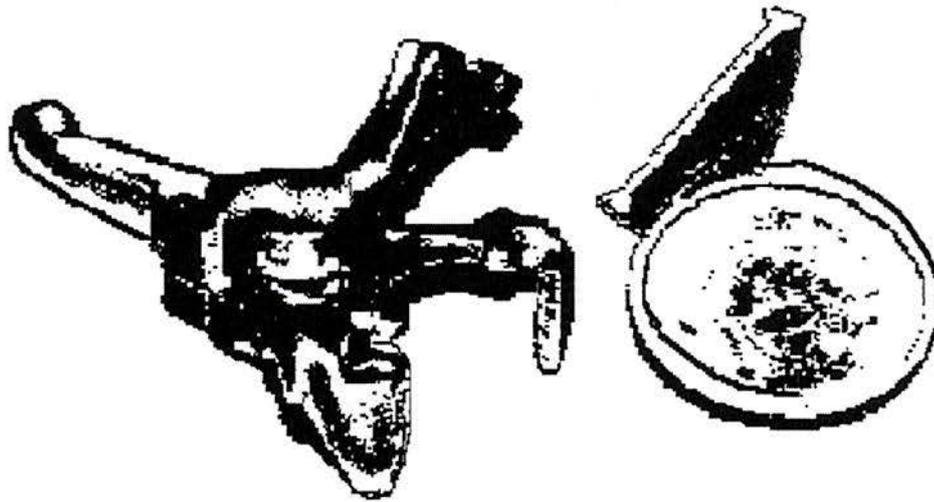


Fig.4.7.- Trem de aterrissagem e disco de freio produzidas pela EFU [4.20].

Além das empresas automotivas anteriormente citadas, existem também corporações como THIXOMAT Inc., AMPTECH Corp., DOW CHEMICAL Co., AMAX Inc. BUHLER S.A. etc. que comercializam esta tecnologia, fabricando equipamentos e assessorando empresas no emprego desta tecnologia. Recentemente a AMAX Inc. e a Mitsui & Company do Japão assinaram um acordo para a transferência desta tecnologia e dominar o mercado Japonês e europeu. Outra empresa Japonesa a Nippon Light Metal Company encontra-se pronta para assinar este acordo [4.21, 4.22].

O metal mais empregado é o alumínio pelas características físicas e mecânicas que este metal possui. Entretanto este processo pode ser empregado no cobre e suas ligas (bronzes e latões) metais utilizados na indústria elétrica. Trabalhos realizados por Siegert and Baur [4.23] descrevem a potencialidade do processo especificamente em conectores elétricos. As ligas de zinco como o Zamac 2 ou Zamac 5 estão alcançando uma elevada produção [4.24]. Com menor impacto, por terem emprego limitado ligas de titânio [4.25], ferro fundido [4.26] e superligas a base de cobalto e níquel [4.27] estão sendo também fabricados por conformação semissólida.

5.- CARACTERÍSTICAS TÉCNICAS DO FORJAMENTO SEMISSÓLIDO

5.1.-Características do processo

A característica principal deste processo é a ocorrência da deformação no estado semissólido. Este fato possibilita o emprego de prensas de pequena capacidade. O metal nesta situação possui baixa resistência à deformação. Geralmente as velocidades de forjamento devem ser elevadas o que eleva a produtividade. O processo possibilita ainda a fabricação de peças sem que seja necessário a usinagem posterior (near net-shape).

Este processo mostrou-se adequado para a fabricação de componentes mecânicos que necessitam de materiais com elevado ponto de fusão, tais como aços ferramentas e aços inoxidáveis. Também pode-se forjar ligas de pós metálicos e compósitos [5.1].

A geratriz deve ter uma estrutura isenta de dendritas, o material fica com o comportamento tixotrópico que no estado semissólido e sob pequenas tensões de cisalhamento, escoam como se fosse um líquido de elevada viscosidade preenchendo matrizes com cavidades complexas e finos detalhes [5.2]. O forjamento semissólido depende fortemente da microestrutura, da temperatura e da velocidade de deformação.

Para obtenção de peças sem defeitos, com uma microestrutura fina e elevada resistência mecânica deve-se seguir os seguintes estágios:

Estágio 1.- O aquecimento da geratriz até a temperatura semissólida deve ser exata e homogênea. Empregando preferencialmente um aquecedor indutivo.

Estágio 2.- A colocação da geratriz na matriz deve ser rápida e bem centrada, para evitar a perda de calor por condução e convecção.

Estágio 3.- A velocidade de deformação média no forjamento semissólido deve ser superior a gradiente de temperatura, para evitar a solidificação.

Estágio 4.- Extração da peça forjada e totalmente solidificada deve ser realizada rapidamente para evitar o aquecimento da matriz, e logo resfriada em água.

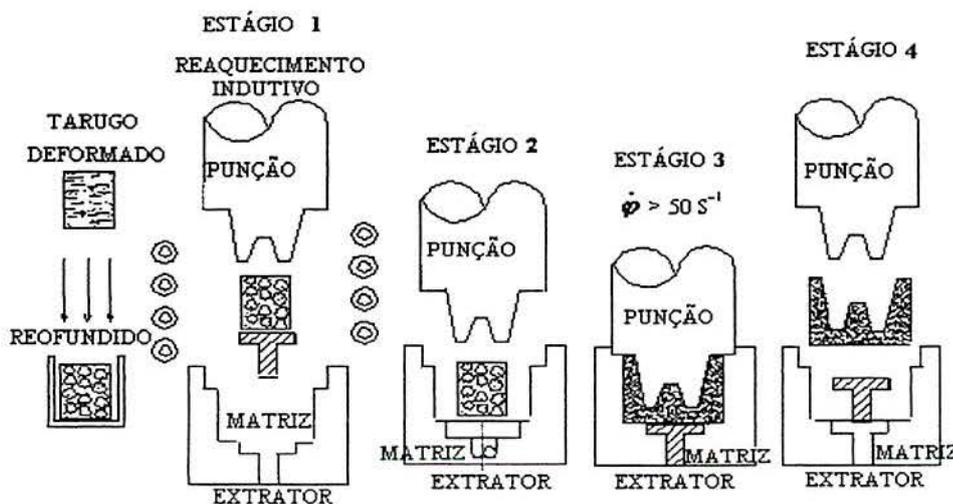


Fig. 5.1.- Esquema da fabricação de uma peça por tixoforjamento em quatro estágios [5.1].

5.2.-Vantagens e desvantagens do processo.

Esta tecnologia oferece uma série de vantagens frente aos processos convencionais.

5.2.1.- Vantagens em relação ao processo de fundição

a) Menor consumo de energia. O forjamento semissólido requer menos do 65% da energia empregada para esquentar um tarugo que a fundição. Isto se deve ao emprego de temperaturas mais baixas [5.3];

b) Menos perdas de matéria prima. Este processo não necessita de alimentadores para evitar o rechupe ou as contrações volumétricas;

c) Excelente acabamento superficial, vai depender do acabamento da matriz. As peças fundidas possuem uma superfície rugosa pelo contato com areia;

d) A Microestrutura obtida com o forjamento semissólido apresenta grão fino, homogêneo e isotrópico. As peças fundidas tem uma microestrutura dendrítica que diminui as características mecânicas;

e) As peças obtidas possuem um excelente controle dimensional. As contrações volumétricas da fração líquida são menores;

f) Diminuição das porosidades, descontinuidades ou outros defeitos típicos da fundição. O escoamento da pasta no estado semissólido é como um líquido de alta viscosidade, apresentando uma frente de escoamento planar. Este tipo de escoamento evita a absorção de gases que ocorrem nos escoamentos turbulentos dos processos de fundição [5.4];

g) As propriedades mecânicas são superiores as fundidas, por apresentar uma estrutura fina e homogênea;

h) As temperaturas baixas empregadas no processo de forjamento semissólido, permitem obter um ambiente de trabalho mais salubre, sem poluição da atmosfera. Isto esta relacionado ao fato que o metal não chegar a fundir totalmente.

5.2.2.- Vantagens em relação ao processo de forjamento

a) Requer menos de 0,10% da força empregada no forjamento para forjar uma peça de simetria axial [5.5];

b) O forjamento semissólido precisa de um menor número operações para forjar uma peça em relação ao forjamento convencional [5.6];

c) O tixoforjamento pode ser empregado para diversos metais ou ligas, o forjamento convencional só pode ser utilizado em metais que permitam deformações. O ferro fundido não pode ser forjado convencionalmente assim como ligas de Al-Si eutéticas [5.7];

d) As peças forjadas convencionalmente apresentam uma fibra que indica o fluxo do metal. Esta fibra é muito dura e difícil de ser destruída por um simples tratamento térmico. Para passos posteriores esta fibra evita o escoamento. O forjamento semissólido possui uma microestrutura Isotrópica [5.8];

e) O forjamento semissólido pode ser inserido facilmente num processo contínuo e automatizado. Este fato eleva a produção, e como consequência, a produtividade;

f) Este processo permite forjar peças de formato complexo. O metal no estado semissólido com estrutura globular escoo pela cavidade da matriz, sob pressões baixas que possibilitam o total preenchimento de paredes finas ou formas complexas [5.9].

5.2.3.- Desvantagens do tixoforjamento

a) A preparação especial da matéria prima eleva o custo e faz que as fontes de fornecimento sejam limitadas. Este inconveniente está sendo atualmente superado pelos diferentes processos de fabricação da matéria prima que estão sendo desenvolvidos[5.10];

b) O controle estreito dos parâmetros como a velocidade e em especial a temperatura, devem ser feitos com equipamentos bem aferidos. Um grau centígrado poder ser importante para o escoamento do metal. Para determinar a temperatura de forjamento adequada, deve ser empregado o análise térmica diferencial [5.11];

c) O pessoal deve ser altamente qualificado para realizar este processo, devido aos estreitos parâmetros que este precisa [5.12].

d) Propriedades relacionadas com a resistência mecânica em ensaios dinâmicos devem ainda ser analisados com maior profundidade.

5.3.- Parâmetros que influem no forjamento semissólido

O forjamento no estado semissólido é influenciado por vários fatores tais como:

5.3.1.- Influência da matéria prima da geratriz

A matéria prima fabricada pelos processos descritos no capítulo 3, mostraram a destruição total de sua fase primária dendrítica. A nova estrutura globular deve possuir um escoamento não newtoniano e tixotrópico. O escoamento newtoniano pode ser observado na água e nos gases, a viscosidade permanece constante quando a taxa de deformação varia. Nos fluidos não newtonianos esta relação não é constante. Estes comportamentos foram discutidos no capítulo 2.

Desde os estudos iniciais realizados por Spencer [5.13], foi mostrado que a matéria prima ideal para os processos de tixoconformação deve ser globular, com grãos finos e de tamanhos homogêneos. Este tipo de estrutura durante a conformação semissólida permite um escoamento planar sem turbulências. O escoamento planar evita absorção de gases, a inclusão de óxidos no interior da peça e a segregação de fase líquida, somado ao fato que a contração volumétrica diminui pela presença menor de fase líquida.

A matéria prima deve ser avaliada por meio de análises metalográfica qualitativa, onde se observa o tamanho de grão e o fator de forma dos grãos (morfologia).

5.3.2.- Influência dos elementos de liga na liga AA7075

As ligas de alumínio pertencentes a série 7XXX possuem a maiores resistências mecânica a temperatura ambiente de todas as ligas de alumínio. Estas ligas foram sujeitas a

extensas pesquisas por muitos anos. No início, suas excelentes características mecânicas possuíam muita pouca resistência à corrosão sob tensão. Em 1943 adicionou-se cromo, que provocou uma melhora na resistência à corrosão sob tensão das ligas 7075 e 7076 [5.14].

Na liga de alumínio AA7075, as adições de Zn, Cu e Mg provocam uma alteração na linha de Sólidos. As fases em equilíbrio que freqüentemente se formam nesta liga são chamadas de: $MgZn_2$ fase M, $Mg_3Zn_3Al_2$ fase T e Mg_5Al_3 fase B.

Quando o teor de Cu é mais elevado que o Mg a fase M varia de $MgZn_2$ para $CuMgAl$, a fase T fica $CuMg_4Al_6$, aparecendo uma outra fase S ($CuMgAl_2$) com curta faixa de composição [5.15].

O aparecimento destas fases obedece a reações complexas que dependem da composição química, da temperatura e do tempo dos tratamentos. O microconstituente eutético ternário é o mais importante para este processo, este determina a faixa da fase sólido-líquido. Estas fases modificam as características mecânicas e a resistência a corrosão das peças fabricadas. Também podem, posteriormente, serem tratadas termicamente para empregos particulares.

Os aspectos básicos da solidificação são mostrados pelo diagrama de equilíbrio, que indicam o estado físico de um metal ou liga de acordo com a temperatura e a composição química.

A liga AA7075 apresenta um grande intervalo na zona sólido-líquido. Quando a temperatura aumenta abaixo da linha sólidos, se inicia a fusão do constituinte eutético que encontra-se nos limites do grão. A figura 5.2 mostra esquematicamente o início da fusão do eutético nos contornos de grão. A figura 5.3 mostra em detalhe o fenômeno de início da fusão [5.16].

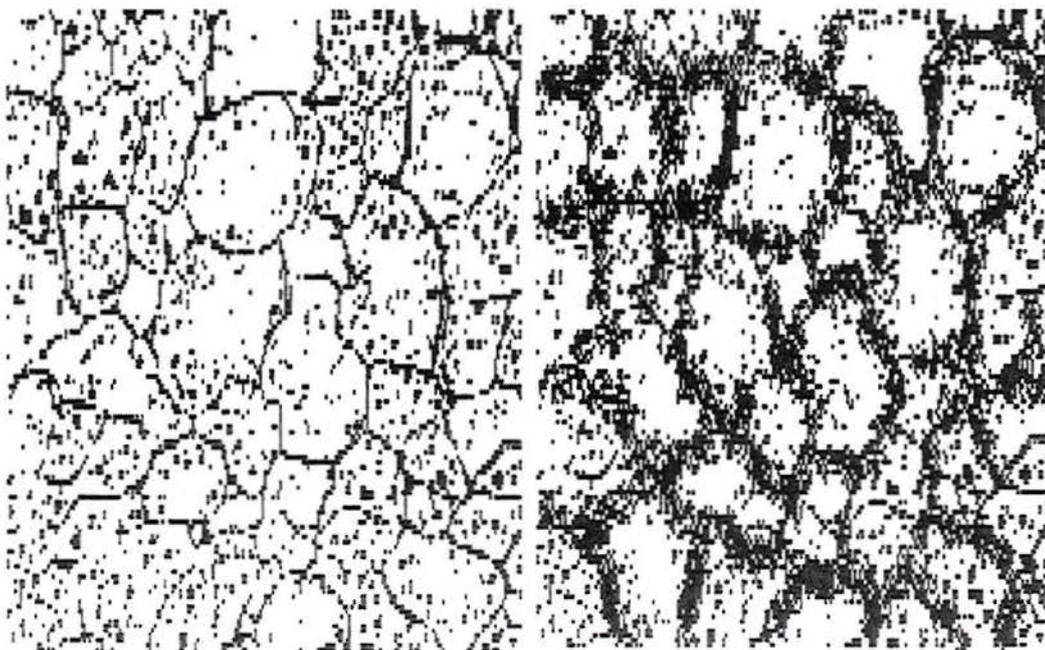


Fig.5.2.- Esquema do início da fusão nos contornos de grão [5.16].

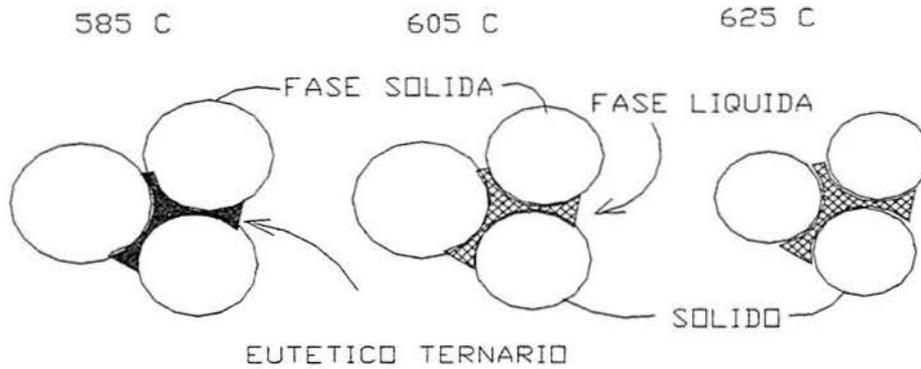


Fig. 5.3.- Início da fusão do constituinte eutético intergranular [5.16].

A figura 5.4 mostra a isoterma ternária da liga AA7075 no 600 °C. No círculo do desenho podemos observar a linha que une os dois eutéticos. Esta projeção se emprega para determinar a linha de sólidos ou líquidos das fases presentes dos três elementos. Este sistema possui uma reação eutética ternária.

A figura 5.5 mostra os sistemas binários eutéticos da liga Al-Zn e Al-Mg. A linha determina a composição química de cada elemento [5.17].

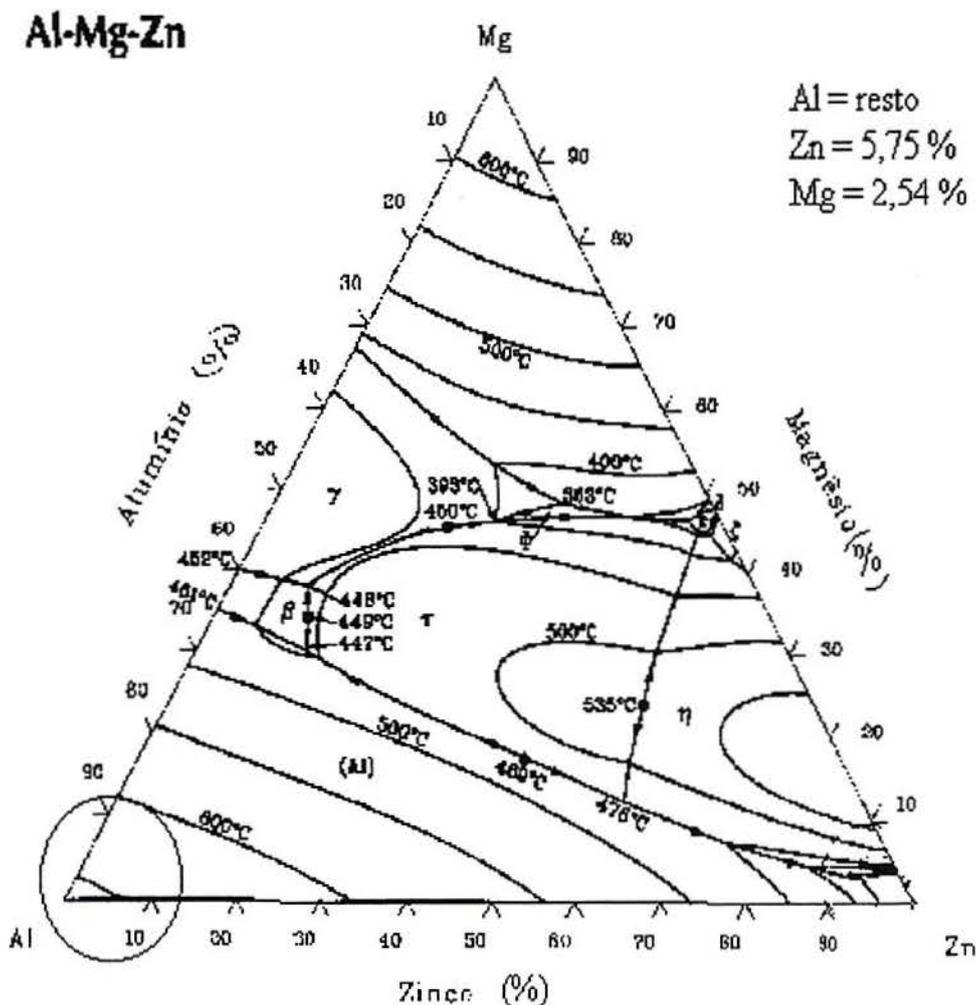


Fig.5.4.- Representação esquemática do diagrama de fases ternário Al-Zn-Mg a 600 °C [5.17].

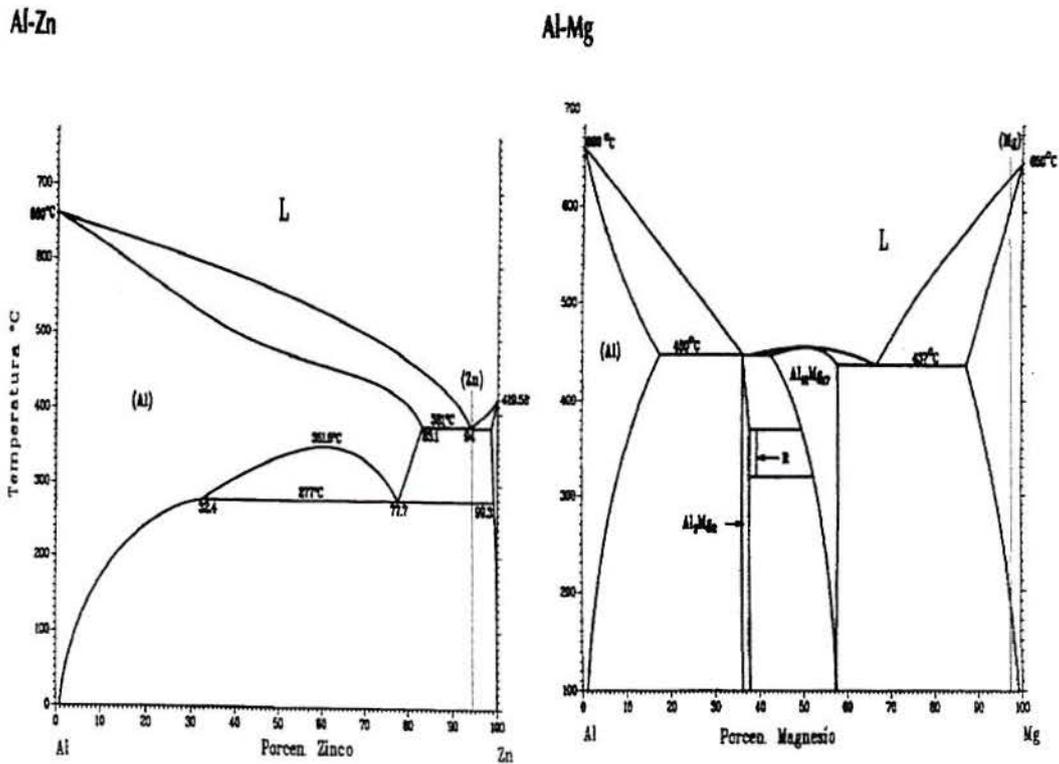


Fig.5.5.- Diagramas eutéticos binários do alumínio com seus principais elementos [5.17].

5.3.3.-Influência dos sistemas de aquecimento

O aquecimento da geratriz (matéria prima) deve ser o mais rápido e homogêneo possível [5.18], e de fácil controle de temperatura. Para isso foram empregados dois sistemas de aquecimento:

5.3.3.1.- Sistema de aquecimento resistivo.

Os fornos elétricos resistivos se constituem no mais comuns dos equipamentos eletrotérmicos. Sua aplicação é muito ampla e seu uso remonta ao início do século.

O princípio de aquecimento deste tipo de forno se baseia na lei de JOULE que afirma:

“Todo material condutor de eletricidade percorrido por uma corrente elétrica se aquece, produzindo calor”. A potência elétrica transformada em calor é expressa pela Lei de OHM:

$$P = V.I \dots\dots\dots(5.1)$$

Onde:

- P = potência (W)
- V = tensão elétrica (V)
- I = intensidade elétrica (A)

Nos fornos resistivos o calor é gerado a partir da energia dissipada em resistências elétricas, o calor produzido pelos resistores é transmitido para a geratriz e para as paredes do forno.

A transmissão do calor ocorre de três maneiras: por condução, por radiação e por convecção. Na prática, a transferência de calor ocorre simultaneamente por radiação e convecção, sendo que a radiação representa sempre a parcela mais importante [5.19].

O controle da temperatura da geratriz é muito importante para este processo. Este tipo de forno não é muito adequado para controlar a temperatura. A inércia destes equipamentos é muito grande ficando difícil seu controle. Este forno pode ser empregado adicionando um controle tiristorizado de potência, ainda assim o aquecimento deve ser lento para evitar a fusão da superfície antes do centro.

5.3.3.2.- Sistema de aquecimento indutivo

O desenvolvimento tecnológico possibilitou a construção deste tipo de forno. Possui as vantagens do forno resistivo, superando-o na potência de aquecimento. Ele pode aquecer um material em poucos segundos de maneira homogênea, o que vai depender da massa e da liga.

O princípio de aquecimento por indução está baseado no efeito JOULE. Todo material condutor ao ser percorrido por corrente elétrica se aquece. Um corpo condutor colocado no campo magnético também se aquece porque atravessam correntes induzidas. A este fenômeno chama-se de aquecimento por INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA. A figura 5.6, mostra esquematicamente o campo magnético gerado pela circulação de corrente em um condutor e, este condutor em forma de bobina gera um campo magnético variável quando é aplicada uma tensão alternada em seus bornes.

A bobina constitui o circuito primário ou indutor, e o corpo a ser aquecido colocado em seu interior, o circuito secundário, ou induzido. Este formará um curto circuito com elevadas correntes, as quais irão aquecer o metal pelo efeito JOULE.

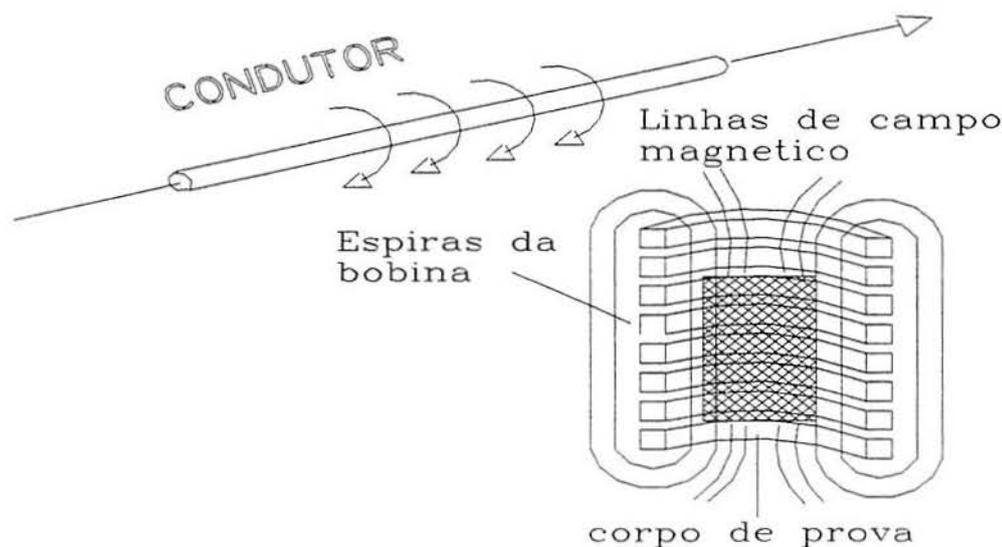


Fig.5.6.- Sistema indutivo gerando o campo magnético[5.20].

Para se poder avaliar o desenvolvimento da temperatura em um material, é importante saber como é distribuída a densidade de corrente (J) e a densidades de fontes de calor (w).

A densidade de corrente J_x cai exponencialmente do diâmetro até o centro e é conhecido que a densidade de corrente se concentra próxima ou mesmo na própria superfície. (Fig.5.7). A profundidade de penetração (δ) da densidade de corrente vai depende diretamente da frequência da corrente e das características magnéticas do material a ser aquecida.

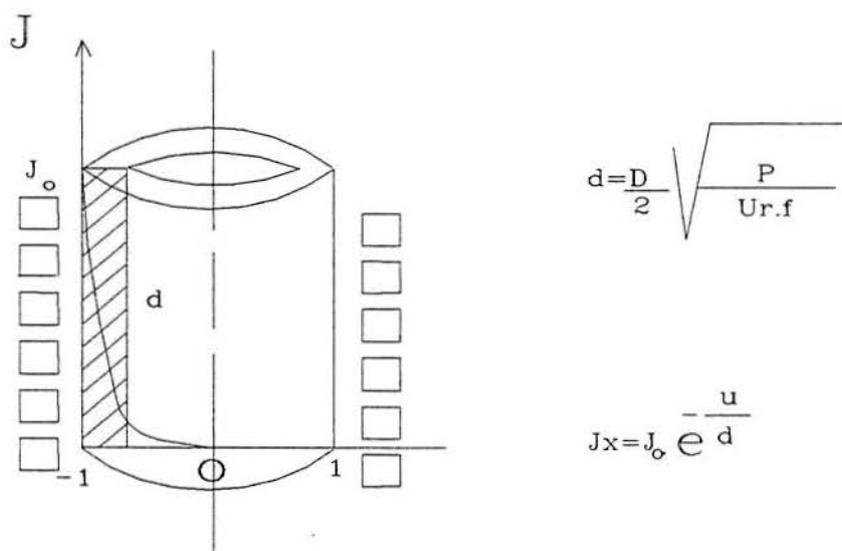


Fig.5.7.- Variação da densidade de corrente da superfície ao núcleo [5.21]

O aumento da frequência da corrente no indutor, aumenta o tempo de aquecimento (Fig.5.7), isto é, aumenta-se o tempo necessário para se alcançar uma temperatura média desejada entre a superfície e o núcleo do tarugo. O calor criado na superfície do tarugo tem que atingir o núcleo deste por condução térmica. As perdas térmicas do indutor compreendem as perdas por irradiação da superfície do tarugo e as perdas por convecção.

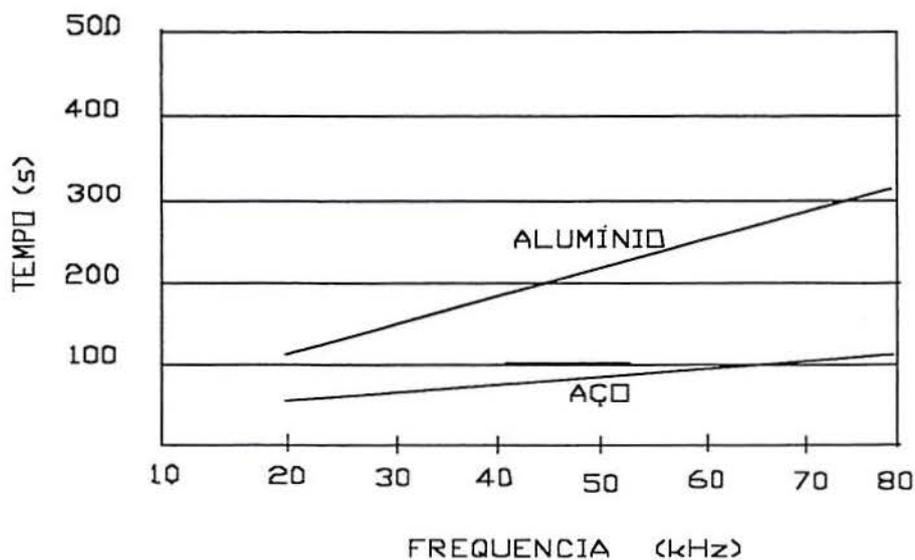


Fig.5.8.-O aumento da frequência incrementa o tempo de alcançar a temperatura média [5.22].

No aquecimento indutivo, existe uma relação adequada entre o diâmetro do indutor e o diâmetro do tarugo a ser aquecido, isso faz que se tenha um ponto ideal de consumo de energia. Considerando um tarugo com diâmetro diferente do diâmetro ideal, o consumo específico de energia aumenta. No caso de um tarugo de menor diâmetro a dispersão do fluxo magnético é maior, o que dificulta um rápido aquecimento, por consequência, gera-se um aumento o consumo de energia.

Este tipo de aquecimento é o mais recomendado para este processo. Permite aquecer a geratriz de maneira homogênea e rápida.

5.3.4.-Influência da velocidade de fechamento da matriz.

Este parâmetro é importante para evitar peças com trincas ou com falta de preenchimento. O forjamento da peça deve ser feito rapidamente à determinada temperatura que possibilita a formação de um eutético ($f_s = 0,5$).

Quando a geratriz aquecida entra em contato com a matriz mais fria, perde calor por condução rapidamente quando é forjada. Quando o contato é mais estreito a perda de calor é mais severa. Nas zonas finas ou mais longas a solidificação ocorre sem deixar escoar o metal.

Para evitar esta perda de calor a matriz deve estar a uma temperatura próxima da peça e seu fechamento deve ser rápido. Velocidades de deformação médias superiores a 30 s^{-1} , são aconselhadas. Estas devem ser superiores a seu gradiente térmico. [5.23].

Equipamentos empregando prensas pneumáticas ou similares são adequadas pelas elevadas velocidades que estas desenvolvem.

5.3.5.-Influência do gradiente térmico entre a peça e a matriz.

Para obter peças com microestrutura muito fina e, conseqüentemente, com propriedades mecânicas elevadas, o gradiente térmico deve ser baixo. O grande problema é a solidificação prematura da peça, a possível formação de trincas nas partes finas e a formação das juntas frias. Gradientes térmicos menores provocam pontos quentes, vazios de contração e soldagem entre a peça e a matriz. Este gradiente deve ser obtido com ensaios práticos que devem levar em conta o volume e o formato da peça, a liga e a condutividade térmica da liga. Para o alumínio normalmente se emprega de 200 a 300 °C de diferença de temperatura entre a peça e a matriz [5.24].

5.3.6.-Influência da fração volumétrica de sólidos da matéria prima.

Este parâmetro vai depender do intervalo entre as temperaturas Líquidus e Sólidus. A temperatura ótima deve ser encontrada praticamente mediante vários ensaios de análises térmicas (DTA). Para o alumínio e suas ligas, a fração de sólidos deve oscilar entre 40% e 60% aproximadamente, com temperaturas que vão de 580 °C à 670 °C [5.25]. A figura 5.9 é possível observar as curvas com suas respectivas porcentagens de sólidos, a partir de ensaios de análise térmica e por diversos autores para a liga de alumínio AA7075 [5.26]. Existem diferenças muito acentuadas entre estas, por isto é obrigado a realizar sempre de ensaios práticos.

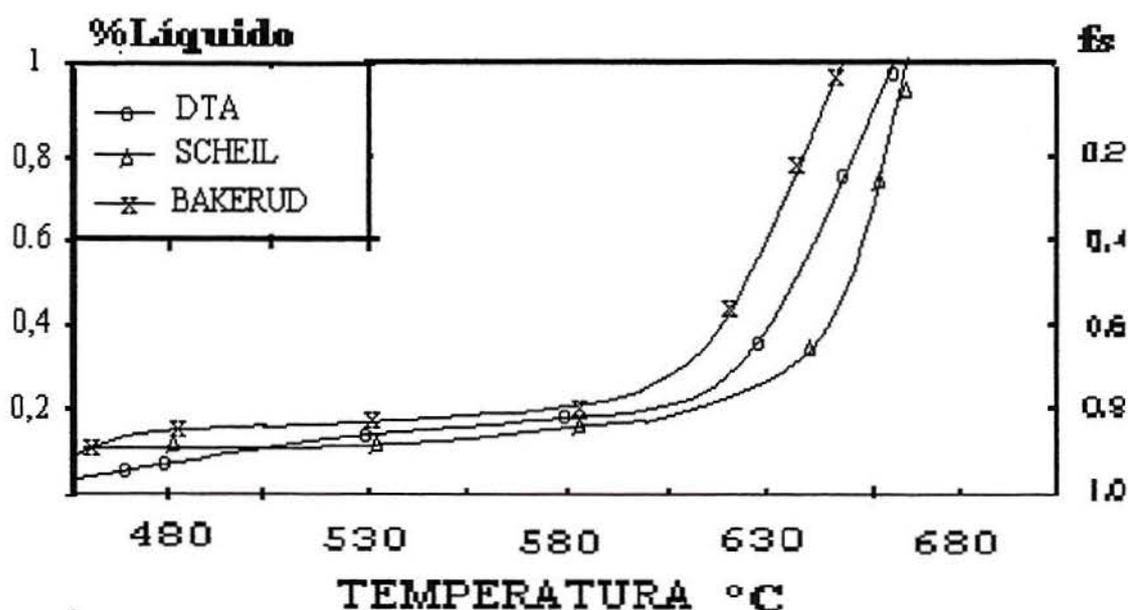


Fig.5.9.- Curvas de análise térmica para liga AA7075 com diferentes frações de sólido [5.26].

5.3.7.-Influência dos níveis de pressão

A eliminação dos vazios de contração volumétrica ou porosidades vão depender das pressões de forjamento no momento da solidificação total [5.27]. As pressões de conformação devem ser superiores a 30 MPa para peças de formas simples e simétricas. Para peças de formas complexas deve-se empregar pressões até 150 Mpa [5.28]. Pressões elevadas diminuem a vida útil da matriz.

5.3.8.-Influência do material para matriz de forjamento.

A matriz, assim como o punção e o extrator, devem ser fabricados com ligas que suportem temperaturas elevadas, relativas às zonas de trabalho das ligas a serem forjadas. As ligas de alumínio trabalham na faixa de 550 a 650 °C, sendo adequado o emprego de aços que pertencem a série H, especificamente o aço AISI H-13. Para ligas de cobre deve-se empregar o aço H-21 [5.29]. Os aços da série H, possuem elevada resistência ao vermelho e a fadiga térmica. Sua influência no aspecto econômico e nas características mecânicas das peças, é pouca. Para metais ferrosos de elevado ponto de fusão são adequadas matrizes de cerâmicas ou de grafite [5.30]. O polimento das matrizes é aconselhado para facilitar o escoamento do metal na cavidade da matriz, a ejeção depois da forja e melhorar o acabamento superficial da peça.

6.- PROJETO E MONTAGEM DOS EQUIPAMENTOS EMPREGADOS

6.1.- Montagem experimental

Para poder forjar uma peça no estado semissólido é necessário ter uma prensa com velocidade suficientemente alta para permitir o escoamento do material dentro da matriz sem perda da temperatura. A perda de temperatura da peça para a matriz por condução, ocasionaria uma indesejável solidificação prematura. Com estes requisitos foi projetado e construído um equipamento para forjar uma peça. Montou-se uma estrutura metálica adaptada com um pistão pneumático com velocidade máxima do pistão de 2500 mm/s com capacidade de atingir forças de até 13000 N.

Para a aquisição de dados experimentais empregou-se um computador munido de uma placa de aquisição de 100 KHz EAGLE [6.1] com 16 canais. O programa utilizado para o processamento dos dados foi o DIAdem® [6.2]. A figura 6.1 mostra, esquematicamente, a estrutura experimental empregada. Podemos notar aqui os sistemas de medição.

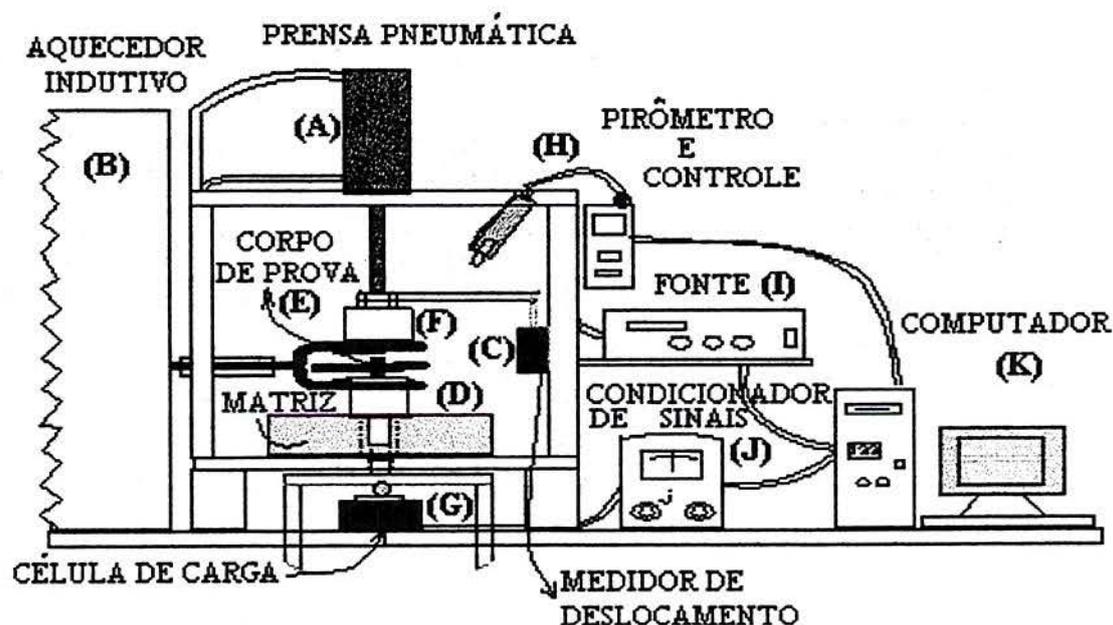


Fig.6.1.- Esquema geral dos equipamentos empregados neste processo.

- A.- Prensa Pneumática (**DOVER**);
- B.- Forno de indução estático de alta frequência de 15 Kw e 200 kHz com uma espira de cobre de 70 mm de diâmetro. (**INDUCTOHEAT**);
- C.- Medidor de deslocamento resistivo(**GEFRAN SENSORI**);
- D.- Matriz e extrator de aço AISI **H13** (temperado e revenido);
- E.- Corpo de prova ;
- F.- Punção superior de aço AISI **H13**;
- G.-Célula de carga de 10 kN da UFRGS-CT;
- H.- Pirômetro ótico (**RAYTEK**) e seu controle de temperatura;
- I.- Fonte de tensão regulável tiristorizado para aquecer a matriz;
- J.- Ponte amplificadora da UFRGS-CT;
- K .-Computador **AMD K5** com placa de aquisição (**EAGLE**).

- a) Matriz inferior com os cartuchos de aquecimento conectados a um potenciômetro tiristorizado, para manter a temperatura homogênea;
- b) Punção superior. Possui uma barra que ativa o medidor de deslocamento;
- c) Extrator;
- d) Medidor de deslocamento resistivo. Este dispositivo esta conectado a uma placa de aquisição de dados num computador que registra a curva mediante o programa DIAdem;
- e) Célula de carga de 10 kN, conectada a uma ponte, um filtro para diminuir o ruído e a uma placa de aquisição de dados;
- f) Termopar tipo K, para medir a temperatura da matriz;
- g) Pirômetro ótico (RAYTEK), para controle da temperatura da geratriz;
- h) Indutor de cobre;
- i) Mola de aço (permite o retorno do extrator);
- j) Macaco hidráulico, para extração da peça;

A figura 6.4 mostra a montagem do ferramental do forjamento que consiste em: matriz inferior, punção, extrator, sistema de aquecimento e termopares.

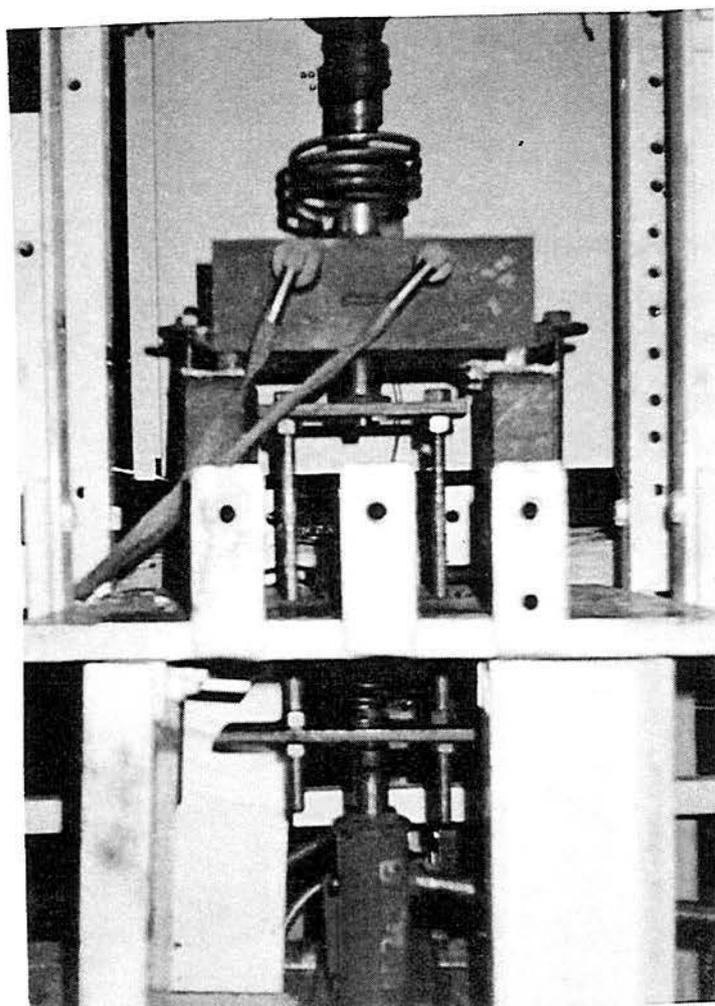


Fig.6.4.- Vista do ferramental de forjamento semissólido.

6.2.- Sistema de aquisição de dados.

Para poder medir os parâmetros como força, deslocamento e temperatura, foram empregados sensores conectados na placa de aquisição dados como é apresentado esquematicamente na figura 6.5.

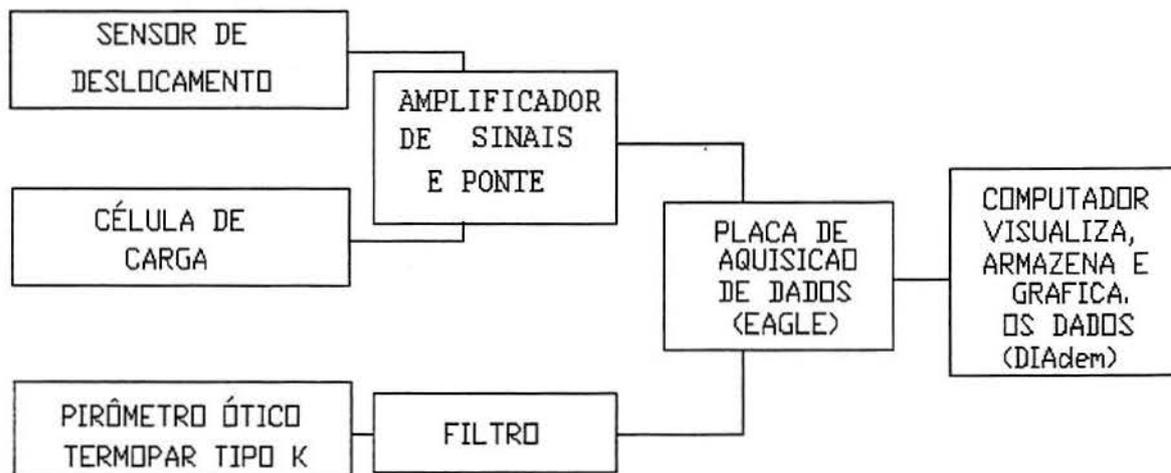


Fig.6.5.-Diagrama do processo de aquisição de dados

6.2.1.- Medição do deslocamento

Para medir o deslocamento foi empregado um potenciômetro resistivo (dispositivo de resistência variável) de 5Ω . O sensor varia sua resistência com o deslocamento da haste (componente "d" da figura 6.3)

A figura 6.6 mostra o circuito elétrico do sensor de deslocamento.

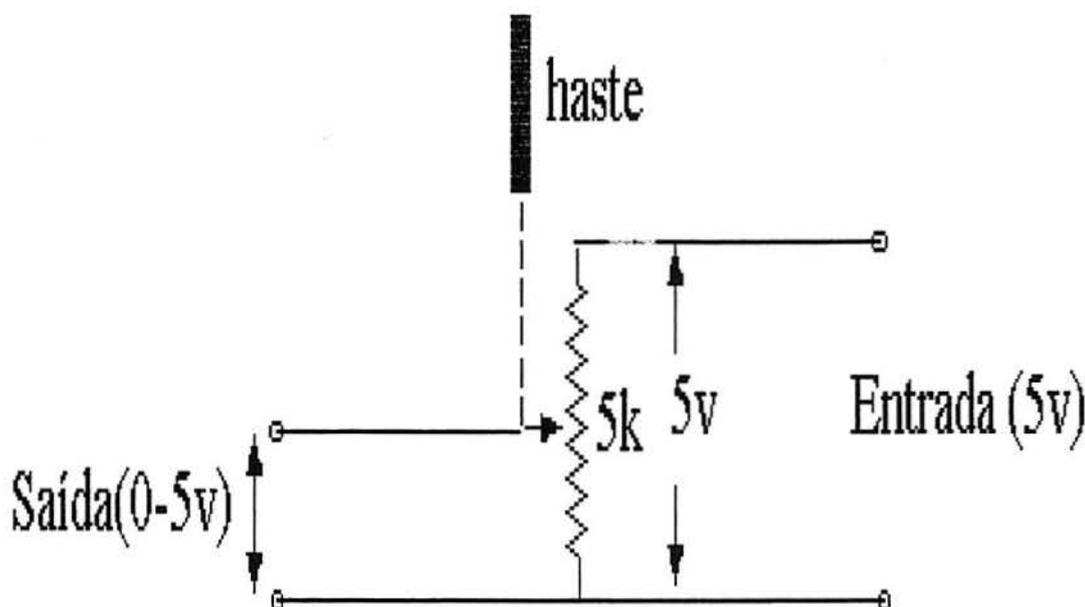


Fig.6.6.- Circuito elétrico do sensor de deslocamento.

6.2.2.- Medição da força

O sensor da força consiste de uma célula de carga tipo membrana com capacidade de 10 kN. A medição é realizada por sensores resistivos (strain-gage). Existem quatro “strain gages” colados na membrana de aço, sendo que, há um sensor em cada braço da ponte formando uma ponte completa.

Na figura 6.7 mostra-se o diagrama elétrico do sensor de força.

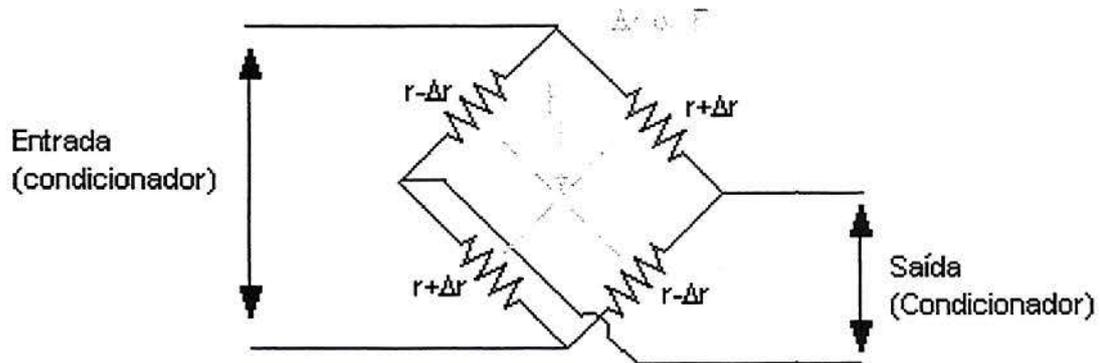


Fig.6.7.- Diagrama elétrico do sensor de força (ponte completa).

A figura 6.8 mostra a força adquirida diretamente da célula de carga e a força filtrada empregando os filtros fornecido pelo mesmo programa.

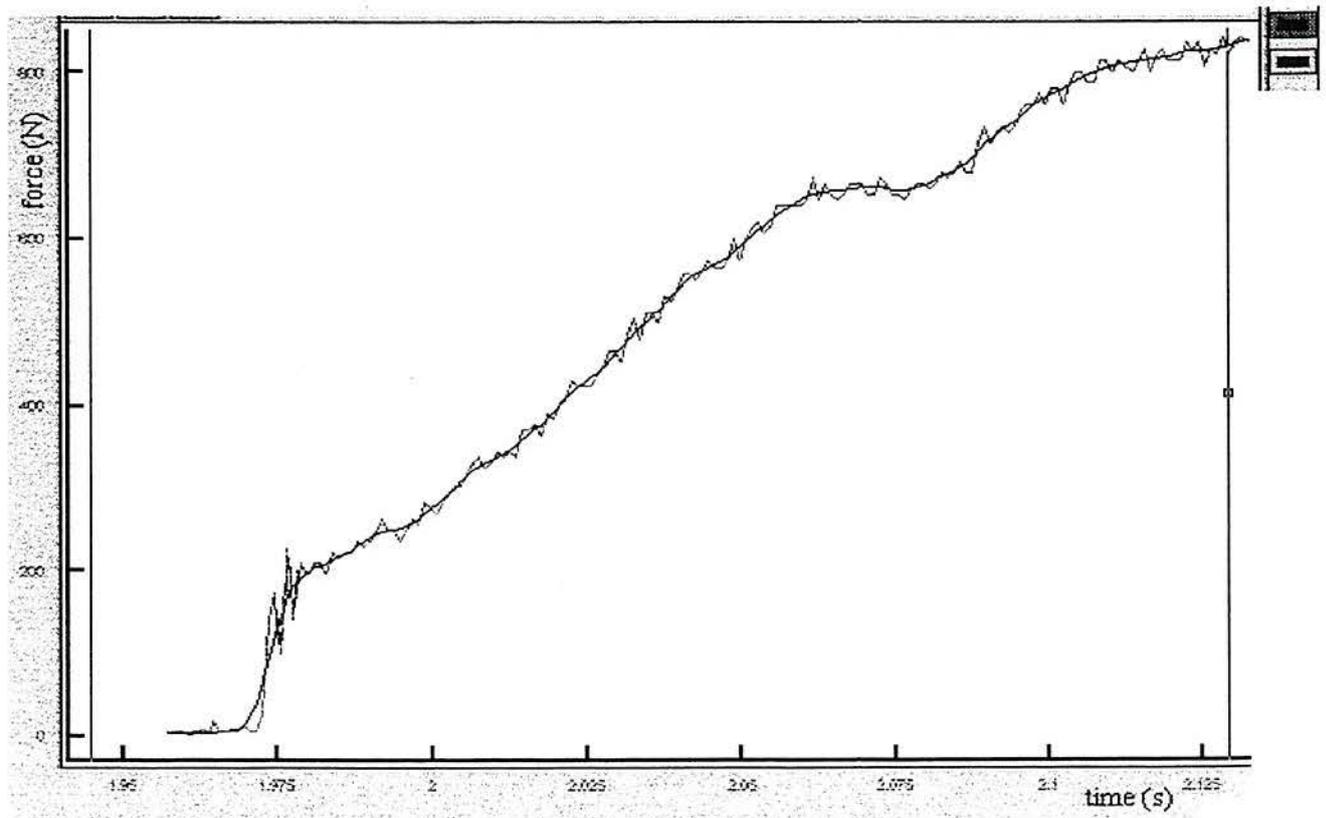


Fig 6.8.- Curva dos dados adquiridos com e sem filtragem.

6.2.3.- Medição da temperatura

A medição da temperatura dos corpos de prova foi realizada por um pirômetro ótico. Este sensor mede a temperatura pela emissividade térmica da superfície metálica.

A temperatura da matriz, do punção e do extrator foi medida por termopares tipo K.

A figura 6.9 mostra o esquema do circuito elétrico do filtro dos sinais. O filtro serve para eliminar o sinal elétrico de alta frequência (ruído eletromagnético), que é indesejável e está presente no sinal de temperatura. Este filtro está conectado na placa de aquisição de dados.

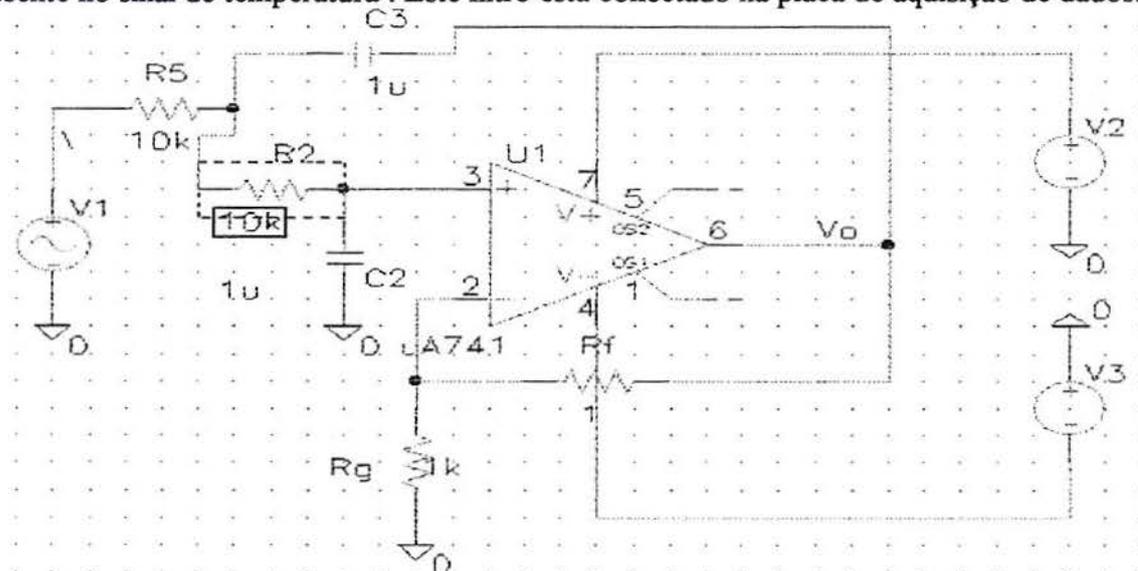


Fig.6.9.- Esquema do circuito do filtro de sinais.

A figura 6.10 mostra um exemplo de uma medição da temperatura com o tempo, com e sem filtragem. Nota-se a oscilação de +/- 20 °C pela interferência da rede de alimentação. O filtro minimiza este problema eliminando o ruído do sinal. O registro da temperatura empregando um computador tem estes problemas, empregando um registrador convencional o problema é menor aproximadamente de +/- 1,5 °C.

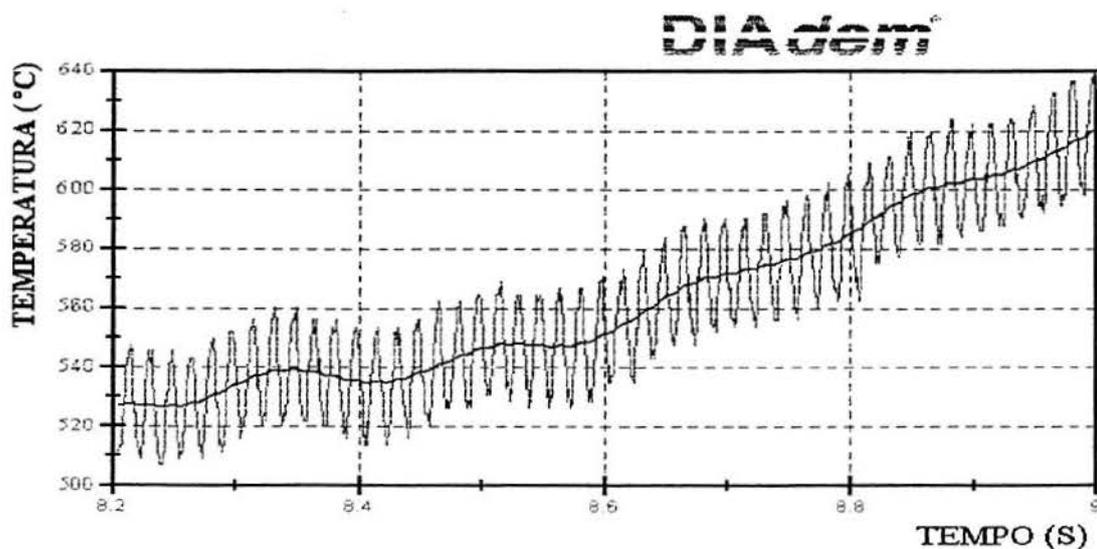


Fig.6.10.- Filtragem do sinal oriundo do termopar.

7.- CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA

Para analisar a influência da microestrutura da matéria prima neste processo, a liga AA7075 foi fundida convencionalmente numa lingoteira metálica recoberta internamente com grafite coloidal. A estrutura obtida desta maneira foi dendrítica, típica deste processo.

A figura 7.1 apresenta a microestrutura dendrítica da liga AA7075 no estado de fundida convencionalmente. Foram realizados uma série de experimentos preliminares para avaliar os diferentes processos de obtenção da matéria prima com estrutura globular.

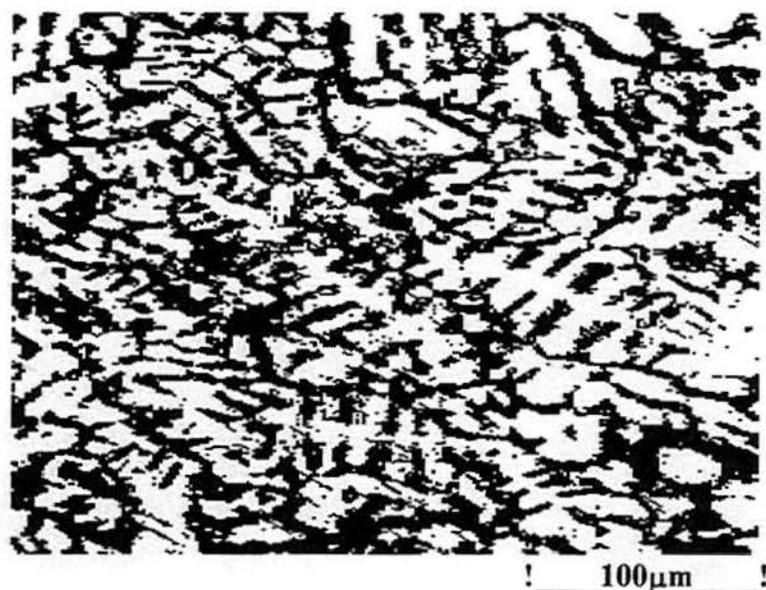


Fig.7.1.- Microestrutura dendrítica da liga AA7075, fundida numa lingoteira.

7.1.-Procedimentos para a preparação da matéria prima globular

Na estrutura fundida foram realizados quatro tratamentos para destruí-la. A tabela 7.1 mostra os processos realizados com esta liga.

Tabela 7.1: Tratamentos objetivando a destruição da estrutura dendrítica.

Tratamento	Método	Temperatura(C)	Tempo (min)
TA	Agitação Mecânica (300 e 500 RPM)	585-e -600	15 e 30
TDF	Deformação a frio (Defor. 50%)	585-600-615	10 - 20 e 30
TDQ	Deformação a quente (400 C e 60 % de Def.)	585-600-615	10 - 20 e 30
TDQF (SIMA)	Deformação a quente e frio (60% e 10%)	585-600-615	10 - 20 e 30

7.1.1.- Tratamento por agitação mecânica

A figura 7.2 mostra, esquematicamente o procedimento adotado no tratamento com agitação mecânica (TA). As temperaturas foram controladas por dois termopares tipo K (diâmetro 1mm). As variações de temperatura era de +/- 5 °C num aquecimento de até 585 e 600 °C. A temperatura foi controlada mediante um sistema tiristorizado, sendo que este permitia ajustar estas variações.

Foi empregado um cadinho de aço inoxidável com grafite nas paredes, juntamente com um motor com velocidade regulável. Desta maneira, foi possível agitar o metal no estado semissólido (Fig. 7.4). A velocidade de agitação foi de 500 RPM em dois tempos de agitação (15 e 30 min). A agitação foi realizada em duas temperaturas a 585 +/- 5 °C e 600 +/- 5 °C. O resfriamento foi lento (1 °C/min).

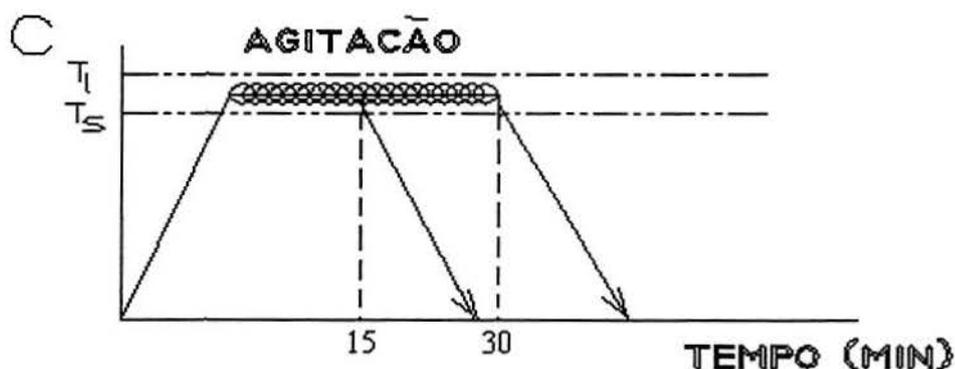


Fig.7.2.-Ciclo de tratamento por agitação mecânica.

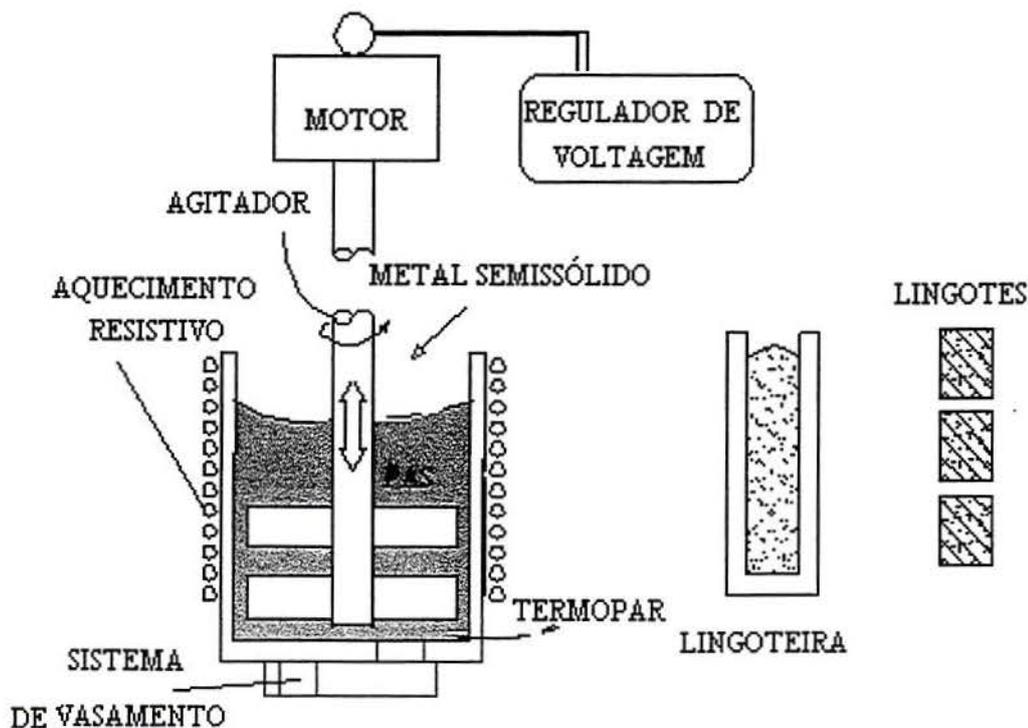


Fig.7.3.-Agitador mecânico com sistema de vazamento empregado.

7.1.2.- Tratamento com deformação a frio

Após a preparação da matéria pelo processo de agitação mecânica na temperatura semissólida, foram realizados testes pelo processo de compressão a frio. As deformações por compressão foram feitas numa prensa EKA de 400 kN de capacidade. Após as deformações as amostras foram tratadas segundo os ciclos de tratamentos térmicos e resfriadas em água rapidamente.

Os lingotes da liga obtidos por fundição, foram deformados a frio até 40% aproximadamente e usinados nas dimensões do ensaio requeridas segundo o ciclo da figura 7.4. Acima deste grau de deformação, os lingotes apresentaram trincas superficiais.

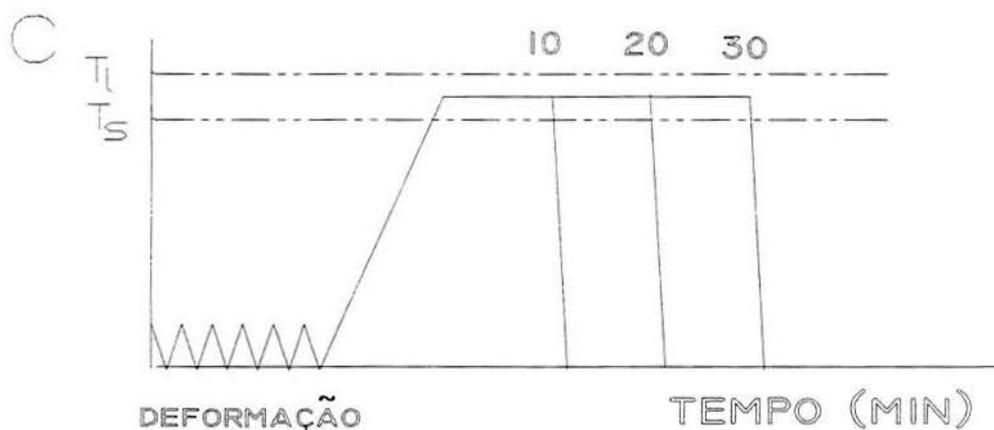


Fig.7.4.- Tratamento com deformação a frio

7.1.3.- Tratamento termomecânico

Os tratamentos termomecânico foram feitos numa câmara de aço instalados na prensa EKA. Os corpos de prova com estrutura bruta de fusão foram deformados por compressão a temperatura de 400 °C com uma deformação de 60 %. Após estes tratamentos, foram reaquecidos até temperatura semissólida segundo o tratamento descrito na figura 7.5.

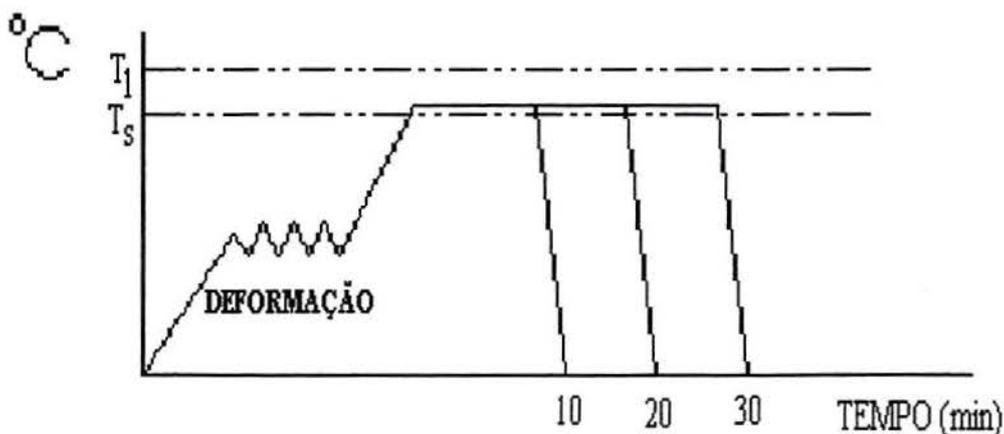


Fig.7.5.- Tratamento termomecânico

7.1.4.- Tratamento SIMA®

A figura 7.6 mostra o tratamento SIMA®, onde se observa a combinação de ambos os tratamentos; a quente no início e a frio posteriormente.

Os corpos de prova empregados foram com estrutura dendrítica. A deformação neste caso é mais severa que nos tratamentos anteriores. O reaquecimento dos corpos de prova até a temperatura sólido-líquido permite a destruição total das dendritas dobradas.

O aquecimento foi realizado num aquecedor indutivo, que permite um aquecimento homogêneo e rápido.

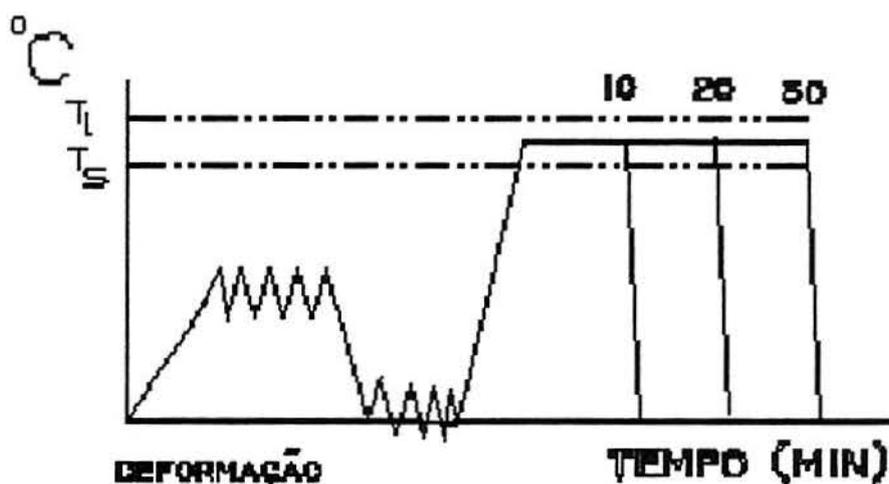


Fig.7.6.-Representação esquemática do tratamento SIMA®.

7.2.- Análise Metalográfica dos métodos de fabricação da matéria prima

Após a obtenção de diferentes microestruturas, oriundos de diferentes processos de fabricação de matéria prima, foram realizadas análises metalográficas das amostras num microscópio ótico. Os corpos de prova foram polidos de maneira convencional e atacadas com reagente KELLER'S.

A figura 7.7, mostra um resumo das micrografias com os respectivos tratamentos impostos aos corpos de prova.

A figura 7.7a, mostra a microestrutura do corpo de prova agitado mecanicamente. O agitador gera forças de cisalhamento que promovem a destruição das dendritas em crescimento. A figura mostra uma transformação parcial, com glóbulos quase arredondados e com os grãos não homogêneos. Isto, possivelmente, é devido a pouca velocidade do agitador (500 RPM). A temperatura empregada foi de 585 °C e com o tempo de 30 minutos.

A figura 7.7b mostra a estrutura deformada a frio (TDF) de 40 % e logo aquecida até o estado semissólido. O tratamento de melhor evolução foi com 585 °C e 10 min. O inconveniente deste processo é seu limitado grau de deformação para esta liga (40 %). Esta figura mostra os grãos mais arredondados, com uma estrutura heterogênea, ou seja, apresenta granulação grosseira.

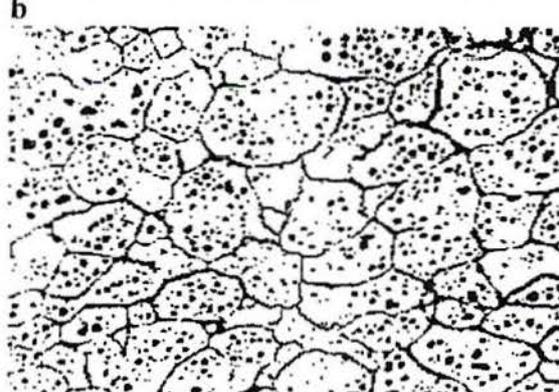
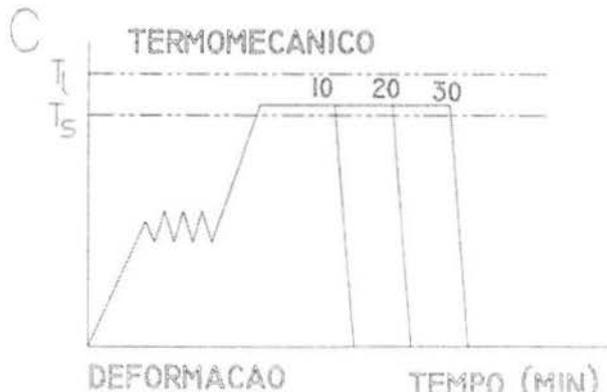
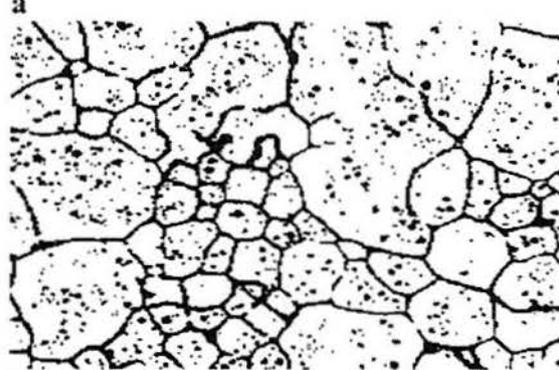
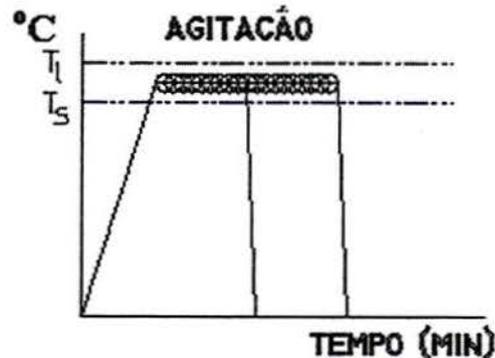
A figura 7.7c, mostra a microestrutura depois dos tratamentos termomecânicos (TDQ). Este tratamento permite uma deformação mais severa, as dendritas a temperatura elevada facilmente são dobradas, neste caso, origina-se um elevado grau de discordâncias. O tamanho de grão é mais homogêneo, e sua cinética de transformação é mais rápida. Todas as deformações a quente foram realizadas a 400 °C até 60 % e logo aquecidas até uma temperatura de 585 °C por 10 minutos. A microestrutura resultante é mais fina e com grãos mais arredondados, se comparada com o tratamento anterior.

A figura 7.7d, mostra a microestrutura dos tratamentos termomecânicos com a deformação a frio (SIMA®). O reaquecimento foi a temperatura de 585 °C por 10 minutos. A estrutura ficou mais fina, homogênea e com glóbulos arredondados. Este tratamento mostrou-se mais adequado para determinar procedimentos das avaliações futuras de trabalho.

Tabela 7.2.-Tabela do resumo dos resultados encontrados.

Tratamento	Microestrutura	T. grão (μm)
TA	T.grão não homogêneo, precipitação de partículas nos limites de grão, morfologia tipo roseta.	220
TDF	T.grão não homogêneo, crescimento de grão secundário, precipitação de partículas nos limites de grão.	250
TDQ	T grão médio e homogêneo, morfologia quase esferoidal, a fase líquida molha completamente os limites de grão.	200
TDQF (SIMA)	T. grão fino e homogêneo, morfologia esferoidal, partículas precipitadas nos limites de grão.	90

Diante destes resultados sobre os mecanismos de destruição das estruturas dendríticas podemos comprovar que estas estruturas tendem naturalmente à globularização, ativadas pela necessidade de redução de tensões superficiais. Os fenômenos que envolvem estes fenômenos são os mesmos do processo de recristalização que já foram estudados no capítulo 3.



200µm

Fig.7.7.-Microestruturas das amostras dos diferentes métodos de fabricação da matéria prima da liga AA7075 com: a) Agitação mecânica b) Deformação a frio c) Deformação a quente e d) SIMA®.

7.3.- Análise Metalográfica da Matéria Prima Extrudada

A figura 7.8, mostra os resultados obtidos pelos tratamentos térmicos das amostras fornecidas extrudadas e trefiladas, as quais foram obtidas comercialmente.

Foram realizados tratamentos de aquecimento a três temperaturas (585, 605 e 625 °C) com quatro tempos de aquecimentos diferentes (5, 10, 20 e 30 min.).

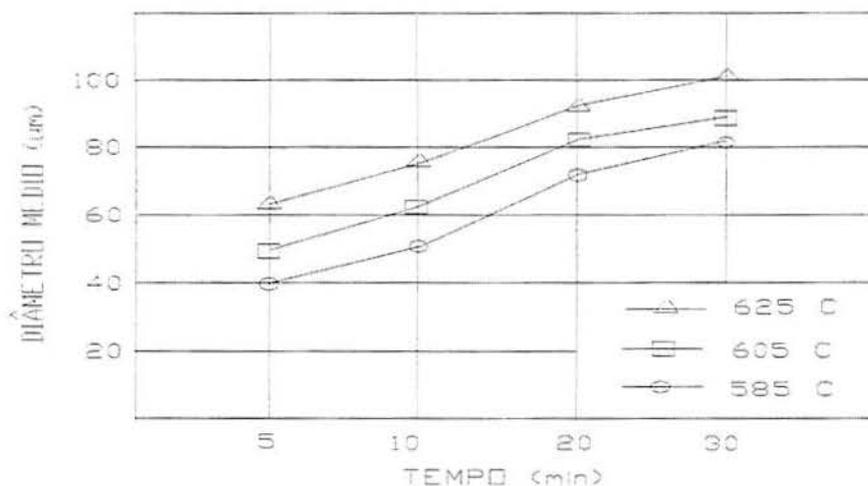


Fig.7.8.-Crescimento do diâmetro dos glóbulos com o tempo de tratamento.

A figura 7.9 mostra uma seqüência de fotos das etapas de recristalização a temperatura de 585 °C com os diferentes tempos de tratamento (5, 10, 20 e 30 min.). O tamanho de grão cresce com o tempo ficando mais arredondadas, isto também incrementa a quantidade de porosidades.

A presença de deformação prévia, acelera os mecanismos de recristalização inicialmente, a microestrutura reofundida é formada por atuação dos mecanismos propostos anteriormente [7.1].

Mediante estes ensaios foi determinado o tratamento mais adequado para obter a estrutura fina, homogênea e livre de porosidades. A melhor condição foi a temperatura 585 °C com 5 minutos de aquecimento, como mostra as micrografias abaixo.

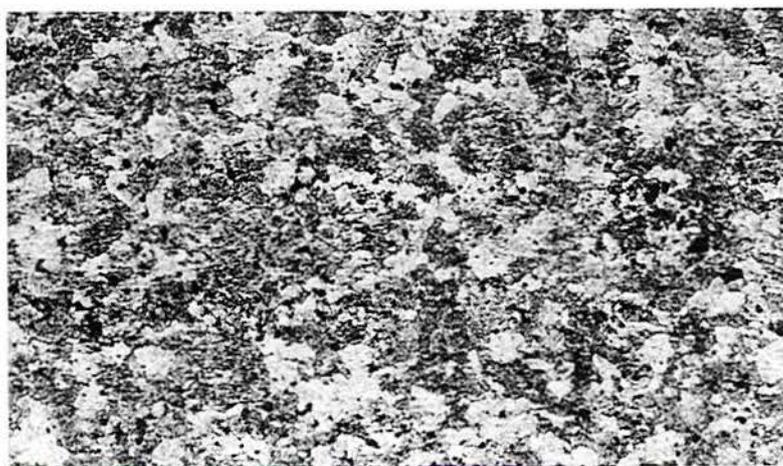


Fig.7.9a.- Microestrutura da liga AA 7075 extrudada e trefilada comercialmente. Neste estado não é possível observar claramente os limites de grão.

100μm

Fig.7.9b.- A 5 min. na temperatura de 585 °C, a recristalização foi total existindo alguns glóbulos separados no meio líquido. Os glóbulos tem um diâmetro médio de 40µm.

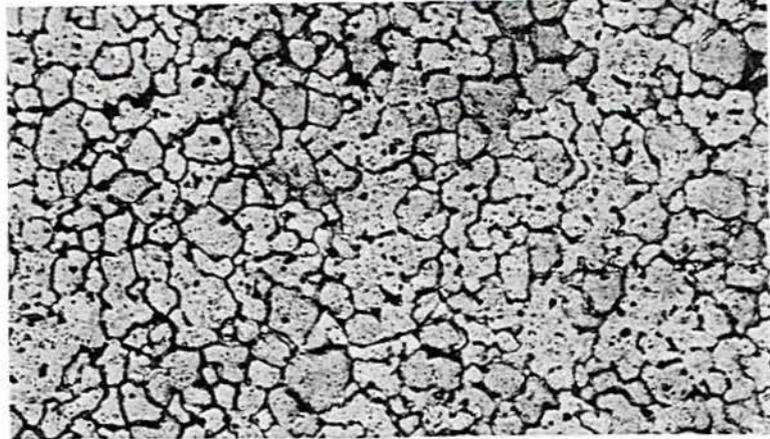


Fig.7.9c.- A 10 min. e a 585 °C, a estrutura com glóbulos e semi-glóbulos ligeiramente engrossadas e mais arredondadas. O tamanho aumento para 50 µm.

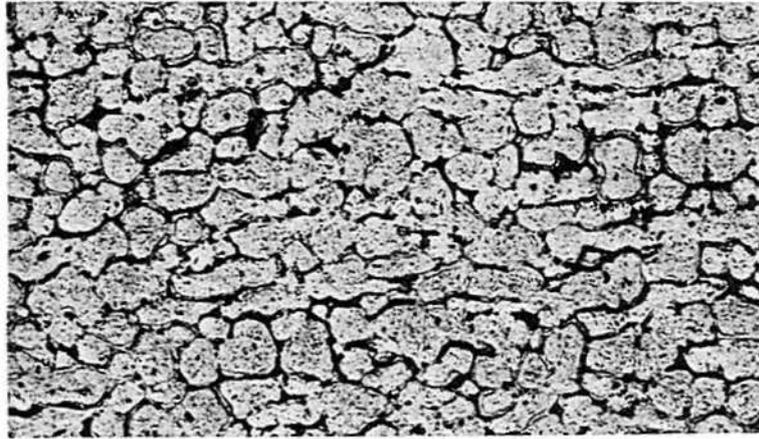


Fig.7.9d.- A 20 min. e a 585 °C, a estrutura com glóbulos engrossados e arredondados encontra-se com poucas porosidades. O tamanho meio foi para 70 µm.

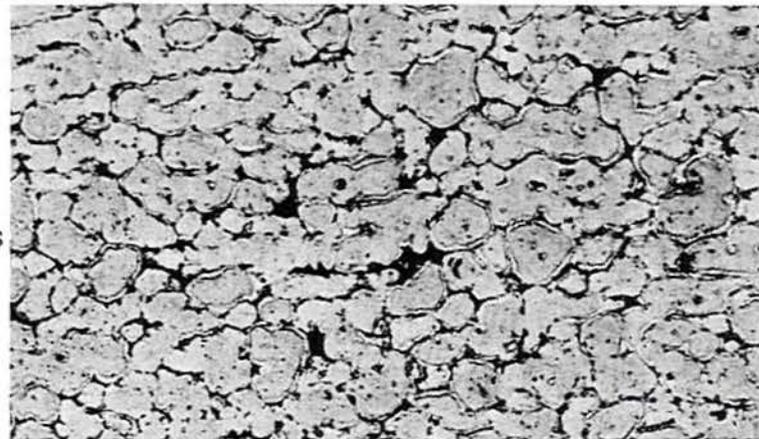
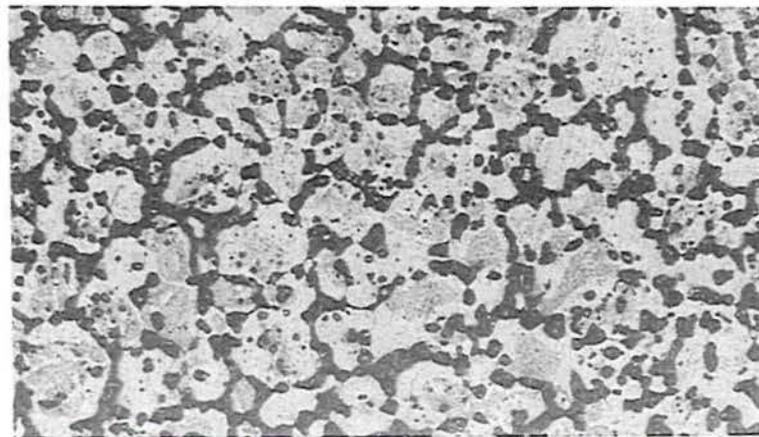


Fig.7.9e.- A 30 min. e a 585 °C, a estrutura com glóbulos e uma zona eutética no contorno destes. A porosidade alcançam quantidades perigosas. O tamanho aumentou para 82 µm.



100µm

7.4.- Discussão sobre o fator de forma e o tamanho dos glóbulos da matéria prima

A morfologia da microestrutura da matéria prima tixotrópica pode ser avaliada por dois fatores :

- a) Fator de forma (F_F)
- b) Tamanho de grão (T_G)

7.4.1.- Fator de forma (F_F)

O fator de forma é um valor unitario que determina o grau de globularização em que a morfologia da microestrutura se encontra (F_F). Quando este fator se encontra perto da unidade pode-se dizer que a microestrutura está totalmente globular.

Particularmente o formato das fases sólidas são caracterizadas por o fator de forma (F_F) definido por [7.2]:

$$F_F = 4\pi A_o / P_o^2 \dots\dots\dots(7.1)$$

Onde:

- A_o = Área da fase sólida (mm^2)
- P_o = Perímetro da fase sólida (mm)

Freqüentemente o cálculo deste fator possuem erros subjetivos do operador. Uma simples avaliação da imagem durante uma análise metalográfica, pode ter diferentes valores do fator de forma. Por tanto são realizados varias medições e calculado um valor promédio.

O fator de forma não reflete a complexidade das fases presentes, por tanto foram introduzidos outros fatores para melhorar estes problemas. O fator de forma especifico para o grão foi determinado por [7.3] :

$$F_F = [1/6\pi f_s][S_v^2 / N_A] \dots\dots\dots(7.2)$$

$$S_v = N_v D^2 \pi \dots\dots\dots(7.3)$$

Onde:

- f_s = fração de sólidos
- S_v = Área da interfaces s-l por unidade de volume.
- N_A = Número de grãos por unidade de área.
- N_v = Número de esferas por unidade de volume

Outros pesquisadores [7.4] estudaram o fator de forma (F_F) empregando equações mais simples que pode ser calculado por:

$$F_F = [8 N_L^2] / [3\pi f_s N_A] \dots\dots\dots(7.4)$$

Onde :

- N_L = Número dos limites entre a fase sólida e líquida
- N_A = Número de partículas sólidas.
- f_s = Fração de sólidos.

A figura 7.10 mostra os fatores de forma (F_F) de formas geométricas simples, o índice de globularização como também é chamado este fator varia de 0 até 1. Empregando um analisador de imagens, pode-se obter este fator de maneira simples.

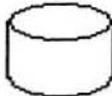
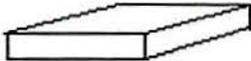
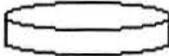
	FORMA	F_F
	esfera	1,00
	cilindro 1 x 1	0,87
	cilindro 1 x 2	0,83
	cubo	0,81
	rectangulo 2 x 2 x 1	0,76
	disco 5 x 1	0,47

Fig. 7.10.- Fator de forma de algumas formas geométricas simples [7.5].

7.4.2.- Tamanho dos glóbulos [7.6]

O tamanho dos glóbulos pode ser obtido através do valor médio do tamanho de grão, por serem estes normalmente irregulares e muito parecidos.

Do ponto de vista prático o método para medir o diâmetro dos glóbulos deve ser simples e o parâmetro medido deve ser mostrar correlação com as propriedades do material. A norma ASTM E 112 apresenta as maneiras mais usuais para a determinação do tamanho de grão.

O método mais empregado é por simples comparação com as cartas-padrão da ASTM, as que são obtidas utilizando-se a seguinte equação:

$$n_A = 2^{(N-1)} \dots\dots\dots(7.5)$$

Onde :

n_A = número de grão por polegada quadrada com aumento de 100X

N = representa o número ASTM de grão.

Outro método de fácil uso é da intersecção e pode ser empregado independentemente da forma do grão. Consiste em contar o número de grãos que são cortados por uma linha-teste. O diâmetro dos glóbulos pode ser calculado por

$$d = L_T / P_1 \cdot M \dots \dots \dots (7.6)$$

Onde:

d = diâmetro dos glóbulos.

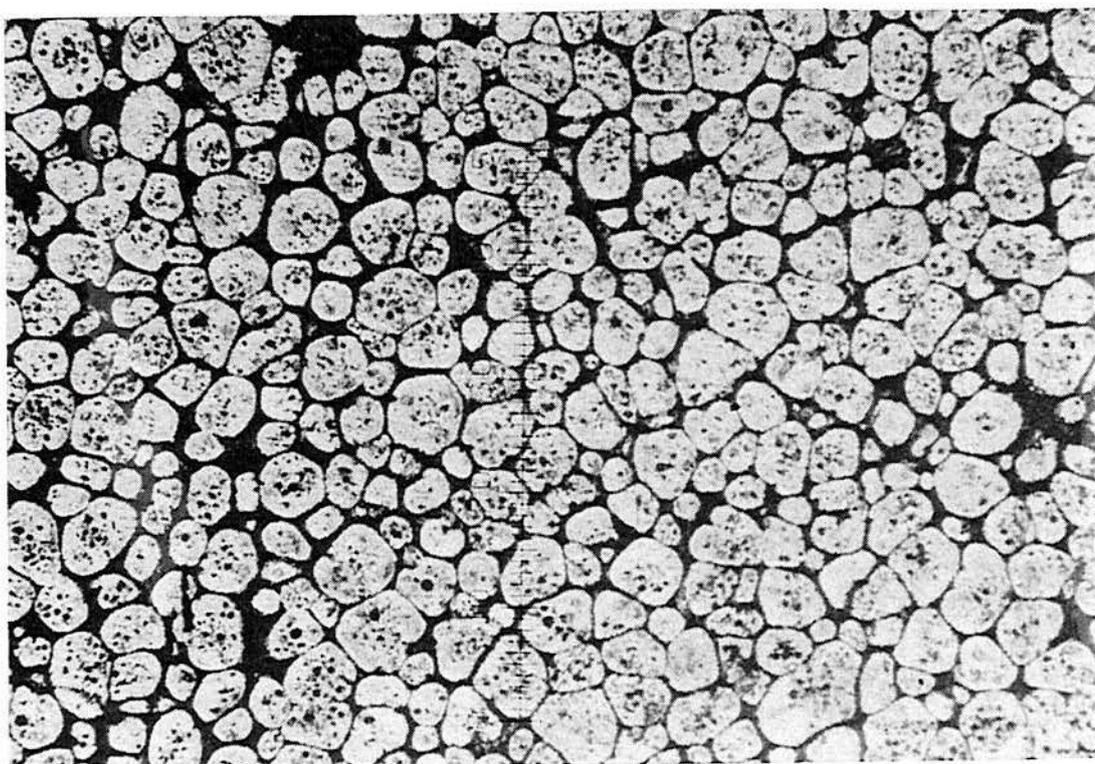
L_T = comprimento total da linha-teste.

P_1 = número de intersecções nos contornos de grão

M = aumento.

O método planimétrico de Jeffries [7.7] é muito mais rápido sendo amplamente empregado por sua facilidade.

A figura 7.11 mostra um exemplo do fator de forma e do tamanho dos glóbulos da microestrutura da liga AA 7075 tratada pelo processo SIMA®. O fator de forma (F_F) foi medido empregando um microscópio ótico com analisador de imagens a média das medidas foram de 0,82. O tamanho dos glóbulos médio foi de 0,90 μm .



! _200 μm _ !

Fig. 7.11.- Microestrutura da liga AA7075 obtida pelo método SIMA®.

A figura 7.12 mostra uma microestrutura ampliada da fase eutética ternária ($Al_2Mg_3Zn_3$), o ataque foi realizado por o reagente Keller a 1000X.

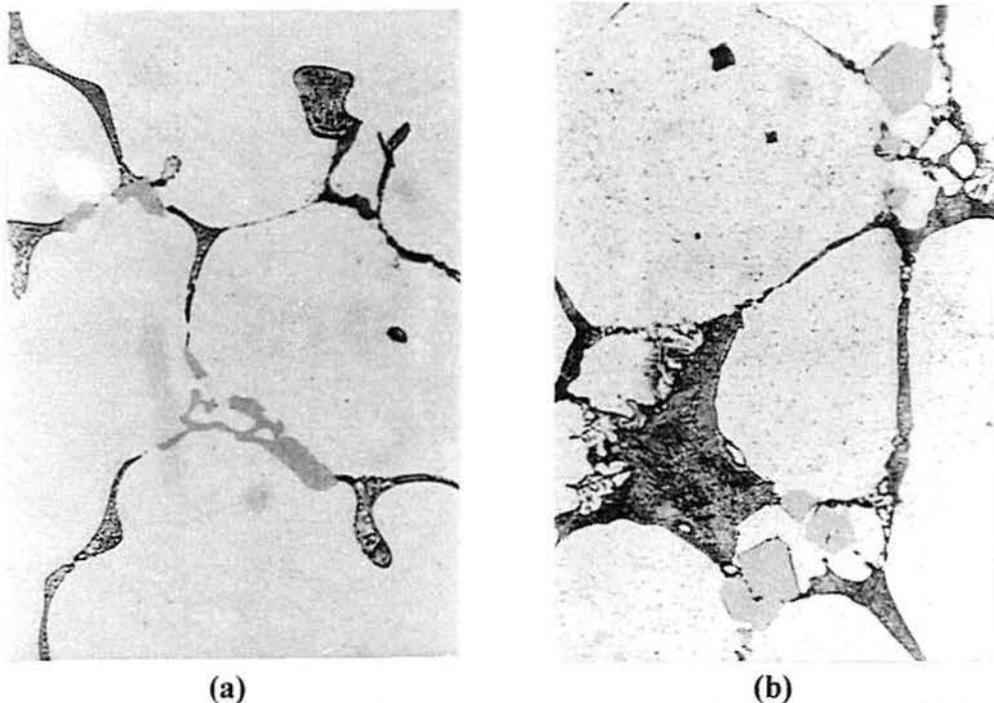


Fig. 7.12.- Microestrutura do eutético intergranular da liga AA7075 a 1000X, (a) distribuição da fase eutética nos limites (b) fase eutética (escura).

7.5.- Fração volumétrica de sólidos (f_s)

A importância de saber-se com exatidão a fração volumétrica de sólidos para o processo de forjamento semissólido vai refletir na qualidade final da peça. A fração de sólidos tem influência direta na resistência a deformação. Este parâmetro pode ser obtido por uma análise térmica diferencial (DTA). A técnica de análise térmica permite obter as temperaturas de transformação de fase sólido-líquido e líquido-gas de uma liga durante seu resfriamento ou aquecimento em função do tempo. As curvas obtidas por DTA descrevem as transições entálpicas endotérmicas e exotérmicas de uma amostra.

O transporte de calor pode-se escrever analiticamente como [7.8]:

$$dQ/dt = V \cdot \rho \cdot C_p \cdot dT/dt \dots \dots \dots (7.7)$$

Onde:

- V = Volume da amostra
- ρ e C_p = Densidade e calor específico
- dT/dt = Taxa de aquecimento.

Cálculo da f_s em função da temperatura [7.9]:

$$f_s = [(T_1 - T) / (T_1 - T_s)]^{1/2} \times 100\% \dots \dots \dots (7.8)$$

Onde:

- T_1 = Temperatura do líquidus
- T_s = Temperatura do sólidus
- T = Temperatura da amostra

Fração do sólido em função do volume [7.10]:

$$f_s = V_s / (V_s + V_l) \dots\dots\dots(7.9)$$

Onde:

V_s = Volume do sólido (mm^3).

V_l = Volume do líquido (mm^3).

Nas ligas de alumínio não são bem descritas pela formulação da alavanca uma vez que esta considera o equilíbrio do soluto no sólido, devido ao fenômeno da difusão. Assim, nestes casos utilizou-se a formulação sugerida por SCHEIL [7.11]. A fração de sólidos em função da composição ficou:

$$f_s = 1 - [(T_s - T) / (T_s - T_1)]^{-1/(1-k)} \dots\dots\dots(7.10)$$

$$k = C_s / C_l \dots\dots\dots(7.11)$$

Onde:

T_s = temperatura do sólido.

T_l = temperatura do líquido.

C_l = Concentração do soluto na fase líquida

C_s = Concentração do soluto na fase sólida.

k = Coeficiente de partição.

Para desenhar a curva fração de sólidos(f_s) x temperatura (T) o mais exacta possível, foi empregado uma análise térmica diferencial por resfriamento e aquecimento, num aparelho STA409C, da UNICAMP. O ensaio foi feito em atmosfera estanque de Hélio, a figura 7.13 mostra esta curva.

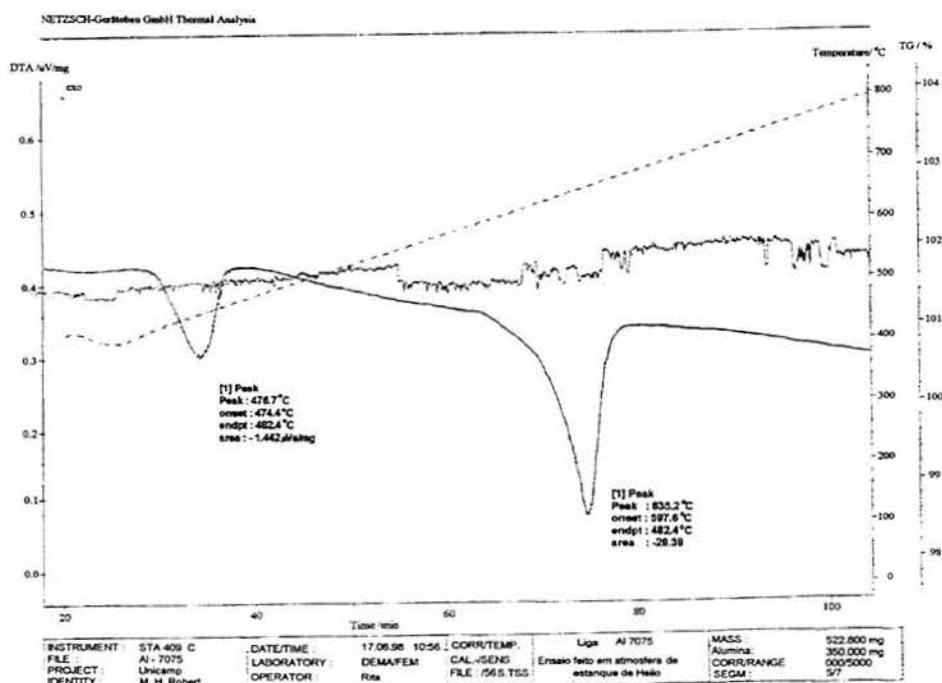


Fig. 7.13.- Curva obtida numa análise térmica diferencial (DTA).

Para verificar esta curva foram realizados vários ensaios de aquecimento até a temperatura de fusão com uma taxa de 1 °C/s aproximadamente. Foram colocados dois termopares tipo K e um pirômetro ótico.

A figura 7.14 mostra a curva de transformação da fase líquido-sólido. Foram empregados corpos de prova cilíndricos de 51 mm de diâmetro por 40 mm de altura. Os dados foram registrado num computador.

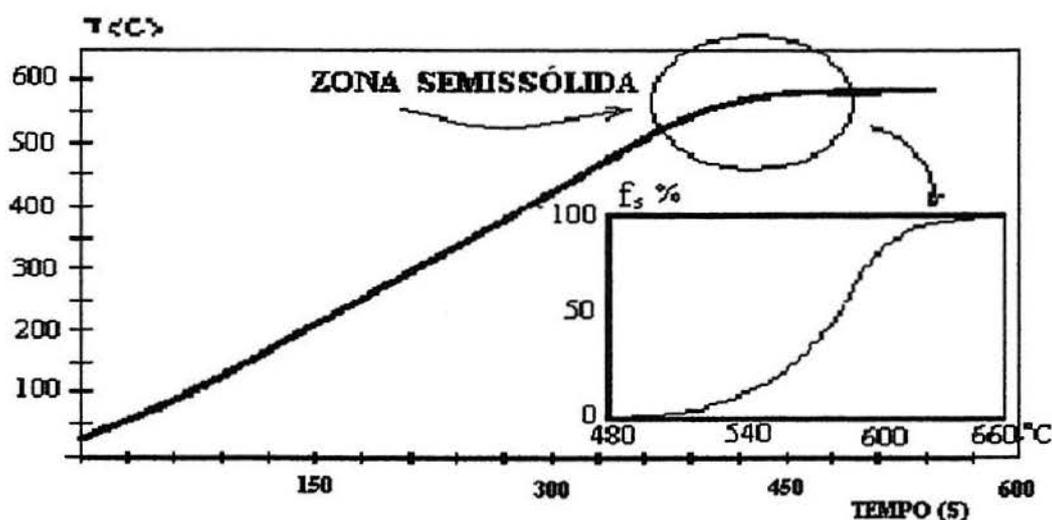


Fig.7.14.- Curva de aquecimento prático da liga AA 7075.

A figura 7.15 mostra a evolução da temperatura na superfície e no núcleo do tarugo. Perto da temperatura de sólidos o incremento fica mais lento isto deve-se a liberação do calor latente na transformação do metal.

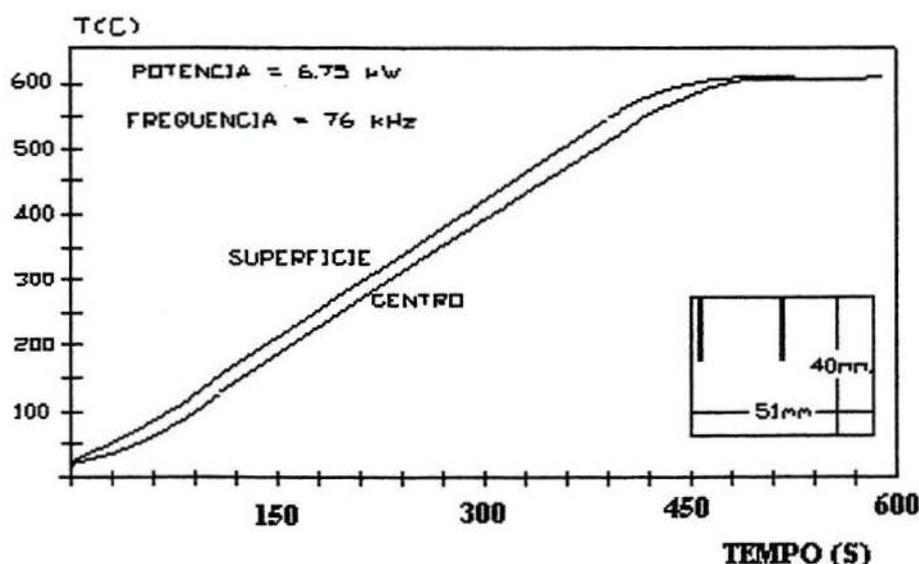


Fig.7.15.-Evolução da temperatura num corpo de 51 mm. de diâmetro da superfície ao centro.

A figura 7.16 mostra as curvas da fração de sólidos vs a temperatura das ligas empregadas. Nota-se a faixa de forjamento adequada depois de vários ensaios a diferentes temperaturas. Para cada ponto foram empregados 4 corpos de formato cilíndrico.

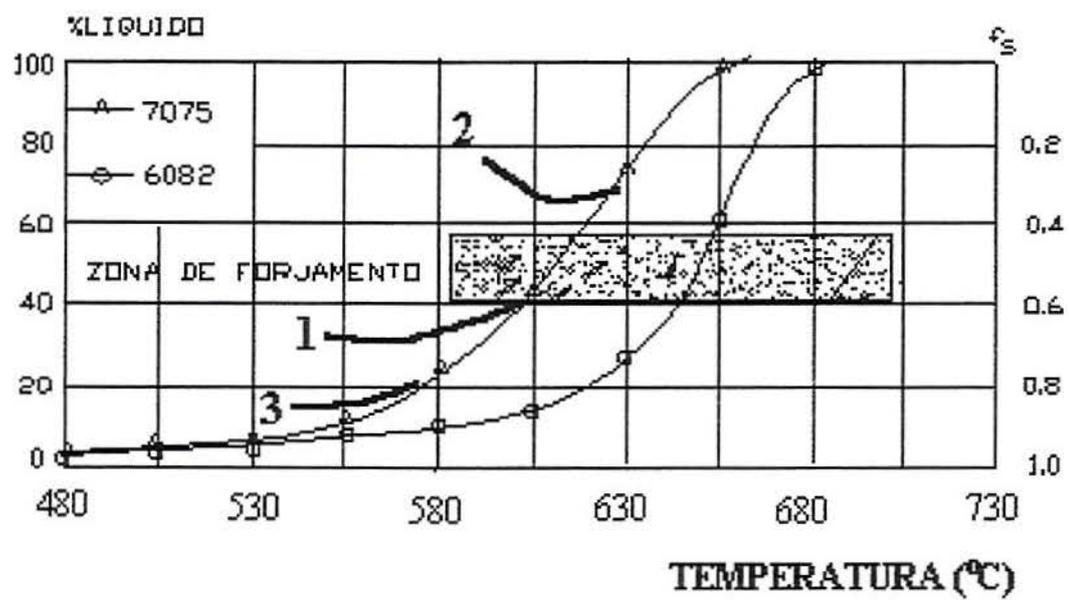


Fig.7.16.- Curvas da fração do sólidos vs temperatura das ligas AA7075 e AA6082

A figura 7.17 mostra as três peças forjadas com frações de sólidos diferentes (1) fração de sólidos 0,60, (2) fração de sólidos 0,30 e (3) fração de sólidos 0,80.

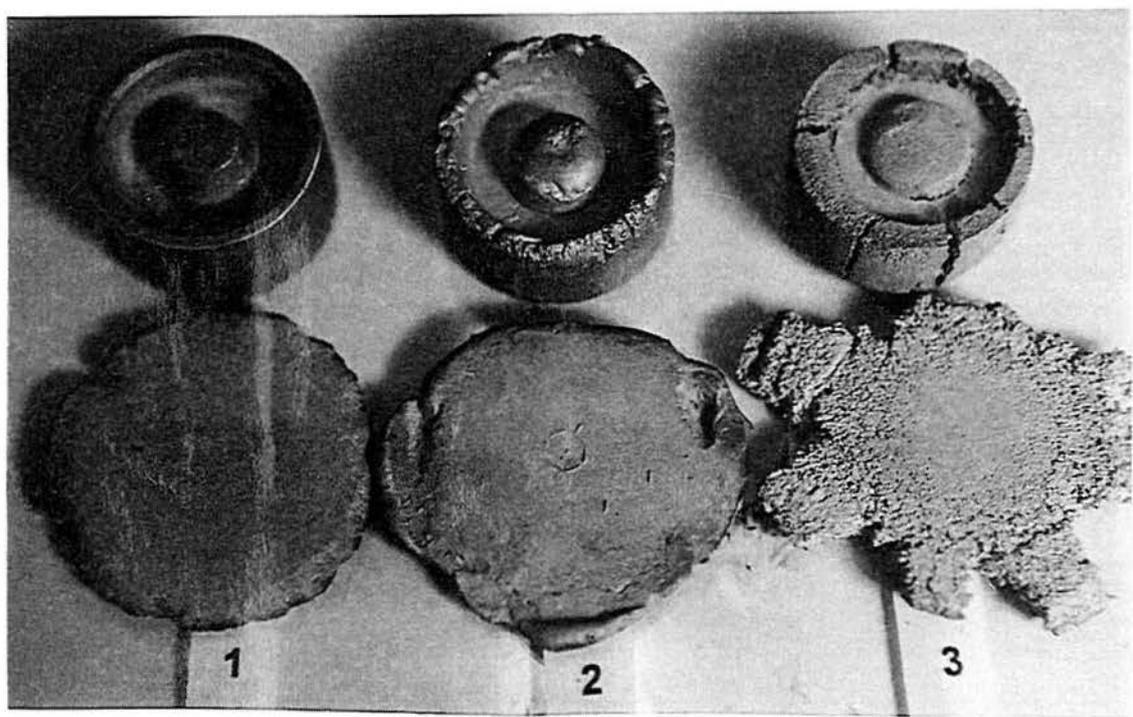


Fig. 7.17.- Peças ensaiadas com diferentes fração de sólidos.

A figura 7.18 a, b e c mostra a microestrutura com as diferentes frações de sólidos empregadas, (a) Mostra pequenas trincas na superfície da peça forjada com fração de sólidos $f_s = 0,80$ (585°C); (b).- Mostra um grão muito fino a peça forjada com fração de sólidos $f_s = 0,60$ (605°C); (c) Mostra um grão muito fino com a fase líquida segregada, a peça foi forjada com fração de sólidos $f_s = 0,30$ (625°C).

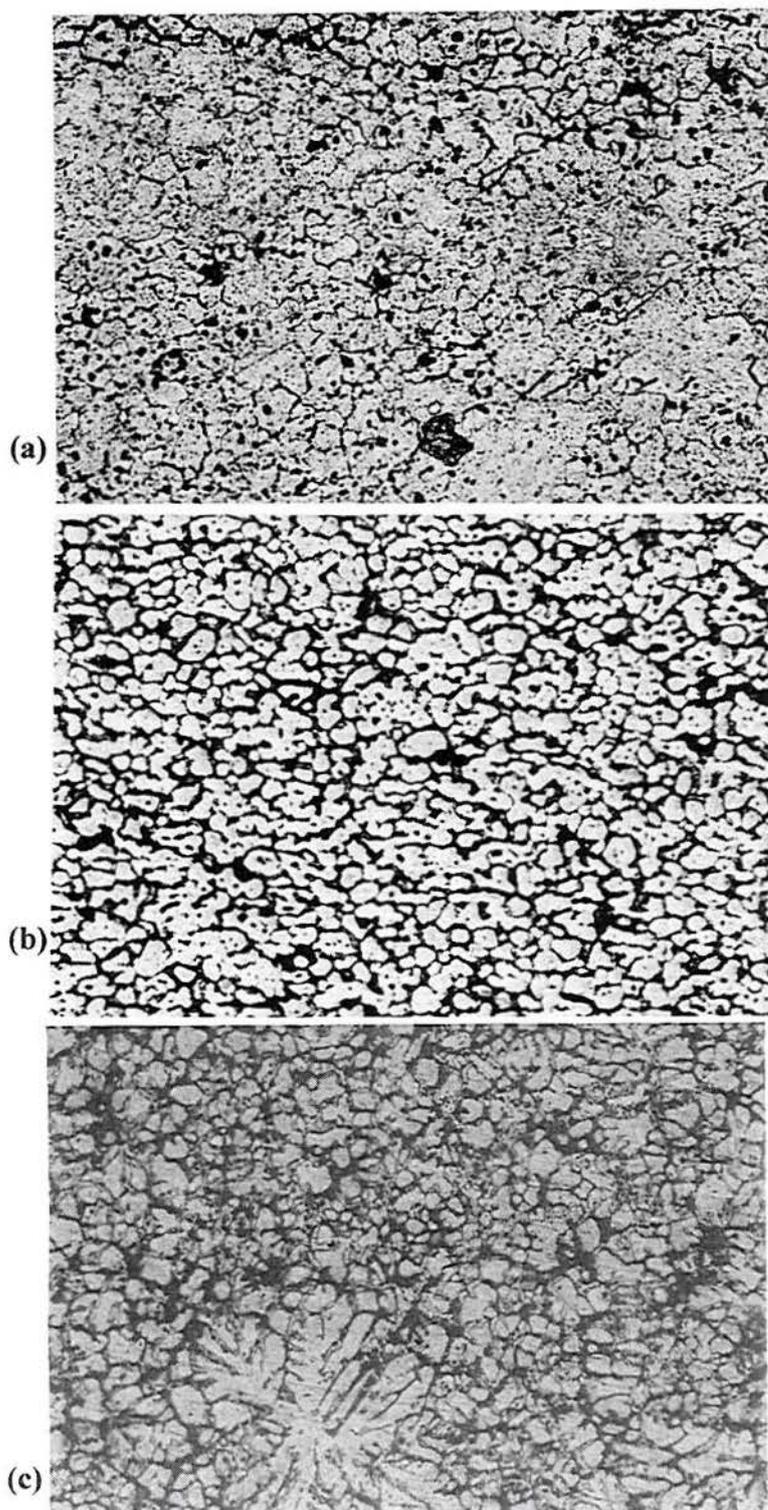


Fig. 7.18.- Microestrutura dos corpos de prova conformados a diferentes frações de sólidos.

8.- ENSAIO DE COMPRESSÃO AXISIMÉTRICA

8.1.- Matéria Prima Empregada

Uma vez definido o processo de fabricação da matéria prima iniciou-se um estudo para avaliar a resistência à deformação no estado semissólido da liga AA7075.

A matéria prima foi preparada pelo método SIMA® no CT-UFRGS. A liga AA7075 é largamente empregada na industria automotiva e aeronáutica, devido a suas elevadas características mecânicas.

A figura 8.1 mostra uma microestrutura com fator de forma de $F_F = 0,83$ e um tamanho de grão médio de $50\mu\text{m}$. A liga AA7075, assim preparada, foi analisada quanto as características de conformabilidade no estado semissólido mediante um ensaio de compressão e forjamento.

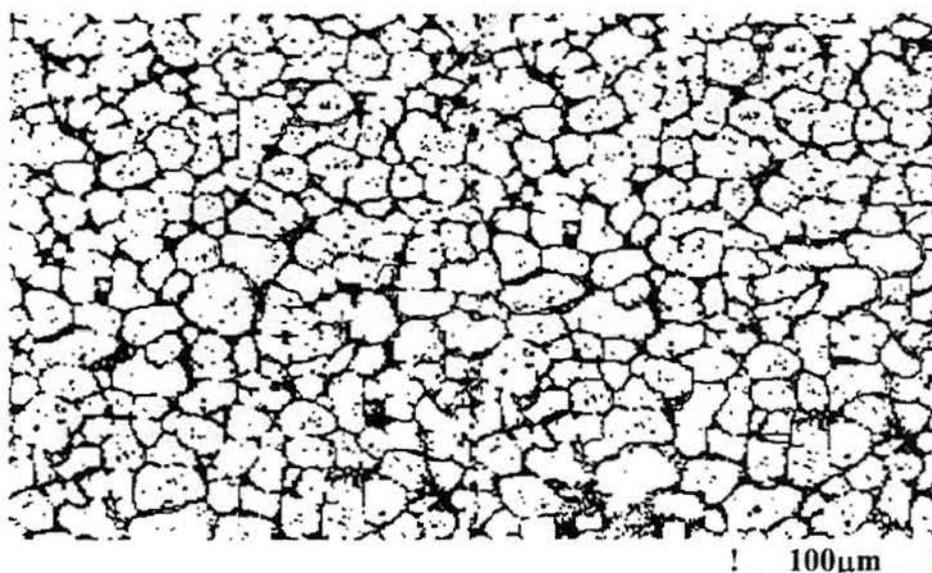


Fig.8.1.- Microestrutura obtida pelo processo SIMA

A composição química foi verificada através de um ensaio de emissão atômica :

Tabela 8.1.- Composição química da liga AA7075.

Zn=5,75	Mg=2,54	Cu=1,56	Cr=0,185
---------	---------	---------	----------

8.2.- Obtenção das curvas Tensão-Deformação.

A existência de atrito entre as placas de compressão e o corpo de prova origina um estado triaxial de tensões. Desta forma não foi possível analisar a tensão de escoamento (k_f). A resistência a deformação (k_w) representa neste processo a resistência do material à deformação permanente. Esta pode ser uma função da deformação (φ), da velocidade de deformação ($\dot{\varphi}$) e da temperatura. A morfologia da microestrutura avaliada pelo fator de forma (F_F) também é um fator importante a ser considerado.

D.B. Spencer [8.1], foi o primeiro em realizar estudos sobre o comportamento do escoamento de pastas contendo sólidos não dendríticos. Os resultados obtidos foram surpreendentes, as tensões necessárias para deformar o metal eram muito inferiores às conhecidas até então. Como exemplo podemos mostrar a liga de Sn-Pb com a mesma fração de sólidos, necessita de uma tensão de 200 kPa com microestrutura dendrítica foi de 0,2kPa com microestrutura globular.

Outros pesquisadores como KUMAR et al [8.2], realizaram estudos similares em ligas de alumínio especificamente na liga Al7SiMg, obtendo resultados excelentes no escoamento quando a fração de sólidos encontra-se na faixa de 0.5 a 0.6.

SANNES et al [8.3], efetuou estudos na liga a base de Mg encontrando seu ponto de escoamento neste estado.

KANG e YOON [8.4], empregaram o método de análises por elementos finitos com ensaios de compressão uniaxial para avaliar características reológicas do escoamento visco-plásticas e verificaram as leis de DARCY's, num fluido semissólido.

KIUCH e YANAGIMOTO [8.5], estudaram a influência da fração de sólidos sob as características da curva de escoamento em ligas de alumínio. Todos estes pesquisadores e outros mais tratarão de diferentes maneiras de avaliar as características particulares que possuem as ligas neste estado. As técnicas empregadas foram diversas entre as mais importantes são:

- Teste da viscosidade;
- Ensaio de compressão uniaxial;
- Ensaio de indentação;
- Forjabilidade.

Para determinar o comportamento da microestrutura não dendrítica da liga AA7075 no estado semissólido, foram realizados vários ensaios de compressão uniaxial num corpo de prova cilíndrico de 18 mm de diâmetro e 27 mm de altura, mantendo a relação $d_0 = 1.5 h_0$. A velocidade média do pistão era de 750 mm/s, medida com um dispositivo de deslocamento resistivo de 50 mm de comprimento. A velocidade de deformação foi medida por este mesmo dispositivo. Através de um pirômetro ótico, foram medidas as temperaturas 585, 605 e 625 °C, e mediante uma saída analógica conectada no computador.

Foram medidas as forças instantâneas (F_i) e o deslocamento (Δh). Para o tratamento das curvas pelo programa DIAdem foram inseridas as equações seguintes [8.6].

$$kw = F_i/A_i \dots \dots \dots (8.1)$$

A área instantânea (A_i) dada por:

$$A_i = A_0 h_0 / h_i \dots \dots \dots (8.2)$$

A deformação verdadeira (ϕ_h) calcula-se por:

$$\phi_h = \ln h_i/h_0 \dots \dots \dots (8.3)$$

A velocidade do punção superior é dada por:

$$V_p = \partial h / \partial t \dots \dots \dots (8.4)$$

A velocidade de deformação se calcula pela duas equações:

$$\dot{\phi} = V_p / h_i \dots \dots \dots (8.5)$$

$$\dot{\phi} = \partial \phi / \partial t \dots \dots \dots (8.6)$$

Onde:

K_w = Resistência à deformação (Mpa)

F_i = Força instantânea (N)

A_i = Área instantânea (mm²)

ϕ_h = Deformação verdadeira (-)

V_p = Velocidade do pistão (mm/s)

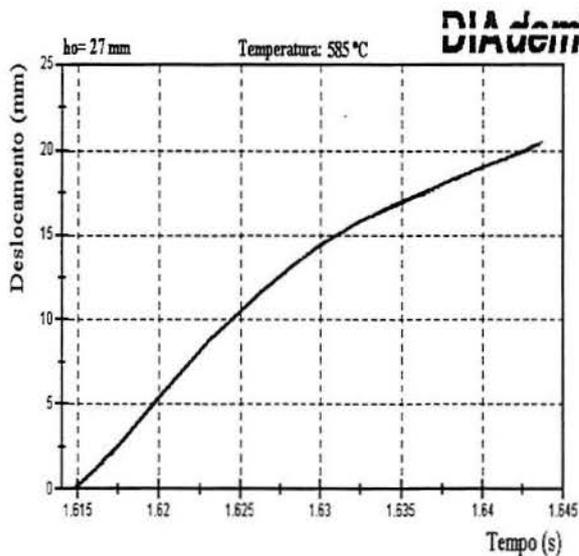
$\dot{\phi}$ = Velocidade de deformação (s⁻¹)

t = Tempo (s)

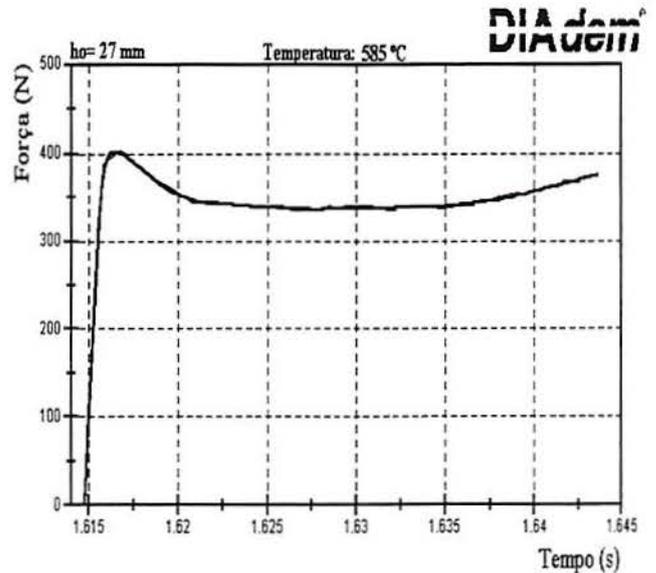
h_i = Altura instantânea (mm)

$\Delta h = h_0 - h_i$ = Deslocamento (mm)

As figuras 8.2, mostra os gráficos obtidos nos ensaios de compressão a temperatura de 585 °C, as curvas: a) deslocamento-tempo b) força-tempo c) força-deslocamento d) velocidade do pistão-tempo e) velocidade de deformação-tempo e f) tensão-deformação da liga AA7075.



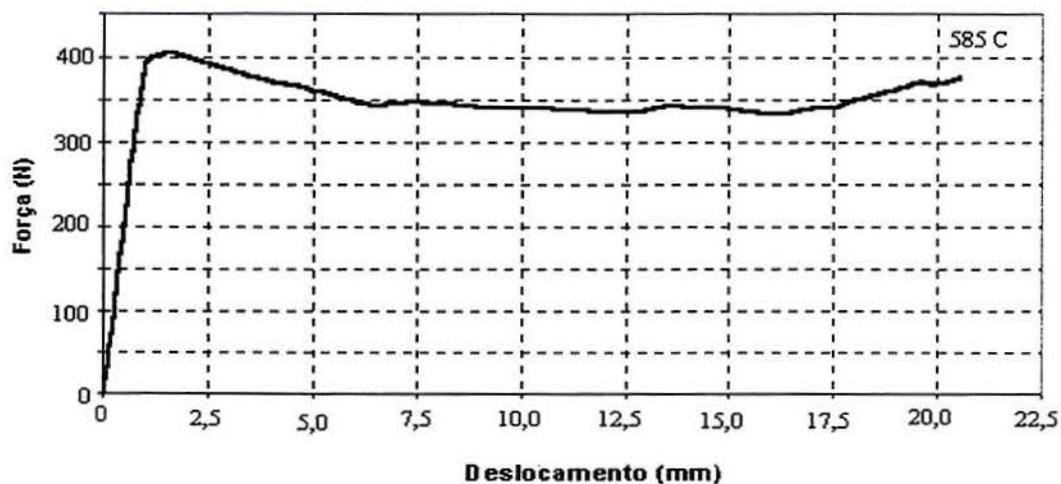
a



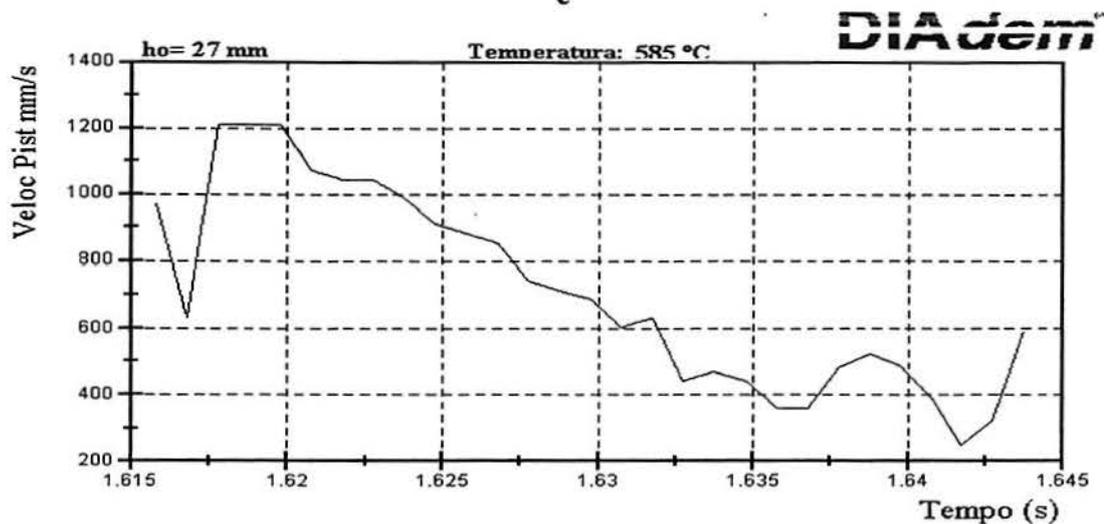
b

Curva Força-Deslocamento

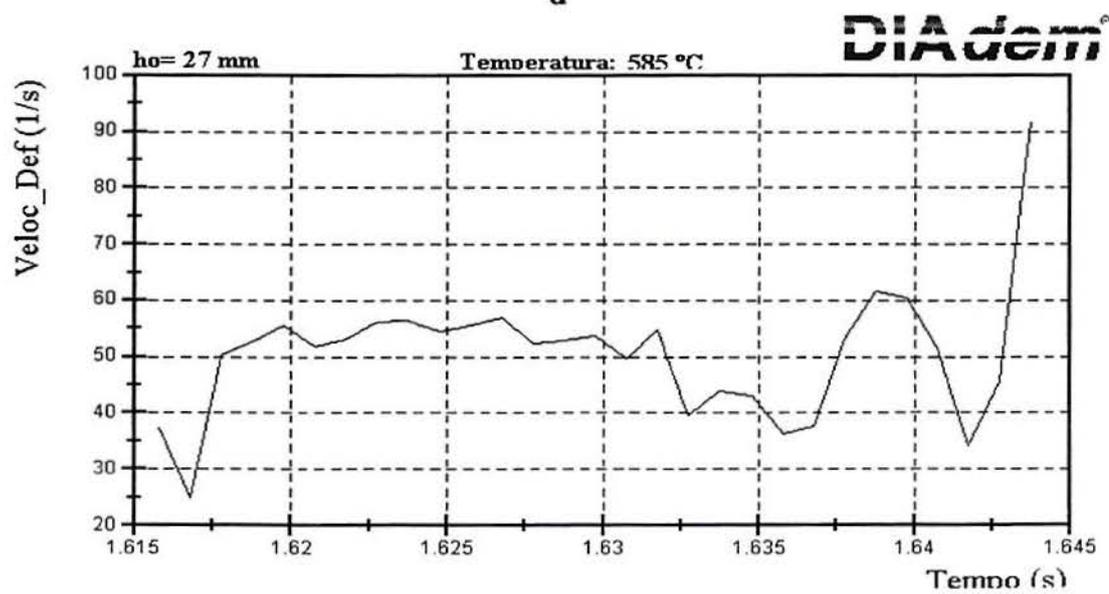
AA7075



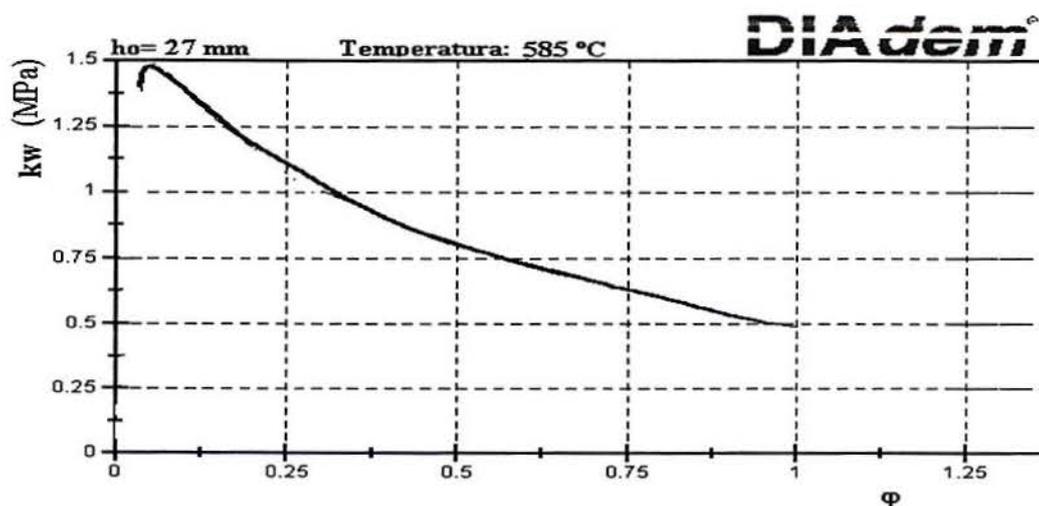
c



d



e



f

Fig.8.2- Curvas da liga AA7075 a 585 °C

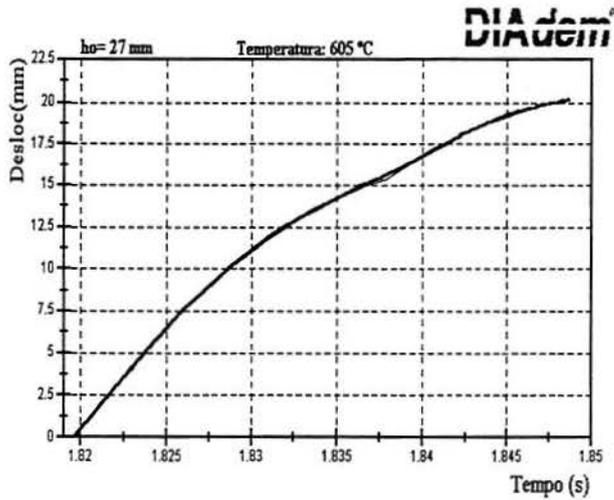
TABELA 8.2 .- Valores medidos e calculados no ensaio de compressão uniaxial da liga AA7075 na temperatura de 585 °C.

ho= 27 mm Temperatura : 585 °C

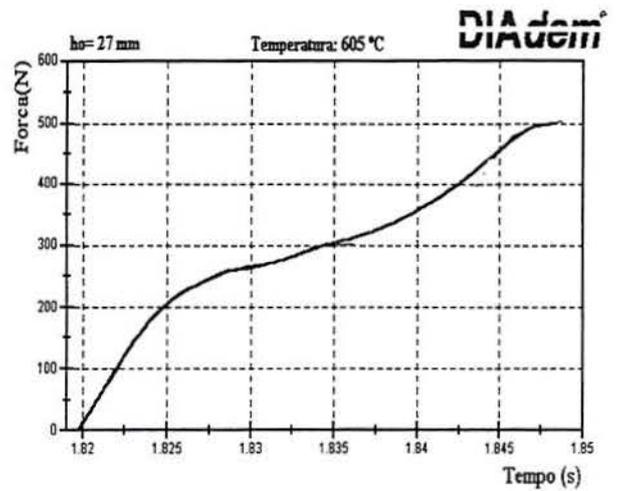
DIAdem[®]

Tempo (s)	Desloc (mm)	Força (N)	l1 (mm)	a1	Veloc_Def (M)	Veloc_Pirt	X_Dif	Mu (MPa)	Fl (%)
1.6148	0.020	1.061	26.980	0.000			1.615	0.004	0.001
1.6158	0.992	388.333	26.008	0.972	37.366	971.813	1.616	1.470	0.037
1.6168	1.623	404.381	25.377	0.631	24.875	631.249	1.617	1.494	0.062
1.6178	2.834	386.211	24.166	1.211	50.107	1210.897	1.618	1.358	0.111
1.6188	4.045	371.357	22.955	1.211	52.750	1210.897	1.619	1.241	0.162
1.6198	5.255	358.624	21.745	1.211	55.687	1210.897	1.620	1.135	0.216
1.6208	6.329	343.770	20.671	1.073	51.922	1073.295	1.621	1.034	0.267
1.6218	7.374	345.892	19.626	1.046	53.286	1045.774	1.622	0.988	0.319
1.6228	8.420	343.770	18.580	1.046	56.284	1045.774	1.623	0.930	0.374
1.6238	9.410	339.526	17.590	0.991	56.325	990.734	1.624	0.869	0.429
1.6248	10.318	339.526	16.682	0.908	54.441	908.173	1.625	0.824	0.482
1.6258	11.199	337.404	15.801	0.881	55.734	880.652	1.626	0.776	0.536
1.6268	12.052	335.282	14.948	0.853	57.073	853.132	1.627	0.729	0.591
1.6278	12.795	335.282	14.205	0.743	52.308	743.050	1.628	0.693	0.642
1.6288	13.510	341.648	13.490	0.715	53.042	715.530	1.629	0.671	0.694
1.6298	14.198	339.526	12.802	0.688	53.743	688.009	1.630	0.633	0.746
1.6308	14.804	339.526	12.196	0.605	49.641	605.448	1.631	0.603	0.795
1.6318	15.436	335.282	11.564	0.633	54.738	632.969	1.632	0.564	0.848
1.6328	15.877	333.160	11.123	0.440	39.586	440.326	1.633	0.539	0.887
1.6338	16.344	333.160	10.656	0.468	43.906	467.846	1.634	0.517	0.930
1.6348	16.785	337.404	10.215	0.440	43.104	440.326	1.635	0.502	0.972
1.6358	17.142	339.526	9.858	0.358	36.293	357.765	1.636	0.487	1.008
1.6368	17.500	339.526	9.500	0.358	37.860	357.765	1.637	0.469	1.046
1.6378	17.990	348.014	9.020	0.480	53.202	479.887	1.638	0.457	1.096
1.6388	18.503	354.380	8.497	0.523	61.536	522.887	1.639	0.438	1.156
1.6398	18.988	360.746	8.012	0.485	60.538	485.047	1.640	0.421	1.215
1.6408	19.380	367.112	7.620	0.392	51.464	392.165	1.641	0.407	1.265
1.6417	19.631	369.234	7.369	0.251	34.078	251.123	1.642	0.396	1.299
1.6427	19.952	367.112	7.048	0.322	45.639	321.644	1.643	0.377	1.343

A figura 8.3 mostra os gráficos obtidos nos ensaios de compressão a temperatura de 605 °C, as curvas: a) deslocamento-tempo b) força-tempo c) força-deslocamento d) velocidade do pistão-tempo e) velocidade de deformação-tempo e f) tensão-deformação da liga AA7075.



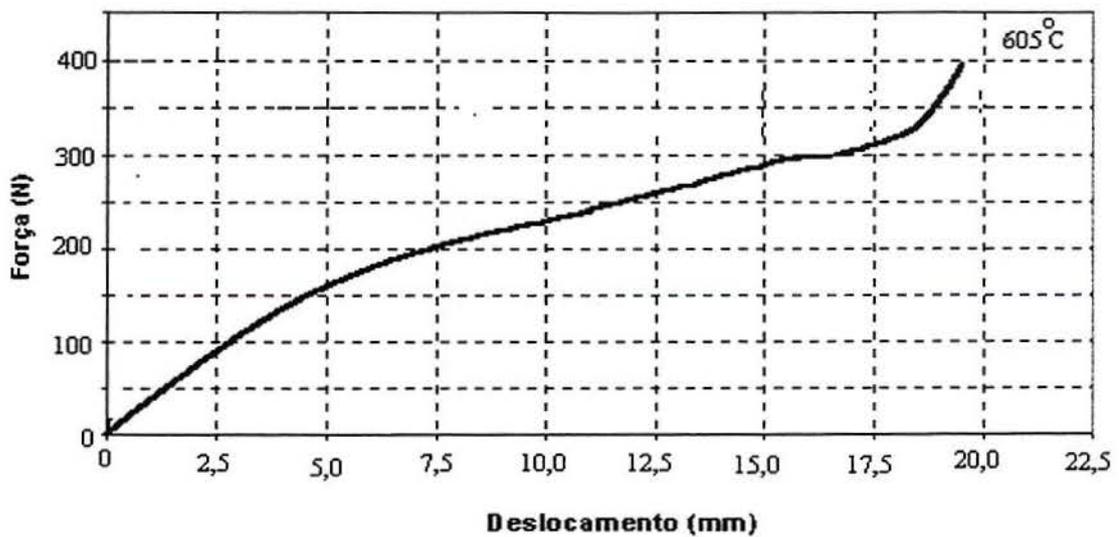
a



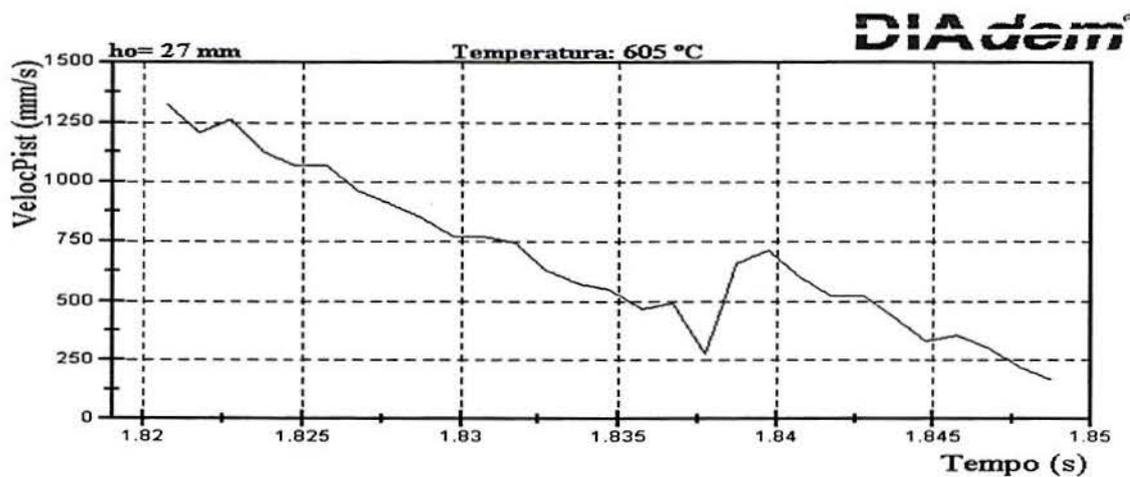
b

Curva Força-Deslocamento

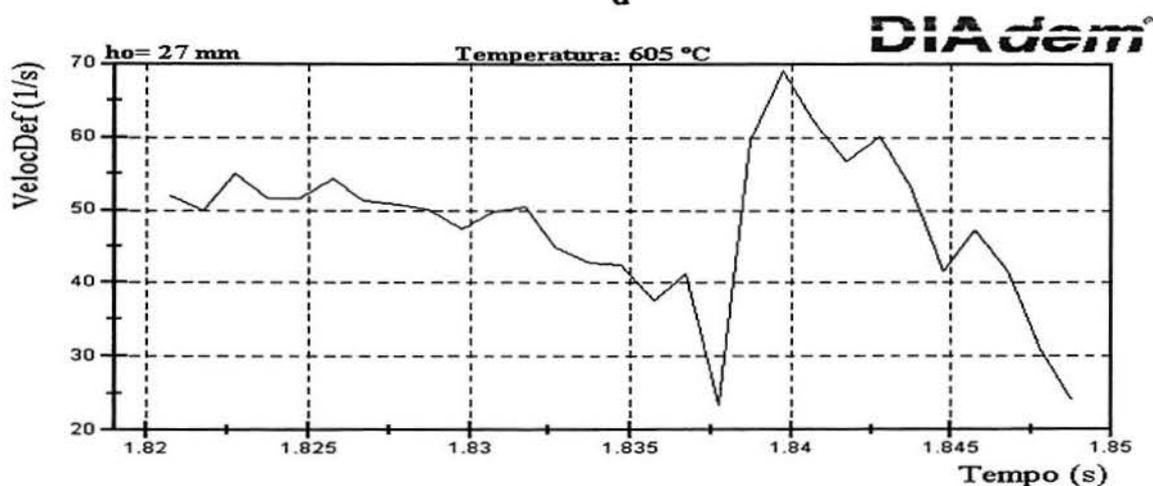
AA7075



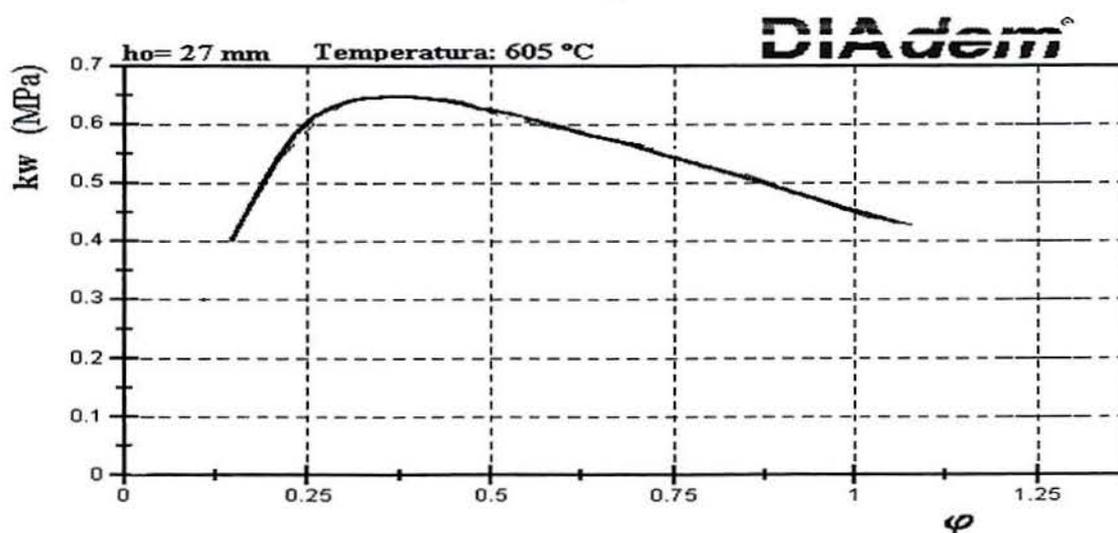
c



d



e



f

Fig.8.3- Curvas da liga AA7075 a 605 °C

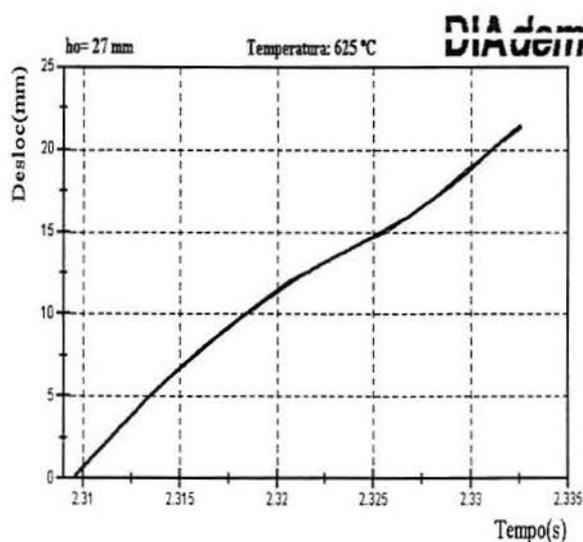
TABELA 8.3 .- Valores medidos e calculados no ensaio de compressão uniaxial da liga AA7075 na temperatura de 605 °C.

ho= 27 mm Temperatura : 605 °C

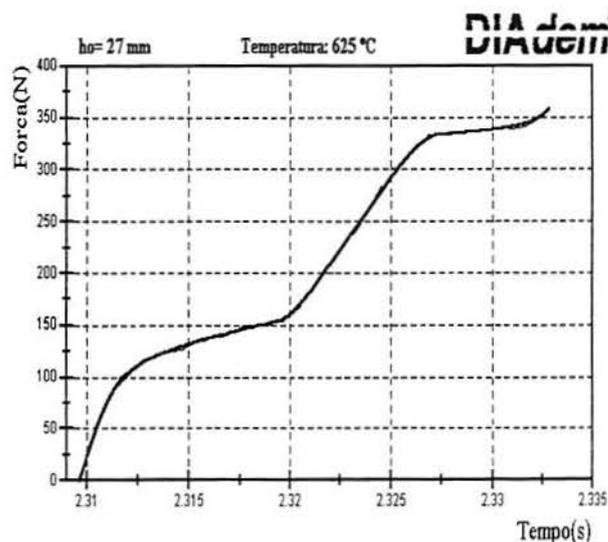
DIADEM[®]

Tempo (s)	Desloc(mm)	Força(N)	l1 (mm)	At	Ai	VelocDef (M/s)	VelocPist (mm/s)	Hw (MPa)	Fl
1.8197	0.187	0.133	26.813	0.000	0.000			0.001	0.007
1.8207	1.513	44.563	25.487	0.001	1.326	52.032	1326.138	0.165	0.058
1.8217	2.724	82.759	24.276	0.001	1.211	49.880	1210.897	0.292	0.106
1.8227	3.990	129.444	23.010	0.001	1.266	55.016	1265.937	0.434	0.160
1.8237	5.118	169.763	21.882	0.001	1.128	51.564	1128.336	0.541	0.210
1.8247	6.191	199.471	20.809	0.001	1.073	51.578	1073.295	0.604	0.260
1.8257	7.264	224.936	19.738	0.001	1.073	54.383	1073.295	0.646	0.313
1.8267	8.227	235.546	18.773	0.001	0.963	51.309	963.213	0.644	0.363
1.8277	9.135	246.156	17.865	0.001	0.908	50.836	908.173	0.640	0.413
1.8287	9.988	256.889	17.012	0.001	0.853	50.149	853.132	0.641	0.462
1.8297	10.759	261.011	16.241	0.001	0.770	47.445	770.571	0.617	0.508
1.8307	11.529	267.377	15.471	0.001	0.770	49.808	770.571	0.602	0.557
1.8317	12.272	275.865	14.728	0.001	0.743	50.452	743.050	0.591	0.606
1.8327	12.905	284.353	14.095	0.001	0.633	44.907	632.969	0.583	0.650
1.8337	13.483	297.085	13.517	0.001	0.578	42.755	577.928	0.584	0.692
1.8347	14.033	298.963	12.967	0.001	0.550	42.447	550.408	0.584	0.733
1.8357	14.501	301.329	12.499	0.001	0.488	37.430	467.846	0.548	0.770
1.8367	14.996	304.963	12.004	0.001	0.495	41.267	495.367	0.533	0.811
1.8377	15.271	304.963	11.729	0.001	0.275	23.464	275.204	0.521	0.834
1.8387	15.932	307.085	11.068	0.001	0.660	59.674	660.489	0.495	0.892
1.8397	16.647	308.841	10.353	0.001	0.715	69.114	715.530	0.465	0.959
1.8407	17.252	309.987	9.748	0.001	0.605	62.113	605.448	0.440	1.019
1.8417	17.775	319.817	9.225	0.001	0.523	56.683	522.887	0.429	1.074
1.8427	18.298	352.258	8.702	0.001	0.523	60.089	522.887	0.446	1.132
1.8437	18.738	405.309	8.262	0.001	0.440	53.297	440.326	0.487	1.184
1.8447	19.069	447.750	7.931	0.001	0.330	41.637	330.245	0.517	1.225
1.8457	19.426	479.580	7.574	0.001	0.358	47.237	357.765	0.529	1.271
1.8467	19.729	492.313	7.271	0.001	0.303	41.634	302.724	0.521	1.312
1.8477	19.949	500.801	7.051	0.001	0.220	31.224	220.163	0.514	1.343
1.8487	20.114	502.923	6.886	0.001	0.165	23.980	165.122	0.504	1.366

A figura 8.4 mostra os gráficos obtidos nos ensaios de compressão a temperatura de 625 °C, as curvas: a) deslocamento-tempo b) força-tempo c) força-deslocamento d) velocidade do pistão-tempo e) velocidade de deformação-tempo e f) tensão-deformação da liga 7075.

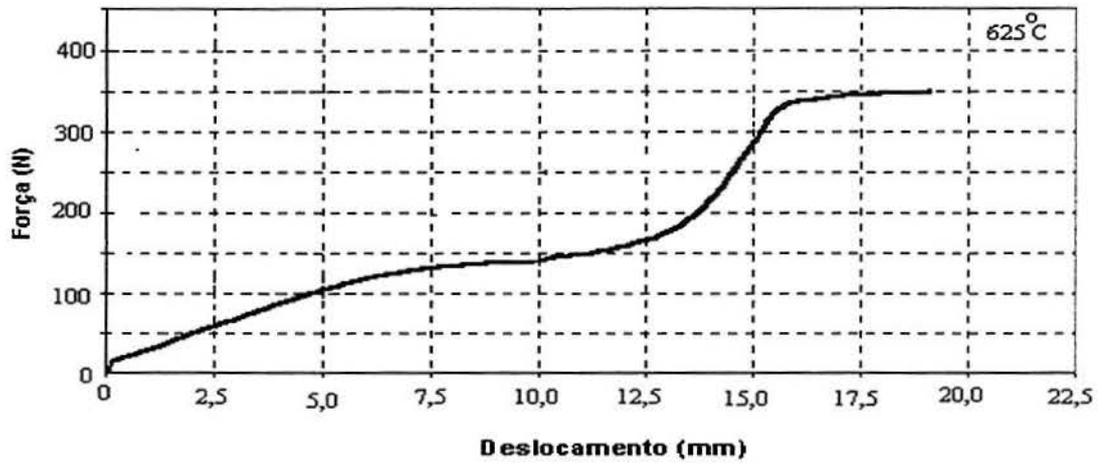


a

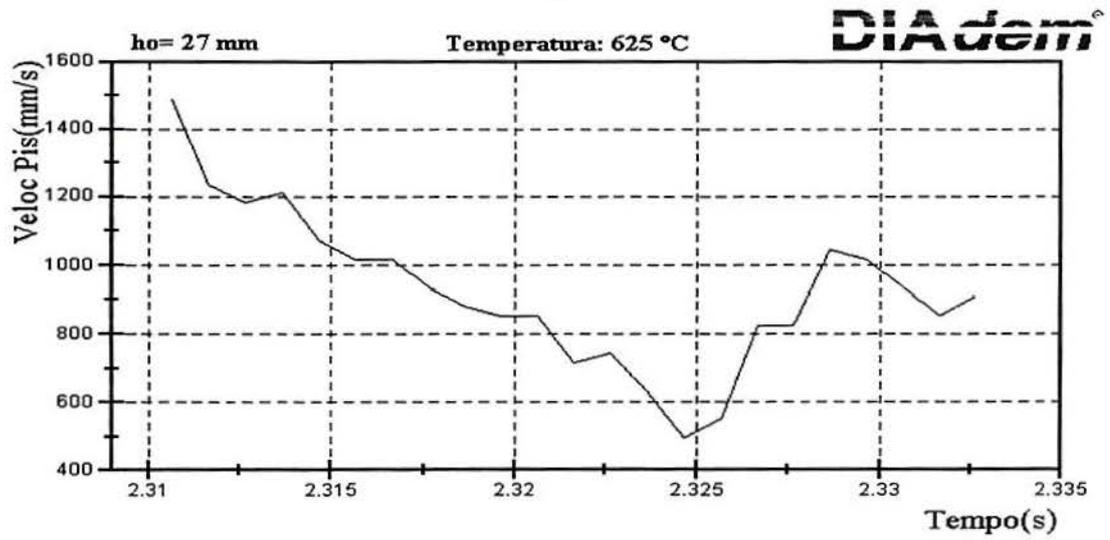


b

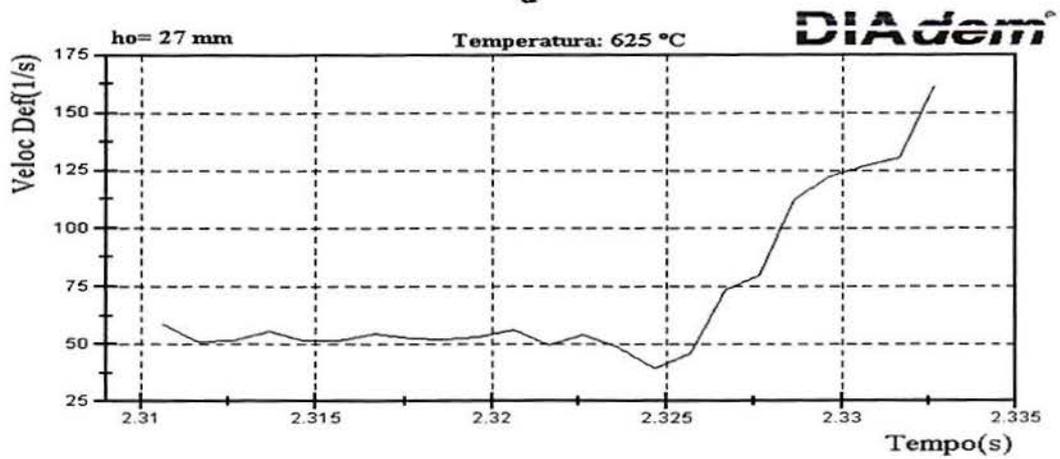
Curva Força-Deslocamento
AA7075



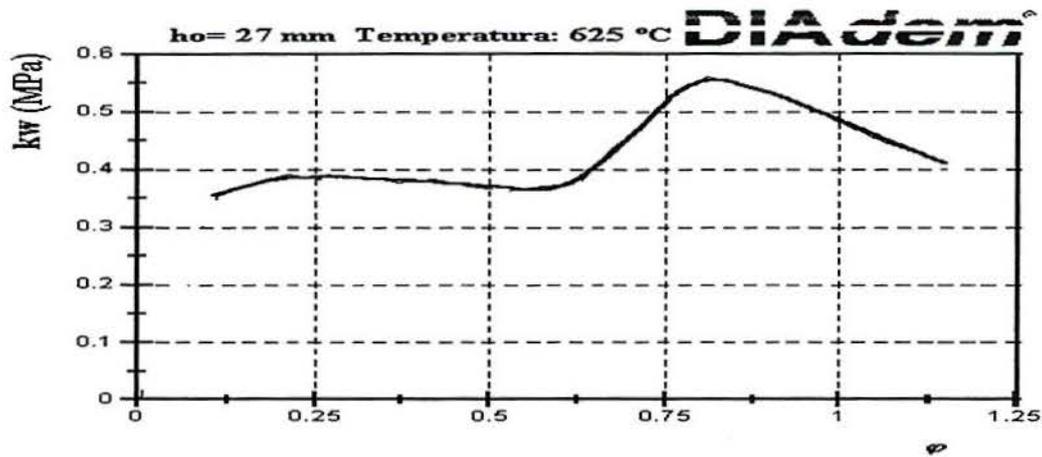
c



d



e



f

Fig.8.4- Curvas da liga AA7075 a 625 °C.

TABELA 8.4 - Valores medidos e calculados no ensaio de compressão uniaxial .

ho = 27 mm Temperatura : 625 °C

DIADEM

Tempo(s)	Desloc(mm)	Força(N)	II (mm)	At	ε _l	Veloc Det(1/s)	Veloc Pls (mm/s)	Kw (MPa)	Fl
2.3096	0.077	0.073	26.923	0.000	0.000			0.000	0.003
2.3106	1.568	57.709	25.432	0.001	1.491	58.638	1491.261	0.214	0.060
2.3116	2.806	100.255	24.194	0.001	1.238	51.788	1238.417	0.353	0.110
2.3126	3.990	112.759	23.010	0.001	1.183	51.428	1183.376	0.378	0.160
2.3136	5.200	123.452	21.800	0.001	1.211	55.547	1210.897	0.392	0.214
2.3146	6.273	126.712	20.727	0.001	1.073	51.784	1073.295	0.382	0.264
2.3156	7.292	137.932	19.708	0.001	1.018	51.666	1018.254	0.396	0.315
2.3166	8.310	138.810	18.690	0.001	1.018	54.480	1018.254	0.378	0.368
2.3176	9.245	148.543	17.755	0.001	0.936	52.701	936.693	0.384	0.419
2.3186	10.126	150.861	16.874	0.001	0.881	52.789	880.652	0.371	0.470
2.3196	10.979	155.546	16.021	0.001	0.853	53.250	853.132	0.363	0.522
2.3206	11.832	168.353	15.168	0.001	0.853	56.245	853.132	0.372	0.577
2.3216	12.547	178.306	14.453	0.001	0.715	49.508	715.530	0.375	0.625
2.3226	13.230	220.160	13.710	0.001	0.743	54.98	743.050	0.439	0.678
2.3236	13.923	253.526	13.077	0.001	0.633	48.403	632.969	0.483	0.725
2.3246	14.418	290.262	12.582	0.001	0.495	39.372	495.367	0.532	0.764
2.3256	14.939	320.038	12.031	0.001	0.550	45.748	550.408	0.560	0.808
2.3266	15.734	333.160	11.206	0.001	0.825	73.676	825.611	0.543	0.879
2.3276	16.620	334.672	10.380	0.001	0.825	79.535	825.611	0.506	0.956
2.3286	17.635	328.916	9.335	0.001	1.046	112.029	1045.774	0.447	1.062
2.3296	18.633	331.038	8.317	0.001	1.018	122.435	1018.254	0.401	1.178
2.3306	19.619	337.404	7.381	0.001	0.936	126.768	936.693	0.362	1.297
2.3316	20.472	341.648	6.528	0.001	0.853	130.685	853.132	0.325	1.420
2.3326	21.330	352.258	5.620	0.001	0.908	161.593	908.173	0.288	1.569

8.3.- Avaliação e discussão das curvas tensão-deformação com a temperatura

Pode-se notar claramente nas curvas tensão-deformação a existência de três zonas, as quais dependem da temperatura de conformação. A temperaturas elevadas estas zonas não se diferenciam.

A figura 8.5 mostra a enorme influência que a temperatura exerce nas curvas tensão-deformação. Observa-se que um aumento na temperatura de 585 °C provoca uma queda substancial da resistência a deformação. A diferença da resistência a deformação não é tão acentuada quando a temperatura varia de 605 °C a 625 °C.

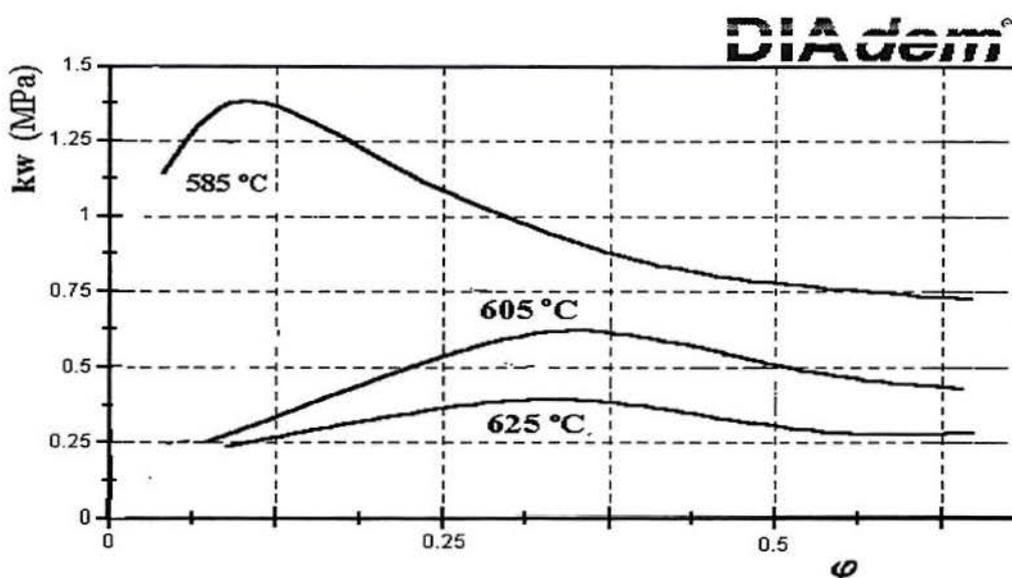


Fig.8.5.- Influência da temperatura com a curva tensão-deformação da liga de alumínio AA7075.

A cada temperatura corresponde uma fração de sólidos.

A temperatura de 625 °C corresponde a fração de sólido (f_s) de 0,3, neste estado existe uma interação muito pequena entre os grãos sólidos. O metal se comporta como um líquido de alta viscosidade que segue a leis de Newton. Esta viscosidade pode ser facilmente avaliada pelas teorias de EINSTEIN e BACHERLOR [8.7]

A temperatura de 605 °C corresponde a fração de sólidos (f_s) de 0,58, neste estado a resistência à deformação aumenta rapidamente, a viscosidade apresenta um comportamento não linear. A interação entre os sólidos é muito forte. Dois tipos de interações caracterizam o escoamento da pasta nesta faixa:

- a).- Interação hidrodinâmica.- Esta ocorre pela movimentação por rotação e translação das partículas sólidas
- b).- Interação por aglomeração .- Ocorre quando as partículas sólidas sofrem uma solda parcial entre as bordas.

Trabalhos recentes [8.8] sobre o comportamento no estado semissólido supõem que a resistência a deformação é afetada pelo nível de partículas sólidas aglomeradas. A redução da viscosidade aparente durante a deformação foi explicada com base no processo de

desaglomeração (ruptura das uniões parcialmente soldadas entre os grãos). Este processo ocorre simultaneamente com os processos de aglomeração.

A temperatura 585 °C corresponde a fração de sólidos (f_s) de 0,78. Neste estado se forma uma estrutura como um esqueleto com as partículas sólidas, considerando que os poros estão saturados de metal líquido. A deformação macroscópica está acompanhada de uma ligeira deformação dos grãos sólidos. Esta escoo facilmente pelos limites líquidos entre as partículas sólidas.

Na figura 8.6, são mostradas esquematicamente as zonas de deformação que existem neste processo. Pode-se notar três etapas bem diferenciadas as quais descrevem o fenômeno de tixotropia.

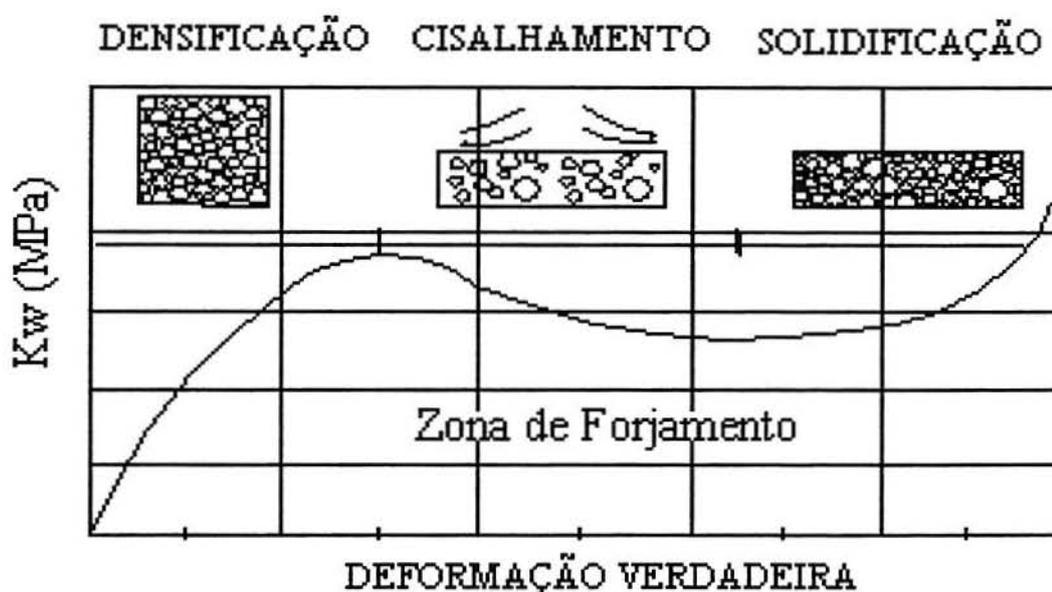


Fig.8.6.- Esquema das zonas no forjamento semissólido.

Etapas na conformação tixotrópica

-Densificação

Nesta zona o metal oferece uma resistência inicial ao escoamento, quando a temperatura é baixa a resistência é maior. Isto deve-se aos processos de interação que existem entre os sólidos. Este comportamento pode-se notar claramente no gráfico da figura 8.2, onde a liga AA7075 a temperatura de 585 °C foi conformada uniaxialmente. A temperaturas elevadas com f_s menor que 30 %, o metal quase não apresenta este comportamento.

-Cisalhamento

Nesta zona o material escoo até preencher toda a matriz, ocorre uma desaglomeração. A temperatura da matriz não deve ser muito baixa para evitar as perdas de calor por condução entre a peça e a matriz. Esta etapa deve ser muito rápida, a velocidade de escoamento deve superar a gradiente térmico.

-Solidificação

O material perde uma quantidade grande de calor por convecção, o metal deve solidificar totalmente sob pressão. Com a pressão exercida, elimina-se os gases e ocorre um mecanismo de soldagem no seio da peça. As porosidades são também eliminadas desta maneira.

A figura 8.7 mostra a enorme influência que exerce a temperatura no ensaio de compressão no estado semissólido:

-A foto1 mostra o corpo de prova cilíndrico conformado à temperatura de 585 °C. Nota-se trincas muito grandes na borda do cilindro achatado.

-A foto2 mostra pequenas fissuras na borda. A temperatura de conformação foi de 605 °C. Esta temperatura mostrou-se mais adequada para este ensaio.

A foto3 mostra o corpo de prova cilíndrico conformado à temperatura de 625 °C. A temperatura foi muito elevada nota-se na borda a macrosegregação da fase líquida do cilindro achatado.

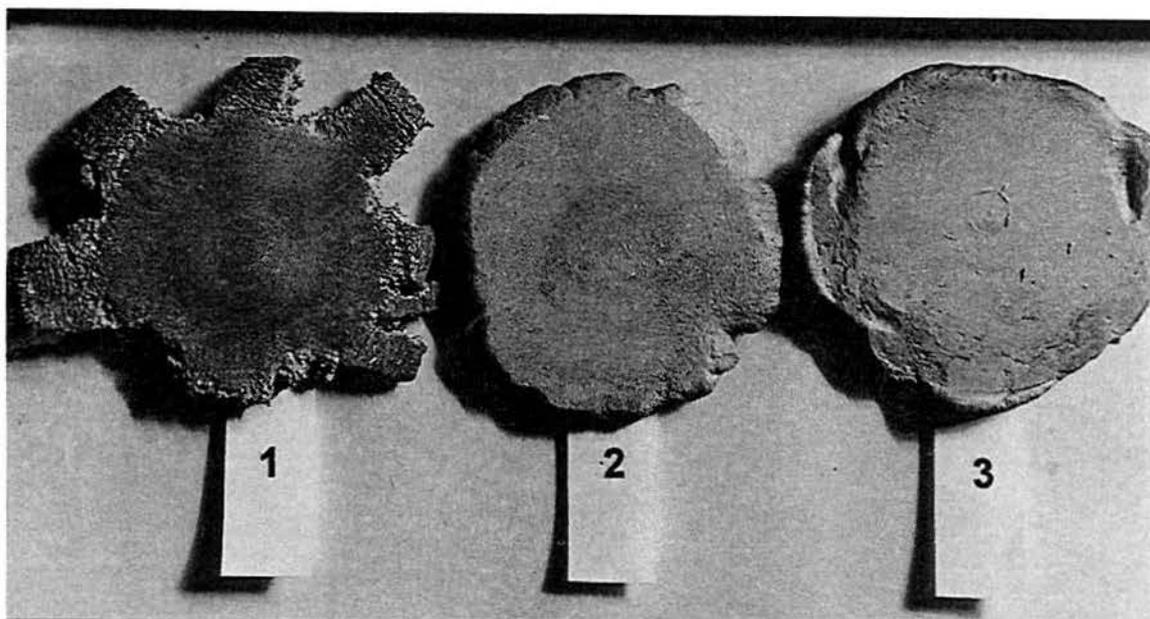


Fig. 8.7.- Influência da temperatura no forjamento do cilindro.

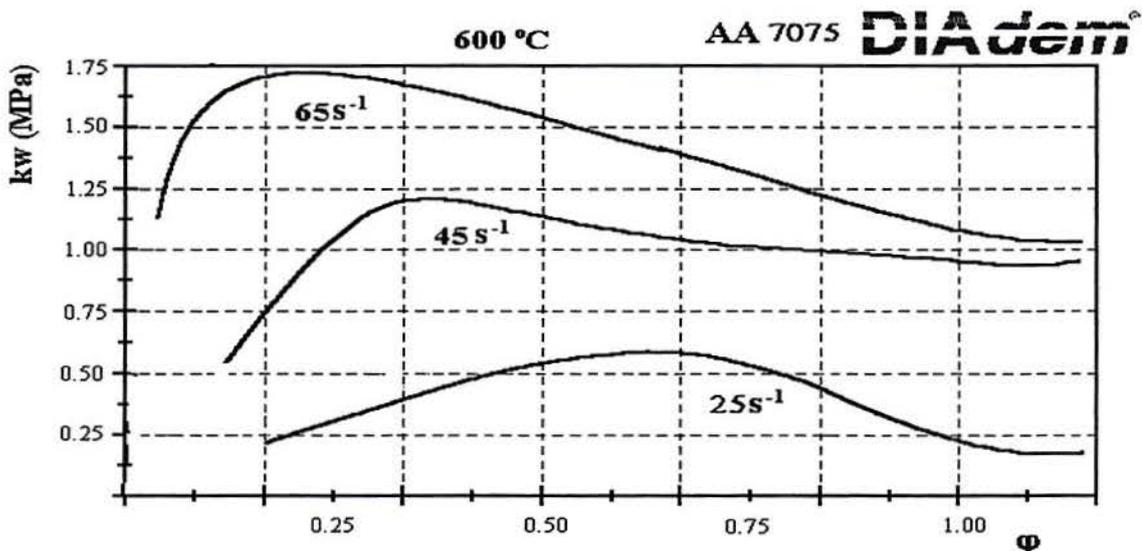
8.4- Efeito da velocidade de deformação

Nesta avaliação procurou-se reproduzir em laboratório todas as condições encontradas no forjamento semissólido em relação à velocidade de deformação.

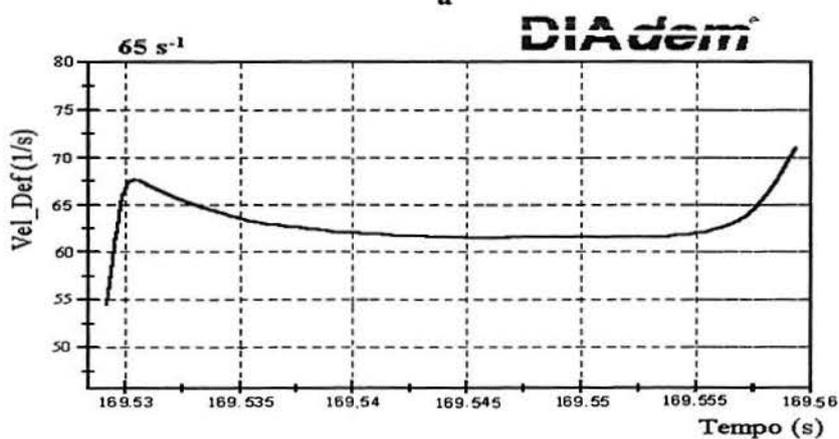
O ensaio foi realizado a temperatura de 600 °C. Os punções foram aquecidos até a mesma temperatura (600 °C).

A figura 8.8a mostra a influência que existe na velocidade de deformação (ϕ) com a resistência a deformação (kw). Quando a velocidade de deformação aumenta, a resistência a deformação também aumenta

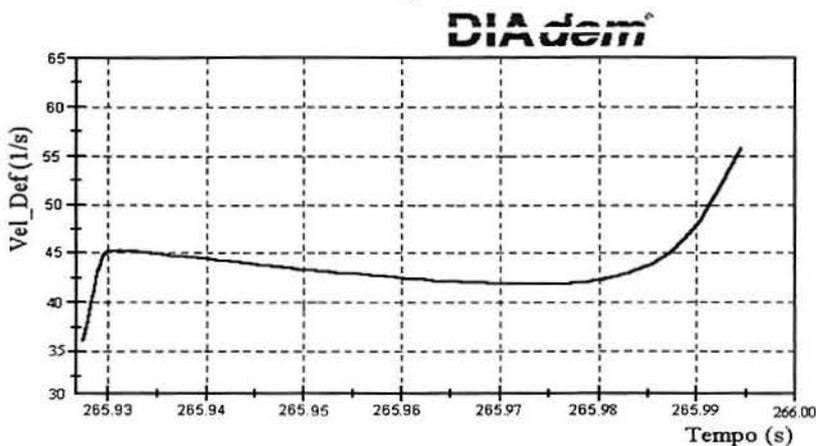
As velocidades médias empregadas foram de 25 s^{-1} , 45 s^{-1} e 65 s^{-1} . Estas velocidades não foram constantes em toda a faixa de deformação, como pode observar-se na figura 8.8 a,b c e d.



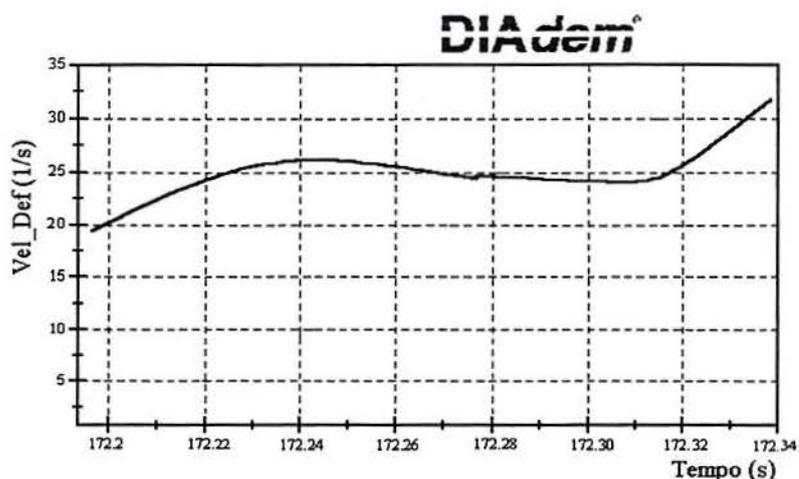
a



b



c



d

Fig.8.8-(a) Variação da curva tensão-deformação com a velocidade de deformação. (b) Comportamento da velocidade de 65 s^{-1} . (c) Comportamento da velocidade de 45 s^{-1} (d) Comportamento da velocidade 25 s^{-1}

A velocidade de deformação é definida como sendo a variação da deformação com o tempo. Na conformação a quente a velocidade de deformação aumenta a resistência a deformação, uma vez que o processo de recristalização é lento. Velocidades lentas de conformação permitem uma recristalização completa e, assim, a resistência diminui.

No estado semissólido este fenômeno não ocorre, o mais provável pode ser o aparecimento de uma energia de deformação residual. Esta energia residual pode ser atribuída ao atrito.

Um estudo realizado por Toyoshima [8.9] mostra a grade do material conformado a três diferentes velocidades do pistão, 38, 500 e 2000 mm/s respectivamente. A deformação total foi de 60 %. A distorção da grade é diferente para cada velocidade e foi atribuída ao atrito, que aumenta com o aumento da velocidade.

9-ENSAIO DO FORJAMENTO SEMISSÓLIDO

9.1.- Ensaio de forjamento

Para avaliar na pratica os métodos de fabricação da matéria prima foram realizados forjamentos dos corpos de prova com estrutura não dendrítica obtidos nos tratamentos anteriores.

Para estes ensaios foram confeccionados uma matriz, punção e extrator de aço AISI H21, que foi montada junto a uma prensa Pneumática, no Laboratório de Transformação Mecânica. Para um aquecimento homogêneo e rápido foi empregado um aquecedor indutivo e para medir a temperatura de maneira fácil e exata empregou-se um pirômetro ótico infravermelho. A força foi medida com uma célula de carga tipo membrana de ponte completa fabricada no laboratório.

A velocidade de forjamento empregada foi de 40 s^{-1} . A temperatura de forjamento foi de $605 \text{ }^\circ\text{C}$. O grafite em óleo foi empregado como lubrificante. Os corpos de prova cilíndricos foram de 30mm de diâmetro e 25 mm de altura.

Na figura 9.1 é apresentada o desenho da geratriz e da peça a ser forjada. Com este ensaio verifica-se a capacidade de preenchimento do metal no estado semissólido na matriz, no momento do forjamento. Esta capacidade é medida por meio dos coeficientes k_1 e k_2 (graus de preenchimento) assim definidos [9.1]:

$$k_1 = (h_1/ht) \cdot 100 \dots\dots\dots(9.1)$$

$$k_2 = (h_2/ht) \cdot 100 \dots\dots\dots(9.2)$$

$$\Delta k = (h_1 - h_2)/ht \cdot 100 (\%) \dots\dots\dots(9.3)$$

$$k_m = (k_1 + k_2)/2 \cdot 100 (\%) \dots\dots\dots(9.4)$$

onde :

h_1 e h_2 = Altura do entalhe do modelo da matriz (mm),

ht = Altura teórica do entalhe (mm),

Δk = Diferencia do grau total de preenchimento

k_m = Promedio do grau total de preenchimento.

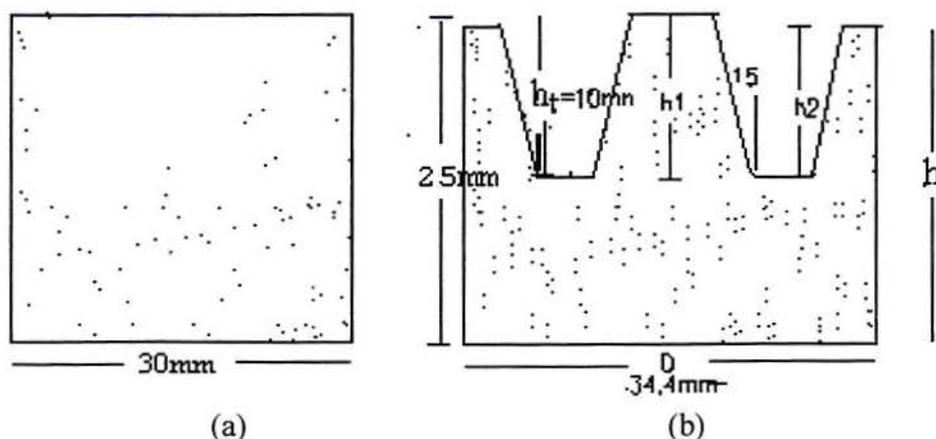


Fig.9.1.- Desenho da geratriz (a) e da peça (b) a ser forjada [9.1].

9.2.-Avaliação dos ensaios de forjamento

Na tabela 9.1 são resumidos os valores obtidos deste ensaio, o melhor resultado foi para a peça forjada com estrutura SIMA®.

Tabela 9.1.-Valores do ensaio de forjabilidade.

C.prova/Estr.	TA	TDF	TDQ	SIMA
D(mm.)	34.5	34.5	34.5	34.5
h _t (mm.)	10	10	10	10
h ₁	8.9	9.2	9.8	10
h ₂	8.3	8.7	9.6	10
k ₁	89	92	98	100
k ₂	83	87	96	100
Δk(%)	7	5	2	0%
k _m (%)	86	89.5	97	100%

TA = Tratamento de agitação.

TDF = Tratamento de deformação a frio.

TDQ = Tratamento de deformação a quente.

SIMA = Tratamento de deformação a quente e a frio.

Na figura 9.2, observa-se o gráfico do comportamento da matéria prima no preenchimento da matriz, todos os valores foram tomados nas mesmas condições de temperatura e velocidade de preenchimento. O método SIMA® foi o mais adequado para essas condições particulares de trabalho.

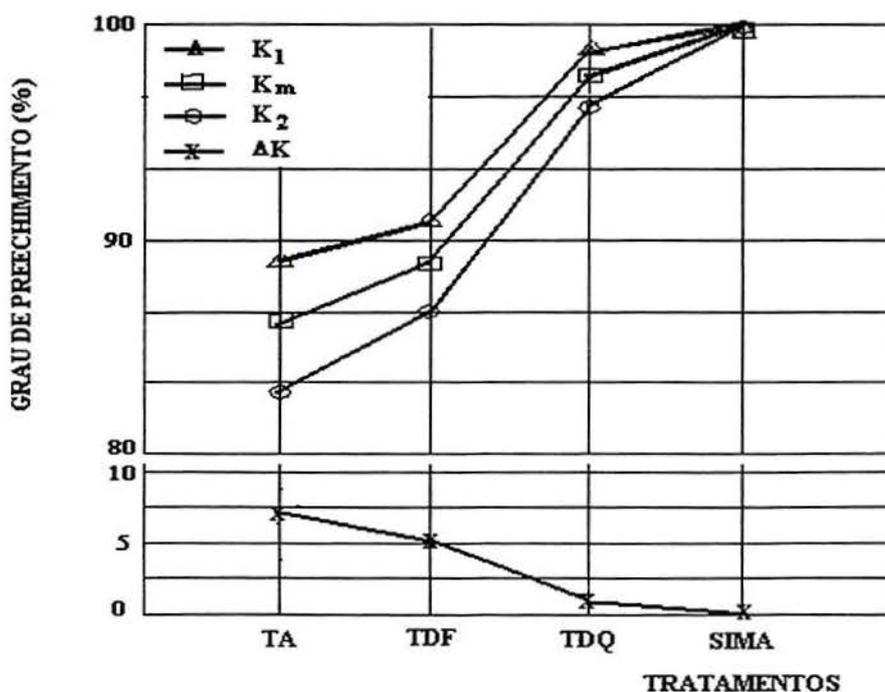


Fig.9.2.- Influência do processo da fabricação da matéria prima.

A figura 9.3 mostra o gráfico da força-deslocamento obtido no ensaio de forjamento. Nota-se a variação da curva quando atinge 455 N, que é a força necessária para forjar o caneco.

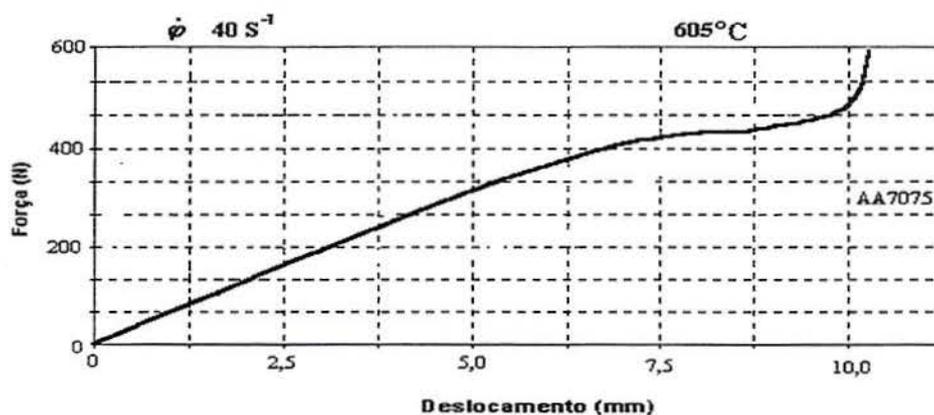


Fig.9.3.- Curva força-deslocamento para forjamento do caneco.

Na figura 9.4, mostra-se as fotografias da seção transversal dos corpos de prova pesquisado. O corpo 1, mostra o caneco com trincas na borda e com preenchimento parcial, o escoamento não foi adequado. O corpo 2, mostra trincas muito pequenas nas bordas superiores e na parte do centro não houve um preenchimento total. O corpo 3, mostra a falta de preenchimento no centro e não apresenta trincas nas bordas. O corpo 4, mostra um preenchimento total sem trincas (método SIMA®).

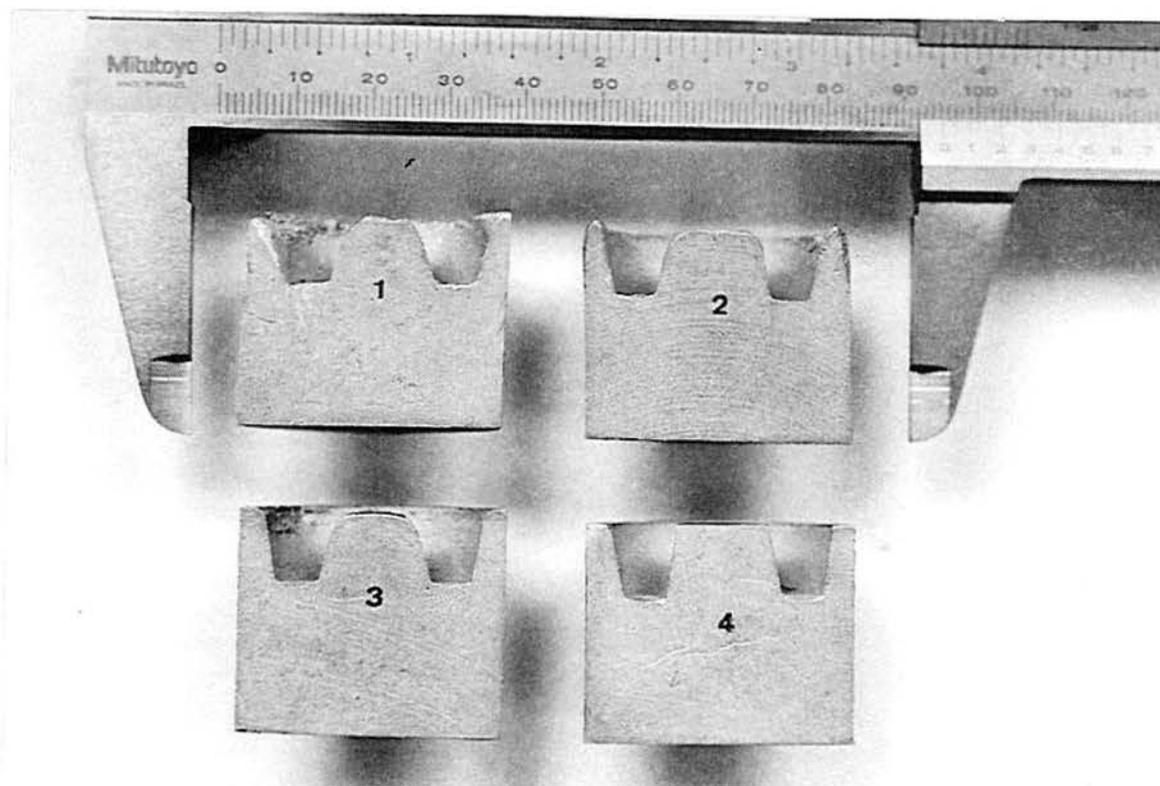


Fig.9.4.- Fotos da seção transversal dos corpos de prova

10 – CÁLCULO DA FORÇA E DA TEMPERATURA FINAL

10.1.- Cálculo da força de forjamento do caneco

Para poder avaliar o comportamento do estado semissólido foi forjado um caneco de simetria axial com as dimensões da figura 10.1.

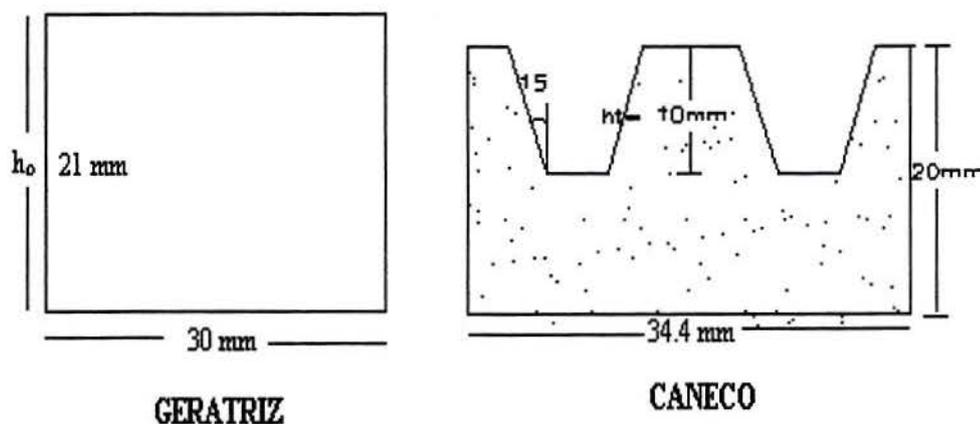


Fig.10.1.- Desenho da geratriz e da peça

Empregando a teoria elementar da plasticidade foi calculada a força necessária de conformação. Para este cálculo o caneco foi dividido em 5 tiras elementares como se pode observar na figura 10.2.

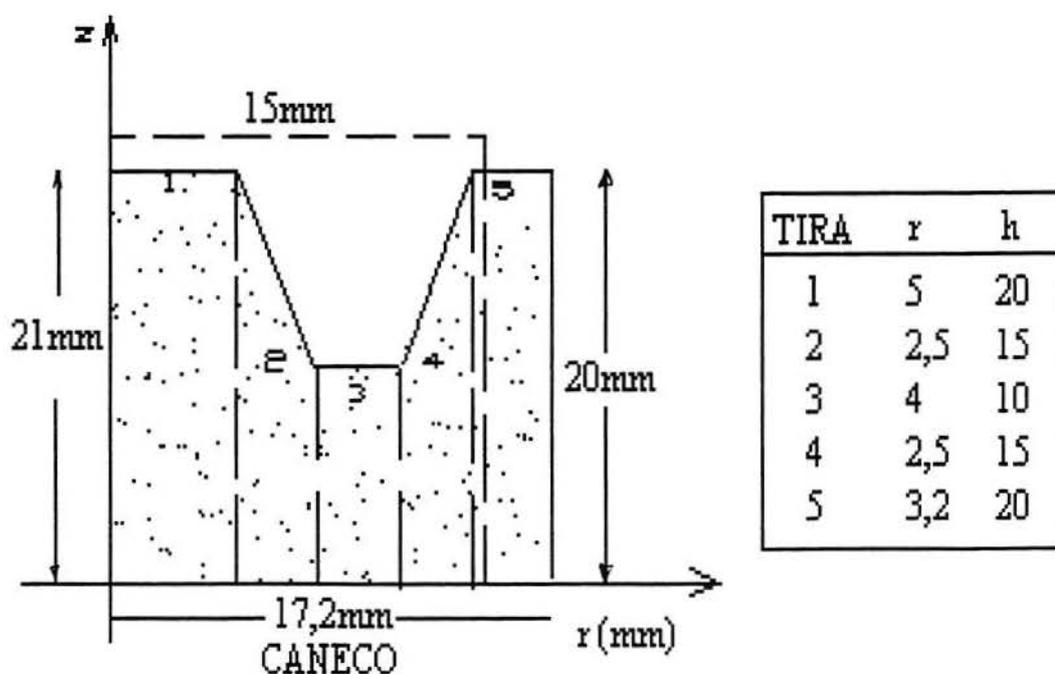


Fig.10.2.- Desenho do corpo de prova e da peça com as tiras para o cálculo

Para o cálculo teórico da força de conformação, foi empregada a teoria das tiras (slab metod). A partir da análise do equilíbrio de forças numa zona de deformação, chegou-se a equação geral diferencial de primeira ordem [10.1]. As equações empregadas nos cálculos das tiras foram:

$$d\sigma_x / dx + 2/h [tg(\alpha + \rho) - tg\alpha] \sigma_x + 2/h \cdot kw \cdot tg(\alpha + \rho) = 0 \dots\dots\dots(10.1)$$

Simplificando:

$$f(x) = 2/h [tg(\alpha + \rho) - tg\alpha] \sigma_x$$

$$g(x) = 2/h \cdot kw \cdot tg(\alpha + \rho)$$

Considere o forjamento semissólido como o forjamento a quente, desconsiderando o encruamento do material. Para efeitos de simplificação foi considerada o ensaio de compressão plana ($\alpha = 0$) com placas paralelas e o atrito ($tg \rho = \mu$). A equação 10.1 fica simplificada em:

$$f(x) = [2\mu/h] \sigma_x$$

$$g(x) = -[2\mu/h] \cdot kw$$

então:

$$d\sigma_x / dx + [2\mu/h] \sigma_x - [2\mu/h] \cdot kw = 0 \dots\dots\dots(10.2)$$

Desenvolvendo a equação 10.2 se obtêm:

$$\sigma_x = kw [1 - e^{(2\mu/h) (d/2 - r)}] \dots\dots\dots(10.3)$$

Por Tresca tem-se a resistência à deformação :

$$kw = \sigma_x - \sigma_z \dots\dots\dots(10.4)$$

Finalmente:

$$\sigma_z = kw \cdot e^{(2\mu/h) (d/2 - r)} \dots\dots\dots(10.5)$$

Para o cálculo da resistência à deformação foi empregada a equação:

$$F_i = A_i \cdot \sigma_z \dots\dots\dots(10.6)$$

Sendo:

k_w = Resistência à deformação (Mpa)

F_i = Força instantânea (N)

A_i = Área instantânea (mm²)

ϕ_h = Deformação verdadeira (-)

μ = Atrito (-)

σ_x = Tensão em x

d = diâmetro (mm)

t = Tempo (s)

h = Altura (mm)

As condições iniciais do forjamento são:

Temperatura inicial $T_o = 605 \text{ }^\circ\text{C}$.

Altura inicial $h_o = 21 \text{ mm}$.

Diâmetro inicial $d_o = 34,4 \text{ mm}$.

Atrito $\mu = 0,35$

Velocidade de deformação $\dot{\phi} = 40 \text{ s}^{-1}$

A figura 10.3 mostra a curva para determinar o comportamento da liga AA 7075 à temperatura de 605 °C.

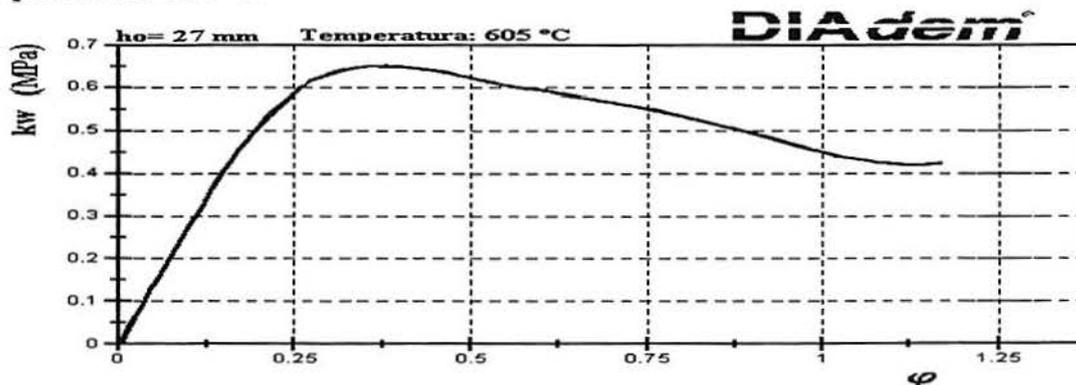


Fig. 10.3 Curva da tensão-deformação da liga AA7075.

A tabela 10.1 resume os cálculos do forjamento com 5 tiras. Com os dados adquiridos nos ensaios e empregando as equações 10.5 e 10,6 foram calculados os dados de cada tira.

Tabela 10.1.-Dados medidos e calculados para cada tira conforme fig.10.2.

Tiras	h_i (mm)	r_i (mm)	ϕ	k_w (MPa)	A_i (mm ²)	σ_z (MPa)	F (N)
1	20,0	5,0	0,049	0,10	78,54	0,153	12,01
2	15,0	7,5	0,336	0,65	98,18	0,913	89,63
3	10,0	11,5	0,742	0,56	238,76	0,684	163,31
4	15,0	14,0	0,336	0,65	200,27	0,7271	146,20
5	20,0	17,2	0,049	0,10	313,66	0,10	31,37
						TOTAL	442,53

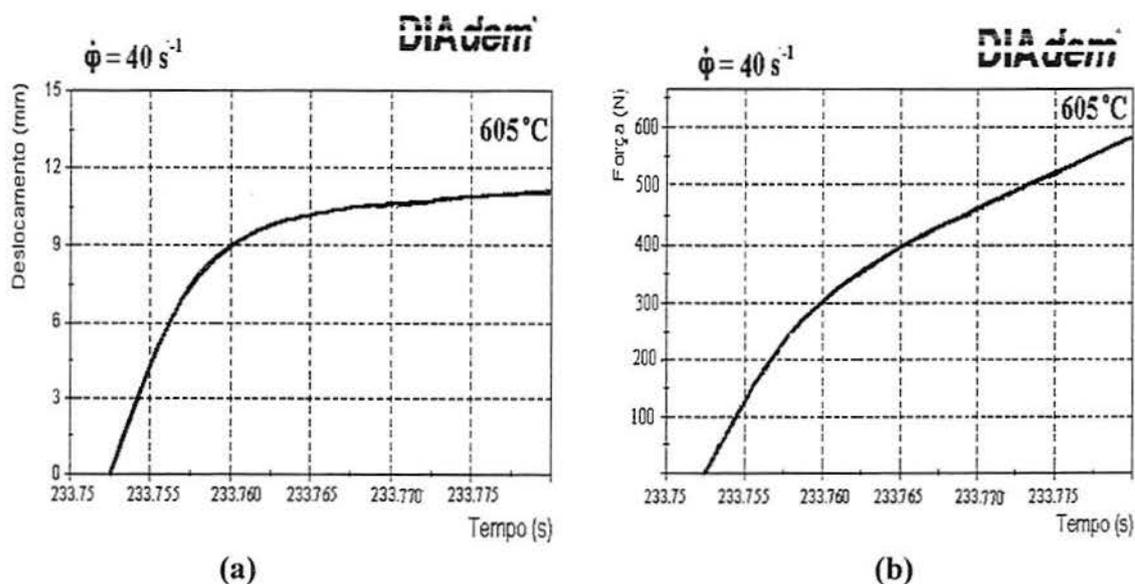


Fig.10.4 .- Valores experimentais para forjar um caneco (a) Curva do deslocamento x tempo (b) Curva da força x tempo

A força total calculada pela teoria das tiras para o forjamento do caneco é 442,53 N e a força medida pela célula de carga é de 455 N, o erro encontrado foi de 2,7 %. Este erro pode ser atribuído a muitos fatores, entre os quais, o mais importantes é o atrito. O atrito não foi possível de ser medido.

A figura 10.5 mostra as fotos do caneco (1) conformado e do corpo de prova para o ensaio uniaxial (2) após ser deformado. Este ensaios permitem comparar o cálculo teórico com os valores obtidos da medição direta no ensaio prático.

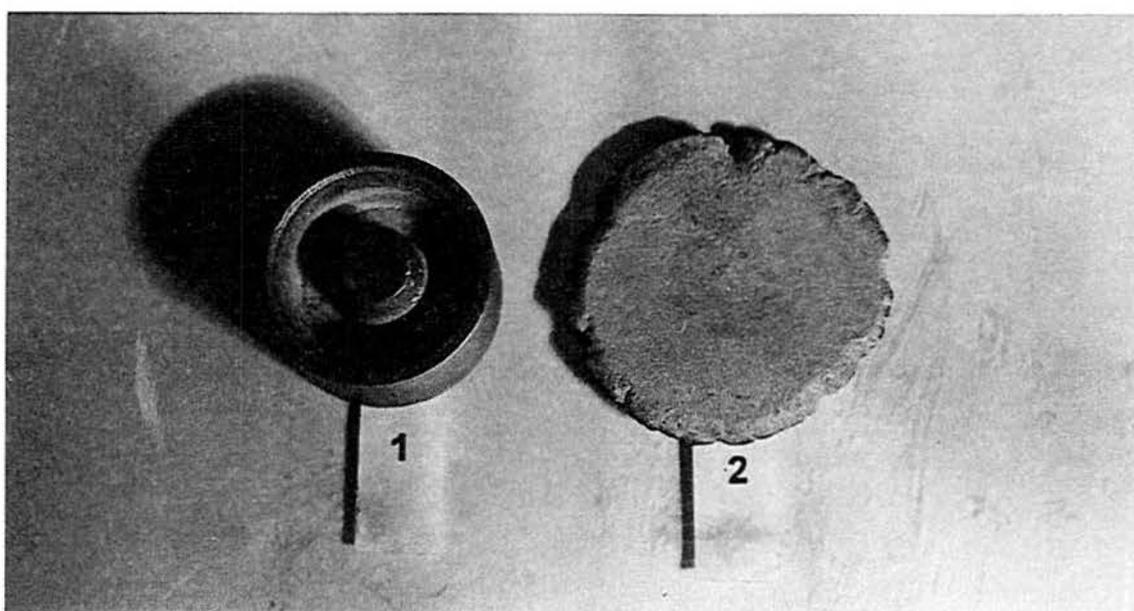


Fig.10.5.- Caneco (1) e corpo de prova (2) depois da conformação

10.2.-Cálculo da temperatura final do forjamento semissólido.

Para o cálculo da temperatura final de forjamento foram empregados corpos de prova cilíndricos de 20 mm de diâmetro e 30 mm de altura. O aquecimento foi realizado num forno indutivo.

10.2.1.- Perdas da temperatura

A temperatura final neste processo entre a geratriz e a matriz pode ser determinada a partir da solução da equação da transferência de calor sujeita a um conjunto de condições de contorno [10.2, 10.3]. Usualmente são considerados três formas distintas de transferência de calor; por condução, por convecção e por radiação. O que ocorre, na realidade, é a combinação delas na perda de calor, ou seja, atua mais de um tipo de transferência simultaneamente.

- Perdas de temperatura por condução

$$\rho[C_p - H \cdot df_s / dt][dT/dt] = k[d^2T/dx^2 + d^2T/dy^2 + d^2T/dz^2].....(10.7)$$

Onde:

- ρ = Densidade (kg/mm³)
- C_p = Calor específico (J/kg.K)
- T= Temperatura (°K)
- H = Calor Latente de fusão (J/kg).
- f_s = Fração de sólidos (%).
- t= tempo (s)
- x= difusibilidade térmica

- Perdas de temperatura por convecção

$$q = \alpha (T_w - T_f).....(10.8)$$

Onde:

- α = Coeficiente de transferência de calor (W/(m² . °C)
- T_w = Temperatura da geratriz (°C).
- T_f = Temperatura da matriz (°C).

- Perdas de temperatura por radiação.

$$q = \epsilon \sigma T^4(10.9)$$

Onde:

- ε = Emissividade
- σ = Constante de Stefan-Boltzmann (W/(m² . K⁴)).
- T = Temperatura (°K)

10.2.2.- Aumento da temperatura

O aumento da temperatura no forjamento ocorre de duas maneiras: devido ao atrito e devido ao trabalho de conformação aplicados sobre o conjunto corpo de prova e matriz. Estes aumentos podem ser quantificados pelas seguintes equações:

- Aumento da temperatura por atrito (T_a)

$$T_a = V_m \cdot m \cdot k_f \cdot A_c \cdot t_c / v \cdot (c_{pf} \cdot \rho_f + c_{pp} \cdot \rho_p) \dots \dots \dots (10.10)$$

Sendo:

- V_f = velocidade da ferramenta (mm/s)
- m = fator de atrito (-)
- k_f = tensão de escoamento do material (N/mm²)
- A_c = área de contato (mm²).
- t = tempo (s)
- v = volume elementar (mm³)
- c_{pf} = calor específico da ferramenta (kJ/kg °C)
- ρ_{pf} = peso específico da ferramenta [kg/m³]
- c_m = calor específico do material [kJ/ g °C]
- ρ_m = peso específico do material [kg/m³]

- Aumento da temperatura por trabalho de conformação (T_c)

$$T_c = (k_f \cdot \phi) / c_p \cdot \rho_p \dots \dots \dots (10.11)$$

Sendo:

- k_f = tensão de escoamento do material (N/mm²)
- ϕ = deformação verdadeira (-)
- c_m = calor específico do material (kJ/ kg °C)
- ρ_m = peso específico do material (kg/m³)

Para o cálculo da temperatura final da peça, a influência do atrito e a do trabalho de conformação no estado semissólido não serão considerados, de forma similar as perdas por radiação e convecção. Isto se deve ao fato de que os efeitos destes fatores sobre a temperatura serem desprezíveis.

Para calcular a temperatura final da peça neste tipo de processo deve-se considerar somente as perdas por condução entre a matriz e a peça conformada após um determinado período de contato peça/matriz.

A temperatura final da peça (T) pode ser calculada por [10.4]:

$$T = T_f + (T_m - T_f) \cdot \exp -(\alpha \cdot t / c_m \cdot \rho_m \cdot h) \quad [^\circ\text{C}] \dots \dots \dots (10.12)$$

Onde:

- T_f = temperatura da ferramenta (°C)
- T_m = temperatura do material (°C)
- α = Coeficiente de transferência de calor (J/m².s.°C)
- c_m = calor específico do material (J/ g °C)
- ρ_m = densidade do material (g/m³)
- t = tempo de contato (s)
- h = espessura da peça (m).

Dados para o cálculo da temperatura final(T)

$$\begin{aligned} T_f &= 450 \text{ }^\circ\text{C} \\ T_m &= 605 \text{ }^\circ\text{C} \\ \alpha &= 87,80 \times 10^3 \text{ } [\text{J}/\text{m}^2 \cdot \text{s} \cdot \text{ }^\circ\text{C}] \\ c_m &= 1,39 \text{ } [\text{J}/\text{g }^\circ\text{C}] \\ \rho_m &= 2,59 \times 10^6 \text{ } [\text{g}/\text{m}^3] \\ t &= 0,015 \text{ s} \\ h &= 0.011 \text{ m} \end{aligned}$$

Cálculo do calor específico do material (c_m) [10.5].

$$\begin{aligned} c_m(T_m) &= 1,52 \times 10^{-3} T^2 - 2,26 \times 10^{-2} T + 8,8456 \times 10^2 \text{ } [\text{J}/\text{kg} \cdot \text{ }^\circ\text{K}] \dots\dots\dots(10.13) \\ T &= 605 + 273 = 878 \text{ }^\circ\text{K} \\ c_m &= 2,95 \text{ } [\text{J}/\text{g }^\circ\text{C}] \end{aligned}$$

Cálculo da densidade (ρ_m) do material [10.5].

$$\begin{aligned} \rho_m(T) &= - 2,2041 \times 10^{-10} T + 2,7874 \times 10^{-6} \text{ } [\text{kg}/\text{mm}^3] \dots\dots\dots(10.14) \\ T &= 878 \text{ }^\circ\text{K} \\ \rho_p &= 2,59 \times 10^6 \text{ } [\text{g}/\text{m}^3] \end{aligned}$$

Substituindo na equação 10.12, obtemos o valor da temperatura:

$$T = 450 + (605 - 450) e^{- [87,80 \times 10^3 \cdot 0,015 / 2,95 \cdot 2,59 \times 10^6 \cdot 0,011]}$$

$$T = 602 \text{ }^\circ\text{C}$$

A temperatura final calculada pela equação 10.12 foi de 602 °C, a perda de temperatura foi de 3 °C em 0,015 s. O gradiente foi de 200 °C/s.

A figura 10.6 mostra a velocidade de resfriamento por condução da peça (605 °C) em contato com a matriz mais fria (450 °C). Foram empregados termopares tipo k de 1 mm de diâmetro para o controle de temperatura. Durante o processo de forjamento a velocidade média de deformação empregada foi de 40 s⁻¹.

A temperatura final medida empregando um registrador foi de 599 °C no tempo de forjamento de 0,015 s como pode-se observar na figura 10.5. A perda de temperatura foi de 6 °C, sendo gradiente de 400 °C/s.

O erro encontrado entre a temperatura medida 599 °C e a temperatura calculada de 602 °C foi de 0,5 % .

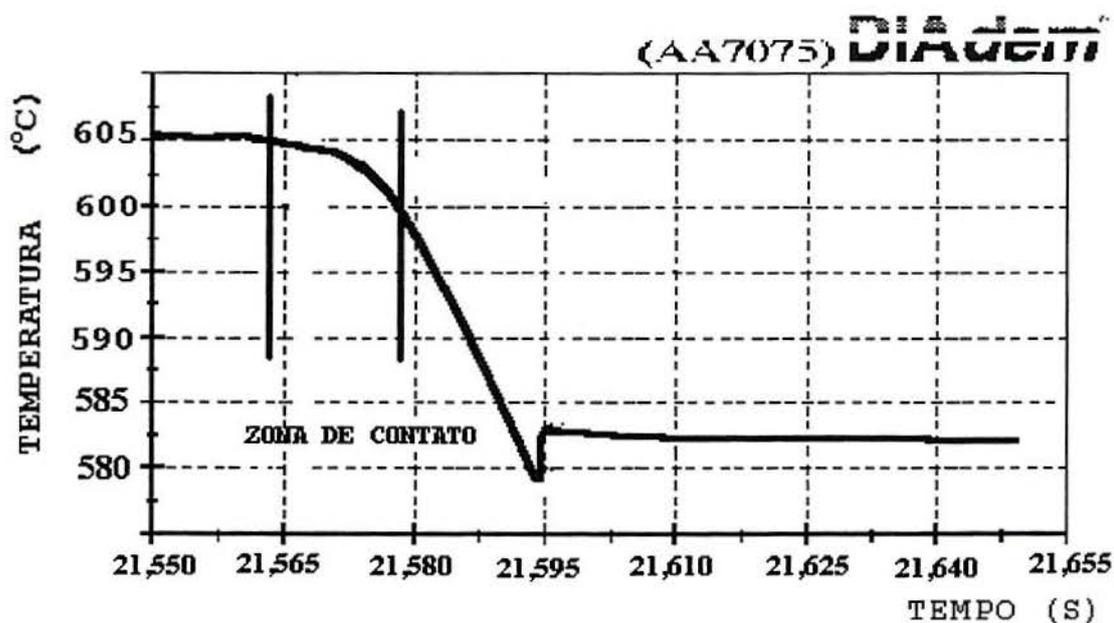


Fig.10.6.- Curva da temperatura com o tempo de resfriamento

A figura 10.7 mostra a curva do deslocamento do punção no momento do forjamento do caneco. Com esta curva podemos medir o tempo total de contato entre a peça no momento da conformação . Neste caso o deslocamento foi de 11 mm num tempo de 0,015 s. Este deslocamento foi necessário para forjar o caneco.

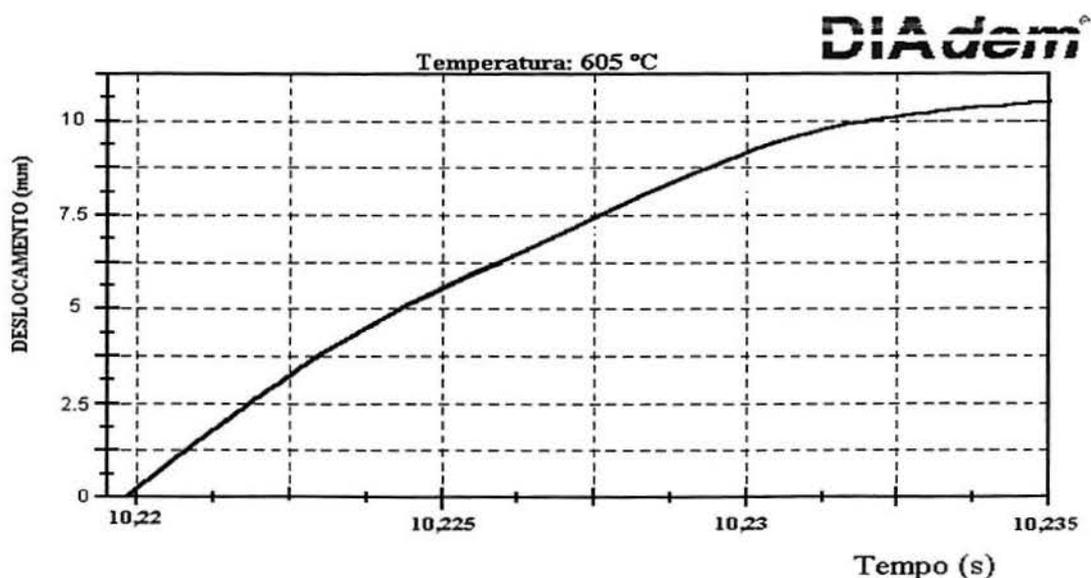


Fig.10.7.- Curva do deslocamento-tempo do forjamento do caneco.

11.- AVALIAÇÃO DO ACABAMENTO SUPERFICIAL

O aspecto superficial da peça forjada no estado semissólido vai depender de muitos fatores, entre os mais importantes são:

- Matéria prima
- Temperatura
- Tempo
- Velocidade de deformação
- Lubrificante

11.1.- Influência da matéria prima

A figura 11.1 mostra a superfície dos corpos de prova depois do ensaio de compressão uniaxial com estrutura globular (1) e dendrítica (2), nota-se uma grande diferença em seu acabamento.

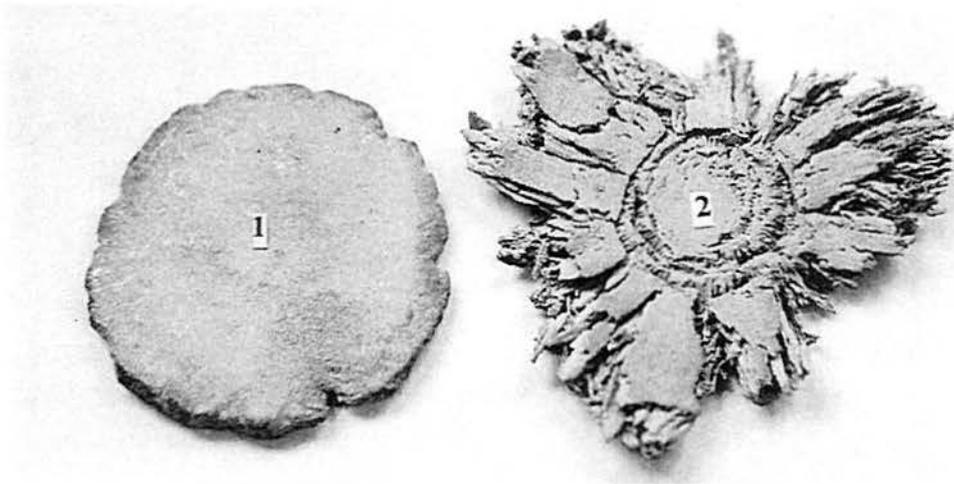


Fig.11.1.- Corpos de prova depois do ensaio de compressão uniaxial (AA7075)

A figura 11.2 mostra as peças forjadas com estrutura globular (1) e dendrítica (2). Empregando-se uma fração de sólidos elevada foi possível dar forma ao caneco, porém, este apresentou uma microestrutura dendrítica e um acabamento superficial inadequado.

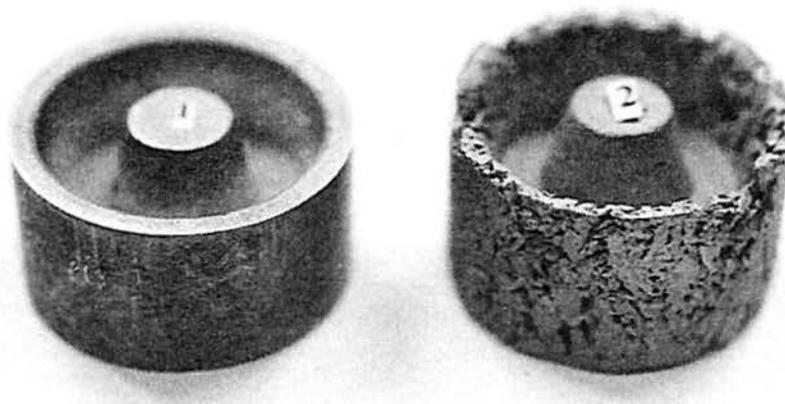


Fig.11.2.- Canecos depois do forjamento semissólido (AA7075)

11.2.- Influência da temperatura de forjamento

Para avaliar este parâmetro foram empregadas 6 temperaturas de forjamento para a liga AA7075, as frações de sólidos (fs) utilizadas foram de 0,95, 0,85, 0,60, 0,50, 0,40 e 0,30 aproximadamente. A velocidade de deformação média ($\dot{\varphi}$) foi de 50 s^{-1} . Foram empregados 24 corpos de prova.

A figura 11.3 mostra uma seqüência de diferentes temperaturas no forjamento dos canecos: o caneco (a) foi forjado com $fs = 0,95$ ($530 \text{ }^\circ\text{C}$), o caneco (b) foi forjado com uma $fs = 0,85$ ($560 \text{ }^\circ\text{C}$), o caneco (c) foi forjada com uma $fs = 0,60$ ($590 \text{ }^\circ\text{C}$), o caneco (d) $fs = 0,50$ ($600 \text{ }^\circ\text{C}$), o caneco (e) $fs = 0,40$ ($615 \text{ }^\circ\text{C}$) e o caneco (f) $0,30$ ($625 \text{ }^\circ\text{C}$).

Com a $fs = 0,95$, observou-se nas peças uma pequena deformação. Na $fs = 0,85$, não houve um preenchimento total da cavidade da matriz. Na $fs = 0,60$ e $0,50$ nota-se um preenchimento total sendo que não houve muita diferença entre as duas. Com $fs = 0,40$ e $0,30$ o preenchimento da matriz foi total, porém, os corpos de prova apresentaram uma ligeira segregação da fase líquida.

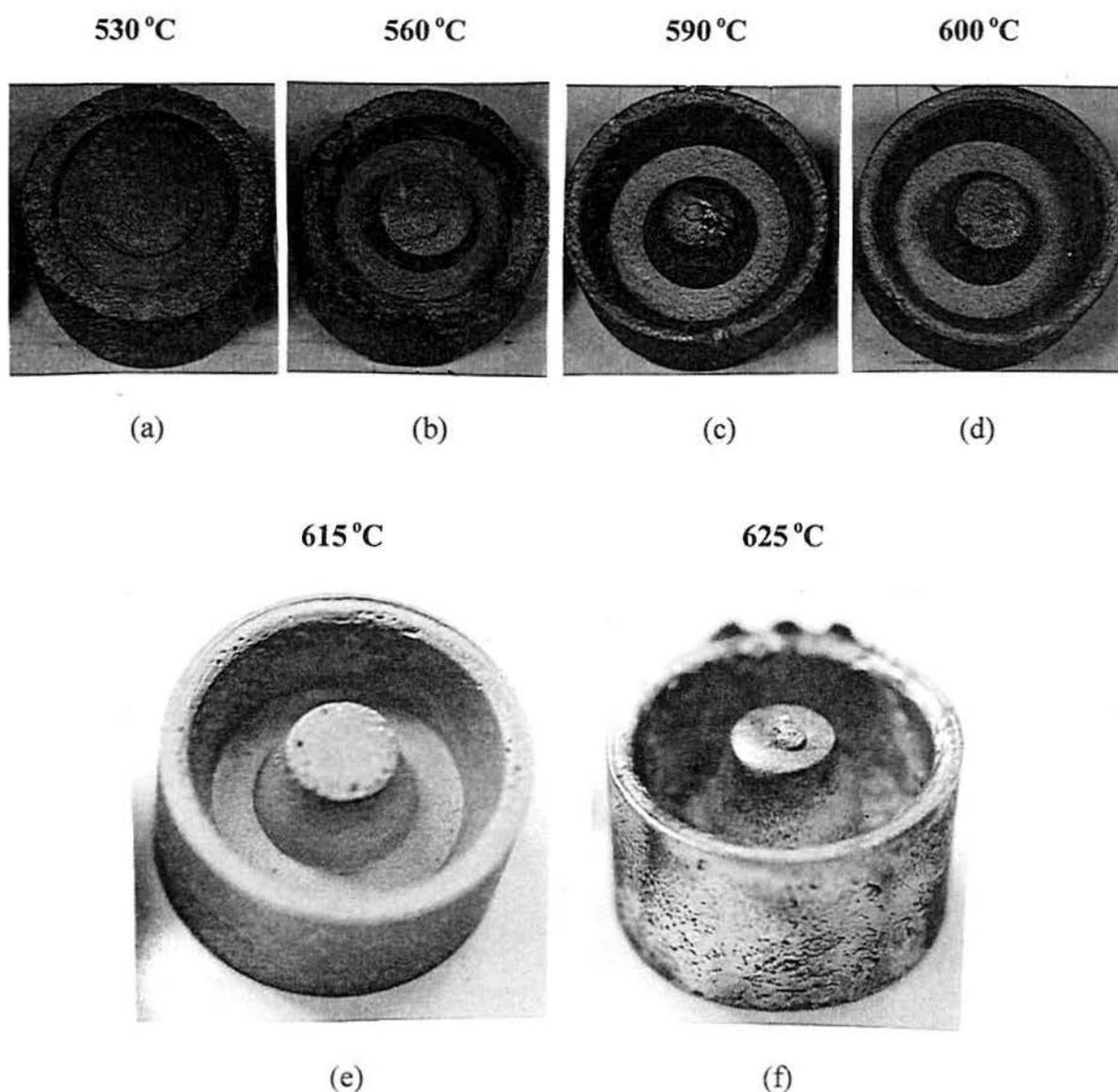
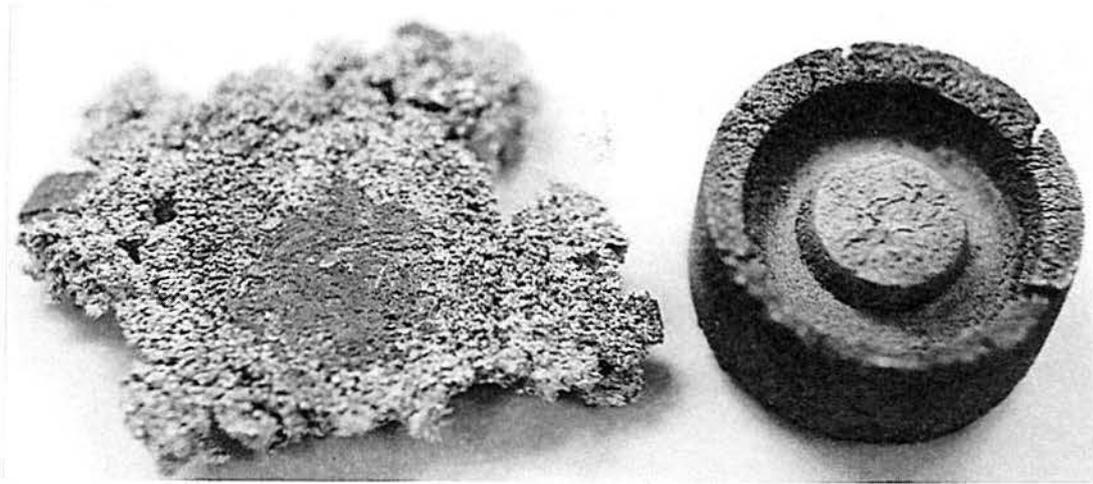


Fig 11.3.- Peças forjadas a diferentes temperaturas.

A figura 11.4 mostra a superfície do corpo de prova (a) e do caneco(b), quando o material foi conformado com uma fração de sólidos elevada ($f_s = 0,8$) a uma temperatura de $585\text{ }^\circ\text{C}$. O caneco possui muitas trincas na borda.



(a)

(b)

Fig.11.4.- Material com fração de sólidos elevada (a) corpo de prova e (b) caneco, forjadas a temperatura de $585\text{ }^\circ\text{C}$.

A figura 11.5 empregando uma fração de sólidos muito baixa ($f_s = 0,3$); temperatura muito elevada. O corpo de prova (a) e o caneco(b) foram forjados a $625\text{ }^\circ\text{C}$, observa-se uma macrosegregação da fase líquida e perda de metal nas fendas da matriz com o punção



(a)

(b)

Fig.11.5.- Material forjado com f_s de 0,3 a uma temperatura de $625\text{ }^\circ\text{C}$ (a) corpo de prova e (b) caneco.

11.3.- Influência do tempo de aquecimento

O processo de aquecimento deve ser rápido para evitar a formação de carepa ou oxidação extrema. Para diminuir o excesso de oxidação na superfície, o ideal é conformar em câmaras com atmosfera controlada ou a vácuo segundo Kirkwood [11.2].

A figura 11.6 mostra os corpos aquecidos até a temperatura de 585 °C e mantidos nesta temperatura de conformação com diferentes tempos de homogeneização. O corpo de prova 1 possui tempo de homogeneização de 1 min. O corpo 2 foi homogeneizado por 5min. O corpo 3 foi mantido por 10 min. O corpo 4 foi mantido por 15 min e o corpo 5 por 20 min. Nota-se claramente a oxidação.

O corpo 3 apresentou um aspecto superficial adequado ao forjamento, o tempo de aquecimento foi suficiente para uma total homogeneização da temperatura.

A variação do tempo de homogeneização, se deu através da variação da potência aplicada no indutor utilizado para o aquecimento. A potência média para o aquecimento do corpo de prova 3 foi de 6 kW.

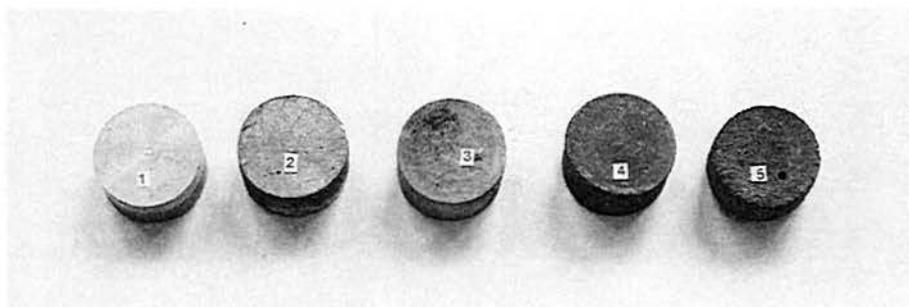


Fig.11.6.- Corpos com diferentes tempos de aquecimento

11.4.- Influência da velocidade

A figura 11.7 a e b mostra a influência da velocidade de deformação. Velocidades muito elevadas, ou seja, acima de 80 s^{-1} (a) mostra ligeira segregação da fase líquida, quando a velocidade é muito lenta, menor de 10 s^{-1} , (b) esta solidifica prematuramente evitando o preenchimento total do caneco e formando trincas na borda.

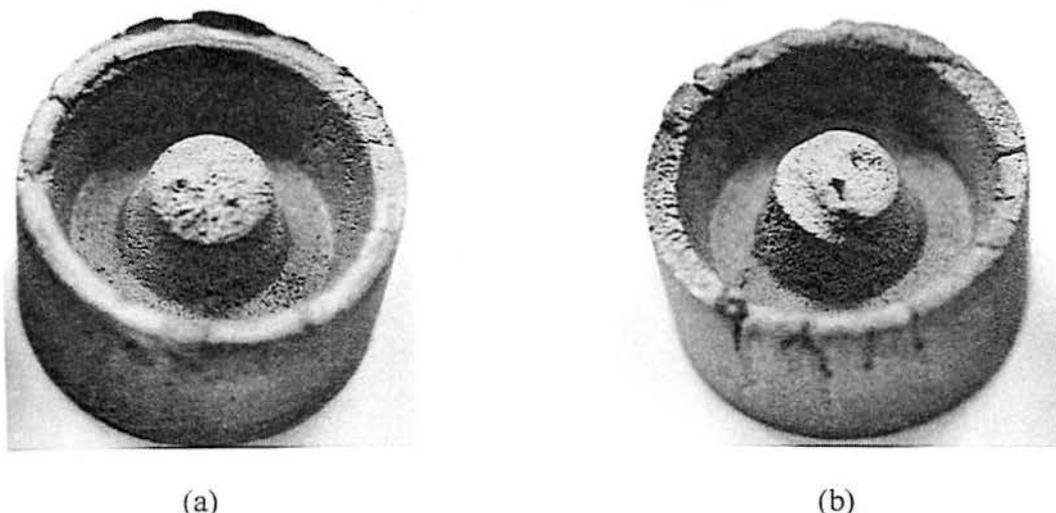


Fig.11.7.- Influência da velocidade de deformação (a) velocidade elevada (b) velocidade baixa

11.5.- Influência do lubrificante

O lubrificante também tem um papel importante neste processo. Este evita que o material se solde na matriz de aço e ajuda no escoamento do material.

O lubrificante mais empregado e a grafite coloidal, esta deve ser muito fina e com boa aderência a superfície da matriz e punção. Deve-se aplicar uma camada fina na matriz quente.

Lubrificantes comerciais a base de grafite para forjarias são geralmente satisfatórios nesses casos. Tintas refratárias comerciais não devem ser colocadas devido a sua pouca aderência no ferramental de aço [11.3].

A figura 11.8 mostra duas peças forjadas com falta de grafite. O caneco (a) o material não preenche totalmente a matriz, o escoamento é deficiente. O caneco (b) mostra falta de material que ficou soldada no punção

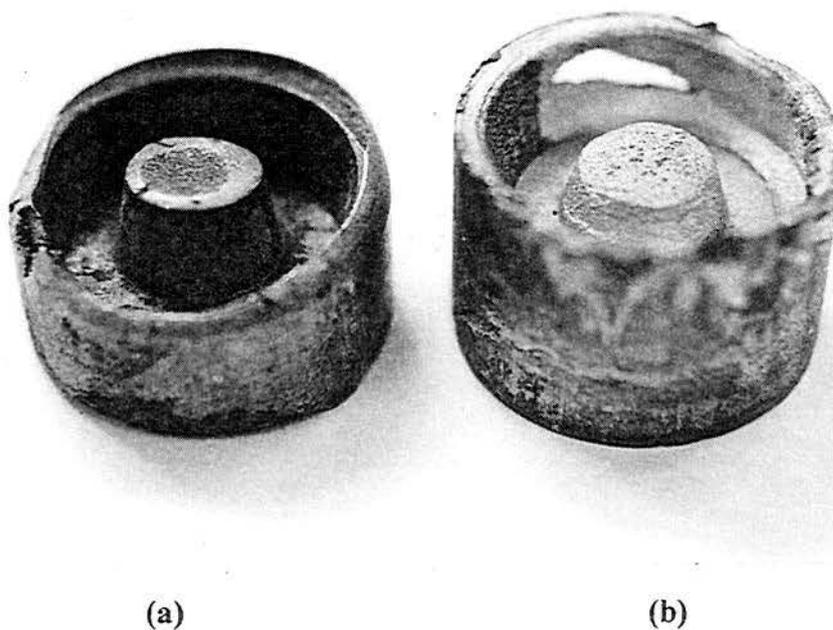


Fig.11.8 Canecos sem lubrificante (a) escoamento deficiente
(b) parte soldada no punção

12.- CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS

12.1.- Ensaio de Microdureza

Foram feitos ensaios de microdureza na seção transversal da peça, a figura 12.1, mostra a distribuição destas microdurezas. A isotropia da estrutura é corroborada. A tabela 12.1 mostra um resumo comparativo das durezas encontradas na literatura.

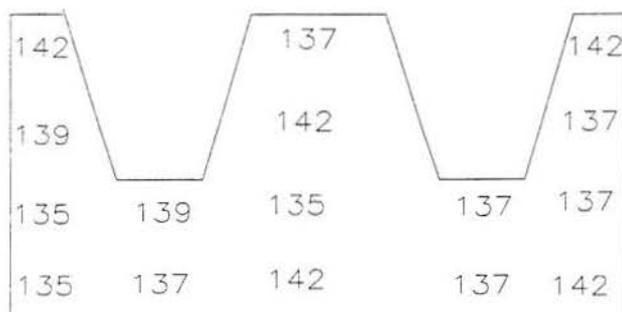


Fig.12.1.- Peça tixoforjada da liga AA7075 com a distribuição de microdurezas.

Tabela12.1.- Comparação com as durezas da literatura.

Dureza brinell da liga AA7075:		[Re]
Forjamento semissólido	138 HB.	[LdTM]
Fundição	80 HB	[LdTM]
Forjamento líquido	110 HB	[12.1]
Forjado	150 HB	[12.2]
Forjamento semissólido	135 HB	[12.3]

12.2.- Ensaio de tração

Para realizar este ensaio foi fabricado uma matriz segundo o desenho da figura 12.2. Depois foi tratado termicamente para a condição T6.

A precisão da máquina de ensaios de tração permitiu expressar os valores obtidos com um erro menor que 1%. A reprodutibilidade das resistência a tração indicou dispersões menores que 2%.

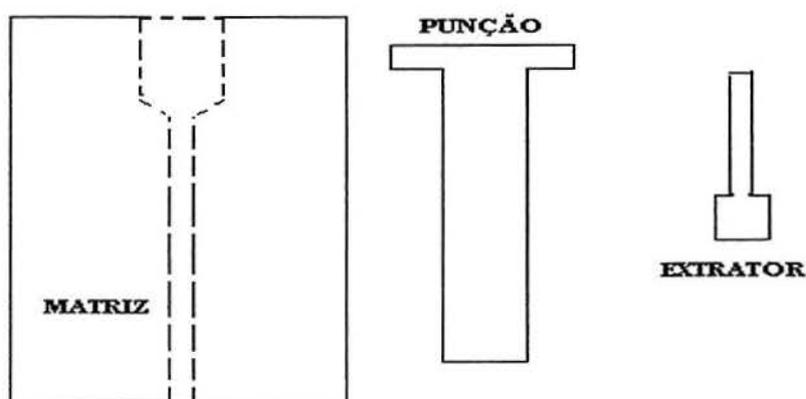


Fig.12.2.- Ferramental para a fabricação dos corpos de prova de tração.

A tabela 12.2 mostra os valores do limite de escoamento, a tração de ruptura e o alongamento medidos numa máquina de ensaios universal. Este dados são comparados com os dados da literatura da liga AA7075 com outros processos.

Tabela 12.1.- Resumo dos valores da liga AA7075.

Processo	Condição	L. de escoamento (Mpa)	T. de Ruptura (Mpa)	Alongamento (%)	[Re]
Fundição	T6	300	345	4	[LdTM]
Forjamento Semissólido	T6	450	508	8	[LdTM]
Forjamento Líquido	T6	525	565	6	[12.1]
Forjado	T6	505	570	11	[12.2]
Forjamento Semissólido	T6	421	496	7	[12.3]

T6 = Tratamento de solubilização e envelhecimento.

A figura 12.3 mostra os corpos de prova para o ensaio de tração. A norma empregada para este ensaio foi MB4.

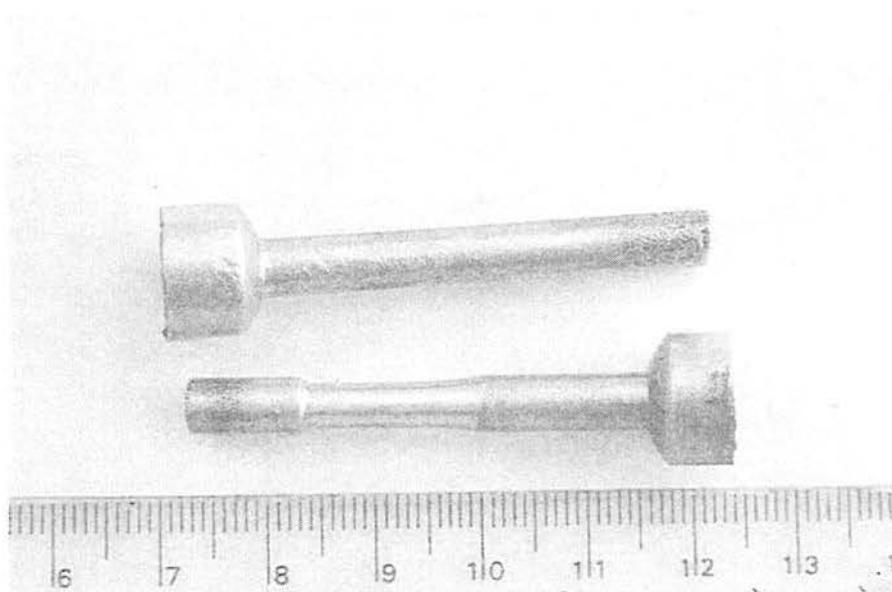


Fig.12.3.- Corpos de prova para o ensaio de tração

13.- CONCLUSÕES

As experiências com este processo permitiram as seguintes conclusões:

1. A liga AA 7075, que apresenta a formação de um eutético complexo ($Al_2Mg_3Zn_3$), mostra-se adequada para o forjamento semissólido, pela ampla faixa do estado semissólido que possui. Isto foi verificado na análise térmica diferencial (capítulo 5).

2. As deformações impostas nos lingotes com estrutura dendrítica têm um papel importante sobre o mecanismo de destruição das dendritas. Deformações severas atuam melhor na definição do processo de recristalização e separação de grãos para a transformação em glóbulos.

3. Quando não existe deformação, a estrutura dendrítica evolui lentamente, por simples engrossamento dendrítico, devido à redução das áreas superficiais, o que acarreta um aumento indesejável nas dimensões dos glóbulos.

4. A taxa de aquecimento até a temperatura de forjamento deve ser elevada e homogênea, a fim de evitar o crescimento dos glóbulos e a oxidação na superfície da geratriz. O sistema de aquecimento indutivo é o mais apropriado para este propósito.

5. A velocidade de forjamento não deve ser muito alta ou muito baixa, uma vez que ambos os extremos provocam defeitos na peça. Velocidades superiores a 100 s^{-1} provocam segregações da fase líquida. Velocidades inferiores a 10 s^{-1} provocam a solidificação do metal pela perda de calor em contato com a matriz mais fria (450°C), com o preenchimento parcial da matriz.

6. A melhor estrutura encontrada foi o lingote deformado severamente pelo processo SIMA® e tratado à temperatura de 585°C . Com um tempo de aquecimento de 5 minutos, o tamanho grão fica em média com $85\text{ }\mu\text{m}$. e um fator de forma de 0,82. Empregando-se a matéria prima extrudada o tamanho de grão ficou em média com $50\text{ }\mu\text{m}$. e um fator de forma de 0,85.

7. A pressão de forjamento adequadas para a obtenção de um limite aceitável de porosidade é de 3 MPa, para uma peça simples com simetria axial. (0,07 % de porosidade).

8. A faixa de fração de sólidos, de 0,43 (620°C) até 0,60 (600°C), foi a mais adequada para o forjamento, com a peça forjada apresentando grão fino e homogêneo. A faixa de temperatura da matriz foi de 400 a 500°C . Temperaturas superiores provocam pontos quentes ou soldas na superfície, pela perda de aderência do lubrificante. Temperaturas inferiores provocam solidificação prematura ou microtrincas.

9. A peça obtida mostrou boa qualidade interna e externa, com excelente rendimento metálico. Não houve perda de metal.

10. A distribuição da dureza está aliada à uniformidade microestrutural. Isto corrobora para a isotropia.

11. A força de forjamento para a geometria analisada medida pela célula de carga foi de 455 N, quase 500 vezes menor que o necessário para o forjamento convencional.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1.1] RUDOLPH MÜLLER, Contribuição à tecnologia de forjamento semissólido, Metalurgia-ABM, Vol. 44 , N° 364, Março 1986, pp 211-215.
- [1.2] HIRT, G.; WITULSWKI, T.; ZILLGEN M.; CREMER, R. und WINKELMANN, A.- Thixoforming- New Opportunities for Lighweigth Design in Transportation and Vehicle Applications.- Lammersdorf 1995 , pp 1-7
- [1.3] KENNEY, M.P.; COURTOIS, J.A.; EVANS,R.D.; FARRIOR, G.M.; KYONKA,C.P. and KOCH, A..A.- Semisolid Metal Casting and Forging -ALUMAX Eng., Metals Handbook, V15,1989, pag 331-334.
- [1.4] BRABANT ALUCAST PRODUCTS-B.V., Process potencial for aluminium forming – Metallurgia – August 1997, pp. 268.
- [1.5] BIERI,B. UGGOWITZER,P.J. SPEIDEL,M.O. - Competitive advantages by Near-Net-Shape Manufacturing Institute of Metallurgy ETH, Zurich (Switzerland), pp 57-60, 1996.
- [2.1] LAPKOWSKI, W. and SINZAK, J.- Formability of Metal Alloys in the Part-Liquid State - Journal of Materials Processing Technology, 32 (1992), pp 271-277.
- [2.2] ESPINOZA, M.M e SCHAEFFER L. - Aspectos do forjamento semissólido com matriz fechada - Anais do 53 °Congresso Anual da ABM – 13-17 de Set. 1998, Belo Horizonte / MG. pp 567-573.
- [2.3] KOOP R. BREMER T. AND MERTENS P. - Thixoschiededen- Verarbeitung von metallischen Werkstoffen im teilerstarten Zustand zu Formstücken- ASK vol 11 Aachener, 20-21, juni im Eurogress, 1996 IBF, pp 273-280.
- [2.4] ROVERI, JOSE R. – Aspectos sobre medida de reologia e viscosimetria. ABIFA – Caderno Técnico. Fundação 11, Jan 1996, pp 9-12.
- [2.5] TAYLAN ALTAN E CHRISTIAN CHARLES EGLI – Experimental determinação of the viscosity of semi-solid aluminium 356 alloy as afunction of shear rate. Ohio State University, 1998, pp. 1-24
- [2.6] SPENCER D.B., MEHRABIAN R. E FLEMINGS M.C. – Metallurgica Transaction, Vol. 3, 1972, pp.1925-1932..
- [2.7] MICHAEL HEUßEN J.M. Untersuchungen zum Materialverhlten von Metallen im Bereich der Solidustemperatur – Tese de Doutorado, Shaker Verlag, Aachen 1997.
- [2.8] KOPP,R.; BREMER,T. and MERTENS,P.-Thixoschmieden, Umformtechnik, 23-24 März 1995, EUROGRESS Aachen, 10 ASK, IBF,pp 4.1-1 / 4.1-7.
- [2.9] ESPINOZA, M.M e SCHAEFFER L. - Aspectos tecnológicos del tixoforjamiento de autopiezas. IV Congreso Iberoamericano de metalurgia - Santiago de Chile, 1996. Tomo 2, pag. 712-726.

- [3.1] KENNEY, M.P.; COURTOIS, J.A.; EVANS, R.D.; FARRIOR, G.M.; KYONKA, C.P. and KOCH, A.A. - Semisolid Metal Casting and Forging - ALUMAX Eng., Metals Handbook, Vol. 3, 1989, pag 331-334.
- [3.2] SPENCER D.B., MEHRABIAN R. E FLEMINGS M.C. – Metallurgica Transaction, Vol. 3, 1972, pp.1925-1932..
- [3.3] JOLY, R.A. and MEHRABIAN, R. - Journal of Material Science , Vol. 11 (1976) , pp 1393-1396.
- [3.4] DOHERTY, R.D.; HO-IN LEE ; FEST, E.A. - Microstructure of Stir-cast Metals - Materials Science and Engineering, Vol. 65- Jan. 1984, pp. 181-189.
- [3.5] BOETTINGER, W.J.; SHECHEMAN, D.; SCHAEFER, R.J. and BIANCANIELLO, F.S. - Metallurgy Trans. A, 15 (1984) pp 55-59.
- [3.6] KATTAMIS, T.Z.; HOLMBERG, U.T. and FLEMINGS, M.C. - Journal Inst. Met. vol 95, (1967), pp. 343-344.
- [3.7] VOGEL, A; DOHERTY, R.D. and CANTOR, B. - Proc. Conformation on Solidification and Metals, Sheffield, July 1977, Metals Society, London, 1979, pp 518-520.
- [3.8] KIRKWOOD D.H. – Semi-solid metal processing – International Materials Reviews, Vol 39, (5), 1994, pp.173-189.
- [3.9] ROBERT, M.H. e DAMASCO A. - Obtenção de pastas reofundidas de ligas de Al hipoeutecticas- ABAL, A Industria da Fundição Estado Arte, Agosto 1989, pp 191- 202.
- [3.10] KAPRANOS P. E KIRKWOOD D.H. – Semi-solid processing of alloy – Casting Technology, Vol. 5 (1), Jan 1989. Pp 16-19.
- [3.11] SAHM UND R.KOPP- Verfahrenskombinationen /Umformen. Aachener Stahkkolloquium, Umformtechnik, Aachen, Oktober 1985.
- [3.12] ATSUMI OHNO - Solidificação dos metais- Dendritas, Editorial UNICAMP 1988, pp. 63-74.
- [3.13] KIRKWOOD D.H. – Semi-solid metal processing – International Materials Reviews, Vol 39, (5), 1994, pp.173-189.
- [3.14] RUBENS L. BUBENIK- Projeto e construção de equipamento eletromagnético para a produção de matéria prima para tixoconformação de ligas metálicas. Dissertação de mestrado. UNICAMP, 1998- Brasil.
- [3.15] VOGEL, A; DOHERTY, R.D. and CANTOR, B. - Proc. Conformation on Solidification and Metals, Sheffield, July 1977, Metals Society, London, 1979, pp 518-520.
- [3.16] GABATHULER, J.P. AND BARRAS, D. – Evaluation of various processes for the production of billets with thixotropic properties. Proceedings of the 1st International Conference on Semi-solid Processing of Alloy and Composites, Boston, USA, June 1992.

- [3.17] VIVÈS, CHARLES. -Elaboration of Metal Matrix Composites from Thixotropic Alloy Slurries Using a New Magnetohydrodynamic Caster - Metallurgical Transactions B. Vol. 24 B, Jun 1993. pp 493-510.
- [3.18] KIRKWOOD D.H. – Semi-solid metal processing – International Materials Reviews, Vol 39, (5), 1994, pp.173-189.
- [3.19] VOGEL,A; DOHERTY,R.D. and CANTOR,B.- Proc. Conformation on Solidification and Metals, Sheffield, July 1977, Metals Society, London, 1979, pp 518-520.
- [3.20] KATTAMIS, T.Z.; HOLMBERG,U.T. and FLEMINGS,M.C.- Journal Inst. Met. vol 95, (1967), pp. 343-344.
- [3.21] GARABEDIAN H. – Journal crystal growth, Vol. 22, pp 184, 1974.
- [3.22] NEY FREITAS DE QUADROS - A Metalurgia física dos tratamentos termomecânicos – IX Seminário Nacional de Forjamento, 1989, pp. 30-49
- [3.23] TURKELI A . AND AKBAS N. – Formation of non-dendritic structure in AA 7075 wrought aluminium alloy by SIMA process and effect of heat treatment – Proceedings of the 4th International Conference on Semi-solid Processing of Alloy and Composites, Sheffield, June 1996, pp.71-73.
- [3.24] WISSMANN A. - Untersuchungen Zum SIMA- Prozeß und Zurn Semi-solid Schmieden Unveröffentliche Diplomarbeit,IBF, Aachen. 1992.
- [3.25] TIETMANN,A., BREMER,T., HIRT, G.; and KOPP, R. - Formgebung im teilerstarrten Zustand: Gießschmieden/Thixoschmieden. Institut für Eisenhüttenkunde der RWTH, EUROGRESS 1992. Alemanha. pp 6.5/1 - 6.5/10.
- [3.26] CHOI,J.C. and PARK,H.J. - Microstructural characteristics of aluminum 2024 by cold working in the SIMA process. Journal of Materials Processing Technology. Vol 82, 1998. pp. 107-116.
- [3.27] KENNEY, M.P.; COURTOIS, J.A.; EVANS,R.D. ; FARRIOR,G.M.; KYONKA,C.P. and KOCH,A. A. -Semisolid Metal Casting an Forging -ALUMAX Eng., Metals Handbook, V15,1989, pag 331-334.
- [3.28] ZAPATA, W.C.- Novas Ligas de Aluminiode Alta Resistencia- Joinville, S.C. Cap. 4, pp 4.1-4.6, 1991.
- [3.29] ROBERT M.H. – Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries– Transactions of the Japan Foundrymen’s Society, Vol.12, October 1993, pp. 45-51.
- [3.30] KONDIE, V. – Principios metalúrgicos de fundição- Universidade de Birmingham, 1973, Editora Poligono – SP. Cap. 5 e 6.
- [3.31] SCHAEFFER L. – Conformação dos Metais – Metalurgia & Mecânica, Editora Riegel, Porto Alegre, 1995.

- [4.1] KIUCHI, M. and SUGIYAMA, S.- Mashy-State Rolling of Aluminum Alloys and Cast Irons- Annals of the CIRP, Vol 40/1 Jan 1991 Uni.of Tokyo
- [4.2] TOM BEX, -Thixomolding Promises Savings - Moder Casting, August 1992, pp 24.
- [4.3] KOPP R. and HIRT, G.- Gießschmieden und Thixoschmieden- Jun 1994 – GIFA Kongress, Düsseldorf.
- [4.4] HIRT, G.; WITULSWKI, T.; ZILLGEN M.; CREMER, R. und WINKELMANN, A.- Thixoforming- ein Verfahren mit Zukunft - EFU Gesellschaft für Ur- / Umformtechnik, Simmerath, DGM- Massivumformung 1997- pp 275 – 293
- [4.5] KENNEY, M.P.; COURTOIS, J.A.; EVANS,R.D. ; FARRIOR,G.M.; KYONKA,C.P. and KOCH,A. A. -Semisolid Metal Casting an Forging -ALUMAX Eng., Metals Handbook, V15,1989, pp 331-334.
- [4.6] ALUMAX - Second us Auto parts plant - METALLURGIA,The Journal of Metals Tecnology Metal Forming,, September 1995, V62, N 9, pp 319-320.
- [4.7] KIRWOOD D.H. AND KAPRANOS P. , Semi-solid processing of alloys, Metals and Materials , Vol(5) 1, Jan 1989, pp 16-19.
- [4.8] TIETMANN,A.;BREMER,T.;HIRT, G.; WITULSKI,T. and KOPP, R. - Thixoforming Welche Möglichkeiten bietet die Formgebung im Solidus/liquidus intervall - IFU der Universitat Stuttgart, Jun 1993, pp 377-400. Aachen - Alemanha.
- [4.9] KIUCHI, M. and SUGIYAMA, S.- Mashy-State Rolling of Aluminum Alloys and Cast Irons- Annals of the CIRP, Vol 40/1 Jan 1991 Uni.of Tokyo
- [4.10] TIETMANN,A., BREMER,T., HIRT, G.; and KOPP, R. - Formgebung im teilerstarrten Zustand: Gießschmieden/Thixoschmieden. Institut für Eisenhüttenkunde der RWTH, EUROGRESS 1992. Alemanha. pp 6.5/1 - 6.5/10.
- [4.11] HIRT, G.; WITULSWKI, T.; ZILLGEN M.; CREMER, R. und WINKELMANN, A.- Thixoforming- New Opportunities for Lighweighth Design in Transportation and Vehicle Applications.- Lammersdorf 1995 , pp 1-7
- [4.12] AGRA MELLO, M.C. e KIMINAMI,C.S.- Reofundição continua de ligas de baixa temperatura de fusão - U. F. de Pernambuco, Campina Grande, pp 175-190.
- [4.13] ROBERT, M.H. e DAMASCO A. - Obtenção de pastas reofundidas de ligas de Al hipoeutecticas- ABAL, A Industria da Fundição Estado Arte, Agosto 1989, pp 191- 202.
- [4.14] MAURIZIO FERRANTE, A deformação de ligas metálicas no estado semi-sólido esta ganhando mercado, Revista Maquinas e Metais, Outubro 1997, pag 80-89.
- [4.15] ALUMAX - Second us Auto parts plant - METALLURGIA,The Journal of Metals Tecnology Metal Forming, September 1995, V62, N 9, pp 319-320.
- [4.16] MALACHI KENNEY, - New Semi-solid process forges future markets - Metalurgica,

February 1992 , pag 47 - 48.

[4.17] KAPRANOS, P. AND ROBERT, M.H. – Aplicações industriais do processamento de metais no estado semissólido, O estado de arte, Vol. 5, pp. 541-549, 51º Congresso anual da ABM. Porto Alegre, agosto 1996

[4.18] KATSUNORI WATANABE, YOSHIHIKO N., SAITO K. AND HIDEO ITO - On the Present State of Wrought Aluminium for Automotive Use-The Sumitomo Search, # 39, Set 1989, pp 167-168.

[4.19] YOUNG, K.P. and FITZE R. – Semi-solid metal cast aluminium automotive components – The 3rd International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Tokyo . Japan, 1994 pp 155-177.

[4.20] KOOP R. BREMER T. AND MERTENS P. - Gießschmieden/Thixoschiededen-Verarbeitung von metallischen Werkstoffen im Schmelzflussigenoder teilflussigen Zustand zu Formstucken- ASK vol 11 Aachener, 20-21, juni im Eurogress, 1996 IBF, pp 273-280.

[4.21] TOM BEX, -Thixomolding Promises Savings - Moder Casting, August 1992, pp 24.

[4.22] MOSCHINI,R et all : Manufacture of automotive components by semi-liquid forming process. . Proceedings of the Second International Conference on Processing of alloy and Composites, Boston, June 10-12, 1992

[4.23] SIEGERT, K. AND BAUR, J. , Thixoforging of Cu-Zn Alloy, Production Engineering Vol IV, 2 , Feb 1997, University of Stuttgart, pp.41-44.

[4.24] Le HUY H. ; MASOUNAVE, J. and BLAIN, J. - J. Materials Science, Vol. 20 (Nro 1), Jan 1985, pp. 105-113.

[4.25] TOLOUI, B. and WOOD J.V.- Biomedical Materials, Vol 55, Materials Research Society, 1986.

[4.26] YOUNG, K.P.; RIEK, R.G. and FLEMINGS, M.C. - Metallurgy Technology, Vol. 6 (4), April 1979, pp 130-137.

[4.27] MIDSON, S.P.-Semi-Solid High Temperature Alloys - Proceedings of Second International Conference on the Processing of Semi-solid Alloys and Composites, Boston, June, 10 -12, 1992.

[5.1] ESPINOZA, M.M e SCHAEFFER L. – Ensayo de Compresión uniaxial en estado Semi-sólido en Aleaciones de Aluminio – V IBEROMET, 14-18 de Set. 1998, Rosario / Argentina SAM 98, pp 120-126.

[5.2] DOHERTY,R.D.; HO-IN LEE ; FEST,E.A. -Microstructure of Stir-cast Metals - Materials Science and Engineering, Vol. 65- Jan. 1984, pp. 181-189.

[5.3] CHENG, J. ; APELIAN D. and DOHERTY, R.D.- Metallurgy Trans. A, Vol 17A (# 11), Nov. 1986, pp 2049-2062.

[5.4] DOHERTY,R.D.; HO-IN LEE ; FEST,E.A. -Microstructure of Stir-cast Metals - Materials Science and Engineering, Vol. 65- Jan. 1984, pp. 181-189.

[5.5] ESPINOZA, M.M e SCHAEFFER L. - Aspectos do forjamento semissólido com matriz fechada - Anais do 53 °Congresso Anual da ABM – 13-17 de Set. 1998, Belo Horizonte / MG. pp 567-573.

[5.6] KOOP R. BREMER T. AND MERTENS P. - Thixoschiededen- Verarbeitung von metallischen Werkstoffen im teilerstarrten Zustand zu Formstücken- ASK vol 11 Aachener, 20-21, juni im Eurogress, 1996 IBF, pp 273-280.

[5.7] KENNEY,M.P.; COURTOIS,J.A.; EVANS,R.D. ; FARRIOR,G.M.; KYONKA,C.P. and KOCH,A. A. -Semisolid Metal Casting an Forging -ALUMAX Eng., Metals Handbook, V15,1989, pag 327-330.

[5.8] KUMAR, C.L. et al – Predicting the constitutive flow behaviur of semi-solid metal alloy slurries, Proc 3rd Conf. SS Processing of alloy and Composites. Tokyo, Japan, 13 – 15 June, 1994, pp. 37-46.

[5.9] TIETMANN, ANDREAS LUDGER. - Gießschmieden und Thixoschmieden von Aluminiumknetlegierungen - Doktors Der Ingenieurwissenschaften , Jul 1993.

[5.10] KATTAMIS, T.Z.; HOLMBERG,U.T. and FLEMINGS,M.C.- Journal Inst. Met. vol 95, (1967), pp. 343-344.

[5.11] JOLY,R.A.and MEHRABIAN,R. -Journal of Material Science, Vol. 11 (1976), pp 1393-1396.

[5.12] KENNEY, M.P.; COURTOIS, J.A.; EVANS,R.D.; FARRIOR, G.M.; KYONKA,C.P. and KOCH, A. A.-Semisolid Metal Casting and Forging-ALUMAX Eng., Metals Handbook, V15,1989, pp 331-334.

[5.13] SPENCER D.B., MEHRABIAN R. E FLEMINGS M.C. – Metallurgical Transaction, Vol. 3, 1972, pp.1925-1932..

[5.14] JOHN HATCH - Aluminum: Properties and Physical Metallurgy- ASM, Metals Park , Ohio, May 1984, Chapters 2 and 6.

[5.15] LENNERT, B. - Solidification Characteristes of Aluminium Alloys AA 7075, V 1, 1990, pp140-145.

[5.16] GABATHULER, J.P. AND BARRAS, D.- Evaluation of various processes for the production of billets with thixotropic properties. Proceedings of the 1st International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and composites, Boston, USA, June 1992.

[5.17] HUGH BAKER, Metallography, Strutures and Phase Diagrams, ASM HANDBOOK, Committe, 5th edition, Vol 3, pp 248-250. 1992

[5.18] Mc QUEEN, H.J. and MORRIS, J.M. – Thermomechanical Processing of Aluminium Alloys- Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA 1979, pp. 1 - 3.

- [5.19] VITOLA V.H. – Transmissão de calor de calor entre peças e matrizes durante uma operação de forjamento: Análise numérica experimental. Dissertação de mestrado. PPGEM/UFRGS, Porto Alegre. 1992.
- [5.20] SERGIO GALVÃO, A. Principios de Aquecimento por Indução, XI Seminario de Nacional; de Forjamento, Vol VII, Abril 1991, pp. 170-180.
- [5.21] MARTINEZ, L.R. - Aquecimento Indutivo para forjarias, tratamentos térmicos e recozimento de fios e cabos em contínuo, INDUCTOHEAT do Brasil, VIII Seminario Nacional de Forjamento, Vol. IV, pp 58-83. Porto Alegre 1987.
- [5.22] HEINRICH MILTON, A.U. - Aquecimento Indutivo para a deformação a quente em forjas e laminadoras, V Seminario Nacional de Forjamento, P. Alegre 1984, Vol II, pp 52-67.
- [5.23] KOPP R. BREMER T. AND MERTENS P. - Gießschmieden/Thixoschiededen-Verarbeitung von metallischen Werkstoffen im Schmelzflussigenoder teilflussigen Zustand zu Formstücken- ASK vol 11 Aachener, 20-21, juni im Eurogress, 1996 IBF, pp 273-280.
- [5.24] BOETTINGER, W.J.; SHECHEMAN, D.; SCHAEFER, R.J. and BIANCANIELLO, F.S.- Metallurgy Trans. A, 15 (1984) pp 55-59.
- [5.25] FLEMINGS, M.C.- Behaviour of metal alloys in the semi-solid state- Metallurgical Transactions A, Vol 22 A, May 1991, pp 957-981.
- [5.26] MICHAEL HEUßEN J.M. Untersuchungen zum Materialverhalten von Metallen im Bereich der Solidustemperatur – Tese de Doutorado, Shaker Verlag, Aachen 1997.
- [5.27] EPANCHINTSEV, O.G. - Structure and properties of metals solidified under high pressure - Russian Casting Production, pag 34-36. 1989.
- [5.28] TIETMANN, A.; BREMER, T.; HIRT, G.; WITULSKI, T. and KOPP, R. - Thixoforming Welche Möglichkeiten bietet die Formgebung im Solidus/liquidus intervall - IFU der Universität Stuttgart, Jun 1993, pp 377-400. Aachen - Alemanha.
- [5.29] SIEGERT, K. AND BAUR, J. , Thixoforging of Cu-Zn Alloy, Production Engineering Vol IV, 2 , Feb 1997, University of Stuttgart, pp.41-44.
- [5.30] YUNG, K.P - United States Patent N° 4,687,042. August 18 – 1987.
- [6.1] DAVID TINKER AND EAGLE Tec. Version 2.00- 1994-7- User Manual.
- [6.2] DIAdem, Version 2.00- 1996- GfS- mbH, Aachen, User Manual.
- [7.1] HUGH BAKER, Metallography, Structures and Phase Diagrams, ASM HANDBOOK, Committee, 5th edition, Vol 3, pp 248-250. 1992.
- [7.2] LOUÉ W.R. e SUÉRY M. – Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si7Mg alloy – Materials Science and Engineering A203 (1995) pp. 1-13.

- [7.3] GARAT M., MENET P.Y., PLUCHON C. AND LOUÉ W. R. – Metallurgische Aspekte des Thixgießens der Aluminiumlegierungen AlSi7Mg0,3 und AlSi7Mg0,6. – Gießereipraxis Nr 13/14 – 1996.
- [7.4] KANG C.G., YOON J.H. and SEO Y.H. - The upsetting behavior of semi-solid aluminum material fabricated by mechanical stirring process. Journal of Materials Processing Technology.66,(1997), pp30-38.
- [7.5] GERMAN, R. M., Powder Injection Molding – The Characteristics of Powders for Injection Molding, Chapter Three, Editora MPIF, 1990 – pp 68-69.
- [7.6] HUGH BAKER, Metallography, Structures and Phase Diagrams, ASM HANDBOOK, Committee, 5th edition, Vol 3, pp 248-250. 1992.
- [7.7] LENNERT, B. - Solidification Characteristics of Aluminium Alloys AA 7075, V 1, 1990, pp140-145.
- [7.8] WENDLAND, W., WILEY & Sons, Thermal Analysis, Third Edition, 1985, Ch XI, New York.
- [7.9] SEO Y.H., KANG C.G. and YOON J.H. - The upsetting behavior of semi-solid aluminum material fabricated by mechanical stirring process. Journal of Materials Processing Technology.66,(1997), pp30-38.
- [7.10] KANG C.G. e YOON J.H. – A finite-element analysis on the upsetting process of semi-solid aluminum material, Journal of Materials Processing Technology.66,(1997), pp 76-84.
- [7.11] MOISES MEZA et al – Processo Osprey: Modelagem matemática da solidificação das gotas antes de deposição – 51º Congresso Anual da ABM, Porto Alegre, 5-6 Agosto 1996, V5, pp. 615-629.
- [8.1] KAPRANOS, P. AND ROBERT, M.H. – Aplicações industriais do processamento de metais no estado semissólido, O estado de arte, Vol. 5, pp. 541-549, 51º Congresso anual da ABM. Porto Alegre, agosto 1996
- [8.2] KUMAR, C.L. et al- Predicting the constitutive flow behavior of semi-solid metal alloy slurries, Proc 3rd Int.Conf. SS Processing of alloy and Composites. Tokyo, 13-15 June 1994, pp. 37-46.
- [8.3] SANNES S. et al - Yield point behavior of semi-sólid Mg alloys. Proc3rd Int.Conf. SS Processing of alloy and Composites. Tokyo, Japan, 13-15 June 1994, pp 271-280.
- [8.4] KANG C.G., YOON J.H. and SEO Y.H. - The upsetting behavior of semi-solid aluminum material fabricated by mechanical stirring process. Journal of Materials Processing Technology.66,(1997), pp30-38.
- [8.5] KIUCHI, M. and SUGIYAMA, S.- Mashy-State Rolling of Aluminum Alloys and Cast Irons- Annals of the CIRP, Vol 40/1 Jan 1991 Uni. of Tokyo

- [8.6] SCHAEFFER L. – Conformação dos Metais – Metalurgia & Mecânica, Editora Riegel, Porto Alegre, 1995.
- [8.7] RANDALL GERMAN.- Powder Injection Molding , The rheology characteristics powder-binder mixtures– Chapter six, pp. 147- 177. 1990.
- [8.8] SUERY M. and FLEMINGS M.C. - Metallurgical Transforming. V13A, (1988) pp 1809-1819.
- [8.9] TOYOSHIMA,S. and TAKAHASHI,Y. – A Numerical Simulation of Forming Processes for Semi-Solid Materials, ISIJ Int., 31(1991) pp.577-582.
- [9.1] LAPKOWSKI, W. and SINZAK, J.- Formability of Metal Alloys in the Part-Liquid State - Journal of Materials Processing Technology, 32 (1992), pp 271-277.
- [10.1] SCHAEFFER L. – Problemas práticos de conformação mecânica – Metalurgia & Mecânica, Editora Expansão, Porto Alegre, 1997, pp. 65-67.
- [10.2] VINOD JAIN - Determination of Heat Transfer Coefficient for Forging Applications-Shaping Technol (1990), Vol . 8 : pp 193-202.
- [10.3] OZISIK, M.N. –Basic Heat Transfer – Mc Graw-Hill, New York.
- [10.4] VITOLA V. H. – Transmissão de Calor entre peças e matrizes durante uma operação de forjamento : Análise numérica experimental. Dissertação de mestrado . PPGEMM/UFRGS Porto Alegre. 1992.
- [10.5] JOSEF MARIA MICHAEL HEUßEN.- Untersuchungen zum Materialverhltten von Metallen im Bereich der Solidustemperatur- Tese de Doutorado, Shaker Verlag, Aachen 1996.
- [12.1] MORTON J.R. – Aluminum squeeze form – why cast it or forge it - When you can squeeze it ? Advanced Materials, ABM, Vol 44, N° 364, Março 1988.
- [12.2] KUHLMAN G. W.- Forging of Aluminum Alloys- Aluminum Company of America.pp. 242-253.
- [12.3] KENNEY,M.P.; COURTOIS,J.A.; EVANS,R.D. ; FARRIOR,G.M.; KYONKA,C.P. and KOCH,A. A. -Semisolid Metal Casting an Forging -ALUMAX Eng., Metals Handbook, V15,1989, pag 327-330.

ANEXO

1.-DESENVOLVIMENTO, CONSTRUÇÃO E CALIBRAÇÃO DE UM SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS.

2.-ESCOAMENTO DE UM FLUIDO NÃO-NEWTONIANO.

3.-AVALIAÇÃO DO COEFICIENTE DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR NO TIXOFORJAMENTO.

4.- ANÁLISE TÉRMICA DIFERENCIAL.

ANEXO 1

1.-DESENVOLVIMENTO, CONSTRUÇÃO E CALIBRAÇÃO DE UM SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS.

O presente trabalho tem, por finalidade, adicionar um sistema de aquisição de dados a uma prensa de pequena capacidade e utilizá-lo durante o ensaio de compressão uniaxial no estado semissólido.

Foi conetada a uma prensa Pneumática com um aquecedor indutivo e um dispositivo de compressão, um microcomputador PC, com uma placa de aquisição de dados EAGLE PC30G.

O software empregado foi o DIAdem, software alemão, feito pela empresa Gesellschaft für Strukturanalyse (GfS) Aachen / Alemanha.

O objetivo deste trabalho era obter dados que possibilitassem uma definição dos valores como da tensão de escoamento, temperatura e deslocamento de deformação. Com estas informações é possível determinar parâmetros como a velocidade, temperatura e força de forjamento. A figura 1 mostra esquematicamente o desenho de este sistema.

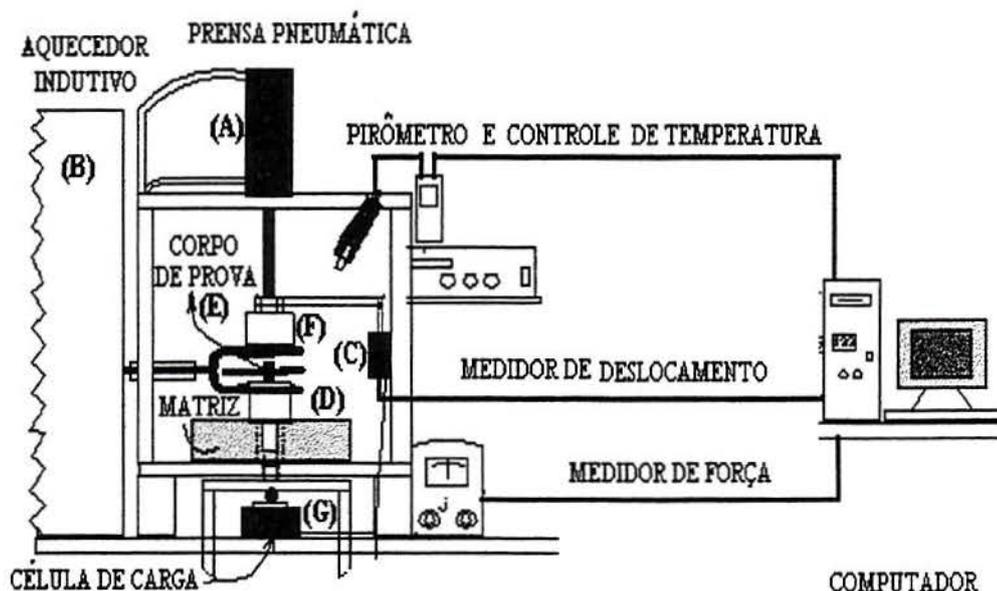


Fig.1.1.- Esquema do sistema para medir os parâmetros no forjamento semissólido.

1.1- Programa de Aquisição

O sistema de aquisição de dados é um programa para a leitura de sinais através do computador. Com conversores A/D, sinais de tensão elétrica são digitalizados e lidos no computador. Estes sinais de tensão elétrica podem ser adquiridos por uma grande variedade de sensores e através de uma conversão adequada, a grandeza de interesse é lida no programa diretamente.

A aquisição de sinais dá-se através da amostragem periódica que é realizada numa taxa configurável. A medida que os sinais são lidos no computador, são também representados graficamente na tela de maneira semelhante a um osciloscópio, pode-se também utilizar-se mostradores numéricos.

O Programa de aquisição utilizado neste trabalho chama-se DIAdem, criado pela empresa de Aachen, na Alemanha.

Este software é de fácil manejo e excelente para medições e aquisição de dados. Ele trata de cada tarefa a ser executadas de forma individual. Cada um dos dispositivos ou ícones, aparecem um de cada vez na tela do computador, mas o dado testado é um elemento comum a ambos. Existem dois tipos de recursos:

Aquele no qual pode-se criar um dado, por exemplo nos dispositivos DAC, DATA e CALC e aquele no qual somente se expressa o dado, tal como VISUAL, VIEW, e GRAPH.

O último dispositivo é o AUTOSEQUENCE, representa um caso especial, e pode ser usado em todos os recursos. O DIAdem é composto por 7 dispositivos de trabalho.

1.1.1.- DIAdem – DATA (gerenciamento de dados).

Este ícone gerencia os dados adquiridos. Processa-os individualmente em blocos ou canais. Os dados são mostrados por uma sobre vista em um dado canal que pode ser aberto, e podem ser armazenados, alterados e calculados.

1.1.2.-DIAdem –VIEW(visualização).

Mostra os dados gráficos que foram gravados após a aquisição. Estes gráficos podem ser detalhados, melhorados na sua aparência. Pode-se também suprimir dados inexpressíveis e gráficos que não são de interesse de estudos. Quando aparecem muitas curvas ao mesmo tempo pode-se individualizá-las.

1.1.3.- DIAdem- CALC .

Serve para analisar matematicamente uma série de dados. Cada operação matemática pode ser executada com parâmetros habituais ou configurados com números. Cálculos individuais são documentados dentro de um texto.

1.1.4.- DIAdem GRAFH.

Serve para documentar um dado em forma de uma apresentação gráfica. Pode ser usado e forma de gráficos, barras e tabelas e impressas em um texto. São dados que podem ser imprimidos, transferidos, etc. Grava gráficos em 3 dimensões, pinturas, desenhos e imagens de 3 a 6 graus de liberdade em um diretório novo.

1.1.5.- DIAdem – DAC(dados de aquisição e controle).

Serve para descrever os passos que ocorrem durante uma aquisição de dados. Os passos são descritos através de diagramas de blocos onde cada bloco descreve uma tarefa do programa. Os blocos são ligados entre si por linhas, que representam ligações.

O DAC pode simular uma aquisição de dados, também serve para calibração. Medidas e controles de tarefas são divididas em três camadas: Plano de dados, plano de controle e plano do sistema.

1.1.6.-DIAdem VISUAL.

Serve para adquirir dados durante um teste. Expõe um tempo real a medição efetuada. Nesta etapa podemos calibrar os sensores observando-os.

1.2.-SENSORES DE AQUISIÇÃO

Os sensores de aquisição de dados usados neste trabalho foram:

- a) Uma célula de carga tipo membrana,
- b) Pirômetro ótico RAYTEK modelo thermalert TX,
- c) Sensor de deslocamento resistivo GEFTRAN modelo PCM200 E.

Os sensores foram fixados na prensa Pneumática ao lado do corpo de prova.

1.3 PLACA DE AQUISIÇÃO DE DADOS

Para adquirir sinais é necessário equipar o microcomputador empregado com uma placa conversora A/D (analógico digital). Estas placas podem ser caracterizadas pelo seu número de bits de resolução, número de canais, a taxa e amostragem da escala de operação.

O componente principal do sub-sistema de A/D é um monolítico analógico a conversor digital que aceita voltagem analógica entrada de sensor, como transducers de pressão e termopares, e os converte em códigos digitais de 12 bits.

A seção de A/D permite 16 canais de saída ou 8 diferentes sinais de entrada, e pode ser configurado para operação unipolar (canais de entrada de 0 a 10 V) ou bipolar (canais de entrada de 5 e 10 V) . Resolução é 12 bit. Para entrada de dados unipolar, o código de produção é diretamente binário, e para bipolar, offset bipolar. Os modelos 330K não suportam entrada de dados unipolar . Nos modelos 330K , o canal de entrada é controlado por um bit em um registro. Nos modelos 100K, é controlado pelo saltador e o software. Note que os modelos S só suportam amplitude de +-5V.

O A/D pode ser operado em conversão única ou modo de conversão contínuo. No modo de conversão simples a tábua executa uma única conversão no canal de entrada selecionado conversões e parando completamente esta conversão. No modo de conversão contínua, conversões são executadas a uma taxa fixa. Esta taxa é fixa programando o cronômetro interno da PC30 ou uma fonte de relógio externa.

Os PC30 contém lógica que permite qualquer sucessão de canais, até uma duração de sucessão de 31, ser selecionado e provou debaixo de controle de hardware. Isto permite alcançar processamento cheio até mesmo quando múltiplo de converthing introduz canais.

Conversões de A/D podem ser monitoradas por cada lista I/O, Acesso de Memória Direto (DMA) ou por interruptores. Em modo de I/O, o software apura continuamente os estados da tábua registram para conferir para conclusão da conversão de A/D atual. DMA é usado para transferir dados diretamente do A/D para memória. Interrompe modo, a tábua gera um hardware automaticamente interrompa em completion de cada conversão.

Especificações:

- Resolução A/D: 12 Bits.
- Não linearidade: ± 0.75 LSB.
- A/D escala cheia de entrada : 0 a +10V, -5 a +5V e -10 a +10V.
- Número de entrada A/D: 16 canais de saída ou 8 diferencial.
- A/D velocidade: 100 kHz ou 330 kHz.

1.4.- PROCESSAMENTO DO PROGRAMA.

O funcionamento do programa através de diagramas de blocos procede da seguinte maneira:

Para a medição dos três parâmetros (deslocamento, força e temperatura) foram criados três blocos no programa. Através da leitura analógica do sensor de deslocamento e da célula de carga medidas em mV, acontece a conversão dos sinais em mm e N, respectivamente. Esta conversão é previamente calibrada com ajuda de um anel dinamométrico para a força e de um micrómetro para o deslocamento.

O sinal de deslocamento é então enviado diretamente ao primeiro bloco, onde é efetuado um cálculo (eq 1) para a obtenção do valor da deformação que graficamente é representada pelo eixo X, no gráfico da Tensão x Deformação.

O segundo bloco onde é calculado o valor da tensão (eq 2), que graficamente é representada no mesmo gráfico pelo eixo Y.

O terceiro bloco, o valor da temperatura irá ser representado por um display digital que acompanha o gráfico da Força x Deslocamento. Este bloco é separado dos anteriores.

$$\varphi_1 = \text{Ln} (h_1/h_0) \dots\dots\dots(1)$$

$$\sigma_1 = F_i/A_i \dots\dots\dots(2)$$

$$T = T \dots\dots\dots(3)$$

A figura 1.1 mostra os blocos criados para obter os ensaios no programa DIAdem.

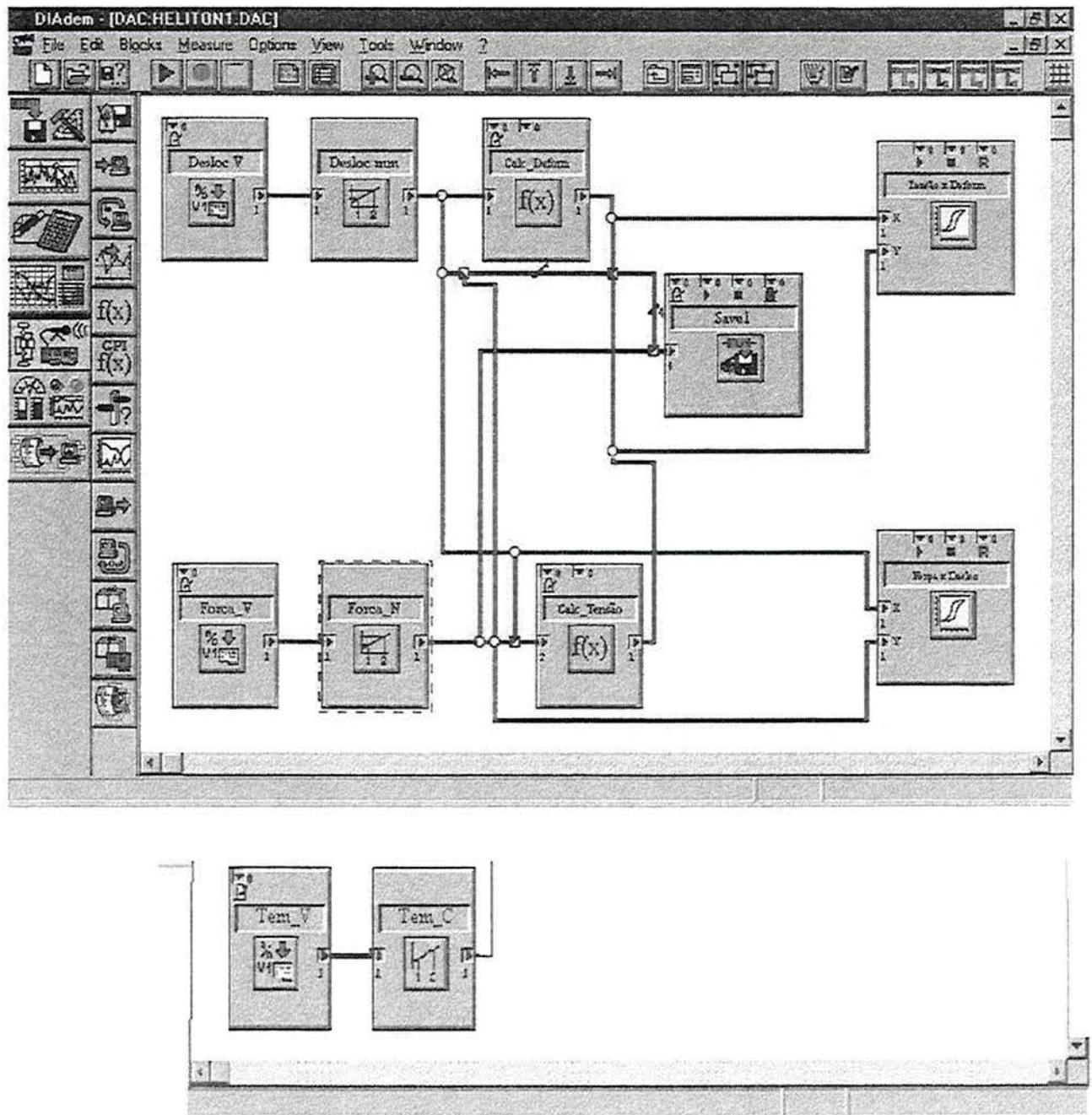


Fig. 1.2 - Blocos criados para obter os valores dos sensores.

ANEXO 2

2.-Escoamento de um fluido Não-Newtoniano

O desenvolvimento das análises do escoamento de um fluido não-Newtoniano será feito via elementos finitos .

Empregando a notação matemática que governa estas equações de um fluxo em um fluido incompressível e um sistema de coordenadas cartesianas ortogonais, são dados:

a) Equações de conservação de quantidade de movimento.

$$\rho [dv_i/dt + V_j dv_i/dx_j] = f_i + dG_{ij}/dx_j \quad (i,j = 1,2,3).....(1)$$

onde :

ρ = massa específica do fluido

v = são os componentes do vetor velocidade nas direções dos eixos coordenados $i,j=1,2,3$.

d_i = componentes das forças de volume.

G = componentes do tensor de tensões

t = tempo

b)Equação da conservação de massa.

$$dv/dx_i = 0 \quad (i=1,2,3).....(2)$$

$$v = 0$$

c) Equação da conservação da energia

$$\rho \cdot c [dT/dt + v_j \cdot dT/dx_j] - d/dx_j [k_{ij} dT/dx_i] = Q + W \quad (i,j = 1,2,3).....(3)$$

onde :

c = calor específico

k_{ij} = são as componentes do tensor de conductibilidade térmica

Q = fonte de calor.

W = potência mecânica.

Para um fluido Newtoniano a relação entre tensões desviadoras τ_{ij} e as taxas de deformação ϵ_{ij} é linear.

Para um fluido não Newtoniano como o de BINGHAM, a relação entre o tensor desviador e as do tensor de taxas de deformação é definida como:

$$\tau = [R/ (J2\epsilon)^{1/2} + 2\mu] \epsilon_{ij} \quad (i,j = 1,2,3).....(4)$$

Onde:

$J2\epsilon$ = segundo invariante do tensor de taxas de deformações desviadoras

R = tensão de escoamento.

Segundo o criterio de Von Mises para o caso que não existe encruamento, como neste caso se tem que :

$$J_2\sigma < R_2 \dots \dots \dots (5)$$

sendo que a igualdade é válida quando for atingido o escoamento.

Na figura 2.1 são indicadas as relações entre a tensão - taxa de deformação e a viscosidade dinâmica, para materiais visco-plásticos que satisfazem a lei constitutiva de um fluido de BINGHAM.

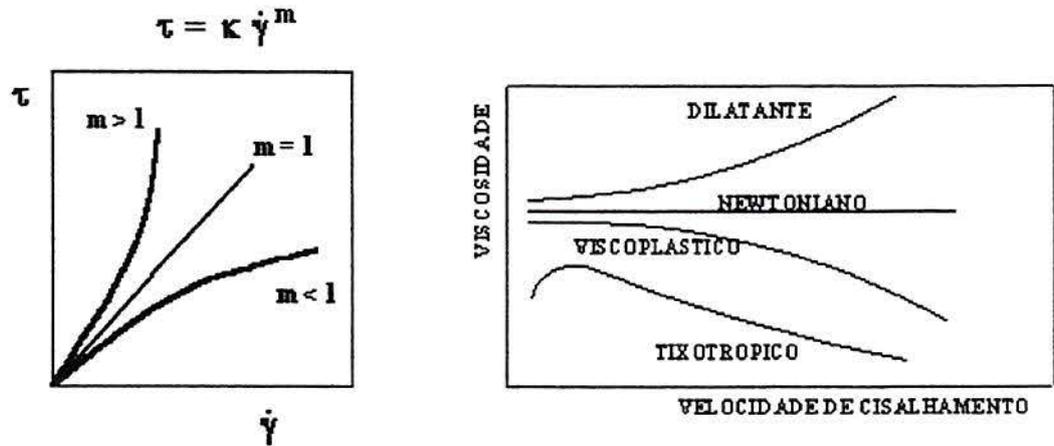


Fig.2.1.- Fluido não Newtoniano, para materias no estado pastoso segundo a lei de BINGHAM.

Convém a esta altura enfatizar que são assumidas as seguintes hipóteses:

- a) São desprezadas as deformações de tipo elásticas.
- b) A pressão hidrostática P não afeta o escoamento.

ANEXO 3

3.-Avaliação do coeficiente de transferência de calor no tixoforjamento.

Para esta avaliação foi projetado um dispositivo que nos permitia medir o coeficiente de transferência de calor no contato entre a peça em estado pastoso e a matriz metálica.

Os dados de temperatura coletados foram medidos com termopares tipo k de 1mm de diâmetro e processados por um computador. O lubrificante empregado foi grafite coloidal em óleo na matriz.

A peça forjada em condições não isotérmicas; foi conformada a uma elevada velocidade de deformação (45 s^{-1}). As peças eram extraídas rapidamente e resfriadas em água.

A temperatura da matriz era de $450 \text{ }^\circ\text{C}$ e o corpo de prova de $600 \text{ }^\circ\text{C}$. O aquecimento foi realizado num aquecedor indutivo, para evitar perdas de calor do corpo de prova pela atmosfera quando o forjamento foi rápido.

O mecanismo da perda de calor para a matriz é de natureza complexa, sendo dependente das propriedades físicas do material da peça, do material da matriz e das características da região de contato.

A perda de calor da peça para a matriz causa um decréscimo na temperatura da peça que aumenta a resistência ao escoamento e exige maior potência de deformação. O calor provoca uma perda de resistência momentânea na matriz.

A falha da matriz por fadiga térmica na superfície está relacionada ao gradiente de temperatura entre a peça e a matriz, sendo assim é importante o conhecimento do coeficiente de transferência de calor de contato para simular processos de forjamento não isotérmicos e para determinação da distribuição de temperatura.

A equação básica para esse tipo de problema é a equação de FOURIER:

$$\frac{dT}{dt} = \kappa \frac{d^2T}{dx^2} \dots\dots\dots(6)$$

Onde:

- T= temperatura
- t= tempo
- κ = difusibilidade térmica

No caso estacionário :

$$\frac{dT}{dt} = 0 \dots\dots\dots(7)$$

Na figura 3.1 esta representado o corpo de prova e a matriz unidas por uma pressão P. Sob condições estacionárias quando $T_{11} > T_{22}$ o calor flui de cima para baixo, e q_j é o calor que passa pela junção. Foram realizadas medições nos pontos X_{11}, X_{12}, X_{21} e X_{22} isto deu uma estimativa para a temperatura nos pontos da interface.

Neste caso trata-se de avaliar a troca de calor entre dois corpos (peça de alumínio e matriz de aço) através de uma junção. O fluxo de calor em qualquer parte é dado por:

$$q = k \cdot dT/dX \dots \dots \dots (8)$$

O corpo de prova fica:

$$q_1 = k_1 \cdot (T_{11} - T_{12}) / (X_{12} - X_{11}) \dots \dots \dots (9)$$

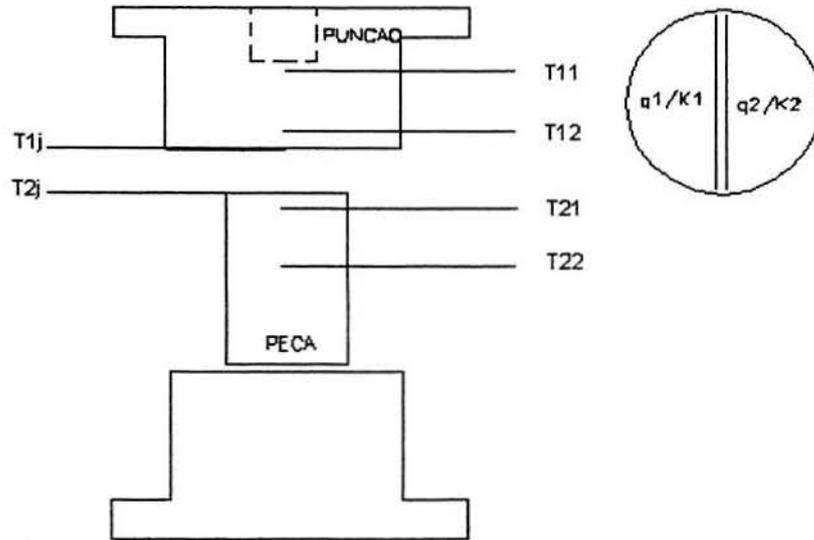


Fig.3.1.- Esquema da transferência de calor do corpo de prova e da matriz.

Se o coeficiente de troca de Calor for definido como :

$$h = q/\Delta T \dots \dots \dots (10)$$

então:

$$h(T_{1j} - T_{2j}) = k_1(T_{11} - T_{12}) / (X_{12} - X_{11}) \dots \dots \dots (11)$$

onde:

- q = fluxo de calor
- k = condutibilidade térmica
- T = temperatura
- h = coeficiente de troca térmica
- x = distância na direção do fluxo térmico

Os dispositivos dos testes foram desenhados, projetados e desenvolvidos no CT, e constituíam-se de um punção de aço H13, com uma placa de amianto para isolamento e dois termopares tipo K, que permitiam a tomada de temperatura em dois lugares. O corpo de prova também tinha dois furos para colocar termopares e medir a temperatura. No total,

quatro termopares nos permitiam calcular a média do gradiente de temperatura. Logo eram submetidos a uma pancada do martelo. A peça e a matriz eram isolados do meio ambiente.

Após da avaliação dos resultados conclui-se o seguinte:

- a) Lubrificar a peça é prejudicial porque o grafite se introduz no interior da peça; a matriz deve possuir uma boa camada de grafite.
- b) A solidificação da peça é instantânea, por isto a velocidade de preenchimento deve ser o mais rápida possível.
- c) Com o aumento da tensão de escoamento da peça a transmissão de calor diminui nas mesmas velocidades de preenchimento.
- d) Com velocidades elevadas de forjamento a transmissão de calor diminui.

Na figura 3.2, observa-se o comportamento das temperaturas da matriz e da peça a forjar.

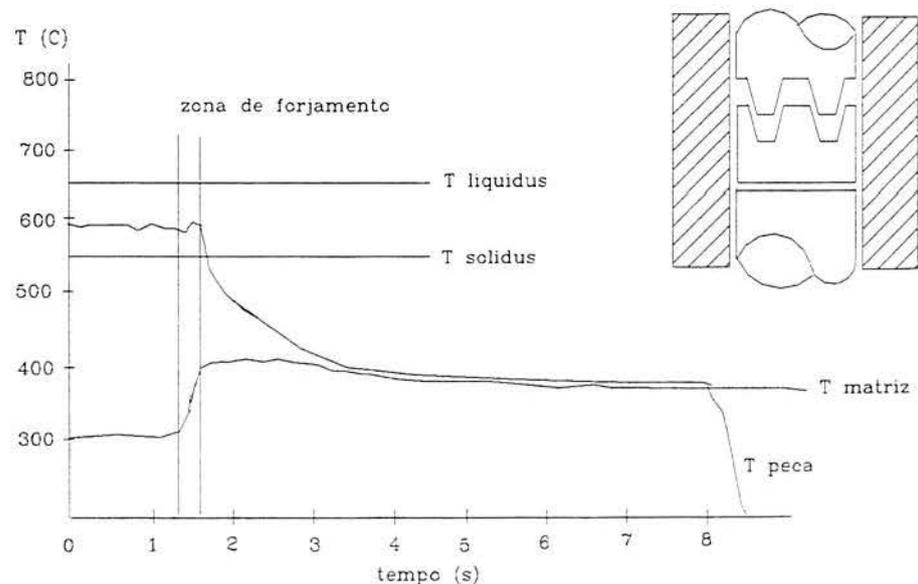


Fig.3.2.-Variações da temperatura no forjamento semissólido.

ANEXO 4

4.- Análise térmica diferencial (DTA).

A análise térmica diferencial é uma técnica onde a temperatura de uma amostra é comparada com a temperatura de um material térmicamente inerte, esta é registrada em função da temperatura da amostra, quando é aquecida ou resfriada.

Mudanças de temperatura na amostra são devido a:

Transições entálpicas endotérmicas:

- Mudanças de fases tais como fusão, inversão de estrutura cristalina, evaporação, sublimação e vaporização;
- Reações de desidratação;
- Reações de dissociação ou decomposição;
- Reações de oxidação e redução;
- Destruição da estrutura cristalina;

Transições entálpicas exotérmicas:

- Cristalização;
- Reações de decomposição.

A figura 4.1 mostra o sistema básico DTA ($T_{\text{amostra}} - T_{\text{referencia}}$)

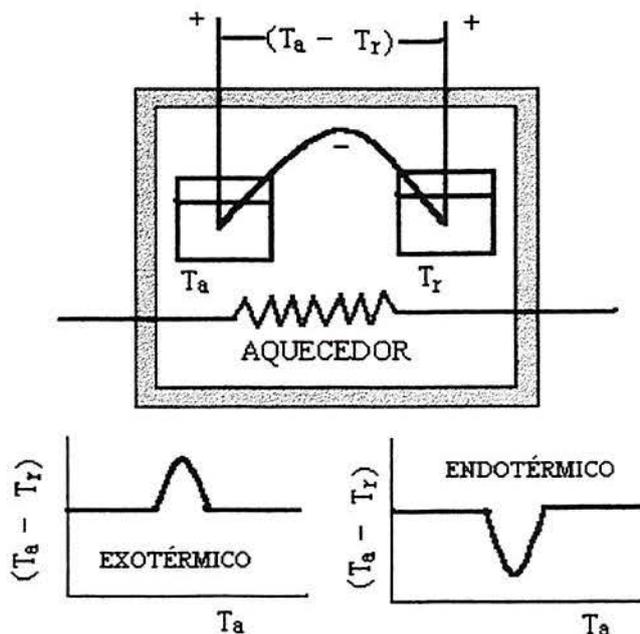
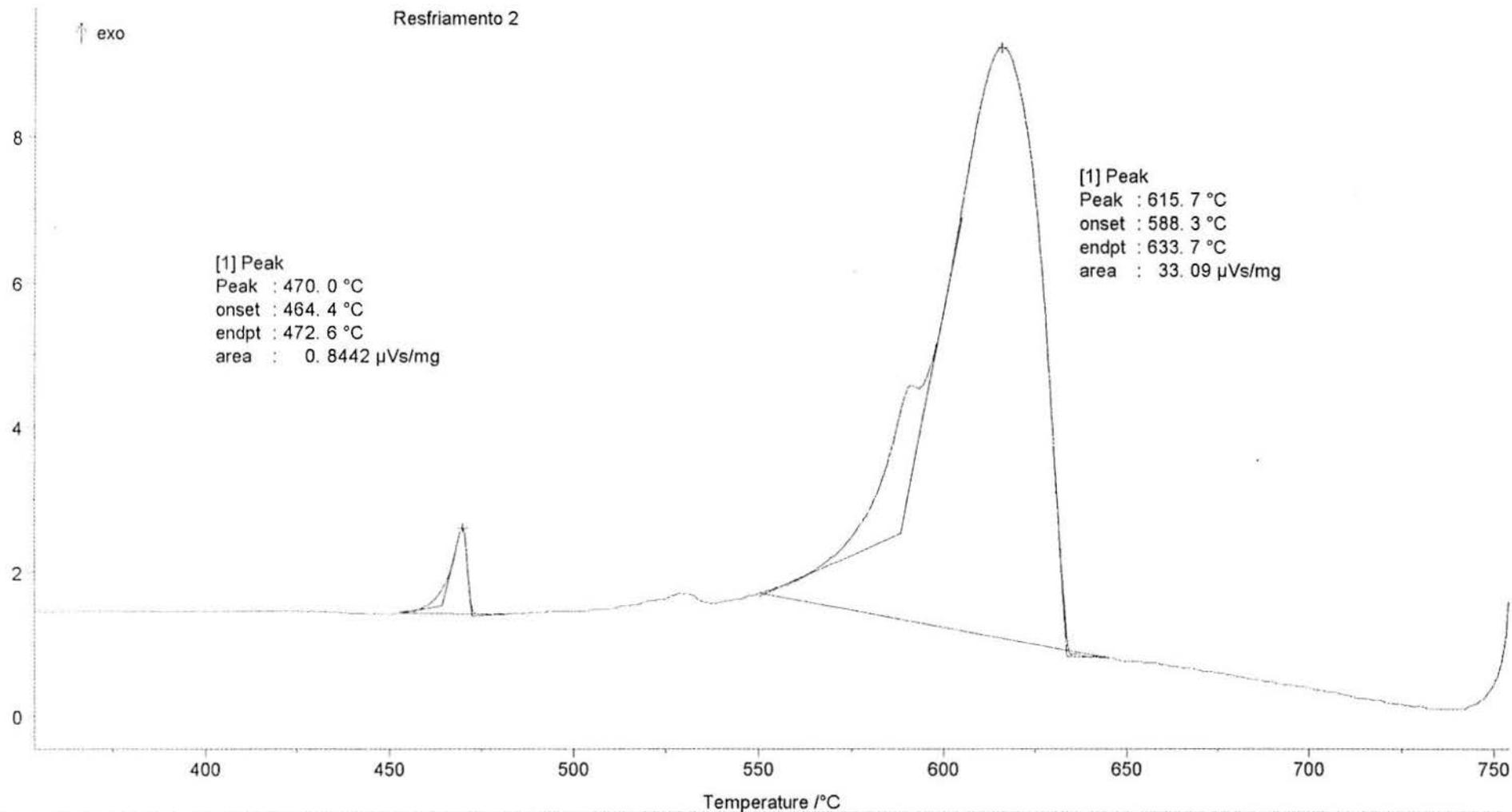


Fig. 4.1.- Sistema básico DTA ($T_{\text{amostra}} - T_{\text{referencia}}$)

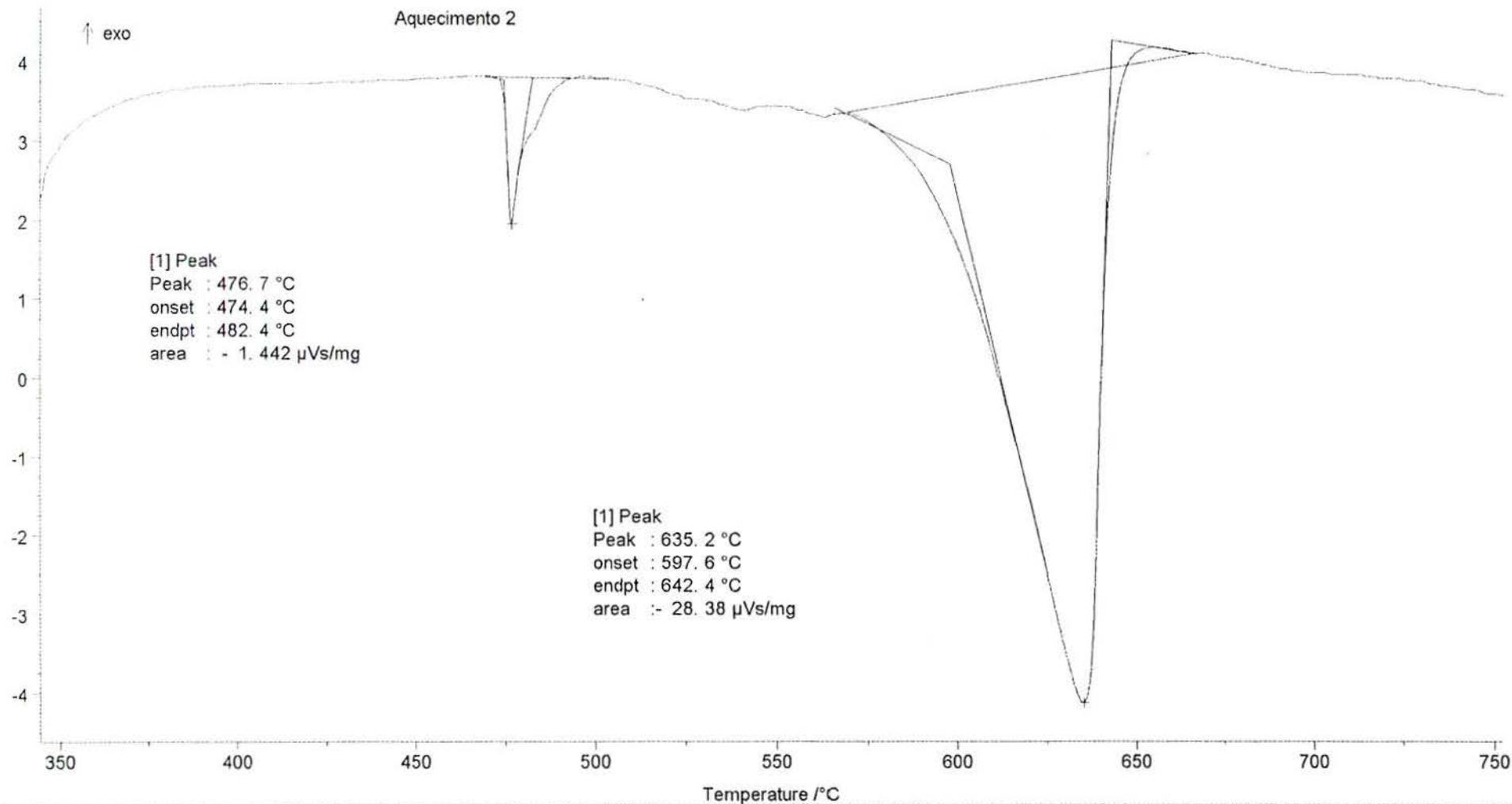
A figura 4.2 mostra a curvas obtidas num DTA da liga AA7075.

DSC *10² / μ V/mg



INSTRUMENT:	STA 409C	SAMPLE:	Liga Al 7050	522.800 mg	MODE/TYPE OF MEAS.:	DTA/samp.
FILE:	AL-7050	REFERENCE:	Alumina	350.000 mg	SEGM:	7/7
PROJECT:	Unicamp	MATERIAL:	Liga Al - 7050		CRUC:	DTA/TG crucible Al2O3
IDENTITY:	M.H.Robert	CORR / TEMP.CAL./SENS-FILE:	---/56S.TSS/SENSNULL.EXX		ATMOSPHERE:	
DATE/TIME:	17.06.98 10:56	RANGE:	750 °C/5.0(K/min)/350 °C		DSC-CORR/M.RANGE:	000/5000
LABORATORY:	DEMA/FEM	SAMPLE CAR./TC:	DTA/(TG) HIGH RG 2/S			
OPERATOR:	Rita	REMARK:	Ensaio feito em atmosfera estanque de Helio			

DSC *10² /uV/mg



INSTRUMENT:	STA 409C	SAMPLE:	Liga Al 7050	522.800 mg	MODE/TYPE OF MEAS.:	DTA/samp.
FILE:	AL-7050	REFERENCE:	Alumina	350.000 mg	SEGM:	5/7
PROJECT:	Unicamp	MATERIAL:	Liga Al - 7050		CRUC:	DTA/TG crucible Al2O3
IDENTITY:	M.H.Robert	CORR / TEMP.CAL./SENS-FILE:	---/56S.TSS/SENSNULL.EXX		ATMOSPHERE:	
DATE/TIME:	17.06.98 10:56	RANGE:	350 °C/5.0(K/min)/750 °C		DSC-CORR/M.RANGE:	000/5000
LABORATORY:	DEMA/FEM	SAMPLE CAR./TC:	DTA(/TG) HIGH RG 2/S			
OPERATOR:	Rita	REMARK:	Ensaio feito em atmosfera estanque de Helio			