

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DOS MATE-  
RIAIS - PPGEMM

FORJAMENTO PROGRESSIVO:  
PROCESSO ALTERNATIVO PARA PRENSAS DE PEQUENA CAPACIDADE

por

Alberto Moreira Guerreiro Brito  
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Engenharia Metalúrgica da  
Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-  
Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM.

Porto Alegre

1989

FORJAMENTO PROGRESSIVO:  
PROCESSO ALTERNATIVO PARA PRENSAS DE PEQUENA CAPACIDADE

D I S S E R T A Ç Ã O

Apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de

Mestre em Engenharia  
Metalúrgica de Transformação

por

Alberto Moreira Guerreiro Brito - Engenheiro Metalúrgico

1989

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, Área Metalurgia de Transformação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Lirio Schaeffer

Dr. Eng.

PPGEMM/UFRGS

Banca Examinadora:

Dr. Daltro Garcia Pinatti

Fundação de Tecnologia Industrial

Dra. Iduvirges Lourdes Müller

PPGEMM/UFRGS

Dr. Eng. Lirio Schaeffer

PPGEMM/UFRGS

Coordenador do PPGEMM

Prof. Adão Mautone

## AGRADECIMENTOS

Ao Dr. Eng. Lirio Schaeffer pela orientação.

Ao Fundo de Incentivo a Pesquisa Técnico-Científica do Banco do Brasil S.A. - FIPEC pelo auxílio financeiro.

A Empresa Brasileira de Aeronáutica pelo fornecimento de parte da liga TiAl6V4.

A Aços Finos Piratini S.A. pela realização das Análises Químicas.

Ao Dr. Eng. Klaus Baldner do Instituto de Conformação Mecânica da Universidade Técnica de Aachen, RFA, por valiosas sugestões.

A todos os colegas do Laboratório de Transformação Mecânica e do Departamento de Metalurgia que de alguma forma colaboraram na execução deste trabalho.



## RESUMO

É apresentado um apanhado geral sobre o estágio atual do forjamento progressivo e características das ligas de titânio. Curvas de escoamento para a liga TiAl6V4 foram levantadas e são comparadas com curvas apresentadas por outros autores. É desenvolvido um modelo tri-dimensional para cálculo de força de conformação e previsão de fluxo de material no forjamento progressivo. Chumbo e a liga TiAl6V4 são utilizados para analisar a viabilidade da obtenção de peças forjadas, através do processo progressivo, em uma prensa de pequena capacidade.

## ABSTRACT

In this work is presented an overview about the present stage of incremental forging technology and about titanium alloys. Stress-strain curves for the TiAl6V4 alloy are obtained and compared with curves showed in others works. A model to prevision of metal flow and force in incremental forging is presented. Lead and TiAl6V4 alloy are utilized to analyse the viability to obtain forged pieces, by incremental forging, in a low capacity press.

## INDICE

1 - INTRODUÇÃO.....	19
2 - ESTAGIO ATUAL DO FORJAMENTO PROGRESSIVO.....	21
3 - MODELO DE CALCULO DE FLUXO DE MATERIAL E FORÇA DE CONFORMAÇÃO.....	39
3.1 - <u>Descrição do Modelo</u> .....	39
3.2 - <u>Modelo Para Previsão de Fluxo de Material</u> .....	43
3.3 - <u>Modelo Para Cálculo da Força de Conformação</u> .....	48
3.3.1 - Cálculo da Potência de Deformação.....	49
3.3.2 - Cálculo da Potência de Atrito.....	50
3.3.3 - Cálculo da Potência de Cizalhamento.....	52
3.3.4 - Cálculo da Potência Total.....	54
3.4 - <u>Aplicação do Modelo</u> .....	54

4 - FORJAMENTO PROGRESSIVO DE BARRAS DE CHUMBO.....	62
4.1 - <u>Procedimentos Experimentais</u> .....	62
4.2 - <u>Análise Geométrica das Peças Obtidas</u> .....	68
4.3 - <u>Comparação Entre Valores de Força Medidos e</u> <u>Calculados</u> .....	85
5 - TESTES COM A LIGA DE TITANIO TiAl6V4.....	89
5.1 - <u>Características do Titânio e Suas Ligas</u> .....	89
5.1.1 - O Titânio Puro.....	89
5.1.2 - Ligas de Titânio.....	89
5.1.3 - Tratamentos Térmicos.....	95
5.1.4 - Oxidação.....	98
5.1.5 - Fases Metaestáveis.....	100
5.2 - <u>Curvas de Escoamento</u> .....	102
5.2.1 - Materiais, Equipamentos e Metodologia Empregada.....	105
5.2.2 - Apresentação dos Resultados.....	111
5.2.3 - Discussão dos Resultados.....	113
5.3 - <u>Forjamento</u> .....	125
5.3.1 - Generalidades.....	125

5.3.2 - Forjamento Convencional.....	127
5.3.3 - Forjamento Progressivo.....	128
6 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE CONTINUIDADE.....	137
7 - BIBLIOGRAFIA.....	141
ANEXO A: Aspectos Económicos do Forjamento Progressivo.....	146
ANEXO B: Teoria do limite superior.....	148
ANEXO C: Curva de Escoamento Para Chumbo .....	152
ANEXO D: Diagrama de equilíbrio Ti-Al-V.....	154
ANEXO E: Registos dos Ensaios 50-I-B e 50-II-B.....	159

## ÍNDICE DE FIGURAS E TABELAS

	página
Figura 2.1 - Definição esquemática do forjamento progressivo [2.1].....	21
Figura 2.2 - Vantagem do forjamento progressivo em relação ao forjamento convencional [2.4].....	23
Figura 2.3 - Concepção alternativa para o forjamento progressivo: 1 - peça; 2 - punção; 3 - ferramenta superior; 4 - matriz inferior; 5 - ferramenta auxiliar [2.5].....	25
Figura 2.4 - Peça obtida pelo processo progressivo através do esquema da figura 2.3 [2.5].....	26
Figura 2.5 - Resultado de testes realizados por Abramovitz e Schey [2.7] visando caracterizar materiais para estudos sobre forjamento progressivo.....	28
Figura 2.6 - Prensa utilizada por Abramovitz e Schey para experimentos sobre forjamento progressivo [2.7].....	29
Figura 2.7 - Peça com costeletas centrais e laterais obtida, em liga de alumínio, por Abramovitz e Schey [2.7].....	29
Figura 2.8 - Possibilidade para o forjamento de discos [2.8]: (a) situação inicial; (b) conformação com ferramenta interna; (c) conformação com ferramenta externa.....	31
Figura 2.9 - Etapas de fabricação de um disco de aço inoxidável de grandes dimensões através do forjamento progressivo [2.6].....	32
Figura 2.10 - Alternativa para o forjamento progressivo de peças de grande porte [2.10].....	33
Figura 2.11 - Componente do sistema de aterrisagem do Boeing 747 forjado na liga de Titânio TiAl6V4 [2.11].....	33

Figura 2.12 - Estudo sobre escoamento de material no forjamento progressivo: (a) experimental; (b) calculado [2.12].....	34
Figura 2.13 - Princípio do forjamento progressivo para fabricação de discos com alta tensão de escoamento [2.14].....	35
Figura 2.14 - Estrutura integral obtida em chumbo, pelo processo progressivo, por Kopp e colaboradores [2.15-2.16].....	36
Figura 2.15 - Sequência de passes (5-8-2-6-4-1-7-3-9) para forjar a peça da figura 2.14 [2.15-2.16].....	36
Figura 2.16 - Aplicação do forjamento progressivo à fabricação de engrenagens [2.16].....	37
Figura 3.1 - Representação esquemática do corpo de prova inicial e da peça final a ser obtida.....	41
Figura 3.2 - Vista esquemática do corpo de prova antes e após deformado mostrando a região de deformação e as superfícies de atrito e cisalhamento.....	42
Figura 3.3 - Esquema mostrando a discretização da zona de deformação do corpo de prova.....	47
Figura 3.4 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.....	55
Figura 3.5 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.....	56
Figura 3.6 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.....	57
Figura 3.7 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.....	58
Figura 3.8 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.....	59
Figura 3.9 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.....	60
Figura 3.10 - Relação força-deformação calculada conforme o modelo desenvolvido.....	61
Figura 4.1 - Vista esquemática dos punções superiores.....	63

Figura 4.2 - Vista esquemática da matriz inferior.....	64
Figura 4.3 - Fotografias da matriz inferior (A) e dos punções (B).....	65
Figura 4.4 - Representação esquemática dos processos utilizados.....	67
Figura 4.5 - Formas inicial e final dos corpos de prova (esquemático).....	69
Figura 4.6 - Comprimento final dos corpos de prova em função do volume, da altura inicial e do processo.....	71
Figura 4.7 - Largura final dos corpos de prova em função do volume, da altura inicial e do processo.....	72
Figura 4.8 - Altura final das costeletas em função do volume, da altura inicial e do processo.....	74
Figura 4.9 - Espessura da base da peça em função do volume, da altura inicial e do processo.....	75
Figura 4.10 - Altura total da peça em função do volume, da altura inicial e do processo.....	76
Figura 4.11 - Espessura da costeleta em função do volume, da altura inicial e do processo.....	77
Figura 4.12 - Corpos de prova a partir dos quais é possível usinar a peça final desejada.....	79
Figura 4.13 - Variação relativa do comprimento do corpo de prova em função do volume, do processo e da variação relativa da espessura.....	80
Figura 4.14 - Variação relativa da largura do corpo de prova em função do volume, do processo e da variação relativa da espessura.....	81
Figura 4.15 - Variação relativa da altura da costeleta em função do volume, do processo e da variação relativa da espessura.....	82
Figura 4.16 - Variação relativa da altura do corpo de prova em função do volume, do processo e da variação relativa da espessura.....	83



Figura 4.7 - Valores de força medidos e calculados para o primeiro passo da deformação do corpo de prova (50-I-B) em função da variação da altura (2 punções).....	86
Figura 4.8 - Valores de força medidos e calculados para o primeiro passo da deformação do corpo de prova (50-II-B) em função da variação da altura (2 punções).....	86
Figura 5.1 - Microestruturas da liga TiAl6V4: (A) equiaxial; (B) totalmente transformada; (C) com $\beta$ em contorno de grão; (D) $\alpha$ alongada; (E) "spaghetti"; (F) $\alpha$ "blocky" [5.6].....	92
Figura 5.2 - Microestruturas das ligas de titânio [5.7]: (A) equiaxial; (B) lamelar; (C) "duplex".....	94
Figura 5.3 - Microestrutura da liga TiAl6V4 recozida [5.5].....	96
Figura 5.4 - Percentagem de alívio de tensões em função do tempo e da temperatura [5.5].....	96
Figura 5.5 - Microestrutura da liga TiAl6V4 solubilizada e envelhecida [5.5].....	99
Figura 5.6 - Curvas tensão-deformação para a liga TiAl6V4 em diferentes condições de tratamento térmico: (a) solubilizada e envelhecida; (b) solubilizada; (c) recozida [5.5].....	99
Figura 5.7 - Espessura da camada de difusão de oxigênio na liga TiAl6V4 em função da temperatura e do tempo de manutenção [5.12].....	101
Figura 5.8 - Diagrama TTT para a liga TiAl6V4 [5.13].....	101
Figura 5.9 - Curvas de escoamento obtidas por Chem [5.14].....	103
Figura 5.10 - Curvas de escoamento apresentadas por Lange [5.15].....	104
Figura 5.11 - Curvas de escoamento obtidas por Schaeffer [2.1].....	106

Figura 5.12 - Curvas de escoamento para a liga TiAl6V4 calculadas a partir da equação (5.1) [5.16].....	107
Figura 5.13 - Dispositivo de compressão.....	110
Figura 5.14 - Microestruturas iniciais dos materiais A e B. Aumento: 200x.....	112
Figura 5.15 - Curvas de escoamento obtidas para o material A.....	114
Figura 5.16 - Curvas de escoamento obtidas para o material B.....	115
Figura 5.17 - Curvas de escoamento obtidas com velocidade de deformação inicial igual a 0,0025/s e final igual a 0,0050/s.....	116
Figura 5.18 - Curvas de escoamento obtidas com velocidade de deformação inicial igual a 0,08/s e final igual a 0,167/s.....	117
Figura 5.19 - Curvas de escoamento obtidas a 950°C para a liga TiAl6V4.....	118
Figura 5.20 - Microestruturas do material A aquecido a 950°C por meia hora: (A) sem deformação; (B) deformado até $\varphi = -0,4$ ; (C) deformado até $\varphi = -0,8$ ; (D) deformado até $\varphi = -1,2$ ; taxa de deformação inicial igual a 0,08/s; aumento 200x; resfriado ao ar.....	119
Figura 5.21 - Comparação entre as curvas de escoamento obtidas neste trabalho e as obtidas por outros pesquisadores para 850°C.....	120
Figura 5.22 - Comparação entre as curvas de escoamento obtidas neste trabalho e as obtidas por outros pesquisadores para 950°C.....	121
Figura 5.23 - Corpo de prova da liga TiAl6V4 deformado a 950°C, conforme o processo "A" descrito no capítulo 4.....	129
Figura 5.24 - Esquema mostrando a matriz inferior e as quatro posições possíveis de serem ocupadas pelo punção. As peças foram forjadas na seqüência 1-2-3-4.....	130

Figura 5.25 - Detalhes da ferramenta superior. Vê-se o punção e o dispositivo que permite o deslocamento do mesmo para diferentes posições.....	132
Figura 5.26 - Matriz inferior e forno montados na prensa.....	132
Figura 5.27 - Peça obtida pelo processo progressivo.....	133
Figura 5.28 - Microestrutura inicial do material utilizado.....	134
Figura 5.29 - Vista esquemática (perfil) da peça, com os valores de $\varphi$ em diferentes regiões.....	135
Figura 5.30 - Microestrutura em diferentes regiões da peça. Podem ser observados grãos alongados e equiaxiais da fase $\alpha$ em uma matriz ( $\alpha+\beta$ ) transformada.....	136
Tabela 2.1 - Balanço energético considerando a reciclagem de cavacos.....	24
Tabela 4.1 - Dimensões nominais dos corpos de prova.....	66
Tabela 4.2 - Dimensões iniciais e finais de cada corpo de prova.....	70
Tabela 4.3 - Resumo dos resultados obtidos com chumbo.....	84
Tabela 5.1 - Classificação das ligas de Titânio.....	90
Tabela 5.2 - Composição química da liga TiAl6V4.....	108
Tabela 5.3 - Condições de realização dos ensaios.....	111
Tabela 5.4 - Dimensões dos corpos de prova de TiAl6V4.....	131

## SIMBOLOGIA UTILIZADA

- $L_0^x$  : Comprimento inicial do corpo de prova no modelo de cálculo.
- $L_0^y$  : Largura inicial do corpo de prova no modelo de cálculo.
- $l_0^x$  : Comprimento inicial da zona de deformação no modelo de cálculo.
- $L_0^y$  : Comprimento inicial do corpo de prova no modelo de cálculo.
- $e$  : Espessura da costeleta.
- $h_0$  : Altura inicial.
- $h_f$  : Altura final.
- $l_f^x$  : Comprimento final da zona de deformação no modelo de cálculo.
- $L_f^y$  : Largura final do corpo de prova no modelo de cálculo.
- $V_z$  : Velocidade do material na direção z, na zona de deformação
- $V_x$  : Velocidade do material na direção x, na zona de deformação
- $V_y$  : Velocidade do material na direção y, na zona de deformação
- $V_s$  : Velocidade da ferramenta.
- $h_i$  : Altura instantânea.
- $\varphi$  : Deformação logarítmica.
- $\dot{\varphi}$  : Velocidade de deformação.
- $\dot{\varphi}_z$  : Velocidade de deformação na direção z.
- $\dot{\varphi}_y$  : Velocidade de deformação na direção y.

- $\dot{\phi}_x$  : Velocidade de deformação na direção x.
- $\delta$  : Derivada parcial.
- $x$  : Coordenada atual dos "nós do material" na direção x.
- $y$  : Coordenada atual dos "nós do material" na direção y.
- $z$  : Coordenada atual dos "nós do material" na direção z.
- $x_A$  : Coordenada anterior dos "nós do material" na direção x.
- $y_A$  : Coordenada anterior dos "nós do material" na direção y.
- $z_A$  : Coordenada anterior dos "nós do material" na direção z.
- $t$  : Incremento de tempo.
- $i$  : Índice identificador dos "nós do material" na direção x.
- $j$  : Índice identificador dos "nós do material" na direção y.
- $k$  : Índice identificador dos "nós do material" na direção z.
- $P$  : Potência total de conformação.
- $P_d$  : Potência de deformação.
- $P_a$  : Potência de atrito.
- $P_c$  : Potência de cisalhamento.
- $\dot{\phi}_{eq}$  : Velocidade de deformação equivalente.
- $\dot{\phi}_{eq}^e$  : Velocidade de deformação equivalente de um elemento.
- $F$  : Força total de conformação.
- $F_N$  : Força normal.
- $k_w$  : Resistência à deformação.
- $a$  : Comprimento do corpo de prova a ser forjado.
- $b$  : Largura do corpo de prova a ser forjado.
- $c$  : Altura inicial do corpo de prova a ser forjado.

- $L$  : Comprimento da peça forjada.  
 $M$  : Largura da peça forjada.  
 $h$  : Altura da costeleta da peça forjada.  
 $H$  : Altura total da peça forjada.  
 $s$  : Espessura da base da peça forjada.  
 $\epsilon_L$  : Deformação relativa do comprimento da peça forjada.  
 $\epsilon_M$  : Deformação relativa da largura da peça forjada.  
 $\epsilon_h$  : Deformação relativa da altura da costeleta.  
 $\epsilon_H$  : Deformação relativa da altura total da peça.  
 $\epsilon_s$  : Deformação relativa da espessura da base da peça.  
 $T$  : Temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ ).  
 $k_f$  : Tensão de escoamento.  
 $k_f^e$  : Tensão de escoamento de um elemento.  
 $V$  : Volume.  
 $V^e$  : Volume de um elemento.  
 $dV$  : Diferencial de volume.  
 $A$  : Área.  
 $A_e$  : Área de uma das faces de um elemento.  
 $dA$  : Diferencial de área.  
 $|\Delta V|_a$  : Diferença de velocidade entre superfícies atritantes.  
 $|\Delta V|_a^e$  : Diferença de velocidade entre superfícies (de um elemento) atritantes.  
 $v_x^e$  : Velocidade média, na direção  $x$ , dos nós de um elemento.  
 $v_y^e$  : Velocidade média, na direção  $y$ , dos nós de um elemento.  
 $m$  : Fator de atrito.

## 1 - INTRODUÇÃO

Um importante aspecto da produção industrial é a otimização do custo e da qualidade dos produtos através da melhoria dos processos de produção. A necessidade de economia de energia e matéria prima, aumento da produtividade e da rentabilidade assume cada vez mais um maior significado.

Nos últimos anos tem sido observado um aumento na aplicação dos processos clássicos de conformação mecânica (em detrimento dos processos de usinagem) na fabricação em série de peças, bem como o desenvolvimento e aperfeiçoamento de novos processos, como por exemplo, o forjamento progressivo.

A substituição do processo de usinagem pelo processo de forjamento (seguido ou não de usinagem) muitas vezes não é executado devido a problemas com capacidade de prensa. É nesse ponto que o forjamento progressivo surge como uma possível alternativa, visto que nesse processo a força necessária para forjar determinado componente é menor do que a força que seria necessária para forjá-lo pelo processo convencional.

É com base no exposto acima que este trabalho foi desenvolvido. Numa primeira etapa foram conduzidos alguns teste utilizando chumbo como material modelo. O principal objetivo desses testes era atingir uma geometria pré-fixada, com uma

prensa de pequena capacidade e com diferentes formas de aplicação das ferramentas. Numa segunda etapa procurou-se preparar a aplicação do processo à liga de titânio TiAl6V4. Para tanto, pesquisou-se na literatura as condições básicas de conformação, tratamentos térmicos, microestruturas e propriedades da liga e levantou-se, para a mesma curvas de escoamento em diferentes condições. Por fim, foram realizados alguns testes (de forjamento progressivo) utilizando-se a liga TiAl6V4. Para esses testes foi fabricado um novo conjunto de ferramentas, em uma liga especial, que permitisse realizar o forjamento em condições "quasi-isotérmicas" a  $950^{\circ}\text{C}$ . Também devido a esse fato foi preciso pensar em uma forma de aplicação das ferramentas (diferente da utilizada nos ensaios com chumbo), de modo que o ensaio pudesse ser realizado rapidamente. Os resultados obtidos com esse novo ferramental foram bastante desfavoráveis.



## 2 - ESTÁGIO ATUAL DO FORJAMENTO PROGRESSIVO

Define-se como forjamento progressivo o processo de conformação mecânica de uma peça em vários passos tais que, a cada passo as ferramentas tocam apenas um parte da mesma [2.1-2.3]. A figura 2.1 define esquematicamente o processo.

A principal vantagem do processo progressivo em relação ao forjamento convencional é mostrada na figura 2.2. Na parte superior da figura vê-se o caso convencional para o forjamento em matriz fechada e em matriz aberta. Ambos os processos atingem seus limites quando a força de conformação  $F = k_w \cdot A$  (onde  $k_w$  é a resistência a deformação e  $A$  a área projetada da peça) é igual a capacidade nominal da máquina ( $F_N$ ) [2.4]. A alternativa pelo processo progressivo é mostrada na parte inferior da figura. Nesse caso, a deformação total é dividida em várias etapas menores, necessitando para tanto menos força do que pelo processo convencional.

Uma vantagem adicional do forjamento progressivo é a economia de energia através da economia de matéria prima pois peças que convencionalmente seriam usinadas podem ser facilmente forjadas até perto das dimensões finais. A tabela 2.1 mostra um balanço energético comparando os custos de fabricação de uma peça por usinagem e pelo forjamento progressivo seguido de acabamento em fresa [2.5].

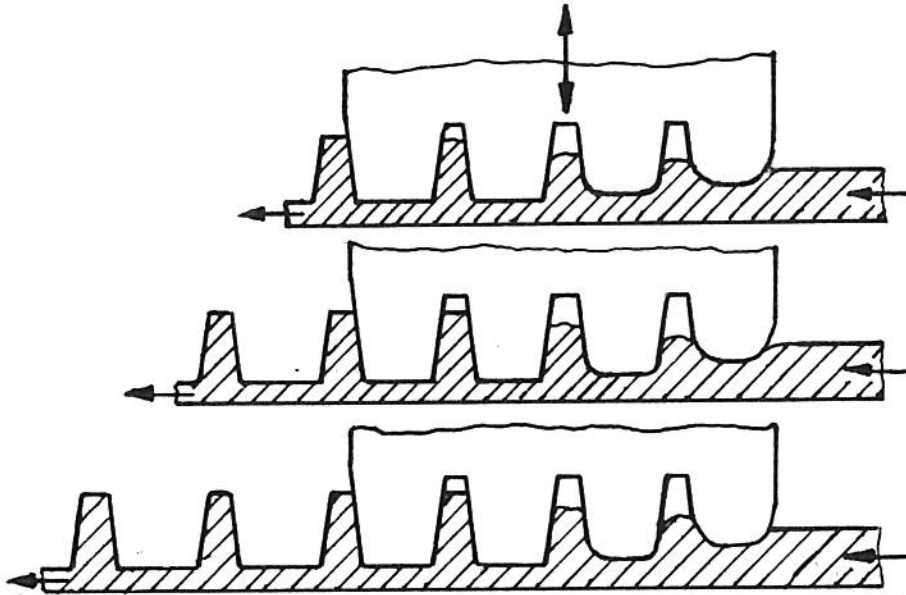


Figura 2.1 - Definição esquemática do forjamento progressivo [2.1].

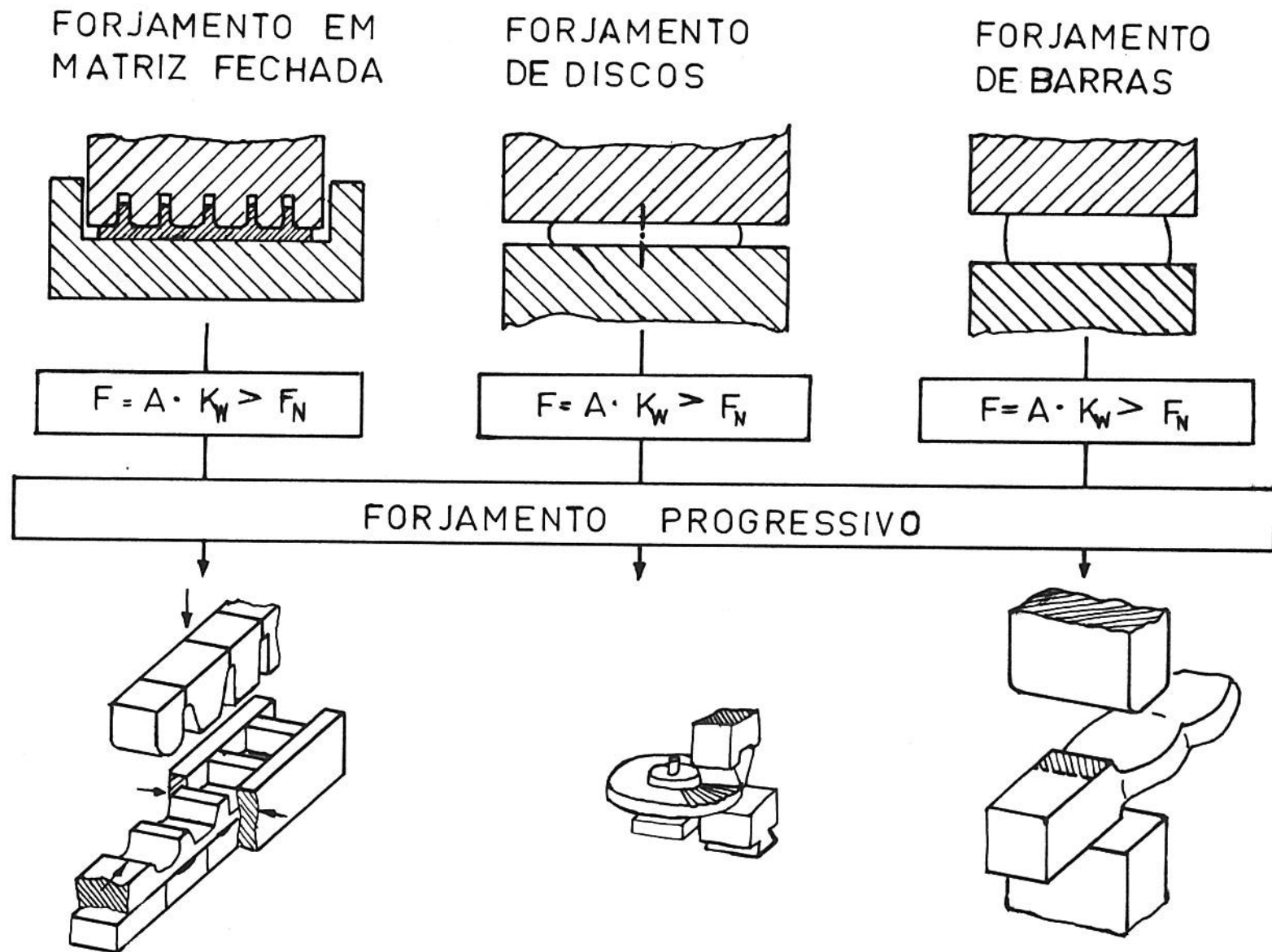


Figura 2.2 - Vantagem do forjamento progressivo em relação ao forjamento convencional [2.4].

Tabela 2.1 - Balanço Energético Considerando a Reciclagem de Cavacos.

Material	Usinado (MJ)	Forjamento progressivo com acabamento com fresa (MJ)
Ligas de Ti	11.500-27.900	7.300-17.800
Ligas de Al	210-850	140-570
Aços carbono	480-610	300-390

A figura 2.3 mostra de forma esquemática uma maneira alternativa de encarar o forjamento progressivo [2.6]. Nessa concepção, desenvolvida na União Soviética, os detalhes que devem formar a peça estão gravados na matriz inferior. A matriz superior tem uma forma bastante simples e detina-se simplesmente a empurrar o material para dentro da gravura.

O esquema apresentado na figura 2.3 foi posto em prática visando forjar a peça mostrada na figura 2.4. A peça, que pode ser descrita como uma placa de 837mm de comprimento, 520mm de largura e 12mm de espessura de onde projetam-se costeletas com altura entre 22 e 29mm e 5mm de espessura, foi forjada em uma liga de alumínio. A deformação foi executada em uma prensa hidráulica de 2.600kN de capacidade. Sendo a superfície projetada da peça igual a  $435.240\text{mm}^2$  e a resistência à deformação de 30MPa, seriam necessários cerca de 13.000kN para forjá-la pelo processo convencional. O trabalho foi executado a cerca de  $400^{\circ}\text{C}$  sendo que as matrizes eram aquecidas por indução [2.6].

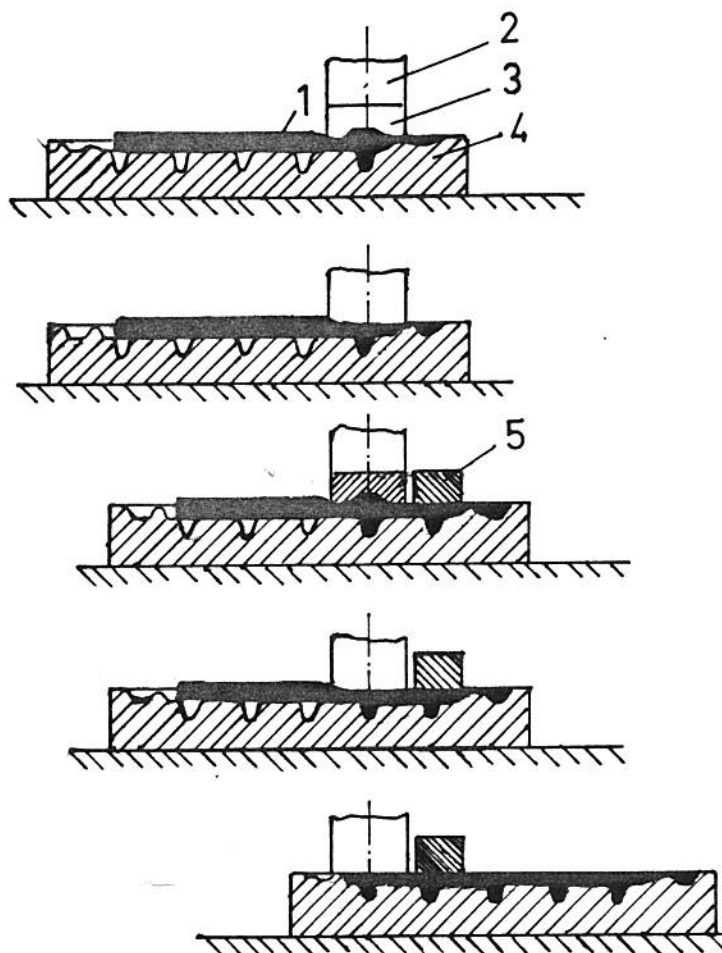


Figura 2.3 Concepção alternativa para o forjamento progressivo: 1-peça; 2-punção; 3-ferramenta superior; 4-matriz inferior; 5-ferramenta auxiliar [2.5].

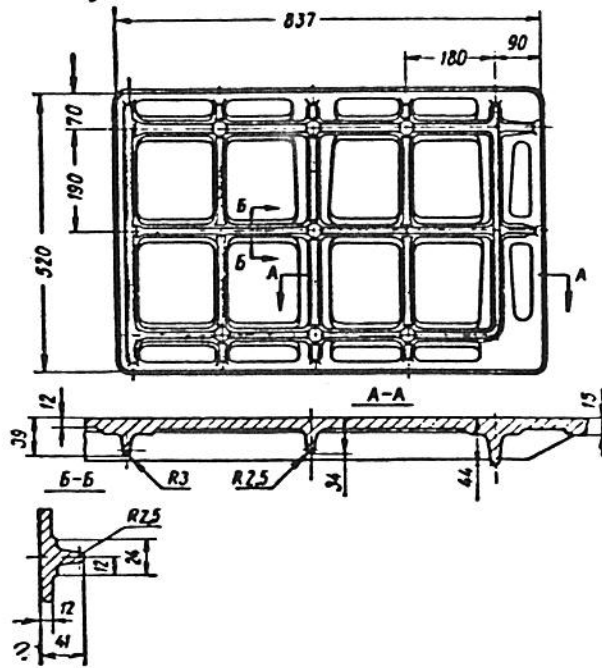


Figura 2.4 - Peça obtida pelo processo progressivo através do esquema da figura 2.3 [2.5].

Abramowitz e Schey [2.7] realizaram estudos visando testar a viabilidade da utilização de materiais modelo como plasticina, chumbo e alumínio de pureza comercial para simular a obtenção de estruturas de costeletas (rib-web), através do forjamento progressivo, em materiais como aço baixa liga, ligas de titânio e superligas a base de níquel. Para isso foram realizados testes utilizando corpos de prova cilíndricos, os quais foram comprimidos concentricamente a partir das extremidades, conforme visto na figura 2.5. Concluíram que embora o material modelo mais adequado seja o alumínio de pureza comercial, também o chumbo e a plasticina apresentam, à temperatura ambiente, o mesmo comportamento do aço quando deformado a quente.

Numa segunda etapa do trabalho os autores [2.7] procuraram obter uma peça tipo "rib-web" através de uma seqüência de indentações com um pequeno punção. Mostraram que se o corpo de prova é deixado livre, submetido apenas a penetração do punção, o resultado é simplesmente o aumento da área plana do "web", sem ascensão de material. Por outro lado, se o corpo de prova fica limitado dentro de uma matriz, o material é apenas deslocado de uma área de trabalho para outra. Tais problemas foram superados com o uso de uma prensa especial, onde dois martelos verticais e dois martelos horizontais atuavam de forma sincronizada. Com essa prensa, vista esquematicamente na figura 2.6, puderam ser obtidos corpos de prova com "ribs" laterais e central como o visto na figura 2.7. Abramowitz e Schey estudaram ainda em detalhes o

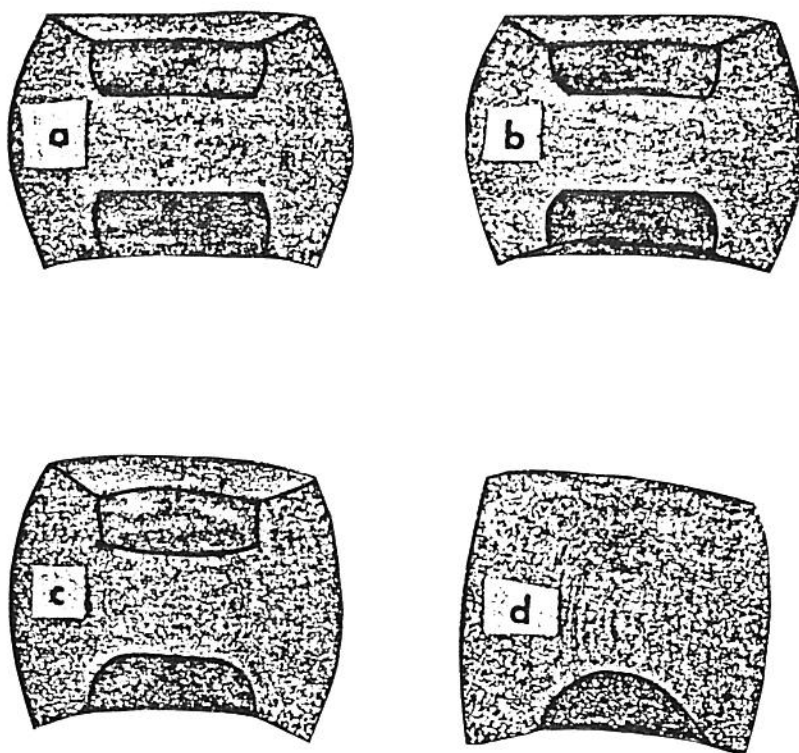


Figura 2.5 - Resultado de testes realizados por Abramovitz e Schey [2.7] visando caracterizar materiais para estudos sobre forjamento progressivo.



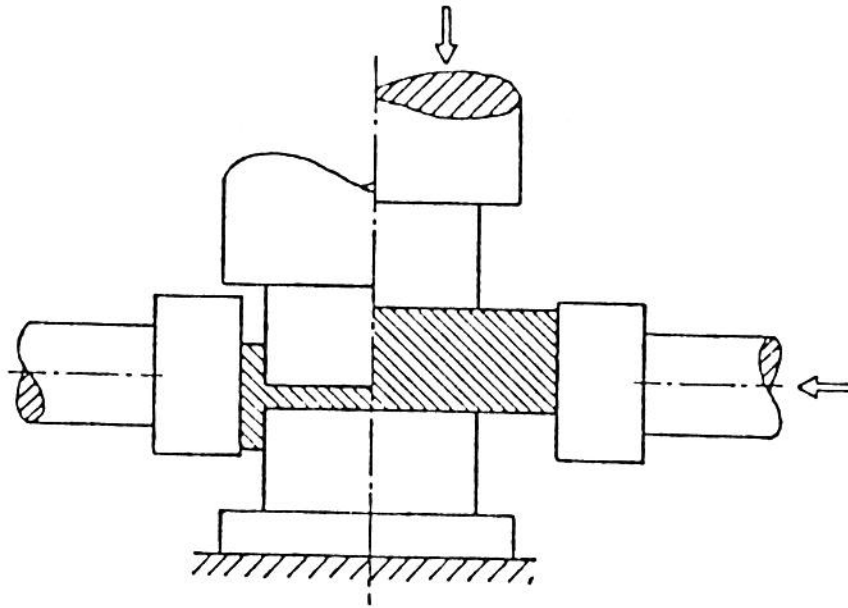


Figura 2.6 - Prensa utilizada por Abramovitz e Schey para experimentos sobre forjamento progressivo [2.7].

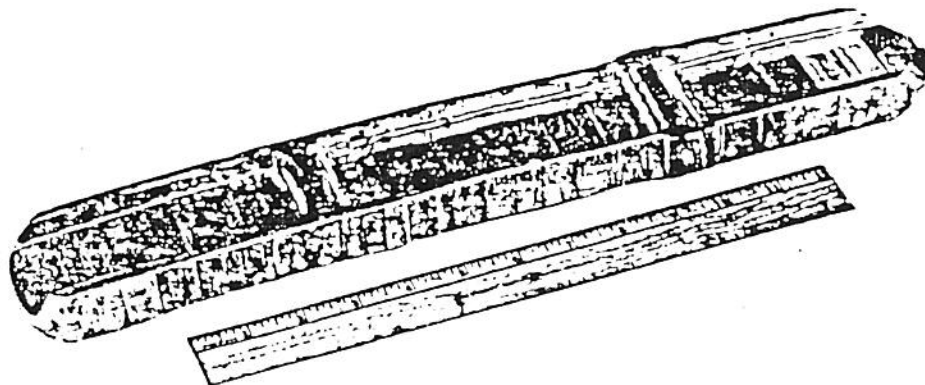


Figura 2.7 - Peça com costeletas centrais e laterais obtida, em liga de alumínio, por Abramovitz e Schey [2.7].

efeito da geometria das ferramentas e das dimensões do corpo de prova sobre a deformação da seção do "rib". Verificaram, então, que os parâmetros críticos são o comprimento do punção em relação a altura instantânea do corpo de prova e a relação entre a espessura inicial do "rib" e o comprimento da ferramenta.

A figura 2.8 mostra esquematicamente uma possibilidade de aplicação do forjamento progressivo à fabricação de discos. A deformação é realizada com, pelo menos, dois punções que atuam independentemente. Dependendo do tamanho da peça, da resistência do material e da capacidade do equipamento podem ser necessários um maior número de punções [2.8].

Um exemplo de aplicação prática do forjamento progressivo à fabricação de discos é apresentada por Suzuki e colaboradores [2.9]. Os autores discutem a fabricação e as propriedades mecânicas e metalúrgicas de discos com diâmetro de aproximadamente 5.000mm e cerca de 550mm de espessura, obtidos nos aços inoxidáveis 304 e 347. Na figura 2.9 são mostradas as etapas de fabricação de um disco do aço tipo 347 a partir de um lingote de 140.000kg. A figura 2.10 mostra outra possibilidade de aplicação do processo à fabricação de peças de grande porte [2.10]. Na figura 2.11 é mostrado um componente do sistema de aterrissagem do Boeing 747 com cerca de 6.096mm de comprimento e peso aproximado de 1.780kg, obtido pelo processo progressivo na liga de titânio TiAl6V4 [2.11].

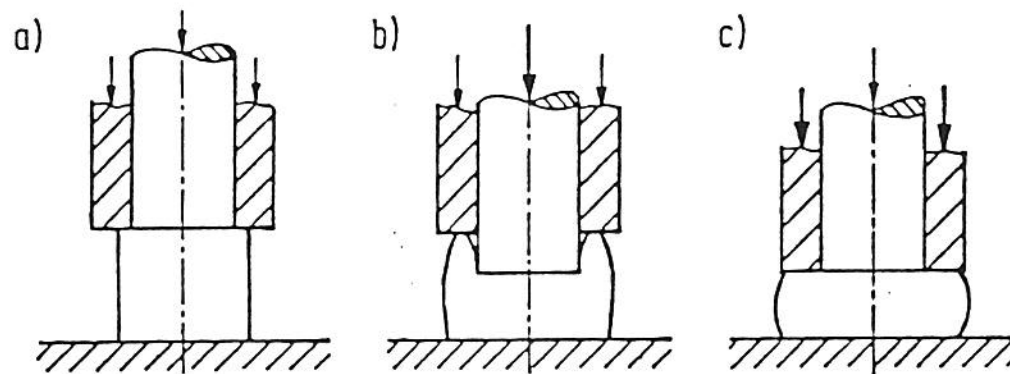


Figura 2.8 - Possibilidade para o forjamento progressivo de discos [2.8]:

- a) situação inicial;
- b) conformação com ferramenta interna;
- c) conformação com ferramenta externa.

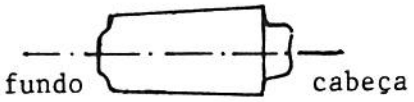

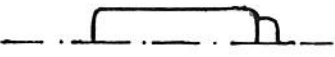

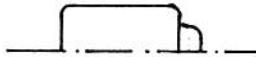

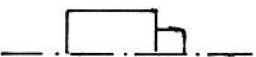

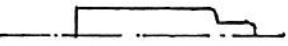

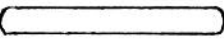

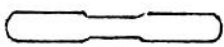

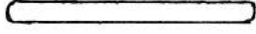



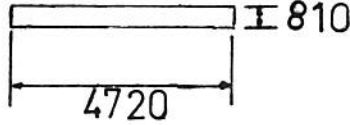
PROCESSO	TEMPERATURA	SEÇÃO
corte do fundo		
forjamento leve	1200°C 	
prensagem	1250°C 	
prensagem	1200°C 	
corte da cabeça	1250°C 	
forjamento	1200°C 	
forjamento progressivo no centro	1150°C 	
forjamento complementar	1150°C 	
forjamento progressivo no centro	1100°C 	
forjamento final	1100°C 	

Figura 2.9 - Etapas de fabricação de um disco de aço inoxidável de grandes dimensões através do forjamento progressivo [2.9].

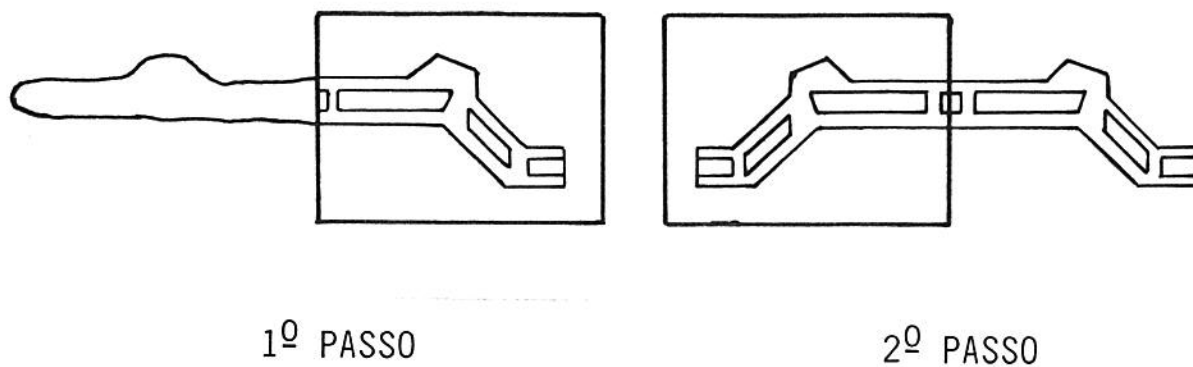


Figura 2.10 - Alternativa para o forjamento progressivo de peças de grande porte [2.10].

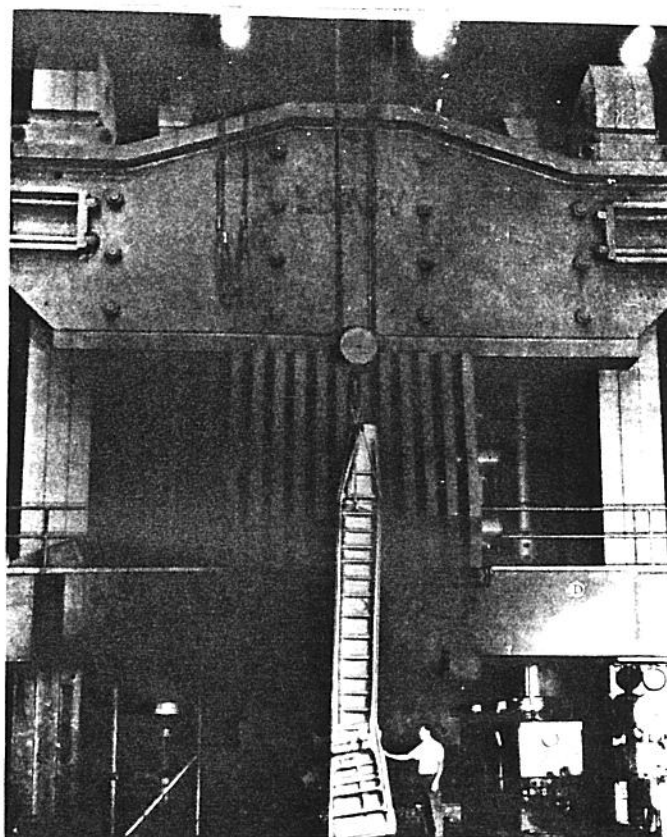
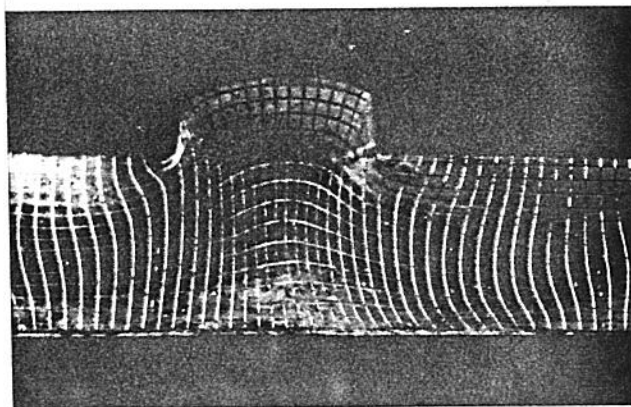
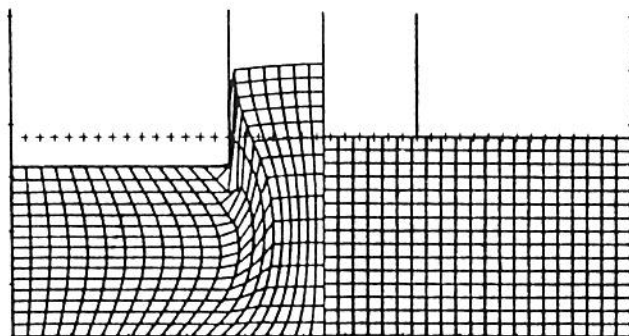


Figura 2.11 - Componente do sistema de aterrissagem do Boeing 747 forjado na liga de Titânio TiAl6V4 [2.11].



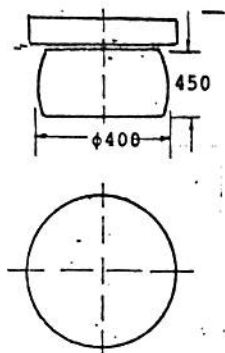
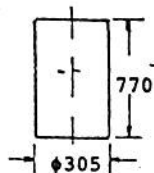
a



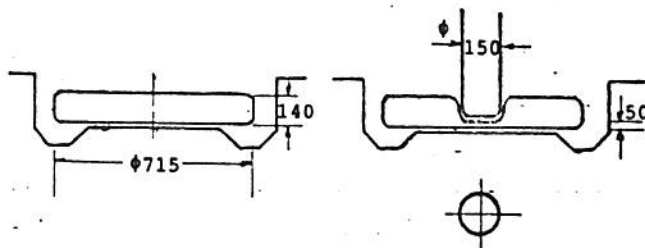
b

Figura 2.12 - Estudo sobre escoamento de material no forjamento progressivo: (a) experimental; (b) calculado [2.12].

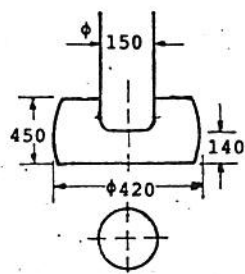
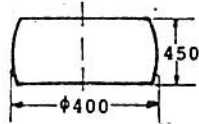
## 1º PASSO: Prensagem



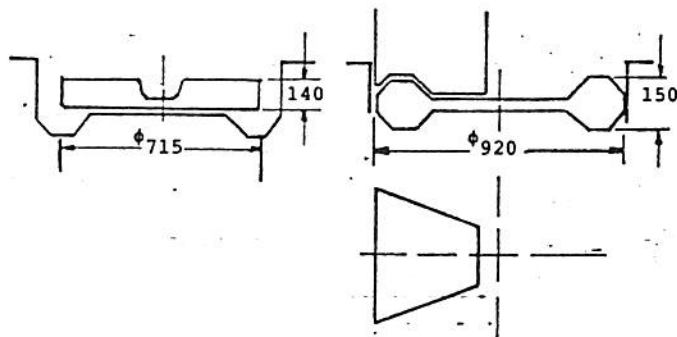
## 4º PASSO: INDENTAÇÃO



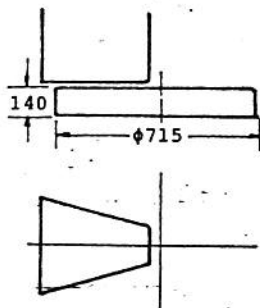
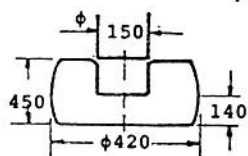
## 2º PASSO: INDENTAÇÃO



## 5º PASSO: FORJAMENTO PROGRESSIVO



## 3º PASSO: FORJAMENTO PROGRESSIVO



## 6º PASSO: CORTE

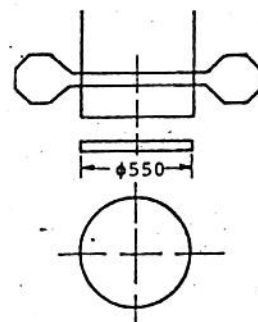
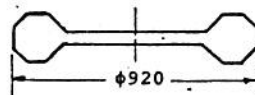


Figura 2.13 - Princípio do forjamento progressivo para a fabricação de discos com alta tensão de escoamento [2.14].

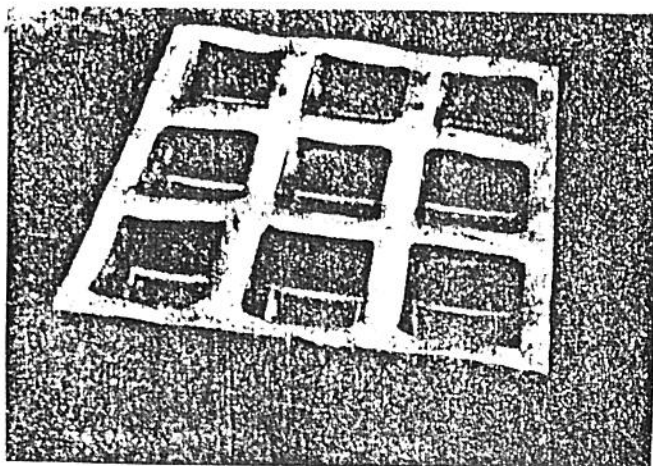


Figura 2.14 - Estrutura integral obtida em chumbo, pelo processo progressivo, por Kopp e colaboradores [2.15-2.16].

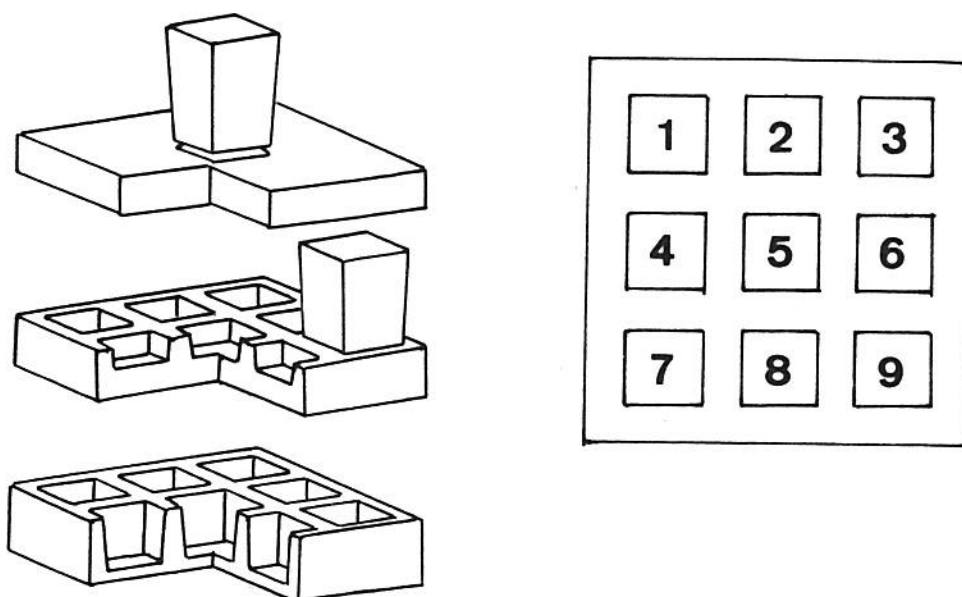


Figura 2.15 - Seqüência de passes (5-8-2-6-4-1-7-3-9) para forjar a peça da figura 2.14 [2.15-2.16].



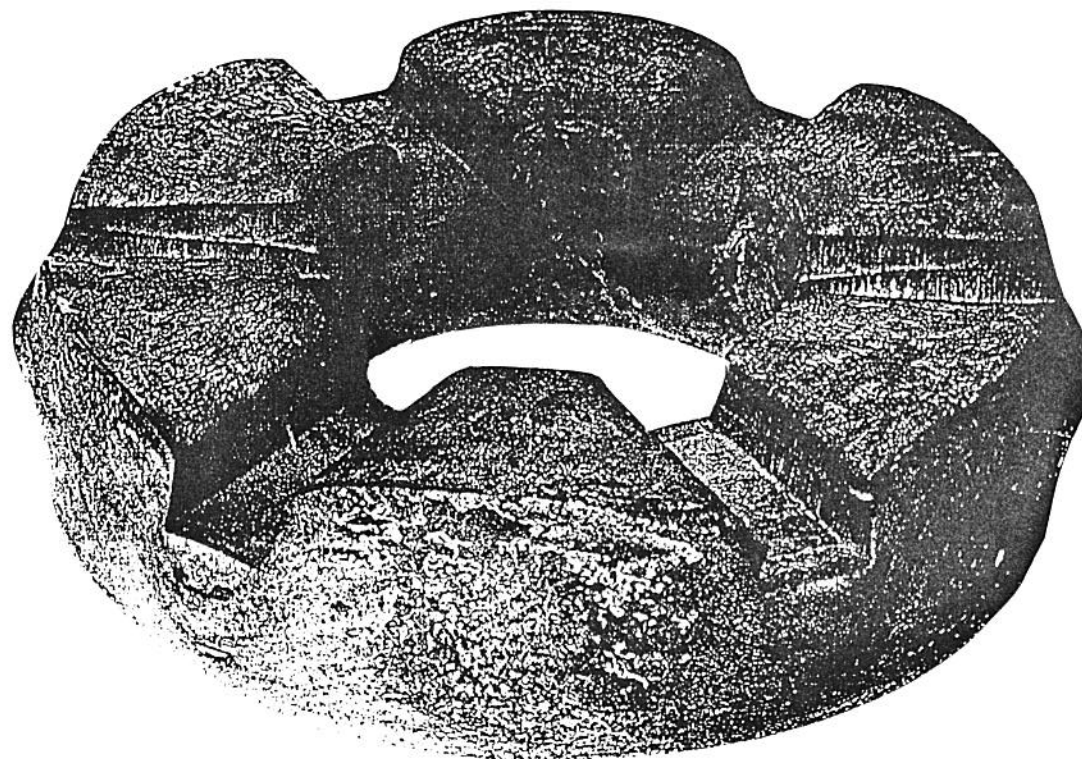


Figura 2.16 - Aplicação do forjamento progressivo  
à fabricação de engrenagens [2.16].

Estudos preliminares visando obter estruturas integrais tipo "rib-web" como a vista na figura 2.1 foram desenvolvidos por Schaeffer [2.12]. O autor apresenta resultados obtidos com chumbo e com a liga de titânio TiAl6V4 e modelos teóricos de previsão de fluxo de material e força de conformação. A figura 2.12 mostra um exemplo dos resultados obtidos por Schaeffer. Benelli [2.13] reproduz aproximadamente o trabalho de Schaeffer, utilizando para tanto a liga de alumínio ABNT 6351.

A figura 2.13 mostra o princípio do forjamento progressivo para a fabricação de discos de materiais com alta tensão de escoamento conforme vem sendo estudado para aplicação em projetos de turbinas [2.14]. Nesse caso é usada uma mesa rotativa como fundo da matriz. A mesa atua em conjunto com várias ferramentas superiores de forma simples.

Uma estrutura integral fabricada (em chumbo) através do forjamento progressivo é mostrada na figura 2.14. A figura 2.15 mostra a seqüência de passes com que a peça foi obtida [2.15, 2.16]. Um exemplo da aplicação do processo progressivo à fabricação de engrenagens é vista na figura 2.16 [2.16].

### 3 - MODELO E CÁLCULO DE FLUXO DE MATERIAL E FORÇA DE CONFORMAÇÃO

Modelos de cálculo de fluxo de material e/ou força de conformação são encontrados em diversos trabalhos para o caso de deformação plana [2.1, 3.1-3.3] e para deformação com simetria axial [3.1, 3.4-3.7]. Modelos tri-dimensionais são encontrados nos trabalhos de Andersen [3.8, 3.9] e Juneja [3.10]. Neste trabalho, apresenta-se um modelo tri-dimensional simplificado para cálculo de fluxo de material e força de conformação. O modelo proposto é resolvido numericamente visando sua implementação em um microcomputador. O modelo baseia-se na teoria de campos de velocidades (teoria do limite superior). Os fundamentos da teoria são mostrados no anexo B.

#### 3.1 - DESCRIÇÃO DO MODELO

Supõe-se um corpo de prova em formato de prisma retangular com comprimento  $L_0^x = 2.1_0^x + e$ , largura  $L_0^y = 2.1_0^y + e$  e altura  $h_0$  e sendo mantida a relação:

$$\frac{L_0^x}{L_0^y} = 2$$

e portanto,

$$1_0^x = 2.1_0^y + e/2$$

Uma vista esquemática do corpo de prova é mostrada na figura 3.1.a. O corpo de prova é deformado visando a obtenção da peça mostrada na figura 3.1.b.

Pelo processo progressivo a peça não é conformada em uma única etapa, mas em quatro. Ao fim da primeira etapa é obtida a forma vista na figura 3.2. Apenas essa primeira etapa é analisada pelo modelo. Para isso considera-se uma ferramenta plana atuando na região hachurreada da figura 3.2. A deformação em altura é imposta pela penetração da ferramenta. Não é imposto limite para a deformação no comprimento e na largura. Quando a zona de deformação é pressionada, o material escoar nas direções  $-z$ ,  $x$  e  $y$ . Supõe-se que apenas a região sob a ferramenta (punção) sofre deformação, ficando o restante do corpo de prova inalterado. Pelas condições geométricas impostas (ver figura 3.2) ficam definidas duas superfícies de atrito entre o corpo de prova e as ferramentas. Essas superfícies são definidas pelos planos  $z=0$  (interface entre o corpo de prova e a matriz) e  $z=h_i$  interface entre o corpo de prova e o punção). O atrito surge devido a movimentação do material nas direções  $x$  e  $y$ . Duas superfícies de cisalhamento interno do material são também identificadas na figura 3.2. Essas superfícies são definidas pelos planos  $x=0$  e  $y=0$ . O cisalhamento ocorre devido ao fluxo de material nas direções  $-z$  e  $x$  (plano  $y=0$ ) e  $-z$  e  $y$  (plano  $x=0$ ).

Além das considerações acima, supõe-se que:

- o material apresenta um comportamento ideal

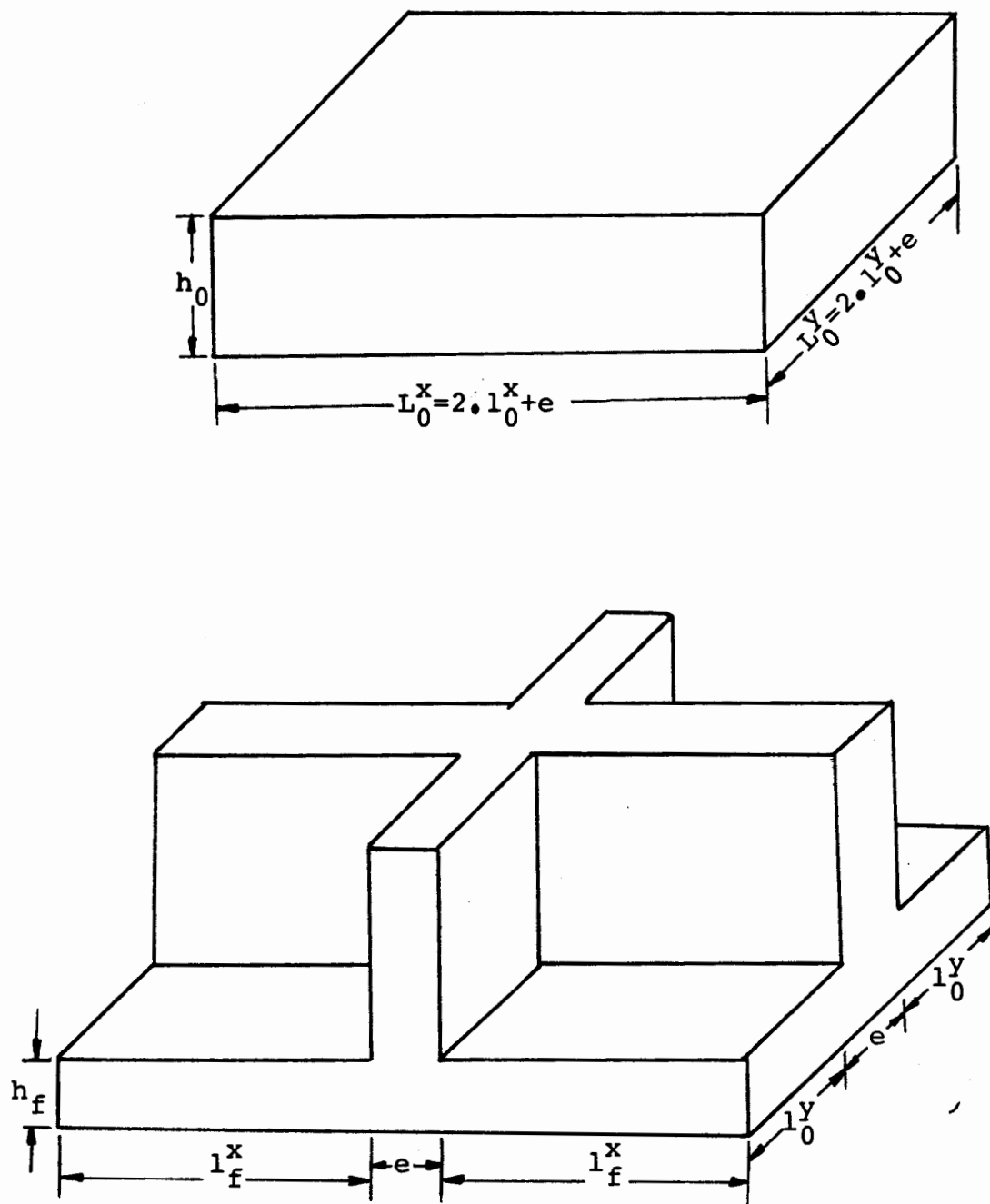


Figura 3.1 - Representação esquemática do corpo de prova inicial e da peça final a ser obtida.

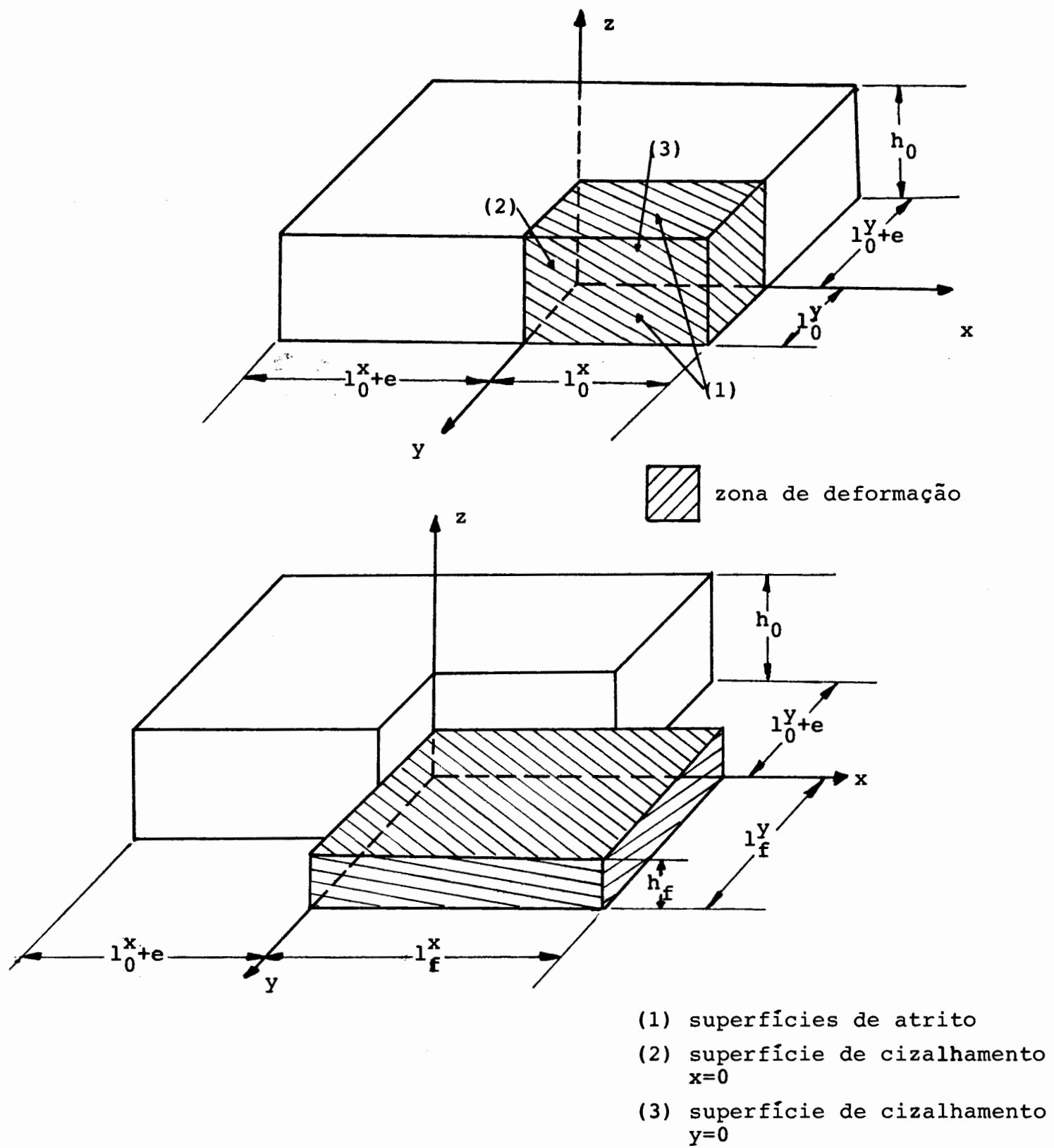


Figura 3.2/- Vista esquemática do corpo de prova antes a após deformado mostrando a região de deformação e as superfícies de atrito e cisalhamento.

plástico;

- os campos de velocidades são lineares.

### 3.2 - MODELO PARA PREVISÃO DO FLUXO DE MATERIAL

O modelo para previsão de fluxo é estabelecido a partir da imposição sobre o material de um campo de velocidades externo (imposto pelas ferramentas). A forma como o material reage a esse campo depende das condições de contorno (geometria) do sistema, do próprio material e do campo imposto. Com esses parâmetros pode-se então determinar a velocidade de cada ponto do material e calcular, uma vez que conheça a posição inicial dos mesmos, como essa posição varia com o tempo. Cada ponto possui componentes de velocidade nas direções  $x$ ,  $y$  e  $z$ . Define-se aqui tais componentes como  $V_x$ ,  $V_y$  e  $V_z$ .

Através da análise da figura 3.2 verifica-se as seguintes condições de contorno:

$$v_z \Big|_{(z=0)} = 0 \quad (3.1-a)$$

$$v_z \Big|_{(z=h_i)} = -V_s \quad (3.1-b)$$

onde  $V_s$  é a velocidade do punção.

Como se está supondo que os campos de velocidade são lineares, tem-se que:

$$v_z = - \frac{V_s}{h_i} \cdot z \quad (3.2)$$

Então, a velocidade de deformação na direção z será:

$$\dot{\varphi}_z = \frac{\partial v_z}{\partial z} = - \frac{V_s}{h_i} \quad (3.3)$$

Do princípio da constância de volume sabe-se que:

$$\dot{\varphi}_x + \dot{\varphi}_y + \dot{\varphi}_z = 0 \quad (3.4)$$

e, portanto,

$$\dot{\varphi}_x + \dot{\varphi}_y = \frac{V_s}{h_i} \quad (3.5)$$

Considerando que:

$$\dot{\varphi}_x = \dot{\varphi}_y \quad (3.6)$$

vem que,

$$\dot{\varphi}_y = \frac{V_s}{2 h_i} \quad (3.7-a)$$

e

$$\dot{\varphi}_x = \frac{V_s}{2 h_i} \quad (3.7-b)$$



Como:

$$\dot{\varphi}_x = \frac{\partial v_x}{\partial x}$$

e

$$\dot{\varphi}_y = \frac{\partial v_y}{\partial y}$$

obtem-se, por integraçao:

$$v_x = \frac{V_s}{2 h_i} \cdot x \quad (3.8-a)$$

$$v_y = \frac{V_s}{2 h_i} \cdot y \quad (3.8-b)$$

Visto que a velocidade da ferramenta é constante, o campo de velocidade linear e o atrito suposto constante ou inexistente, cada ponto  $P(i, j, k)$  mover-se-á em movimento retilíneo uniforme e sua posição instantânea será dada pela sua posição anterior mais um deslocamento  $V \cdot t$  (onde  $V$  é igual a  $V_x$ ,  $V_y$  ou  $V_z$ , dependendo da componente considerada). Assim, a posição instantânea de cada ponto, dada por suas coordenadas será:

$$x = x_A + V_x \cdot t \quad (3.9-a)$$

$$y = y_A + V_y \cdot t \quad (3.9-b)$$

$$z = z_A + V_z \cdot t \quad (3.9-c)$$

onde o índice A representa a posição anterior e o tempo pode ser expresso em termos do deslocamento e da velocidade da ferramenta como:

$$t = \frac{\Delta h}{V_s} \quad (3.10)$$

sendo  $\Delta h = h_o - h_i$ .

Substituindo 3.10 nas expressões 3.9, vem:

$$x = x_A + V_x \frac{\Delta h}{V_s} \quad (3.11-a)$$

$$y = y_A + V_y \frac{\Delta h}{V_s} \quad (3.11-b)$$

$$z = z_A + V_z \frac{\Delta h}{V_s} \quad (3.11-c)$$

Para efeito de cálculo através de computador o material a ser deformado é dividido (discretizado) em elementos (aqui tomados com a mesma forma da zona de deformação, ou seja, prisma retangular) conforme visto na figura 3.3. Sobre cada vértices dos elementos aplica-se o campo de velocidades definido pelas equações (3.2), (3.8-a) e (3.8-b). Cada vértice (ou nó) será daqui por diante denominado  $P(i,j,k)$ , sendo sua posição definida pelas coordenadas  $x(i,j,k)$ ,  $y(i,j,k)$  e  $z(i,j,k)$ . As componentes da velocidade em cada vértice  $P(i,j,k)$  são então dadas por:

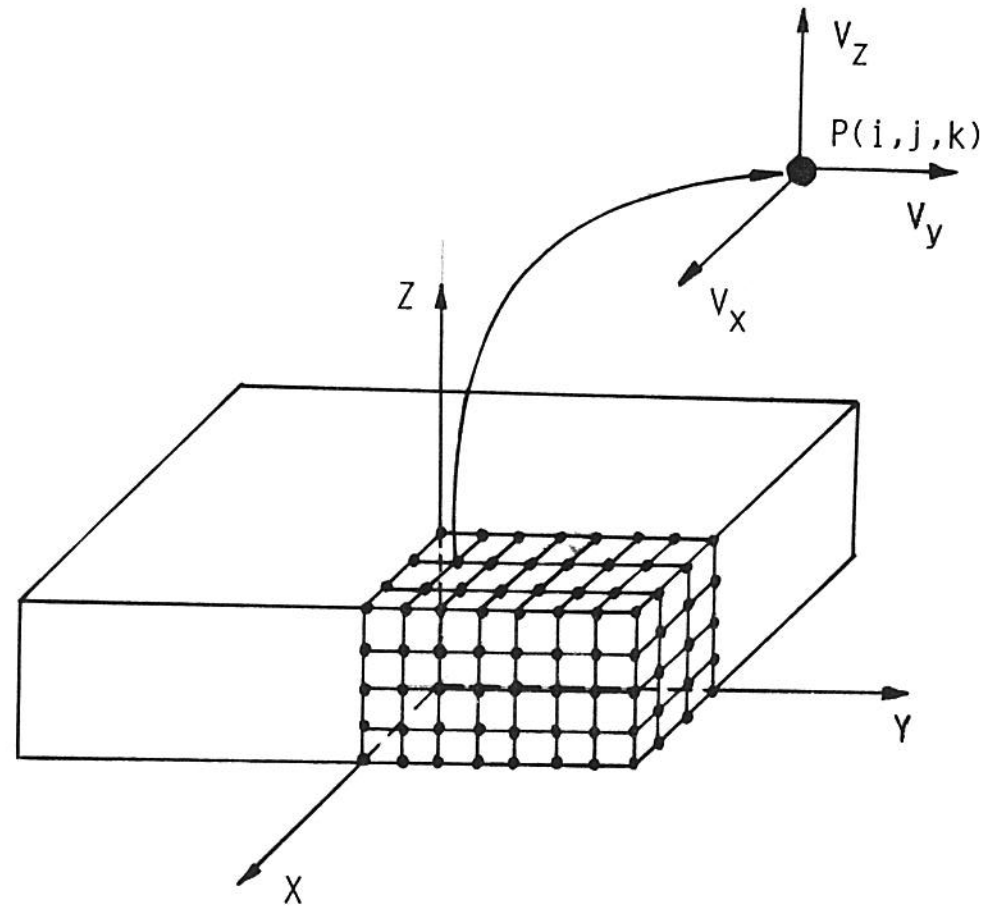


Figura 3.3 - Esquema mostrando a discretização da zona de deformação do corpo de prova.

$$V_x(i,j,k) = \frac{V_s}{2 h_i} x(i,j,k) \quad (3.12-a)$$

$$V_y(i,j,k) = \frac{V_s}{2 h_i} y(i,j,k) \quad (3.12-b)$$

$$V_z(i,j,k) = - \frac{V_s}{h_i} z(i,j,k) \quad (3.12-c)$$

o que resulta, para as coordenadas instantâneas de cada ponto, nas expressões (3.13) abaixo:

$$x(i,j,k) = x_A(i,j,k) \left[ 1 + \frac{1}{2} \cdot \frac{\Delta h}{h_i} \right] \quad (a)$$

$$y(i,j,k) = y_A(i,j,k) \left[ 1 + \frac{1}{2} \cdot \frac{\Delta h}{h_i} \right] \quad (b)$$

$$z(i,j,k) = z_A(i,j,k) \left[ 1 - \frac{\Delta h}{h_i} \right] \quad (c)$$

### 3.3 - MODELO PARA CÁLCULO DA FORÇA DE CONFORMAÇÃO

A potência total necessária a conformação de um material pode ser escrita como:

$$P = P_d + P_a + P_c$$

onde  $P_d$  é a potência de deformação,  $P_a$  a potência devida ao atrito e  $P_c$  a potência devida ao cisalhamento interno do material.

## 3.3.1 - Cálculo da Potência de Deformação

A potência de deformação é a potência necessária para provocar o escoamento do material e é definida, de acordo com von Misses [3.11, 3.12], por:

$$P_d = \int_V k_f \dot{\varphi}_{eq.} dV \quad (3.14)$$

onde  $\dot{\varphi}_{eq.}$  é a velocidade de deformação equivalente e vale:

$$\dot{\varphi}_{eq.} = \left\{ \frac{2}{3} \left[ \dot{\varphi}_x^2 + \dot{\varphi}_y^2 + \dot{\varphi}_z^2 + 2 \cdot \left( \dot{\varphi}_{xy}^2 + \dot{\varphi}_{xz}^2 + \dot{\varphi}_{yz}^2 \right) \right] \right\}^{1/2}$$

No caso linear  $\dot{\varphi}_{xy} = \dot{\varphi}_{xz} = \dot{\varphi}_{yz} = 0$  e, portanto,

$$\dot{\varphi}_{eq.} = \left[ \frac{2}{3} \left( \dot{\varphi}_x^2 + \dot{\varphi}_y^2 + \dot{\varphi}_z^2 \right) \right]^{1/2}$$

A integral (3.14), na sua forma discretizada é escrita como:

$$P_d = \sum_e k_f^e \cdot \dot{\varphi}_{eq.}^e \cdot V^e \quad (3.15)$$

onde  $\sum_e$  indica que o somatório é feito sobre todos os elementos e  $k_f^e$ ,  $\dot{\varphi}_{eq.}^e$  e  $V^e$  significam, respectivamente, a tensão de escoamento, a velocidade de deformação e o volume de cada elemento.

Como no modelo linear as velocidades de deformação

não dependem das coordenadas  $x$ ,  $y$  e  $z$ , a velocidade de deformação equivalente é igual para todos os elementos. O mesmo se aplica ao valor da tensão de escoamento, visto que se considera o material ideal-plástico. Finalmente, como a soma dos volumes elementares é igual ao volume total do corpo de prova, a potência de deformação assume, simplesmente, o valor:

$$P_d = k_f \cdot \dot{\psi}_{eq} \cdot V \quad (3.16)$$

onde  $V$  é o volume total da zona deformada.

### 3.3.2 - Cálculo da Potência de Atrito

A potência devida ao atrito é definida por:

$$P_a = \int_A m \cdot \frac{k_f}{(3)^{1/2}} \cdot |\Delta v|_a \, dA \quad (3.17)$$

onde  $m \in (0,1]$  é o fator de atrito e  $k_f / (3)^{1/2}$  é a tensão de escoamento ao cisalhamento segundo o critério de von Misses.

Na sua forma discretizada a integral (3.17) é escrita como:

$$P_a = \sum_e \frac{m \cdot k_f}{(3)^{1/2}} \cdot |\Delta v|_a^e \cdot A^e \quad (3.18)$$

onde  $|\Delta v|_a^e$  e  $A^e$  significam, respectivamente, a velocidade e a área de cada elemento na superfície de atrito.

A velocidade na superfície de atrito entre o material e a matriz inferior (plano  $z=0$  da figura 3.2) é definida como a resultante:

$$|\Delta v|_a^e = \left[ (v_x^e)^2 + (v_y^e)^2 \right]^{1/2} \quad (3.19)$$

sendo as componentes  $v_x^e$  e  $v_y^e$  as médias das velocidades  $v_x$  e  $v_y$  dos nós do elemento considerado que se situam na superfície de atrito, dadas pelas equações (3.20-a) e (3.20-b), abaixo:

$$v_x^e = \frac{v_x(i,j,0) + v_x(i+1,j,0) + v_x(i,j+1,0) + v_x(i+1,j+1,0)}{4}$$

$$v_y^e = \frac{v_y(i,j,0) + v_y(i+1,j,0) + v_y(i,j+1,0) + v_y(i+1,j+1,0)}{4}$$

Como as velocidades nodais nas direções  $x$  e  $y$  não dependem da coordenada  $z$  do ponto, as mesmas equações (3.20-a) e (3.20-b) são aplicáveis à superfície de atrito definida pelo plano  $z=h_i$ . Além disso, como as áreas das superfícies de atrito de cada elemento são iguais e iguais ao quociente entre a área total da superfície de atrito e o número de elementos nessa superfície, a potência total devida ao atrito é dada por:

$$P_a = 2 \cdot m \cdot \frac{k_f}{(3)^{1/2}} \cdot A \cdot \sum_{i=0}^{n-1} \sum_{j=0}^{n-1} \left[ (v_x^e)^2 + (v_y^e)^2 \right]^{1/2}$$

Sendo  $n$  o número de nós nas direções  $x$  e  $y$ ,  $A$  a área total de cada uma das superfícies de atrito e  $(v_x^e)$  e  $(v_y^e)$

dadas pelas equações (3.20-a) e (3.20-b).

### 3.3.3 - Cálculo da Potência de Cizalhamento

A expressão geral para a potência de cizalhamento é:

$$P_c = \int_A \frac{k_f}{(3)^{1/2}} \cdot |\Delta v|_c \, dA \quad (3.22)$$

sendo  $A$  a área da superfície onde ocorre cizalhamento e  $|\Delta v|_c$  a velocidade relativa entre o material dos dois lados da superfície.

A potência de cizalhamento no plano  $y=0$  é dada pela equação (3.23), abaixo:

$$P_c^{(y=0)} = \int_{A_{(y=0)}} \frac{k_f}{(3)^{1/2}} \cdot \left[ (v_x^e)^2 + (v_y^e)^2 \right]^{1/2} dA_{(y=0)}$$

Para a potência de cizalhamento no plano  $x=0$ , tem-se, abaixo a equação (3.24):

$$P_c^{(x=0)} = \int_{A_{(x=0)}} \frac{k_f}{(3)^{1/2}} \cdot \left[ (v_y^e)^2 + (v_z^e)^2 \right]^{1/2} dA_{(x=0)}$$

Seguindo o mesmo raciocínio utilizado no cálculo da potência de atrito, vem que a potência de cizalhamento no plano  $y=0$  é dada por (equação 3.25):



$$P_c^{(y=0)} = \frac{k_f}{(3)^{1/2}} \cdot \sum_{i=0}^{n-1} \sum_{k=0}^{n-1} \left[ (v_x^e)^2 + (v_z^e)^2 \right]^{1/2} \cdot A_{(y=0)}^e$$

e (equação 3.26-a)

$$v_x^e = \frac{v_x(i,0,k) + v_x(i,0,k+1) + v_x(i+1,0,k) + v_x(i+1,0,k+1)}{4}$$

e (equação 3.26-b):

$$v_z^e = \frac{v_z(i,0,k) + v_z(i,0,k+1) + v_z(i+1,0,k) + v_z(i+1,0,k+1)}{4}$$

Da mesma forma tem-se que a potência de cisalhamento no plano  $x=0$  vale (equação 3.27):

$$P_c^{(x=0)} = \frac{k_f}{(3)^{1/2}} \cdot \sum_{j=0}^{n-1} \sum_{k=0}^{n-1} \left[ (v_y^e)^2 + (v_z^e)^2 \right]^{1/2} \cdot A_{(x=0)}^e$$

e (equação 3.28-a):

$$v_y^e = \frac{v_y(0,j,k) + v_y(0,j,k+1) + v_y(0,j+1,k) + v_y(0,j+1,k+1)}{4}$$

e (equação 3.28-b):

$$v_z^e = \frac{v_z(0,j,k) + v_z(0,j,k+1) + v_z(0,j+1,k) + v_z(0,j+1,k+1)}{4}$$

Assim, a potência total de cisalhamento fica:

$$P_c = P_c^{(x=0)} + P_c^{(y=0)} \quad (3.29)$$

### 3.3.4 - Cálculo da Potência Total

Somando os valores de potência calculados e dividindo o resultado pela velocidade da ferramenta obtém-se a força total necessária à conformação do corpo de prova, ou seja:

$$F = \frac{P_d + P_a + P_c}{V_s} \quad (3.30)$$

### 3.4 - APLICAÇÃO DO MODELO

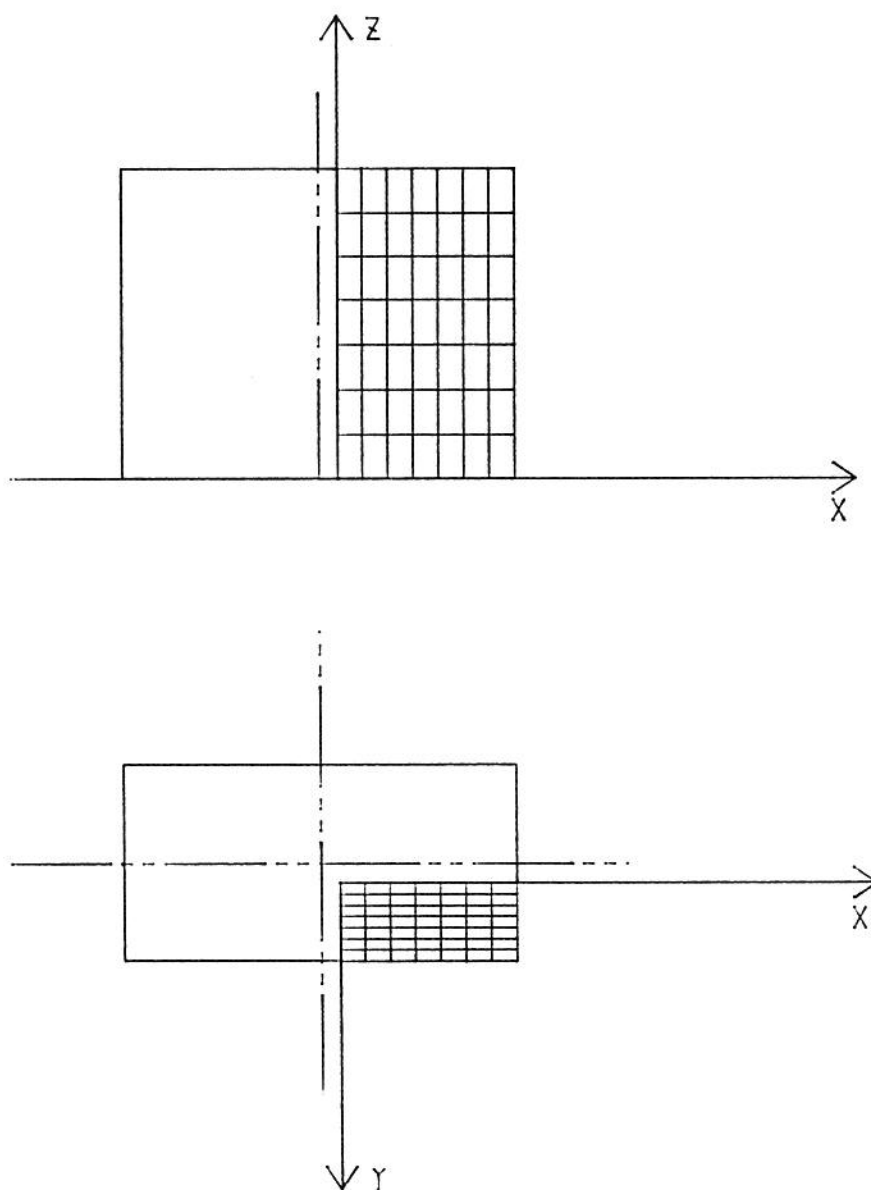
O modelo desenvolvido foi implementado em um microcomputador Commodore modelo 8096-SK.

O modelo foi aplicado a um corpo de prova de chumbo com comprimento  $L_0^x = 51\text{mm}$ , largura  $L_0^y = 25,5\text{mm}$ , altura inicial  $h_0 = 40,45\text{mm}$  e com espessura de costeleta de 5mm. Considerou-se a tensão de escoamento do material igual a 30MPa. A deformação foi levada a efeito até atingir-se uma altura final  $h_f$  igual a 10,45mm. A velocidade da ferramenta foi de 7,2mm/s.

As figuras 3.4 a 3.9 mostram diferentes instantes da deformação do corpo de prova. A figura 3.10 mostra a curva força-deformação para esse exemplo.

Considerações sobre a validade do modelo são feitas no próximo capítulo.

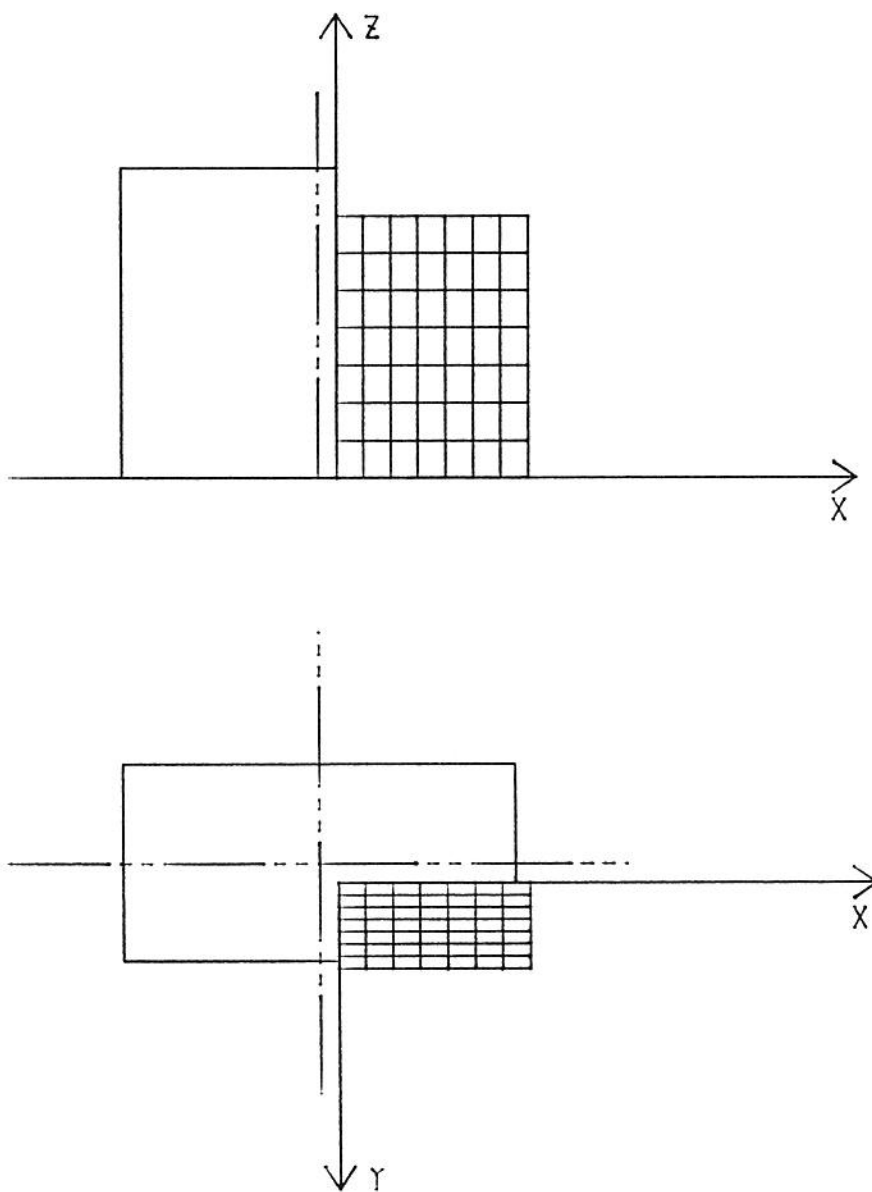
## SIMULAÇÃO DO FORJAMENTO PROGRESSIVO



Situação Inicial  
Altura = 40,45 mm

Figura 3.4 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.

## SIMULAÇÃO DO FORJAMENTO PROGRESSIVO



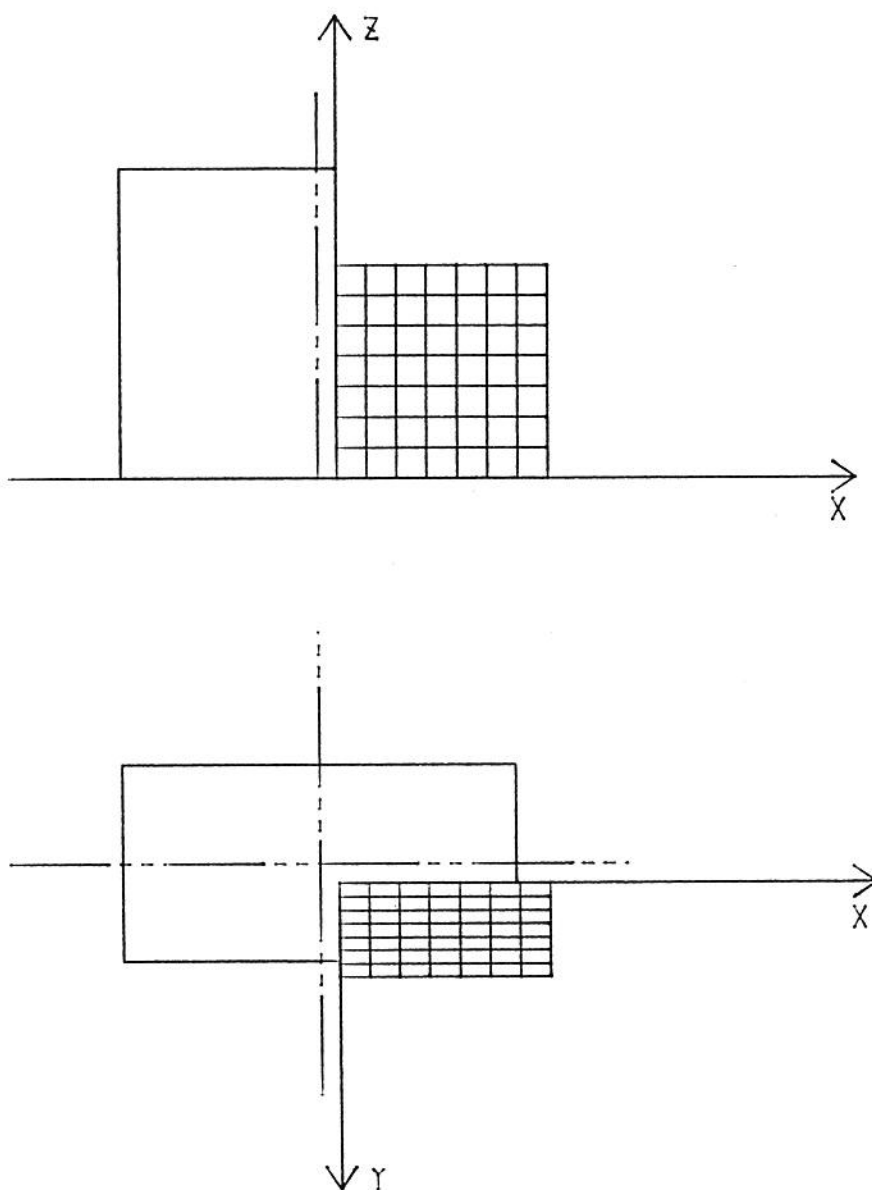
3ª Iteração

Altura = 34,45 mm

Força = 22,3 kN

Figura 3.5 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.

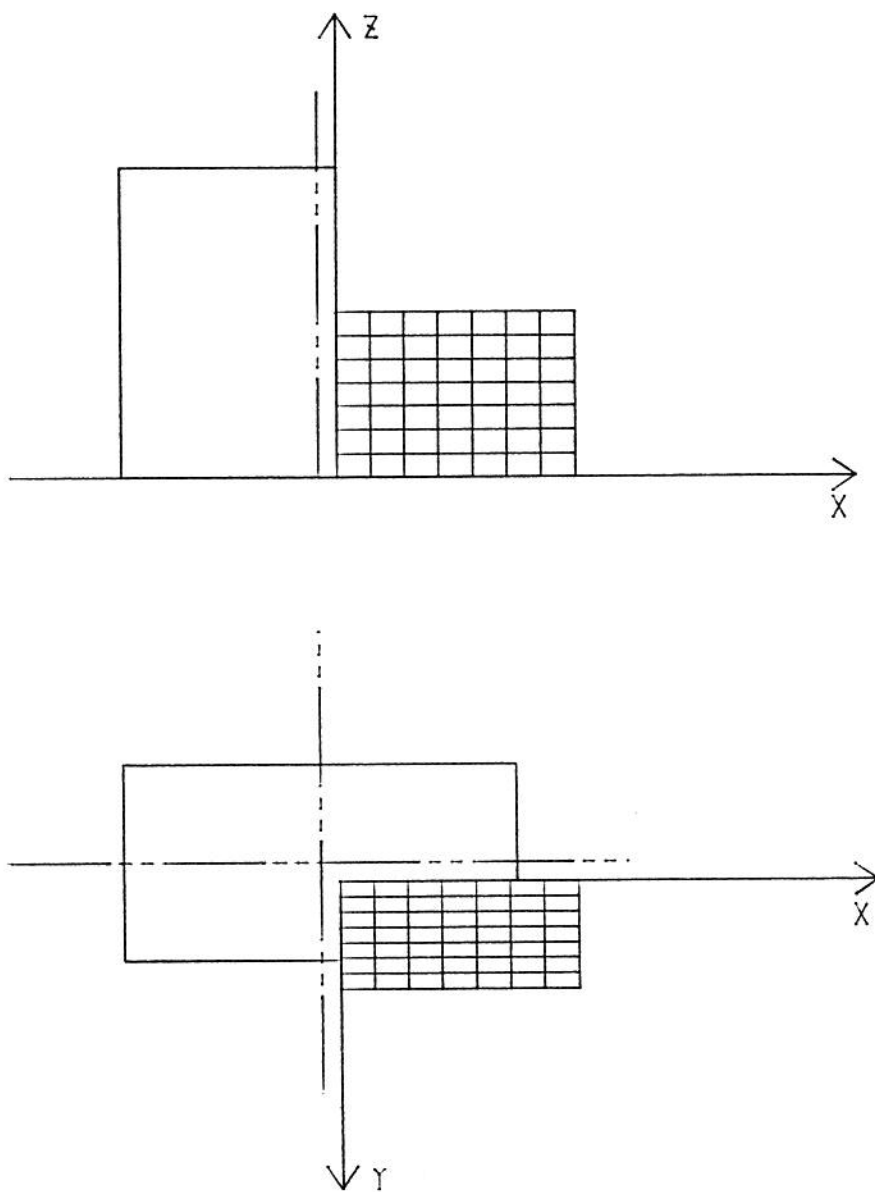
## SIMULAÇÃO DO FORJAMENTO PROGRESSIVO



6ª Iteração  
Altura = 28 mm  
Força = 22,6 kN

Figura 3.6 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.

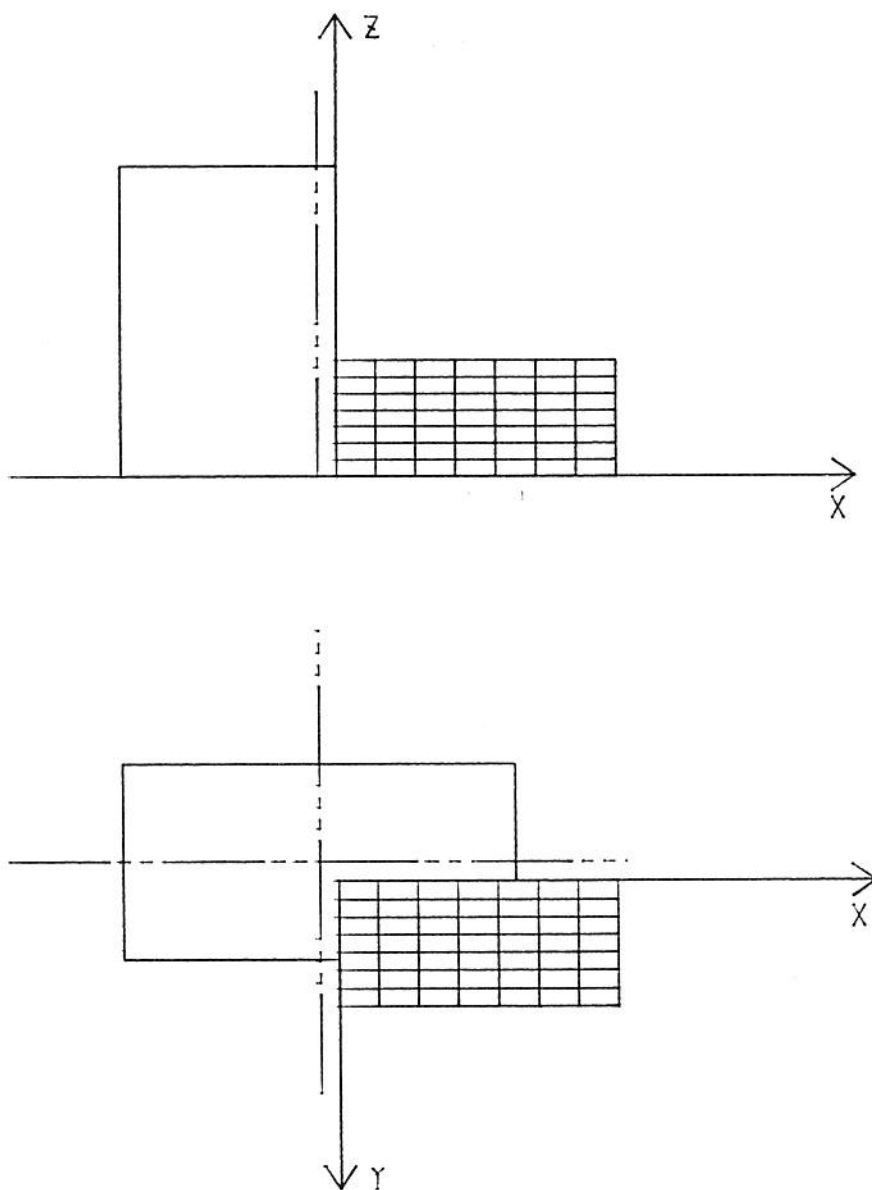
## SIMULAÇÃO DO FORJAMENTO PROGRESSIVO



9ª Iteração  
Altura = 22,45 mm  
Força = 27,15 kN

Figura 3.7 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.

## SIMULAÇÃO DO FORJAMENTO PROGRESSIVO



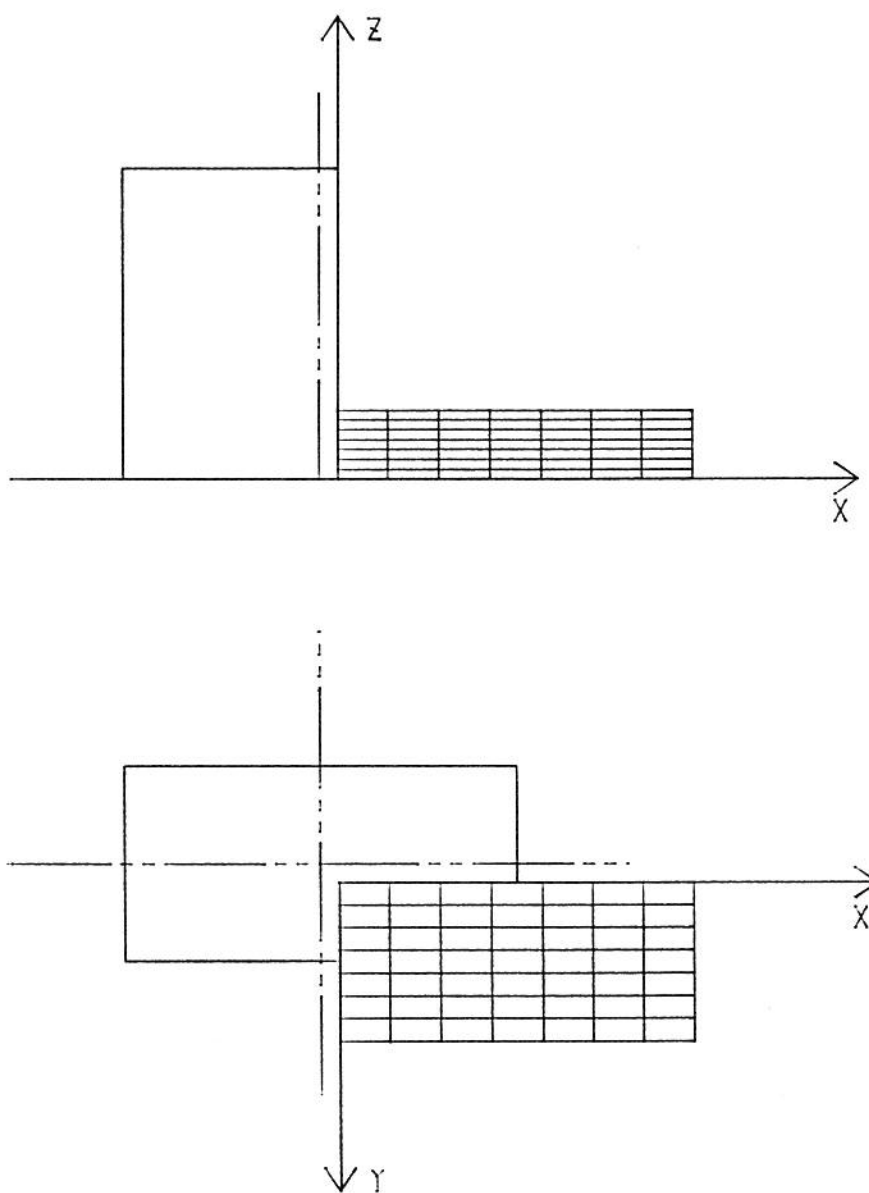
12ª Iteração

Altura = 16,45 mm

Força = 36,2 kN

Figura 3.8 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.

## SIMULAÇÃO DO FORJAMENTO PROGRESSIVO



15ª Iteração  
Altura = 10,45 mm  
Força = 69,9 kN

Figura 3.9 - Simulação do fluxo de material conforme o modelo desenvolvido.



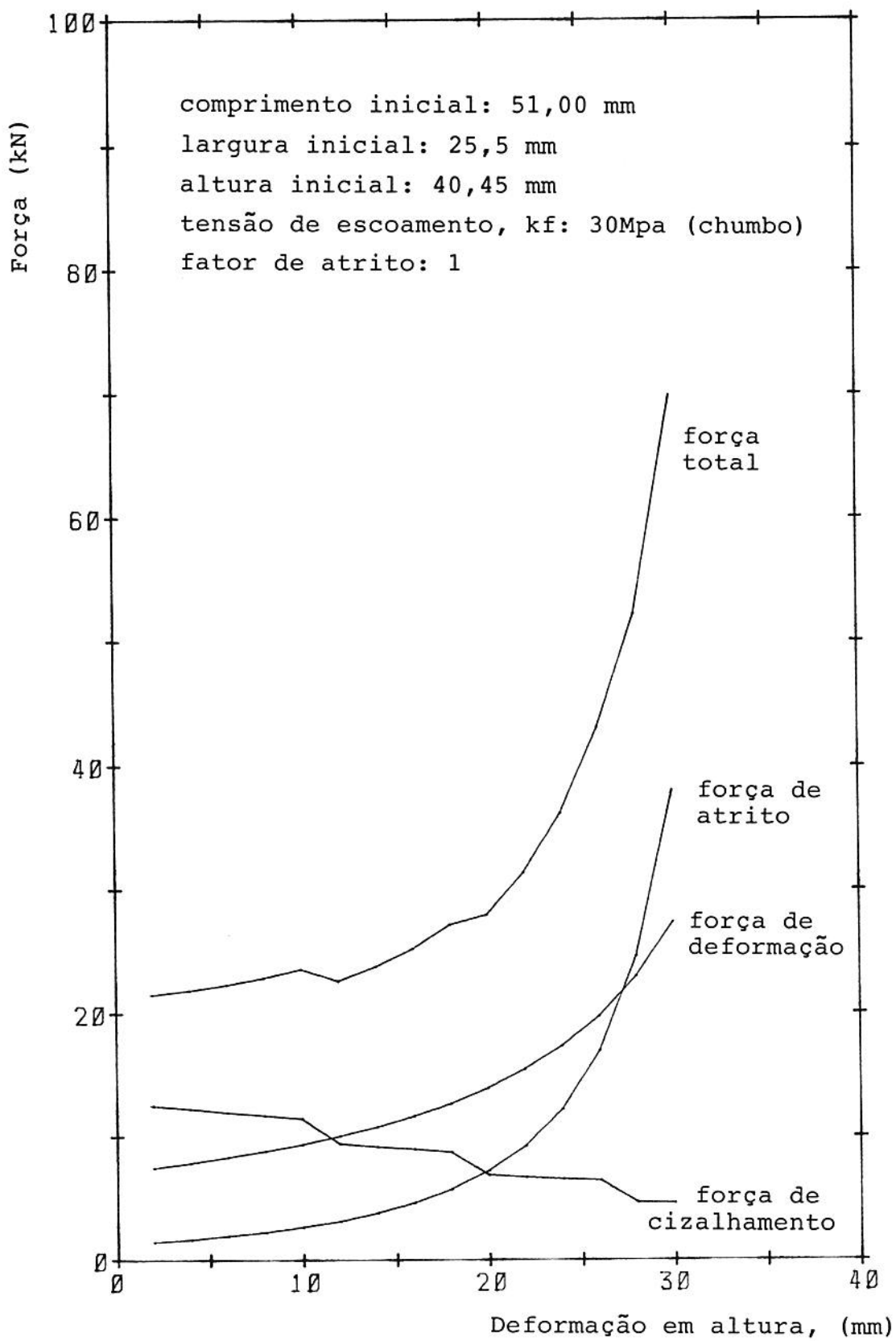


Figura 3.10 - Curvas força-deformação para as acima com o modelo desenvolvido.

## 4. FORJAMENTO PROGRESSIVO DE BARRAS DE CHUMBO

### 4.1 - PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Com o objetivo de verificar a viabilidade de aplicação do processo progressivo à fabricação da peça vista na figura 3.1.b foram realizados uma série de experimentos utilizando-se chumbo como material modelo.

Para tanto, foi construído um conjunto de ferramentas simples, o qual pode ser visto nas figuras 4.1 (punções superiores), 4.2 (matriz inferior) e 4.3 (fotografias). Os ensaios foram executados em uma prensa hidráulica de 400kN de capacidade e velocidade de prensagem de 7,2mm/s. Para realização do forjamento foram fabricados corpos de prova em forma de prisma retangular com cerca de 30.000 e 50.000mm<sup>3</sup> de volume e com as dimensões vistas na tabela 4.1. Foram testadas três diferentes formas de aplicação dos punções. O processo "A" consistiu na aplicação dos quatro punções ao mesmo tempo (simulando o procedimento do forjamento convencional em matriz fechada). O corpo de prova era comprimido até ser atingida a capacidade máxima da máquina. Denominou-se processo "B" a aplicação de dois punções em diagonal até que fosse atingida a carga de 400kN, seguida da aplicação dos dois outros punções, também até o limite de carga prensa. No processo denominado "C" os punções também foram aplicados dois a dois em diagonal. A diferença é que neste caso os punções eram aplicados de forma

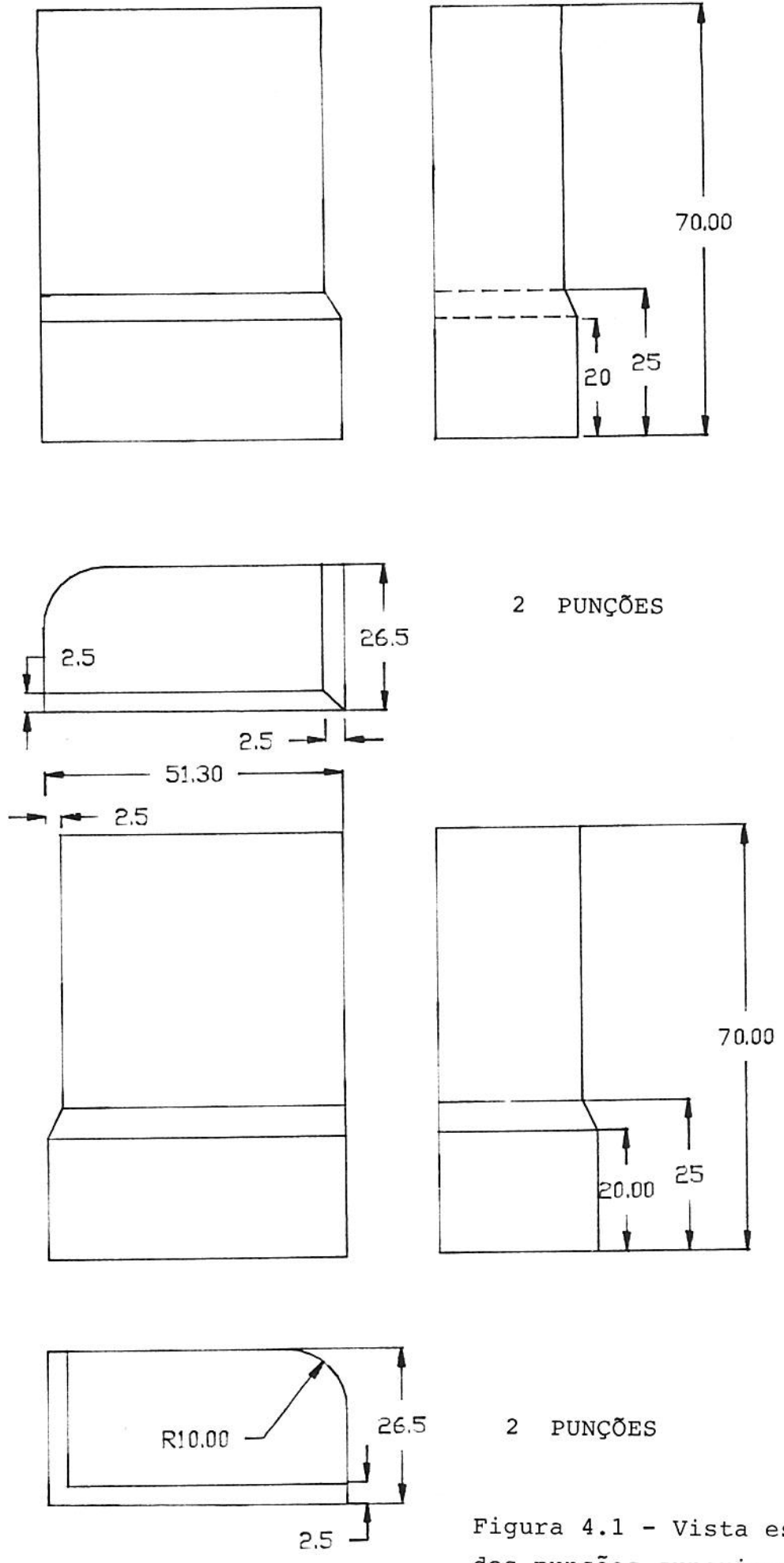


Figura 4.1 - Vista esquemática dos punções superiores (medidas em mm; escala 1:1)

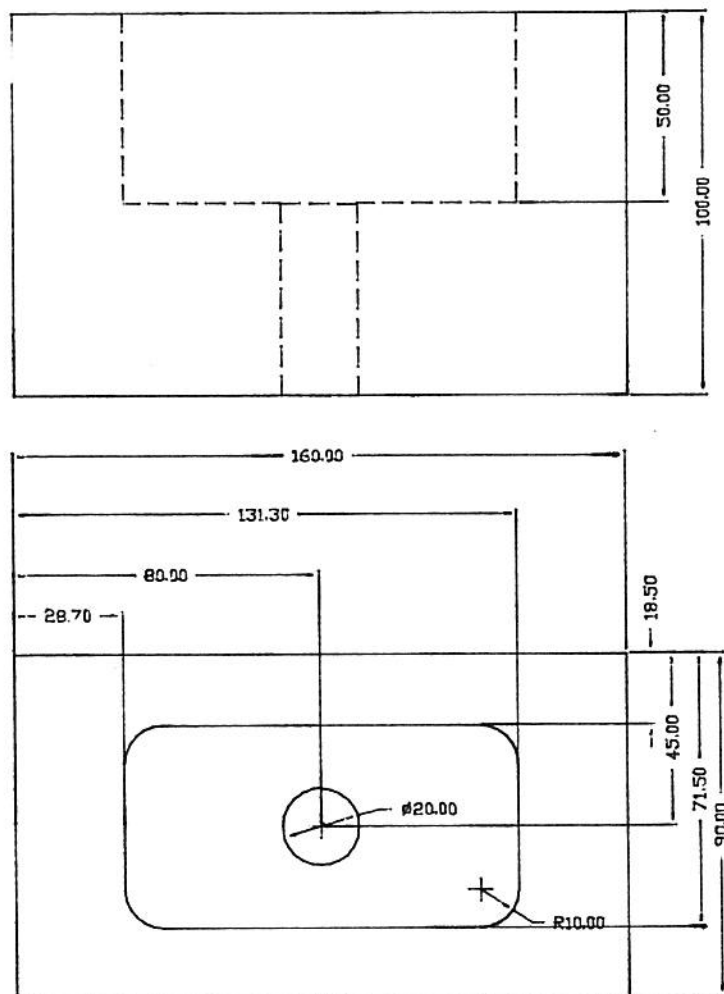
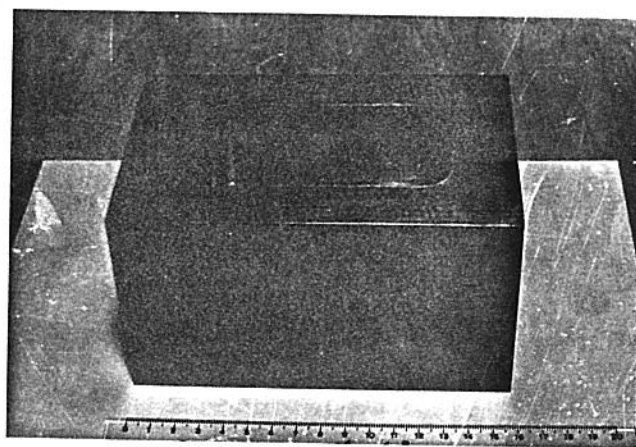
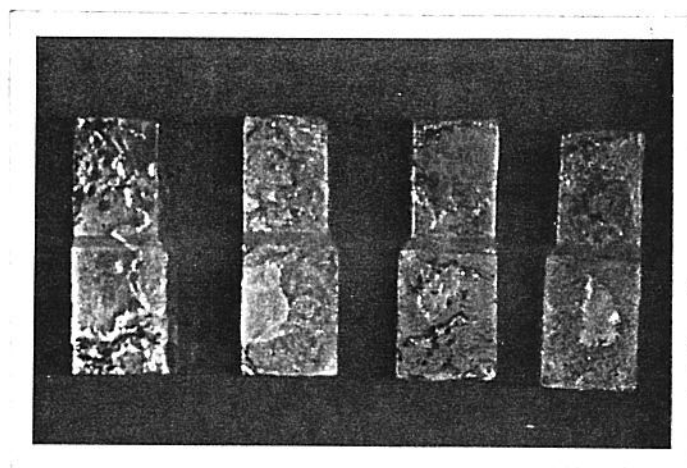


Figura 4.2 - Vista esquemática da matriz inferior (medidas em mm; escala 1:2)



A



B

Figura 4.3 - Fotografias da matriz inferior (A) e dos punções (B).

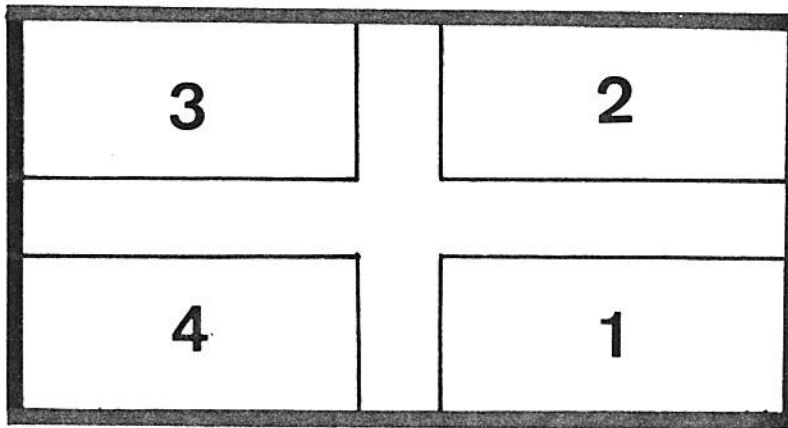
Tabela 4.1: Dimensões Nominais dos Corpos de Prova.

VOLUME (mm <sup>3</sup> )	GEOMETRIA (-)	COMPRIENTO (mm)	LARGURA (mm)	ALTURA (mm)
30.000	I	77,0	38,5	10,12
	II	62,0	31,0	15,61
	III	51,0	25,5	23,07
50.000	I	77,0	38,5	16,87
	II	62,0	31,0	26,01
	III	51,0	25,5	38,45

alternada, reduzindo-se, em cada passe, a altura do corpo de prova em 5mm. O processo era finalizado quando capacidade máxima da máquina era atingida. A figura 4.4 mostra, esquematicamente, cada um dos processos.

Conforme o volume, a geometria e o processo utilizado, os corpos de prova são identificados pelos números 30 ou 50 (que indicam o volume nominal), seguidos pelos números romanos "I", "II" ou "III" (que indicam a geometria inicial), seguidos pelas letras "A", "B" ou "C" (que indicam o processo). Assim, por exemplo, o corpo de prova "50-I-B" possui cerca de 50.000mm<sup>3</sup> de volume, a geometria "I" e foi deformado pelo processo "B".

Durante os ensaios foi registrada a força de conformação e a variação em altura do corpo de prova. Para



PUNÇÕES 1, 2, 3, 4

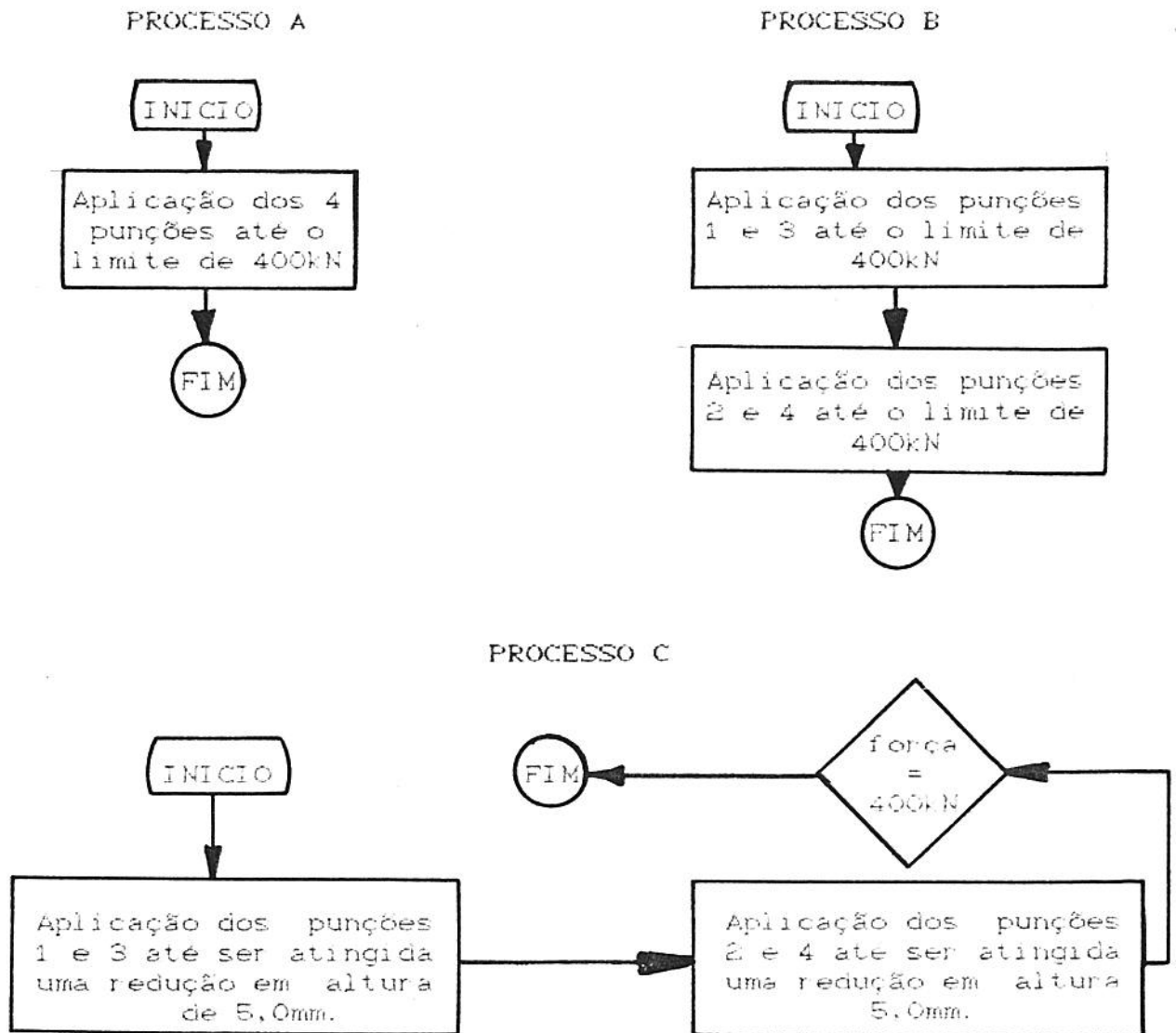


Figura 4.4 - Representação esquemática dos processos utilizados.

medição da força utilizou-se uma célula de carga de membrana a base de extensômetros de resistência elétrica. Para medição da deformação foi utilizado um transdutor tipo indutivo marca HBM modelo W-50. Os sinais da célula de carga e do sistema indutivo foram amplificados em duas pontes de desbalanço marca HBM modelo KWS/T-5 e registrados em um registrador (tipo X-Y) marca HP modelo 7046A.

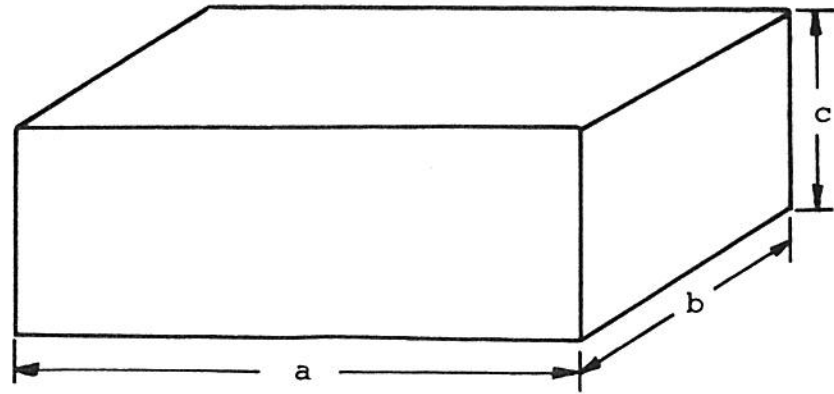
#### 4.2 - ANÁLISE GEOMÉTRICA DAS PEÇAS OBTIDAS

A figura 4.5 mostra de esquematicamente a forma inicial dos corpos de prova e a forma final obtida nos ensaios. Conforme os esquemas mostrados na figura, a tabela 4.2 dá as dimensões iniciais e finais de cada corpo de prova. As figuras 4.6 a 4.11 mostram como variaram as dimensões finais (vistas no esquema inferior da figura 4.5) em função da altura inicial, do volume e do processo empregado.

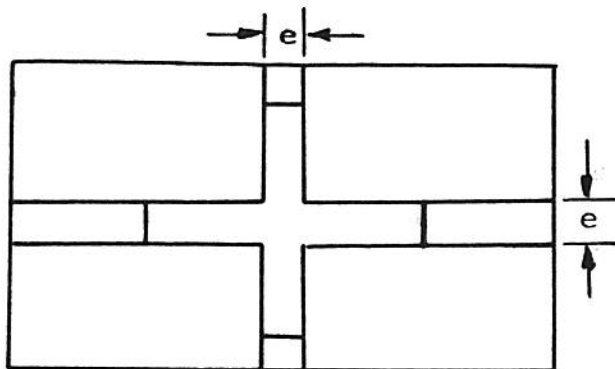
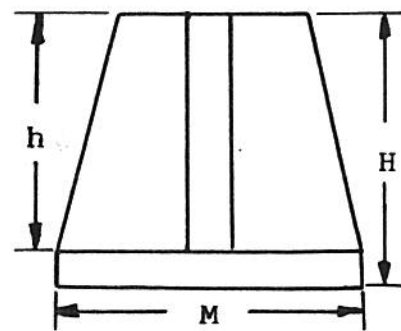
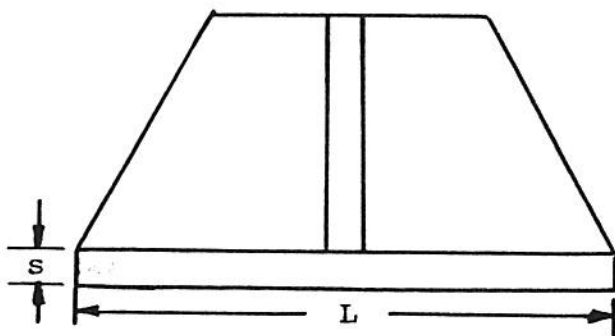
Analisando a figura 4.6 verifica-se que dos corpos de prova com  $30.000\text{mm}^3$  de volume, apenas os de geometrias II e III, quando ensaiados pelo processo C atingiram o comprimento final desejado. Nos corpos de prova de  $50.000\text{mm}^3$  de volume, a dimensão final desejada não foi atingida pelos corpos de prova 50-II-B e 50-III-C.

A figura 4.7 mostra que a largura final, M, desejada foi atingida em todos os corpos de prova.





FORMA INICIAL



FORMA FINAL

Figura 4.5 - Formas inicial e final dos corpos de prova.  
(esquemático)

Tabela 4.2

Dimensões iniciais e finais de cada corpo de prova.

corpo de prova	volume (mm <sup>3</sup> )	(mm)								
		a	b	h <sub>0</sub>	L	M	s	h	H	e
30-I-A	30001	77.20	38.10	10.20	96.00	52.90	2.10	15.70	17.80	6.20
30-II-A	29082	59.40	30.60	16.00	88.00	52.50	2.00	21.10	23.10	6.20
30-III-A	30730	51.50	25.50	23.40	84.00	51.90	1.70	29.00	30.70	6.10
30-I-B	30000	77.40	38.00	10.20	101.95	53.00	2.90	14.00	16.90	5.50
30-II-B	30511	59.00	30.60	16.90	90.00	52.70	1.90	19.50	21.40	5.10
30-III-B	30335	50.90	25.80	23.10	85.70	52.40	1.80	25.10	26.90	5.00
30-I-C	29845	77.00	38.00	10.20	101.90	52.90	1.60	16.70	18.30	4.20
30-II-C	31430	62.20	31.00	16.30	102.60	53.00	2.40	22.40	24.80	4.30
30-III-C	29502	50.90	25.20	23.00	102.60	53.00	3.10	30.00	33.10	4.20
50-I-A	48535	78.50	37.70	16.40	102.60	53.00	6.90	22.30	29.20	6.10
50-II-A	48616	61.50	31.00	25.50	102.60	52.85	7.20	25.70	32.90	6.00
50-III-A	51178	51.80	26.00	38.00	102.60	53.00	7.60	31.20	38.80	6.20
50-I-B	47231	77.20	38.00	16.10	102.60	53.00	6.10	20.80	26.90	5.50
50-II-B	50193	62.20	30.80	26.20	101.90	53.00	6.40	24.60	31.00	5.40
50-III-B	49024	51.20	25.00	38.30	102.60	53.00	6.70	30.30	37.00	5.40
50-I-C	47129	77.10	37.50	16.30	101.86	52.95	3.90	25.00	28.90	4.10
50-II-C	49972	62.00	31.00	26.00	102.60	53.00	4.60	31.20	35.80	4.30
50-III-C	49743	51.00	25.40	38.40	102.60	53.00	4.90	34.80	39.70	4.40

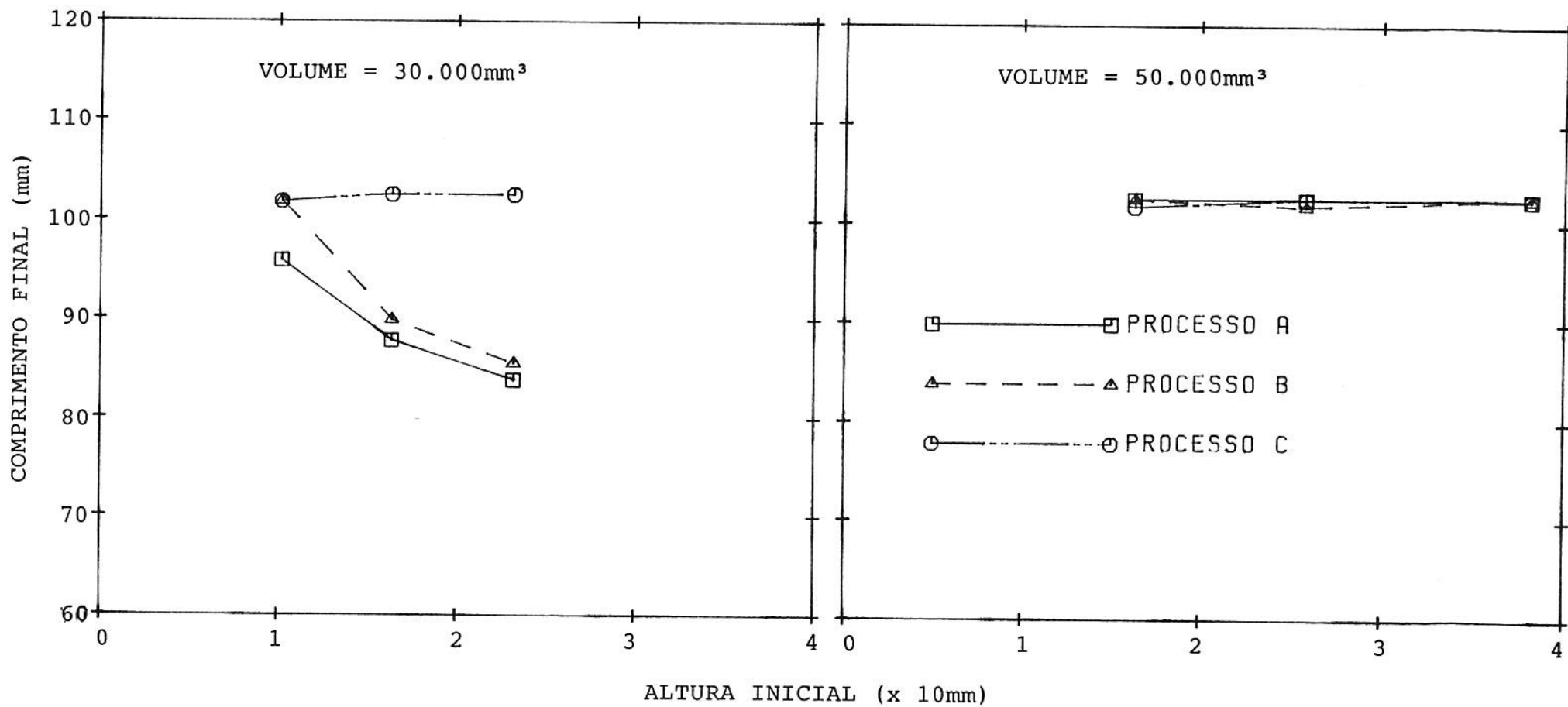


Figura 4.6 - Comprimento final dos corpos de prova em função do volume, da altura inicial e do processo.

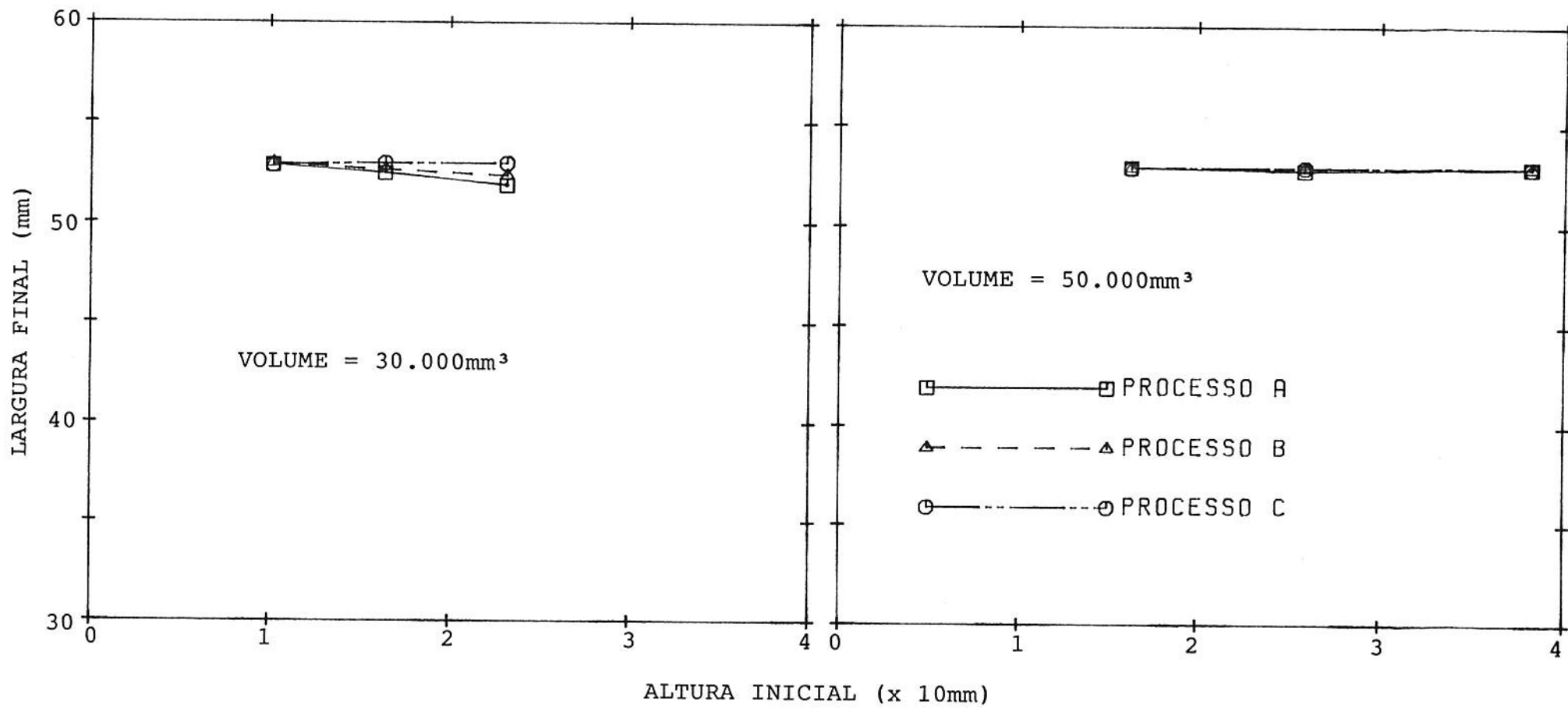


Figura 4.7 - Largura final dos corpos de prova em função do volume, da altura inicial e do processo.

A espessura da base da peça foi atingida em todos os corpos de prova de  $50.000\text{mm}^3$  de volume. Entre os corpos de prova de  $30.000\text{mm}^3$  de volume, apenas nos corpos de prova 30-I-B e 30-III-C a espessura desejada foi atingida, conforme pode ser visto na figura 4.8.

A figura 4.9 mostra que a altura desejada para a costeleta foi atingida apenas em poucos corpos de prova. Entre os de  $30.000\text{mm}^3$  de volume, a dimensão desejada foi atingida apenas nos corpos de prova 30-III-A e 30-III-C. Para os corpos de prova de  $50.000\text{mm}^3$  de volume, apenas nas amostras de geometria III e na 50-II-C, a altura desejada foi atingida.

Resultado semelhante é mostrado na figura 4.10 para a altura total do corpo de prova. Entre os corpos de prova de  $30.000\text{mm}^3$ , apenas nos 30-III-A e 30-III-C, a altura desejada foi atingida. Nos corpos de prova de  $50.000\text{mm}^3$ , a altura desejada foi atingida nos de geometria II e III.

A espessura desejada para a costeleta foi atingida em todos os corpos de prova, conforme mostra a figura 4.11.

As dimensões desejadas para cada uma das medidas vistas no esquema inferior da figura 4.5 podem ser vistas na tabela 4.3, que também resume os resultados obtidos para cada corpo de prova ensaiado. Nessa tabela a letra "X" indica as combinações volume/geometria inicial/processo com as quais as dimensões finais desejadas foram atingidas ou superadas. A letra

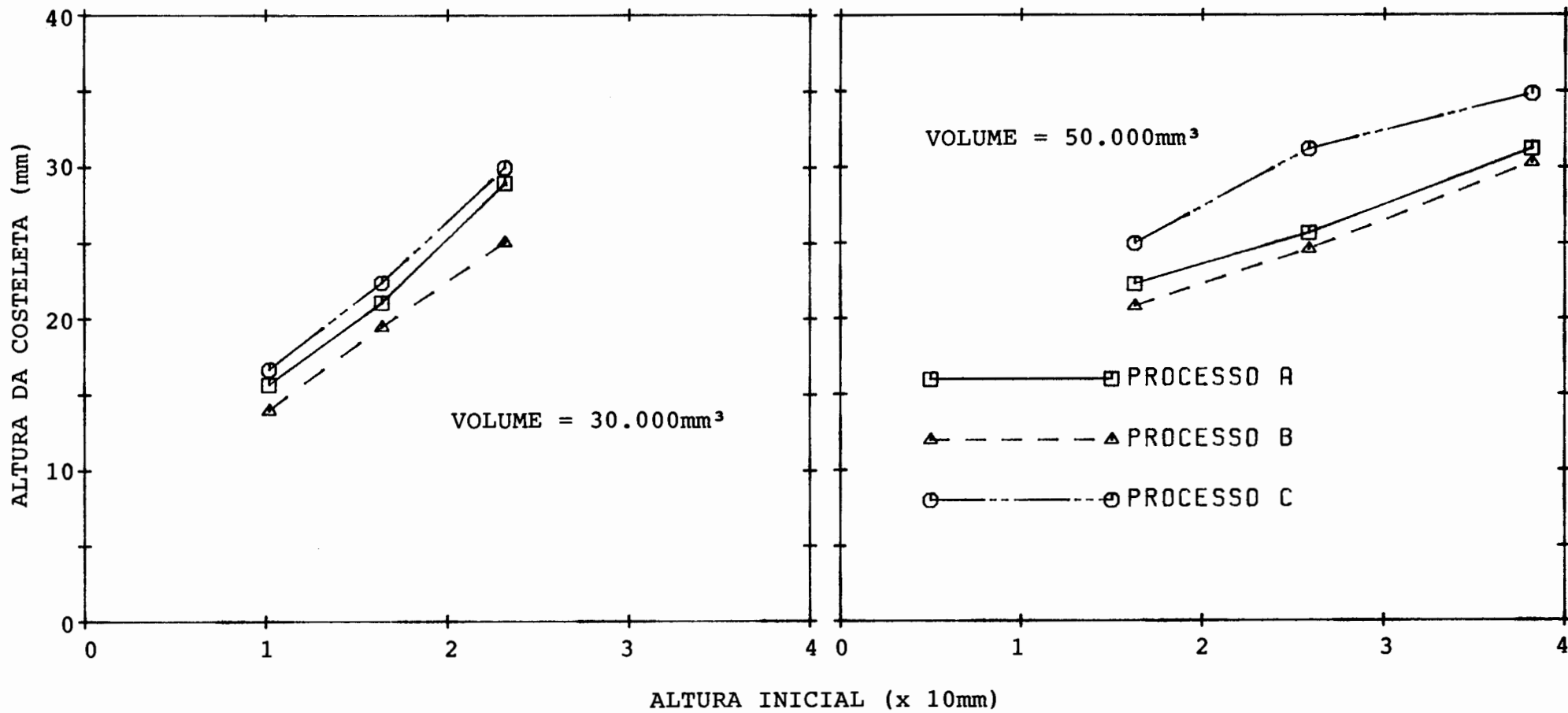


Figura 4.8 - Altura final da costeleta em função do volume, da altura inicial e do processo.

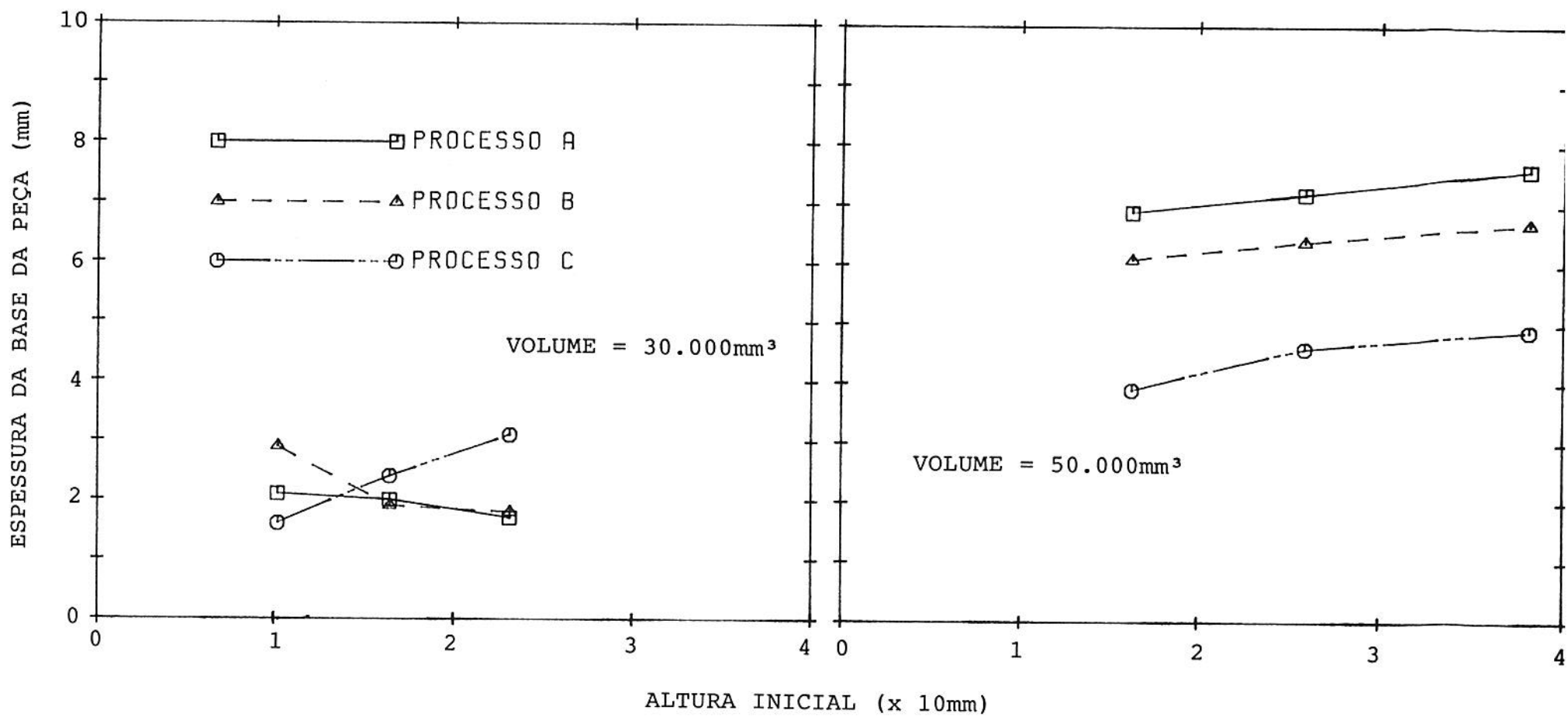


Figura 4.9 - Espessura da base da peça em função do volume, da altura inicial e do processo.

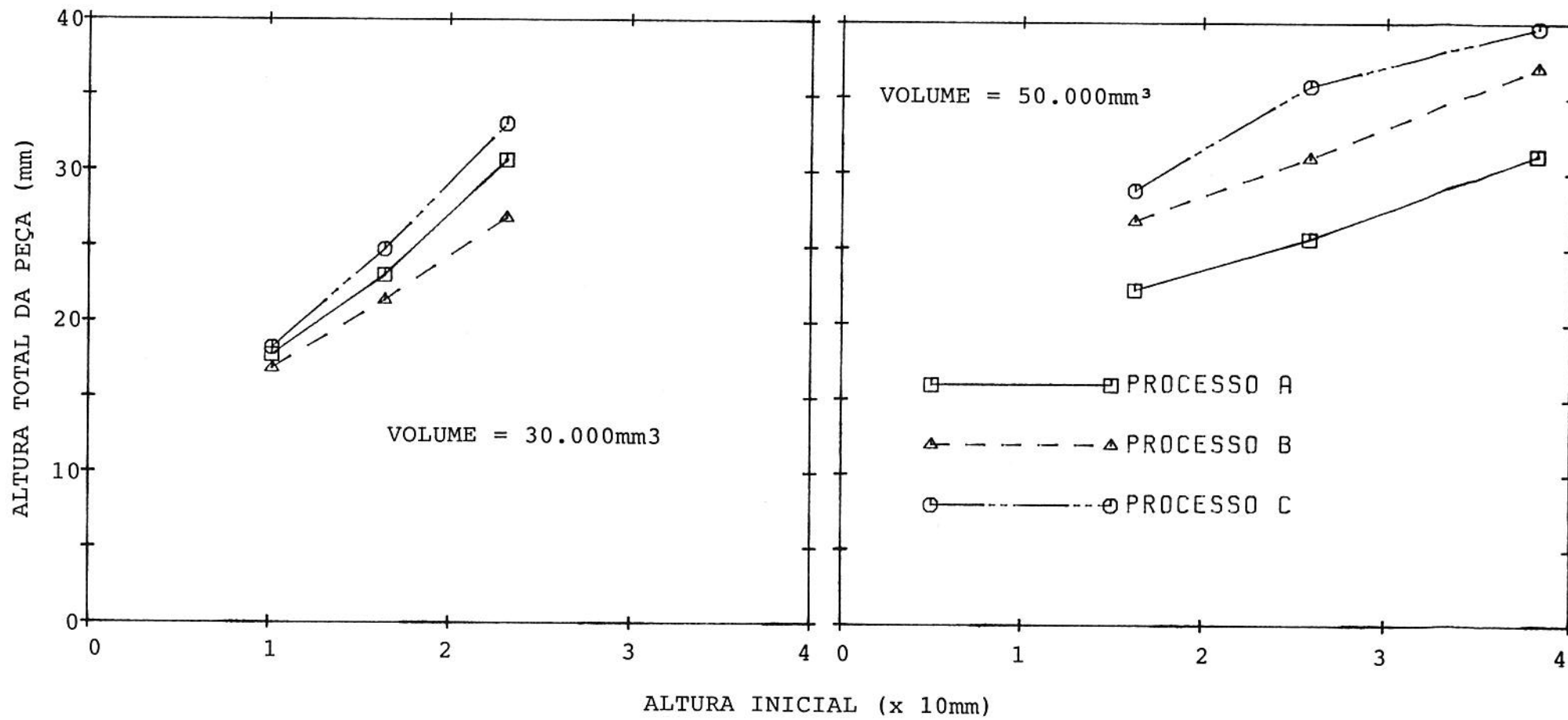


Figura 4.10 - Altura total da peça em função do volume, da altura inicial e do processo.



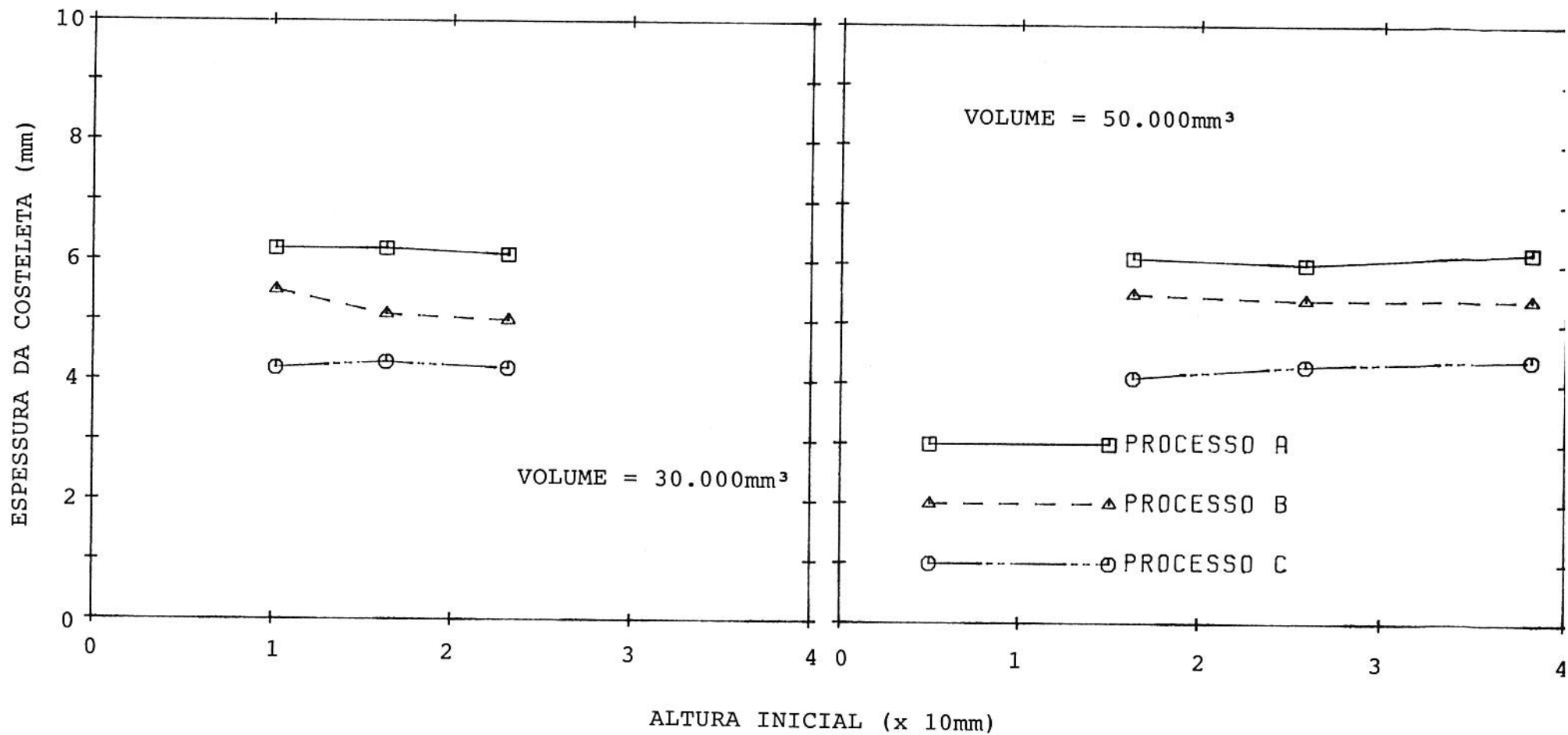


Figura 4.11 - Espessura da costeleta em função do volume, da altura inicial e do processo.

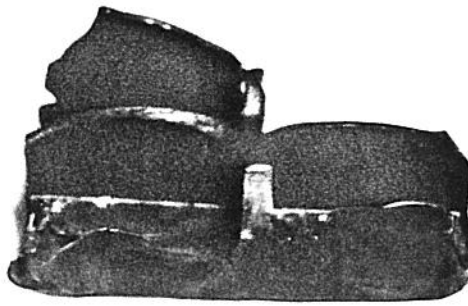
"0" indica as combinações em que as dimensões não foram atingidas.

Verifica-se, analisando a tabela, que apenas a partir dos corpos de prova 30-III-C, 50-III-A, 50-III-B, 50-II-C e 50-III-C seria possível usinar a peça final desejada. A figura 4.12 mostra esses corpos de prova.

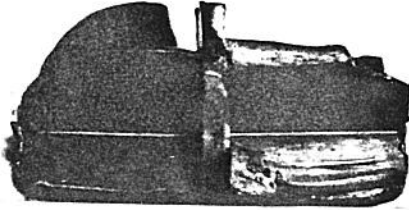
As figuras 4.13 a 4.16 mostram, respectivamente, a variação relativa das medidas L, M, h e H ( $\epsilon_L$ ,  $\epsilon_M$ ,  $\epsilon_h$  e  $\epsilon_H$ ) em função da variação relativa da espessura total do corpo de prova ( $\epsilon_S$ ).

Essas figuras mostram que:

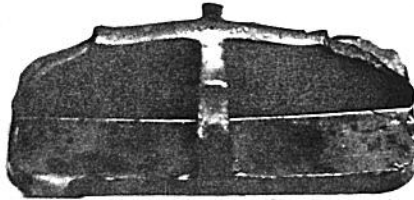
- para os corpos de prova de  $30.000\text{mm}^3$  de volume, as maiores deformações no comprimento foram obtidas com o processo C; para os corpos de prova de  $50.000\text{mm}^3$  a deformação obtida independe do processo, (para corpos de prova de mesma geometria); nos dois casos, a deformação no comprimento aumenta com a deformação na espessura (figura 4.13);
- as deformações na largura foram praticamente independentes do processo e do volume; também, nesse caso, a deformação na largura aumenta com a deformação na espessura (figura 4.14);
- tanto para os corpos de prova de  $30.000\text{mm}^3$ , quanto para os de  $50.000\text{mm}^3$  de volume, a deformação em altura da costeleta, bem



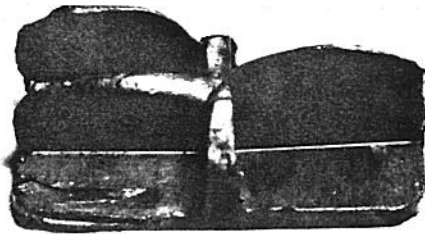
50 - II - C



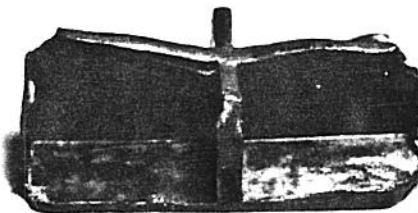
30 - III - C



50 - III - A



50 - III - B



50 - III - C

Figura 4.12 - Corpos de prova a partir dos quais é possível usinar a peça final desejada.

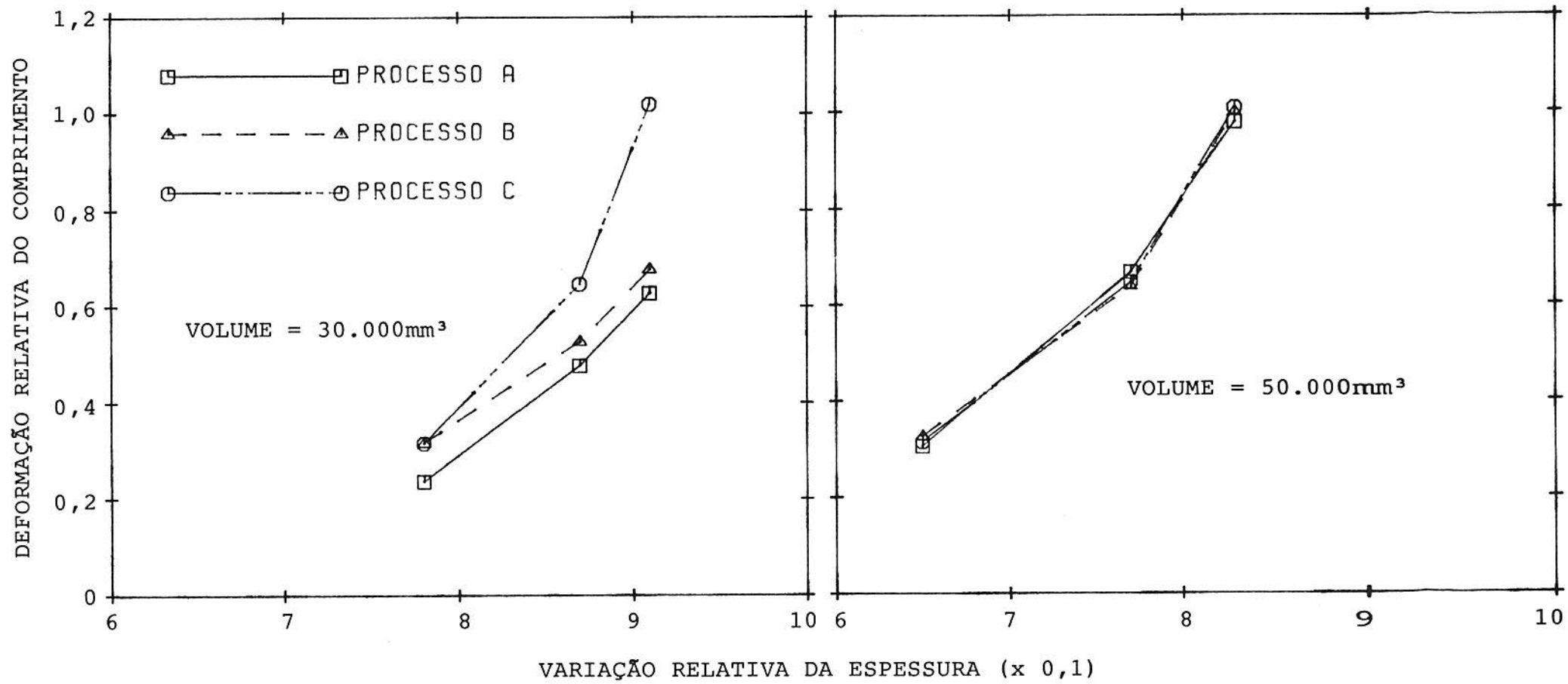


Figura 4.13 - Variação relativa do comprimento do corpo de prova em função do volume, do processo e da variação relativa da espessura.

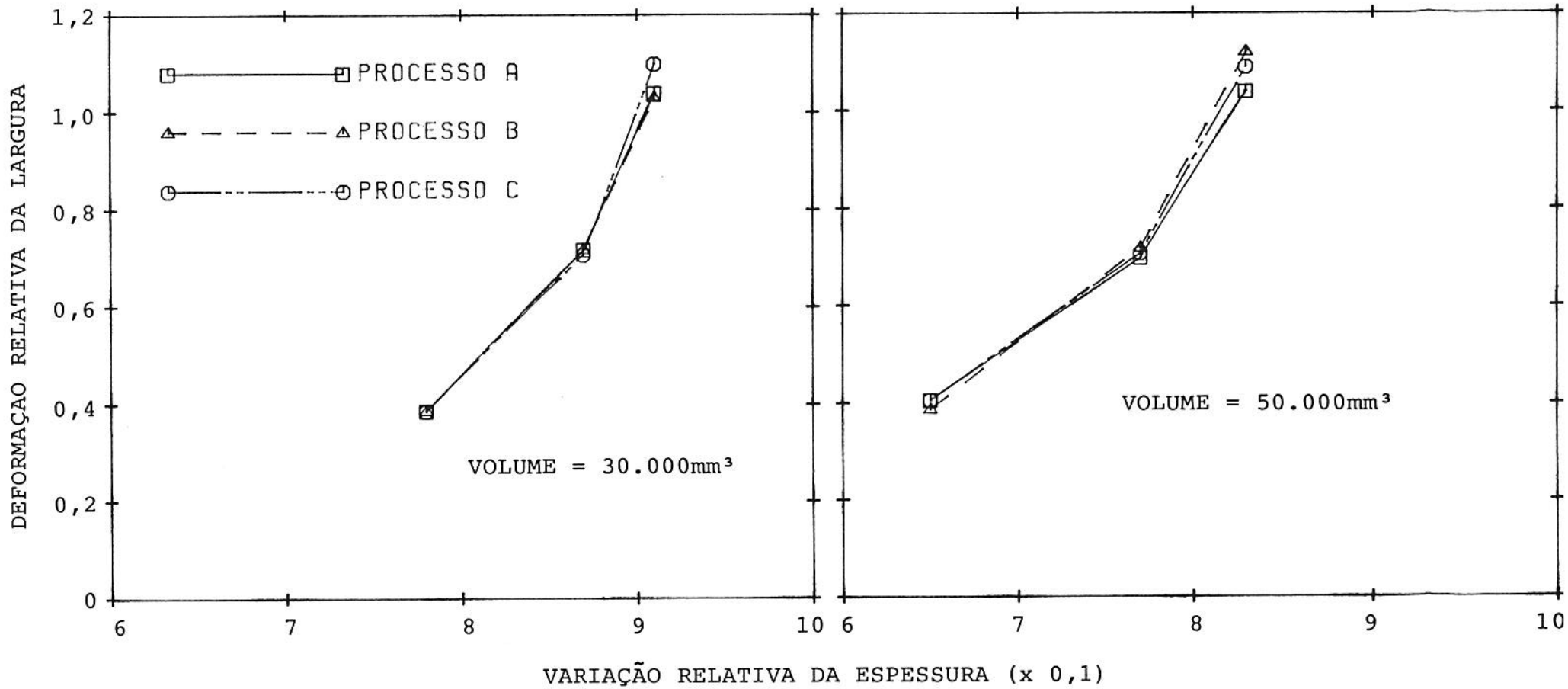


Figura 4.14 - Variação relativa da largura do corpo de prova em função do volume, do processo e da variação relativa da espessura.

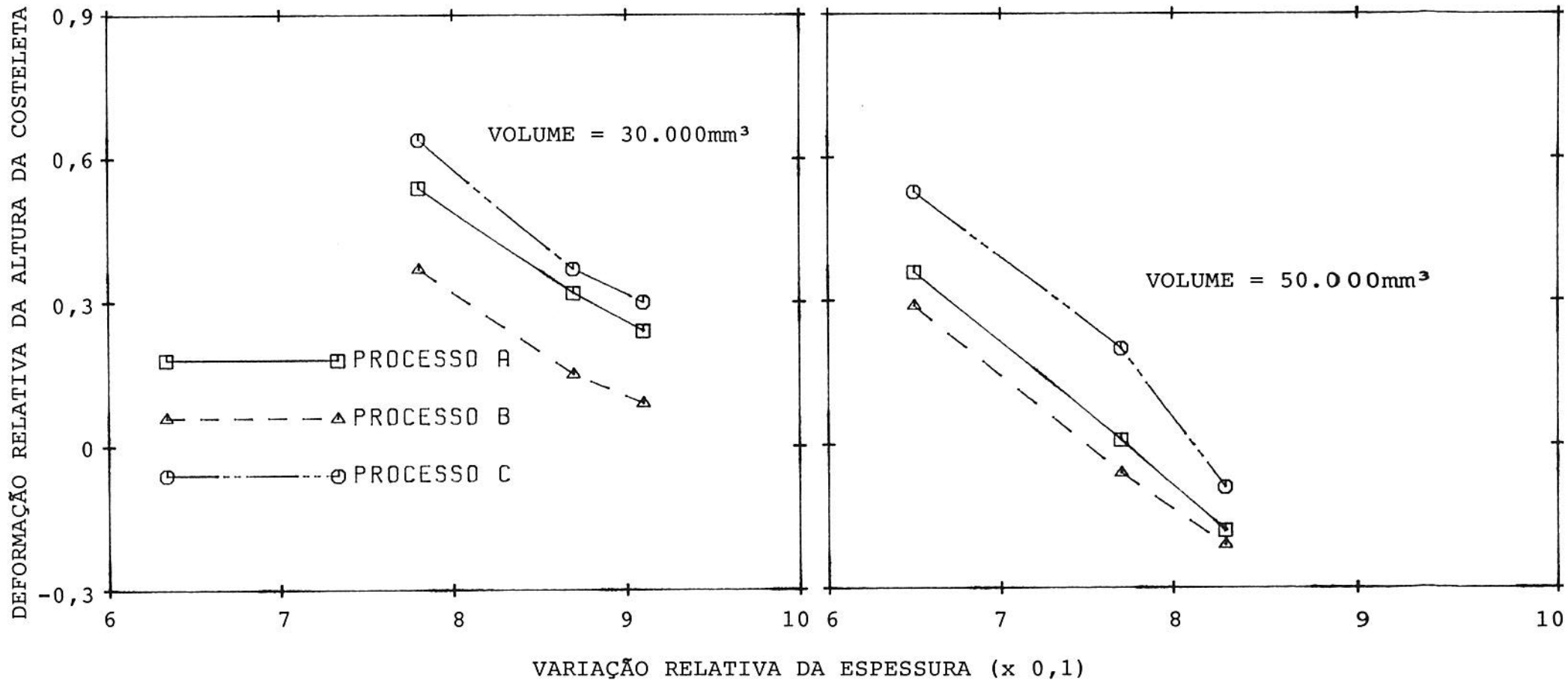


Figura 4.15 - Variação relativa da altura da costeleta em função do volume, do processo e variação relativa da espessura.

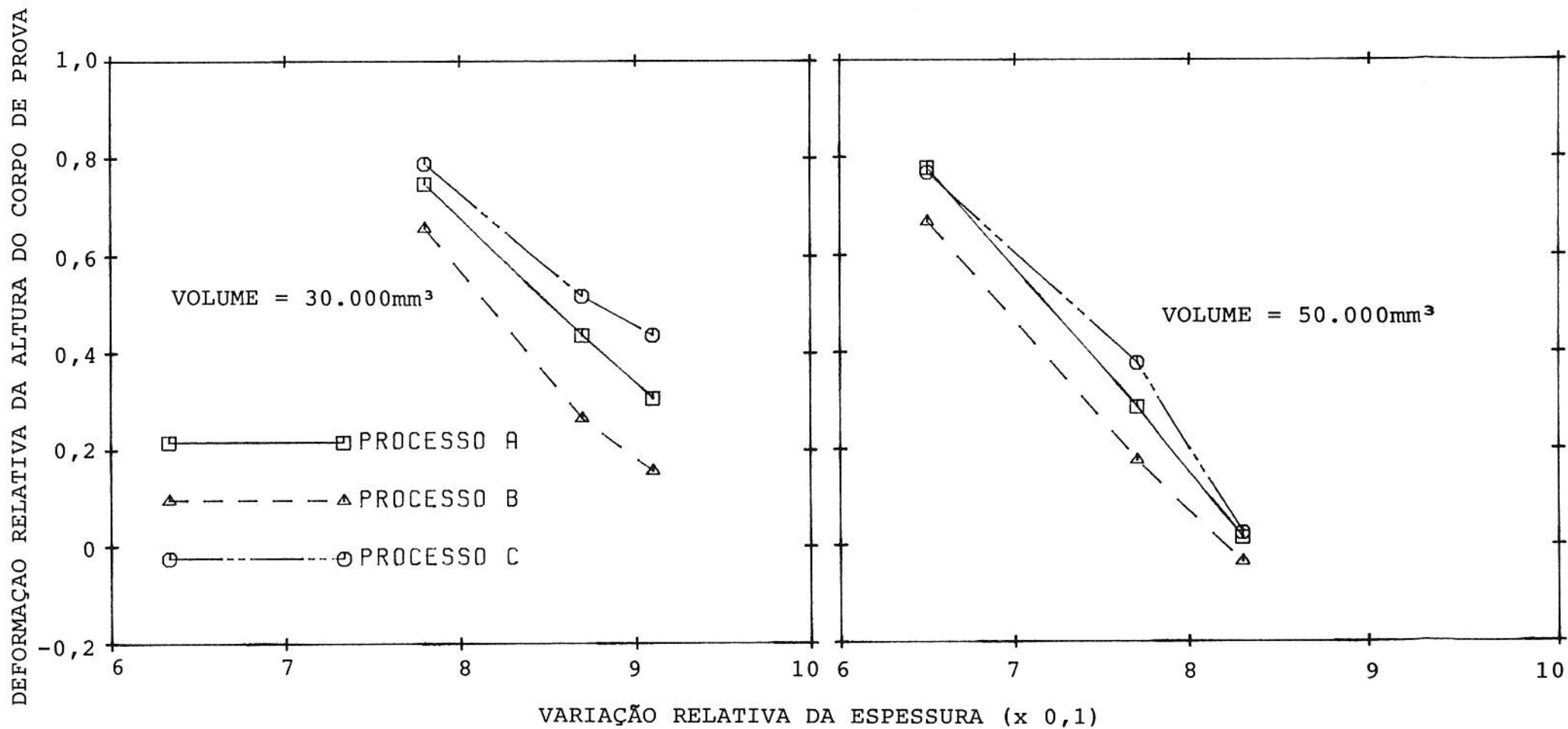


Figura 4.16 - Variação relativa da altura do corpo de prova em função do volume, do processo e da variação relativa da espessura.

como a do corpo de prova, diminui com o aumento da deformação na espessura; em função do processo, as maiores deformações foram obtidas com o processo C, seguido pelo processo A, sendo o processo B o menos eficiente (figuras 4.15 e 4.16).

Tabela 4.3 - Resumo dos Resultados Obtidos com Chumbo

Corpo de Prova	Dimensões Desejadas (mm)					
	L = 102,0	M = 51,0	s = 2,5	h = 27,5	H = 30,0	e = 4,0
30- I -A	O	X	O	O	O	X
30- II-A	O	X	O	O	O	X
30-III-A	O	X	O	X	X	X
30- I -B	O	X	X	O	O	X
30- II-B	O	X	O	O	O	X
30-III-B	O	X	O	O	O	X
30- I -C	O	X	O	O	O	X
30- II-C	X	X	O	O	O	X
30-III-C	X	X	X	X	X	X
50- I -A	X	X	X	O	O	X
50- II-A	X	X	X	O	X	X
50-III-A	X	X	X	X	X	X
50- I -B	X	X	X	O	O	X
50- II-B	O	X	X	O	X	X
50-III-B	X	X	X	X	X	X
50- I -C	O	X	X	O	O	X
50- II-C	X	X	X	X	X	X
50-III-C	X	X	X	X	X	X



#### 4.3 - COMPARAÇÃO ENTRE VALORES DE FORÇA MEDIDOS E CALCULADOS

As figuras 4.17 e 4.18 mostram curvas força versus deformação em altura ( $\Delta H$ ) para os corpos de prova 50-I-B e 50-II-B. São mostradas curvas medidas e curvas calculadas através do modelo desenvolvido no capítulo 3. A força total calculada é desmembrada nos três termos que a compõe: força de deformação, força de atrito e força de cisalhamento. Nos dois casos, as curvas teóricas foram graficadas até o limite de validade do modelo, ou seja, até o ponto em que o corpo de prova toca as paredes laterais da matriz.

Analisando as figuras nota-se, que nos dois casos, a força total calculada apresenta valores sempre superiores aos valores de força medidos. Isto era esperado, já que o modelo utiliza a teoria do limite superior. Também, nos dois casos o desvio entre a curva teórica e a experimental é da ordem de 40% ou maior para deformações em altura até cerca de 10% da deformação total. Para deformações maiores, a discrepância entre as curvas diminui. Se forem desprezados os valores de força para deformações menores que 10%, o desvio entre as curvas teóricas e experimentais cai para, em média, 12%. Para a figura 4.17 (corpo de prova 50-I-B), o desvio é de  $(12_{-9}^{+6})\%$  e para a figura 4.18 (corpo de prova 50-II-B), de  $(12_{-8}^{+11})\%$ .

O fato das diferenças serem maiores para pequenas deformações pode ser explicado levando-se em conta que foi

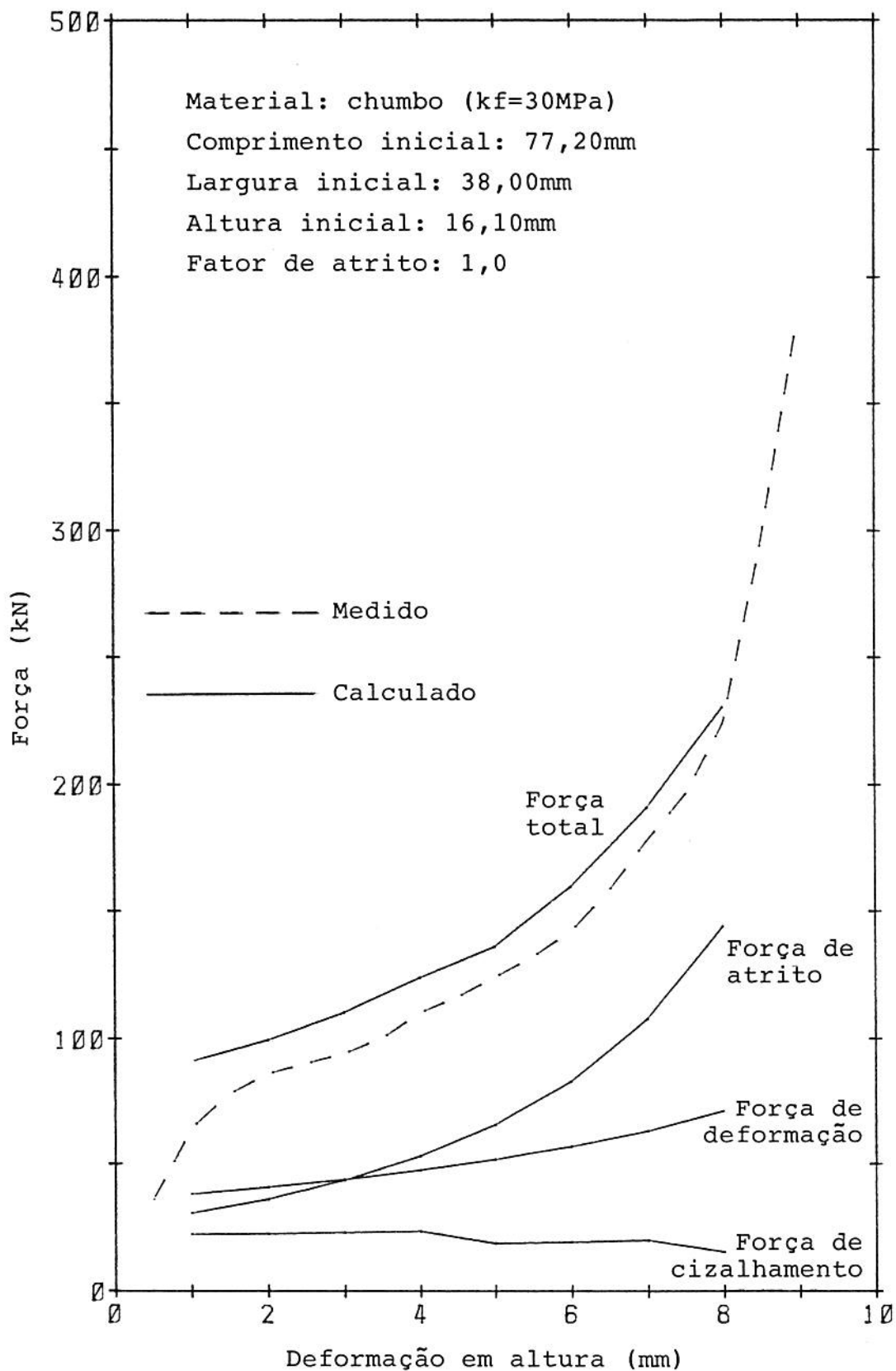


Figura 4.17 - Valores de força medidos e calculados para o primeiro passo da deformação do corpo de prova (50-I-B) em função da variação da altura (2 punções).

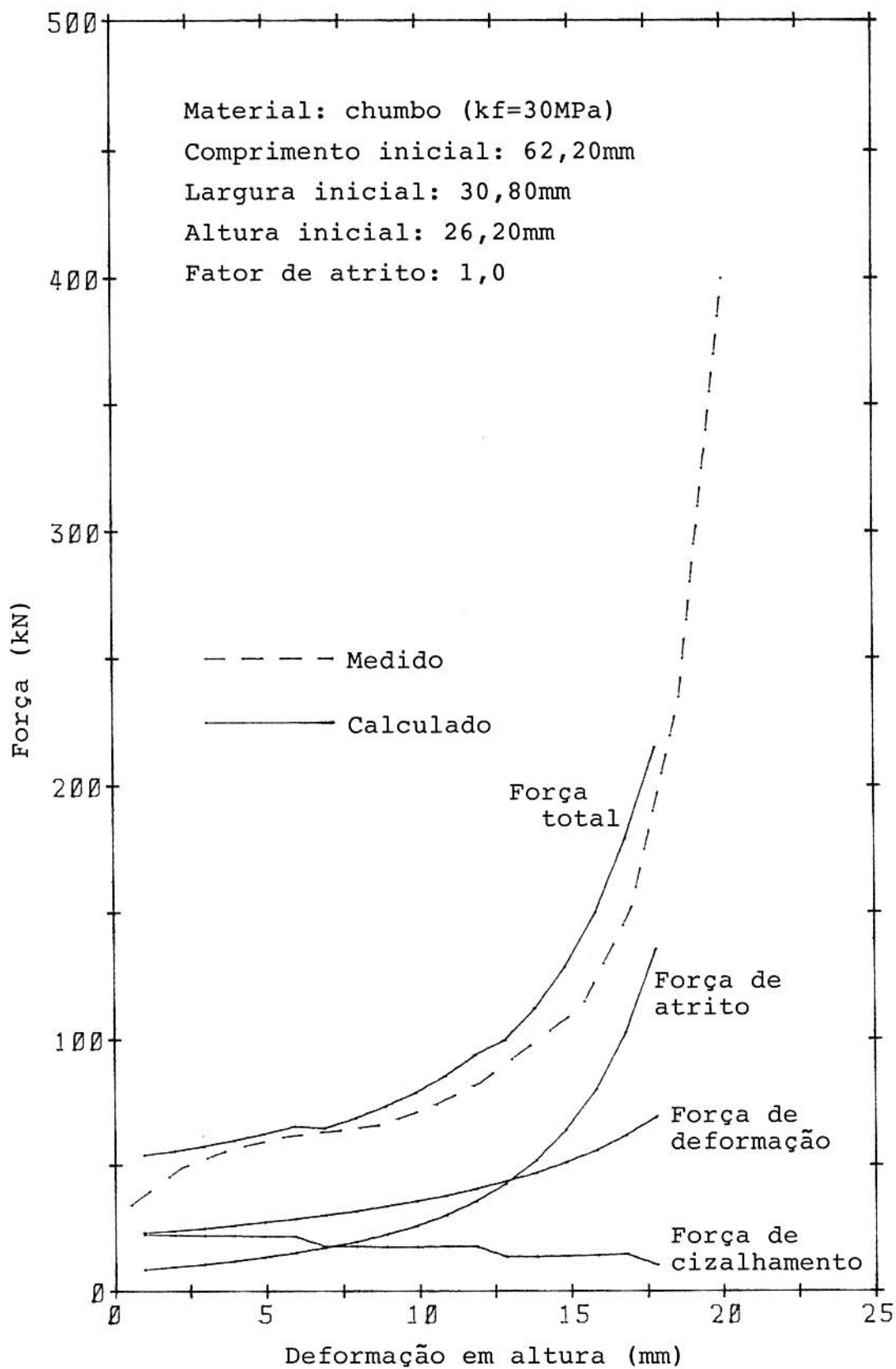


Figura 4.18 - Valores de força medidos e calculados para o primeiro passo da deformação do corpo de prova 50-II-B em função da variação de altura (2 punções).

utilizado um valor médio de tensão de escoamento, quando, na verdade, para pequenas deformações, essa tensão é menor (ver anexo B).

Outros fatores que podem explicar as diferenças entre as curvas medidas e calculadas são:

(a) foi utilizado um fator de atrito,  $m$ , igual a 1; tomou-se esse valor máximo, pois nos ensaios não foi utilizado lubrificante;

(b) foram utilizados campos de velocidades lineares; esse fato é, provavelmente, responsável pela maior parte do erro;

(c) foram feitas algumas simplificações, principalmente a consideração de que apenas a parte dos corpos de prova sob os punções, sofrem deformação.

## 5 - TESTES COM A LIGA DE TITÂNIO TiAl6V4

### 5.1 - CARACTERÍSTICAS DO TITÂNIO E SUAS LIGAS

#### 5.1.1 - O Titânio Puro

O titânio puro pode se apresentar sob duas formas alotrópicas conhecidas como fase  $\alpha$  (hexagonal compacta) e fase  $\beta$  (cúbica de corpo centrado). A fase  $\alpha$  é estável até a temperatura de  $882^{\circ}\text{C}$ . A fase  $\beta$ , dessa até a temperatura de fusão [5.1 - 5.2]. Não é possível reter a fase  $\beta$  a temperatura ambiente pois a transformação  $\alpha \rightarrow \beta$  não envolve difusão [5.1]. O titânio tem grande afinidade com elementos como oxigênio, carbono, nitrogênio e hidrogênio que formam com o metal soluções sólidas intersticiais. O titânio puro é normalmente especificado em função de sua tensão de escoamento convencional [5.1].

#### 5.1.2 - Ligas de Titânio

As ligas de titânio podem ser classificadas em  $\alpha$ ,  $\alpha + \beta$  ou  $\beta$ , dependendo das fases predominantes a temperatura ambiente [5.2, 5.3].

As ligas  $\alpha$  não são em geral termicamente tratáveis. Elas têm resistência média, boa resistência à fluência em temperaturas elevadas e boa resistência ao impacto. A maioria das ligas  $\alpha + \beta$  são termicamente tratáveis. Seus níveis de resistência são de médios para altos. A resistência à fluência não é tão alta quanto na maioria das ligas  $\alpha$ . As ligas  $\beta$  possuem alta resistência, boa conformabilidade e resistência à fluência pobre [5.1, 5.3-5.4]. A tabela 5.1 mostra alguns exemplos de ligas de titânio e sua classificação [5.3].

Alumínio, oxigênio, nitrogênio e carbono são fortes elementos estabilizadores da fase  $\alpha$ . Estanho, zircônio e silício têm o mesmo efeito, embora menos pronunciado. Com excessão do cobre, os mais importantes estabilizadores da fase  $\beta$  são elementos de transição como, por exemplo, molibdênio, vanádio, manganês, cromo, ferro, etc. [5.1 -5.3].

Tabela 5.1 - Classificação das Ligas de Titânio [5.3].

ligas $\alpha$	ligas $\alpha + \beta$	ligas $\beta$
TiPb 0,2	TiAl6V4	TiV13Cr11Al3
TiAl5Sn2,5	TiAl3V6Sn2	TiAl1V8Fe5
TiAl8Mo1V1	TiMn8	
TiAl6Nb2Ta1Mo1	TiAl7Mo4	
TiAl6Sn22Cr4Mo2	TiAl4Mo3V1	
	TiAl3V2,5	

A liga TiAl6V4 apresenta a temperatura ambiente as

fases  $\alpha$  e  $\beta$ . Outras fases tem também sido relatadas e serão discutidas posteriormente. Os 6% de alumínio estabilizam a fase  $\alpha$  resultando num aumento da temperatura da transformação  $\alpha + \beta \rightarrow \beta$  para aproximadamente  $984^{\circ}\text{C}$  e num aumento da resistência a alta temperatura. Os 4% de vanádio aumentam a resistência por dois mecanismos: primeiro, por formarem uma solução sólida substitucional e segundo, e mais importante, por estabilizarem a fase  $\beta$  a temperatura ambiente [5.5]. No resfriamento desde o campo  $\beta$  para o campo  $\alpha + \beta$  a fase  $\beta$  pode transformar-se em  $\alpha$  por nucleação e crescimento ou, para taxas de resfriamento mais elevadas, por processos de transformação martensítica [5.2].

A temperatura ambiente as fases  $\alpha$  e  $\beta$  podem se apresentar com diferentes morfologias. Coyne [5.6] apresenta algumas das principais microestruturas que podem ser obtidas na liga TiAl6V4 forjada. As diferentes estruturas podem ser vistas na figura 5.1. A estrutura equiaxial é a mais comumente desejada. A quantidade de  $\alpha$  equiaxial (figura 5.1-a) depende da temperatura experimentada pelo metal nas últimas etapas de conformação ou tratamentos térmicos. Deformação seguida de novos aquecimentos para novas etapas de conformação ou ciclos de tratamentos térmicos permitem que a fase  $\alpha$  recristalize e esferoidize. A microestrutura totalmente transformada é obtida por aquecimento antes, durante ou após o forjamento acima da temperatura de transição  $(\alpha+\beta)/\beta$ . A figura 5.1-b mostra essa estrutura. Na figura 5.1-c é vista uma estrutura onde a fase  $\beta$  aparece nos contornos de grão. A estrutura é formada quando o

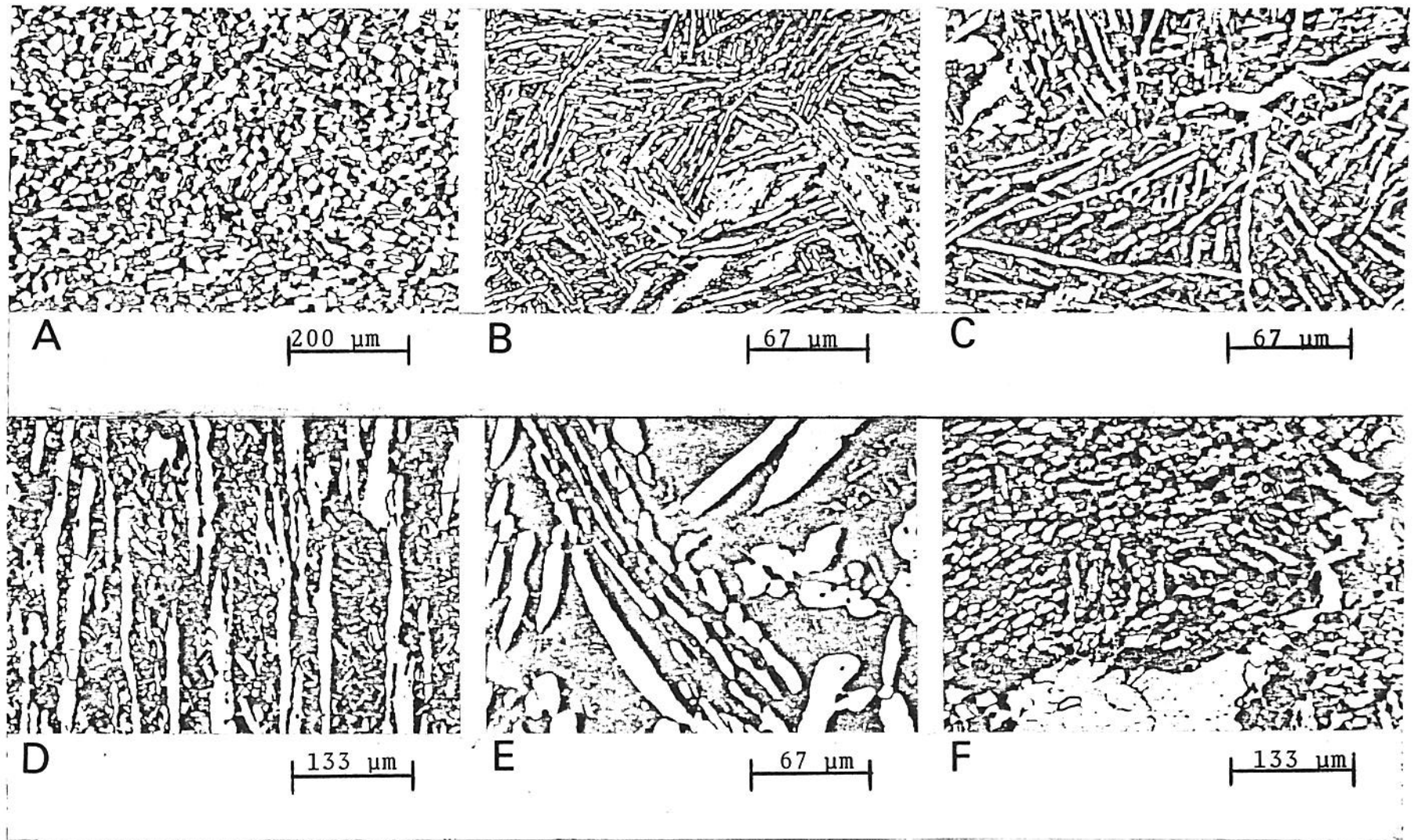


Figura 5.1 - Microestruturas da liga TiAl6V4: (A) equiaxial; (B) totalmente transformada; (C) com  $\beta$  em contorno de grão; (D)  $\alpha$  alongada; (E) "spaghetti"; (F)  $\alpha$  "blocky"./5.6/



material é seguidamente aquecido a altas temperaturas no campo  $\alpha + \beta$  com pouca ou nenhuma deformação. A figura 5.1-D mostra a fase  $\alpha$  alinhada com as linhas de fluxo do material. Essa estrutura é possível de ser obtida por forjamento no campo  $\alpha + \beta$  quando a temperatura é mais baixa. A estrutura alinhada é precursora da estrutura "spaghetti" vista na figura 5.1-E. A estrutura "spaghetti" é, provavelmente, a mais inadequada sob qualquer ponto de vista. Outra estrutura considerada altamente prejudicial é a estrutura  $\alpha$  "blochy" (figura 5.1-F). Ambas são, normalmente, o resultado de práticas inadequadas de fabricação da liga [5.6].

Belov [5.7] apresenta as microestruturas vistas na figura 5.2 como as mais comuns encontradas nas ligas de titânio. O autor relaciona as estruturas equiaxial (figura 5.2-A), lamelar (figura 5.2-B) e "duplex" (figura 5.2-C) e mostra que a melhor combinação de todas as propriedades mecânicas é obtida com estrutura "duplex" [5.7].

Também na referência [5.5], microestruturas são relacionadas com propriedades mecânicas. Os valores máximos de tensão de escoamento convencional e de tensão máxima são apresentados pela estrutura "duplex" enquanto o alongamento é maior na estrutura equiaxial. A estrutura "duplex" é tipicamente obtida no tratamento térmico de solubilização e envelhecimento enquanto a estrutura equiaxial é normalmente resultante do tratamento de recozimento [5.5].

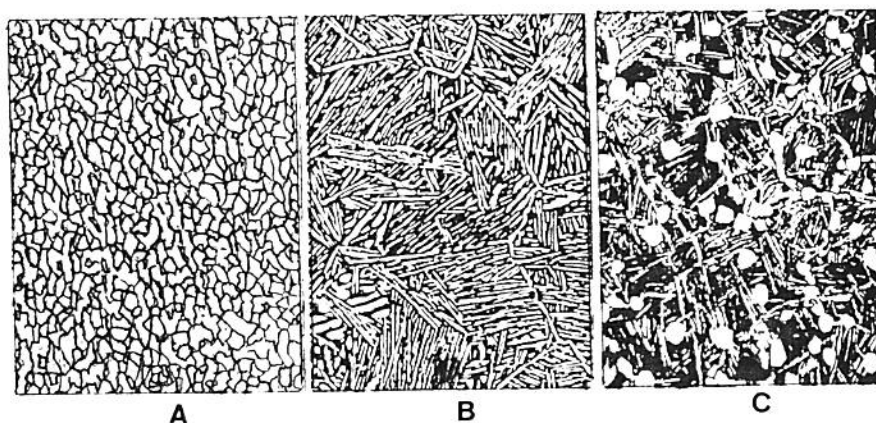


Figura 5.2 - Microestruturas das ligas de titânio /5.7/  
(A) equiaxial; (B) lamelar; (C) "duplex".

Glazioglu e outros [5.8] mostram que a liga TiAl6V4 quando resfriada com diferentes taxas depois de deformada, desenvolve diferentes microestruturas. Quando a liga é deformada cerca de 70% a 950°C e a seguir resfriada em ar ou em água, desenvolve-se uma estrutura equiaxial homogênea. Se a deformação é levada a efeito a 850°C não é formada a estrutura equiaxial, mesmo com uma taxa de resfriamento de 35°C por hora (resfriamento em forno).

As microestruturas resultantes de diferentes ciclos de tratamentos térmicos são analisadas por Modin e Modin [5.9]. Os autores mostram a distribuição dos elementos alumínio e vanádio nas fase  $\alpha$  e  $\beta$  quando o material é submetido a diferentes tratamentos. O efeito de diferentes tratamentos termo-mecânicos na estrutura da liga TiAl6V4 é mostrado no trabalho de Gehardt e Knorr [5.10].

Assim como com o titânio puro, também a liga TiAl6V4 tem grande afinidade com os gases atmosféricos, principalmente o oxigênio. As microestruturas resultantes quando o material é contaminado por esse elemento a alta temperatura são encontrados nos trabalhos de Becker [5.11] e Hegazer [5.12]. Esses trabalhos são melhor analisados mais adiante.

### 5.1.3 - Tratamentos Térmicos [5.5]

O recozimento de todas as formas da liga TiAl6V4 pode ser executado com aquecimento entre 732 e 816°C por meia a

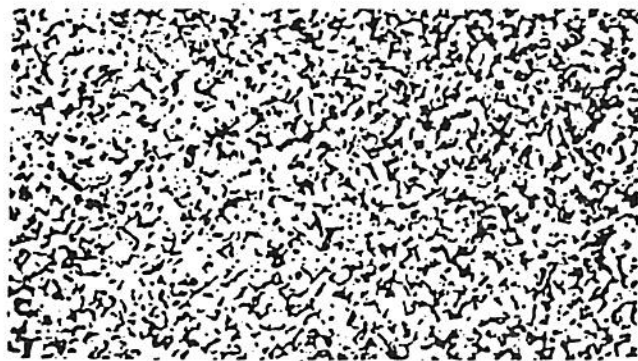


Figura 5.3 - Microestrutura da liga  
TiAl6V4 recozida /5.5/

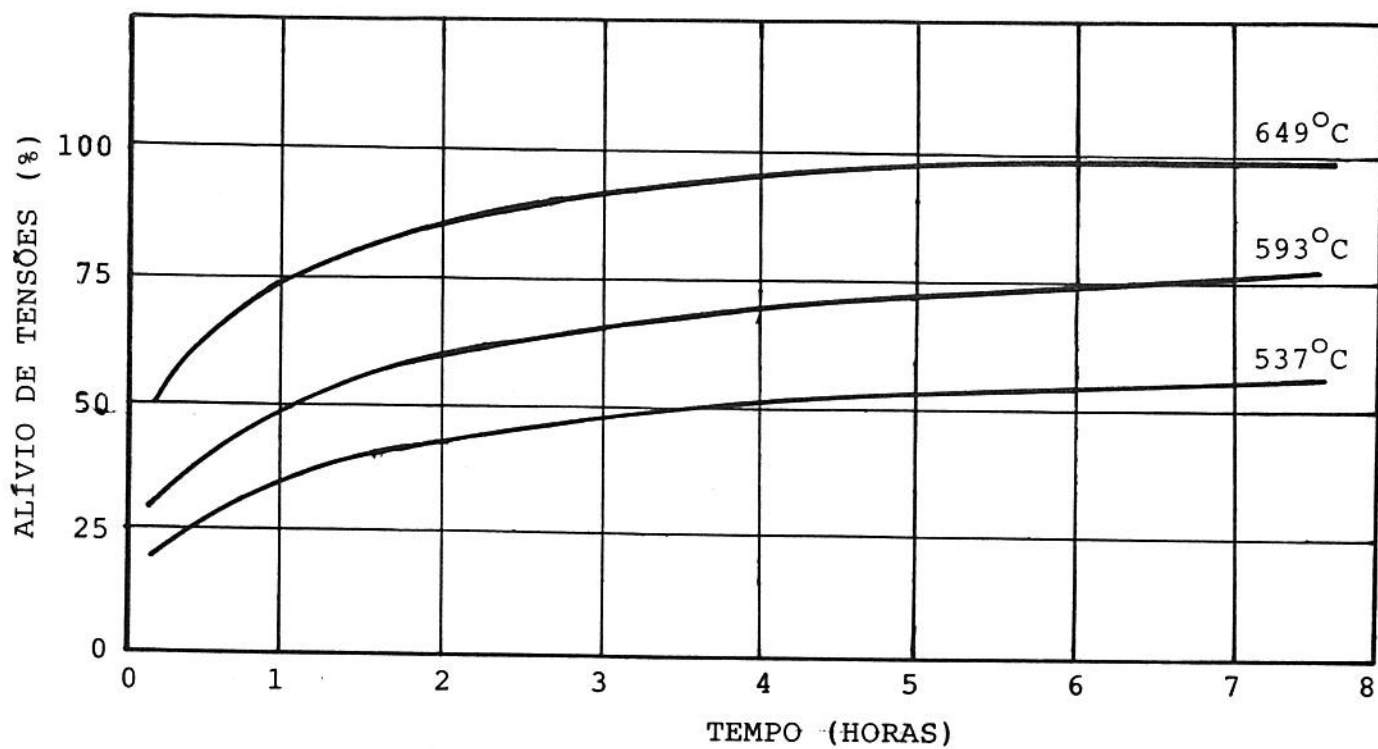


Figura 5.4 - Percentagem de alívio de tensões em função  
do tempo e da temperatura /5.5/

quatro horas, seguido de resfriamento ao ar. Em chapas e barras pequenas o resfriamento rápido ao ar pode resultar em pequena perda de resistência. A microestrutura da liga TiAl6V4 recozida pode ser vista na figura 5.3.

O alívio de tensões pode ser conseguido, em geral, com aquecimento entre 538 e 649°C com o tempo sendo dependente da temperatura usada e da percentagem de alívio desejada. A figura 5.4 mostra a percentagem de alívio de tensões em função do tempo e da temperatura para tempos de até 8 horas.

O tratamento de solubilização está baseado na retenção da fase  $\beta$  a temperatura ambiente para subsequente decomposição controlada durante o envelhecimento. Assim, um tratamento de solubilização a alta temperatura é seguido pelo envelhecimento à temperatura mais baixa.

A escolha da temperatura de solubilização depende do produto. O tratamento de solubilização em lâminas e chapas leves pode ser realizado em uma temperatura menor (871-927°C) do que em peças com seções mais grossas (954°C) devido as maiores velocidades de tempera possíveis em seções mais finas. O uso de temperaturas mais baixas em produtos laminados resulta em melhores valores de ductilidade. Os tempos de tratamento para produtos laminados devem ser mínimos devido a problemas de oxidação e contaminação que são dependentes do tempo e ocorrem rapidamente nessas altas temperaturas. Tempos maiores devem ser utilizados para seções mais espessas para assegurar aquecimento uniforme através da seção. Deve-se ainda notar que o tamanho da

seção tem significativo efeito sobre as propriedades resultantes devido às diferentes velocidades de resfriamento entre o núcleo e a superfície da peça.

A figura 5.5 mostra a microestrutura típica de uma peça que foi submetida a solubilização e envelhecimento. Na figura 5.6 são mostradas curvas tensão deformação para a liga TiAl6V4 em diferentes estados de tratamentos térmicos.

No trabalho de Burger e Hanink [5.4] também são encontrados dados para tratamentos térmicos da liga TiAl6V4 e de outras ligas de titânio.

#### 5.1.4 - Oxidação

Também as ligas de titânio reagem, a alta temperatura, com os gases atmosféricos com os quais formam soluções sólidas intersticiais. Frente a reação com oxigênio, a reação com nitrogênio é desprezível [5.11].

A consequência da difusão de oxigênio no material é a formação de uma camada de fase  $\alpha$  altamente estabilizada. Esse tipo de camada é inaceitável para qualquer tipo de aplicação do material, devendo ser sempre removida.

Becker [5.11] estudou a oxidação de titânio de pureza comercial e da liga TiAl7Mo4 em temperaturas entre 600 e 1000°C para tempos de até 1000 horas. Hegazy [5.12], limitou-se ao estudo da liga TiAl6V4. A figura 5.7 mostra a influência do

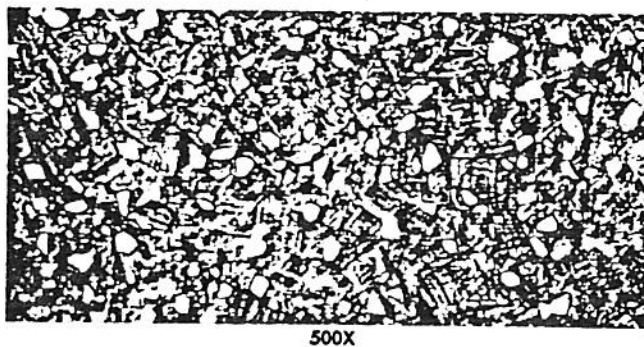


Figura 5.5 - Microestrutura da liga TiAl6V4 solubilizada e envelhecida /5.5/.

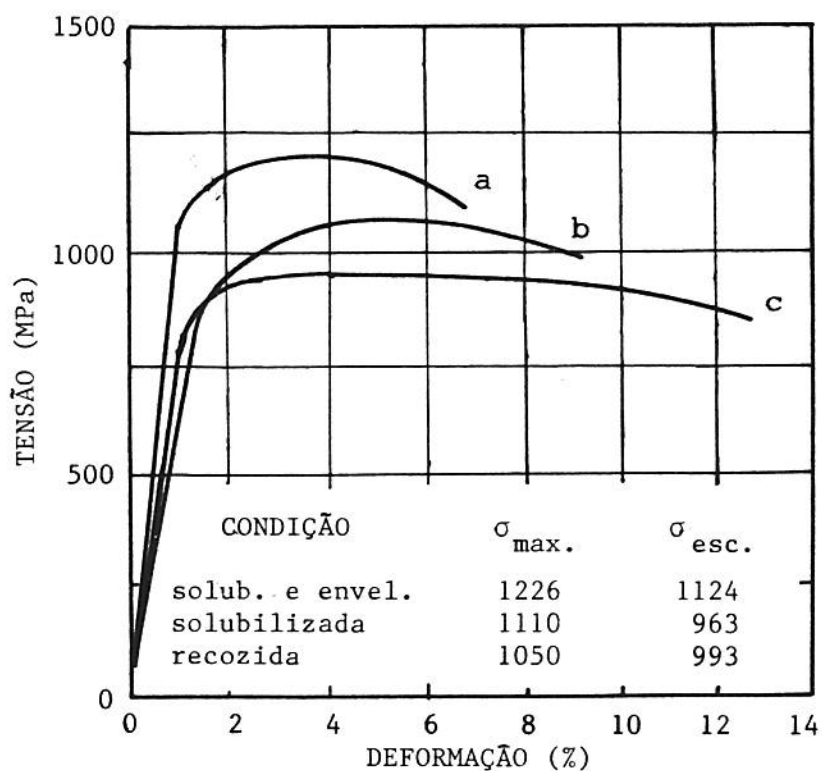


Figura 5.6 - Curvas tensão-deformação para a liga TiAl6V4 em diferentes condições de tratamento térmico: (a) solubilizada e envelhecida; (b) solubilizada; (c) recozida /5.5/.

tempo de aquecimento sobre a espessura da zona de difusão para diferentes temperaturas [5.12].

#### 5.1.5 - Fases Metaestáveis

Até este ponto foram feitas referências apenas às fases  $\alpha$  e  $\beta$ . Entretanto, mesmo a temperatura ambiente, outras fases podem ocorrer. Liebig e Nagel [5.13] reproduzem o diagrama tempo-temperatura-transformação para a liga TiAl6V4. Nesse diagrama, visto na figura 5.8, observa-se a ocorrência de outras fases, tais como  $\alpha'$ ,  $\alpha_2$  e  $\omega$ . No anexo D são mostrados três planos isotérmicos do diagrama de equilíbrio Ti-Al-V, para a região rica em titânio [5.17].

A fase  $\alpha'$  é descrita como uma martensita de estrutura hexagonal compacta formada sem difusão a partir da fase  $\beta$  [5.1, 5.2]. A fase  $\alpha_2$  é descrita como sendo uma estrutura ordenada (por exemplo  $Ti_3Al$ ) encontrada em fase  $\alpha$  altamente estabilizada [5.1]. Omega é um precipitado coerente nucleado homogêneo e com estrutura hexagonal. Ela ocorre ou na tempera a partir da fase  $\beta$  metaestável ou no envelhecimento na faixa de 300-450°C, dependendo da composição [5.2]. Quanto maior o teor de elementos estabilizadores da fase  $\beta$ , maior a tendência à formação de  $\omega$  no resfriamento rápido. Nesse caso,  $\omega$  decompõe-se, durante envelhecimento prolongado a temperatura suficientemente alta, formando  $\alpha$  [5.1]. Também uma fase  $\beta'$  (solução sólida cúbica de corpo centrado com teor de estabilizadores  $\beta$  menor do que o teor médio da liga) pode



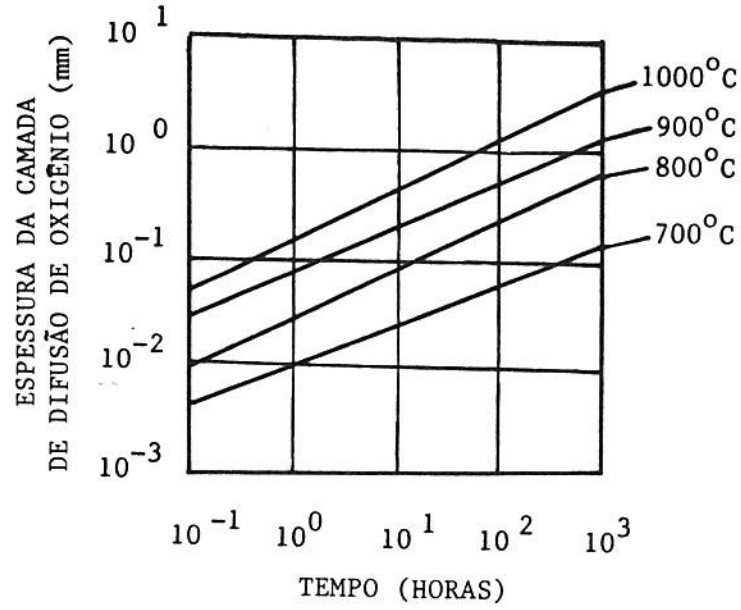


Figura 5.7 - Espessura da camada de difusão de oxigênio na liga TiAl6V4 em função da temperatura e do tempo de manutenção /5.12/.

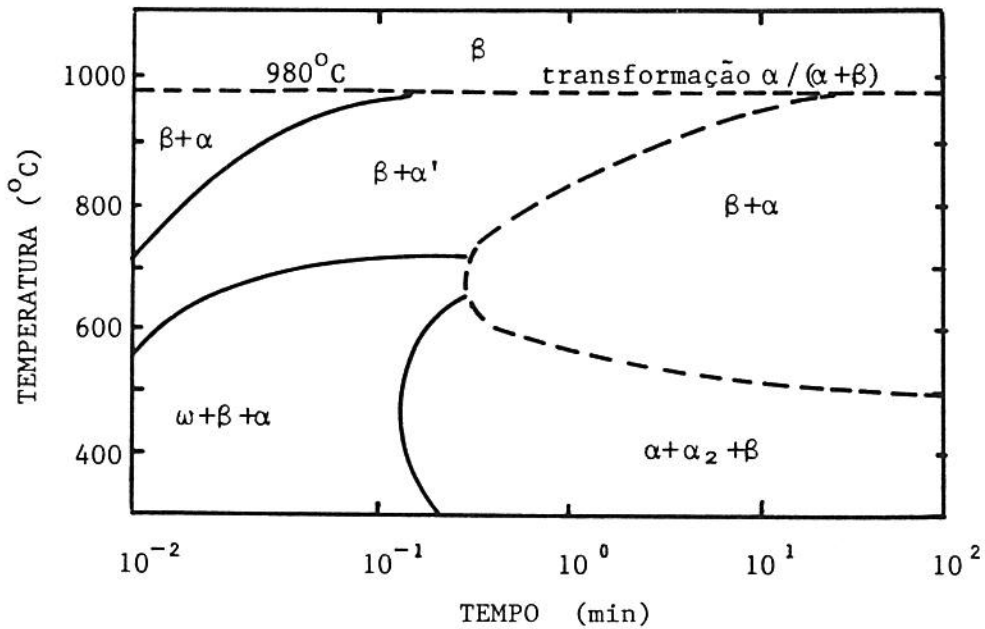


Figura 5.8 - Diagrama TTT para a liga TiAl6V4 /5.13/.

ocorrer. A fase  $\beta'$  parece ser formada da decomposição da fase  $\beta$  durante tratamento de envelhecimento. Da mesma forma que  $\omega$ ,  $\beta'$  decompõe-se em  $\alpha$  durante tratamento térmico de envelhecimento a temperatura suficientemente alta [5.1].

Tem sido ainda relatada, em algumas ligas  $\alpha + \beta$  e  $\beta$ , a ocorrência da fase  $\alpha''$  de estrutura ortorrômbica de faces centradas, formada por processos martensíticos. Tem sido sugerido que a fase  $\alpha''$  resulta da distorção da estrutura hexagonal da fase  $\alpha'$  devido a presença de átomos intersticiais. A distorção ocorreria por mecanismos similares ao da distorção austenita-martensita que ocorre no aço devido a presença do carbono intersticial [5.2].

## 5.2 - CURVAS DE ESCOAMENTO

Curvas de escoamento para a liga TiAl6V4 são encontradas nos trabalhos de Chen [5.14], Lange [5.15] e Schaeffer [2.1]. Chen leva em consideração a história anterior do material. Mostra que existem diferenças entre o comportamento do material pré-deformado no campo  $\alpha + \beta$  e o do material pré-deformado no campo  $\alpha$ . Hensel e Spittel [5.16] apresentam a fórmula empírica:

$$k_f = 17.714 \cdot e^{(-0,00564 \cdot T)} \cdot \varphi^{(-0,165)} \cdot \dot{\varphi}^{(0,152)} \quad (5.1)$$

As figuras 5.9 e 5.10 mostram, respectivamente, curvas

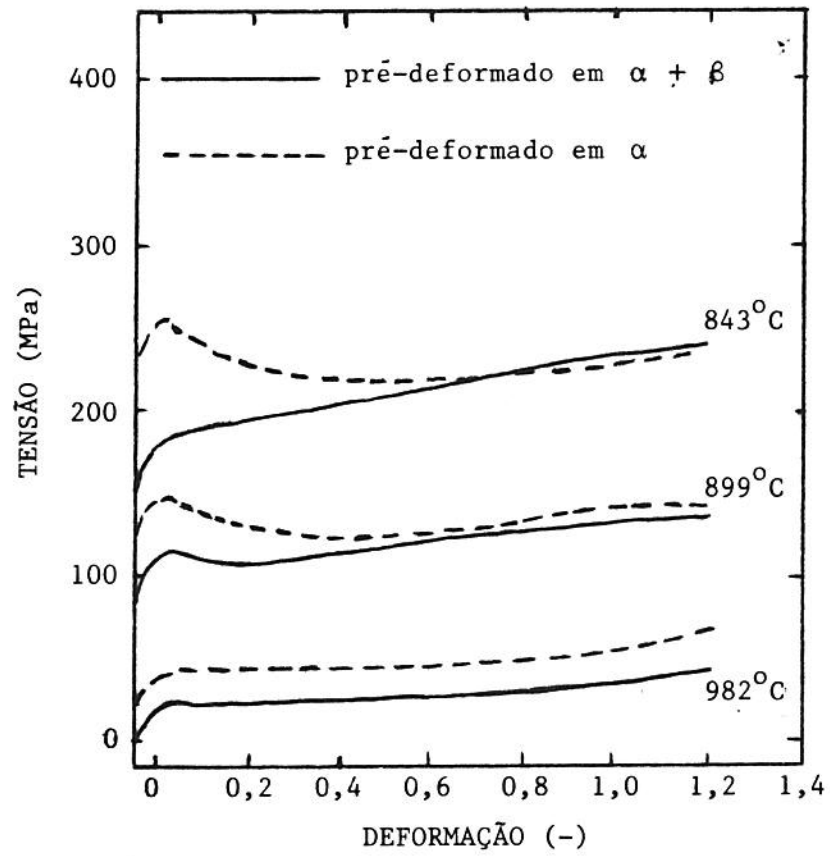


Figura 5.9 - Curvas de escoamento obtidas por Chem /5.14/.

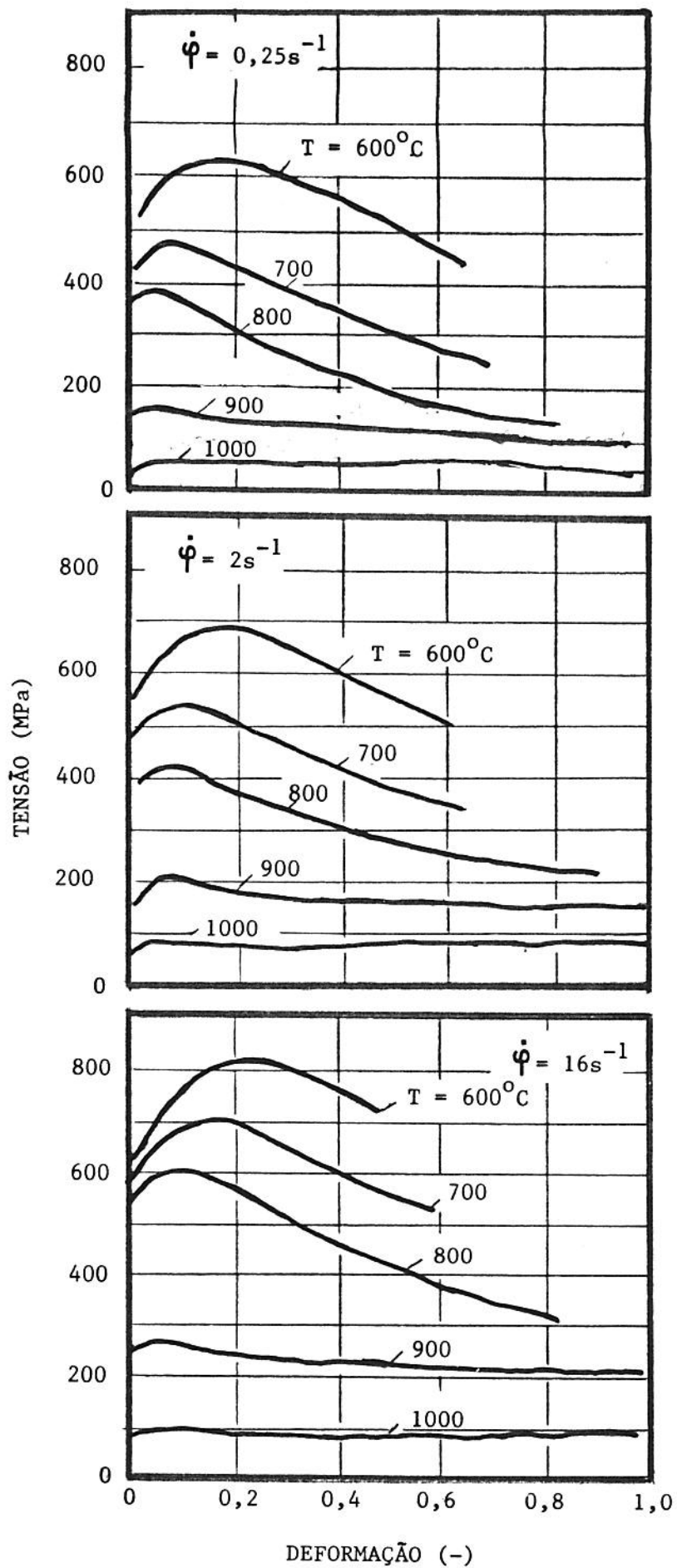


Figura 5.10- Curvas apresentadas por Lange /5.15/

apresentadas por Chen [5.14] e Lange [5.15]. Na figura 5.11 são vistos alguns resultados obtidos por Schaeffer [2.1]. As curvas mostradas na figura 5.12 foram construídas a partir da fórmula de Hensel e Spittel.

Neste trabalho as curvas de escoamento foram obtidas através de ensaio de compressão.

#### 5.2.1 - Materiais, Equipamentos e Metodologia Empregada

Para a realização dos ensaios foram utilizados corpos de prova cilíndricos da liga TiAl6V4 com 20mm de altura e 13.7mm de diâmetro. Foram utilizados materiais de duas origens diferentes identificados como material A e material B. A tabela 5.2 mostra a composição química dos materiais A e B, bem como a composição da liga estabelecida pela norma ASTM B 381-78. A composição química foi determinada nos laboratórios da Aços Finos Piratini S/A. Todos os corpos de prova foram examinados metalograficamente em uma das faces (uma das bases do cilindro). Dois corpos de provas de cada origem foram seccionados na metade da altura e a secção analisada através de metalografia. Os corpos de prova foram cortados com disco abrasivo de carbeto de silício. O lixamento foi executado até lixa 600. O polimento metalográfico foi realizado com alumina de granulometria de 1,0 $\mu$ m. Para ataque foi utilizado reativo de Kroll (10ml de HF, 30ml de HNO<sub>3</sub>, 50ml de H<sub>2</sub>O).

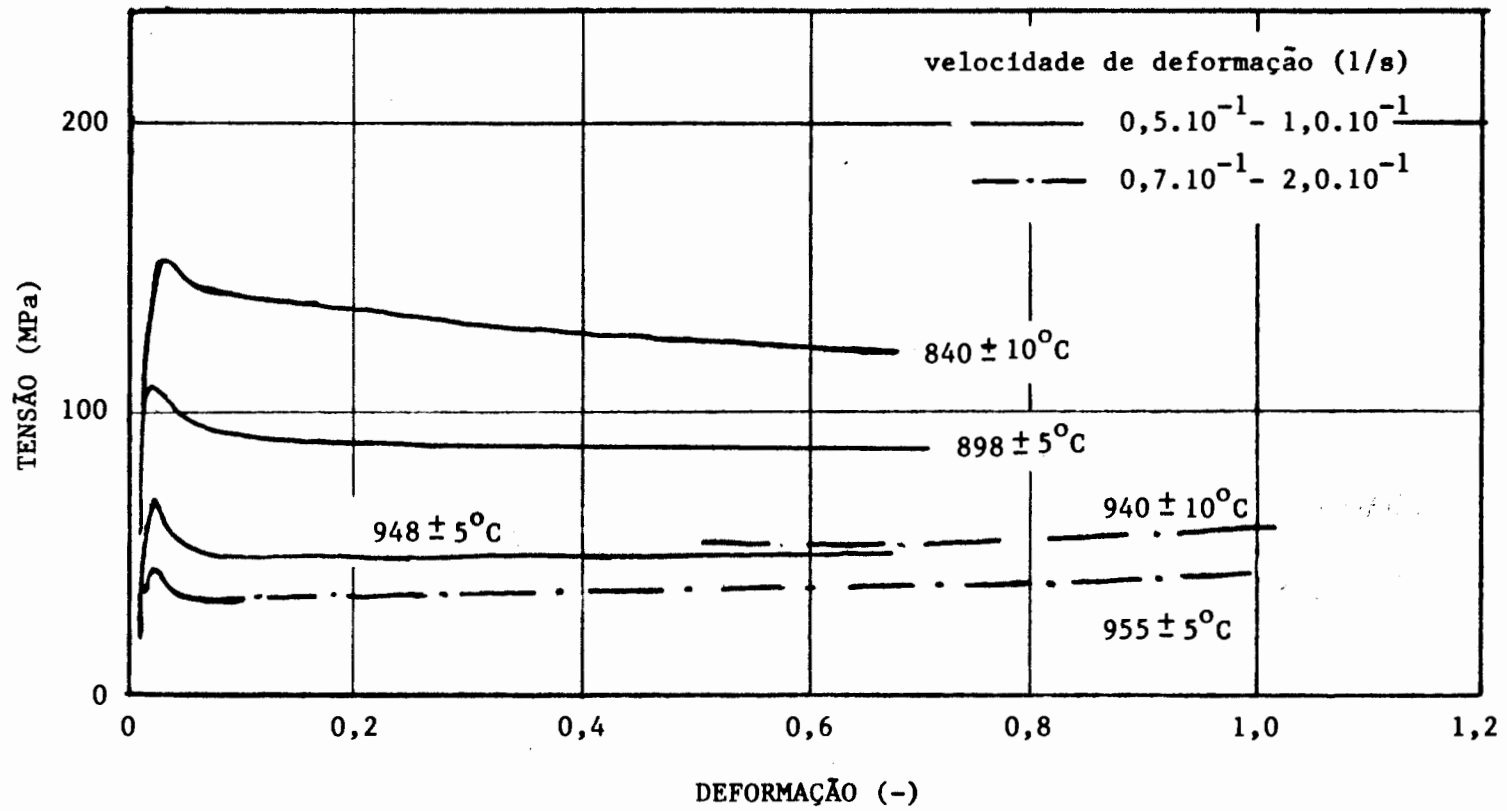


Figura 5.11 - Curvas de escoamento obtidas por Schaeffer /2.1/.

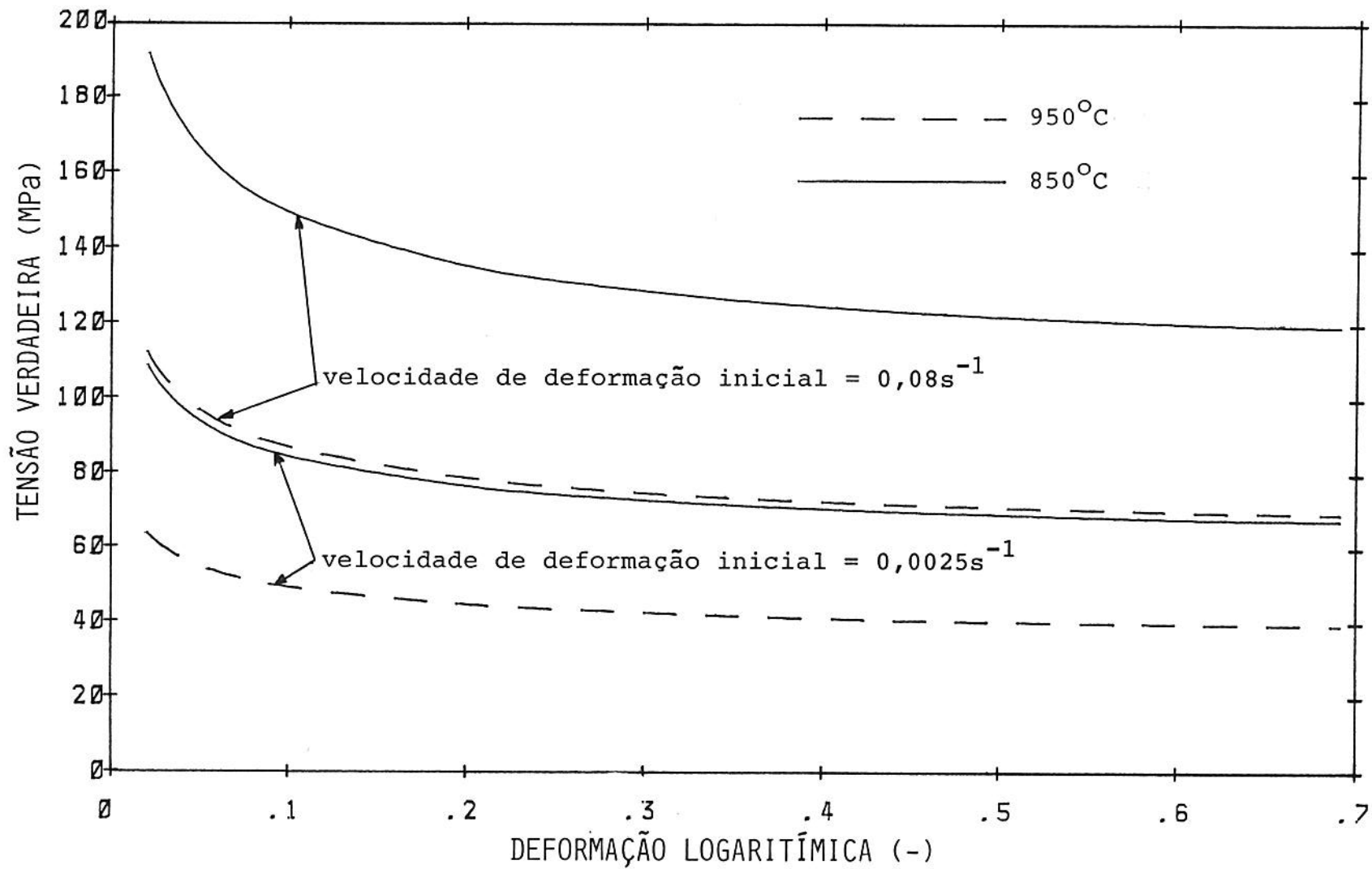


Figura 5.12- Curvas de escoamento para a liga TiAl6V4 calculadas a partir da equação (5.1)/5.16/.

Tabela 5.2 - Composição Química da Liga TiAl6V4.

Elemento	Norma ASTM B 381-78 (%)	Material A (%)	Material B (%)
Al	5,50 - 6,75	6,50	6,60
V	3,50 - 4,50	4,20	4,10
N (max)	0,05	0,008	0,01
H (max)	0,0125	0,002	0,01
Fe (max)	0,40	0,17	0,10
O (max)	0,20	0,16	0,02
C (max)	0,10	0,01	0,05
outros	0,40	0,15	0,41
Ti	resto	88,80	88,70

Para a realização dos ensaios utilizou-se uma máquina universal marca Kratos, modelo K-10.000. A máquina possui uma célula de carga para medição de força com ponte de amplificadora e saída analógica. A precisão do sistema é de  $\pm 0,5\%$  do ponto lido. A máquina permite a realização de ensaios com velocidade (velocidade das placas) constante entre 0 e 1.67mm/s (100mm/min). É possível regular o curso do ensaio através de dois sensores magnéticos colocados na coluna da máquina. Para medição do deslocamento utilizou-se um transdutor do tipo indutivo Marca Hottinger Baldwin Messtechnik (HBM), modelo W-50. Para amplificação do sinal do sistema indutivo foi utilizada uma ponte amplificadora de desbalanço marca HBM modelo KWS/T-5.



Os sinais provenientes da saída analógica da máquina de ensaios (força) e da ponte HBM (deslocamento) foram registrados em um registrador tipo X-Y, marca Hewlett Packard (HP) modelo 7046A. Durante os ensaios foi também registrada a temperatura do corpo de prova ao longo do tempo. Para isso utilizou-se um registrador marca Equipamentos Eletrônicos do Brasil (ECB) modelo RB-102. Como sensor de temperatura foi utilizado um termopar tipo cromel-alumel, de isolação mineral com junta de medição exposta. O termopar era introduzido em um orifício de aproximadamente 2,0mm de diâmetro e 2,0mm de profundidade localizado a cerca da metade da altura do corpo de prova.

Para execução do ensaio, o corpo de prova era colocado no interior do dispositivo visto na figura 5.13 O dispositivo era então levado a um forno de mufla previamente aquecido a temperatura desejada. Estimou-se em cerca de  $\pm 5,0^{\circ}\text{C}$  a precisão do sistema de controle de temperatura do forno. Após o ensaio, o corpo de prova era retirado do dispositivo e deixado resfiar ao ar.

Durante o período de realização dos ensaios a temperatura ambiente foi periodicamente verificada através de um termômetro de mercúrio com precisão de  $\pm 2,0^{\circ}\text{C}$ . Nos primeiros ensaios realizados registrou-se também o deslocamento em função do tempo para se ter certeza da velocidade de prensagem. Para tanto, utilizou-se o mesmo equipamento usado para o registro da temperatura.

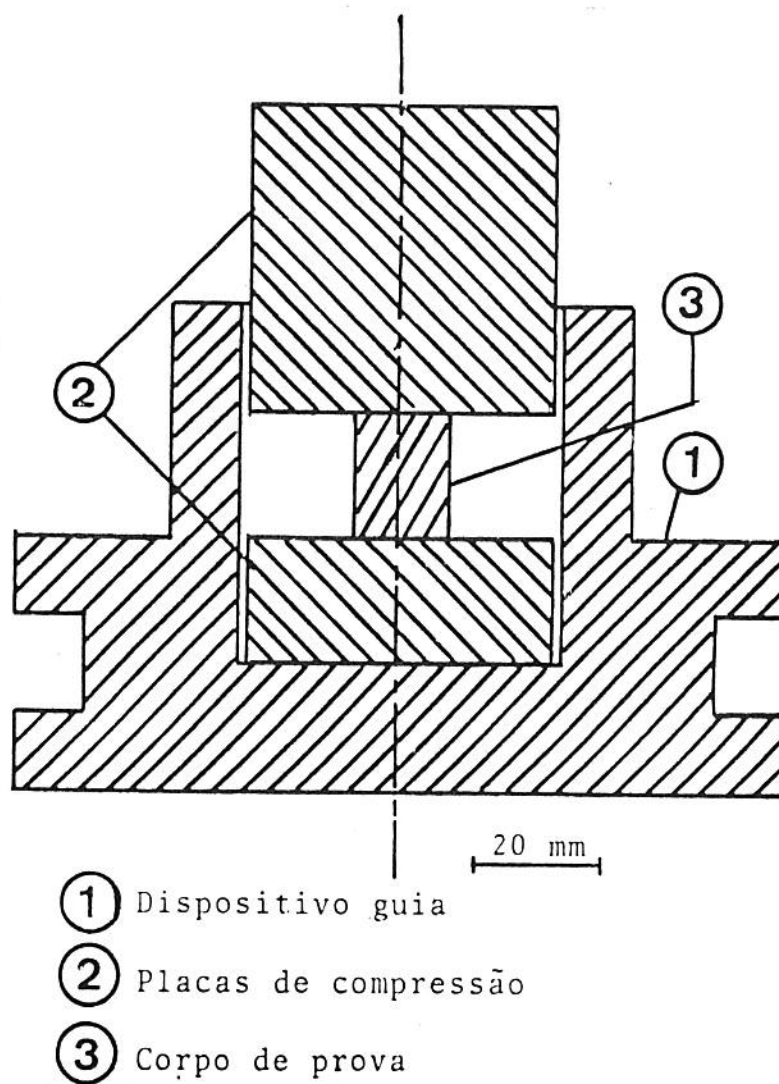


Figura 5.13- Dispositivo de compressão.

A tabela 5.3 mostra as condições em que cada ensaio foi realizado. Foram executados dois ensaios em cada uma das condições.

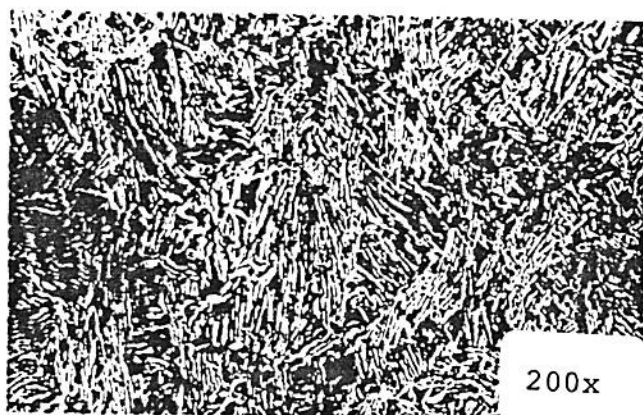
Tabela 5.3 - Condições de Realização dos Ensaios.

Material	Temperatura (°C)	Velocidade de Deformação (s <sup>-1</sup> )
A	850	0,0025 - 0,0050
		0,08 - 0,167
	950	0,0025 - 0,0050
		0,08 - 0,167
B	850	0,0025 - 0,0050
		0,08 - 0,167
	950	0,0025 - 0,0059
		0,08 - 0,167
A	950	0,08 - 0,1374
		0,08 - 0,1855
		0,08 - 0,2767

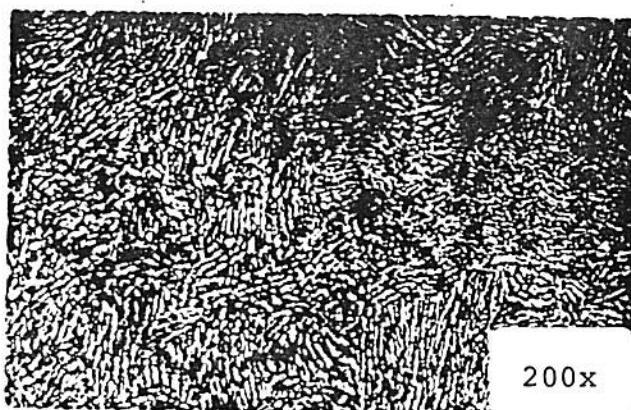
### 5.2.2 - Apresentação dos Resultados

Na figura 5.14 são mostradas as microestruturas iniciais dos materiais A e B. Ambos apresentam uma estrutura formada por grãos alongados da fase  $\alpha$  com fase  $\beta$  nos contornos de grão. A estrutura é a mesma mostrada na figura 5.2-b e é denominada lamelar no trabalho de Belov [5.7].

As curvas de escoamento obtidas em função da



MATERIAL A



MATERIAL B

Figura 5.14 - Microestruturas iniciais dos materiais A e B. Aumento: 200x.

temperatura e da velocidade de deformação são mostradas na figura 5.15 para o material A e na figura 5.16 para o material B. As mesmas curvas são reproduzidas nas figuras 5.17 e 5.18. Nesse caso, procurou-se mostrar no mesmo gráfico as diferenças entre os dois materiais quando ensaiados nas mesmas condições.

Uma curva média obtida de vários ensaios com  $T=950^{\circ}\text{C}$  e  $V_{\dot{\epsilon}}=1,67\text{mm/s}$ , cujo objetivo foi determinar a influência da deformação na microestrutura do material, é vista na figura 5.19. A figura 5.20-A mostra a microestrutura do material aquecido a  $950^{\circ}\text{C}$  por meia hora, sem deformação. As figuras 5.20-B, 5.20-C e 5.20-D mostram, respectivamente, as microestruturas obtidas com deformação nas condições acima, até  $\varphi=-0,4$ ,  $\varphi=-0,8$  e  $\varphi=-1,2$ .

### 5.2.3 - Discussão dos Resultados

As figuras 5.21 e 5.22 mostram curvas de escoamento de diferentes pesquisadores. São apresentadas as curvas obtidas neste trabalho, curvas obtidas por Schaeffer [2.1], por Lange [5.15] e curvas levantadas a partir da fórmula de Hensel & Spittel [5.16]. As curvas para  $850^{\circ}\text{C}$  e  $950^{\circ}\text{C}$ , atribuídas a Lange nas figuras, foram obtidas por interpolação entre as curvas para  $800^{\circ}\text{C}$ ,  $900^{\circ}\text{C}$  e  $1000^{\circ}\text{C}$ , apresentadas pelo autor. As seguintes observações podem ser feitas quanto a similaridade das curvas:

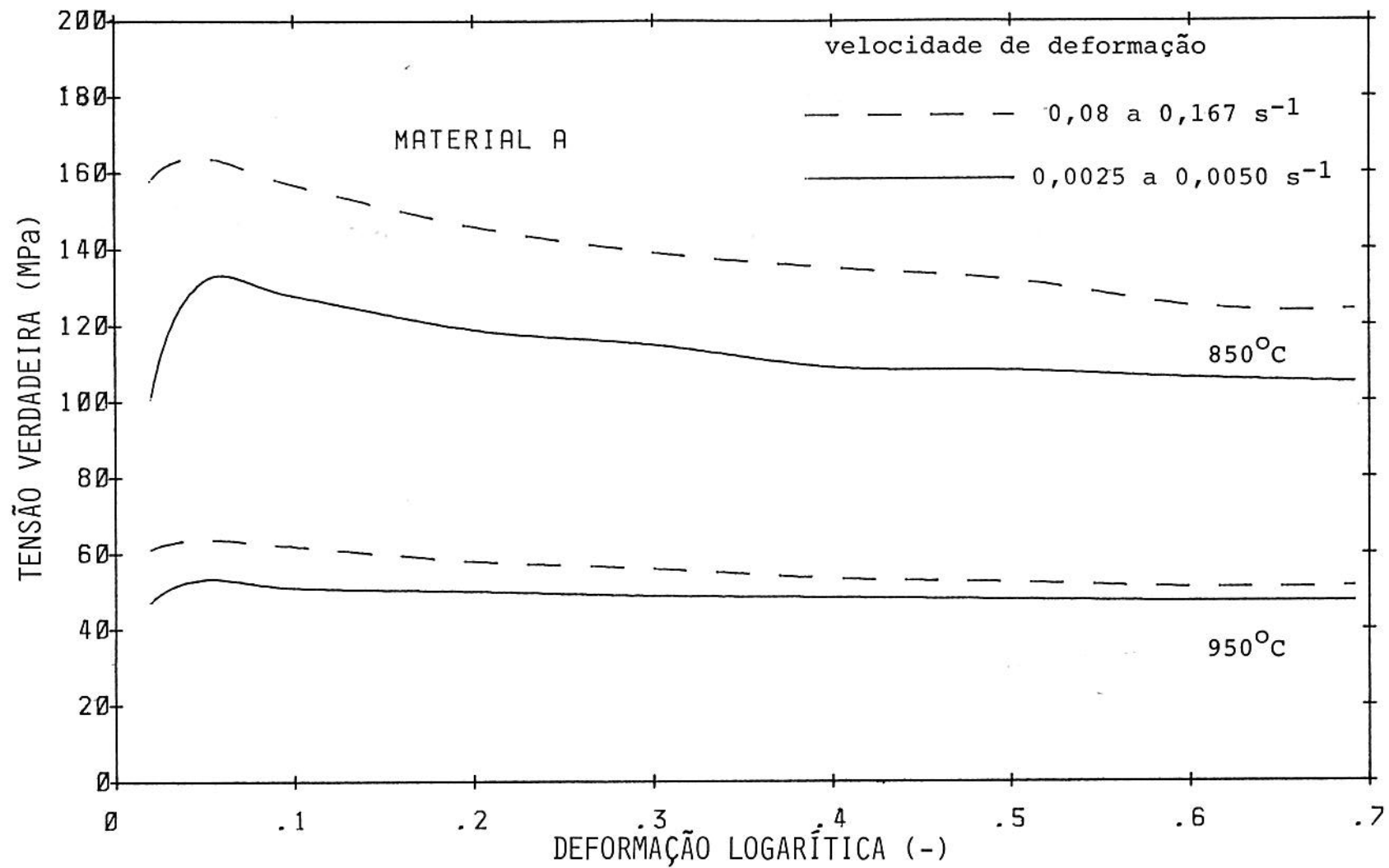


Figura 5.15- Curvas de escoamento obtidas para o material A.

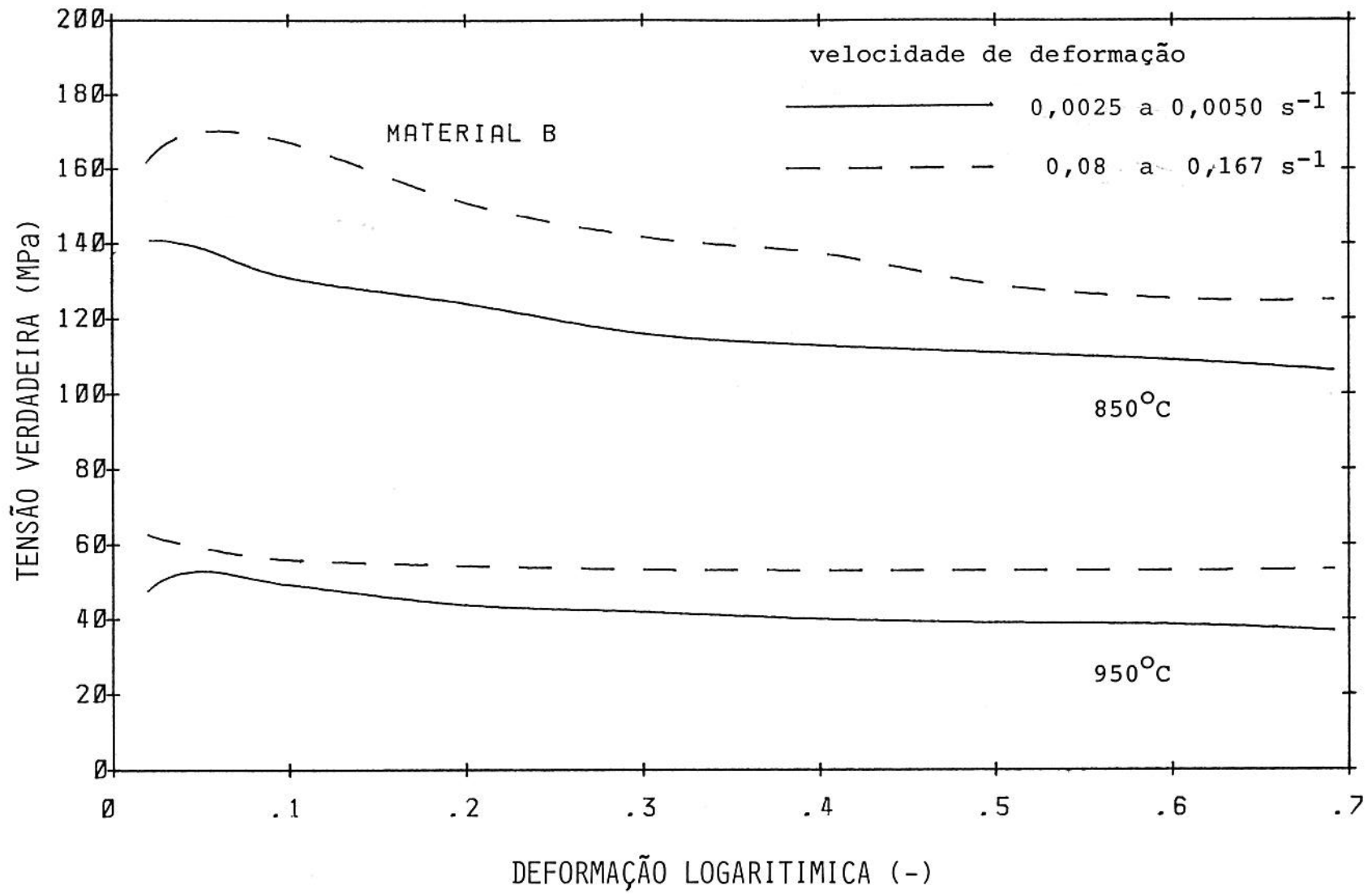


Figura 5.16- Curvas de escoamento obtidas para o material B.

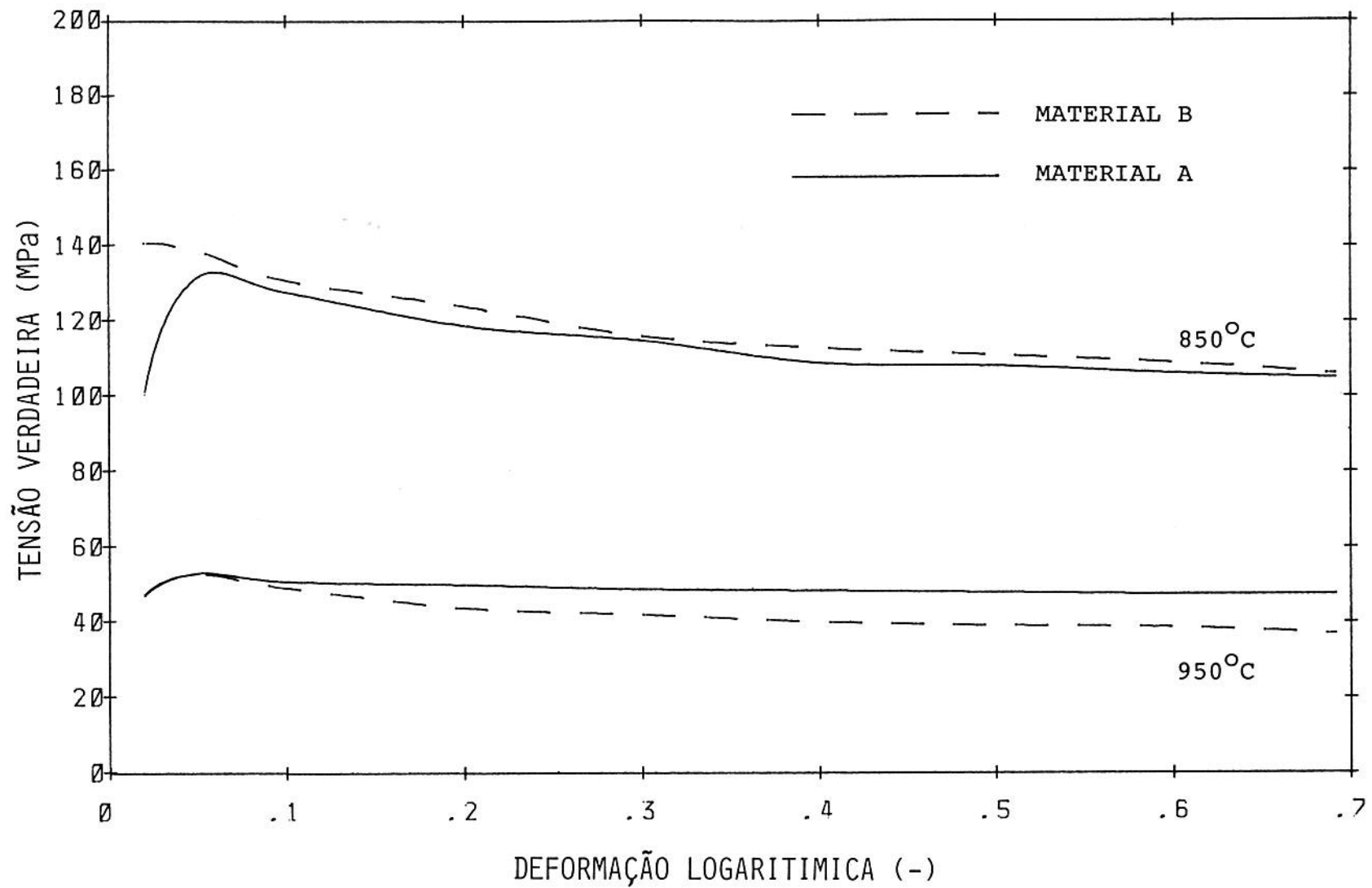


Figura 5.17 - Curvas de escoamento obtidas com velocidade de deformação inicial igual a  $0,0025s^{-1}$ . e final igual a  $0,0050s^{-1}$ .



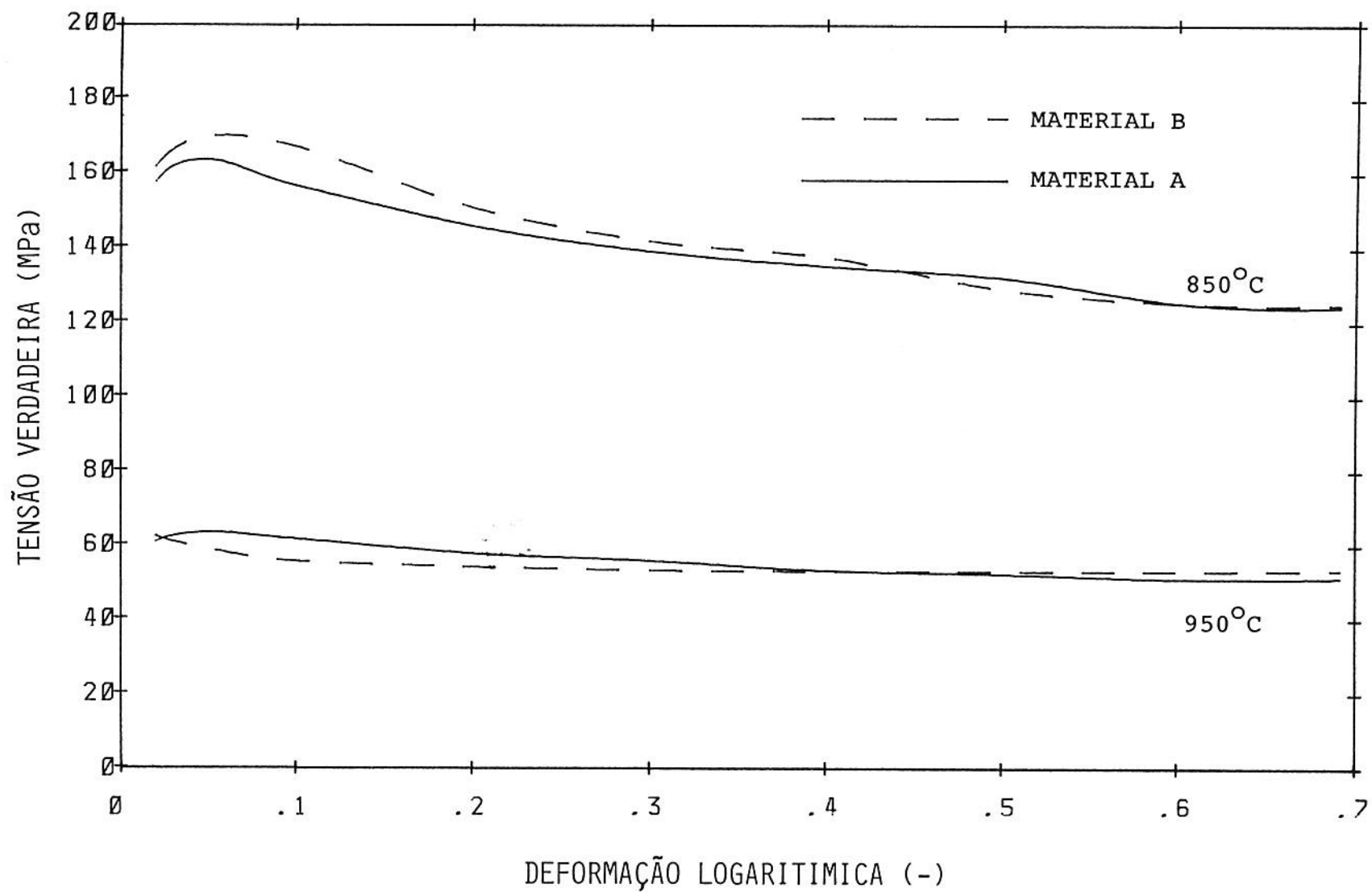


Figura 5.18.- Curvas de escoamento obtidas com a velocidade de deformação inicial igual a  $0,08^{-1}$ . e final igual a  $0,167s^{-1}$ .

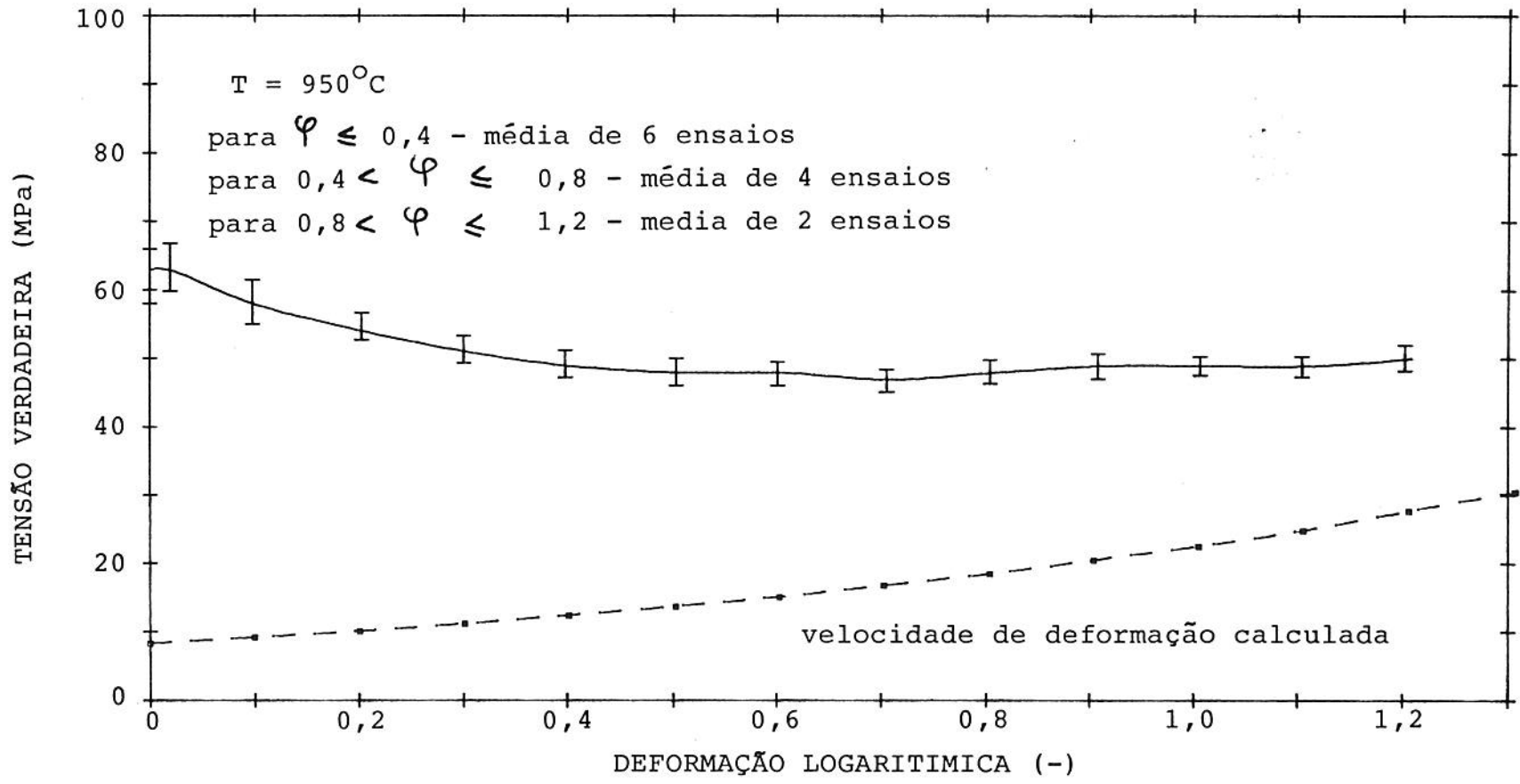
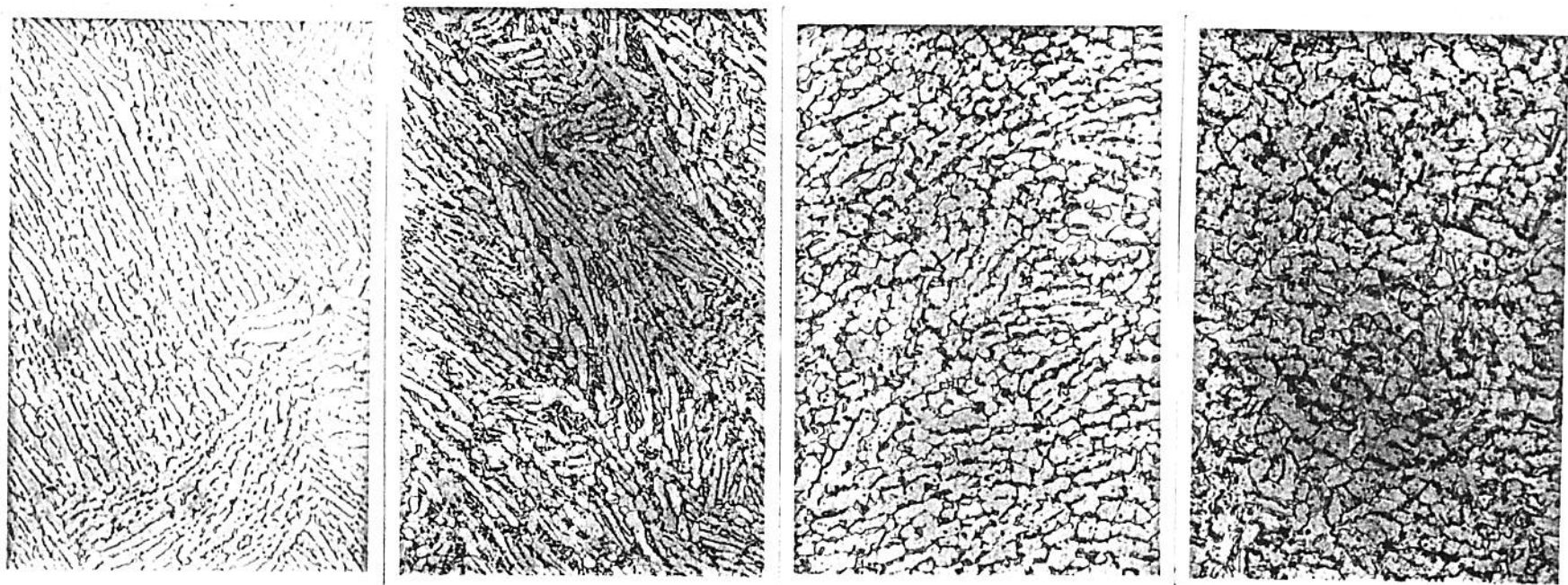


Figura 5.19 - Curvas de escoamento obtidas a  $950^{\circ}\text{C}$  para a liga TiAl6V4.



A B C D

Figura 5.20 - Microestrutura do material A aquecido a  $950^{\circ}\text{C}$  por meia hora:

- (A) sem deformação;
- (B) deformado até  $\varphi = -0,4$ ;
- (C) deformado até  $\varphi = -0,8$ ;
- (D) deformado até  $\varphi = -1,2$ .

Taxa de deformação inicial igual a  $0,08\text{s}^{-1}$ . Aumento: 200x.  
Resfriado ao ar.

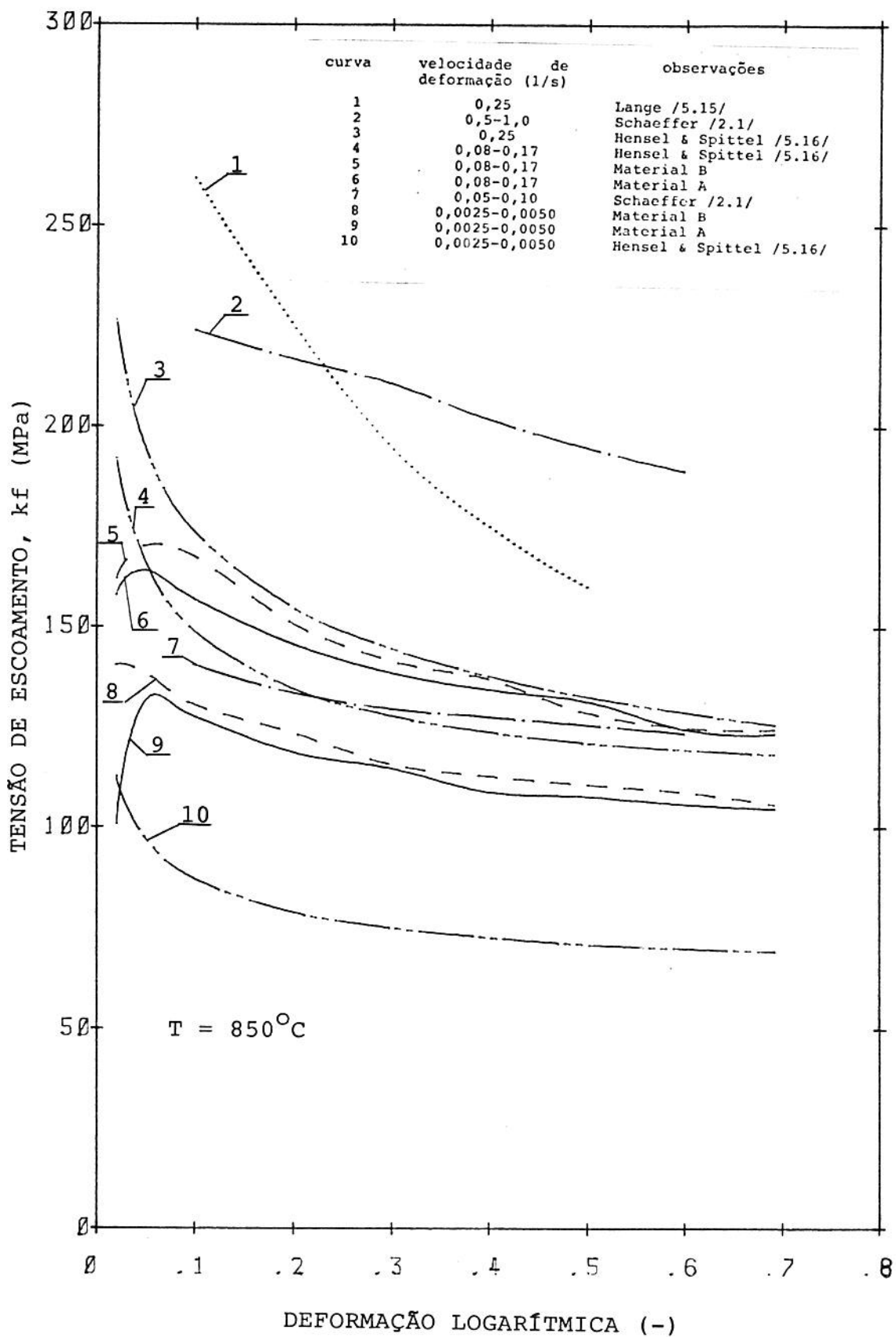


Figura 5.21 - Comparação entre as curvas de escoamento obtidas neste trabalho e as obtidas por outros pesquisadores.

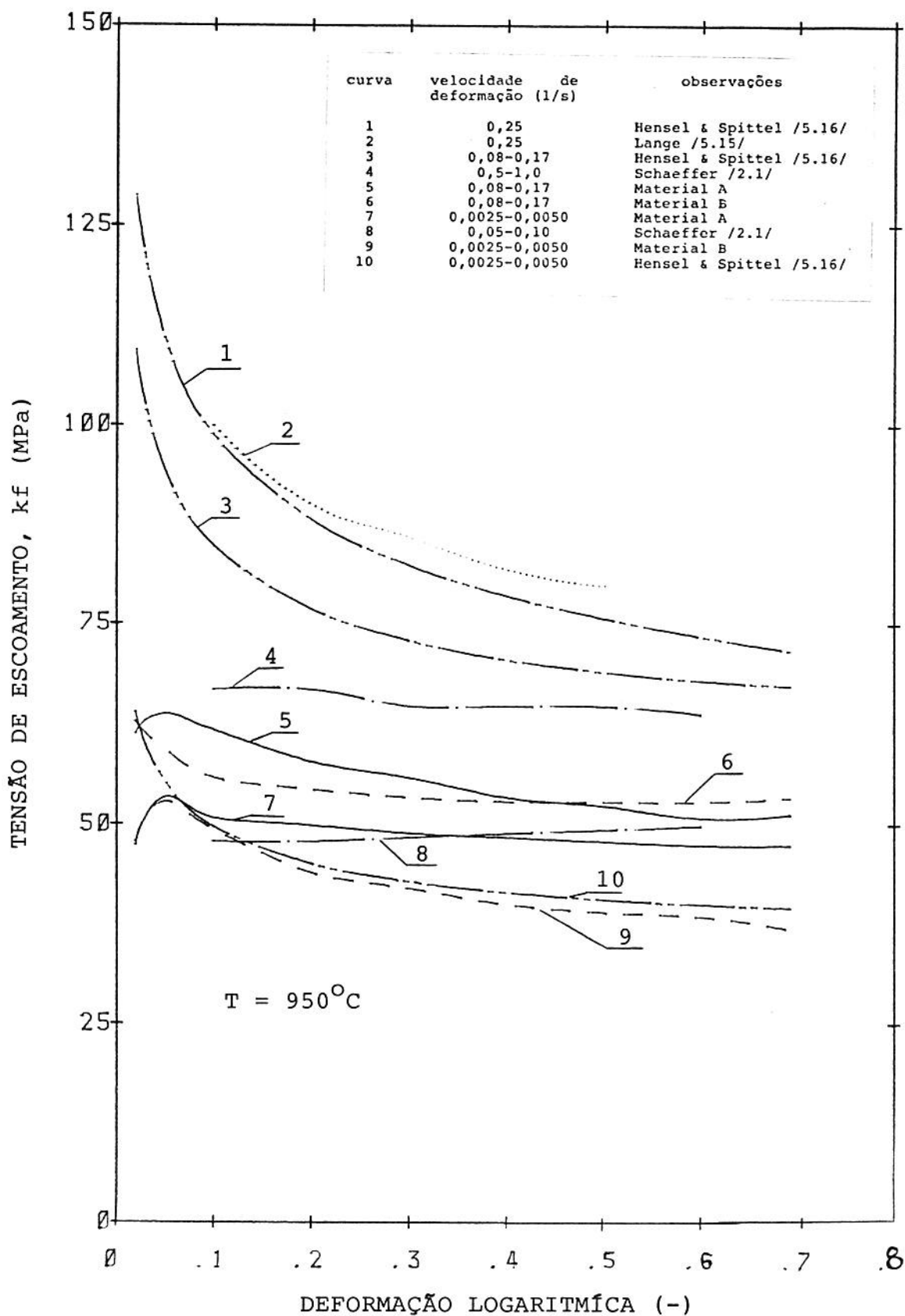


Figura 5.22 - Comparação entre as curvas de escoamento obtidas neste trabalho e as obtidas por outros pesquisadores.

A) Curvas obtidas a 850°C:

(a) comparando-se as curvas obtidas neste trabalho para  $\dot{\varphi}$  inicial igual a 0,08/s e final igual a 0,17/s, e as curvas obtidas a partir da fórmula de Hensel & Spittel nas mesmas condições, verifica-se que as mesmas apresentam um desvio de cerca de 10% (curvas 4,5 e 6);

(b) quando se compara as curvas obtidas para  $\dot{\varphi}$  inicial igual a 0,0025/s e final igual a 0,0050/s com a de Hensel & Spittel obtida nas mesmas condições, a discrepância entre elas é bem maior; as curvas obtidas neste trabalho apresentam valores cerca de 40% maiores que os da curva de Hensel & Spittel (curvas 8,9 e 10);

(c) Uma curva apresentada por Schaeffer para  $\dot{\varphi}$  inicial igual a 0,05/s e final igual a 0,10/s (curva 7), apresenta valores intermediários aos das curvas obtidas neste trabalho para  $\dot{\varphi}$  entre 0,08 e 0,17/s (curvas 5 e 6) e entre 0,0025 e 0,0050/s (curvas 8 e 9); tal fato está de acordo com o esperado, ou seja, quanto maior a velocidade de deformação, maior a resistência do material, se as demais variáveis são mantidas constantes;

(d) da mesma forma que no item anterior, a curva obtida por Schaeffer para  $\dot{\varphi}$  entre 0,5 e 1,0/s (curva 2) apresenta valores superiores aos das curvas obtidas neste trabalho para  $\dot{\varphi}$  entre 0,08 e 0,17/s;

(e) duas curvas obtidas com  $\dot{\varphi}$  constante igual a 0,25/s, apresentadas por Lange (curva 1) e Hensel & Spittel (curva 3), apresentam discrepâncias maiores; a curva obtida por Lange apresenta valores iguais a 0,81 a 1,17 vezes os valores apresentados por Hensel & Spittel;

B) Curvas obtidas a 950°C:

(a) comparando-se as curvas 1 e 2, obtidas, respectivamente por Hensel & Spittel e por Langue para  $\dot{\varphi}$  constante igual a 0,25/s, observa-se que a discrepância entre as duas é menor que 7%;

(b) quando se compara as curvas obtidas neste trabalho para  $\dot{\varphi}$  inicial igual a 0,08 e final igual a 0,17/s (curvas 5 e 6) com a fórmula de Hensel & Spittel (curva 3), para as mesmas condições, observa-se um desvio maior que a observada para as curvas levantadas a 850°C; o desvio, neste caso é de cerca de 35 a 40%;

(c) para as curvas levantadas neste trabalho para  $\dot{\varphi}$  inicial igual a 0,0025 e final igual a 0,0050 (curvas 7 e 9), o desvio, em relação a curva da fórmula de Hensel & Spittel (curva 10), nas mesmas condições, varia de -5% para o material B e +20% para o material A;

(d) da mesma forma que no caso das curvas levantadas a 850°C, a curva obtida por Schaeffer para  $\dot{\varphi}$  entre 0,05 e 0,1/s

(curva 8), apresenta valores intermediários aos das curvas obtidas neste trabalho para  $\dot{\varphi}$  entre 0,08 e 0,17/s e entre 0,0025 e 0,0050/s (curvas 7 e 9);

(e) igualmente, a curva obtida por Schaeffer (curva 4) para  $\dot{\varphi}$  entre 0,5 e 1,0/s, apresenta valores superiores aos das curvas obtidas neste trabalho para  $\dot{\varphi}$  entre 0,08 e 0,17/s; entretanto, neste caso, a curva de Schaeffer apresenta valores bastante inferiores aos da fórmula de Hensel & Spittel para  $\varphi$  0,08 e 0,17/s (curva 3).

As discrepâncias acima descritas podem ser explicadas lembrando-se que:

(a) conforme relatado em alguns trabalhos, as ligas de titânio têm suas propriedades fortemente influenciadas pela microestrutura do material: neste trabalho, os corpos de prova apresentavam, inicialmente, uma estrutura lamelar; Schaeffer utilizou corpos de prova com estrutura equiaxial; não se conhece a microestrutura do material utilizado por Lange e por Hensel & Spittel;

(b) variação da temperatura do material durante o ensaio: neste trabalho, para os corpos de prova ensaiados com  $\dot{\varphi}$  entre 0,0025 e 0,0050/s, houve uma queda de cerca de 15°C na temperatura do material; Schaeffer relata variações de até  $\pm 10^\circ\text{C}$ ; não se conhece a precisão das medições de temperatura realizadas por Lange e por Hensel & Spittel.



Pelo menos uma crítica deve ser feita à fórmula de Hensel & Spittel: pelo simples exame da fórmula verifica-se que ela não é válida para pequenas deformações pois tende ao infinito quando a deformação tende a zero.

### 5.3 - FORJAMENTO

#### 5.3.1 - Generalidades [5.2]

As propriedades das ligas de titânio são fortemente influenciadas por variações na textura, tamanho de grão e proporção entre produtos de transformação da fase  $\beta$ . Essas variações são provocadas por controle inadequado dos parâmetros dos processos de conformação e tratamentos térmicos. Visto que o forjamento pode ser executado nos campos  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\alpha + \beta$  e que tratamentos térmicos posteriores também podem ser executados em qualquer das três fases, o número de combinações possíveis para tratamentos termo-mecânicos é muito grande. Assim, um controle acurado das variáveis do processo é necessário para a obtenção das melhores combinações de propriedades mecânicas e de uma microestrutura homogênea.

O forjamento no campo  $\beta$  pode ser executado isotermicamente ou, devido a efeitos de resfriamento, ter suas etapas finais executadas no campo  $\alpha + \beta$ . A grande vantagem do forjamento no campo  $\beta$  é que a faixa de temperatura onde a deformação pode ser realizada é muito maior do que no campo  $\alpha + \beta$ . Então, são necessárias menos operações de forjamento e

recozimento para atingir-se a forma desejada. Além disso, como as tensões envolvidas são menores, é possível forjar componentes com tolerâncias mais restritas, o que implica em economia de material. Outra vantagem é que em condições isotérmicas é possível forjar com baixas velocidades de deformação.

Como em muitas ligas  $\alpha + \beta$  e principalmente nas ligas  $\alpha$  a recristalização e o crescimento de grão são muito rápidos, componentes forjados na fase  $\beta$  podem apresentar, no resfriamento para o campo  $\alpha + \beta$ , grãos grosseiros com fase  $\alpha$  nos contornos de grão além de estrutura de Widmanstätten. Isso é particularmente verdade quando o material é deixado recozer na fase  $\beta$  antes do resfriamento ou onde existem áreas de metal não trabalhado.

Desde que todas as partes de uma peça sejam trabalhadas no campo  $\alpha + \beta$ , pode-se obter uma estrutura "duplex" (ver figura 5.2-C) mesmo que o forjamento tenha sido iniciado no campo  $\beta$ . Visto que a faixa para forjamento no campo  $\alpha + \beta$  é muito restrita (900-950°C), é vantajoso trabalhar em condições isotérmicas. Nesse caso, as cargas requeridas são menores, possibilitando forjar componentes com tolerâncias mais restritas em uma única operação. Também a oxidação é menor no processo isotérmico. Isso ocorre porque, nesse caso, o material fica menos tempo a alta temperatura do que no processo convencional onde são necessárias várias operações de conformação e recozimento para atingir-se a forma desejada.

Outra vantagem do forjamento isotérmico no campo  $\alpha + \beta$ , é que nessa faixa de temperatura as ligas  $\alpha + \beta$ , com estrutura "duplex" finamente granulada, apresentam propriedades superplásticas o que permite atingir-se altos graus de deformação com cargas relativamente baixas.

Na referência [5.5] podem ser encontradas propriedades físicas e mecânicas da liga TiAl6V4 a alta temperatura e microfotografias do material forjado em diferentes condições.

### 5.3.2 - Forjamento Convencional

Para simular o forjamento convencional em um corpo de prova da liga TiAl6V4, foram utilizadas as mesmas ferramentas empregadas nos testes com chumbo. Para essa experiência foi utilizado um corpo de prova de 70mm de comprimento, 35 mm de largura e 20mm de altura. A deformação foi realizada a 950°C. O processo consistiu na aplicação dos quatro punções ao mesmo tempo, repetindo o processo A utilizado nos ensaios com chumbo.

O corpo de prova, a matriz e os punções foram aquecidos, já montados, em um forno tipo mufla. Durante o aquecimento a temperatura foi medida através de um termopar cromel-alumel. Uma vez homogeneizada a temperatura, todo o conjunto era levado até a prensa e o ensaio executado. O material foi prensado até ser atingida a capacidade nominal da máquina (400kN). A prensa utilizada foi a mesma empregada nos

ensaios com chumbo.

A figura 5.23 mostra o resultado obtido. Com a aplicação dos 400kN, a 950°C, foi possível obter a altura final de 13mm na zona de deformação. Como o objetivo era atingir valores próximos a 2,5mm, nas condições de capacidade da prensa existente, a alternativa seria o forjamento progressivo.

### 5.3.3 - Forjamento Progressivo

#### 5.3.3.1 - Descrição do Processo, Materiais e Equipamentos

Para o forjamento progressivo da liga TiAl6V4 foi construído um novo conjunto de ferramentas na liga a base de cobalto 50CoCr20. A ferramenta inferior tem a mesma geometria da usada para os testes com chumbo. Como ferramenta superior foi fabricado apenas um punção. O punção era preso em um suporte móvel que permitia o deslocamento do mesmo para diferentes posições.

Para aquecimento foi construído um pequeno forno colocado sobre a prensa. A matriz inferior era colocada no interior do forno já com o corpo de prova. O forjamento foi executado a 950°C. O processo utilizado foi semelhante ao processo "C" descrito no capítulo 4. A figura 5.24 mostra o esquema de forjamento. O forjamento progressivo foi executado na seqüência 1, 2, 3, 4. O processo era repetido várias vezes, (passes) até ser atingida a altura final de 5mm ou ser

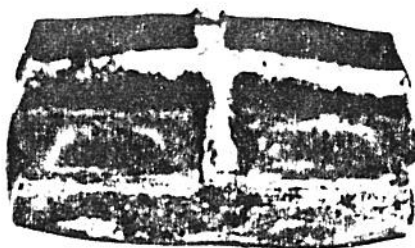


Figura 5.23 - Corpo de prova da liga TiAl6V4, deformado a 950°C, conforme o processo "A" descrito no capítulo 4.

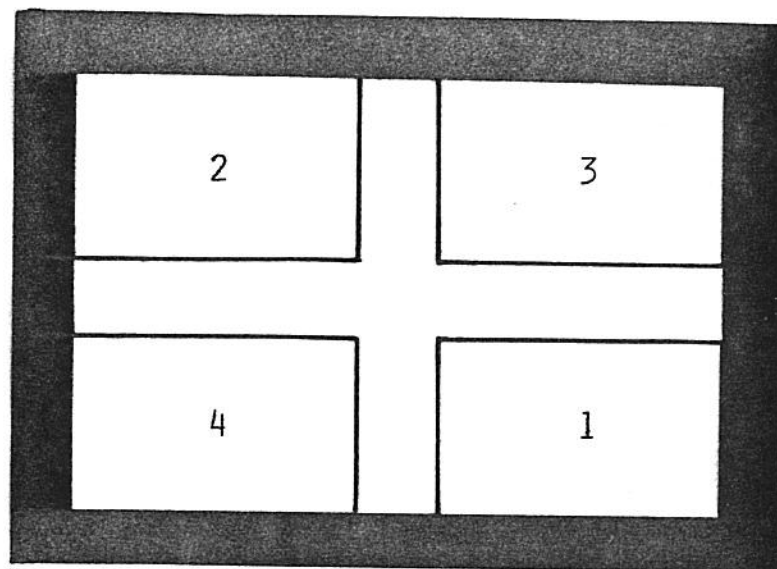


Figura 5.24 - Esquema mostrando a matriz inferior e as quatro posições possíveis de serem ocupadas pelo punção. As peças foram forjadas na seqüência 1 - 2 - 3 - 4.

esgotada a capacidade da máquina. Em cada passe a altura do corpo de prova era reduzida em cerca de 5mm. A tabela 5.4 mostra as dimensões dos corpos de prova ensaiados. As figuras 5.25 e 5.26 mostram, respectivamente, a ferramenta superior e a matriz inferior (com o forno) montadas na prensa de ensaio.

Tabela 5.4 - Dimensões dos Corpos de Prova de TiAl6V4.

COMPRIENTO (mm)	LARGURA (mm)	ALTURA (mm)
50,0	25,0	40,0
70,0	35,0	20,0

#### 5.3.3.2 - Apresentação e Discussão dos Resultados

A figura 5.27 mostra uma peça obtida a partir de um corpo de prova de 50mm de comprimento, 25mm de largura e 40mm de altura. Conforme pode ser visto na fotografia, o escoamento da liga de titânio não apresenta semelhança com o escoamento do material modelo utilizado (chumbo). Pode-se notar que durante as várias etapas da deformação havia a destruição das áreas anteriormente deformadas. Isso se deve, principalmente ao fato de, cerca de 3/4 da superfície do corpo de prova perpendicular ao punção estar livre e, portanto, após o corpo de prova ter tocado as paredes laterais da matriz, o material ter sido apenas deslocado da região sob o punção para as regiões livres.

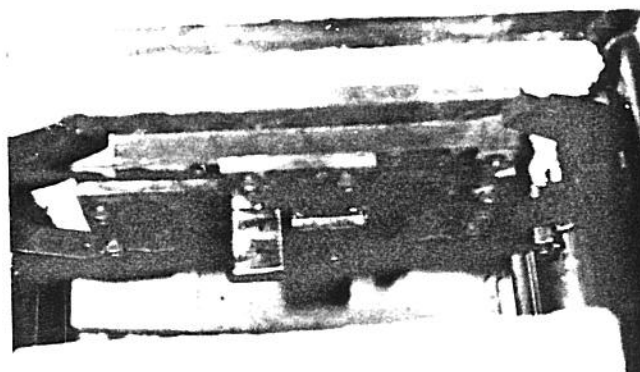


Figura 5.25 - Detalhe da ferramenta superior. Vê-se o punção e o dispositivo que permite o deslocamento do mesmo para diferentes posições.

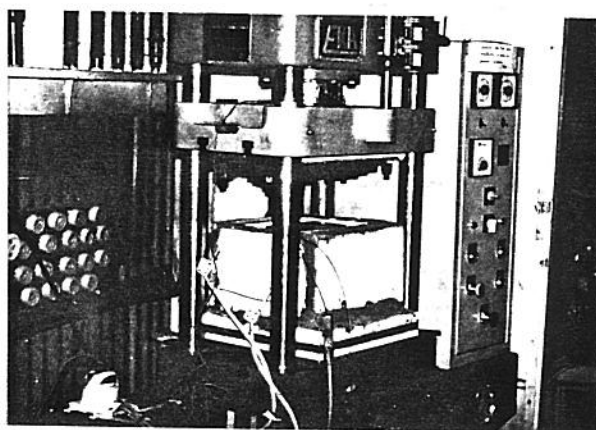


Figura 5.26 - Matriz inferior e forno montados na prensa.



Na figura 5.27 (peça de TiAl6V4 obtida por forjamento progressivo) nota-se, em toda a área lateral do corpo de prova, uma espessa rebarba que não existe nos corpos de prova de chumbo. Isso é explicado pelo fato de ter havido um deslocamento lateral, não desejado, do punção no dispositivo da figura 5.25.

A microestrutura do material, antes do forjamento, pode ser vista na figura 5.28. O material apresenta uma estrutura de grãos alongados da fase  $\alpha$  em uma matriz  $\alpha+\beta$  transformada.

As figuras 5.29 e 5.30 mostram, respectivamente, o grau de deformação em três diferentes regiões da peça e as microestruturas resultantes nessas zonas. Nota-se, nas três regiões (figura 5.30), uma estrutura de grãos alongados da fase  $\alpha$  em matriz  $\alpha+\beta$  transformada, semelhante à estrutura inicial do material. Com base nessas fotomicrografias pode-se ainda notar que, após o forjamento, houve um crescimento na espessura das lamelas em relação ao material original. Isso se deve ao aquecimento do corpo de prova a alta temperatura. Além disso, a estrutura do material, após trabalhado, parece apresentar uma maior percentagem de grãos equiaxiais, que não aparecem na estrutura original. Esses fatos estão de acordo com o observado na figura 5.20 que mostra a variação da estrutura em função do grau de deformação, em um ensaio de compressão.

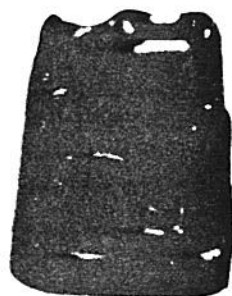


Figura 5.27 - Peça obtida pelo processo progressivo.

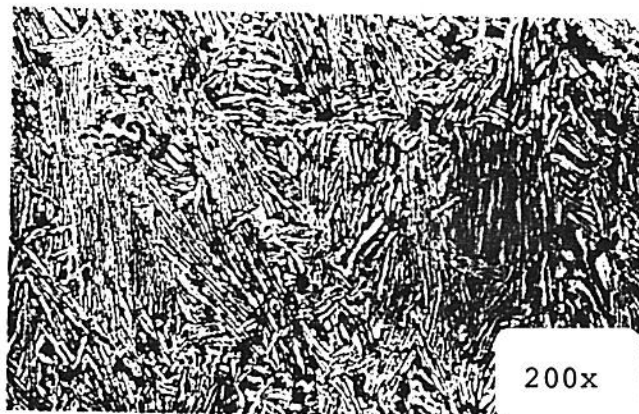


Figura 5.28 - Microestrutura inicial do material utilizado.

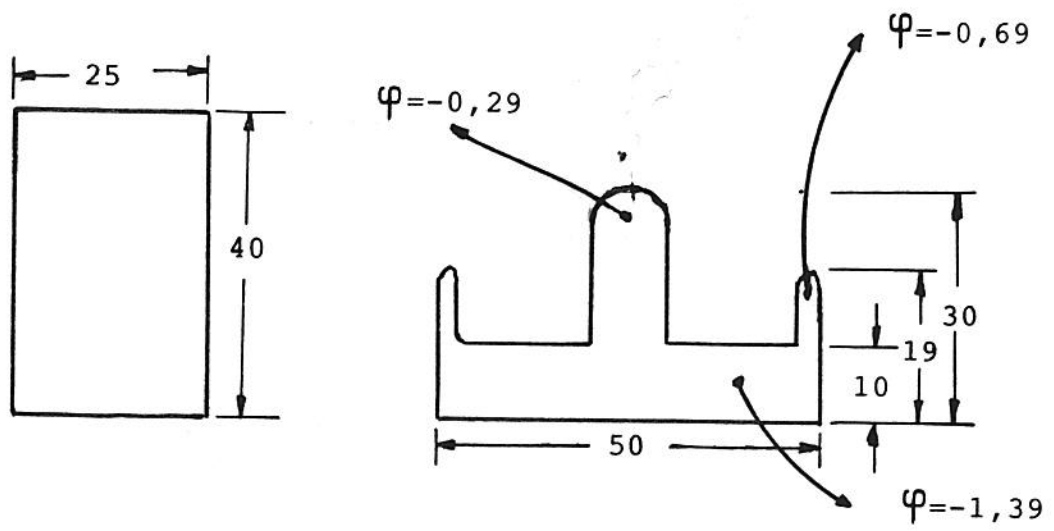
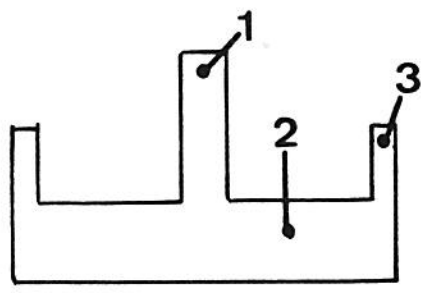
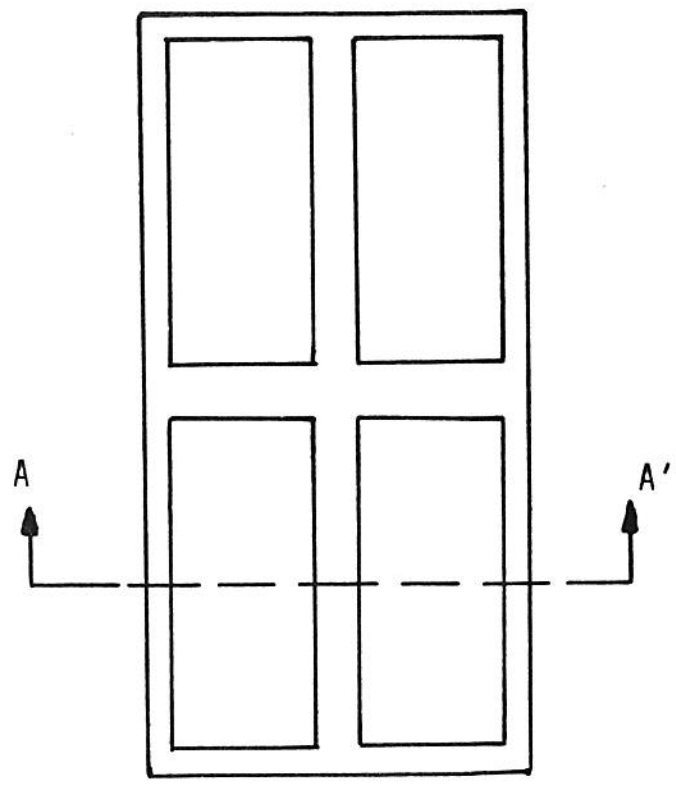
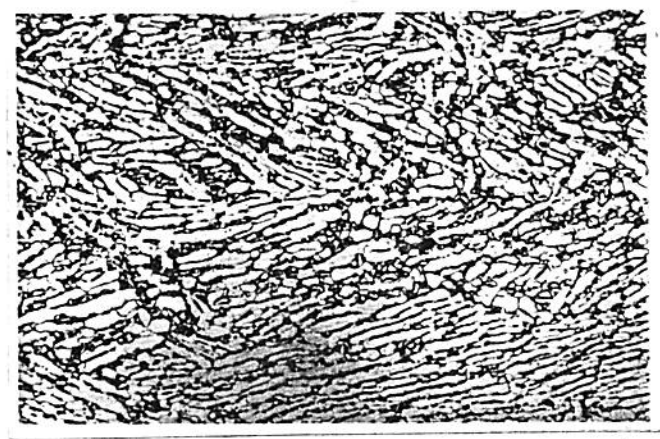


Figura 5.29 - Vista esquemática (perfil) da peça, com os valores de  $\varphi$  em diferentes regiões.

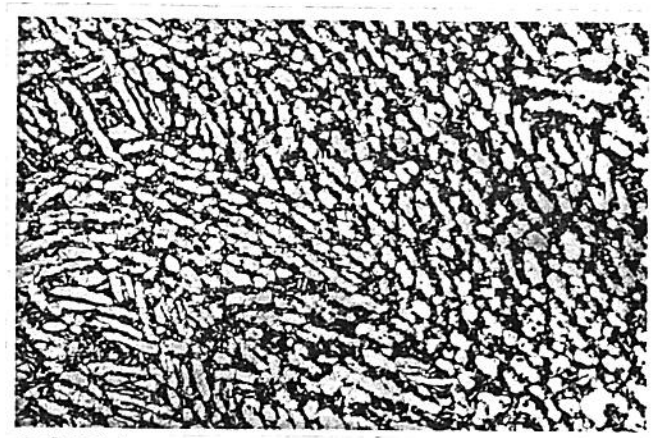


CORTE A-A'



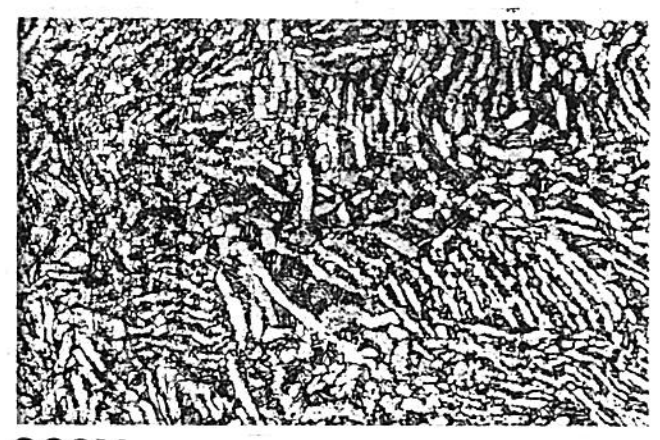
200X

1



200X

2



200X

3

Figura 5.30 - Microestrutura em diferentes regiões da peça. Podem ser observados grãos alongados e equiaxiais da fase  $(\alpha+\beta)$  transformada.

## 6 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE CONTINUIDADE

Os resultados obtidos nos ensaios de forjamento progressivo de chumbo revelaram a viabilidade do processo quando as zonas inicialmente deformadas, são mantidas limitadas durante a deformação subsequente de outras zonas. Ou seja, as zonas inicialmente deformadas e que foram mantidas livres durante as etapas seguintes da deformação, apresentaram dobras, as quais não são vistas nas zonas que foram deformadas por último.

Os resultados negativos obtidos nos ensaios realizados com a liga TiAl6V4 podem ser atribuídos, justamente, ao fato de que nenhuma limitação era imposta nas zonas inicialmente deformadas, quando o punção era aplicado sobre novas regiões do corpo de prova. Isso está de acordo com as conclusões de Abramovitz e Schey [2.7] que somente obtiveram sucesso, na fabricação de peças por forjamento progressivo, quando passaram a utilizar uma prensa de ação múltipla que limitava o material nas direções indesejadas.

Apesar dos resultados obtidos com chumbo terem sido considerados aceitáveis, deve ser salientado que a tecnologia do forjamento progressivo não se aplica à obtenção de peças de precisão, onde se pretende realizar pouca ou nenhuma usinagem posterior. A aplicação do processo progressivo somente

apresentará vantagem como uma etapa de fabricação de peças que se fossem totalmente fabricadas usinagem implicariam em grande perda de material. Evidentemente, também o custo da matéria prima deverá ser pesado: quanto mais caro for o material a ser utilizado, mais vantajoso, economicamente, poderá ser o forjamento progressivo.

Não é possível afirmar com absoluta certeza a precisão do modelo de cálculo de força aqui desenvolvido devido ao pequeno número de ensaios adequadamente registrados. Com base nos resultados obtidos pode-se dizer, que nos casos específicos aqui apresentados, o modelo apresenta, para os ensaios realizados com chumbo, resultados bastantes satisfatórios, visto que as discrepâncias entre os valores teóricos e experimentais estiveram sempre abaixo de 20% se, se despreza, os valores obtidos para pequenas deformações. O fato de os resultados obtidos para a liga TiAl6V4 serem completamente discrepantes do modelo (sendo que os resultados com chumbo foram satisfatórios), pode ser explicado levando-se em conta que o modelo é desenvolvido para um material de von Mises, ou seja: ideal-plástico, incompressível (alta densidade) e isotrópico. O chumbo (densidade =  $11.300\text{kg/m}^3$ ) apresenta características muito mais semelhantes as desse material ideal do que a liga TiAl6V4 (densidade =  $4.300\text{kg/m}^3$ ). Além disso o chumbo utilizado apresentava uma estrutura mais isotrópica (fundida e recristalizada) do que a liga TiAl6V4 (estrutura extrudada e alinhada).

Quanto as curvas de escoamento e microestruturas obtidas neste trabalho para a liga TiAl6V4, pode-se considerar os resultados aceitáveis. Conforme foi mostrado, as curvas de escoamento apresentam valores próximos aos encontrados por outros pesquisadores em condições semelhantes. As diferenças existentes confirmam afirmação, frequentemente encontrada na literatura, de que as ligas de titânio são extremamente sensíveis a pequenas variações nos parâmetros do processo e nas condições do material. Quanto as microestruturas, elas são consideradas aceitáveis para forjados de ligas de titânio, destinados a uso aeronáutico.

Tendo em vista os resultados e conclusões obtidos, pode-se sugerir, para a continuidade deste trabalho os seguintes pontos:

(a) aperfeiçoamento do modelo matemático de forma que o mesmo possa ser utilizado também após o corpo de prova tocar as paredes laterais da matriz; outra possibilidade é a introdução de campos de velocidades não lineares;

(b) execução de novos ensaios de forjamento progressivo utilizando-se um material modelo (chumbo ou alumínio) e a liga TiAl6V4, sendo que todos os materiais deveriam ser testados com um mesmo conjunto de ferramentas;

(c) testar o forjamento progressivo em outros tipos de peças e/ou outros sistemas de aplicação das ferramentas;

(d) levantar curvas de escoamento para a liga TiAl6V4 em maior número de condições, diferentes das aqui empregadas; levantar curvas para outras ligas de titânio;

(e) estudar a resposta do material (TiAl6V4) tabalhado em diferentes condições a diferentes tipos de tratamentos térmicos.



## 7 - BIBLIOGRAFIA

- [2.1] SCHAEFFER, L. - Untersuchungen zum partiellen Schmieden, Tese de Doutorado, Institut für Bildsame Formgebung, RWTH, Aachen, 1982.
- [2.2] SCHAEFFER, L., BRITO, A. M. G. - Pesquisa Básica Sobre Forjamento Progressivo na UFRGS, in Aspectos Gerais Sobre Forjamento, UFRGS, Porto Alegre, 1986.
- [2.3] SHAEFFER, L., BRITO, A. M. G. - Forjamento Progressivo: Um Processo Alternativo Para Prensas de Pequena Capacidade, in Anais do 41.º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, v. 2, pp. 529-539, São Paulo, 1986.
- [2.4] KOPP, R., SCHAEFFER, L., SCHULER, G. - Incremental Forging with Integrated Open-Die Presses, Metallurgical Plant and Technology, 1982, pp. 76-82.
- [2.5] KOPP, R., WELSCHOF, K. - Grundlagenuntersuchungen über das partielle Schmieden zur Herstellung von Bauteilen aus Leichtmetalllegierung, Relatório Interno, Institut für Bildsame Formgebung, RWTH - Aachen, RFA.
- [2.6] EVLANOV, N. G., SOLOV'EV, V. P., VOLKOV, S. S. - Die Herstellung von Platten durch Folgegesenkschmieden, Kuzn.-Stamp. proizvod, 4 (1962) 6, pp. 4-8 (original em russo; foi consultada tradução para o alemão, preparada pelo setor de literatura técnica de russo e polonês da Universidade Técnica de Aachen, RFA).
- [2.7] ABRAMOWITZ, P. H., SCHEY, J. A. - Principles of Incremental Forging, University of Illinois, College of Engineering, 1970.
- [2.8] SEMJONOW, E. I. - Stufenweises Abschmieden von Scheiben, Der Maschinenbau, 19 (1976) 5, pp. 197-200.
- [2.9] SUZUKI, K. et alli - Large Diameter Stainless Disc Forgings for Reactor Pressure Vessel Core Internal, Metaux-Corrosion-Industrie, May, 1981, 56 (669), pp. 184-195.

- [2.10] COYNE, J.E., McKEOCH, J. D. - What's New in Forging, The Penion Publishing Co., Cleveland, Ohio, 1971, pp. 3-8.
- [2.11] KESSLER, H. D. - Consolidation, Primary and Secondary Fabrication in Titanium Science and Technology, Plenum Press, Band I, 1973, pp. 303-315.
- [2.12] SCHAEFFER, L. - Untersuchungen zum partiellen Schmieden, Tese de Doutorado, Institut für Bildsame Formgebung, RWTH, Aachen, 1982.
- [2.13] BENELLI, B. M. C. - Aspectos Básicos do Forjamento Progressivo: Modelo de Previsão de Fluxo de Material e Força de Conformação, Dissertação de Mestrado, PPGEMM/UFRGS, 1984.
- [2.14] HERMES, F. - Closed Die and Open Die Forging Presses: Late Desing Developments in This Line of Massive Forming, in Aspectos Gerais Sobre Forjamento, v. 3, UFRGS, Porto Alegre, 1986.
- [2.15] KOPP, R. - Computer Aided Planning and Simulation of Forging, in Aspectos Gerais Sobre Forjamento, v. 3, UFRGS, Porto Alegre, 1986.
- [2.16] KOPP, R., WELSCHOF, K. - Grundlagenuntersuchungen über das partielle Schmieden zur Herstellug von Bauteilen aus Leichtmetallegerung, Relatório Interno, Institut für Bildsame Formgebung, RWTH - Aachen, RFA.
- [3.1] ALTAN, T., SO, S. I., GEGEL, H. - Metal Forming: Fundamentals and Applications, Metals Park, Ohio, American Society for Metals, 1983.
- [3.2] SCHAEFFER, L., BENELLI, B. M. B., GARCIA, L. - Modelo Simplificado Para Simular Fluxo de Materiais de Peças Forjadas, Mundo Mecânico, setembro, 1973, pp. 39-42.
- [3.3] SOKOLOVSKII, V. V. - Complete Plane Problems of Plastic Flow, J. Mech. Phys. Solids, 10 (1962), pp. 353-364.
- [3.4] KOBAYASHI, S. et alli - Theory and Experiment of Press Forging Axisymmetric Parts of Aluminium and Lead, Journal of Engineering for Industry, August, 1959, pp. 228-238.

- [3.5] LIU, J. Y. - Upper Bound Solutions of Some Axisymmetric Cold Forging Problems, Journal of Engineering for Industry, November, 1971, pp. 1134-1144.
- [3.6] KOBAYASHY, S. - Upper Bound Solutions of Axisymmetric Problems I, Journal of Engineering for Industry, May, 1964, pp. 122-126.
- [3.7] KOBAYASHY, S. - Upper Bound Solutions of Axisymmetric Problems II, Journal of Engineering for Industry, November, 1964, pp. 326-332.
- [3.8] ANDERSEN, K., - Blockstauchen zwischen ebenen parallelen Bahnen, Archiv für Eisenhüttenwesen, 44 (1973) 8, August, pp. 595-598.
- [3.9] ANDERSEN, K., - Dreidimensionales Stauchen von Rechkantblochen, Archiv für Eisenhüttenwesen, 45 (1974) 5, Mai, pp. 297-300.
- [3.10] JUNEJA, B. L., - Forging of Retangular Plates, International Journal of Machine Tool Desing and Research, v. 13, 1973, pp.141-153.
- [3.11] AVITZUR, B. - Metal Forming: Processes and Analysis - McGraw-Hill Book Company, 1968.
- [3.12] GEGEL, H.L. et alli - Modeling Techniques Used in Forming Process Design, in Metals Handbook (Forming and Forging), vol. 13, 9a. edição, ASM International, 1988.
- [5.1] BRICK, R. M., PENSE, A. W., GORDON, R. B. - Structure and Properties of Engineering Materials, McGraw-Hill, New York, 1977.
- [5.2] HAMMOND, C., NUTTING, J. - The Physical Metallurgy of Superalloys and Titanium Alloys, in Forging and Properties of Aerospace Materials, The Metals Society, book 188, London, 1978.
- [5.3] RMI TITANIUM - Facts About the Metallography of Titanium, Reactive Metals, Niles, Ohio, USA, 1967.

- [5.4] BURGER, J. A., HANINK, D. K. - Heat Treating of Titanium and Its Alloys, Metals Progress, v. 91, junho, 1967, pp. 70-75.
- [5.5] CONTIMET GmbH, KREFELD - Properties of Contimet Al V 64 (Ti-6Al-4V), Ct 1/2, Titanium Engineering Bulletin Nr. 1/2, 1966.
- [5.6] COYNE, J. E. - Microstructural Control in Titanium and Nickel Base Forgings - An Overview, Metals Technology, v. 4, July, 1977, pp. 337-345.
- [5.7] BELOV, A. F. - Titanium Mill Production, in Proceedings of Fifth International Conference on Titanium, Munique, 1984.
- [5.8] GAZIOGLU et alli - Umformung, Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften der Titanlegierung TiAl6V4, Zeitschrift für Metallkunde, v. 64, April, 1976, pp. 209-218.
- [5.9] MODIN, H., MODIN, S. - Microstructures of Titanium Alloy TiAl6V4, Scandinavian Journal of Metallurgy, v. 3, May, 1974, pp. 217-224.
- [5.10] GEHARDT, A., KNORR, W. - Influence of Hot Working on the Properties of the TiAl6V4 Alloy with Special Regard to Heavy Sections, in Titanium Science and Technology, v. I, 1973, pp. 463-475.
- [5.11] BECKER, H. - Oxidation von Titan technischen Reinheit und von Titanlegierungen in Luft und über ihren Einfluß auf die Bildung von Oberflächenrissen und auf mechanischen Eigenschaften, Zeitschrift für Metallkunde, 72 (1981) 10, pp. 679-687.
- [5.12] HEGAZE, A. A., - Oberflächenhärten der Titanlegierung TiAl6V4 durch Sauerstoffdiffusion bei hohen Temperaturen, Aluminium, 60 (1984) 6, pp. 431-435.
- [5.13] LIEBIG, H. P., NAGEL, K. W. - Umformen der Titanlegierung TiAl6V4 im Temperaturbereich der Beta-Phase, Metall, 29 (1975) 6, pp. 608-613.

- [5.16] HENSEL, A., SPITTEL, T. - Kraft und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren, VEB Deutscher Verlag, Leipzig, 1978.
- [5.17] FARRAR, P. A., MARJOLIN, A. - Equilibrium Diagram of System Ti-Al-V in Rich Titanium Zone, Trans. Metall. Soc. AIME, vol. 221, 1961, pp. 1214-1219.

ANEXO A

Aspectos Económicos do Forjamento Progressivo

Como foi salientado o forjamento progressivo não deve ser encarado como uma técnica de conformação mecânica de precisão. Ele somente torna-se vantajoso quanto a peça a ser fabricada apresenta uma massa pequena quando comparada com a massa do tarugo necessário para fabricá-la por usinagem, e quando o material utilizado apresentar um alto custo. Esse é tipicamente o caso da peça estudada neste trabalho. A tabela abaixo mostra o custo de fabricação da peça por usinagem e por forjamento progressivo, seguido de usinagem. A peça apresenta uma massa de 0,088kg.

PROCESSO	VOLUME (mm <sup>3</sup> )	MASSA (kg)	MATERIAL (US\$)	USINAGEM. (US\$)	FORJAMENTO. (US\$)	TOTAL (US\$)
USINAGEM	200.000	0,88	70	68	-	138
FORJAM. + USINAGEM	50.000	0,22	18	36	20	74

ANEXO B

Teoria do Limite Superior



A teoria do limite superior é baseada no teorema que estabelece que a potência real dissipada pelas forças do contorno do sistema, em suas respectivas velocidades é sempre menor ou igual a potência dissipada pelas mesmas forças sob qualquer outro campo de velocidades cinematicamente admissível [3.11]. Um campo cinematicamente admissível (arbitrário) deve satisfazer as condições de contorno e a incompressibilidade do material.

Pela teoria da plasticidade desenvolvida por von Mises [3.11] para um material ideal-plástico, incompressível, isotrópico e totalmente denso (contínuo) [3.12], a potência necessária à deformação é dada por:

$$P_d = \int_V \sigma_{ij} \cdot \dot{\varphi}_{ij} \, dV$$

onde:  $P_d$  = potência de deformação;

$\sigma_{ij}$  = tensor de tensões; e

$\dot{\varphi}_{ij}$  = tensor das velocidades de deformação,

dados por:

$$\sigma_{ij} = \begin{vmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{vmatrix}$$

e

$$\varphi_{ij} = \begin{vmatrix} \varphi_{xx} & \varphi_{xy} & \varphi_{xz} \\ \varphi_{yx} & \varphi_{yy} & \varphi_{yz} \\ \varphi_{zx} & \varphi_{zy} & \varphi_{zz} \end{vmatrix}$$

Sendo o material incompressível e isotrópico, o tensor de tensões pode ser representado simplesmente pela tensão de escoamento ( $k_f$ ) do material. Quanto ao tensor  $\varphi_{ij}$  pode ser escrito como velocidade de deformação equivalente, ou seja:

$$\varphi_{eq.} = \left\{ \frac{2}{3} \left[ \dot{\varphi}_x^2 + \dot{\varphi}_y^2 + \dot{\varphi}_z^2 + 2 \cdot \left( \dot{\varphi}_{xy}^2 + \dot{\varphi}_{xz}^2 + \dot{\varphi}_{yz}^2 \right) \right] \right\}^{1/2}$$

sendo:

$$\dot{\varphi}_x = \frac{\delta \varphi_x}{\delta t} = \frac{\delta \left[ \frac{\delta v_x}{\delta x} \right]}{\delta t} = \frac{\delta}{\delta x} \left[ \frac{\delta v_x}{\delta t} \right] = \frac{\delta v_x}{\delta x}$$

e, analogamente:

$$\dot{\varphi}_y = \frac{\delta v_y}{\delta y}$$

$$\dot{\varphi}_z = \frac{\delta v_z}{\delta z}$$

$$\dot{\varphi}_{xy} = \dot{\varphi}_{yx} = \frac{1}{2} \left[ \frac{\delta v_x}{\delta y} + \frac{\delta v_y}{\delta x} \right]$$

$$\dot{\varphi}_{xz} = \dot{\varphi}_{zx} = \frac{1}{2} \left[ \frac{\delta v_x}{\delta z} + \frac{\delta v_z}{\delta x} \right]$$

$$\dot{\varphi}_{yz} = \dot{\varphi}_{zy} = \frac{1}{2} \left[ \frac{\delta v_y}{\delta z} + \frac{\delta v_z}{\delta y} \right]$$

onde  $v_x$ ,  $v_y$  e  $v_z$  são as componentes do campo de velocidade.

Se um campo de velocidades linear, onde  $v_x$  depende apenas de  $x$ ,  $v_y$  apenas de  $y$  e  $v_z$  apenas de  $z$ , tem-se:

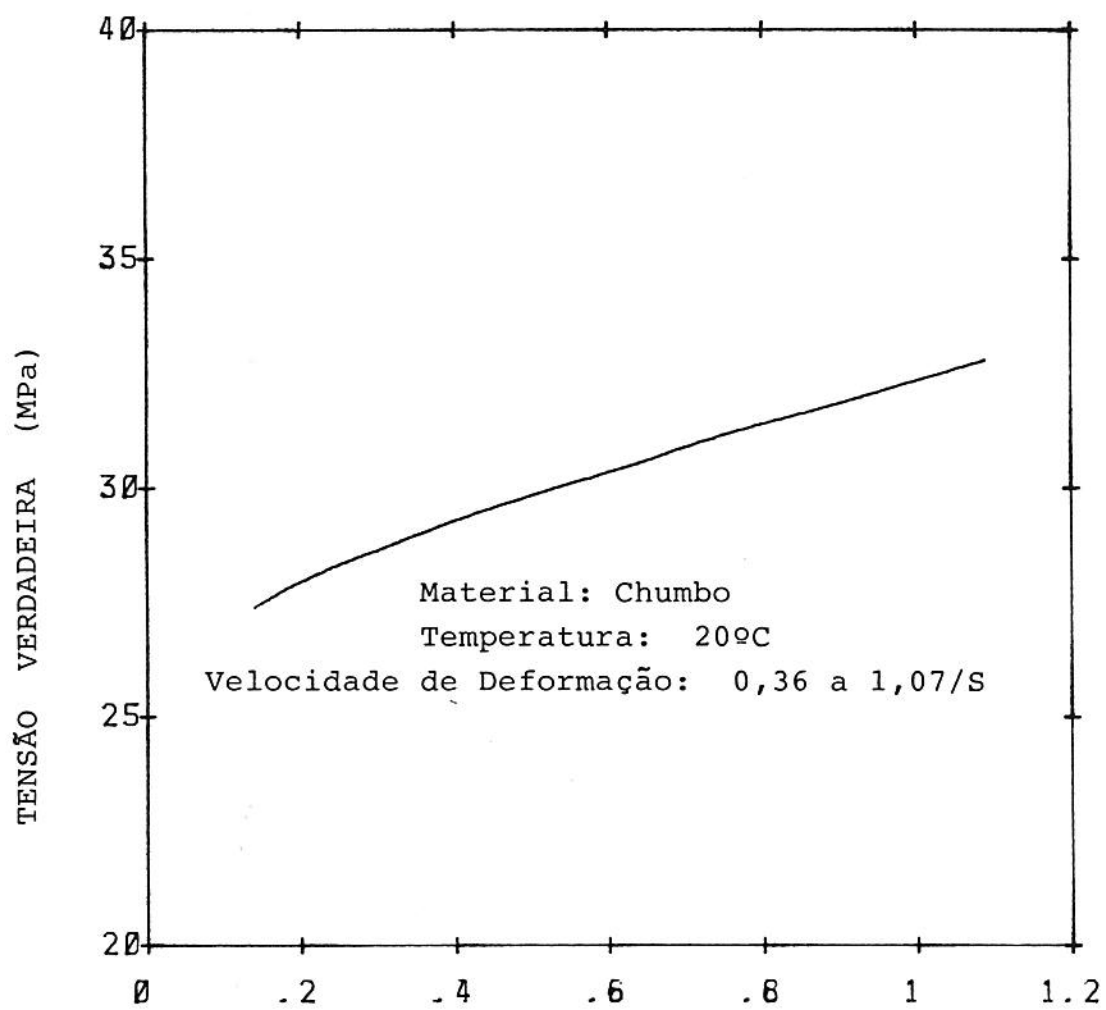
$$\dot{\varphi}_{xy} = \dot{\varphi}_{yx} = \dot{\varphi}_{zx} = \dot{\varphi}_{xz} = \dot{\varphi}_{yz} = \dot{\varphi}_{zy} = 0$$

Portanto:

$$P_d = \int_V k_f \left[ \frac{2}{3} \left( \dot{\varphi}_x^2 + \dot{\varphi}_y^2 + \dot{\varphi}_z^2 \right) \right]^{1/2} dV$$

ANEXO C

Curva de Escoamento Para Chumbo



Material: Chumbo  
Temperatura: 20°C  
Velocidade de Deformação: 0,36 a 1,07/S

DEFORMAÇÃO LOGARÍTMICA (-)

ANEXO D

Diagrama de Equilibrio Ti-Al-V

As figuras D.1, D.2 e D.3 mostram, respectivamente, planos isotérmicos a 1000, 900 e 800°C da região rica em titânio do diagrama de equilíbrio Ti-Al-V [5.17]. Como se pode observar a liga TiAl6V4 localiza-se, a 1000°C na região monofásica  $\beta$ . Nas temperaturas de 900 e 800°C e menores (os autores [5.17] apresentam também diagramas a 600 e 700°C) a liga se encontra no campo bifásico  $\alpha+\beta$ .

No diagrama de equilíbrio não são observadas as fases  $\alpha'$ ,  $\alpha_2$  e  $\omega$ , mostradas na figura 5.8 e discutidas no item 5.1.5 deste trabalho. Isso se deve ao fato dessas fases serem todas metaestáveis resultantes de transformações martensíticas (sem difusão) das fases  $\alpha$  ou  $\beta$ .

As percentagens entre as fases, conforme pode ser visto nas figuras são:

(a) A 1000°C (figura D.1): fase  $\alpha$  = 0%;  
fase  $\beta$  = 100%.

(b) A 900°C (figura D.2): fase  $\alpha$  = 63%;  
fase  $\beta$  = 37%.

(c) A 800°C (figura D.3): fase  $\alpha$  = 79%;  
fase  $\beta$  = 21%.

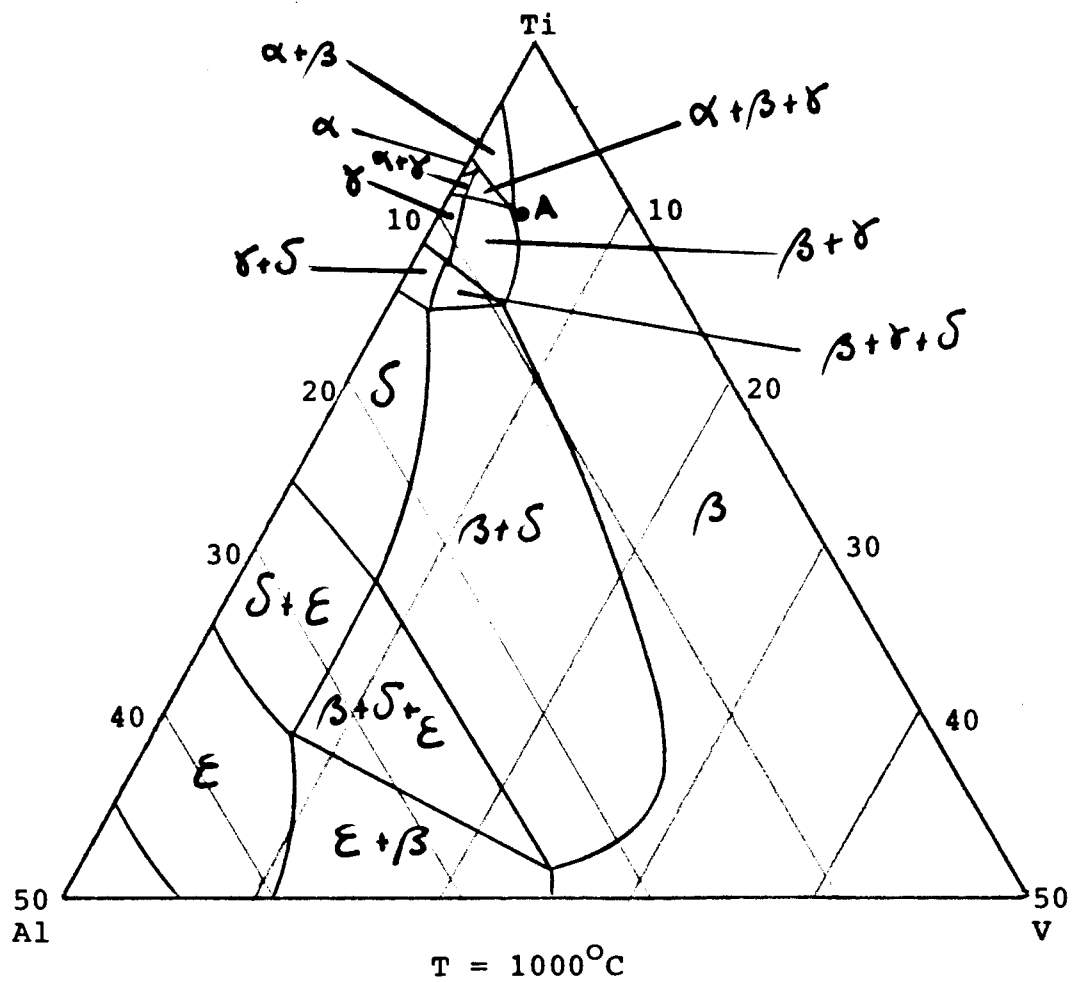


Figura D.1 - Plano isotérmico a 1000°C da região rica em titânio do sistema Ti-Al-V. O ponto A representa a composição da liga TiAl6V4.



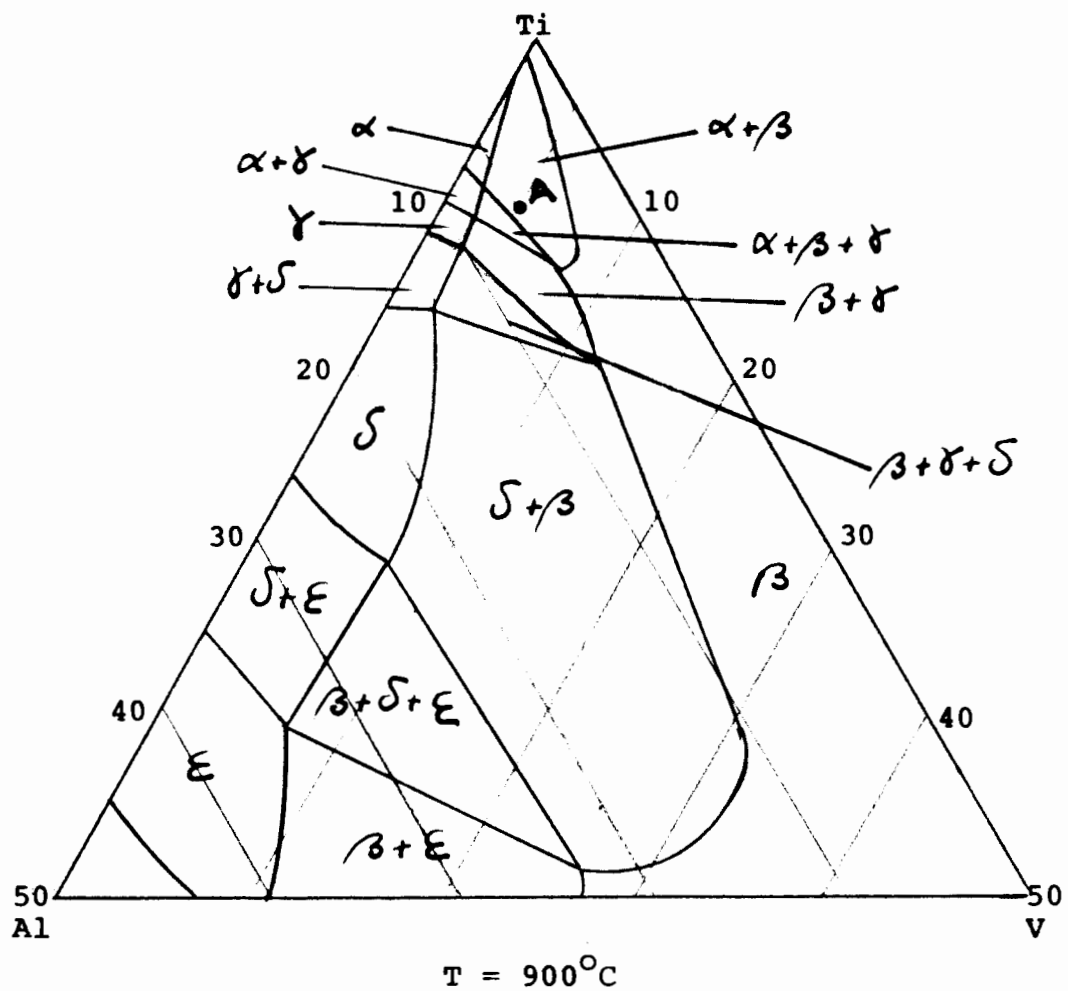


Figura D.2 - Plano isotérmico a  $900^{\circ}\text{C}$  da região rica em titânio do sistema Ti-Al-V. O ponto A representa a composição da liga TiAl<sub>6</sub>V<sub>4</sub>.

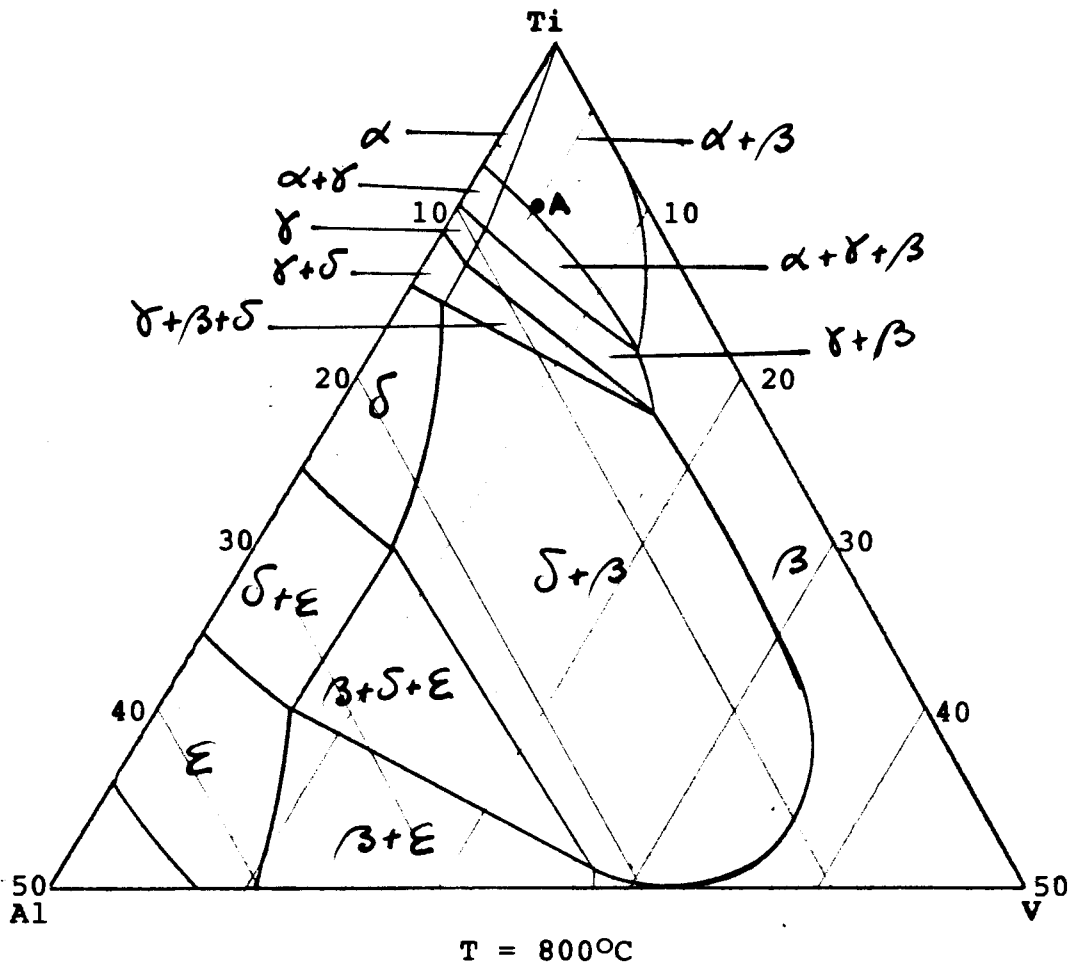
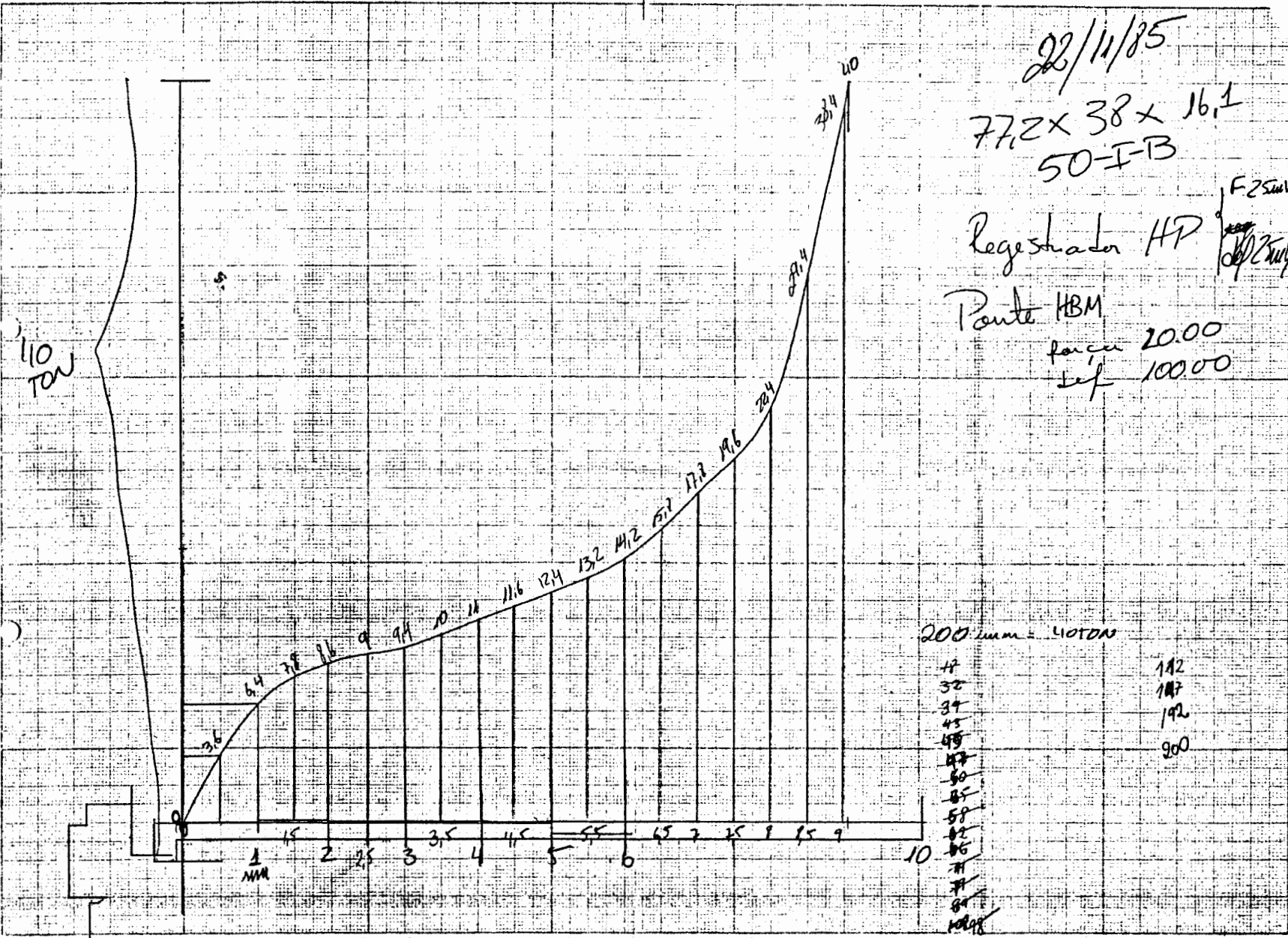


Figura D.3 - Plano isotérmico a 800°C da região rica em titânio do sistema Ti-Al-V. O ponto A representa a composição da liga TiAl6V4.

ANEXO E

Registro dos Ensaio 50-I-B e 50-II-B



22/11/85  
 77,2 x 38 x 16,1  
 50-I-B  
 Registrator HP  
 Pante HBM  
 force 20.00  
 def 100.00

F25000  
 1000000

200 mm = 40 TON

12	112
32	117
34	112
45	900
48	
52	
56	
58	
62	
66	
71	
74	
84	
1000	

