

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

*PLANEJAMENTO DO PROCESSO ISOTÉRMICO DE FORJAMENTO DE PRECISÃO
DE PRÓTESES FEMURAIS EM LIGA DE TITÂNIO*

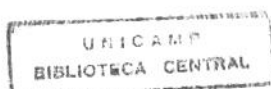
ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR ÂNGELO CAPORALLI
FILHO E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 25 / 08 / 94.

Sérgio J. Button
ORIENTADOR

Autor : Eng^o. Ângelo Caporalli Filho
Orientador : Prof. Dr. Sérgio Tonini Button

Dissertação apresentada à Comissão de Pós-Graduação da
Faculdade de Engenharia Mecânica, como parte dos requisitos
para a obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA.

CAMPINAS
AGOSTO de 1994.



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Dissertação de Mestrado

Título da Dissertação: PLANEJAMENTO DO PROCESSO ISOTÉRMICO DE
FORJAMENTO DE PRECISÃO DE PRÓTESES FEMURAIS
EM LIGA DE TITÂNIO

Autor: Ângelo Caporalli Filho.

Orientador: Prof. Dr Sérgio Tonini Button.

Aprovado por:

Sérgio Tonini Button

Prof. Dr. Sérgio Tonini Button (Presidente).

Mauro Moraes de Souza

Dr. Ing. Mauro Moraes de Souza.

Anselmo Eduardo Diniz

Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz.

Campinas, agosto de 1.994.

*À Maria Cristina
pela compreensão e apoio*

Campinas, agosto de 1.994.

AGRADECIMENTOS.

Gostaria de agradecer às seguintes pessoas e instituições:

Ao Prof. Dr. Sérgio Tonini Button pela orientação dada durante todo o desenvolvimento deste trabalho.

Aos Srs. Laerte e José Luis da oficina mecânica do DEMa-FEM-UNICAMP, pela confecção de inúmeros elementos mecânicos para a realização deste trabalho.

Aos amigos Gustavo A. Santana Martinez, Carlos Norberto Vetorazzi Jr. e Orlando Maurício Duran, do DEMa-FEM-UNICAMP pelas sugestões e auxílio durante a realização deste trabalho.

Ao amigo Antonio Moreno da Sifco SA, pela atenção dispensada.

Aos Professores e funcionários do DEMa-FEM-UNICAMP.

Às empresas Equipamentos Clark Ltda., nas pessoas dos Srs. Maurício Antonio Leite de Barros e Aparecido Barbosa e Eletrometal Aços e Ligas Especiais.

Aos demais colegas e técnicos do DEMa-FEM-UNICAMP, pela colaboração no decorrer do trabalho e pela amizade compartilhada.

Ao CNPq pela concessão de bolsa.

Resumo

O custo associado ao excesso de material em operações de usinagem e a crescente competitividade de mercado mundial de manufaturados, têm se tornado pontos de grande interesse das indústrias do ramo. Assim, várias pesquisas têm sido conduzidas para obter-se uma redução desses custos.

No caso das próteses femurais em liga de titânio, o elevado custo da matéria-prima e o custo da usinagem posterior ao forjamento devido à geometria complexa, fazem com que se busque a otimização do processo de forjamento. Essa otimização inicia-se com a redução do peso do forjado, com forma e dimensões próximas às da peça acabada.

O forjamento de precisão de próteses femurais pode ser definido como um processo “near-net-shape”. A utilização do processo de forjamento isotérmico, no qual as matrizes são aquecidas à mesma temperatura dos tarugos, evita que ocorra um gradiente de temperatura causando um aumento da carga de forjamento. Esse aquecimento possibilita a aplicação de baixas taxas de deformação, adequadas para ligas de titânio que são sensíveis a essas taxas, quando deformadas a quente.

Este trabalho apresenta as condições ideais para a obtenção de próteses femurais pelo forjamento isotérmico de precisão.

Abstract

The costs related to excessive raw material and to machining operations, and the growing international competition, a great interest among concerning companies. Thus, several researches have been carried out to lower these costs. In the case of hip prostheses made of titanium alloys, because of their complex geometry which requires subsequent machining, plus the high cost of raw material, result in researches to improve the forging process. This improvement starts with a reduction in the forged weight to reach shape and dimensions near to the finished part.

The precision forging process of hip prostheses can be defined as a “near-net-shape” process. In the isothermal forging process, the use of heated dies at the same temperature of the billet, avoids any temperature gradient that could increase the forging load. This heating allows low strain rates adequate to Ti alloys show strain-rate sensitivity when hot formed.

This work presents the ideal conditions for processing a hip joint using a titanium alloy, through the isothermal precision forging.

ÍNDICE

CAPÍTULO I - OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS

I.1 - OBJETIVOS	01
I.2 - JUSTIFICATIVAS	01

CAPÍTULO II - AS PRÓTESES FEMURAIS

II.1 - UTILIZAÇÃO	03
II.2 - PARTES QUE AS COMPÕEM	03
II.3 - MATERIAIS EMPREGADOS NAS HASTES	06
II.4 - DESCRIÇÃO DA PRÓTESE A SER OBTIDA	07

CAPÍTULO III - AS LIGAS DE TITÂNIO

III.1 - INTRODUÇÃO	10
III.2 - CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS DE TITÂNIO	11
III.2.1 - LIGAS α	12
III.2.2 - LIGAS β	13
III.2.3 - LIGAS $\alpha+\beta$	13
III.3 - CONDIÇÕES DE FORJAMENTO	14
III.3.1 - INTRODUÇÃO	14
III.3.2 - FORJABILIDADE	14
III.3.2.1 - LIGAS α /NEAR- β	15
III.3.2.2 - LIGAS $\alpha+\beta$	15
III.3.2.3 - LIGAS β /NEAR- β	15
III.3.2.4 - PARÂMETROS QUE AFETAM A FORJABILIDADE	16
III.4 - A LIGA Ti-6Al-7Nb	22
III.4.1 - INTRODUÇÃO	22
III.4.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS E FÍSICAS DA LIGA Ti-6Al-7Nb.	23
III.4.3 - USO DO TITÂNIO EM IMPLANTES ORTOPÉDICOS	25
III.4.4 - BIOCOMPATIBILIDADE	26

CAPÍTULO IV - OS PROCESSOS DE FORJAMENTO

IV.1 - INTRODUÇÃO	27
-------------------	----

IV.2 - FORJAMENTO CONVENCIONAL	27
IV.2.1 - MARTELOS	28
IV.2.2 - PRENSAS MECÂNICAS	28
IV.2.3- PRENSAS HIDRÁULICAS	28
IV.3 - FORJAMENTO DE PRECISÃO EM LIGAS DE TITÂNIO	29
IV.3.1 - VANTAGENS DO PROCESSO DE PRECISÃO	29
IV.3.2 - APLICAÇÕES DO FORJAMENTO DE PRECISÃO	30
IV.4 - FORJAMENTO ISOTÉRMICO	31
IV.4.1 - VANTAGENS NO EMPREGO DO FORJAMENTO ISOTÉRMICO	33
IV.4.2 - ESPECIFICAÇÕES DA MATRIZ	33
IV.4.3 - TEMPERATURA DA MATRIZ	36

CAPÍTULO V - PLANEJAMENTO DO PROCESSO

V.1 - INTRODUÇÃO	38
V.2 - DESENHO DO FORJADO	38
V.2.1 - CRITÉRIOS PARA O DIMENSIONAMENTO DO FORJADO	39
V.3 - DEFINIÇÃO DO PROCESSAMENTO	40
V.3.1 - SEQUÊNCIA DE ETAPAS	40
V.3.1.1 - DESENVOLVIMENTO DO TARUGO AO LONGO DO PROCESSO	41
V.4 - DIMENSIONAMENTO DAS MATRIZES	42
V.5 - EQUIPAMENTO	46
V.5.1 - ESCOLHA DA PRENSA	46

CAPÍTULO VI - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

VI.1 - CONSIDERAÇÕES INICIAIS	48
VI.2 - DESCRIÇÃO DOS ENSAIOS	48
VI.2.1 - ENSAIOS DE FORJAMENTO	48
VI.2.1.1 - DEFINIÇÃO DAS CONDIÇÕES DE ENSAIO	51

CAPÍTULO VII - APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS

VII.1 - APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS	55
VII.2 - ANÁLISE DOS RESULTADOS	58
VII.2.1 - DEFINIÇÃO DA GEOMETRIA IDEAL	58
VII.2.2 - ANÁLISE DOS ESFORÇOS DE FORJAMENTO	64

VII.2.3 - DETERMINAÇÃO DA FORÇA DE FORJAMENTO PARA A PRÓTESE EM LIGA DE TITÂNIO.	65
VII.2.4 - CONDIÇÕES DE FORJAMENTO PARA PEÇA EM ESCALA REAL	67
VII.2.5 - ENSAIOS REALIZADOS COM TI-6Al-7Nb	68
 CAPÍTULO VIII - CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	
VIII.1 - CONCLUSÕES	72
VIII.2 - PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	72
 ÍNDICE DE FIGURAS	73
 ÍNDICE DE TABELAS	75
 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	77

CAPÍTULO I

OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS

I.1 - OBJETIVOS

Este trabalho tem por objetivo o planejamento do processo de forjamento de precisão da haste de uma prótese coxo-femural. Deste planejamento faz parte o processo de forjamento em si, ou seja, definir a sequência de operações e posteriormente as condições de processamento como por exemplo a temperatura de forjamento e lubrificante utilizados.

Para que se possa desenvolver este trabalho em escala laboratorial, serão utilizados conceitos de similaridade. Serão realizadas experiências com chumbo e alumínio, forjados a frio e isotermicamente. Finalmente, será definido um coeficiente de similaridade que possibilite extrapolar esses resultados para um processo de forjamento de uma prótese coxo-femural em escala real usando-se a liga Ti-6Al-7Nb.

Para atingir esses objetivos foram realizados estudos a fim de definir as propriedades mecânicas, físicas e biocompatíveis desta liga de titânio, bem como parâmetros do processo de forjamento, como temperatura, velocidade, materiais, além dos critérios de projeto para confecção das matrizes e escolha dos equipamentos.

I.2 - JUSTIFICATIVAS

As próteses de quadril têm uma função diferente de algumas outras próteses utilizadas no corpo humano, ou seja, ela devolve a capacidade de locomoção a um paciente, perdida com a disfunção da junta natural que o colocou numa condição de invalidez. Mas não basta substituir a junta danificada por uma artificial, esta última deverá cumprir sua função sem causar qualquer dano ao tecido hospedeiro. Por isso, procura-se utilizar materiais biocompatíveis como são as ligas de titânio.

Entretanto, as ligas de titânio apresentam um custo elevado em relação a outros materiais, como aço inoxidável por exemplo, o qual, é ainda muito usado na produção de próteses femurais.

Ao elevado preço de uma prótese produzida em liga de titânio está associado o custo de produção e o custo de matéria-prima. Entretanto, quando se fala em custo de matéria-prima não podemos esquecer que desse custo faz parte a matéria-prima perdida em forma de rebarba, durante o processo de forjamento.

Atualmente, a perda de matéria-prima decorrente de processos convencionais de forjamento tem se tornado ponto de grande interesse das indústrias do ramo. Sendo o Brasil um país onde a indústria metalúrgica, desperdiça um volume elevado de matéria-prima em forma de cavaco proveniente de usinagem ou na forma de rebarbas de peças forjadas, torna-se viável o emprego de processos de forjamento de precisão, dos quais faz parte o forjamento isotérmico utilizado para obter peças "near-net-shape" e "net-shape", respectivamente, peças com redução parcial e total do sobremetal de usinagem.

Um outro ponto importante, que deve ser observado, é a dificuldade de se reaproveitar esse material perdido como rebarba em peças forjadas em ligas de titânio como a Ti-6Al-7Nb ou ainda a liga Ti-6Al-4V, devido à grande diferença entre as temperaturas de fusão do titânio e do alumínio.

CAPÍTULO II

AS PRÓTESES FEMURAIS

II.1 - UTILIZAÇÃO

As próteses de quadril são as juntas artificiais mais comuns implantadas no ser humano. De acordo com [Hench, 1982], aproximadamente 80.000 próteses totais de quadril foram implantadas nos Estados Unidos em 1.976 e aproximadamente 20.000 por ano no Reino Unido, segundo [Van Noort, 1987].

Hench (1982), atribui esses altos índices de substituição de próteses de quadril ao fato de que a perda da função dessa articulação causa a invalidez do paciente, sendo que a intervenção cirúrgica para a implantação de uma prótese é a única opção para recuperação desses pacientes que tiveram suas juntas de quadril danificadas por qualquer motivo.

A substituição de juntas danificadas ou enfermas é a segunda área da ortopedia onde os biomateriais são de importância vital. A substituição das juntas pode ocorrer devido à acidentes, mas sem dúvida, as doenças são as maiores causadoras de problemas, onde se faz necessária a substituição das juntas naturais por artificiais. Um outro aspecto é o aumento da expectativa de vida: muito mais pessoas estão sujeitas a debilidades dos ossos e juntas associadas à idade avançada.

Osseoartrites degenerativas e artrites reumáticas são as maiores causadoras da dilaceração e debilitação das juntas. Muitas outras juntas têm sido substituídas como: joelho, ombro, cotovelo, pulso, dedos e sem dúvida, a do quadril é a mais comumente substituída [Hench, 1982].

II.2 - PARTES QUE AS COMPÕEM

As próteses total de quadril são, basicamente, divididas em três partes: haste, cabeça femural e copo acetabular. No entanto, essas partes sofreram muitas mudanças ao longo dos anos na geometria e nos materiais usados, mas sempre visando aprimorar e aproximar uma junta artificial de uma natural no que diz respeito às propriedades mecânicas, função e biocompatibilidade.

Segundo Albrektsson, [1987] implantes porosos e levemente cônicos são mais rapidamente invadidos pelo tecido ósseo. A superfície do implante é importante para a osseointegração.

A geometria de uma prótese pode variar em função do método de fixação, ou seja, a fixação pode se dar através do uso do cimento acrílico ou ainda, por ancoragem [Semlitsch, 1992] ou por revestimento do terço proximal por hidroxiapatita através do processo plasma-spray, que possibilita a fixação da prótese por ligação do tipo bioativa.

O mercado de prótese conta hoje com uma infinidade de geometrias para as mais variadas aplicações. Essa variedade não se limita apenas às geometrias, mas também ao tipo de acabamento visando melhor fixação da prótese. Algumas, apresentam um terço de seu comprimento próximo ao cone recobertas com esferas para melhorar sua fixação que se dá por ancoragem. Entretanto, quando se faz necessário uma revisão com possível substituição, a retirada desse tipo de prótese causa um dano muito grande ao paciente [Van Noort, 1987].

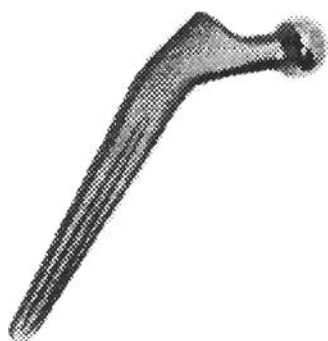
Algumas dessas geometrias são mostradas na figura II.1.



(a) Müller (Std);



(b) Müller Autoblocante Regular (Std);



(c) Müller Autoblocante C.D.H.;



(d) Müller Autoblocante Lateralizada
"Colo longo";



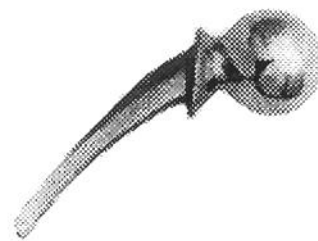
(e) Colo Longo Reforçada;



(f) Moore;



(g) Thompson "Colo Longo" e



(h) Thompson

Figura II.1 - Algumas geometrias em aplicação [Impol, 1990].

II.3 - MATERIAIS EMPREGADOS NAS HASTES

Materiais metálicos vêm sendo usados na fabricação de juntas artificiais de quadril desde a década de 40. Foi nessa época que ocorreu a primeira publicação de um artigo apresentando o titânio como um biomaterial [Van Noort, 1987].

Muitos outros materiais surgiram, como a liga CoCrMo (ISO 5832-4) por exemplo, ou ainda o aço inoxidável (ISO 5832-1B) e mais recentemente a liga Ti-6Al-4V que é atualmente a liga de titânio mais utilizada para esse tipo de aplicação.

Várias ligas Co-Cr-Mo e Co-Ni-Cr-Mo têm sido empregadas para confecção de próteses femurais, mas uma tem sido especialmente utilizada, a MP35N, com a seguinte composição: 35% Co, 35% Ni, 20% Cr e 10% Mo. Essa liga apresenta melhores propriedades mecânicas que o aço inoxidável 316 L e suas características quanto a corrosão e fadiga são excelentes [Callister, 1994].

Ainda na década de 70, foi introduzida a liga CoCrMo produzida por metalurgia do pó e forjada. Essa liga apresentou a composição química e a alta resistência já conhecida da liga CoCrMo (ISO 5832-4) fundida [Semlitsch, 1984]. Nessa mesma época a liga Ti-6Al-4V foi também utilizada pela Sulzer Brothers Ltd. na confecção de componentes femurais fixadas por cimento ou por ancoragem [Semlitsch, 1986], [Semlitsch, 1987].

Já na década de 80 duas novas ligas foram desenvolvidas, a liga Ti-5Al-2,5Fe por Zwicker e a liga Ti-6Al-7Nb desenvolvida por M.Semlitsch da Sulzer Brothers Limited na Suíça. Essas ligas já estão sendo aplicadas clinicamente [Semlitsch, 1986].

As tabelas II.1, II.2 e II.3 apresentam as propriedades de algumas ligas metálicas em uso no meio clínico como biomateriais [Black, 1992].

Tabela II.1 - Propriedades Mecânicas do Titânio e Ligas de Titânio [Black, 1992].

Material Condição	Ti RC	Ti6Al4V RC	Ti5Al2.5Fe RC	Ti6Al4V FQ	Ti6Al7Nb FQ	Ti5Al2.5Fe FQ
Densidade [g/cm ³]	4.5	4.4	4.45	4.4	4.52	4.45
Mód. de Young[GPa]	127	127	-	127	105	-
Dureza [HV]	240-280	310-350	-	-	400	-
Tensão Lim. Escoam. 0,2%[MPa]	430-465	830	815	-	800-900	900
Tensão Limite Resist. [MPa]	550-575	900	965	-	900-1000	985
Alongamento [min.%]	15	8	16	-	10-12	13

RC: Recozido; FQ: Forjado a Quente.

Tabela II.2 - Propriedades Mecânicas de Aços-inoxidáveis [Black, 1992].

Material	F55	F138	F1314	F55	F138	Alto N ₂	F138	22-13-5
Condição	RC	RC	RC	TF	TF	TF	FQ	FQ
Densidade [g/cm ³]	7.9	7.9	7.98	7.9	7.9	-	7.98	-
Mód. de Young[GPa]	200	200	200	200	200	200	200	-
Dureza [HV]	183	-	205	320	350	365	-	-
Tensão Limite Escoam. 0,2%[MPa]	170	170	460	690	750	975	240	785
Tensão Limite Resistência [MPa]	465	480	770	850	950	1090	550	945
Alongamento [min.%]	40	40	35	12	10	14.5	55	34

RC: Recozido; TF: Trabalhado a Frio; FQ: Forjado a Quente.

Tabela II.3 - Propriedades Mecânicas de Ligas Base de Cobalto [Black, 1992].

Material	CoCrMo	CoCrMo	CoNiCr	CoNiCr	CoCrMo	CoNiCr	CoNiCr
Condição	Fundida	Forjada	Forjada	Forjada	Forjada	Forjada	Forjada
	RC	RC	RC	RC	TF	TF	TF
Densidade [g/cm ³]	7.8	9.15	-	-	9.15	-	-
Mód. de Young[GPa]	200	230	-	-	230	-	-
Dureza [HV]	300	240	-	-	450	-	-
Tensão Limite Escoam. 0,2%[MPa]	455	390	240-450	275	1000	1585	825-1310
Tensão Limite Resist. [MPa]	665	880	795-1000	600	1500	1795	1000-1585
Alongamento [min.%]	10	30	50	50	9	8	8-18

RC: Recozido; TF: Trabalhado a Frio

II.4 - DESCRIÇÃO DA PRÓTESE A SER OBTIDA

Uma prótese total de quadril divide-se em três partes como mostrado na figura II.2:

- 1- Copo acetabular de Polietileno Ultra-alto peso molecular (Ultrahigh molecular weight polyethylene UHMWPE);
- 2- A esfera substituindo a cabeça do fêmur em zircônia e
- 3- A haste em liga de titânio.

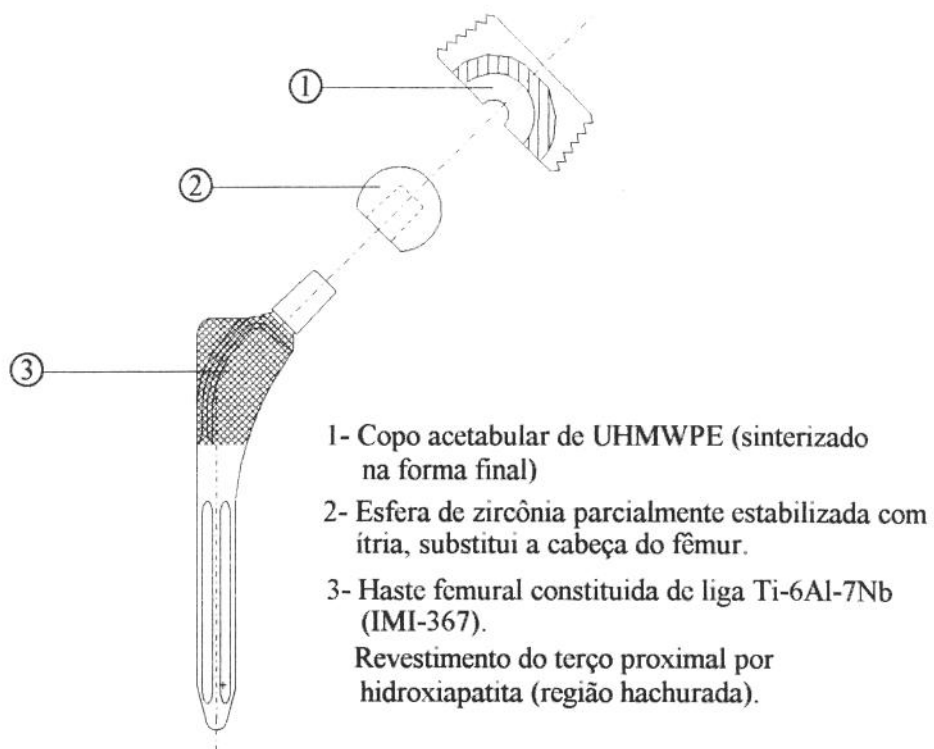


Figura II.2 - Partes que compõem uma prótese total de quadril.

Este trabalho tem por objetivo o forjamento da haste, que apresenta três regiões distintas como apresentado na figura II.2 item 3.

- Cone - recebe posteriormente a esfera em zircônia (ZrO_2) que substitui a cabeça do fêmur.
- Terço proximal - apresenta nervuras para evitar rotação da peça. Essa região será recoberta com hidroxiapatita através do processo de plasma-spray.
- Haste - cilíndrica com ranhuras, aumentando assim a área de contato entre peça e tecido ósseo, evitando-se que ocorra rotação da peça após o preenchimento dessas ranhuras pelo tecido ósseo. É importante observar que, como a peça a ser obtida neste trabalho será em escala 1:2, essas ranhuras foram eliminadas para facilitar a confecção dos eletrodos para usinagem das matrizes por eletro-erosão e também, por não oferecer dificuldade ao escoamento do material nessa região.

A figura II.3 apresenta a prótese que será obtida neste trabalho.

CAPÍTULO III

AS LIGAS DE TITÂNIO

III.1 - INTRODUÇÃO

Devido a sua alta resistência à corrosão e sua alta taxa resistência/peso, o titânio tem-se estabelecido como um importante material de engenharia sendo amplamente aplicado em indústrias de processos químicos e aeronáutica. As propriedades dessas ligas logo se tornaram interessantes a outros setores da indústria. Hoje são empregadas em supercondutores, turbinas a vapor, equipamentos criogênicos, usinas nucleares, peças para aviação e também na confecção de implantes ortopédicos, como as próteses femurais, por exemplo [Collings, 1983] [Donachie, 1982].

A aplicação do titânio como biomaterial tem se expandido rapidamente de 25 anos para cá, constituindo-se numa importante área da indústria médica. Associado a outros materiais como polímeros e cerâmicos, tem proporcionado aplicações rotineiras na área clínica. Entretanto, o titânio é relativamente caro, quando comparado com outros metais mais comuns como: ferro, cobre, alumínio, magnésio etc., porém a importância de suas propriedades e a variedade de aplicação, faz com que ele apresente uma relação custo/benefício superior aos outros materiais. As ligas de titânio podem ser fundidas, laminadas e forjadas, assim obtém-se produtos de formas variadas. O titânio pode ainda ter suas propriedades controladas por tratamentos químicos e térmicos, podendo ter altas relações de resistência/densidade [Donachie, 1982].

O titânio está amplamente distribuído no universo, tendo sido encontrado nas estrelas, lixo (poeira) interestelar, meteoritos e na superfície da Terra. Sua concentração na crosta terrestre é de 0,6% e faz do titânio o quarto metal estrutural mais abundante (depois do Al, Fe e Mg). Ele ocorre com frequência vinte vezes maior que o Cr (Cromo), trinta vezes maior que o Ni (Níquel), sessenta vezes maior que o Cu (Cobre), cem vezes maior que o W (Tungstênio) e seiscentas vezes maior que o Mo (Molibdênio). Os minerais Ilmenita, Anatásio, Bruquita, Titanomagnetita e Rutilo são as fontes onde ocorre concentração de titânio [Collings, 1983].

O titânio foi descoberto, no mineral agora conhecido como Rutilo, por W. Gregor (Inglaterra) e M.H.Klaproth (Alemanha) por volta de 1790. Já os primeiros produtos laminados foram produzidos pela *Titanium Metals Company of America (TMCA)*, por volta de 1950. Desde então, a produção anual do metal tem crescido a uma taxa média de

8%. Um importante motivo desse crescimento é a demanda do material para a indústria aeronáutica, principal mercado do metal durante os anos seguintes. Felizmente para a indústria produtora de titânio, a taxa anual de crescimento de 13%, exibida pelo setor civil em relação ao mercado total, desde o início dos anos 60, serviu não só para compensar o declínio na demanda militar durante o mesmo período, mas também permitiu um crescimento não só seguro como também relativamente estável [Collings, 1983].

O crescente conhecimento das indústrias, com relação à necessidade de conservação de energia, tem sido útil para enfatizar uma característica negativa do material durante seu refino, ou seja, sua alta intensidade energética. Isso se verifica observando-se as diferentes energias necessárias para a obtenção de cada material, como segue.

A energia necessária para se obter uma tonelada de Ti-esponja partindo de seu minério é 16 vezes maior que a energia necessária para a obtenção de uma tonelada de aço; 3,7 vezes maior que a energia necessária para se obter a mesma quantidade de Cu refinado; 3,2 vezes para o ferro-cromo e 1,7 vezes maior que a energia necessária para a produção do Al [Collings, 1983].

III.2 - CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS DE TITÂNIO

O titânio e suas ligas apresentam duas formas alotrópicas: "hc" (hexagonal compacta) à temperatura ambiente, denominada fase α e que se transforma alotropicamente a 882,5°C [Collings, 1983], para uma estrutura cristalina "ccc" (cúbica de corpo centrado) denominada fase β . A temperatura na qual uma dada liga de titânio transforma-se totalmente de α para β é denominada *beta transus*, β_t , que é o ponto crítico para o processo de forjamento dessas ligas, pois quando a peça é forjada acima dessa temperatura a liga mostra uma estrutura grosseira β com queda contínua da ductilidade, variando amplamente as propriedades de resistência. A peça sendo forjada abaixo da β_t proporciona uma melhor ductilidade e propriedades de resistência mais uniformes [Donachie, 1982].

Elementos que quando dissolvidos no titânio, produzem pequena mudança ou causam aumento na temperatura de transformação β_t , são denominados "estabilizadores α ". Alguns desses elementos são o Al, o Sn e o O, elementos intersticiais, geralmente elementos de não-transição. Elementos de liga que baixam a temperatura de transformação de fase, β_t , são conhecidos como "estabilizadores β ", que podem ser o V, o Mo, o Cu e o Cr e são geralmente metais de transição.

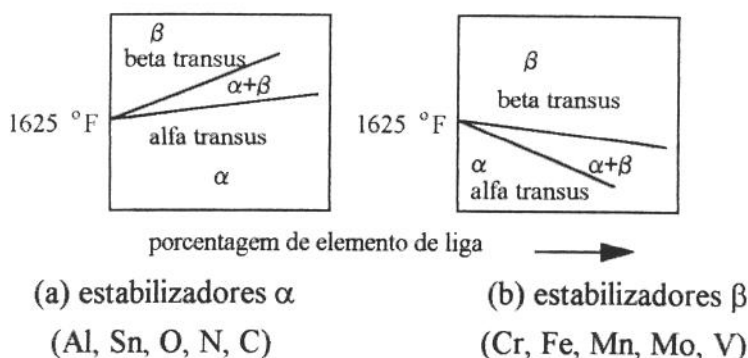


Figura III.1-Efeito dos estabilizadores α e β em ligas de titânio

Nas ligas, as regiões denominadas como fase α e fase β , estão separadas por uma região bifásica, $\alpha+\beta$, cuja faixa de temperatura diminui de acordo com a concentração de soluto. Baseado nessas considerações as ligas de Titânio são divididas em " α ", " $\alpha+\beta$ " e " β ". Algumas divisões dessas classificações são freqüentemente usadas: são as ligas próximo- α e próximo- β .

III.2.1 - LIGAS - α

Essas ligas apresentam uma estrutura cristalina hexagonal compacta à temperatura ambiente, sendo caracterizadas por conter estabilizadores da fase α , embora algumas dessas ligas apresentem uma pequena quantidade de estabilizadores β , como a liga Ti-8Al-1Mo-1V por exemplo. Dos vários estabilizadores α , o Al é o mais importante. Vários estudos têm sido realizados para determinar a natureza do diagrama de fase Ti-Al na faixa de 5 a 7 % em peso de Al. Essas ligas não são tratáveis termicamente e sua microestrutura pode consistir de grãos α equiaxiais, caso a deformação final e o recozimento tenham ocorrido no campo da fase α , ou grãos maiores de " β transformado".

A morfologia da microestrutura dessas ligas é dependente da taxa de resfriamento e da composição química e se caracterizam pela boa resistência mecânica, tenacidade, resistência à fluência e soldabilidade. Além disso, a ausência de uma transformação dúctil-frágil nessas ligas, faz com que sejam adequadas para aplicações criogênicas [Collings, 1983].

III.2.2 - LIGAS β

Essas ligas podem apresentar os elementos V, Nb, Ta e outros como estabilizadores da fase β (cúbica de corpo centrado). Essas ligas quando tratadas termicamente podem atingir resistências que excedem a 1380 MPa, entretanto isso deve ser reduzido um pouco pelo fato dessas ligas serem mais densas que muitas outras ligas. Essa maior densidade é resultado da adição de elementos pesados como V, Cr e Fe, que são necessários para estabilizar a fase β . Essas ligas não são indicadas para aplicações a baixas temperaturas devido a sua propensão à ocorrência de transformação dútil-frágil [Collings, 1983].

III.2.3 - LIGAS $\alpha+\beta$

Essas ligas possuem estabilizadores α e β em quantidade suficiente para permitir um amplo campo da fase $\alpha+\beta$, que se estende abaixo da temperatura ambiente. Uma quantidade muito maior de microestruturas pode ser desenvolvida nessas ligas em relação às ligas α . Essa classe de ligas, quando deformadas a quente, apresentam como resultado, grandes grãos de β , dentro dos quais α cresce durante o resfriamento, ou então forma-se α martensítico durante o resfriamento lento. Quando a estrutura $\alpha+\beta$ deformada é tratada termicamente, formam-se grãos de tamanho refinado como um resultado dos $\alpha(s)$ primários limitando o crescimento dos grãos de β . A faixa de fração de volume de α/β é dependente da temperatura empregada. A ampla faixa de variações microestrutural/mecânica, que pode ser obtida pelo processamento dessas ligas, possibilita sua aplicação na indústria aeroespacial em regimes de temperaturas que vão desde a temperatura ambiente até 350°C. É nessa classe de ligas que se encontra a liga Ti-6Al-4V e a liga Ti-6Al-7Nb, sendo a primeira a de maior aplicação no campo aeroespacial, entre outros, bem como em implantes cirúrgicos e a segunda é uma nova liga desenvolvida na década de 80 tendo sua maior aplicação no campo dos biomateriais na confecção de próteses para junta de quadril.

O campo $\alpha+\beta$ é bastante amplo, possibilitando assim um grande número de ligas comerciais nessa classe. Essas, são compostas por ambas as fases, a α hexagonal compacta e a β cúbica de corpo centrado, coexistindo à temperatura ambiente. As ligas $\alpha+\beta$ respondem a tratamentos térmicos, possibilitando assim uma variedade de propriedades devido às alterações em ambas as composições.

As ligas $\alpha+\beta$, contêm quantidade substancial de β -isomorfos como molibdênio ou vanádio. Quando esses elementos são adicionados, a temperatura de transformação (β_t) é inibida e a fase β se estabiliza à temperatura ambiente. Essas ligas se caracterizam pela boa conformabilidade bem como alta resistência mecânica à temperatura ambiente e moderada resistência mecânica a temperaturas elevadas [Flower, 1990].

III.3 - CONDIÇÕES DE FORJAMENTO

III.3.1 - INTRODUÇÃO

Como já visto, as ligas de titânio têm uma aplicação bastante variada, possibilitando uma ampla gama de forjados, mesmo estando dentro de uma classe de materiais onde a dificuldade de forjamento só é inferior à dos materiais refratários e superligas à base de cromo-cobalto [Kuhlman, 1988].

Sendo assim, no forjamento dessas ligas alguns parâmetros devem ser observados, uma vez que são de primordial importância no processo e influenciam significativamente a microestrutura final do forjado e conseqüentemente, suas propriedades mecânicas. Desta forma, os processos de forjamento são usados não só para atingir um custo eficiente, mas também, em combinação com tratamentos térmicos, para se obter a microestrutura desejada.

Os parâmetros de forjamento são importantes para se definir a pressão de forjamento que é dependente, da composição da liga, do processo de forjamento que está sendo usado, da taxa de deformação aplicada, do tipo do forjado que será produzido, das condições de lubrificação e da temperatura de matriz [Kuhlman, 1988].

III.3.2 - FORJABILIDADE

As ligas de titânio são consideravelmente mais difíceis de forjar que as ligas de alumínio e aços-ligas, particularmente por processos convencionais de forjamento, nos quais a temperatura das matrizes está abaixo da temperatura do tarugo, ou seja, na faixa compreendida entre 300 e 500 °C [Kulkarni, 1972], causando um rápido resfriamento do tarugo e provocando o aumento da resistência à deformação [Kulkarni, 1977].

Devido à forte relação entre parâmetros de processo, comportamento sob deformação e propriedades mecânicas das várias ligas de titânio, é necessário rever as

classes das ligas e suas características relativas ao processamento termomecânico, as quais exercem fortes influências no projeto do forjado e na seleção do processo de forjamento.

III.3.2.1 - LIGAS α /NEAR- β

São ligas que contêm elementos que estabilizam a fase α hexagonal compacta a altas temperaturas. Essas ligas, dentre as quais se encontra o titânio comercialmente puro, são ligas de difícil forjamento, apresentam baixa resistência mecânica e excelentes propriedades a temperaturas elevadas. Essas propriedades podem ser obtidas pelo forjamento e tratamentos termomecânicos (TTM). A temperatura β_t está na faixa de 900 a 1065°C [Kuhlman, 1988].

III.3.2.2 - LIGAS $\alpha+\beta$

Dessa classe de ligas fazem parte a Ti-6Al-4V e a liga Ti-6Al-7Nb, que são caracterizadas por conter elementos de liga suficientes para estabilizar a fase β à temperatura ambiente. Essas ligas são mais facilmente forjáveis que as ligas α e mais difíceis de forjar que algumas ligas β .

Geralmente essas ligas apresentam média e alta resistência mecânica associada à excelente tenacidade e outras propriedades relativas à fratura. Para que se obtenha ótimas combinações entre resistência, tenacidade à fratura e características de fadiga, são empregados os processos de forjamento e TTM. A temperatura β_t dessas ligas está na faixa de 870 °C a 1010 °C [Kuhlman, 1988]. Para a liga Ti-6Al-7Nb, a temperatura na qual ocorre transformação de fase $\alpha+\beta$ para β , a β_t , está na faixa de 995 a 1025 °C, [IMI, 1990], [Streicher, 1991].

III.3.2.3 - LIGAS β /NEAR- β

Essas ligas contêm elementos suficientes para estabilizar a fase β cúbica de corpo centrado, que é a forma alotrópica predominante à temperatura ambiente. São ligas de fácil fabricação em relação às demais e, abaixo de certas condições de forjamento, essas ligas apresentam dificuldade de forjamento similar ou maior que as ligas $\alpha+\beta$.

Com relação às propriedades mecânicas, apresentam resistência mecânica elevada com boa tenacidade à fratura e excelentes características à fadiga; assim, os processos de

forjamento e TTM são empregados para otimizar essas combinações características das ligas β . Sua temperatura de transformação β_t está na faixa de 650 a 870 °C [Kuhlman, 1988].

III.3.2.4 - PARÂMETROS QUE AFETAM A FORJABILIDADE

A forjabilidade de uma liga metálica está associada a alguns fatores, que devem ser observados num processo de forjamento, esses fatores são:

- temperatura de forjamento;
- taxa de deformação;
- temperatura das matrizes;
- lubrificação.

a) - EFEITO DA TEMPERATURA DE FORJAMENTO

A temperatura do tarugo tem um efeito importante nas características de deformação, efeito que é muito sensível nas ligas de titânio durante os processos de deformação como o forjamento. Este efeito é mostrado na figura III.2 para três ligas de Ti e o aço ABNT 4340. Dentre as ligas de Ti aparece a liga Ti-6Al-4V. Conforme catálogo do fabricante [IMI, 1990], as características e os procedimentos para forjamento da liga Ti-6Al-7Nb (IMI-367), são os mesmos aplicados para a liga Ti-6Al-4V (IMI-318).

Na figura III.2 pode-se observar como exemplo que a liga Ti-6Al-4V apresenta uma queda na pressão de forjamento de aproximadamente três vezes com o aumento da temperatura de pouco mais que 100°C.

Desta forma, deve-se evitar que este efeito esteja presente no processo de forjamento de ligas de Ti minimizando a queda de temperatura do metal devido à transferência de calor durante o contato entre peça e ferramentas.

Segundo Kulkarni [1978] e Chen [1980], existe um gradiente considerável de temperatura entre tarugo trabalhado e matrizes de forjamento. Para reduzir este gradiente, que provoca o resfriamento do tarugo, são aplicadas maiores velocidades de forjamento. Entretanto, a tensão de escoamento do material aumenta.

Assim, o forjamento isotérmico com baixas velocidades de deformação é o processo ideal para minimizar a perda de temperatura do tarugo e o aumento de resistência devido à taxa de deformação.

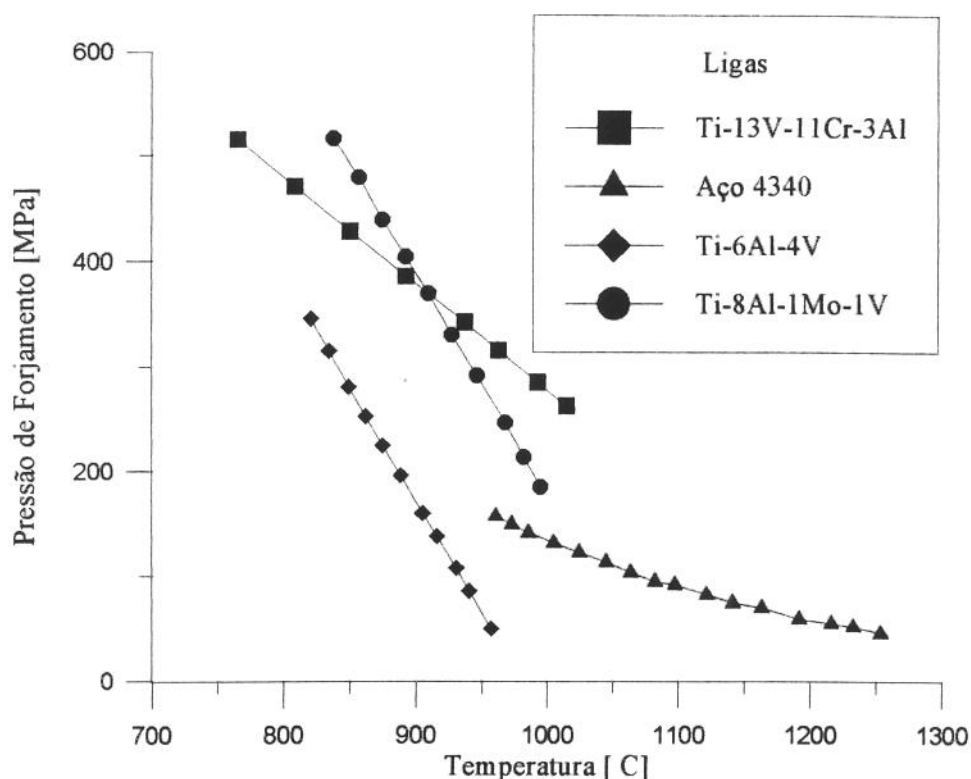


Figura III.2 - Efeito da temperatura de forjamento na pressão de forjamento para três ligas de titânio e para o aço 4340 [Kuhlman, 1988].

O efeito da temperatura, varia de acordo com cada classe de liga. Esses efeitos podem ser comparados analisando-se a figura III.3, a seguir, que mostra o comportamento de três ligas: α , $\alpha+\beta$ e β , respectivamente. Essa figura mostra variação da tensão de deformação em função do grau de deformação, para uma taxa de deformação constante de 10 s^{-1} .

A liga que apresenta maior resistência ao forjamento é a liga α , pois pode-se observar que a tensão de escoamento a 900°C , (figura III.3-a), é de duas a três vezes maior que para uma temperatura de 1010°C (a última temperatura está abaixo da temperatura β_t da liga), o que caracteriza a alta sensibilidade à temperatura.

A liga $\alpha+\beta$ Ti-6Al-4V, (figura III.3-b) também mostra sensibilidade à temperatura, mas numa intensidade menor que para a liga representada na figura III.3-a, especialmente

para níveis maiores de deformação total; nessa figura, para temperatura de 1000 °C, a liga Ti-6Al-4V está sendo deformada acima ou na temperatura nominal β_t .

Como mostra a figura III.3, o amolecimento devido à deformação, é geralmente observado quando certas ligas são forjadas abaixo de suas respectivas temperaturas β_t e quase não se observa quando essas ligas são deformadas acima de sua temperatura β_t , como no caso da liga Ti-6Al-4V na (figura III.3-b) para uma temperatura de 1000 °C.

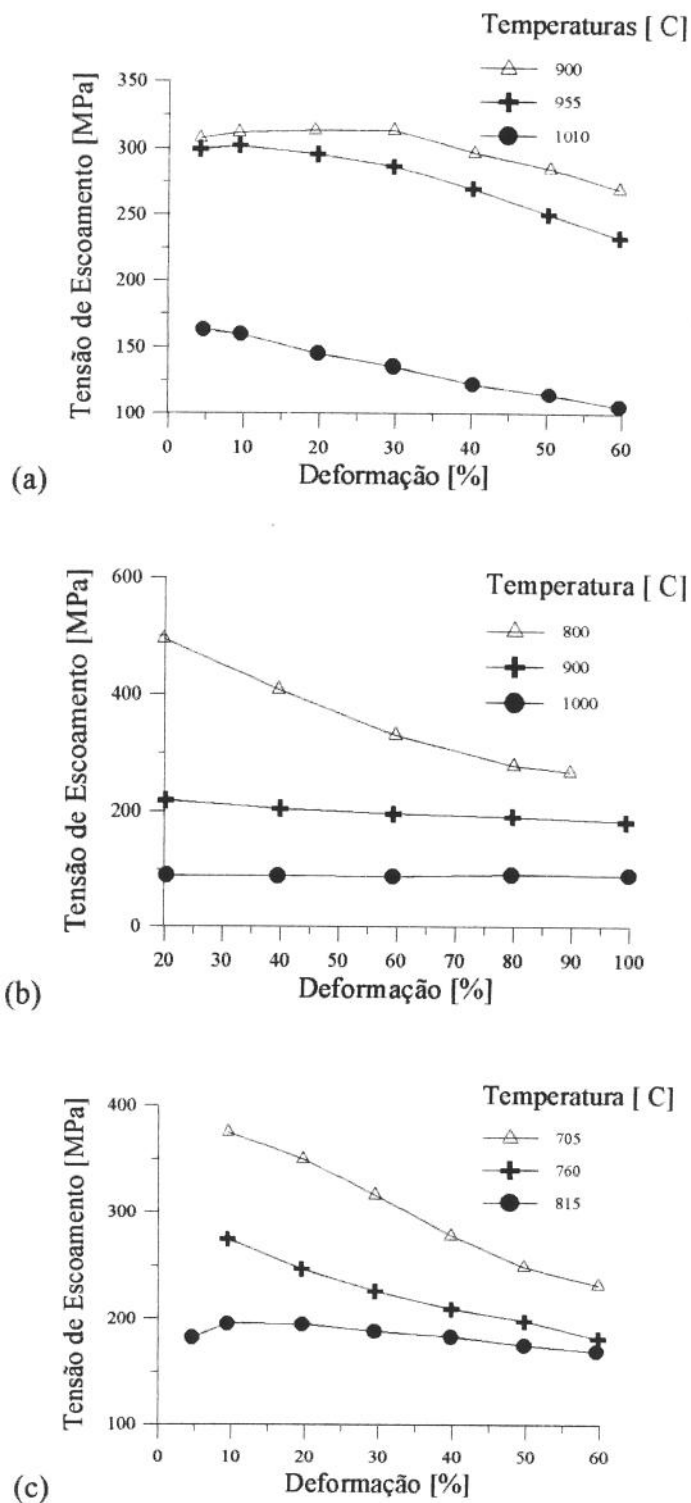


Figura III.3 - Efeito da temperatura de forjamento na tensão de escoamento das ligas: (a) liga α Ti-8Al-1Mo-4V; (b) liga $\alpha+\beta$ Ti-6Al-4V e (c) liga β Ti-10V-2Fe-3Al [Kuhlman, 1988].

b) - EFEITO DA TAXA DE DEFORMAÇÃO

As ligas de Ti são altamente suscetíveis à taxa de deformação, mais que as ligas de alumínio e os aços. Essa suscetibilidade é mostrada na figura III.4.

A figura mostra situações onde a taxa de deformação varia de 10 s^{-1} até $0,001 \text{ s}^{-1}$ e observa-se que a tensão de escoamento pode ser reduzida em até 10 vezes como pode ser verificado para a liga Ti-6Al-4V. Para uma temperatura de 900°C e deformação de 50% com taxa de deformação igual a 10 s^{-1} , verifica-se uma tensão de escoamento de 205 MPa e nas mesmas condições, porém com taxa de deformação igual a $0,001 \text{ s}^{-1}$, a tensão de escoamento é igual a 50 MPa [Kuhlman, 1988].

Essa característica parece facilitar os processos de forjamento quando se trabalha com taxas de deformação relativamente lentas reduzindo a resistência à deformação. Entretanto, sob condições de variação de temperatura, que ocorrem em processos de forjamento convencionais, as perdas de temperatura fazem com que taxas de deformação reduzidas sejam inviáveis.

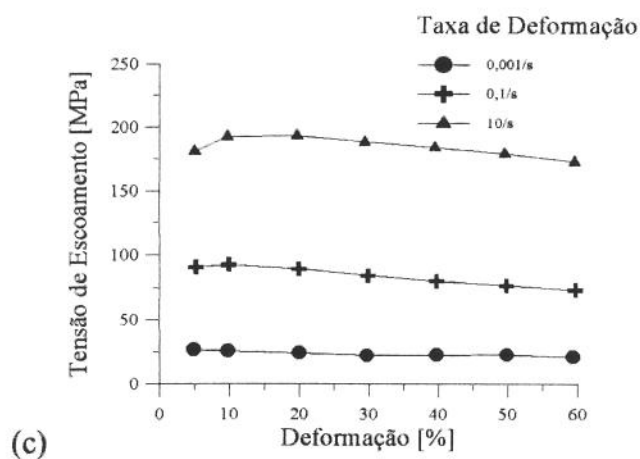
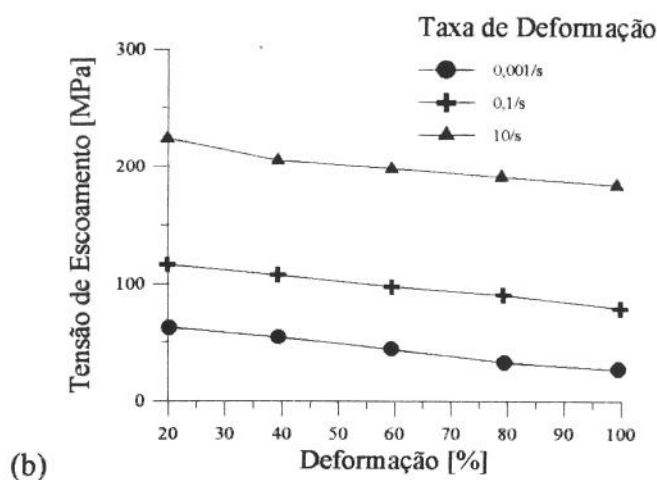
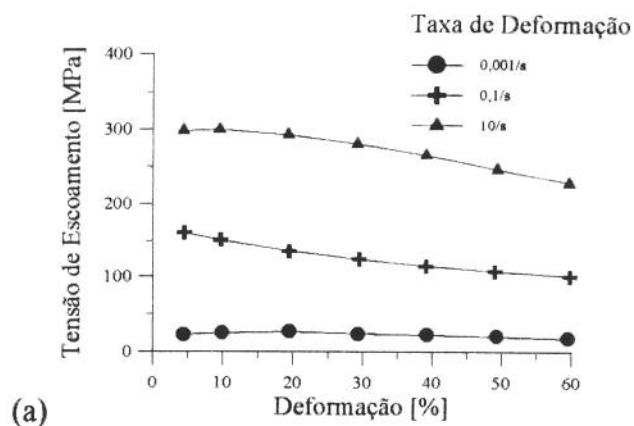


Figura III.4 - Efeito das taxas de deformação ($0,001$, $0,1$ e 10 s^{-1}), na tensão de escoamento para ligas de titânio forjadas a diferentes temperaturas; (a) liga α Ti-8Al-1Mo-1V a 955°C, (b) liga $\alpha+\beta$ Ti-6Al-4V a 900°C e (c) liga β -metestável Ti-10V-2Fe-3Al a 815°C [Kuhlman, 1988].

c) - EFEITO DA TEMPERATURA DA MATRIZ

As matrizes usadas em processos convencionais de forjamento de ligas de Ti são aquecidas para reduzir as perdas de temperatura do metal no decorrer do processo, particularmente nas superfícies de contato entre matriz e peça, que pode levar a um preenchimento inadequado da matriz e/ou excessiva ocorrência de trincas. A tabela III.1 apresenta as temperaturas recomendadas para matrizes utilizadas em vários processos de forjamento de ligas de titânio.

Tabela III.1 - Faixas de temperatura para matrizes usadas no forjamento convencional de ligas de titânio para vários equipamentos [Kuhlman, 1988].

PROCESSO DE FORJAMENTO/ EQUIPAMENTO	TEMPERATURA DA MATRIZ °C
Forjamento em matriz aberta	
Laminadora de anéis	150 - 260
Forjamento em matriz fechada	
Martelos	95 - 260
Recalcadoras	150 - 260
Prensas mecânicas	150 - 315
Prensas de fricção	150 - 315
Forjamento orbital	150 - 315
Forjamento rotativo	95 - 315
Laminadores	95 - 260
Prensas hidráulicas	315 - 480

III.4 - A LIGA Ti-6Al-7Nb

III.4.1 - INTRODUÇÃO

Neste trabalho a liga estudada é Ti-6Al-7Nb (encontrada comercialmente como IMI-367 ou PROTASUL-100), da classe $\alpha+\beta$, uma liga recentemente desenvolvida que apresenta o nióbio substituindo o vanádio, aumentando assim sua biocompatibilidade.

O desenvolvimento da liga Ti-6Al-7Nb deveu-se a uma grande discussão sobre o efeito tóxico que o vanádio, presente na liga Ti-6Al-4V, exercia sobre o corpo humano. Entretanto, os elementos de liga titânio, alumínio e vanádio em forma de óxido de titânio (TiO_2), óxido de alumínio (Al_2O_3) e óxido de vanádio (VO_2) são termodinamicamente instáveis, mas são eliminados pelo corpo humano no prazo de 24 horas. Isso, é previsível, uma vez que implantes produzidos com a liga Ti-6Al-4V desde a década de 50, não apresentaram nenhuma reação séria [Semlitsch, 1992].

Assim, a Sulzer Winterthur decidiu desenvolver, em cooperação com a IMI Titanium Ltd., a liga Ti-6Al-7Nb a qual foi colocada à venda em 1990 sob a designação IMI-367 [Semlitsch, 1992]. A tabela III.2 apresenta a composição química dessa liga.

Tabela III.2 - Composição química da liga Ti-6Al-7Nb
[IMI, 1990], [Streicher, 1991].

Ti-6Al-7Nb	Composição química %
Al	5,50-6,50
Nb	6,50-7,50
Ta	0,50 max
Fe	0,25 max
N ₂	0,05 max
O ₂	0,20 max
C	0,08 max
H ₂	0,009max
Ti	restante

III.4.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS E FÍSICAS DA LIGA Ti-6Al-7Nb.

A principal variável de influência sobre as propriedades mecânicas das ligas α é o tamanho de grão. Para uma dada composição, a resistência ao escoamento plástico e a resistência à fluência são influenciadas pelo tamanho de grão e pela energia acumulada, resultante de deformação. Para as ligas $\alpha+\beta$ a situação é diferente. Os constituintes α , β retido e β transformado, podem existir em diferentes formas, de equiaxial para acicular ou alguma combinação de ambas. Uma estrutura equiaxial é obtida pelo trabalho de uma liga $\alpha+\beta$ e recozimento a baixas temperaturas. Já uma estrutura acicular é obtida quando a liga é

trabalhada ou tratada termicamente a temperaturas acima da β_t e resfriada rapidamente após o trabalho ou tratamento térmico.

O resfriamento rápido a partir de altas temperaturas na classe $\alpha+\beta$, resultará em estruturas equiaxiais prévias e β transformada acicular.

Geralmente existem propriedades vantajosas e desvantajosas para cada estrutura, como mostrado na tabela III.3

Tabela III.3 - Vantagens e desvantagens das estruturas equiaxiais e aciculares

[Donachie, 1982].

Equiaxial
Alta ductilidade e conformabilidade
Alta tensão limite para corrosão sob tensão em meio salino aquecido
Alta resistência para tratamento térmico equivalente
Melhor tolerância ao hidrogênio
Melhor resistência à fluência em baixos ciclos
Acicular
Elevada resistência à fluência
Altos valores de ductilidade à fratura

As ligas da classe $\alpha+\beta$, quando forjadas podem oferecer uma ampla variedade de propriedades, que serão definidas pelo processo de forjamento e tratamento térmico a que serão submetidas. A tabela III.4 apresenta as propriedades mecânicas e físicas da liga Ti-6Al-7Nb.

Tabela III.4 - Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-7Nb

[IMI, 1990],[Streicher,1991].

Tensão limite de escoamento 0,2%	900 MPa
Tensão limite de resistência	1000 MPa
Alongamento	12%
Redução de área	35%
Módulo de Young	105 GPa
Resistência à fadiga p/ 10^7 ciclos	± 500 MPa
Densidade	4,52 g/cm ³
β_t	1010 $\pm 15^\circ\text{C}$

Através do forjamento e tratamentos térmicos, é possível definir-se a microestrutura desejada e, com isso, obter-se propriedades mecânicas específicas para cada aplicação [Donachie, 1982]. A tabela III.5 apresenta algumas propriedades possíveis de se obter na liga $\alpha+\beta$ Ti-6Al-4V.

Tabela III.5 - Variação nas propriedades após tratamentos térmicos

Temperatura [°C] / Tratamento Térmico (#)	Tensão Limite de Resistência [MPa]	Tensão Limite de Escoamento [MPa]	Alongamento [%]	Redução de Área [%]
♦ 900 / RR	1117	924	15,2	53,9
Envelhecido	1117	1014	15,3	47,5
♦ 900 / RA	1002	869	17,5	54,7
Envelhecido	1029	938	17,3	50,2
♦ 900 / R	963	855	16,5	43,3
Envelhecido	963	876	16,8	48,3

Todos os casos envelhecido: 540 °C por 4 horas e resfriado ao ar; RR=Resfriamento Rápido (em água); RA=Resfriamento ao Ar e R=Recozido (Resfriado no forno).

III.4.3 - USO DO TITÂNIO EM IMPLANTES ORTOPÉDICOS

O uso de metais para a substituição de componentes da estrutura óssea do corpo humano vem sendo aplicado há um tempo considerável.

A liga metálica originalmente usada foi o aço inoxidável que tem sido gradualmente substituído por ligas Cromo-Cobalto. O titânio foi apresentado como biomaterial na década de 40 quando foi publicado um artigo por Bothe, Beaton and Davemport [Van Noort, 1987]. Porém, só recentemente tem despertado um maior interesse para sua aplicação. O titânio e suas ligas tem sido usado com maior frequência que as ligas Cromo-Cobalto e, conseqüentemente, ampliado muito seu campo de aplicações.

As características que fazem do titânio um material interessante para aplicação em implantes ortopédicos são: sua excepcional resistência à corrosão em meio biológico, associada ao seu excepcional grau de biocompatibilidade, o qual é dividido com outros poucos materiais [Van Noort, 1987].

III.4.4 - BIOCOMPATIBILIDADE

O corpo humano, reagirá imediatamente se algum corpo estranho lhe for implantado. O meio biológico tem sido tratado como sendo um meio extremamente agressivo, principalmente com relação à corrosão de materiais usados em implantes.

Os fluidos do corpo são soluções salinas aquosas, cuja concentração se assemelha à da água do mar. Além disso, esses fluidos contém oxigênio que é constantemente substituído e outros gases como dióxido-de-carbono e nitrogênio [Fraker, 1977],[Amstutz, 1973].

Esse meio altamente agressivo, associado às cargas a que estão sujeitas as juntas de quadril, fazem com que esse tipo de aplicação para biomateriais tenha uma atenção especial. Com objetivo de se conseguir materiais com maior biocompatibilidade, muitas pesquisas têm sido desenvolvidas na procura desses materiais, tanto materiais metálicos, cerâmicos e polímeros.

Um exemplo disso é a liga Ti-6Al-7Nb (Protasul-100) que traz o nióbio em substituição ao vanádio, que devido a uma camada passivante mais densa e estável, apresenta maior biocompatibilidade [Semlitsch, 1992].

Semlitsch [1986], relata que em estudos realizados com animais, foram implantados cilindros da liga Ti-6Al-7Nb em ratos, verificando-se que a biocompatibilidade da liga é comparável (igual ou melhor) que a do titânio puro, fazendo dessa liga um biomaterial aceitável.

CAPÍTULO IV

OS PROCESSOS DE FORJAMENTO

IV.1 - INTRODUÇÃO

Atualmente, os custos relativos à perda de matéria-prima removida em etapas de usinagem posteriores a processos convencionais de forjamento, têm recebido atenção especial das indústrias. Assim, vários processos de forjamento de precisão têm sido estudados, sempre tendo como objetivo a obtenção de produtos com qualidade dimensional superior aos até então produzidos. Como exemplo tem-se forjamento a frio, forjamento morno e o forjamento isotérmico.

Os processos de forjamento de precisão podem ser: "near-net-shape", onde o sobremetal de usinagem é eliminado parcialmente ou "net-shape" onde todo sobremetal é eliminado sendo desnecessárias operações de usinagem para se obter o produto acabado. Processos de forjamento a frio são geralmente de precisão, sendo muitas peças, dependendo da geometria, obtidas acabadas [Shiple, 1988], [Kuhlman, 1988].

Neste trabalho tem-se como objetivo eliminar parcialmente a rebarba, uma vez que a geometria do produto não permite sua completa eliminação através do processo de forjamento.

IV.2 - FORJAMENTO CONVENCIONAL

O forjamento convencional é caracterizado pelo fato de que a temperatura das matrizes, (superior e inferior), é inferior às do tarugo a ser forjado, ou seja, aproximadamente 535 °C [Kuhlman, 1988]. Além disso, nesses processos de forjamento é necessário deixar sobremetal que será removido em operações posteriores de usinagem, elevando o custo final do forjado.

Forjados em ligas de titânio são produzidos pelo processo convencional numa ampla variedade de equipamentos para forjamento como prensas e martelos. A escolha do equipamento baseia-se na capacidade necessária, geometria da peça, processo de forjamento desejado e custo previsto.

IV.2.1 - MARTELOS

Martelos de queda simples e de potência assistida, são extensivamente usados para o forjamento convencional, em matrizes abertas e fechadas, devido ao seu custo relativamente baixo de produção e sua capacidade de conferir deformação progressiva à peça forjada.

Outro fator de extrema importância associado aos martelos, é o intervalo de tempo relativamente pequeno que a peça fica em contato com as matrizes durante a deformação.

Mesmo quando a energia requerida para forjamento das ligas de Ti, em martelos excede a potência necessária para forjamento de ligas de Al ou ligas de aço, o martelo tem cumprido seu papel para peças de médio a grande porte, incluindo peças axissimétricas.

Os martelos têm como característica altas velocidades de deformação. Assim, a taxa de deformação pode causar efeitos adversos à microestrutura final do produto forjado.

Contudo, com um controle adequado do processo de forjamento, o aumento da temperatura de forjamento devido ao processo, pode ser eficientemente usado como complemento no processo para aumentar o tempo de deformação, antes do resfriamento da liga abaixo da temperatura de forjamento recomendada [Kuhlman, 1988].

IV.2.2 - PRENSAS MECÂNICAS

São amplamente usadas em processos de forjamento de ligas de Ti, para peças de tamanho pequeno até médio. A taxa de deformação relativamente alta desse equipamento, é eficientemente empregada para se obter peças com perfis complexos e que apresentam tolerâncias apertadas. Porém, tal como os martelos, essa taxa de deformação pode introduzir gradientes de deformação. Entretanto, controlando-se a temperatura do metal e as condições de deformação, podem-se obter forjados com microestruturas uniformes.

Essas prensas são geralmente utilizadas para processos onde o peso do produto varia de 9 kg até, no máximo, 45 kg [Kuhlman, 1988].

IV.2.3- PRENSAS HIDRÁULICAS

São raramente usadas para produção de peças forjadas de pequeno porte, (exceto para forjados de precisão). Esse equipamento é também usado para produzir preformas para subsequente forjamento em matriz fechada. As taxas de deformação nesses equipamentos, por serem mais lentas, proporcionam ao forjado uma temperatura mais uniforme em relação

a equipamentos com taxas de deformação mais rápidas. Contudo o forjamento convencional em prensa hidráulica é problemático, devido ao tempo associado à deformação e ao elevado tempo de contato do tarugo com a matriz resfriada. Assim, em processos de forjamento de ligas de titânio em prensas hidráulicas, a temperatura do tarugo deverá estar próxima do limite superior da temperatura de forjamento especificada para o material a ser trabalhado (para a liga Ti-6Al-4V a faixa de temperatura está entre 900 °C a 980 °C para forjamento convencional) [Kuhlman, 1988].

IV.3 - FORJAMENTO DE PRECISÃO EM LIGAS DE TITÂNIO

Processos de forjamento de precisão visam reduzir a matéria-prima, reduzindo com isso, o custo final do forjado. Os processos de forjamento a frio são geralmente processos de precisão onde muitas peças, dependendo da geometria, são obtidas acabadas, ou seja, sem qualquer operação subsequente de usinagem [Shipley, 1988].

O forjamento de precisão em ligas de titânio demonstra ser uma parcela significativa do mercado de produtos forjados e tem apresentado grande crescimento industrial. Essa tecnologia de forjamento tem recebido investimentos das indústrias de forjaria para seu maior desenvolvimento, principalmente pelo fato de que esses processos de forjamento, como forjamento isotérmico, serem amplamente usados na indústria aeronáutica.

A seleção de um método adequado de forjamento, isto é, matriz aberta ou matriz fechada, forjamento convencional ou forjamento de precisão, exige uma análise adequada para se verificar a viabilidade técnica e econômica do processo a ser empregado [Kuhlman, 1988].

IV.3.1 - VANTAGENS DO PROCESSO DE PRECISÃO

Devido às dificuldades em se conseguir tolerâncias apertadas e superfícies aceitáveis em peças obtidas pelo forjamento a quente, esses forjados são projetados com sobremetal suficiente para posterior usinagem, que algumas vezes atinge 3mm ou mais.

O objetivo do forjado de precisão é eliminar ou, pelo menos, conseguir uma redução significativa no custo associado a este sobremetal deixado para usinagem posterior ao forjamento [Shipley, 1988].

O peso de um forjado comum é frequentemente duas vezes maior que o peso da peça usinada, ou seja, acabada. Um estudo realizado pela **FORGING INDUSTRY**

ASSOCIATION, estimou que 20 a 40% do peso de um forjado convencional é perdido como rebarba. Esse dado é de extrema importância uma vez que o custo do material é uma fração significativa do custo total do forjado (frequentemente mais da metade).

No custo do excesso de material inclui-se não somente o preço de compra do material, mas também o custo associado ao transporte desse material dentro da fábrica e ainda, o custo relativo à energia gasta com aquecimento desse material já em forma de tarugo, até a temperatura de forjamento. Entretanto, a passagem da rebarba em alguns casos é necessária para causar o aprisionamento do metal na cavidade da matriz, para garantir o preenchimento dos detalhes do forjado. O projeto de um forjado de precisão pode, em alguns casos, minimizar ou até mesmo eliminar totalmente a passagem e alojamento de rebarba.

Um outro fator importante do processo de forjamento de precisão é que as propriedades mecânicas do produto obtido através desse processo são frequentemente superiores quando comparadas com aquelas de um produto que tenha sofrido intensa usinagem. Isso ocorre devido a microestrutura do forjado ser preservada nos processos de forjamento de precisão [Shiple, 1988].

IV.3.2 - APLICAÇÕES DO FORJAMENTO DE PRECISÃO

Nem toda peça pode ser obtida pelo forjamento de precisão. A precisão de um forjado é definida em termos de sua forma final, da semelhança possível entre forjado e peça acabada, que é definida pela geometria total da peça, tolerância dimensional e superfície final.

O impacto dessas necessidades será incluído nas análises que antecedem o projeto de manufatura do produto. Na verdade, a aplicação dos processos de forjamento de precisão podem ser realizadas considerando-se a capacidade tecnológica do projeto do processo.

Devido à natureza da tecnologia de forjamento e à ampla faixa de geometrias que podem ser forjadas, a determinação da aplicação apropriada do forjamento de precisão, inicia-se pela busca de sua exclusão, através de considerações que tendam a desfavorecer a aplicação desse processo [Shah, 1988].

As considerações econômicas também afetam a aplicação desse processo de forjamento considerando-se que, por si só, o forjamento de precisão é mais caro que os processos convencionais. Isso ocorre devido ao grande número de fatores que podem ser considerados no forjamento de precisão, como por exemplo a redução de matéria-prima ou

ainda a possível eliminação de operações de usinagem subseqüentes. Muitos desses fatores são ignorados em processos de forjamento convencionais.

O aumento do custo relativo ao processo de forjamento de precisão pode ser compensado pela economia de subseqüentes operações de usinagem até a obtenção da peça acabada. Entretanto, se o número de peças necessárias é relativamente pequeno, a economia no material, na usinagem e assim por diante, podem não ser suficientes para compensar o aumento relativo ao custo do processo de precisão. Isso pode ocorrer uma vez que uma porção significativa do custo diferencial associado ao forjamento de precisão seja um custo fixo, ou seja, independa do número de peças a serem forjadas.

Este processo é especialmente aplicado em peças com superfícies detalhadas, complexas ou que apresentem um elevado custo de usinagem [Shipley, 1988], [Shah, 1988].

Uma vez definida a peça a ser obtida pelo processo de forjamento de precisão, procede-se o projeto das matrizes. Entretanto, essas matrizes deverão ser usinadas dentro de uma determinada precisão, pois a precisão do forjado será tanto maior quanto mais precisas forem as ferramentas. No caso da cavidade da matriz ser produzida por eletroerosão, a precisão da ferramenta será diretamente proporcional à precisão obtida na usinagem dos eletrodos e obviamente, pelo próprio processo de eletroerosão.

Depois da matriz pronta e levada a uso, sua precisão irá diminuindo naturalmente devido ao desgaste imposto pelo processo. Esse fator é importante na determinação da vida útil das matrizes. O custo de retrabalho ou substituição da ferramenta gasta deve ser incluído na análise dos aspectos econômicos do forjamento de precisão [Shipley, 1988].

IV.4 - FORJAMENTO ISOTÉRMICO

São processos onde as matrizes trabalham sob temperaturas significativamente superiores àquelas usadas em processos de forjamento a quente convencionais.

Esses processos apresentam a vantagem de reduzir a queda da temperatura do tarugo quando em contato com a matriz, resultando em um processo capaz de produzir peças "**near-net-shape**" ou "**net-shape**". Essas técnicas de forjamento são amplamente usadas pelas indústrias aeronáuticas, como em componentes de turbinas a jato, onde os materiais empregados são fundamentalmente ligas de titânio e ligas à base de níquel. Porém, essas técnicas também estão sendo aplicadas na produção de engrenagens de transmissão produzidas em aço e outros componentes, principalmente para indústria automotiva [Shah, 1988].

No forjamento isotérmico as matrizes são mantidas à mesma temperatura que o tarugo a ser forjado. Isso elimina completamente o resfriamento da matriz, além de manter o tarugo a uma temperatura constante ao longo do ciclo de forjamento. Essa temperatura segundo [Snow, 1980] e [Kulkarni, 1972] é $960\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 20\text{ }^{\circ}\text{C}$, para o forjamento de ligas de titânio. Para o caso da liga Ti-6Al-7Nb, segundo [Schepp, 1990], essa temperatura é de 900 a $950\text{ }^{\circ}\text{C}$.

O forjamento isotérmico permite o uso de taxas de deformação extremamente lentas, ou seja, $0,005\text{ s}^{-1}$ [Kulkarni, 1972], típicas de equipamentos como prensas hidráulicas. Assim, é um processo utilizado na produção de peças forjadas tipo "net-shape" prontas, sem subsequente usinagem ou "near-net-shape", as quais requerem alguma usinagem posterior [Kuhlman, 1988], [Shah, 1988], [Greenwood, 1978].

A figura IV.1 mostra o comportamento da liga de titânio Ti-6Al-4V, em função da taxa de deformação. Schepp [1990], relata que devido ao uso de baixas taxas de deformação no forjamento isotérmico o tempo total de um ciclo de forjamento é razoavelmente longo quando comparado ao forjamento convencional por martelos ou prensas mecânicas. Entretanto, esse processo permite que o material escoe dentro de espaços livres, ou seja, cavidades estreitas ou pequenos raios da matriz sem aquecimento intermediário.

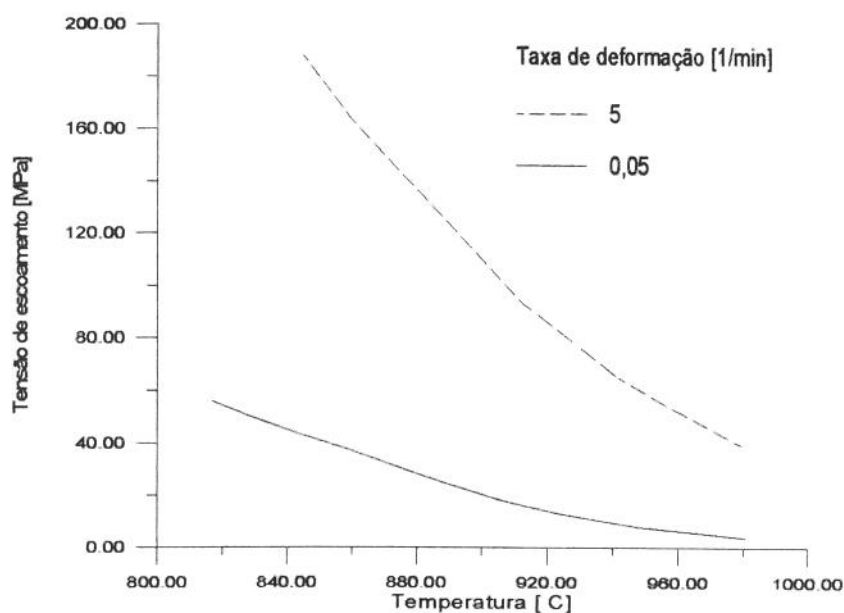


Figura IV.1 - Efeito da temperatura e taxa de deformação na tensão de escoamento da liga Ti-6Al-4V [Shah, 1988].

A produção de componentes de precisão em ligas de titânio e ligas à base de níquel através do processo de forjamento convencional em matriz fechada e por métodos de usinagem apresenta várias desvantagens e, geralmente, resulta em uma peça com alto custo.

O processo de forjamento isotérmico oferece a possibilidade de substancial redução no custo e, conseqüentemente, tem recebido uma atenção especial nos E.U.A. e Europa, especialmente pela indústria aeronáutica [Donachie, 1982] [Collings, 1983].

IV.4.1 - VANTAGENS NO EMPREGO DO FORJAMENTO ISOTÉRMICO

As principais vantagens que advêm do emprego da técnica de forjamento isotérmico podem ser vistas a seguir [Snow, 1980], [Shah, 1988], [Corti, 1978] e [Gessinger, 1979]:

- ◆ Forjados complexos de precisão que necessitam de pouca usinagem podem ser obtidos a partir de pré-formas simples. Dessa maneira, reduz-se a perda de material e o custo de usinagem posterior.
- ◆ O produto é obtido através de uma única operação de forjamento, empregando-se apenas um conjunto de matrizes.
- ◆ As pressões de forjamento são substancialmente menores em relação àquelas usadas em forjamentos convencionais. Isso ocorre realmente para baixas velocidades de forjamento, onde as propriedades superplásticas podem ser observadas para muitas ligas.
- ◆ O metal escoia com maior uniformidade possibilitando propriedades mecânicas mais uniformes ao longo de toda a peça.
- ◆ São evitados problemas de trincas e preenchimento da geometria.

IV.4.2 - ESPECIFICAÇÕES DA MATRIZ

Os pontos críticos do forjamento de ligas de titânio em matriz fechada são a seleção dos materiais para matrizes, o projeto e a confecção das matrizes.

As matrizes são responsáveis pela maior parte do custo do forjado. Dessa maneira, como uma porcentagem do custo total, o custo relativo da matriz para forjamento de ligas de titânio pode ser menor que aqueles para outros materiais como alumínio e aço, devido ao maior custo das ligas de titânio.

Os parâmetros do processo de forjamento e qualidade do forjado são afetados pelo projeto da matriz. A qualidade dimensional do produto forjado em ligas de titânio é em

grande parte controlada pela qualidade da matriz, uma vez que o forjado terá sua forma final caracterizada pelos critérios adotados no projeto das matrizes, critérios relativos a ângulos de saída, raios de canto e de filete e acabamento superficial. [Kuhlman, 1988].

Algumas características desejadas para materiais utilizados na confecção de matrizes para forjamento isotérmico:

- ◆ Resistência à fluência para temperaturas de até 980 °C;
- ◆ Alta resistência à tração, à compressão e à indentação;
- ◆ Boa resistência à oxidação;
- ◆ Fácil fabricação por forjamento, fundição ou sinterização (metalurgia do pó), disponibilidade de mais de um fabricante de matrizes;
- ◆ Boa usinabilidade;
- ◆ Ausência de excessiva reação com lubrificantes ou material trabalhado e
- ◆ Custo razoável.

Os aços convencionais para confecção de matrizes não têm resistência mecânica, resistência à fratura e à oxidação, no forjamento sob temperaturas para produção de forjados "near-net-shape".

As matrizes para forjamento isotérmico e com matrizes aquecidas devem manter sua precisão enquanto resistem à excessiva tensão imposta pelas altas temperaturas. Por isso, as ligas à base de níquel como as ligas 100, B-1900, MAR-M-247, Astroloy, liga 718 e NX-188, bem como ligas à base de molibdênio, titânio-zircônio ou TZM, são aplicadas nesses casos.

Essas ligas apresentam um custo elevado, algumas vezes até dez vezes maior em relação aos materiais convencionais. A liga TZM, quando aplicada como material para matriz, necessita de uma atmosfera controlada, ou seja, vácuo ou gás inerte, por isso é necessário o uso de uma câmara que possibilite esse controle [Shah, 1988].

A figura IV.2 mostra o limite elástico sob tração, em função da temperatura de matrizes confeccionadas com as ligas apresentadas acima.

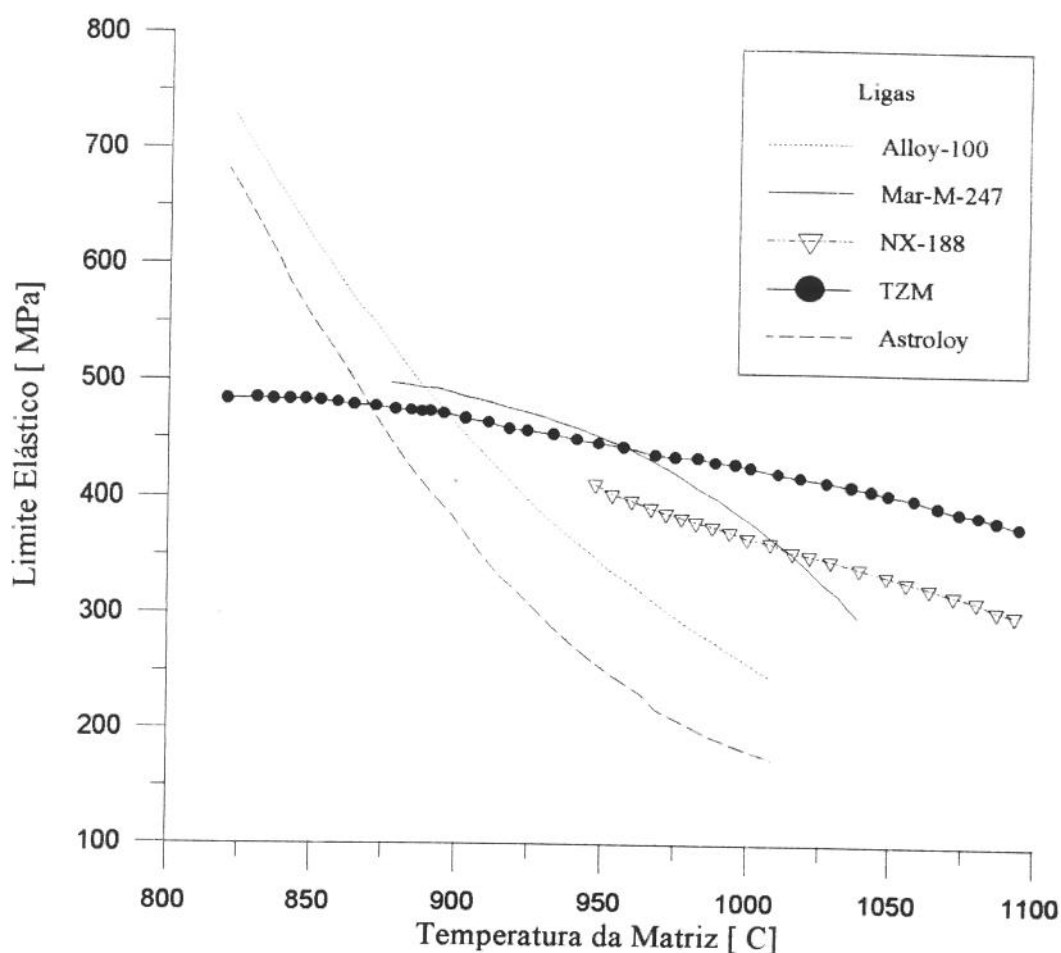


Figura IV.2 - Limite elástico em função da temperatura da matriz para forjamento isotérmico com matrizes de várias ligas à base de níquel e uma à base de molibdênio (TZM) [Shah, 1988].

Como se observa na figura IV.2 a liga TZM é a mais usada para forjamento isotérmico que as ligas à base de níquel, para temperaturas iguais ou superiores a 1040 °C. No forjamento isotérmico ou em matriz aquecida, ou seja, processos de forjamento onde as matrizes são aquecidas a temperaturas superiores às aquelas usadas no forjamento convencional, porém, inferiores às aquelas usadas no forjamento isotérmico de ligas de titânio $\alpha+\beta$, como as ligas Ti-6Al-4V ou Ti-6Al-7Nb, que são forjadas de 925 °C a 980 °C as ligas mais empregadas para confecção das matrizes, são as ligas 100 e Astroloy [Shah, 1988].

A tabela IV.1 apresenta a composição das ligas utilizadas na manufatura das matrizes para forjamento isotérmico e com matriz aquecida.

Tabela IV.1 - Composição química dos materiais usados na confecção de matrizes para forjamento isotérmico [Shah,1988].

Composição % (#)										
Ligas	C	Co	Cr	Fe	Mo	Ni	Si	Ti	W	Outros
Ligas à base de Níquel										
Liga 100	0,18	15,0	9,5	-	3,0	rest.	-	5,0	-	5,5Al-0,95V-0,06Zr-0,01B
B-1900	0,10	10,0	8,0	-	6,0	rest.	-	1,0	-	6,0Al-4,0Ta-0,10Zr-0,015B
Astroloy	0,05	17,0	15,0	-	5,0	rest.	-	3,5	-	4,0Al-0,06Zr
Liga 718	0,05	-	18,0	-	3,0	rest.	-	0,4*	-	-
Liga 713LC	0,05	-	12,0	-	4,5	rest.	-	0,6	-	6,0Al-2,0Nb-0,1Zr-0,01B
NX-188	0,04	-	-	-	18,0	rest.	-	-	-	8,0Al
MAR-M-247	0,15	10,0	8,25	0,5	0,7	rest.	-	1,0	10,0	5,5Al-3,0Ta-1,5Hf-0,05Zr-0,015B
Ligas ao Molibdênio										
TZM	0,15	-	-	-	rest.	-	-	0,5	-	0,082Zr
"#"nominal exceto quando indicado e "*" máximo.										

IV.4.3 - TEMPERATURA DA MATRIZ

A definição da temperatura da matriz é um dos fatores críticos no desenvolvimento do processo para forjamento isotérmico ou em matriz aquecida. O efeito da temperatura da matriz na pressão de forjamento está ilustrado na figura IV.3 para a liga Ti-6Al-4V.

Analisando-se a figura abaixo, verifica-se que uma queda na temperatura de 955 °C para 730 °C pode resultar na duplicação da pressão de forjamento, o que, conseqüentemente, pode afetar a conformação da peça. Esse comportamento causaria ainda um impacto na seleção do material para confecção da matriz em aspectos econômicos. Além disso, a microestrutura da superfície do forjado também será afetada, devido ao gradiente de temperatura existente entre matriz e tarugo [Shah, 1988].

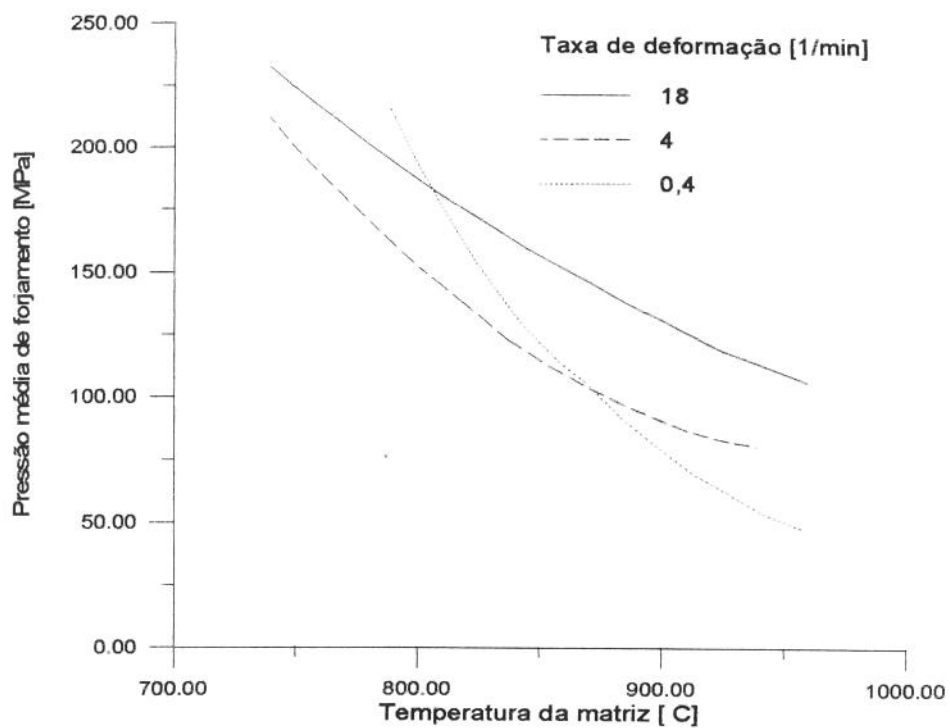


Figura IV.3 - Efeito da temperatura da matriz na pressão de forjamento para várias taxas de deformação para a liga Ti-6Al-4V [Shah, 1988].

CAPÍTULO V

PLANEJAMENTO DO PROCESSO

V.1 - INTRODUÇÃO

Visando um maior controle da microestrutura da peça forjada e também a redução do gradiente de temperatura existente entre forjado e matrizes, o processo de forjamento a ser utilizado será o forjamento isotérmico. As condições de forjamento serão descritas no capítulo seguinte, onde são tratados os procedimentos experimentais que foram adotados.

Esse processo é caracterizado por dois aspectos principais:

1. Baixas taxas de deformação e
2. Temperatura das matrizes próxima à do tarugo.

Esses dois aspectos em conjunto, proporcionam um preenchimento mais fácil das cavidades das matrizes e evitam variações na microestrutura dos forjados, devidas às quedas de temperatura mais acentuadas nas suas seções mais finas.

V.2 - DESENHO DO FORJADO

Um dos objetivos do trabalho foi reduzir o material perdido em forma de rebarba. Entretanto, devido à geometria da peça, não é possível a eliminação total da rebarba no processo de forjamento.

Assim, foi possível eliminar a rebarba na haste da peça. Na parte superior da peça onde a geometria é mais complexa a eliminação da rebarba foi parcial. Em relação a peças obtidas industrialmente pelo forjamento convencional, a partir de pré-formas obtidas através de operações de martelamento, a redução de matéria-prima é substancial.

A figura V.1 apresenta a forma final do forjado, projetado a partir da prótese mostrada na figura II.3 com sua respectiva rebarba.

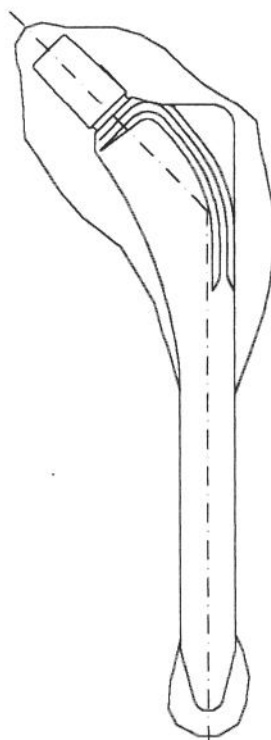


Figura V.1 - Desenho do forjado.

V.2.1 - CRITÉRIOS PARA O DIMENSIONAMENTO DO FORJADO

Os critérios de dimensionamento de forjados de precisão de ligas de titânio são similares àqueles usados para forjados de ligas de alumínio. Os forjados de precisão de ligas de titânio, com exceção de aerofólios, não são necessariamente conformados com as mesmas tolerâncias obtidas por usinagem. Entretanto, a tabela V.1 mostra que os valores de tolerância e de dimensões de forjados de precisão de ligas de titânio são mais refinados, em comparação aos obtidos por outros métodos de forjamento dessas ligas [Kuhlman, 1988].

Se o planejamento de um processo de forjamento de precisão e o critério de tolerâncias adotado não são suficientes para obter-se a peça numa precisão pré-estabelecida então, o projetista normalmente combina o forjamento convencional e/ou matriz aquecida/isotérmico, ou ainda forjamento a frio com usinagem, de forma que possibilite obter-se a peça em sua forma final respeitando as tolerâncias solicitadas no desenho do produto acabado.

Os critérios de projeto e tolerância para forjados de precisão em ligas de titânio podem variar de acordo com a liga, devido ao fato de que essas ligas não apresentam,

necessariamente, a mesma forjabilidade. Isso é válido para qualquer uma das técnicas de forjamento seja, convencional, isotérmico ou com matriz aquecida.

Tabela V.1 - Critérios para projeto de forjados de precisão em ligas de titânio β e $\alpha+\beta$
[Kuhlman, 1988].

Parâmetros geométricos	Precisão	Convencional
Área projetada - m ²	até 0,193	0,290
Comprimento - mm	até 1015	1525
Tolerância compr. e espesura - mm	+0,5 / -0,25	+0,75 / -0,25
Tolerância nas dim. transversais - mm	±0,38	±0,63
Ângulos		
externos	0°; +30' / - 0°	o mesmo
internos	1°; +30' / - 1°	o mesmo
Raios - mm		
Canto	1,5; +0,75 / -1,5	o mesmo
Filete	3,3; +0,75 / -1,5	o mesmo
Linearidade - mm	0,25 em 254 mm	o mesmo
Espesura mínima de nervura - mm	2,3 (a)	2,5
Espesura mínima de ressalto - mm	2,3 (a)	2,5

(a) - Em alguns projetos e sob algumas condições de processamento, a espesura mínima da nervura e do ressalto podem ser 1,5 e 2,0, respectivamente.

V.3 - DEFINIÇÃO DO PROCESSAMENTO

V.3.1 - SEQUÊNCIA DE ETAPAS

A sequência de operações para obtenção da prótese é apresentada a seguir:

- ♦ corte
- ♦ aquecimento
- ♦ laminação
- ♦ aquecimento
- ♦ dobrar

- ◆ aquecimento
- ◆ final.
- ◆ rebarbar

As três operações de conformação acima são representadas na figura V.2, que apresenta a evolução do tarugo no decorrer do processo.

V.3.1.1 - DESENVOLVIMENTO DO TARUGO AO LONGO DO PROCESSO

A figura V.2 mostra o desenvolvimento do tarugo ao longo do processo. A operação de corte em processos de forjamento de precisão é de extrema importância.

Em alguns processos, dependendo da geometria da peça, torna-se necessário uma operação de recalque simples com objetivo de esquadrear o tarugo para a operação seguinte. No caso em estudo, não será necessário acrescentar essa operação já que a operação seguinte é uma laminação.

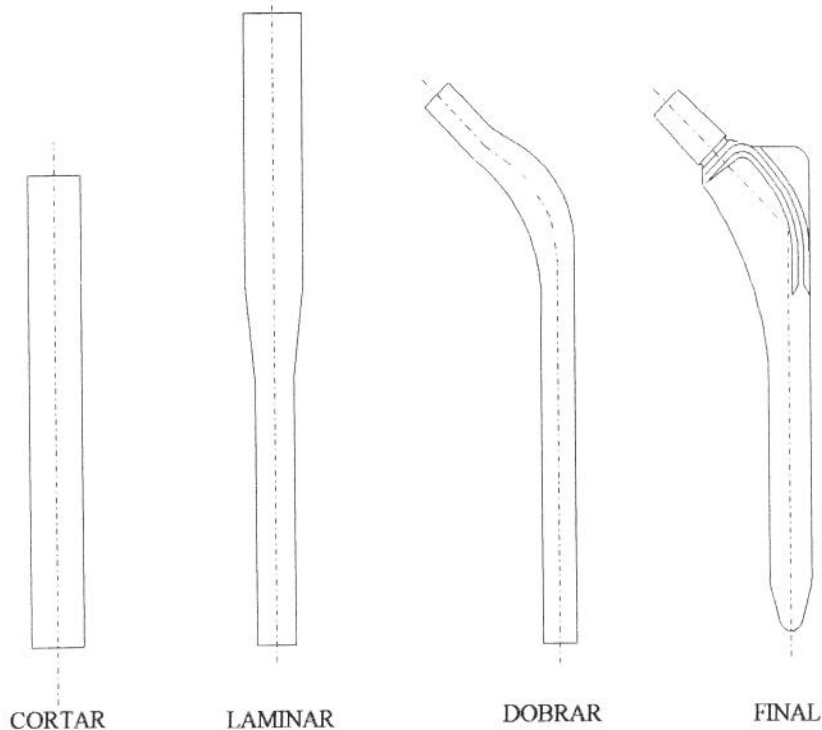


Figura V.2 - Evolução do tarugo durante o processo.

As operações representadas na figura V.2 estão detalhadas a seguir:

- ◆ Corte - Como em todo processo de forjamento de precisão, é uma operação de extrema importância uma vez que a precisão do processo começa nas primeiras operações. Portanto, nessa operação deve-se manter a menor variação de peso possível.
- ◆ Laminação - Essa operação foi incluída ao processo para realizar uma redução na área do forjado, objetivando aproximar a pré-forma à forma final do forjado.
- ◆ Dobramento - à altura de 1/3 do comprimento da peça, próximo à região recalçada, a fim de obter o ângulo entre haste e cone. Essa operação será realizada utilizando-se as matrizes mostradas na figura V.5.
- ◆ Final - Essa operação será realizada à temperatura de $450\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$. Os tarugos foram aquecidos em forno, enquanto que as matrizes serão aquecidas através de resistências. Essa operação será efetuada usando-se uma prensa hidráulica, pois esse tipo de equipamento é o mais indicado para o processo de forjamento isotérmico, uma vez que necessita-se de baixas taxas de deformação.

V.4 - DIMENSIONAMENTO DAS MATRIZES

As matrizes de forjamento foram confeccionadas em aço Villares VMO, a partir do desenho do peça a ser forjada, figura II.3. O aço Villares VMO foi utilizado na confecção dessas matrizes por se estar usando temperaturas bem abaixo, daquelas necessárias ao forjamento isotérmico de ligas de titânio.

Os eletrodos em grafite, para posterior usinagem dos blocos por eletro-erosão, foram obtidos através do desenho do produto considerando-se as devidas reduções nas dimensões para posterior polimento das matrizes de forjamento, figura V.3.

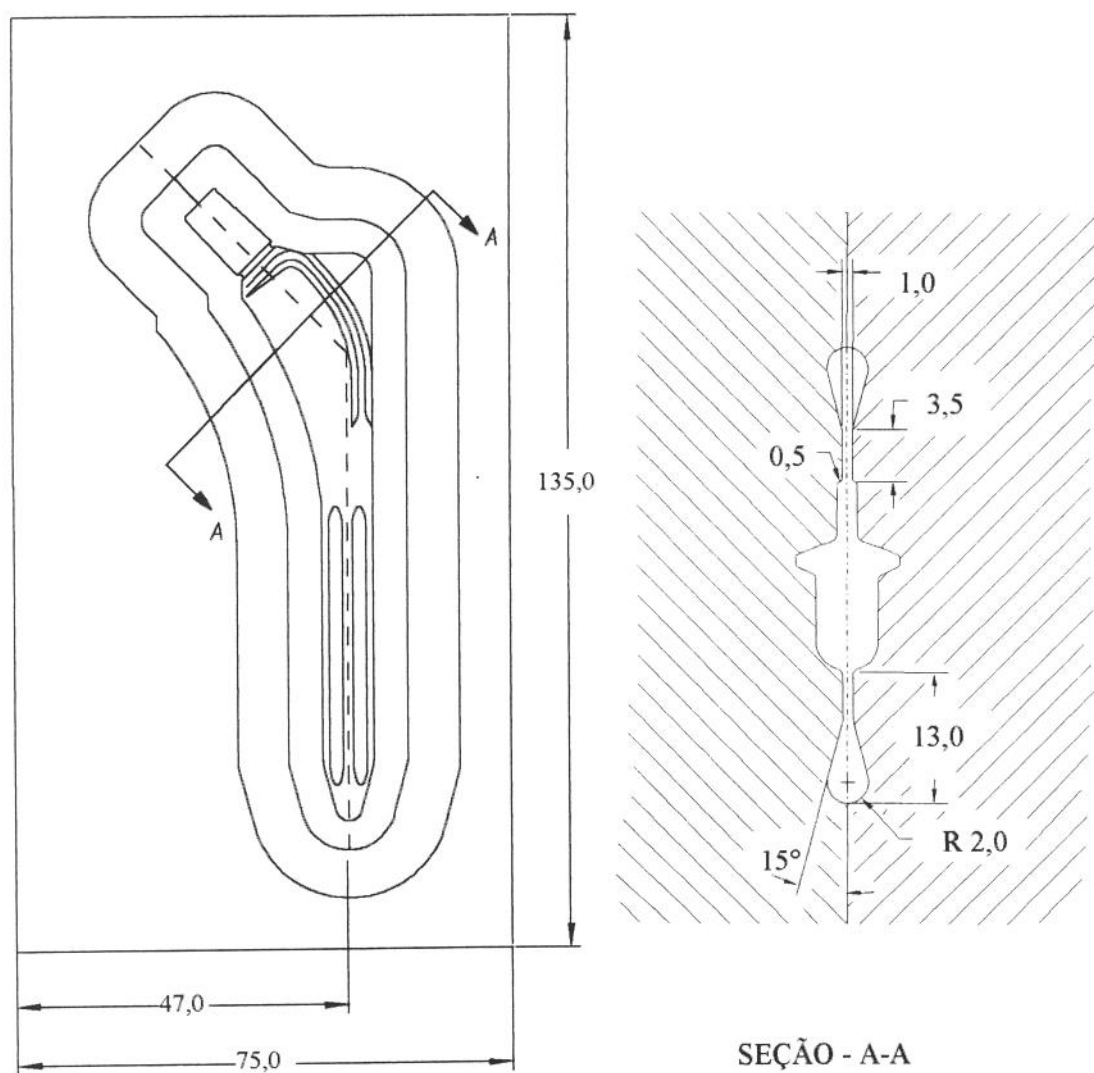


Figura V.3 - Matriz final de forjamento.

As dimensões dos blocos das matrizes foram definidas conforme mostrado na figura V.4 a partir da tabela V.2 [Lange, 1985].

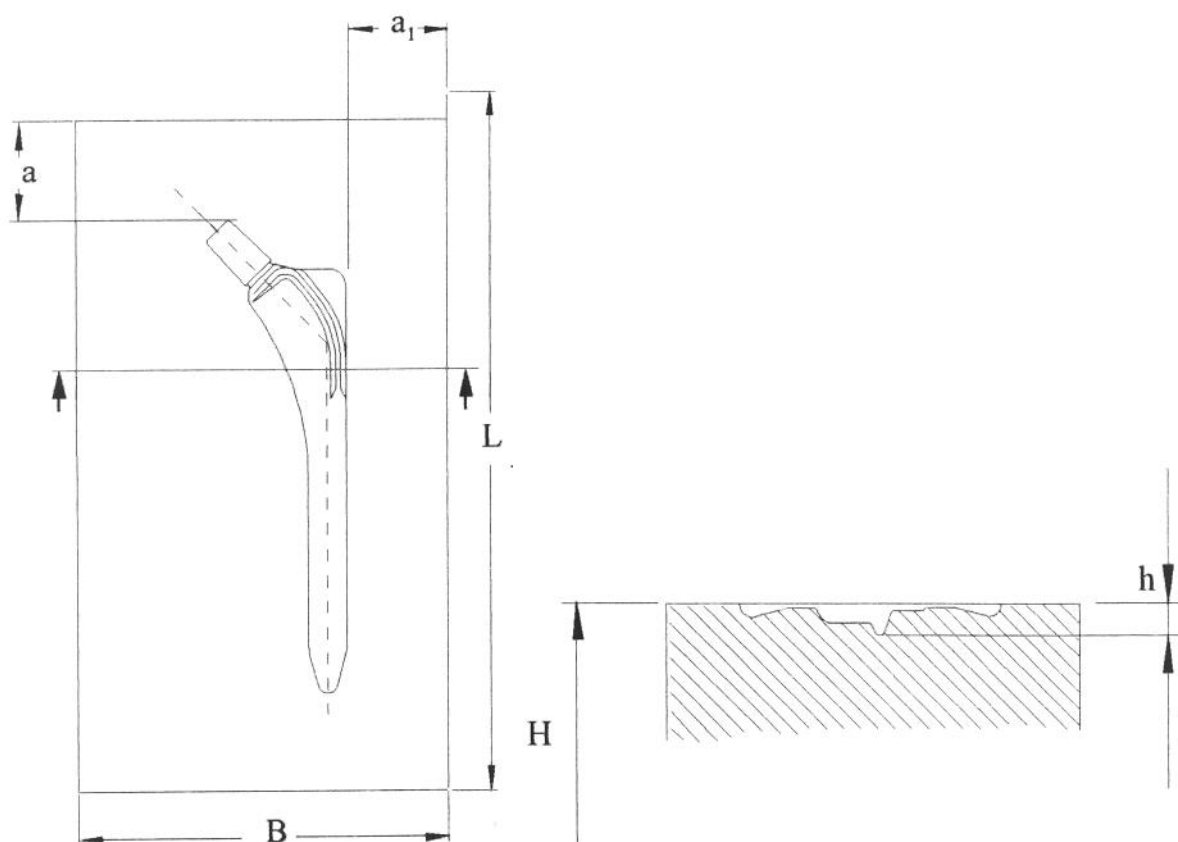


Figura V.4 - Dimensões dos blocos.

Tabela V.2 - Dimensões típicas para blocos de matrizes [Lange, 1985].

a (mm)	a_1 (mm)	h (mm)	H (mm)
12	10	6	100
32	25	10	125
56	40	40	200
110	80	100	315

a = espessura mínima entre aresta exterior e impressão

a_1 = espessura mínima entre impressões

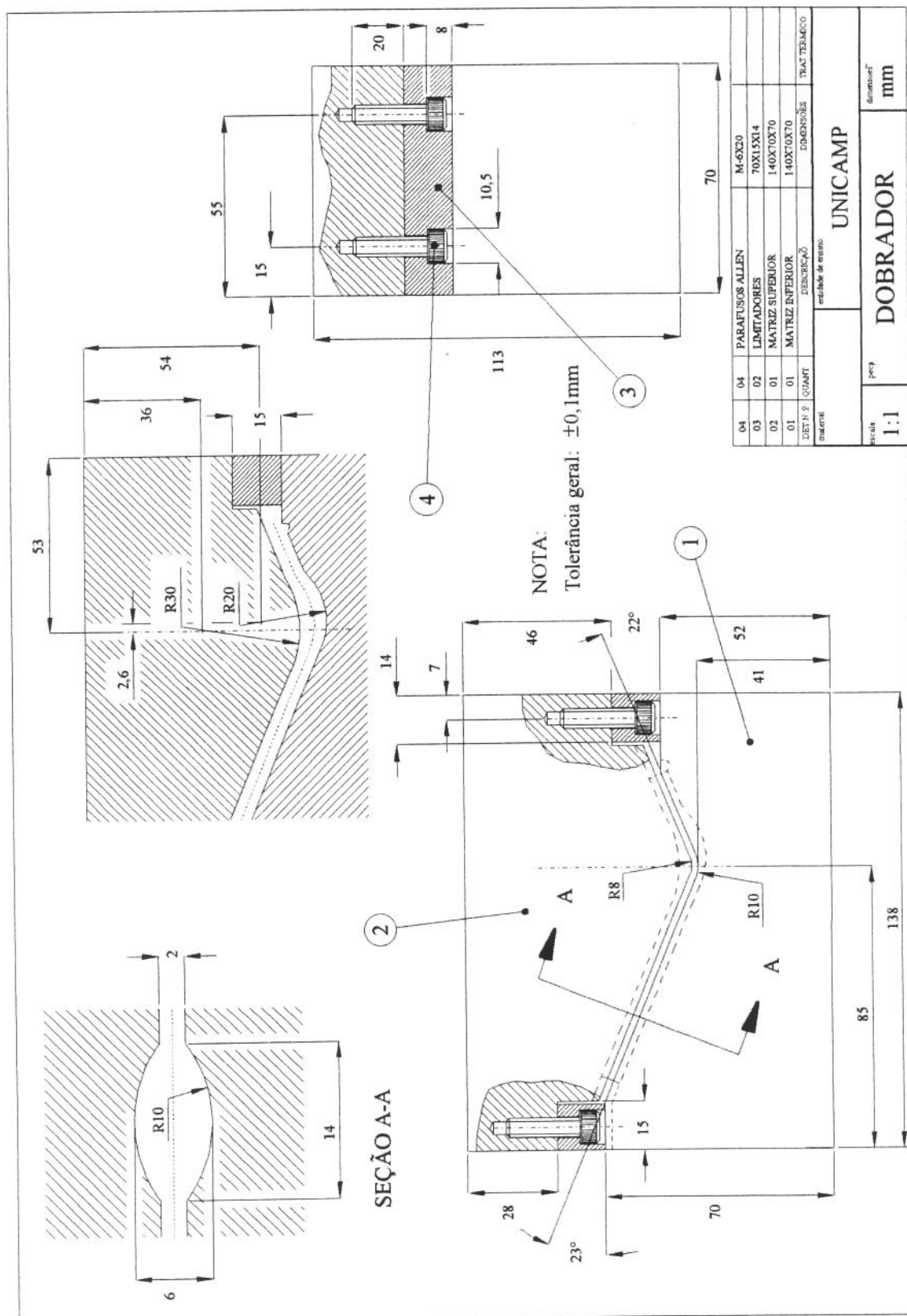


Figura V.5 - Ferramenta de cobrar.

V.5 - EQUIPAMENTO

V.5.1 - ESCOLHA DA PRENSA

O equipamento utilizado nas experiências será uma prensa hidráulica. Geralmente, esse tipo de equipamento não é empregado no forjamento de peças de pequeno porte como é o caso de uma prótese coxo-femural, entretanto, ele é amplamente utilizado quando se trata de forjados de precisão. Além disso, a taxa de deformação desses equipamentos é baixa em relação a martelos e prensas mecânicas, o que proporciona ao forjado uma distribuição da temperatura uniforme ao longo da deformação, facilitando a obtenção de uma microestrutura mais homogênea.

A capacidade da prensa foi determinada calculando-se a força necessária para o forjamento da liga de Al 1100 na temperatura de 450 °C.

Para determinar a força de forjamento necessária foi utilizada a curva de escoamento do Al 1100 apresentada por Altan[1983], que é representada pela equação abaixo:

$$\bar{\sigma} = C.(\dot{\epsilon})^m \quad (V.1)$$

onde :

$\bar{\sigma}$ = Tensão média de escoamento;

C = Coeficiente de resistência;

$\dot{\epsilon}$ = Taxa de deformação e

m = Coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$).

Na determinação dessa tensão, para o Al 1100 extrudado e recozido a aproximadamente 400 °C [Altan, 1983] e temperatura de deformação de 450 °C, são fornecidos os seguintes dados:

$$\epsilon = 0,512$$

$$C = 30,33 \text{ MPa}$$

$$m = 0,116$$

Em função dos dados acima especificados e utilizando-se procedimentos apresentados por Mäkelt em [Billigmann, 1979], para utilização de uma prensa hidráulica determinou-se a força de forjamento necessária no processo como sendo:

$$F_F = 200.000 \text{ N}$$

CAPÍTULO VI

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

VI.1 - CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Os ensaios experimentais foram realizados em escala de laboratório, usando-se como matéria-prima o chumbo comercialmente puro e a liga de alumínio 1100.

O chumbo foi ensaiado com o objetivo principal de se observar o escoamento do material através das cavidades das matrizes, superior e inferior e também definir a geometria ideal, a qual possibilitasse a maior redução no volume do tarugo de partida.

Nos ensaios com chumbo, os tarugos foram deformados à temperatura ambiente. Nesta fase do desenvolvimento do processo, várias geometrias apresentadas na figura VI.2 foram utilizadas, visando sempre obter-se peças com reduzida bacia de rebarba e conseqüentemente menores cargas de fechamento.

Na segunda fase do desenvolvimento experimental foram utilizados corpos-de-prova em alumínio, com a geometria ideal definida na fase anterior. O objetivo desta fase foi obter dados relacionados às cargas de forjamento e posteriormente definir um coeficiente, que possibilitasse extrapolar os resultados obtidos, para uma peça em escala real utilizando-se uma liga de titânio como matéria-prima.

VI.2 - DESCRIÇÃO DOS ENSAIOS

VI.2.1 - ENSAIOS DE FORJAMENTO

Para a realização dos ensaios de forjamento, foram desenvolvidas várias geometrias para o tarugo inicial até que se chegasse àquela que fornecesse os melhores resultados relacionados ao modo de escoamento do material através das cavidades das matrizes. Todos os ensaios foram realizados em laboratório, obtendo-se peças com escala 1:2 da peça real.

Nesta fase foram utilizados corpos-de-prova em chumbo. Entretanto, era necessário obter-se uma geometria inicial como ponto de partida para uma possível otimização posterior.

A seguir será apresentado um método prático para definição dessa geometria inicial, que consiste basicamente em se fatiar a peça em sua forma final nas diferentes seções ao longo de seu comprimento, conforme figura VI.1.

Uma vez definidas essas seções, calcula-se a área referente a cada uma delas e em seguida, transforma-se essas áreas em diâmetros denominados **diâmetros relativos**.

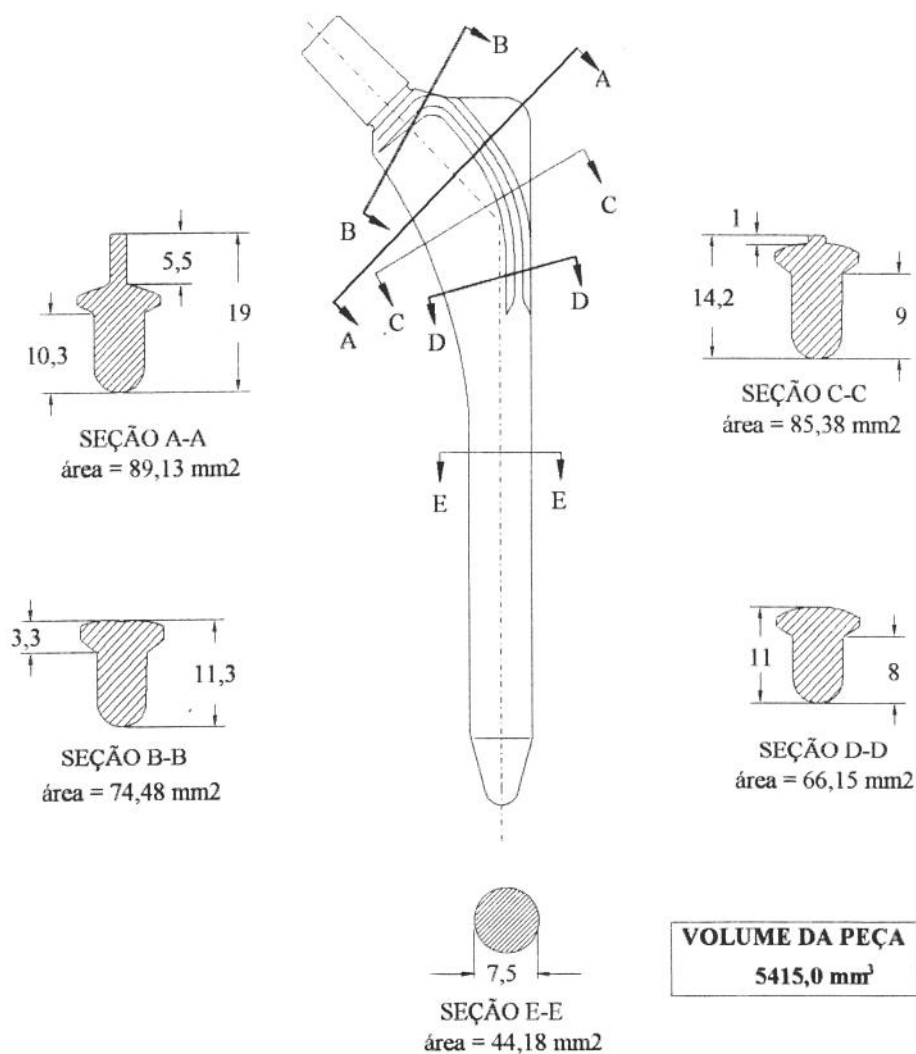


Figura VI.1 - Definição e cálculo das áreas.

A tabela VI.1 mostra os diâmetros relativos a cada uma das seções mostradas na figura VI.1.

Tabela VI.1 - Diâmetros relativos

Seção	A-A	B-B	C-C	D-D	E-E
Área [mm ²]	89,13	74,48	85,38	66,15	44,18
Diâmetro relativo [mm]	10,65	9,74	10,43	9,18	7,5

VI.2.1.1 - DEFINIÇÃO DAS CONDIÇÕES DE ENSAIO

Os primeiros ensaios foram realizados utilizando-se corpos-de-prova com a geometria "A" da figura VI.2. Primeiramente, executou-se uma operação de dobramento que se deu a um terço do comprimento da peça, formando um ângulo de 135° [Rubin, 1992], que é o ângulo entre o eixo central do cone e o eixo central da haste.

Os corpos-de-prova com geometria "B" a "H", também sofreram operações de dobramento com o mesmo ângulo da geometria "A". Entretanto, essas geometrias foram dobradas conforme o perfil mostrado na figura V.2 obtido na ferramenta de dobrar mostrada na figura V.5.

Os ensaios que utilizaram os corpos-de-prova com a geometria "A", tiveram como objetivo principal, comparar o volume de matéria-prima utilizada nos processos atuais de algumas indústrias com o volume do processo proposto neste trabalho, reduzindo-se a matéria-prima.

Como os ensaios realizados com chumbo tiveram basicamente o objetivo de analisar o modo de escoamento do material através das cavidades das matrizes, esses tarugos foram trabalhados à temperatura ambiente, pois como afirma [Altan, 1970], o chumbo a essa temperatura possibilita simular o escoamento à quente de outras ligas metálicas, como os aços e as ligas de titânio, já que ele, sofre recristalização dinâmica a essa temperatura⁴.

Os ensaios com corpos-de-prova de alumínio foram realizados a quente e isotermicamente, ou seja, as matrizes foram mantidas aquecidas à mesma temperatura do tarugo durante o ciclo de forjamento. Com isso, evitou-se a perda de calor por parte dos tarugos, já que não houve troca de calor entre matriz e peça trabalhada. O objetivo desses ensaios foi obter dados relacionados a tensões e cargas de forjamento que possibilitassem extrapolar essas informações para o forjamento isotérmico da liga Ti-6Al-7Nb.

O ensaios foram realizados conforme descrição abaixo:

♦ *Arranjo experimental (Figura VI.3)*

Os ensaios foram realizados em uma prensa hidráulica FAREX, modelo PFM de 300.000 N de capacidade e velocidade de 2,9 mm/s.

A célula de carga utilizada no monitoramento dos ensaios foi previamente calibrada e obteve-se a seguinte expressão de conversão:

$$F \text{ [N]} = 3424,87 * V \text{ [mV]} - 193,11 \text{ [N]} \quad (\text{VI.1})$$

onde:

F = força de forjamento e

V = tensão registrada na saída da ponte amplificadora.

Nos ensaios com alumínio que foram efetuados isotermicamente, foi necessário um sistema simples de refrigeração para não comprometer o funcionamento da célula de carga. Para garantir que o aquecimento das matrizes não prejudicasse os ensaios, as matrizes foram aquecidas fora da prensa, depois levadas através de um sistema de roletes sobre os quais ficaram apoiadas para dentro das bases fixas na mesa da prensa e fixadas por meio de um sistema de troca rápida simplificado, já previamente centralizadas.

Para o aquecimento dos corpos-de-prova foi utilizado um forno EDG modelo MC-2 com potência de 2,0 KW. O controle da temperatura das matrizes durante o ciclo de forjamento do alumínio foi efetuado através de um termômetro digital ECB. Uma ponte PHILIPS modelo PR 9307 foi utilizada no condicionamento e amplificação dos sinais da célula de carga e transferidos para um registrador ECB modelo RB 201 - 110 V - 60 Hz.

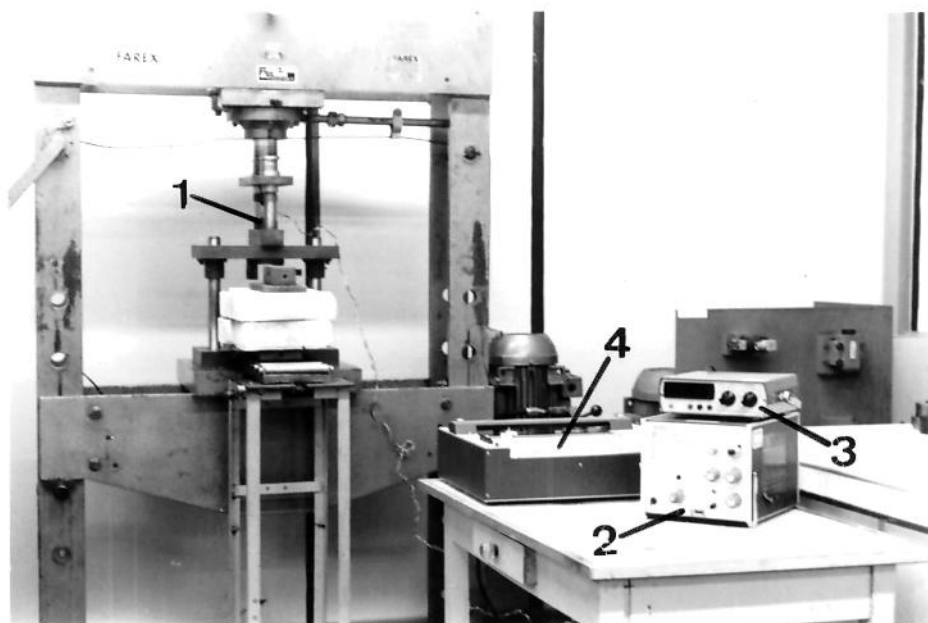


Figura VI.3 - Arranjo experimental: 1-Célula de carga 2- Ponte
3-Multímetro 4-Registrador.

A figura VI.4 mostra um esquema do ferramental de forjamento utilizado nos ensaios experimentais.

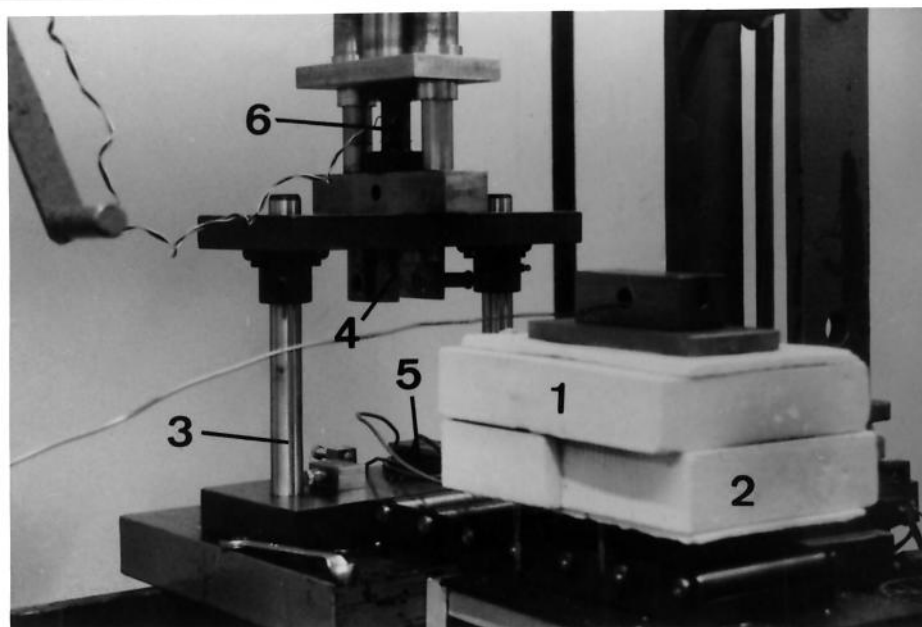


Figura VI.4 - Ferramental de forjamento.

Legenda da figura VI.4 :

1. Matriz inferior
2. Matriz superior
3. Conjunto de bases guiadas por colunas
4. Fixação superior
5. Guia inferior
6. Célula de carga

♦ Procedimento empregado

Os tarugos de chumbo foram obtidos a partir de barras fundidas com diâmetro de ϕ 17,2 mm e posteriormente extrudados para um diâmetro de ϕ 12,7 mm. Posteriormente, foram cortados tarugos com volume relativo a cada geometria e extrudados para um diâmetro de ϕ 7,5 mm. A extremidade superior de cada geometria foi usinada quando necessário. Após obtida a geometria desejada efetuou-se a operação de dobramento conforme descrito no item VI.2.1.1.

As matrizes utilizadas nos ensaios não contavam com sistema de guiamento entre matriz superior e inferior, sendo então necessário guiá-las através das bases que dispunham de guias móveis possibilitando sua centralização.

Com relação à lubrificação os tarugos de chumbo não tiveram qualquer tipo de lubrificação. Para os tarugos de alumínio utilizou-se como lubrificante o grafite em pó.

Os tarugos de chumbo foram forjados diretamente após sua obtenção. Os de alumínio foram homogeneizados e posteriormente aquecidos antes de serem forjados, conforme segue:

Homogeneização - No primeiro ciclo, o forno foi aquecido a partir da temperatura ambiente até 500 °C com uma velocidade de aquecimento de 10 °C/min e permaneceu neste patamar durante 5 minutos, momento em que os tarugos foram colocados no forno. No segundo ciclo a temperatura foi de 500 °C até 540 °C com velocidade de 5 °C/min e permaneceu nesta temperatura durante 180 minutos.

Aquecimento - Os tarugos foram aquecidos à temperatura de 480 °C para dobramento e a 450 °C durante 120 minutos para forjamento isotérmico. A matriz foi aquecida a 400°C e mantida a essa temperatura durante o ciclo de forjamento.

A figura VI.5 apresenta o desenvolvimento do forjado ao longo das etapas de processamento.

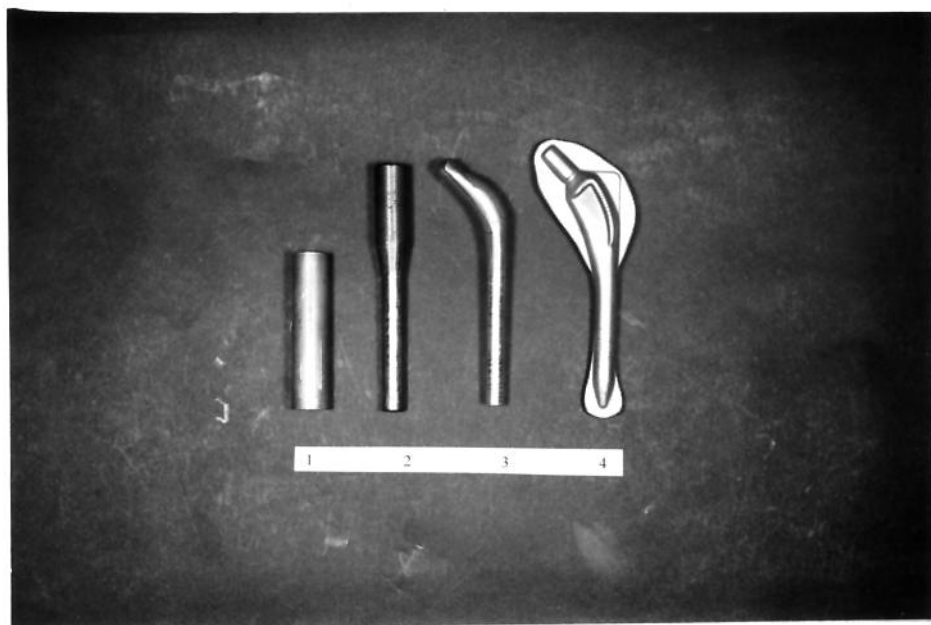


Figura VI.5 - Desenvolvimento do forjado ao longo das etapas de processamento.

CAPÍTULO VII

APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS

VII.1 - APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS

Após a realização das duas séries de ensaios utilizando-se chumbo e alumínio como matéria-prima, foram obtidos os dados apresentados nas tabelas VII.1 e VII.2. Os resultados apresentados nessas tabelas foram obtidos conforme descreve-se a seguir:

Para cada ensaio foi obtido um gráfico de tensão de saída da ponte condicionadora em mV contra o tempo de forjamento em segundos. A tensão máxima obtida em cada ensaio foi convertida segundo a expressão VI.1, determinando-se a força máxima em cada ensaio.

Também foram medidos os pesos dos corpos-de-prova, anotadas as geometrias características dos tarugos e medidas duas dimensões das peças forjadas, como mostrado na figura VII.1.

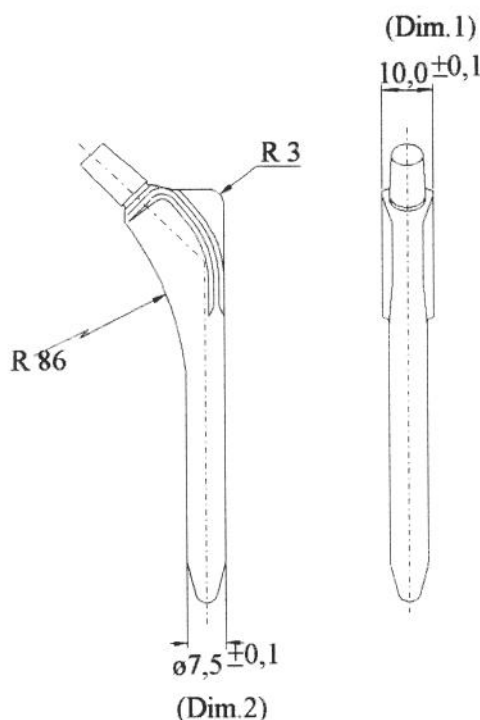


Figura VII.1 - Dimensões verificadas após forjamento.

As demais dimensões da figura VII.1 estão diretamente relacionadas ao projeto das matrizes, portanto, já foram previamente verificadas e não sofrem variações impostas pelo processo.

Tabela VII.1 - Resultados Experimentais

Ensaio nº	Voltagem (mV)	Força-F _E (N)	Voltagem (mV)	Força-F _R (N)	Massa (g)	Dim.1	Dim.2	Geom.	Material
01	71,5	244685,10	19,5	66591,85	117,84	10	7,5	A	Chumbo
02	67,5	230985,60	19	64879,42	117,88	10	7,5	"	"
03	36,5	124714,60	20,5	70016,73	118,27	11	8,5	"	"
04	71,5	244685,10	21,5	73441,59	92,2	10	7,5	"	"
05	60	205299,10	20	68304,29	116,23	10,2	7,7	"	"
06	78	266946,80	21	71729,16	66,8	10	7,5	B	"
07	45,5	155638,50	20,5	70016,73	71,71	10	7,5	"	"
08	80,5	275508,90	21	71729,16	69,26	10	7,3	"	"
09	83,5	285783,50	20	68304,29	118,58	10	7,5	A	"
10	69	236122,90	21	71729,16	65,77	10	7,5	B	"
11	69	236122,90	21,5	73441,59	67,54	10	7,5	"	"
12	29	99128,12	20,5	70016,73	60	10	7,5	C	"
13	32,5	111115,20	20,5	70016,73	59,45	10	7,5	"	"
14	7	23780,98	*		59,36	10,8	8,3	"	"
15	17,5	59742,11	*		57,84	10	7,5	"	"
16	69,5	237835,40	20,5	70016,73	58,35	9,9	7,3	"	"
17	15,5	52892,38	*		60,34	10,4	7,6	D	"
18	31	105977,90	21,5	73441,59	61,71	10,2	7,5	"	"
19	60,6	207354,00	20	68304,29	61,28	10	7,4	"	"
20	55,5	189887,20	20	68304,29	66,84	10	7,5	E	"
21	67,5	230985,60	19,5	66591,85	63,98	10	7,5	"	"
22	67	229273,20	19,5	66591,85	64,88	10	7,5	"	"
23	68	232698,00	20	68304,29	63,95	10	7,5	"	"
24	68,5	234410,50	19	64879,42	68,48	10	7,4	F	"
25	70	239547,80	20,5	70016,73	69,24	10	7,5	"	"
26	68	232698,00	21	71729,16	68	10	7,5	"	"
27	69,5	237835,40	20,5	70016,73	65,85	10	7,5	"	"
28	68,5	234410,50	20,5	70016,73	69,7	10	7,5	"	"
29	68	232698,00	20,5	70016,73	68,9	10	7,5	"	"
30	68,5	234410,50	20	68304,29	70,58	10	7,5	"	"
31	68	232698,00	20	68304,29	71,49	10	7,5	"	"
32	4,5	15218,80	*		70,17	13,7	8	G	"
33	15,5	52892,38	*		71,5	11	8	"	"
34	21,5	73441,59	20	68304,29	69,35	10,5	7,7	"	"
35	32	109402,70	20	68304,29	69,6	10,4	7,8	"	"
36	47,5	162488,20	20	68304,29	71,73	10,3	7,7	"	"
37	50,5	172762,80	21	71729,16	70,7	10	7,5	"	"
38	68,5	234410,50	20	68304,29	69,29	10	7,5	"	"
39	68,5	234310,50	20,5	70016,73	69,24	10	7,5	"	"
40	59,5	203586,70	20	68304,29	70,89	10	7,5	"	"
41	22,5	76866,47	20	68304,29	70,78	10,6	7,8	"	"

F_E = Força de forjamento; F_R = Força de início da rebarba e * = Ensaios interrompidos antes de F_R

Tabela VII.2 - Resultados experimentais

Ensaio no	Voltagem (mV)	Força-F _F (N)	Voltagem (mV)	Força-F _R (N)	Massa (g)	Dim.1	Dim.2	Geom.	Material
42	53,2	182010,00	21	71729,16	17,46	10,3	7,7	G	Alumínio
43	48	164200,70	21,5	73441,59	17,53	10,7	7,5	"	"
44	54,5	186462,30	20,5	70016,73	17,53	10,8	7,3	"	"
45	46	157350,90	20,5	70016,73	17,66	11	perdido	"	"
46	16,5	56317,25	*		17,49	10,4	7,6	"	"
47	13,5	46042,64	*		17,32	11	7,6	"	"
48	18,5	63166,98	*		17,63	10,5	7,6	"	"
49	16,5	56317,25	*		17,31	11,1	7,5	"	"
50	43	147076,30	18,5	63166,98	17,9	10,1	7,5	"	"
51	17	58029,68	*		17,73	11,2	7,5	"	"
52	21,5	73441,59	17,5	59742,11	17,28	10,9	7,9	"	"
53	30	102553,00	20	68304,29	17,73	10,4	7,6	"	"
54	35	119677,30	18	61454,55	16,81	10,6	7,7	H	"
55	39,5	135089,30	19	64879,42	16,5	10,6	7,7	"	"
56	perdido	perdido	perdido	perdido	17,77	perdido	perdido	perdido	perdido
57	33	112827,6	19,5	66591,85	17,70	10,2	7,5	G	alumínio
58	19	64879,42	*		17,67	11,1	7,5	"	"
59	26	88853,51	19,5	66591,85	17,94	10,9	7,5	"	"
60	15,5	52892,38	*		17,68	11,5	7,5	"	"
61	33,5	114540	19,5	66591,85	17,80	10,7	7,5	"	"
62	48,5	165913	20	68304,29	17,88	10,6	7,5	"	"
63	39,5	135089,3	19,5	66591,85	17,82	10,7	7,5	"	"
64	66	225848,3	19,5	66591,85	17,84	10,2	7,5	"	"
65	63	215573,7	20	68304,29	17,99	10,1	7,5	"	"
66	48	164200,7	20	68304,29	17,78	10,4	7,5	"	"
67	54,5	186462,3	21	71729,16	17,80	10,5	7,5	"	"
68	54	184749,9	20	68304,29	17,71	10,6	7,5	"	"
69	70	239547,8	20	68304,29	17,82	11	7,5	"	"
70	66	225848,3	19,5	66591,85	17,94	10	7,5	"	"
71	48,5	165913,1	19,5	66591,85	17,58	10,2	7,5	"	"
72	45,5	155638,5	19,5	66591,85	17,79	10,4	7,5	"	"
73	59	201874,2	19,5	66591,85	17,76	10,3	7,5	"	"
74	55,6	189887,2	19,5	66591,85	17,64	10,7	7,5	"	"

F_F = Força de forjamento; F_R = Força de início da rebarba e * = Ensaios interrompidos antes de F_R

VII.2 - ANÁLISE DOS RESULTADOS

VII.2.1 - DEFINIÇÃO DA GEOMETRIA IDEAL

Nos processos de forjamento, alguns parâmetros têm importância fundamental, como por exemplo o peso inicial do tarugo, principalmente quando se tem como objetivo forjados "*near-net-shape*". Por isso no desenvolvimento deste trabalho, procurou-se sempre reduzir o peso do tarugo, ensaiando-se várias geometrias. A variação do peso de cada geometria pode ser verificado nas tabelas VII.1 e VII.2.

A seguir será feita uma análise sobre cada geometria justificando cada alteração efetuada.

Na análise dos resultados quanto à geometria do tarugo foram tomadas como pontos de referência as dimensões mostradas na figura VII.1 em conjunto com os dados apresentados nas tabelas VII.1 e VII.2.

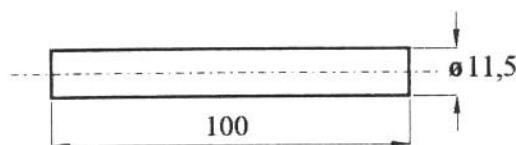


Figura VII.2 - Geometria "A".

Com os ensaios realizados com a geometria "A" verifica-se como algumas indústrias nacionais obtêm suas peças. No caso das peças obtidas a partir da geometria "A" a perda de material em forma de rebarba chega a 80% do peso final da peça.

Esse percentual parece exagerado mas é real. Se observarmos o "diâmetro relativo" à seção "A-A" mostrada na figura VI.1 e apresentado na tabela VI.1 que é de 10,65 mm e o diâmetro da haste que é de $\phi 7,5$ mm e também observarmos que na geometria "A" o diâmetro é de $\phi 11,5$ mm ao longo de 100 mm de comprimento, percebe-se facilmente que haverá uma rebarba muito grande ao longo do perímetro da peça que condiz com o percentual obtido.

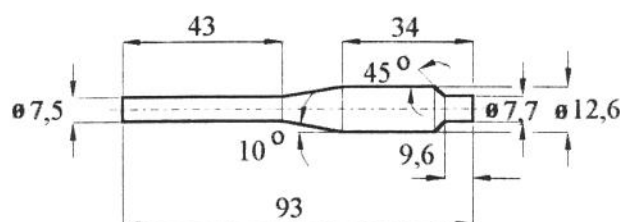


Figura VII.3 - Geometria "B".

A próxima geometria ensaiada foi a "B" (figura VII.3). Nesta, o material usado na formação da haste já está na medida final ou seja, $\phi 7,5$ mm. Com essas modificações verifica-se uma redução de 40% no peso do tarugo em relação à geometria "A".

No ensaio número 7 da tabela VII.1, as dimensões mostradas na figura VII.1 ($7,5 \pm 0,1$ e 10), foram alcançadas, porém, não se verificou um preenchimento total das cavidades das matrizes: neste caso, o raio de 86 mm não foi preenchido.

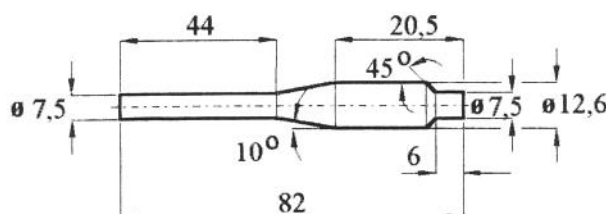


Figura VII.4 - Geometria "C".

Na geometria "C", o ensaio analisado foi o de número 15. Após analisa-lo e compará-lo ao ensaio 7 verifica-se que mesmo com um diâmetro maior ($\phi 12,6$ mm) em relação ao da geometria "A" ($\phi 11,5$ mm) a peça não foi totalmente preenchida.

Neste ensaio praticamente não houve formação de rebarba na região da seção "A-A" mostrada na figura VII.1. Ficou caracterizado que a peça estava curta, o comprimento relativo ao diâmetro de 7,5 mm da extremidade superior da peça ficou bem menor em relação à geometria "B". O cilindro com diâmetro de 12,6 mm também ficou curto, com isso não houve obstrução ao escoamento do material imposto pelas matrizes no sentido longitudinal da peça. Assim, observou-se que o fato do material escoar livremente em todas as direções até encontrar obstrução imposta pelas matrizes, (característica de recalque simples), provocou o não preenchimento da peça.

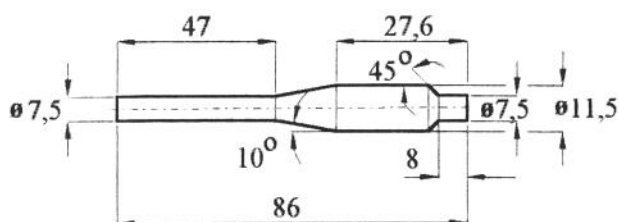


Figura VII.5 - Geometria "D".

Na geometria "D", o comprimento da pré-forma foi aumentado e o diâmetro relativo à seção "A-A" foi reduzido para $\phi 11,5$ tal como na geometria "A". O comprimento destinado à formação da haste também foi aumentado para 47 mm. Entretanto, com a redução do diâmetro em relação à geometria "C" verificou-se que o estágio de recalque foi pouco modificado devido a essa redução no diâmetro da pré-forma, causando assim, o não preenchimento da haste e também do raio de 86 mm.

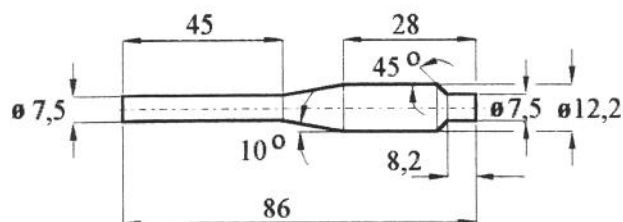


Figura VII.6 - Geometria "E".

Ao analisar os resultados obtidos a partir da geometria "E" verifica-se que depois de alterar o diâmetro maior de $\phi 11,5$ mm para $\phi 12,2$ mm, o raio de 86 mm e a extremidade inferior da haste não haviam sido preenchidos totalmente e que o raio de 3 mm estava preenchido porém, qualquer posicionamento irregular da pré-forma na matriz, poderia provocar o desvio dessa dimensão.

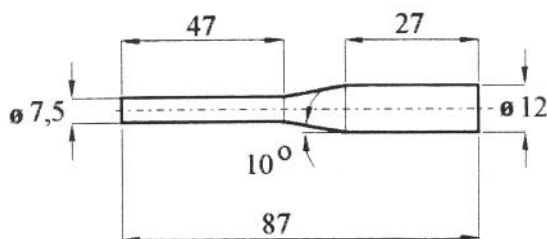


Figura VII.7 - Geometria "F".

Após as análises descritas, verificou-se que seria necessário alterar-se substancialmente a geometria "E" que passaria por duas mudanças dimensionais, ou seja, o comprimento da haste de 45 mm da geometria "E" para 47 mm na "F" e outra mais importante ainda, por estar diretamente ligada ao processo, que foi a alteração da extremidade superior da pré-forma extrudada. Eliminou-se o ϕ 7,5 mm com 8,2 mm de comprimento que se observava na geometria "E". Essa alteração provocou um aumento no peso inicial do tarugo, que passou de 64,9 g para 69,0 g, em média. Entretanto, com essa alteração eliminou-se uma operação de extrusão que seria necessária para se obter o diâmetro de ϕ 7,5 mm.

Além disso, houve ainda uma pequena alteração no diâmetro maior da peça que passou de ϕ 12,2 mm para ϕ 12,0 mm com o objetivo de determinar qual o diâmetro mínimo para se obter a peça sem qualquer falha em sua geometria final.

Realizando-se os ensaios com corpos-de-prova com geometria "F" verificou-se que as peças forjadas encontravam-se totalmente preenchidas.

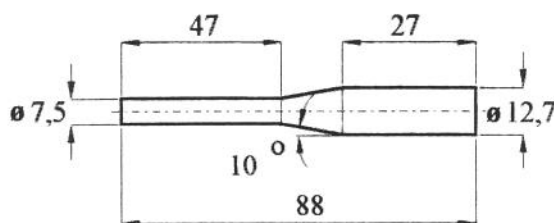


Figura VII.8 - Geometria "G".

Após a realização desses ensaios concluiu-se que geometria "F" era a mais adequada para o forjamento deste tipo de prótese. Entretanto, pensando numa peça em tamanho real optou-se por trabalhar com pré-formas partindo de uma bitola de ϕ 12,7 mm (geometria "G") já que este estudo foi desenvolvido com uma peça com escala 1:2.

Assim, ao extrapolar-se essas dimensões para uma peça em liga de titânio e tamanho real, a bitola de partida seria de ϕ 25,4 mm, que é uma bitola comercial. A geometria "G" foi ensaiada e os resultados foram os esperados, ou seja, todas as peças estavam preenchidas.

A figura VII. 9 apresenta o desenvolvimento da geometria do forjado em função da força aplicada a partir de tarugos em chumbo com geometria "G".

A figura VII.10 apresenta os forjados em chumbo obtidos a partir das geometrias "A" (a) e "G" (b), observando-se uma diferença de peso de 56 % devido ao excesso de rebarba da geometria "A".



Figura VII.9 - Desenvolvimento dos forjados de chumbo (Geometria "G") em função da força aplicada.

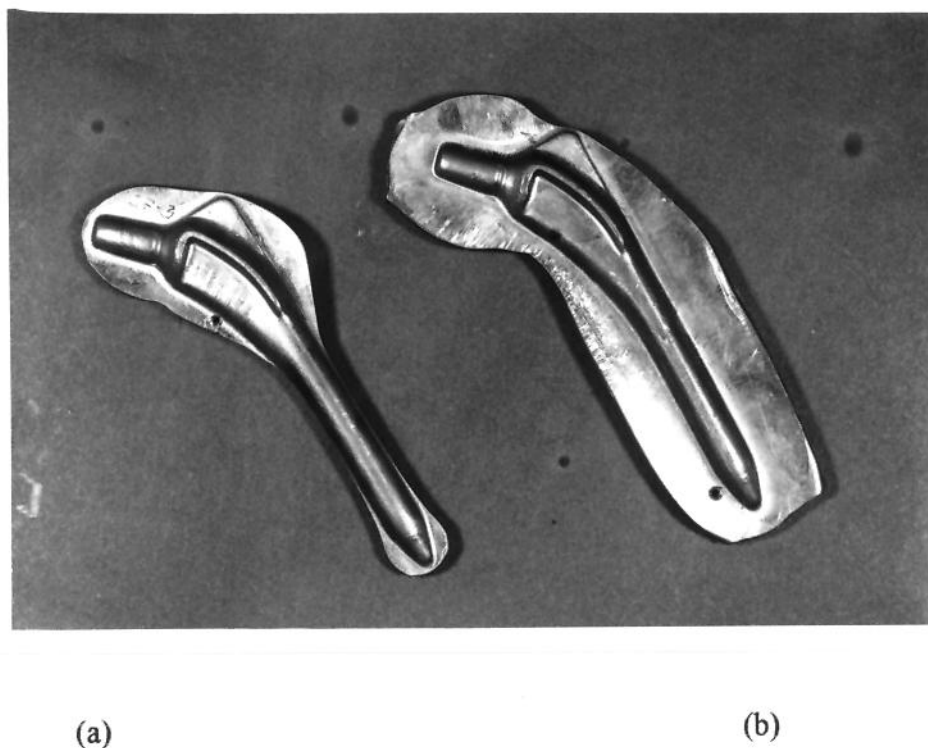


Figura VII.10 - Forjados em chumbo a partir das geometrias "G" (a) e "A" (b).

Uma vez definida a geometria mais adequada para o forjamento desta prótese, partiu-se para a segunda fase de ensaios, ou seja, ensaiar corpos-de-prova de alumínio.

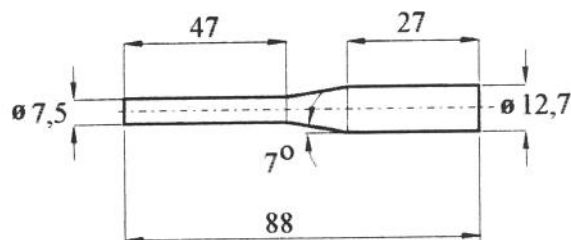


Figura VII.11 - Geometria "H".

A figura VII.12 apresenta o desenvolvimento dos forjados em função da força aplicada a partir de tarugos de alumínio com geometria "G".



Figura VII.12 - Desenvolvimento dos forjados de alumínio (Geometria "G") em função da força aplicada.

Os resultados obtidos com corpos-de-prova com a geometria "G" em alumínio, demonstraram que esses forjados apresentam o mesmo modo de escoamento que os corpos-de-prova forjados em chumbo.

Na geometria "H" fez-se uma última tentativa de redução da matéria-prima alterando-se o ângulo de 10° para 7° , porém, os resultados não foram satisfatórios, pois, com essa alteração, após o forjamento dos corpos-de-prova, verificou-se que o raio de 86 mm não foi preenchido. Uma opção seria aumentar o comprimento de 27 mm, entretanto, isso causaria um aumento do volume de material, que não é interessante neste caso.

VII.2.2 - ANÁLISE DOS ESFORÇOS DE FORJAMENTO

Após a realização dos ensaios com os corpos-de-prova em alumínio, através do processo de forjamento isotérmico, verificou-se alguns pontos em comum com os corpos-de-prova forjados em chumbo à temperatura ambiente.

A figura VII.13 apresenta um gráfico típico da força de forjamento em função do deslocamento da matriz superior obtido durante os ensaios realizados neste trabalho.

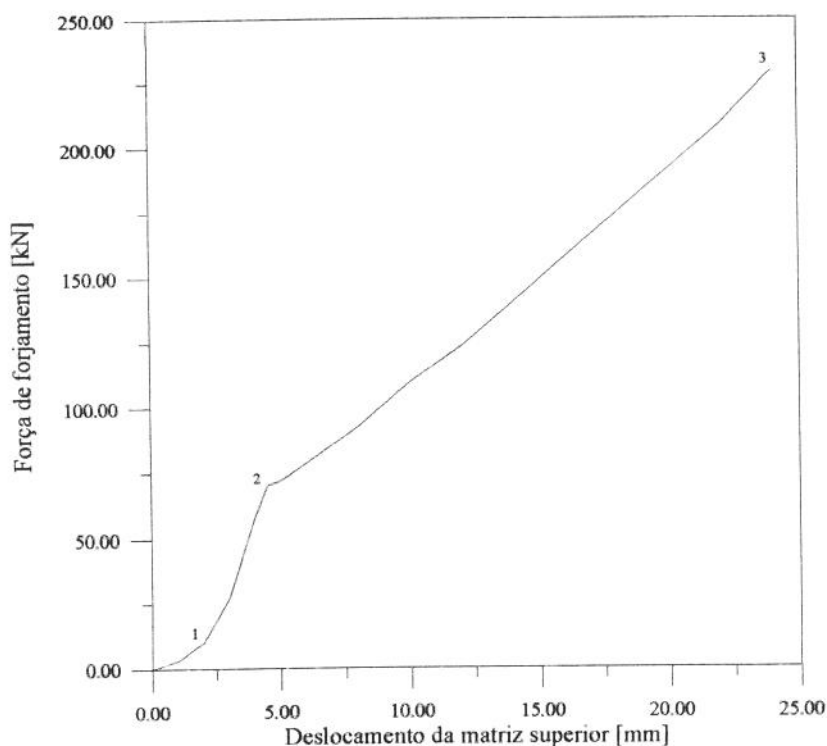


Figura VII.13 - Gráfico típico força x deslocamento.

Na figura VII.13 são apresentados os pontos 1, 2 e 3 que serão analisados particularmente a seguir.

◆ Ponto "1" - Observando-se a curva apresentada e analisando-se corpos-de-prova, (1 da figura VII.9 e 1 da figura VII.12) cujo deslocamento se encontrava entre o ponto "0" e "1" quando foi interrompido, verifica-se que este intervalo caracteriza uma situação de recalque, ou seja, não houve qualquer obstrução imposta pelas matrizes ao escoamento do material no interior das cavidades.

◆ Ponto "2" - Esse ponto foi caracterizado como sendo o momento em que se inicia a formação da rebarba (corpos-de-prova 2 da figura VII.9 e 2 da figura VII.12). No intervalo compreendido entre os pontos "1" e "2", verificou-se um aumento acentuado da força devido à formação da ranhura superior da peça com espessura de 2 mm. Esse detalhe geométrico da peça pode ser visto na seção A-A da figura II.3.

Pode-se também, observar através das tabelas VII.1 e VII.2, que os valores das forças, neste ponto, (início de formação da rebarba), são praticamente os mesmos para todos os ensaios, demonstrando que os materiais utilizados nos ensaios, (chumbo e alumínio) apresentam comportamento semelhante.

◆ Ponto "3" - Este ponto foi caracterizado como sendo aquele onde ocorre a máxima força de fechamento das matrizes. O intervalo compreendido entre os pontos "2" e "3" é caracterizado pela formação da rebarba até o ponto "3" quando as matrizes estarão totalmente fechadas. Esse aumento da força é devido a restrição imposta pela matriz na área de saída do material em excesso para formação da rebarba (corpos-de-prova números 3 a 6 da figura VII.9 e 3 a 8 da figura VII.12).

VII.2.3 - DETERMINAÇÃO DA FORÇA DE FORJAMENTO PARA A PRÓTESE EM LIGA DE TITÂNIO.

Como já foi apresentado anteriormente foram realizados ensaios com dois materiais, chumbo e alumínio. O chumbo com objetivo de se verificar o escoamento do material nas cavidades das matrizes e o alumínio com o objetivo de se analisar as tensões de forjamento. Para esses ensaios, a peça teve suas dimensões reduzidas à metade para que fosse possível

sua obtenção em laboratório. Assim, é necessário extrapolar os resultados obtidos com os ensaios realizados com ambos materiais para determinar a força de forjamento de uma peça utilizando-se outro material, no caso uma liga de titânio, nas dimensões de implante.

Com os resultados obtidos para o chumbo e o alumínio a partir de dados apresentados por [Altan, 1983], representados pela expressão V.1, torna-se possível determinar a força de forjamento para o caso real.

Para o chumbo,

$$\bar{F}_F = 211267,62 \text{ N}$$

Para o alumínio,

$$\bar{F}_F = 220711,00 \text{ N}$$

A tensão de escoamento para o chumbo a 22 °C, com $\dot{\epsilon} = 0,22 \text{ s}^{-1}$ e $\epsilon = 0,51$ é igual a:

$$\sigma_{Pb} = 14,89 \text{ MPa}$$

Tensão de escoamento para o alumínio a 450 °C, com $\dot{\epsilon} = 0,22 \text{ s}^{-1}$ e $\epsilon = 0,51$ é igual a:

$$\sigma_{Al} = 25,37 \text{ MPa}$$

Por interpolação obtem-se a expressão que possibilita a determinação da força de forjamento para um dado material em função de sua tensão de escoamento: (σ_m)

$$F_{Fm(L)} = 909,10 \sigma_m + 199600,00 \text{ N} \quad (\text{VII.1})$$

Uma vez determinada a força de forjamento ($F_{Fm(L)}$) para um dado material pode-se definir este valor para uma peça em escala real através da seguinte relação:

$$F_{Fm(R)} = F_{Fm(L)} \frac{A_R}{A_L} \quad (VII.2)$$

onde :

$F_{Fm(R)}$ é a força de fechamento para um dado material em escala real;

$F_{Fm(L)}$ é a força de fechamento para um dado material em escala laboratorial;

A_R é a área projetada da peça em escala real e

A_L é a área projetada da peça em escala laboratorial.

No caso em estudo, a liga Ti-6Al-7Nb, será forjada a 980 °C, com $\dot{\epsilon} = 0,22 \text{ s}^{-1}$ e $\epsilon = 0,51$. Nessas condições, obtem-se a tensão de escoamento da liga igual a [Altan, 1983]

$$\sigma_{\text{Ti-6Al-7Nb}} = 113,06 \text{ MPa}$$

Como a área projetada real é igual a quatro vezes a área projetada laboratorial, tem-se a seguinte expressão para cálculo da força de forjamento da prótese de liga de titânio nas dimensões para implante:

$$F_{Fm(R)} = (909,10 \sigma_m + 199600,00) * 4 \text{ N} \quad (VII.1)$$

portanto:

$$F_{Fm(R)} = 1209531,38 \text{ N}$$

VII.2.4 - CONDIÇÕES DE FORJAMENTO PARA PEÇA EM ESCALA REAL

O forjamento da peça em escala real em titânio será feito conforme as condições descritas abaixo:

- ◆ Verificação das condições da barra quanto à microestrutura, dureza e composição química;
- ◆ Corte dos tarugos com o peso determinado e com menor variação possível desse peso. A operação de corte em processos de forjamento de precisão é muito importante, pois já

no corte começa a precisão do processo. Essa operação poderá ser feita através de discos, serras e tesouras de corte (cisalhamento). Esta última condição de corte não oferece muita precisão.

- ◆ Aquecimento dos tarugos à temperatura de 980 °C (abaixo da β_t) por meio de fornos de indução reduzindo o tempo de aquecimento.
- ◆ Laninar os tarugos conforme geometria "G", entretanto, em escala real.
- ◆ Reaquecimento dos tarugos à temperatura de 980 °C por meio de fornos de indução reduzindo o tempo de aquecimento.
- ◆ Forjamento das peças. Nesta operação a ferramenta de dobrar será montada junto à ferramenta de forjamento final da peça e ambas estarão aquecidas na faixa de 950 °C a 980 °C. A prensa hidráulica deverá apresentar capacidade maior que 1.500.000 N (25% maior que a capacidade calculada) e velocidade de 1 mm/s correspondente à taxa de deformação empregada nos cálculos.
- ◆ Corte da rebarba.

VII.2.5 - ENSAIOS REALIZADOS COM Ti-6Al-7Nb

Foram realizados dois ensaios com corpos-de-prova utilizando-se a liga Ti-6Al-7Nb, nas condições apresentadas a seguir:

Os tarugos foram aquecidos a 980 °C, as matrizes utilizadas foram as mesmas utilizadas nos ensaios com chumbo e alumínio, ou seja, matrizes confeccionadas em aço Villares - VMO. Essas matrizes não foram aquecidas à mesma temperatura que o tarugo, característica de forjamento isotérmico, por não se tratar da matéria-prima adequada para esse processo de forjamento.

Sob essas condições de ferramental e a capacidade insuficiente da prensa, utilizada nos ensaios laboratoriais, não foi possível obter a peça nas condições desejadas, ou seja, a peça não foi totalmente preenchida. Este problema, de não preenchimento da peça foi atribuído a uma condição não isotérmica do sistema. O problema ocorreu devido à perda de calor da peça e das matrizes para o meio ambiente, perda de calor esta, que causa um

aumento na resistência do material, sendo necessárias maiores cargas de forjamento para obter a peça. Além disso, o material utilizado na confecção das matrizes não era adequado para forjamento isotérmico. A perda de calor entre matrizes e meio ambiente pode ser evitada fazendo-se com que a matriz superior, ao subir para receber a peça, saia de dentro do forno, ao contrário do que vinha acontecendo, ou seja, quando a matriz superior subia para receber a peça o forno subia simultaneamente, pois estava acoplado a ela.

A seguir são analisadas algumas micrografias, obtidas a partir das peças forjadas em utilizando-se a liga Ti-6Al-7Nb.

As fotos mostram microestruturas das regiões representadas pelos pontos 1, 2 e 3, que foram fotografadas mostradas abaixo.

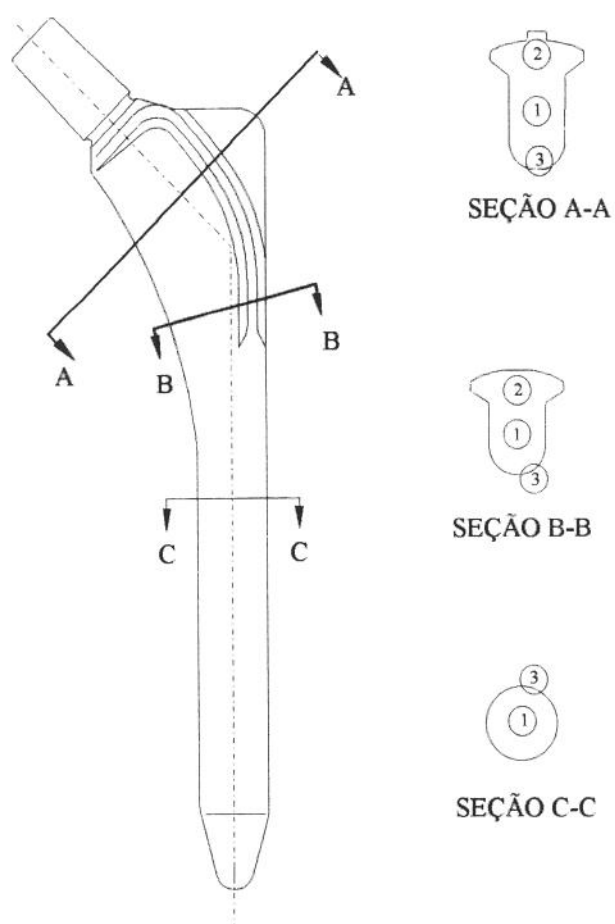


Figura VII.14 - Seções micrografadas.

Assim, foram feitas algumas micrografias dos corpos de prova forjados, conforme condições expostas acima. As amostras foram retiradas dos corpos-de-prova a partir das seções "A-A", "B-B" e "C-C" mostradas na figura VII.14.

Comparando-se as micrografias mostradas na figura VII.15 (foto referente às regiões 1) com as apresentadas por [Semlitsch, 1987] e [Wagner, 1994], verifica-se que as microestruturas são semelhantes. As micrografias apresentadas por Semlitsch são de peças que foram forjadas a quente, não isotermicamente, e tratadas termicamente, enquanto as apresentadas neste trabalho foram forjadas a quente com as matrizes aquecidas, abaixo da temperatura dos tarugos, conforme exposto anteriormente, porém sem tratamento térmico posterior.



Figura VII.15 - Estrutura formada por grãos α (região clara) e estrutura lamelar de α numa matriz β -transformada.

A microestrutura mostrada na figura VII.16, (foto referente às regiões 2 mostradas na figura VII.14), apresenta grãos α (região clara) e uma estrutura lamelar β -transformada, (região escura), semelhante à da figura VII.15, porém, está deformada.

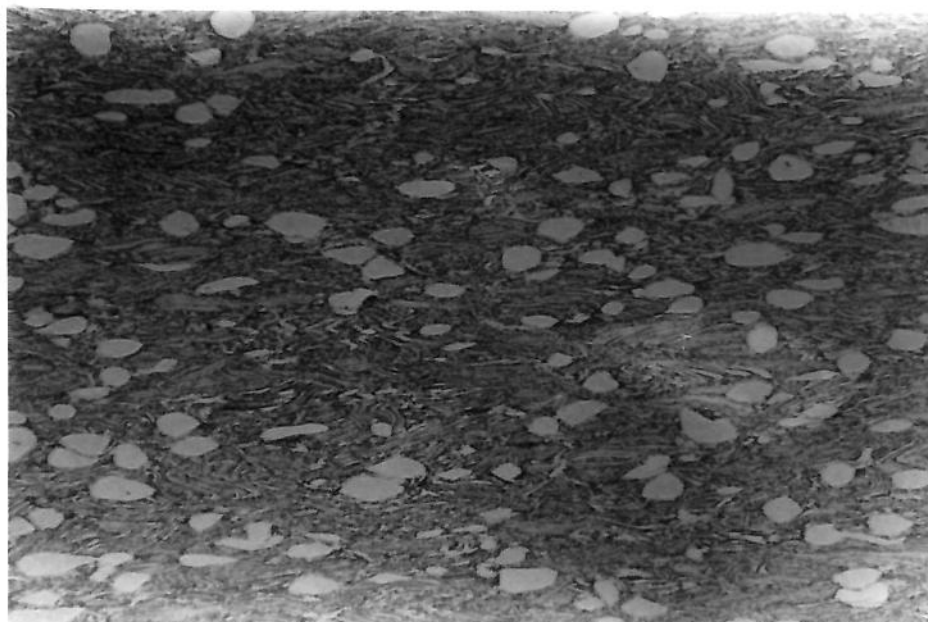


Figura VII.16 - Estrutura similar a mostrada na figura anterior, entretanto, deformada.

A figura mostrada a seguir, (foto referente às regiões 3 da figura VII.14), apresenta uma microestrutura do tipo "alfa case", que indica que o tarugo foi exposto a altas temperaturas por tempo excessivo [Mehl, 1972].

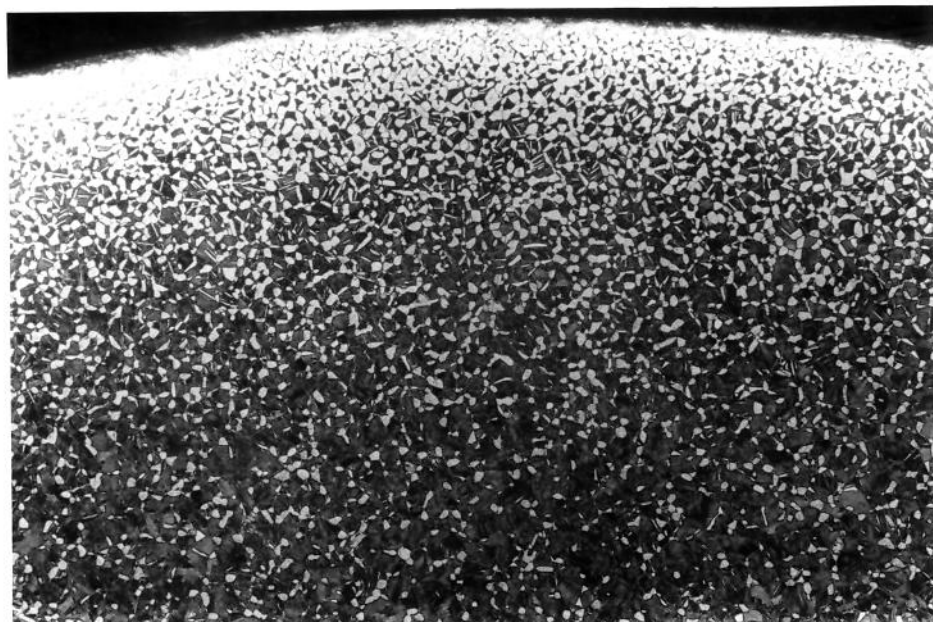


Figura VII.17 - Microestrutura tipo "alfa case".

Essa estrutura "alfa case", é caracterizada por uma região alfa estabilizada rica em oxigênio, nitrogênio ou carbono, a qual é resultado de um tempo de exposição elevado a altas temperaturas. Assim, deve-se efetuar um controle mais rigoroso quanto à temperatura de forjamento e ao tempo de permanência do tarugo nesta temperatura.

Para se reduzir esse tempo, deve-se utilizar um aquecimento indutivo, reduzindo também o tempo total de um ciclo de forjamento.

CAPÍTULO VIII

CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

VIII.1 - CONCLUSÕES

- ◆ No forjamento isotérmico de peças com a geometria ideal "G" em alumínio, o modo de escoamento foi semelhante ao do chumbo com essa geometria, indicando que o chumbo é adequado como material para simulação do escoamento de ligas metálicas a altas temperaturas.
- ◆ Os ensaios de forjamento de peças em chumbo e alumínio apresentaram curvas força x tempo com aspecto similar indicando que os materiais apresentam comportamento semelhante ao longo do processo.
- ◆ A aplicação de processos "near-net-shape" e "net-shape" é viável, principalmente na área de biomateriais para implantes, onde os materiais utilizados apresentam um custo elevado.
- ◆ Após o término do trabalho, concluiu-se ao conhecer algumas empresas produtoras desse tipo de peças, que pouco se faz industrialmente, objetivando otimizar processos de forjamento e conseqüentemente reduzir o custo total do forjado, como provou-se nesse trabalho ser possível. Além disso, verificou-se também que não existe um órgão regulamentador desses produtos, expondo o usuário a riscos por ele desconhecidos.

VIII.2 - PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- ◆ Aplicar o planejamento do processo em escala real, verificando a vida útil das ferramentas.
- ◆ Estudar lubrificantes para forjamento isotérmico de ligas de titânio.
- ◆ Estudar os materiais nacionais existentes para confecção de matrizes para forjamento isotérmico, analisando sua vida útil.
- ◆ Uma vez obtida a peça em escala real, submetê-la a ensaios mecânicos e metalográficos para verificação das propriedades mecânicas e microestruturais após forjamento sob as condições definidas neste trabalho.
- ◆ Análise de custos.

ÍNDICE DE FIGURAS

Os números romanos indicam o capítulo onde se encontra a figura e a numeração ordinal indica a seqüência dentro do capítulo.

Figura II.1 - Algumas geometrias em aplicação.

Figura II.2 - Partes que compõem uma prótese total de quadril.

Figura II.3 - Prótese coxo-femural.

Figura III.1 - Efeito dos estabilizadores α e β em ligas de titânio.

Figura III.2 - Efeito da temperatura de forjamento na pressão de forjamento para três ligas de titânio e para o aço 4340.

Figura III.3 - Efeito da temperatura de forjamento na tensão de escoamento das ligas: (a) liga α Ti-8Al-1Mo-1V; (b) liga $\alpha+\beta$ Ti-6Al-4V e (c) liga β Ti-10V-2Fe-3Al.

Figura III.4 - Efeito das taxas de deformação ($0,001$, $0,1$ e 10 s^{-1}), na tensão de escoamento para três ligas de titânio forjadas a diferentes temperaturas: (a) liga α Ti-8Al-1Mo-1V a 955°C ; (b) liga $\alpha+\beta$ Ti-6Al-4V a 900°C e (c) liga β -metaestável Ti-10V-2Fe-3Al a 815°C .

Figura IV.1 - Efeito da Temperatura e taxa de deformação na tensão de escoamento da liga Ti-6Al-4V.

Figura IV.2 - Limite elástico em função da temperatura da matriz para forjamento isotérmico com matrizes de várias ligas à base de níquel e uma à base de molibdênio (TZM).

Figura IV.3 - Efeito da temperatura da matriz na pressão de forjamento para várias taxas de deformação para a liga Ti-6Al-4V.

Figura V.1 - Desenho do forjado.

Figura V.2 - Evolução do tarugo durante o processo.

Figura V.3 - Matriz final de forjamento.

Figura V.4 - Dimensões dos blocos.

Figura V.5 - Ferramenta de dobrar.

Figura VI.1 - Definição e cálculo das áreas.

Figura VI.2 - Geometrias utilizadas no desenvolvimento do processo.

Figura VI.3 - Arranjo experimental.

Figura VI.4 - Ferramental de Forjamento.

Figura VI.5 - Desenvolvimento do forjado ao longo das etapas de processamento.

Figura VII.1 - Dimensões verificadas após forjamento.

Figura VII.2 - Geometria "A".

Figura VII.3 - Geometria "B".

Figura VII.4 - Geometria "C".

Figura VII.5 - Geometria "D".

Figura VII.6 - Geometria "E".

Figura VII.7 - Geometria "F".

Figura VII.8 - Geometria "G".

Figura VII.9 - Desenvolvimento dos forjados de chumbo (Geometria "G") em função da força aplicada.

Figura VII.10 - Forjados em chumbo a partir das geometrias "A" (a) e "G" (b).

Figura VII.11 - Geometria "H".

Figura VII.12 - Desenvolvimento dos forjados de alumínio (Geometria "G") em função da força aplicada.

Figura VII.13 - Gráfico típico força x deslocamento.

Figura VII.14 - Seções micrografadas.

Figura VII.15 - Estrutura formada por grãos α (região clara) e estrutura lamelar de α numa matriz β -transformada.

Figura VII.16 - Estrutura similar a mostrada na figura anterior, entretanto, deformada.

Figura VII.17 - Microestrutura tipo "alfa case".

ÍNDICE DE TABELAS

Os números romanos indicam o capítulo onde se encontra a tabela e a numeração ordinal indica a sequência dentro do capítulo.

Tabela II.1 - Propriedades Mecânicas do Titânio e Ligas de Titânio.

Tabela II.2 - Propriedades Mecânicas de Aços-inoxidáveis.

Tabela II.3 - Propriedades Mecânicas de Ligas Base de Cobalto.

Tabela III.1 - Faixas de temperaturas para matrizes usadas no forjamento convencional de ligas de titânio para vários equipamentos.

Tabela III.2 - Composição química da liga Ti-6Al-7Nb.

Tabela III.3 - Vantagens e desvantagens das estruturas equiaxiais e aciculares.

Tabela III.4 - Propriedades mecânicas e físicas da liga Ti-6Al-7Nb.

Tabela III.5 - Variação nas propriedades após tratamentos térmicos.

Tabela IV.1 - Composição química dos materiais usados na confecção de matrizes para forjamento isotérmico.

Tabela V.1 - Critérios para projeto de forjados de precisão em ligas de titânio α e $\alpha + \beta$.

Tabela V.2 - Dimensões típicas para blocos de matrizes.

Tabela VI.1 - Diâmetros relativos.

Tabela VI.2 - Peso médio das peças em função da geometria.

Tabela VII.1 - Resultados experimentais.

Tabela VII.2 - Resultados experimentais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[Altan, 1983] Metal Forming Fundamentals and Applications, Taylan Altan, Soo-Ik Oh, Harold L. Gegel, ASM, Metals Park, Ohio 44073, 1983.

[Altan, 1970] Computer Simulation to Predict Load, Stress, and Metal Flow in an Axisymmetric Closed-Die Forging, Taylan Altan, [Proc.Conf.] Relation Between Theory and Practice of Metal Forming, Cleveland, Ohio, October 1970. in *Metal Forming Interrelation Between Theory And Practice*, A.L.Hoffmanner, Plenum Press, New York-London, 1971, pp.249-273.

[Amstutz, 1973] Biomaterials for Artificial Joints, Harlan C. Amstutz, Orthopedic Clinics of North America, Vol. 4, n° 2, April 1973.

[Albrektsson, 1987] Osseointegration of Bone Implants, T. Albrektsson and B. Albrektsson, Acta Orthop. Scand. 58, 567-577, 1987.

[Billigmann, 1979] Estampado y Prensado a Máquina, J. Billigmann, H.D. Feldmann, segunda edición, Editorial Reverté, S.A., 1979.

[Black, 1992] Biological Performance of Materials Fundamentals of Biocompatibility, Jonathan Black, 2nd. ed., Marcel Dekker, Inc. 1992.

[Callister, 1994] Materials Science and Engineering An Introduction, William D. Callister Jr., 3rd. ed., John Wiley & Sons, Inc., 1994.

[Chen, 1980] Recent Developments in Hot-Die Forging of Titanium Alloys, C.C. Chen and J.E. Coyne, [Conf. Proc.], Titanium '80 Science and Technology, Vol. 4, 1980, pp. 2513-2522, American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, Inc., in *Production to Near Net Shape Source Book*, ASM, Metals Park, pp. 135-144, Ohio 44073, 1983

[Collings, 1983] The Physical Metallurgy of Titanium Alloys, E.W. Collings, ASM, Metals Park, Ohio 44073, 1983.

[Corti, 1978] Isothermal Forging of Complex Components in Ti-6Al-4V alloy, Corti, C. W., Gessinger, G.H., pp 267-279, The Metals Society 1978.

[Donachie, 1982] Introduction to Titanium and Titanium Alloys, M.J.Jr. Donachie, Titanium and Titanium Alloys-Source Book, ASM, Metals Park, Ohio.

[Flower, 1990] Microstructural Development in Relation to Hot Working of Titanium Alloys, H.M.Flower, Materials Science and Technology, November 1990, Vol. 6.

[Fraker, 1977] Metallic surgical implants: state of the art, Anna C. Fraker and A.W. Ruff, J. Metals, pp. 22-28, May 1977.

[Gessinger, 1979] Isothermal forging: a low-cost method of precision forging, G.H. Gessinger, Engineering, July 1979, pp. 926-929, Design Council., in *Production to Near Net Shape Source Book*, ASM, Metals Park, pp. 166-169, Ohio 44073, 1983.

[Greenwood, 1978] The Isothermal Forging of Titanium Alloy for Aerospace Applications, Greenwood, G. W., Seeds, W. E., Yue, S., pp 255-265, The Metals Society 1978.

[Hench, 1982] Biomaterials an Interfacial Approach, L.L. Hench, E.C. Ethridge, Academic Press, Vol. 4, 1982. New York, Biophysics and Bioengineering Series.

[IMI, 1990] Surgical Implants IMI-367, IMI Titanium Ltd.

[Impol, 1990] Instrumental e Implantes Ltda. Catálogo de Produtos, São Paulo, 1990.

[Kuhlman, 1988] Metals Handbook, Forging of Titanium Alloys, G.W. Kuhlman, Nona Edição, Vol.14, 267-287, ASM, Metals Park, Ohio 1988.

[Kulkarni, 1972] Isothermal Hot-Die Forging of Complex Parts in a Titanium Alloy, K.M. Kulkarni, N.M. Parikh, and T. Watmough, in *Production To Near Net Shape Source Book*, American Society For Metals, Metals Park, Ohio 44073-1983, pp 178-183.

[Kulkarni, 1977] Die Materials For Isothermal Forging, K. M. Kulkarni, [Proc. Conf.] Symposium New Developments in Tool Materials and Applications, March 1977, pp. 31-37, Illinois Institute of Technology an Society of Carbide and Tool Engineers, in *Production to Near Net Shape Source Book*, ASM, Metals Park, pp. 224-230, Ohio 44073, 1983

[Kulkarni, 1978] Isothermal Forging-From Research to a Promising New Manufacturing Technology, K. M. Kulkarni, [Proc. Conf], 6th American Metalworking Research, 1978, pp. 24-32, 1978, Society of Manufacturing Engineers., in *Production to Near Net Shape Source Book*, ASM, Metals Park, pp. 157-165, Ohio 44073, 1983.

[Lange, 1985] Handbook of Metal Forming, Kurt Lange, McGraw-Hill Book Company, 1985.

[Mehl, 1972] Metals Handbook, 8th Edition, Vol. 7, Atlas of Microstructures of Industrial Alloys, Robert F. Mehl (Chairman of all Volume 7 commettees), ASM, Metals Park, Ohio 44073, pp 331-334.

[Rubin, 1992] The Morphology of the Proximal Femur, P.J. Rubin, P.F. Leyvraz, J.M. Aubaniac, J.N. Argenson, P. Estève, B. DE Roguin, The Journal of Bone and Joint Surgery, Vol. 74-B, No. 1, 28-32 pp, January 1992.

[Schepp, 1990] Isothermal Forging of Titanium Alloy Surgical Implants, Peter Paul Schepp, Sulzer Innotec, Proceedings of the Technical Program from the 1990 International Conference, Titanium 1990, Products and Applications.

[Semlitsch, 1984] Metallic Implant Materials for Hip Joint Endoprostheses Designed for Cemented and Cementless Fixation, in *The Cementless Fixations of Hip Endoprostheses*, Edited by E. Morscher, Springer - Verlag, Berlin Heidelberg New York Tokio, 1984. pp. 59-70.

[Semlitsch, 1986] Classic and new Titânium alloys for Production of artificial Hip Joints, M. Semlitsch, Symposium of The Institute of Metals "Designing with Titanium" University of Bristol, 7-9 July 1986.

[Semlitsch, 1987] Titanium alloys for Hip Joint Replacements, M. Semlitsch, *Clinical Materials* 1987, 2:1-13.

[Semlitsch, 1992] Joint Replacement Components Made of Hot-Forged and Surface-Treated Ti-6Al-7Nb Alloy, Manfred F. Semlitsch, Heinz Weber, Robert M. Streicher and Rolf Schön, *Biomaterials* 1992, Vol. 13, No. 11.

[Shah, 1988] Metals Handbook, Isothermal and Hot-Die Forging, Shah, S., Wyman-Gordon Company, Nona Edição, Vol. 14, 150-157, ASM, Metals Park, Ohio 1988.

[Shipley, 1988] Metals Handbook, Precision Forging, Shipely, R.J., Nona Edição, Vol. 14, 158-175, ASM, Metals Park, Ohio 1988.

[Snow, 1980] Over 40% Reduction in Titanium "Less Materials Used Via Isothermal Forging", in *Titanium and Titanium Alloys Source Book*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, pp 260-264.

[Streicher, 1991] New surface modification for Ti-6Al-7Nb Alloy: Oxygen Diffusion Hardening (ODH), Robert M. Streicher, Heinz Weber, Rolf Schön, and Manfred Semlitsch, *Biomaterials* 1991, Vol. 12, March.

[Van Noort, 1987] Review Titanium: The Implant Material of Today, R. Van Noort, *Journal of Material Science*, Vol. 22, 1987, pp. 3081-3811.

[Wagner, 1994] Improve the Fatigue Life of Titanium Alloys, Part I, L. Wagner, J.K. Gregory, *Advanced Materials and Processes*, March, 1994, pp. 36v-36z.