

7067191
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Aspectos da Conformabilidade da Liga Ti-6Al-7Nb em Condições de Forjamento Isotérmico

Autor: Engº. Plínio de Freitas Barbosa
Orientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button
Coorientador: Profª. Dra. Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia

03/96

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL
DA TESE DEFENDIDA POR Plínio de
Freitas Barbosa E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 27/03/96

Sérgio J. Button

ORIENTADOR

UNIDADE	BC
Nº CHAMADA:	Ti UNICAMP
	B234a
V.	Ex.
TIPO BC	28610
PROC.	667196
C	☐
D	☒
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	19/09/96
Nº CPD	

CM.00092519-3

**FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP**

B234a

Barbosa, Plínio de Freitas.

Aspectos da conformabilidade da liga Ti-6Al-7Nb em condições de forjamento isotérmico / Plínio de Freitas Barbosa.-- Campinas, SP: [s.n.], 1996.

Orientador: Sérgio Tonini Button.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Microestrutura - Metalografia. 2. *Mecanismo de encruamento - Amolecimento. I. Button, Sérgio Tonini. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

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

Aspectos da Conformabilidade da Liga Ti-6Al-7Nb em Condições de Forjamento Isotérmico

Autor: Eng^o. Plínio de Freitas Barbosa

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button

Coorientador: Prof^a. Dra. Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia

Curso: Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de Mestrado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 1996

S.P. - Brasil

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

Dissertação de Mestrado

**Aspectos da Conformabilidade da Liga
Ti-6Al-7Nb em Condições de Forjamento
Isotérmico**

Autor: Engº. Plínio de Freitas Barbosa

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button

Coorientador: Profª. Dra. Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia



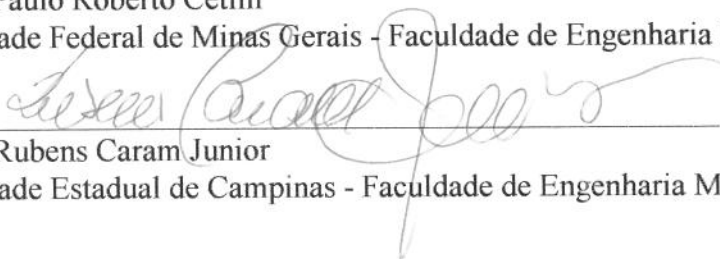
Prof. Dr. Sérgio Tonini Button, Presidente

Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica



Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin

Universidade Federal de Minas Gerais - Faculdade de Engenharia Metalúrgica



Prof. Dr. Rubens Caram Junior

Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica

Campinas, 27 de março de 1996.

**À minha família
por todo amor, carinho e dedicação.**

Campinas, março de 1996

AGRADECIMENTOS

Este trabalho não poderia ser realizado sem o apoio e cooperação de várias pessoas às quais sinceramente agradeço agora.

Ao Prof. Dr. Sérgio Tonini Button por todo apoio, dedicada orientação e exemplo de profissionalismo e amizade.

À Profª. Drª. Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia pelas discussões e incentivo durante a execução do trabalho.

Ao Engenheiro Ivanil Eliziário Barbosa, do CTA, pelo auxílio na pesquisa bibliográfica.

Às Sras. Rita Helena Buso Jacon e Cláudia Souto Cattani Aoki por toda ajuda nos ensaios metalográficos e de difração de Raios-X.

Aos Professores e funcionários do DEMa-FEM-UNICAMP.

Ao amigo Ângelo Caporalli Filho pelas proveitosas discussões sobre o material.

Aos muitos amigos que por vezes contribuíram com idéias ou com seu companheirismo, companhia e dedicada amizade.

Ao CNPq pela concessão de bolsa.

RESUMO

A utilização de biomateriais vem crescendo a cada dia e junto o desenvolvimento de materiais específicos a essas aplicações, como é o caso da liga Ti-6Al-7Nb.

As peças forjadas nessa nova liga devem cumprir certas exigências quanto à confiabilidade e às propriedades mecânicas específicas, exigidas nas aplicações biomédicas. O elevado custo das ligas de titânio, o variado número de microestruturas que apresentam as ligas $\alpha+\beta$ e as vantagens apresentadas pelo forjamento isotérmico dessa classe de ligas, também foram considerados. Assim, este trabalho busca mapear o comportamento em deformação da liga Ti-6Al-7Nb em condições de forjamento isotérmico.

Para tanto, foram realizados ensaios de compressão a quente em várias temperaturas e velocidades de deformação, avaliando-se os mecanismos de deformação envolvidos, as variações microestruturais sofridas, o desenvolvimento das tensões de escoamento e as características geométricas e superficiais de amostras forjadas.

ABSTRACT

Biomaterials get more use each day, and specific materials development for these application is associate, as the case of Ti-6Al-7Nb Alloy.

The forging parts in this new alloy should provide confiability and mechanical properties, as demanded for biomedical applications. Also, this work have considered the high cost of titanium alloys, your varied microestructural conditions and isothermal forging advantages presented by titanium $\alpha+\beta$ alloys. Thus, it try to determine the flow mechanisms behaviour of Ti-6Al-7Nb in isothermal forging conditions.

Therefore, it have conduced hot compressive stain testing in various temperatures and strain speeds. Thus, was possible to evaluate the flow strain mechanisms, microestructural changes during the process, the flow stress and, surface and geometrical characteristics of forging samples.

ÍNDICE

CAPÍTULO I - OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS

I.1 Objetivos	01
I.2 Justificativas	02

CAPÍTULO II - TITÂNIO E SUAS LIGAS

II.1 Introdução	03
II.2 Aplicações	04
II.3 Classificação	06
II.4 Equilíbrio de Fases	07
II.5 Influência dos Solutos	11
II.6 Ligas α	14
II.7 Ligas β	15
II.8 Ligas $\alpha+\beta$	16
II.8.1 Ligas Near- α ou Super- α	18
II.8.2 Ligas Near- β	18
II.9 Microestrutura	19
II.9.1 Transformação Martensítica	23
II.9.2 Fase ω	24
II.10 Propriedades Mecânicas	25

CAPÍTULO III - AS LIGAS Ti-6Al-4V E Ti-6Al-7Nb

III.1 A Liga Ti-6Al-4V	27
III.1.1 Forjamento em Ti-6Al-4V	30
III.1.2 Microestrutura na Liga Ti-6Al-4V	35
III.2 A Liga Ti-6Al-7Nb	37

CAPÍTULO IV - CRITÉRIOS DE CONFORMAÇÃO

IV.1 Forjamento Genérico e em Ligas de Titânio	43
IV.2 Trabalhabilidade e Critérios de Conformação	46
IV.2.1 Fatores que Afetam a Trabalhabilidade	47
IV.2.1.1 Os Mecanismos de Fratura	47

IV.2.1.2 Escoamento Localizado	49
IV.2.1.3 Aspectos Metalúrgicos	50
IV.2.2 Ensaios de Trabalhabilidade	51

CAPÍTULO V - PLANEJAMENTO E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

V.1 Escolha dos Ensaios	54
V.2 Ensaios de Compressão	55
V.2.1 Condições de Ensaio	55
V.2.2 Dimensionamento dos Corpos de Prova e dos Ensaios e Material Empregado	59
V.3 Ensaios Metalográficos	61
V.4 Difractometria de Raios-X	62
V.5 Ensaios Preliminares	63

CAPÍTULO VI - APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DOS RESULTADOS

VI.1 Ensaios Preliminares	64
VI.1.1 Caracterização do Material de Partida	64
VI.1.2 Análise da Dimensão das Amostras e da Fase “ α -case”	67
VI.2 Ensaios de Compressão Livre	68
VI.2.1 Aspectos Visuais das Amostras Ensaadas	68
VI.2.2 Transformações Microestruturais Ocorridas Durante a Compressão	70
VI.2.2.1 Difractometria de Raios-X	70
VI.2.2.2 Micrografias	73
VI.2.2.2.1 Ensaios à Temperatura de 750 °C	73
VI.2.2.2.2 Ensaios à Temperatura de 850 °C	76
VI.2.2.2.3 Ensaios à Temperatura de 950 °C	79
VI.2.2.2.4 Ensaios à Temperatura de 1030 °C	81
VI.2.2.3 Macrografias	83
VI.2.3 Tensões de Escoamento e Parâmetros de Conformabilidade Envolvidos	87
VI.3 Ensaios de Compressão com Matriz Cônica e Cuneiforme	98
VI.3.1 Ensaios de Compressão com Matriz Cuneiforme	100
VI.3.2 Ensaios de Compressão com Matriz Cônica	105

CAPÍTULO VII - CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

VII.1 Conclusões 111

VII.2 Proposta para Trabalhos Futuros 112

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 114

ÍNDICE DE FIGURAS 121

ÍNDICE DE TABELAS 126

SIMBOLOGIA 128

CAPÍTULO I

OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS

I.1 Objetivos

Este trabalho tem por objetivo mapear o comportamento, quanto a trabalhabilidade a quente, da liga Ti-6Al-7Nb em condições propícias ao forjamento isotérmico, na ausência de lubrificantes e sem proteção gasosa, o que traduz-se na verificação das relações entre os parâmetros envolvidos nesse processo, prezando-se, logicamente, a integridade do forjado. Para uma microestrutura de partida definida, serão analisados:

⇒ A influência da velocidade de deformação na microestrutura final do forjado, na tensão de escoamento, no grau de deformação provocado e na integridade do forjado;

⇒ A influência da temperatura de forjamento no desenvolvimento do processo, relacionando a temperatura à velocidade de deformação, bem como à microestrutura final obtida, à qualidade do acabamento superficial e aos mecanismos de amolecimento envolvidos durante o processo de deformação, determinando os coeficientes de encruamento;

⇒ A extensão da deformação obtida anteriormente à fratura, caso esta ocorra, em várias condições e a tendência ao escoamento localizado;

⇒ A influência da deformação na microestrutura final do forjado, visando observar a competição entre recristalização e nucleação de trincas.

A intenção é de conduzir as pesquisas em caráter laboratorial e levantar dados a partir de amostras comerciais, submetidas a ensaios de compressão isotérmica, comparando os resultados ao comportamento de ligas $\alpha+\beta$ similares.

I.2 Justificativas

A liga Ti-6Al-7Nb (IMI-367) veio ao mercado no final da década de 80 e início de 90. Esse material foi especificamente desenvolvido para ser aplicado como biomaterial, na manufatura de implantes ortopédicos, como próteses femurais, próteses de punho, próteses de joelho, pinos, placas, dentre outros. Implantes que além de fabricados com materiais que sejam o mais biocompatíveis possível, permitindo uma total aceitação por parte do organismo receptor, possuam propriedades mecânicas, superficiais e geométricas adequadas, substituindo, parcialmente ou totalmente, as funções que antes eram desenvolvidas pelo órgão substituído [Semlitsch-1992, Semlitsch-1987, Perren-1986, Semlitsch-1986].

Algumas das peças ortopédicas, em questão, como as próteses femurais, são forjadas, sendo delas exigido uma alta resistência mecânica, resistência à fadiga, resistência à corrosão, e resistência ao desgaste, para o caso de peças móveis. Para que se consiga obter produtos forjados em ligas de titânio $\alpha+\beta$, com todos estes quesitos, faz-se necessário conhecer a fundo todos os mecanismos envolvidos durante o processo de forjamento. Só dessa maneira é possível combinar os parâmetros do processo, de forma que se obtenha as qualidades almejadas.

Para cada microestrutura, morfologia e proporção de fases, a liga apresenta um conjunto distinto de propriedades e estes materiais possuem um variado número de microestruturas e morfologias que por sua vez são extremamente sensíveis à temperatura de trabalho e a taxa de deformação empregada. Também dependentes da temperatura de trabalho são o acabamento superficial e as dimensões finais do forjado.

As ligas de titânio são de custo elevado e o reaproveitamento de sobras e rebarbas nem sempre é possível. Assim deve-se, fabricar peças empregando tecnologias como as técnicas “net shape” e “near-net-shape”, que minimizem custos e perdas, sendo desejável que se aproveite, se for o caso, a propriedade superplástica que certas ligas dessa classe apresentam. Entretanto, quase nenhum estudo é encontrado na literatura, tratando da conformabilidade dessa nova liga [Chen-1983, Schepp-1990, Caporalli-1994].

CAPÍTULO II

TITÂNIO E SUAS LIGAS

II.1 Introdução

O titânio foi identificado pela primeira vez por Gregor, em 1871, mas só por volta de 1938 foi possível a produção comercial do metal, com alto grau de pureza. Isto devido a forte afinidade do elemento ao oxigênio e nitrogênio.

A produção do metal se dá através dos processos “Kroll” ou “Hunter”, onde o tetracloreto de titânio é reduzido pelo magnésio, ou reduzido por sódio, respectivamente. Existe ainda um avançado desenvolvimento no sentido da produção por eletrólise de seus sais, processo chamado “Dow - How met process” [Betner-1985, Donachie-1982].

A esponja de titânio produzida nos processos “Kroll” e “Hunter” é convertida em produtos metálicos por fundição e posterior deformação, quando for o caso. Suas propriedades podem ser controladas quimicamente, na composição do metal, ou no processo de produção, sendo que em alguns casos os produtos podem ser termicamente tratados [Donachie-1982].

O titânio é o quarto metal mais abundante na crosta terrestre, com teor aproximado de 6%. Entretanto as jazidas de seus minerais nem sempre são de exploração econômica viável. Seus minérios mais importantes são a ilmenita e o rutilo.

O primeiro produto comercializado foi produzido pela “Titanium Metals Company of America” por volta de 1950. Desta época até então, a produção do metal tem crescido numa proporção de 8% ao ano. No início, o crescimento deveu-se à indústria aeroespacial. A manutenção de um suprimento do minério básico pôde ser alcançada em função da produção do dióxido de titânio, em larga escala para muitas aplicações.

Deve ser destacado que a energia para a produção de titânio é bastante alta, assim ele se torna relativamente mais caro que o ferro, o alumínio, o cobre e o magnésio, por exemplo. Entretanto as ligas de titânio apresentam características muito importantes a algumas aplicações que tornam mais baixo seu custo relativo [Collings-1983].

O titânio e suas ligas, de modo geral, têm a capacidade de passivação e exibe alto grau de imunidade ao ataque de muitos ácidos minerais e cloretos. A combinação de alta resistência, dureza, boa tenacidade e baixa densidade apresentada a temperaturas baixas e moderadamente elevadas, permite a fabricação de estruturas mais leves.

Estas características fazem com que esses materiais se tornem a cada dia mais aplicados em locais onde se exige alta performance [Betner-1985, Collings-1983, Newman-1988].

II.2 Aplicações

O interesse pelas propriedades do titânio cresceu devido ao seu potencial para trabalho em altas temperaturas; alta relação resistência por peso. E também pelo fato de que para aplicações aeronáuticas eram cada vez mais exigidos. Atualmente, o seu uso está muito difundido na indústria aeroespacial, tanto em estruturas como em elementos de máquinas, na indústria química e outras correlatas, onde sua vantagem é a resistência à corrosão.

O titânio e suas ligas podem ser usados até temperaturas em torno de 593 °C, mantendo-se resistentes à corrosão. Entretanto, têm sua aplicação limitada pela difusão de elementos intersticiais e pela transformação alotrópica que sofrem [Donachie-1982].

O titânio comercialmente puro presta-se a serviços em meio agressivo satisfazendo as exigências básicas nessas aplicações. É fabricado comumente, segundo graus de pureza, como nas normas ASTM B265, B338, B367, nos graus 1, 2, 3 e 4. Estes graus especificam os teores de oxigênio e ferro no produto, que controlam o nível de resistência mecânica e resistência à corrosão, respectivamente. Especificam também os teores de carbono, nitrogênio e hidrogênio.

Pelo bom desempenho apresentado, o titânio é amplamente utilizado em artigos protéticos. Numa visão simplista, os fluidos do corpo humano são como uma salmoura de cloretos, que contêm uma série de ácidos orgânicos e outros compostos, aos quais o titânio é completamente “imune”.

As ligas têm papel importante para aplicações nas quais se exige outras propriedades associadas à resistência a corrosão [Betner-1985]. Um bom exemplo dessas

ligas é a liga Ti-6Al-4V, que por seu módulo de elasticidade ser aproximadamente metade do de outras ligas é amplamente usada em próteses femurais.

Os materiais a base de titânio podem ser processados de muitas maneiras: fundidos, laminados, extrudados, forjados, ou processados por metalurgia do pó. Possuem boa ductilidade a quente, apresentando limitada deformação a frio. Como produtos tem-se: chapas, placas, barras, tubos, engrenagens, blocos de motor, paletas, cilindros hidráulicos e muitos outros.

As aplicações não aeroespaciais incluem pás para turbina a vapor, recipientes para armazenagem de hidrogênio, supercondutores de alta corrente/alto campo, tubos de condensação para aplicações em geração de energia, com combustíveis fóssil e nuclear.

Outros exemplos de aplicações onde é exigida resistência à corrosão podem ser: componentes para conversão de energia em usinas térmicas no mar, perfuração de poços de petróleo no mar, submarinos, usinas de dessalinização, usinas de tratamento de lixo, indústrias de polpa e papel, indústrias químicas e petroquímicas [Collings-1983, Newman-1988, Ducheyne-1987, Donachie-1982, Patto-1973].

Ligas de várias composições têm sido utilizadas durante anos, mas a liga Ti-6Al-4V por aliar boas propriedades à boa trabalhabilidade e ser de fácil disponibilidade comercial, tem sido empregada como liga padrão na escolha e desenvolvimento de outras ligas. É usada também como padrão para ligas fundidas que devem exibir resistência superior.

As aplicações das ligas de titânio podem aparecer divididas segundo as seguintes categorias:

*** Ligas para aplicação a baixa temperatura**

Devido às propriedades já mencionadas, aliadas a uma baixa condutibilidade térmica, essas ligas são indicadas para aplicações estruturais a baixas temperaturas. Ligas que possuem estrutura hexagonal compacta (hc), são adequadas a amplas aplicações criogênicas: ligas α como a Ti-5Al-2,5Sn e algumas ligas $\alpha+\beta$, como as Ti-8Al-1Mo-1V e Ti-6Al-4V. Entretanto, o mercado é dominado pelos aços inoxidáveis, apesar de ligas de fase única, cúbica de corpo centrado (ccc), não serem qualificadas a esta aplicação, devido à tendência à fragilização a baixas temperaturas [Collings-1983].

*** Ligas para aplicações a temperaturas altas e intermediárias**

Apesar dos efeitos da oxidação e de corrosão sob tensão, em atmosfera salina quente, limitarem a temperatura de serviço de uma liga de titânio em algumas aplicações, a limitação mecânica é imposta pela fluência a altas temperaturas, fazendo-se necessário a caracterização da liga com respeito a sua estabilidade dimensional numa determinada temperatura. Assim, projeta-se ligas para trabalhos a temperaturas menores que 550 °C, usando como princípio geral, que o aumento da resistência da fase α é conseguido pela adição do elemento de liga Al, sendo que o Sn e Ga têm efeito similar, e da fase β pelo elemento Mo, considerado-se que elementos em solução sólida substitucional (Al, Sn, Mo) agem no componente atômico da tensão de escoamento e elementos intersticiais (O, H, N) como barreiras térmicas.

A utilização das ligas de titânio continua em expansão, embora a maior utilização seja ainda na indústria aeroespacial [Betner-1985, Collings-1983].

II.3 Classificação

O ponto de fusão do titânio puro é a temperatura de 1668 °C, mas o material sofre uma transformação alotrópica da estrutura hexagonal compacta (hc), chamada α , para estrutura cúbica de corpo centrado (ccc), chamada β , à temperatura de 882,5 °C. Alguns elementos quando adicionados ao titânio provocam mudança na temperatura de transformação. Os que causam um aumento nesta temperatura, são conhecidos como α -estabilizadores ou alfa-gênicos. Eles são metais ou elementos intersticiais, elementos que não fazem parte do grupo de elementos de transição. Existem outros elementos, que quando adicionados ao titânio, fazem com que a temperatura de transformação de fase decresça, estes são chamados de β -estabilizadores ou beta-gênicos e são geralmente metais de transição ou metais nobres.

As regiões de fases α e β , isoladas, não estão em contato nas ligas, existe entre elas uma terceira região, de duas fases, chamada região $\alpha+\beta$. Esta expande com o aumento da concentração dos solutos. Com base nisto, as ligas técnicas de titânio são classificadas como α , $\alpha+\beta$ e β , podendo ser ainda subdivididas nas classes “near- α ” e “near- β ” [Collings-1983, Betner-1985].

A figura 1 apresenta o esquema de um diagrama de fases, ternário do titânio, apresentado por Flower [Flower-90]. Este diagrama mostra composições correspondentes a cinco classes possíveis de ligas. A linha tracejada " M_s/M_f " representa o início e o fim da transformação martensítica, que são extremamente próximos.

Para ligas que forem recozidas dentro do campo $\alpha+\beta$, a composição da fase β produzida ficará do lado esquerdo da linha " M_s/M_f ", na temperatura ambiente. Entretanto para ligas $\alpha+\beta$ e near- α pode-se conseguir que a fase β permaneça retida na forma metaestável. Em ligas com composição contida próxima ao lado direito das linhas de transformação martensítica, ligas near- β , a fase β formada será altamente metaestável à temperatura ambiente, e poderá transformar-se sob deformação em martensita. As ligas com fase β fortemente estabilizadas só podem ser transformadas por reações de precipitação dentro do campo $\alpha+\beta$ [Flower-1990].

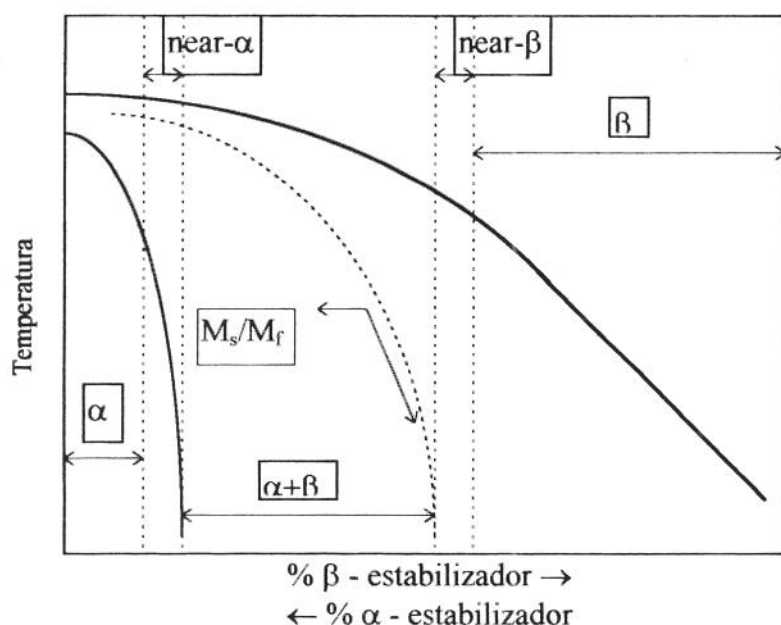


Figura 1: Diagrama de fases ternário esquemático para ligas de titânio [Flower-1990].

II.4 Equilíbrio de Fases

Variações na temperatura são de fundamental importância no que diz respeito à estabilidade da rede atômica em ligas de titânio. A estrutura dos elementos de transição muda de "hc" para "cfc", à medida que o número do grupo aumenta de IV para VIII.

Para os metais de transição, existe uma correlação entre número do grupo e a estrutura cristalina ou a razão elétron/átomo. Isto sugere uma função importante da estrutura eletrônica na estabilidade das fases. Um fator que também influi e deve ser em considerado é o tamanho do átomo. Com algumas exceções, este é o fator determinante da estrutura, em detrimento do fator estrutura eletrônica, como nas adições de Pb e Bi.

Quando estabilizadores α (metais simples - MS) são dissolvidos no titânio, poucos elétrons aparecem no nível de Fermi. A maior parte deles ocupa estados dentro da parte inferior da banda. Os elétrons do orbital "d" do titânio tendem a evitar os átomos de Al, os quais por efeito deste comportamento diluem-se na rede cristalina do material. Como consequência, qualquer vínculo Ti-Ti preexistente é enfatizado e desta forma a estrutura "hc", característica do cristal é preservada.

Os metais de transição, que estabilizam a fase "ccc", aparecem em todas as ligas β em quantidades significativas, em particular os denominados β -isomorfos (V, Nb, Ta, grupo V e Mo, grupo VI). Os estabilizadores β iniciam-se no grupo III da tabela periódica, de modo que os metais alcalinos terrosos são considerados de pré-transição e os metais nobres (Cu, Au e Pt) de pós-transição.

A estrutura dos metais de transição varia de "hc" a "ccc", à medida que a relação elétron/átomo aumenta de 4 para 6. É possível justificar a estabilidade da estrutura "ccc", fazendo-se uso de um modelo, onde uma alta concentração de elétrons de condução aumenta características de um núcleo iônico o qual favorece a simetria e consequentemente a estrutura cúbica. Assim aumentando a densidade de elétrons, pela adição de elementos de ligas betagênicos (grupos IV e V), tende-se a induzir uma simetria que aumenta a estabilidade da estrutura "ccc".

A simetrização pode ser também provocada por vibração da rede e por esta razão, todos os 6 elementos dos grupos III e IV transformam-se para estrutura "ccc", com o aumento da temperatura. Então nas ligas, os elementos de adição que tendem a elevar a densidade eletrônica estabilizam a fase β ("ccc"). O aumento de estabilidade da fase β , manifesta-se com o abaixamento da temperatura de transição, linha β -transus ($\alpha+\beta$)/ β [Collings-1983].

Na realidade as ligas β são metaestáveis e nelas pode aparecer a fase α precipitada, por trabalho a frio ou por aquecimento a temperaturas suavemente elevadas [Betner-1985].

De acordo com Ageev e Petrova [Collings-1983], o sistema de β estabilização apresenta as seguintes características:

* Os solutos metais de transição possuem capacidade de β estabilização maior quanto mais distantes do titânio estiverem na tabela periódica.

* Para que ocorra solução sólida β metaestável, durante o resfriamento, o β -estabilizador tem que prover uma razão elétron/átomo de no mínimo 4,2.

Collings e Gegel [Collings-1983] também fizeram algumas considerações do ponto de vista eletrônico e termodinâmico:

* Eletrônico: O mais estável de um par de alótropos foi associado ao mais baixo nível de Fermi, ($n(E_f)$). As conclusões foram extraídas de medidas de calor específico a baixa temperatura. A regra foi exemplificada para os pares concorrentes α_2 e α , α e β , β e ω .

* Termodinâmico: Cálculos de potencial de interação de pares, baseados na medida de pressão de vapor relativa, realizadas por Hoch, têm dividido o campo de ligas a base de Ti em 2 regimes:

* I- Ligas β -estabilizadas (Ti-TM) cujo parâmetro de integração termodinâmico regular (Ω_{ij}) é positivo (indicativo de sistemas agrupados) e

* II- Ligas α -estabilizadas (Ti-MS) para as quais Ω_{ij} é negativo (sistemas de ordenação de curto alcance).

Podendo-se subdividir esta última classe em duas outras:

* Aquelas ligas de α -estabilidade limitada onde existe a decomposição peritetoide de α em β e mais um composto (ex.: Ti-B, Ti-C, Ti-Al);

* E as de α -estabilidade completa nas quais a fase α pode coexistir com o líquido (ex.: Ti-O, Ti-N).

Já ligas β -estabilizadas podem ser subdivididas em 4 categorias:

* Sistemas β -isomorfos (ex.: Ti-Mo, Ti-Ta), que mostram limitada fase α e grande solubilidade da fase β .

* Sistemas β e α isomorfos que possuem completa solubilidade mutual de ambas as fases (ex.: Ti-Zr).

* Sistemas β eutetóide onde a fase β tem solubilidade limitada e pode decompor-se em α e um composto (ex.: Ti-Cr, Ti-Cu).

A classe dos sistemas β eutetóide pode ser subdividida, de acordo com a velocidade da decomposição de β , em Rápida (ex.: Ti-Cu, Ti-Ni, Ti-Sn) ou Lenta (ex.: Ti-Cr, Ti-Mn, Ti-Fe).

Molchanova [Collings-1983] apresentou uma classificação baseada nas fases de ligas de titânio e solutos, através de diagramas de equilíbrio divididos em dois grupos de três subcategorias e um grupo de quatro subcategorias.

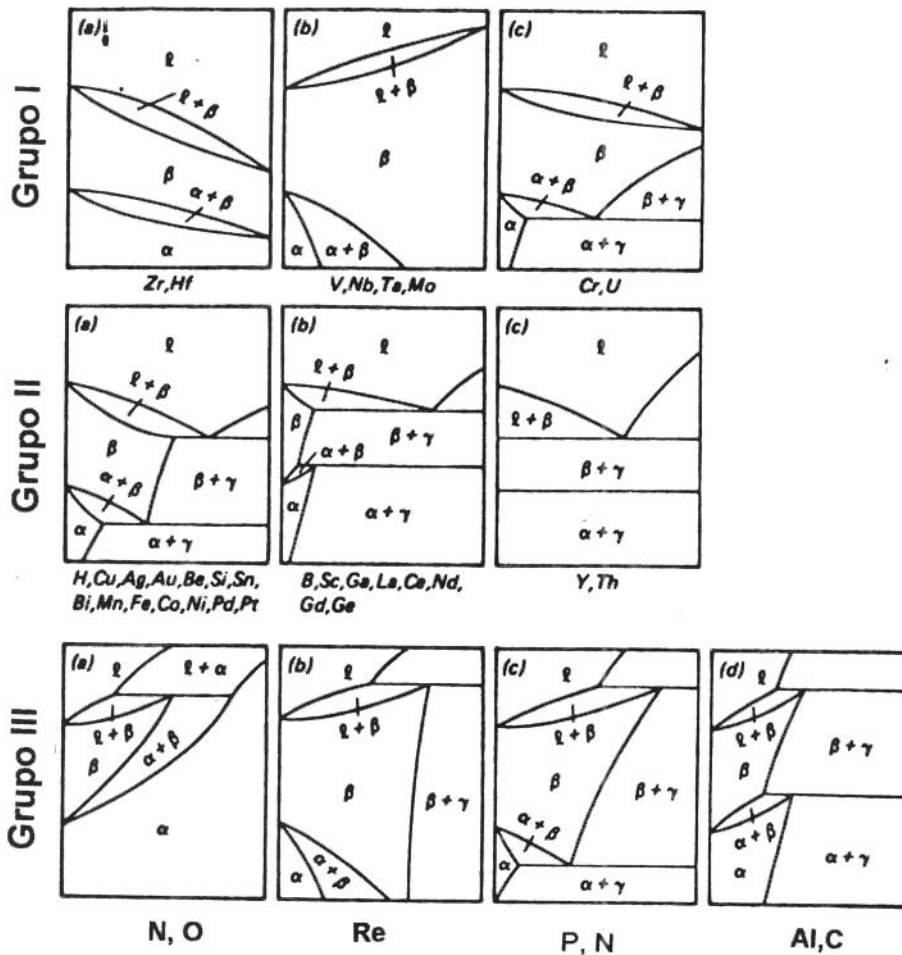


Figura 2: Classificação esquemática de ligas binárias a base de titânio [Collings-1983].

De acordo com os diagramas da figura 2 as divisões são as seguintes:

* Grupo I- Sistemas com contínua solubilidade sólida da fase β .

- I_a - Completa miscibilidade na fase α .
- I_b - Miscibilidade parcial na fase α .
- I_c - Miscibilidade parcial na fase α e decomposição eutetóide da fase β .

* Grupo II- Sistemas eutéticos.

- II_a - Miscibilidade parcial nas fases α e β , decomposição eutetóide da fase β .
- II_b - Miscibilidade parcial das fases α e β , decomposição peritética da fase β .

- II_C- Solubilidade sólida não detectável.

* Grupo III- Sistemas peritéticos.

- III_a- Peritético simples.
- III_b- Parcial miscibilidade entre as fases α e β .
- III_C- Parcial miscibilidade entre as fases α e β , decomposição eutetóide da fase β .
- III_d- Parcial miscibilidade entre as fases α e β , dissociação peritética da fase β .

Existem outras classificações, todas com fundamentos similares aos das classificações apresentadas.

Algumas fases secundárias, mas de grande importância no tocante às propriedades mecânicas e aos mecanismos de transformação (tratamentos termomecânicos e envelhecimento), também podem estar presentes.

As estruturas de sistemas sólidos particulares apresentam fases β ricas ou pobres em solutos (β' e β''), fase ω , fase α_2 , compostos intermetálicos (γ) e outras.

Um bom exemplo dessa influência ocorre na liga β Ti-13V-11Cr-3Al (Ti Cr₂), onde o composto intermetálico é responsável pela fragilização e baixa tenacidade em serviço à temperaturas acima de 200 °C [Collings-1983, TIMET-1979, Coyne-1978].

II.5 Influência dos Solutos

Como foi mencionado, a transformação alotrópica no titânio é fortemente influenciada pelos elementos intersticiais oxigênio, nitrogênio e carbono, α -estabilizadores que elevam a temperatura de transformação alotrópica, e por elementos metálicos que podem elevar ou abaixar essa temperatura. A influência destes elementos é exemplificada pelos sistemas Ti-O e Ti-Mo, como mostrado nas figuras 3 e 4 [Betner-1985].

Dos elementos intersticiais, o oxigênio é provavelmente o mais importante, estando presente praticamente em todas as ligas de titânio. Ele, além de ser um estabilizante da fase α , aumenta a resistência e o módulo de elasticidade, porém levando à fragilização quando presente em teores um pouco mais elevados [Kalveci-1986, Krishnamohanrao-1986].

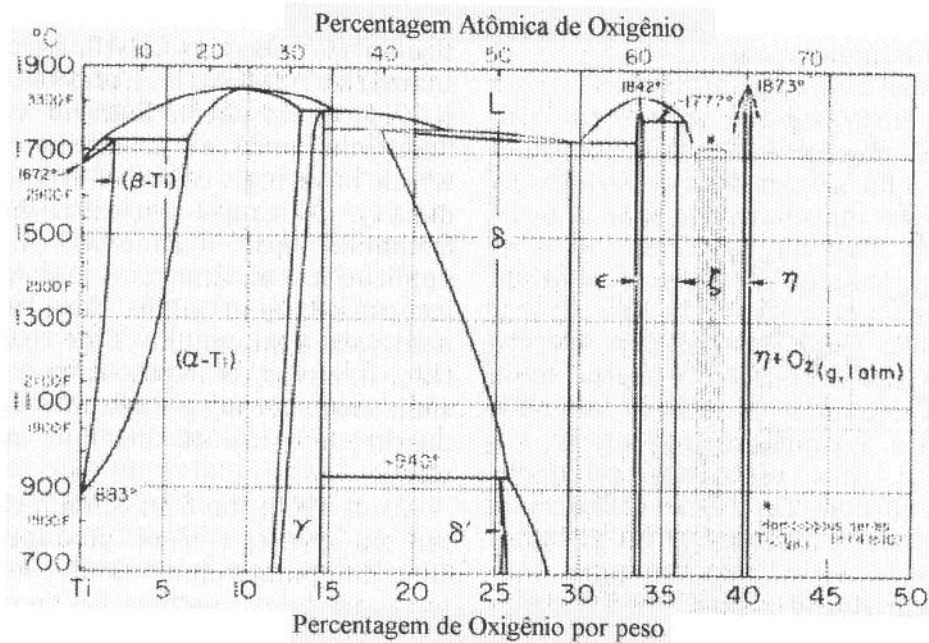


Figura 3: Diagrama de fases representativo do sistema Ti-O [Betner-1985].

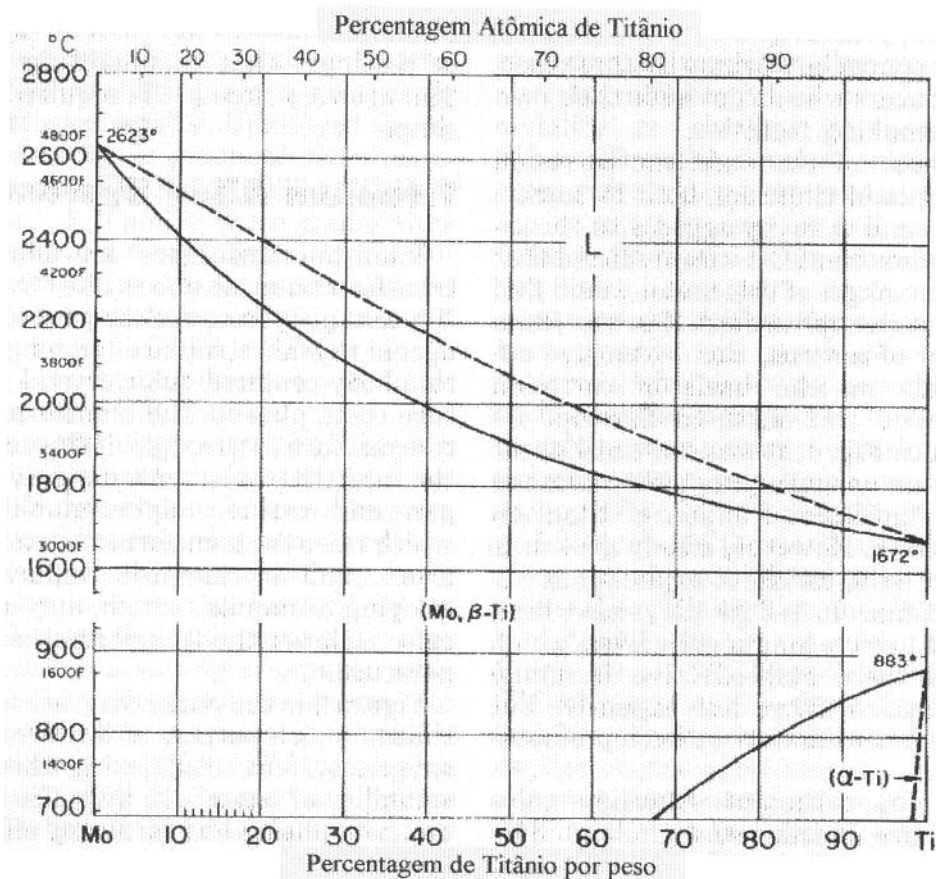


Figura 4: Diagrama de fases representativo do sistema Ti-Mo [Betner-1985].

Os metais Ta, V e Nb agem de forma similar ao molibdênio, sendo estabilizadores β -isomorfos. Para estes sistemas β -isomorfos, o titânio não forma compostos intermetálicos com o soluto.

O sistema eutetóide é exemplificado pelo sistema binário Ti-Cr da figura 3, que também pode ser formado com ferro, cobre, níquel, paládio, cobalto, manganês e alguns metais de transição [Betner-1985].

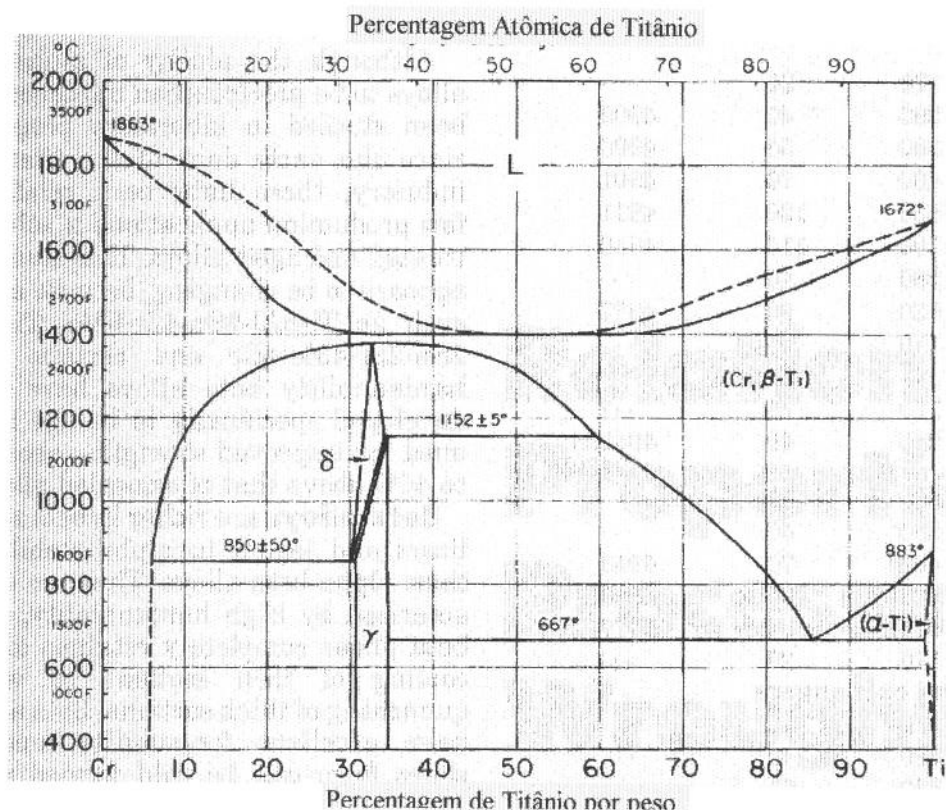


Figura 5: Diagrama de fases representativo do sistema Ti-Cr [Betner-1985].

Estes elementos têm baixa solubilidade em titânio α e diminuem a temperatura de transformação. Eles aparecem ligados, geralmente, em conjunto com elementos β -isomorfos, a fim de estabilizar a fase β e prevenir ou minimizar a formação de compostos intermetálicos, que podem aparecer em serviço à temperaturas elevadas.

Apenas o zircônio e o hafnio são isomorfos com as fases α e β e são chamados elementos “irmãos”. O estanho e o alumínio são bastante solúveis nas fases α e β .

O alumínio, o estanho e o zircônio são muitas vezes utilizados juntos em ligas α e “near- α ”. Em ligas $\alpha+\beta$, esses elementos ficam distribuídos entre as fases. Em ligas β eles

estabilizam e aumentam a resistência dessa fase β , além de modificar características da transformação de fase. O zircônio aumenta a resistência também da fase α .

A maioria das ligas comerciais possui um ou mais desses elementos, devido à sua solubilidade e porque eles melhoram a resistência à fluência da fase α [Donachie-1982]. Especialmente no caso do alumínio, usado para melhorar as propriedades mecânicas, este tem efeito satisfatório quando os teores adicionados são acima de 4% em peso, entretanto, para teores acima de 7,5%, a liga pode apresentar trincas durante o trabalho a quente. O vanádio, pelo contrário, melhora a trabalhabilidade, apesar de poder provocar fragilização durante a decomposição da fase β [Mannone-1976].

O número de elementos solúveis em Ti- β é maior que em Ti- α . Apesar dos elementos β -isomorfos serem preferidos por não formarem compostos intermetálicos, ocorre o uso de ferro, cromo, manganês e outros β -estabilizadores fortes em ligas $\alpha+\beta$ ricas em fase β e ligas β . Eles são responsáveis pela capacidade dessas ligas serem tratadas termicamente.

O níquel, o molibdênio e o paládio melhoram a resistência à corrosão do titânio puro [Betner-1985]. O silício melhora a resistência à fluência. Os elementos intersticiais, como também o alumínio, aumentam a resistência das ligas de titânio. Entretanto, este efeito desaparece para temperaturas entre 260 °C e 430 °C; apenas para o alumínio este efeito permanece até 538 °C.

Os elementos intersticiais adicionados ou absorvidos, em teores não elevados, podem provocar fragilização das ligas [Gysler-1982, Donachie-1982]. O hidrogênio pode reagir com titânio formando hidreto, que é estável na fase α em concentrações baixas do elemento. Essa fase composta pelo hidreto pode levar à fragilização sob deformação, com dependência das taxas aplicadas e da microestrutura, ou por impacto [Howard-1972].

II.6 Ligas α

O titânio não ligado e suas ligas, contendo um ou mais estabilizadores α (metais simples.: Ga, Al, Sn), são “hc” à temperatura ambiente e classificados como ligas α . Os solutos α -estabilizadores, em função de sua concentração, elevam mais ou menos a temperatura de transição $\alpha/\alpha+\beta$ e $(\alpha+\beta)/\beta$, linhas “ α -transus” e “ β -transus”,

respectivamente. Nas ligas α não é possível reter fase β , à temperatura ambiente, seja na forma estável ou metaestável, e dentre os elementos empregados nestas ligas o alumínio é o mais importante [Patto-1973, Collings-1983, Flower-1990].

Eventualmente, o titânio α estabilizado por metais simples, “MS”, possui os campos de fase α terminados por compostos intermetálicos de composição Ti_3 -MS, que também são de estrutura “hc” [Collings-1983].

As ligas α possuem os maiores valores de resistência mecânica e resistência a oxidação a temperaturas elevadas, entre 315 °C e 538 °C, e também possuem melhor soldabilidade que o titânio comercial. Porém, à temperatura ambiente, apresentam menor resistência mecânica e não podem ser tratadas termicamente. Geralmente são apenas recozidas ou recristalizadas para eliminar tensões residuais [Betner-1985, Donachie-1982].

Assim, estas ligas são caracterizadas por resistência, dureza, e resistência a fluência, boa tenacidade e boa soldabilidade. A ausência de transformação dúctil/frágil confere boas características às aplicações criogênicas, onde as ligas utilizadas são geralmente do tipo “ELI”, “Extra-Low-Interstitial” [Collings-1983, Betner-1985].

II.7 Ligas β

Ligas β são ricas em estabilizadores betagênicos e pobres em alfa-gênicos, possuem a característica de poderem ser endurecidas e a fase β pode ficar totalmente retida à temperatura ambiente, com resfriamento ao ar ou em água, dependendo do volume da peça [Betner-1985].

A Tabela 1 apresenta valores críticos da concentração e as relações elétron/átomo, dos elementos betagênicos, com respeito à presença de 100% da fase β à temperatura ambiente.

Ligas β são de fácil forjabilidade, podendo ser trabalhadas a frio e possuem melhor soldabilidade que ligas $\alpha+\beta$. Elas são solubilizadas e envelhecidas a temperaturas variando de 450 °C a 650 °C, transformando parte da fase β em α . Essa fase α aparece finamente dispersa na matriz β , podendo ser obtidos níveis de resistência mecânica superiores àqueles de ligas $\alpha+\beta$ envelhecidas [Donachie-1982, Patto-1973].

Em comparação com as ligas $\alpha+\beta$, as ligas β têm a desvantagem de possuir maior densidade, menor resistência à fluência e baixa ductilidade à tração na condição envelhecida. Apesar disso, apresentam, geralmente, uma tenacidade à fratura superior àquela de ligas $\alpha+\beta$ também envelhecidas e de limite de resistência similar.

Tabela 1- Composição crítica para solutos β estabilizadores [Collings-1983].

Número do grupo	Elemento	Concentração crítica at%.	Elétron/átomo
V	V	15	4.15
V	Ta	15 - 21 **	4.15
VI	Cr	7.5	4.15
VI	Mo	7.2	4.14
VI	Mo	7.4	4.15
VI	W	7	4.14
VII	Mn	5.5	4.17
VII	Mn	7.5	4.23
VII	Mn	8	4.24
VIII	Fe	6 - 8 *	4.28
VIII	Co	6	4.24
VIII	Co	7.5	4.29
VIII	Co	5 - 7 *	4.24
VIII	Ni	7	4.28
VIII	Ni	7 - 8 *	4.29

* É Tomada a média aritmética.

** É tomado o valor mais baixo.

Na condição solubilizada, onde 100% da fase β está retida, as ligas são de boa ductilidade e tenacidade, com resistência relativamente baixa e excelente conformabilidade. Nelas a fase α só começa a precipitar a temperaturas relativamente elevadas e podem ser utilizadas em serviço a temperaturas maiores, sem prévia estabilização ou superenvelhecimento [Betner-1985].

As ligas β são inadequadas ao trabalho a baixas temperaturas, devido à tendência à fragilização como outras ligas de fase “ccc” [Collings-1983].

II.8 Ligas $\alpha + \beta$

Esta classe de ligas contém estabilizadores α e β em proporção para aumentar o campo $\alpha+\beta$, de tal modo que este campo esteja presente mesmo à temperatura ambiente [Flower-90]. Algumas ligas binárias β estabilizadas apresentam duas fases quando em equilíbrio termodinâmico. Entretanto, na maioria das vezes estas ligas contêm misturas de

estabilizadores α e β , sempre com o objetivo de ampliar o campo de domínio das fases mistas $\alpha+\beta$ e obter propriedades específicas. Um bom exemplo dessa classe de materiais é a liga Ti-6Al-4V [Collings-1983].

Ligas $\alpha+\beta$ podem ser relativamente difíceis de conformar a frio; entretanto, na condição recozida, geralmente apresentam boa conformabilidade. Elas têm alta resistência à temperatura ambiente e moderada resistência à alta temperatura. Sua estrutura pode conter de 10 a 50% de fase β ; caso a concentração da fase β ultrapasse 20%, a liga torna-se não soldável.

As propriedades nos sistemas $\alpha+\beta$ podem ser controladas, dentro de um amplo intervalo, por tratamentos térmicos; também podem ser adequadas por processos termomecânicos, ajustando a microestrutura e a precipitação da fase β . De maneira geral, é feita a solubilização dentro do campo $\alpha+\beta$ e o envelhecimento, assim é possível aumentar a resistência mecânica das ligas em torno de 30 a 50% em relação à condição recozida ou super envelhecida. Mais de 70% dos materiais à base de titânio usados são desta classe [Collings-1983, Donachie-1982, Patto-1973, Betner-1985].

As ligas $\alpha+\beta$ podem exibir uma enorme quantidade de microestruturas e até mesmo uma outra fase, como a "cfc" ou tetragonal, que são consideradas como fases de interface. Como é de se esperar, as propriedades apresentadas por estas ligas variam de acordo com a proximidade de cada liga dos campos α ou β ; as propriedades são mais próximas daquelas apresentadas pelas ligas de fase única. Desse modo as propriedades são associadas nas ligas de maneira que resultem em uma combinação desejada das propriedades exibidas pelas ligas de uma só fase, dentro das regras mencionadas.[Collings-1983, Patto-1973].

No campo aeroespacial, as ligas são aplicadas em temperaturas variando da temperatura ambiente até aproximadamente 350 °C. Como a fase β traz prejuízos na resistência à fluência, isso desqualifica essas ligas para aplicações em altas temperaturas [Flower-1990, Collings-1983].

II.8.1 Ligas Near- α ou Super- α

Existem entre as ligas α , algumas onde um pequeno teor de estabilizadores β é adicionado, o que permite reter uma parcela de fase β , metaestável, à temperatura ambiente. Estas ligas são chamadas “super- α ” ou “near- α ” [Betner-1985]. Isto se dá porque a pequena parcela de betagênico adicionada permite trabalhar essas ligas dentro do campo $\alpha+\beta$ [Flower-1990]. Por meio de ciclos de recozimento, é possível aumentar a resistência à fluência e a tenacidade a fratura de algumas destas ligas, mantendo-se boa resistência mecânica. Esse aumento na resistência à fluência dá-se principalmente pela adição de silício e bismuto [Flower-1990, Donachie-1982].

Tabela 2- Algumas ligas comerciais e sua classificação [Collings-1983].

Ligas	Classificação
Ti-5Al-2,5Sn	α
Ti-8Al-1Mo-1V	near- α^* / $\alpha+\beta$
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	near- α^* / $\alpha+\beta$
Ti-6Al-4V	$\alpha+\beta$
Ti-6Al-2Sn-6V	$\alpha+\beta$
Ti-3Al-2,5V	$\alpha+\beta$
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	near- β / $\alpha+\beta$
Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Cr-4Mo	near- β / $\alpha+\beta$
Ti-3Al-10V-2Fe	near- β / $\alpha+\beta$
Ti-13V-11Cr-3Al	β
Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	β
Ti-4Mo-8V-6Cr-4Zr-3Al	β
Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al**	β
Ti-11,5Mo-6Zr-4,5Sn	β

* Pode ser chamada de super- α ou lean- β . ** Liga obsoleta.

II.8.2 Ligas Near- β

Nessa classe de ligas, a concentração de β estabilizadores é relativamente alta. Isto faz com que a temperatura, limite de transformação martensítica, fique abaixo da

temperatura ambiente e a temperatura de transformação $\alpha+\beta/\beta$ também diminua consideravelmente. Essas ligas podem ser trabalhadas dentro do campo de fase β a 800 °C e a cinética de nucleação e crescimento da fase α é bastante lenta. A fase β aparece à temperatura ambiente sem necessidade de resfriamento rápido e a temperatura limite de transformação martensítica, induzida por deformação, pode ocorrer acima da temperatura ambiente, podendo o trabalho mecânico a frio provocar tal transformação.

É ainda possível o tratamento térmico desses materiais dentro do campo $\alpha+\beta$ por envelhecimento, levando a várias reações de precipitação, podendo ocorrer o aparecimento de uma fase de transição chamada “ ω ”.

Pode ocorrer reversão de transformação martensítica, induzida por deformação ou mesmo estabilizar uma mistura de fases $\alpha+\beta$. Essa precipitação controlada pode possibilitar um alto ganho em resistência mecânica e por isso as ligas à base de titânio de maior resistência mecânica são desta classe, com limite de resistência superior a 1200 MPa [Flower-1990]. A tabela 2 mostra uma série de ligas comerciais e suas respectivas classificações.

II.9 Microestruturas

A microestrutura nas ligas de titânio esta sujeita à composição química e aos processos aos quais a liga foi submetida, à posição dentro dos campos de fases antes do resfriamento, à taxa de resfriamento e a possíveis processamentos mecânicos.

As ligas $\alpha+\beta$ podem apresentar um grande número de microestruturas e a proporção entre as fases α e β é dependente da temperatura. Assim, como a distribuição dos solutos nas fases varia com a temperatura, a presença de fase β metaestável, à temperatura ambiente, se torna da mesma maneira variável. Ocorrerá fase β rica em solutos no caso do processamento a baixas temperaturas dentro do campo $\alpha+\beta$; em outro caso, essa fase pode ser decomposta por precipitação da fase α ou da estrutura martensítica.

Como as temperaturas de início e fim de transformação martensítica são muito próximas, só é possível obter estruturas contendo martensita juntamente com a fase β para

um intervalo pequeno de composição desta última, sendo que de modo geral, toda fase β será transformada em martensita ou permanecerá metaestável.

A fase β retida também pode conter a fase ω , de transição, formada atermicamente no resfriamento. Pode-se ainda precipitar fase ω isotérmica no envelhecimento, ou provocar a separação da fase β em duas outras, uma rica em soluto e outra pobre. Para todos os casos, a continuidade do processo levará à formação das fases em equilíbrio $\alpha+\beta$.

Se o envelhecimento for conduzido em temperaturas mais elevadas é possível evitar as fases metaestáveis, que provocam fragilização [Collings-1983, Coyne-1978, Krishnamohanrao-1986].

Em caso de deformações ocorridas dentro do campo β , os grãos primários desta fase são grandes e neles ocorre o crescimento da fase α ou da estrutura martensítica, dependendo do resfriamento. Já as deformações e tratamentos térmicos realizados dentro do campo $\alpha+\beta$ produzem grãos bastante pequenos. Isto é devido à limitação que os grãos primários de α impõe ao crescimento da fase β [Flower-1990].

Ligas near- α podem apresentar estrutura formada por grãos de fase α originados da transformação de grãos grandes de β e, em situações onde toma lugar um resfriamento mais lento, é possível que uma pequena parcela de fase β metaestável apareça retida nos contornos da fase α . Se essas ligas forem processadas dentro do campo de fases $\alpha+\beta$, os grãos primários da fase β serão de tamanho bem menores e uma pequena fração da fase α primária permanecerá presente após deformação [Flower-1990].

Sob resfriamento rápido, a partir do campo β , através da região de equilíbrio $\alpha+\beta$, a estrutura resultante será martensítica. De outra forma, com a diminuição da velocidade de resfriamento, a fase α nuclearia e cresceria originando uma estrutura chamada estrutura de Widmanstätten [Collings-1983, Coyne-1978].

As ligas α não podem ser tratadas termicamente e sua estrutura apresenta grãos equiaxiais de fase α , quando trabalhadas dentro do campo de fase α ; caso contrário, apresentam grãos grosseiros.

A morfologia microestrutural depende da taxa de resfriamento [Flower-1990]. A estrutura de ligas α estabilizadas, resfriadas a partir do campo β é martensítica. Quando resfriadas de um ponto abaixo da linha de transição $\alpha/(\alpha+\beta)$ são as mesmas estruturas congeladas do resfriamento realizado previamente.

Para as ligas α , a principal variável estrutural, em relação às suas propriedades, é o tamanho de grão. Tanto a tensão limite de escoamento como a resistência à fluência sofrem influência do tamanho de grão e da energia acumulada por deformação, se houver. As tabelas 3 e 4 comparam propriedades oferecidas por algumas das estruturas possíveis em ligas $\alpha+\beta$ e fornecem valores às propriedades da liga Ti-6Al-4V [Donachie-1982].

A figura 6 mostra o mapeamento das estruturas nas ligas de titânio. Abaixo de uma temperatura M_s , a estrutura "ccc" inicia uma transformação espontânea, através de um processo cisalhante, dando origem a uma estrutura martensítica denominada α' ou α'' de acordo com a estrutura resultante "hc" ou ortorrômbica. Essas martensitas podem ser designadas apenas por α^m .

Quando a transformação martensítica é de segunda ordem, ela é precedida por um regime de flutuação estrutural, a fase ω difundida. A fase ω resulta de um resfriamento muito rápido e é um precipitado cristalino, mais uma componente flutuante que aparece dentro de uma faixa muito estreita de composição, nos contornos da fase martensítica. A fase martensítica α^m possui energia livre menor que a fase ω . Assim, durante a transformação, as agulhas de martensita consomem todos os possíveis precipitados de fase ω . Às vezes, as martensitas são referidas como "alpha-prime" se forem hexagonais, ou "alpha double prime" se forem ortorrômbicas.

Como mostrado na figura 6, a fase ω aparece atermicamente em uma estreita faixa durante o resfriamento rápido da fase β . Essa fase poderá ocorrer também como precipitado da fase β , em um envelhecimento isotérmico em temperaturas moderadas, em torno de 400 °C, e ficará retida por meio de um rápido resfriamento [Collings-1983, Coyne-1978, Flower-1990].

Tabela 3: Vantagens relativas entre as estruturas equiaxiais e aciculares [Donachie-1982].

Equiaxial:
* Maior ductilidade e conformabilidade
* Maior resistência mecânica
* Maior limite de resistência à corrosão sob tensão em atmosfera salina
* Melhor tolerância ao hidrogênio
* Melhores propriedades de fadiga em baixo ciclo
Acicular:
* Propriedades de fluência superiores
* Maior tenacidade à fratura

Tabela 4: Efeito da microestrutura nas propriedades da liga Ti-6Al-4V [Donachie-1982].

Propriedades	Equiaxial	Acicular
Tensão de escoamento 0,2% (MPa)	979	931
Limite de resistência (MPa)	1034	1000
Alongamento (%)	13	10
Tenacidade K_{Ic} , MPa m ^{1/2}	77	93.4

Em caso de resfriamento muito lento, a fase α pode formar camadas contínuas nos contornos da fase β primária, formando uma estrutura lamelar onde a fase rica em soluto, fase β retida, separa as placas de fase α . Com taxas de resfriamento um pouco mais rápidas, a fase α forma colônias de placas em planos diferenciados dentro dos grãos da fase β . A estrutura formada por várias colônias dessas placas, com orientações diferenciadas, recebe o nome de cesto (“basketweave”). As colônias atuam como uma unidade microestrutural podendo ocorrer, com facilidade, escorregamento entre as interfaces das placas.

Nos casos das ligas near- α ou $\alpha+\beta$ geralmente existe entre as placas uma camada fina de fase β . O aparecimento das colônias é favorecido pelas taxas de resfriamento relativamente lentas, principalmente após trabalho mecânico não intenso dentro do campo de fase β , pelo decréscimo da estabilidade da fase β , pelo aumento da temperatura de tratamento, ou pelo aumento do tempo de tratamento, fazendo com que os grão de β fiquem maiores.

Os resfriamentos a velocidades altas promovem uma precipitação mais fina da fase α , resultando a estrutura de Widmanstätten e, chegando estas velocidades a patamares ainda mais elevados, a difusão atômica será inibida gerando uma estrutura martensítica [Flower-1990].

Nos tratamentos térmicos, as taxas de resfriamento escolhidas são fortemente dependentes da composição das ligas, e o processo de resfriamento escolhido depende dos coeficientes de difusão dos solutos da liga [Collings-1983, Coyne-1978].

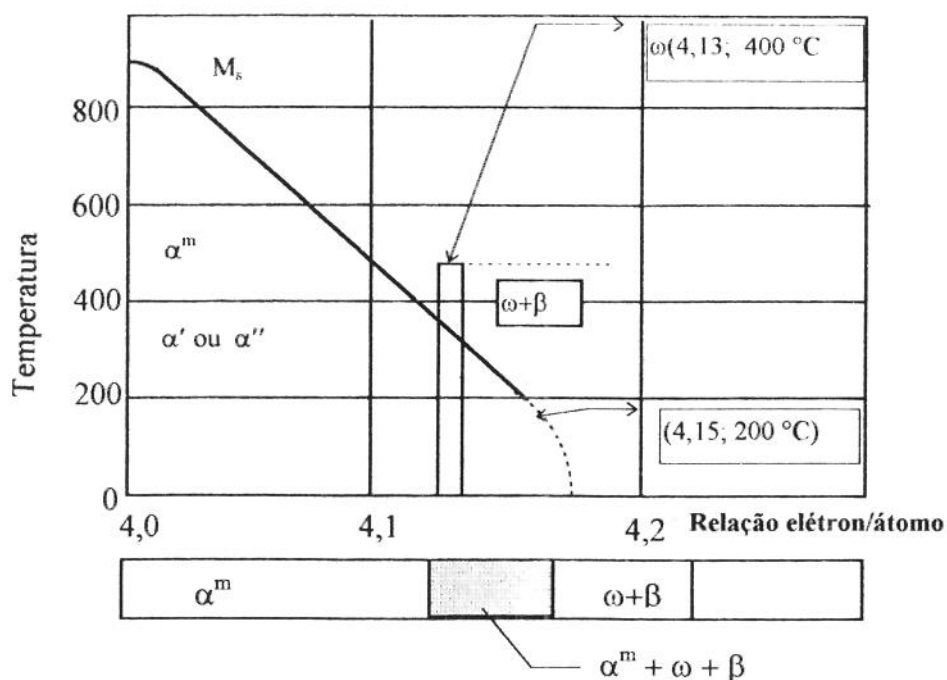
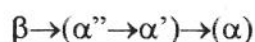


Figura 6: Representação da formação de fase ω e martensítica em ligas de titânio [Collings-1983].

II.9.1 Transformação Martensítica

O titânio não ligado transforma martensiticamente de "ccc" para "hc", durante o resfriamento, através de sua transformação alotrópica $\beta \rightarrow \alpha$ à temperatura de 882,5 °C. Nas ligas, existe um campo $\alpha + \beta$ separando as duas fases únicas e a temperatura de início da transformação (M_s) de $\beta \rightarrow \alpha^m$ é dependente da composição. O tipo de martensita formado, α' , hexagonal compacta, ou α'' , ortorrômbica, o parâmetro de sua célula unitária e fração volumétrica, também são dependentes da composição da liga, principalmente com respeito aos elementos β -isomorfos, bem como, do resfriamento e da temperatura de envelhecimento [Yermolova-1982, Collings-1983]. É possível assumir a expressão seguinte como caminho da transformação:



Quando a temperatura de uma liga $\alpha + \beta$ aumenta, aumenta o volume da fração β , aumenta o parâmetro de rede, ao passo que os teores dos elementos betagênicos diminuem.

No resfriamento rápido, forma-se fase β metaestável ao lado da fase α primária. Isto até que a temperatura atinja um limite, onde o teor de β -estabilizadores na fase é baixo o bastante para que não seja mais possível congelar toda fase β à temperatura ambiente. Então parte da fração de volume da fase β transforma-se em martensita tipo α'' . A fração de volume da martensita α' , em relação a α'' , aumenta à medida que a temperatura de tratamento se aproxima da linha de transição $(\alpha+\beta)/\beta$. Dentro do campo de fase β , ela ocupa todo o volume, a não ser para concentrações maiores de elementos β -isomorfos [Yermolova-1982]. De modo geral, a martensita em ligas Ti-TM diluídas são de estrutura, na maioria das vezes, "hc" (α'). Com o aumento da concentração dos solutos β -estabilizadores, a estrutura passa a ortorrômbica (α'') [Collings-1983].

Diferente da nucleação e crescimento típicos de mudança de fase, dependente da difusão atômica ativada termicamente, as transformações martensíticas se desenvolvem com movimento atômico cooperativo, que resulta em uma transformação microscopicamente homogênea da rede cristalina. Como já mencionado, as estruturas martensíticas dependem da composição e da taxa de resfriamento, de maneira tal que os processos de transformação sejam concorrentes por cisalhamento ou difusão. Desta forma, é possível várias estruturas, desde, martensita acicular e estrutura de Widmanstätten.

Em condições favoráveis, a transformação de β para α^m ocorre completamente com coerência estrutural, martensita maciça. Um aumento na concentração de soluto na liga impede a transformação martensítica completa e aparece fase β entre placas de martensita acicular, podendo ocorrer fase α acicular com eixos longitudinais paralelos ao plano $\{110\}$ da fase β , caracterizando a estrutura de Widmanstätten [Collings-1983].

II.9.2 Fase ω

A fase ω está presente fora do equilíbrio termodinâmico, formada em um processo de nucleação e crescimento. Muitas vezes, é uma fase de transição na transformação da fase β para α . Ela aparece em ligas com fase β metaestável e pode levar a uma forte fragilização. Essa fase ocorre durante o envelhecimento a baixas temperaturas, no resfriamento a partir do campo β , ou induzida por pressão hidrostática [Collings-1983, Al'Shevskiy-1984].

A fase ω pode ser atérmica ou difundida. A fase ω atérmica ocorre independentemente de difusão e, como tal, não pode ser suprimida em função da taxa de resfriamento. Sua estrutura é hexagonal ou trigonal dependendo da concentração dos solutos. No envelhecimento, eventualmente, pode-se induzir a um estado de equilíbrio de $\omega+\beta$, fase ω difundida ou “isotérmica”.

A proporção de fase ω pode ser controlada através do tratamento térmico e da concentração de elementos de liga. Desta maneira, é possível aumentar a resistência do material e manter uma ductilidade razoável da liga. A morfologia da fase ω pode ser da forma cúbica em ligas Ti(3d)-TM, Ti-V, Ti-Cr, Ti-M, Ti-Fe, ou elipsóide em ligas Ti(4d)-TM, Ti-Nb, Ti-Mo. Em verdade, a fase ω é um desajuste na rede cristalina e quando este desajuste for $\leq 0,5\%$ a morfologia é elipsóide e quando $> 0,5\%$ ela é cúbica [Collings-1983, Williams-1979].

II.10 Propriedades Mecânicas

Como mencionado, as propriedades mecânicas das ligas de titânio estão relacionadas com as três fases α , $\alpha+\beta$, β . A densidade do titânio e de suas ligas está no intervalo de 4.50 a 4.84 Mg/m³, o módulo de elasticidade intermediário do titânio é 103 GPa. Para suas ligas situa-se até 120 GPa, podendo sofrer variações também com a textura do produto. O limite de resistência pode aumentar de 687 MPa até 1128-1373 MPa e há ligas que apresentam limite de resistência de 1619 MPa, mantendo ductilidade razoável. No titânio comercial, a tensão limite de escoamento está em torno de 186-586 MPa e acima de 1379 MPa para algumas ligas β . A resistência à compressão das ligas é no mínimo igual a resistência à tração e a resistência ao cisalhamento situa-se em torno de 60-70% do limite de resistência. Algumas ligas laminadas a quente podem ser endurecidas por envelhecimento e atingir níveis de dureza de 75 Vickers [Patto-1973, Donachie-1982].

As propriedades mecânicas das ligas α decrescem com a elevação da temperatura, a medida que esta ultrapassa a temperatura ambiente. Ligas α como Ti-5Al-2,5Sn têm sua resistência diminuída, e devem ser substituídas por ligas β ou $\alpha+\beta$.

Ligas β e ligas $\alpha+\beta$ são utilizadas a temperaturas médias e altas (≤ 500 °C). As propriedades mecânicas das ligas β decrescem rapidamente com a diminuição da temperatura. Os elementos de transição, estabilizadores da fase β , elevam fracamente a resistência da solução em comparação aos alfa-gênicos, considerando o teor por átomo. Contudo, esta deficiência é compensada pela maior solubilidade sólida apresentada pelos elementos beta-gênicos [Collings-1983, Coyne-1978].

CAPÍTULO III

AS LIGAS Ti-6Al-4V E Ti-6Al-7Nb

III.1 A liga Ti-6Al-4V

É encontrada em dois tipos principais, Ti-6Al-4V padrão e Ti-6Al-4V-ELI. Sua composição química varia dentro dos seguintes limites:

Tabela 5: Intervalo de composição química para ligas Ti-6Al-4V [Betner-1985, TIMET-1979].

Al	V	N	C	H	Fe	O	*Outros
5,5-6,75	3,5-4,5	0,05 max	0,10 max	0,015 max	0,40 max	0,20 max	0,5 max

* 0,1 max. cada elemento.

Apresentam as seguintes propriedades mecânicas para uma barra na condição recozida [Betner-1985]:

Tensão limite de resistência à tração: 895 MPa;

Tensão limite de escoamento em tração: 825 MPa;

Tensão limite de escoamento em compressão: 860 MPa;

Alongamento: 10 %;

Redução de área: 20 %;

Dureza: 36 a 39 HRC;

Módulo de elasticidade: em tração - 110 GPa;

em compressão - 117 GPa;

Razão de Poisson: 0,33.

Para uma barra, na condição solubilizada e envelhecida, o material apresenta as seguintes propriedades [Betner-1985]:

Tensão limite de resistência à tração: 1035 MPa;

Tensão limite de escoamento em tração: 965 MPa;

Tensão limite de escoamento em compressão: 1070 MPa;

Alongamento: 8 %;

Redução de área: 20 %.

A temperatura de recozimento da liga varia entre 705 °C a 785 °C, a temperatura de solubilização entre 900 °C a 955 °C, a temperatura de envelhecimento é em torno de 540 °C e por fim, usualmente, a liga é trabalhada a quente em temperaturas que vão de 870 °C a 1010 °C [Betner-1985].

Esta é, dentre as ligas de titânio, a mais utilizada, respondendo por 45% da produção contra 30% de titânio comercialmente puro e 25 % de todas as outras ligas.

Foi introduzida no mercado em 1954 e é a mais conhecida das ligas à base de titânio [Donachie-1982, TIMET-1979]. Nela o alumínio eleva a temperatura de transformação $(\alpha+\beta)/\beta$ e responde, juntamente com elementos intersticiais, por grande parcela de ganho em resistência mecânica. O vanádio, por sua vez, diminui a temperatura de transformação $\alpha/(\alpha+\beta)$, e como o teor deste elemento excede a capacidade de sua solubilização pela fase α , uma pequena parcela de fase β fica retida à temperatura ambiente [Imam-1983]. Essa fase β irá contribuir para o aumento na resistência, quando dispersa na liga. O vanádio também propicia o refinamento de grãos da fase α , quando a liga é $\alpha+\beta$ processada. Entretanto, nestes casos, o ganho em resistência não se compara aos conseguidos por tratamentos térmicos e apenas atinge pequenas espessuras. Tanto o vanádio como o alumínio promovem ganho de resistência por solução sólida nas fases α e β , respectivamente [TIMET-1979].

A liga Ti-6Al-4V é uma liga “near- α ” (super- α) que apresenta um amplo conjunto de boas propriedades e pode ser considerada como de uso geral. O material responde a tratamentos térmicos, onde sua tensão limite de resistência pode chegar a 1100 MPa em seções de até 25 mm. Para seções maiores, o limite de resistência atingido decresce.

O tratamento térmico prossegue através do rápido resfriamento, partindo de uma temperatura de solubilização escolhida e efetuando-se o envelhecimento da fase β retida ou transformada, por precipitação. Aqui, de forma diferente de algumas ligas de alumínio e aços, onde precipita-se compostos submicroscópicos coerentes com a matriz, a precipitação ocorrida é da fase α , incoerente com a matriz β .

Pode ocorrer também a precipitação de Ti_3Al (fase α_2), que promove aumento na resistência mecânica, mas que é geralmente acompanhado de perda em tenacidade e resistência ao meio. A martensita formada nas ligas é macia e sua decomposição no envelhecimento aumenta a resistência mecânica.

Como essa liga pertence à classe de ligas near- α , é rica em fase α e pobre em fase β . Sua densidade é de $4,43 \text{ g/cm}^3$. Possui excelente resistência à fadiga e resistência à propagação de trincas, em cargas estáticas ou dinâmicas. A concentração de elementos intersticiais e o tipo de carregamento podem alterar sua resistência à propagação de trincas, quando em atmosfera salina.

Também o tratamento térmico pode afetar o surgimento e propagação de trincas. A liga é recomendada para aplicações a temperaturas de -210 até $400 \text{ }^\circ\text{C}$. É soldável e pode ser forjada a quente em formas complexas. Possui usinabilidade semelhante a de aços inoxidáveis austeníticos [TIMET-1979].

A Ti-6Al-4V é fornecida em duas faixas de composição, Ti-6Al-4V (padrão) e Ti-6Al-4V ELI (ELI - Extra Low Interstitial). Em situações onde é necessária uma alta resistência mecânica, pode-se utilizar a liga tratada termicamente, com um teor ligeiramente mais elevado de oxigênio. Contudo, nas aplicações exigindo valores de tenacidade à fratura muito elevados, ou em aplicações criogênicas, deve-se empregar uma liga com baixo teor de oxigênio. Neste caso, uma liga ELI oferece maior tenacidade à fratura em detrimento da resistência mecânica.

De maneira geral, os elementos intersticiais: oxigênio, carbono, nitrogênio (alfa-gênicos), e o hidrogênio (beta-gênico), aumentam a resistência mecânica, mas o efeito global que produzem é altamente danoso [TIMET-1979].

As propriedades nessa liga são afetadas pela composição e são, como na maioria das ligas de titânio, anisotrópicas. Essa anisotropia é devida ao fato que também os cristais das fases componentes, α e β , são anisotrópicos e possuem a tendência de aparecer texturizados na liga. A expansão térmica da liga é, aproximadamente, a metade da dos aços inoxidáveis austeníticos e um terço da apresentada pelo alumínio. O valor de $\Delta L/L_0\%$ pode ser aproximado pela equação:

$$\frac{\Delta L}{L_0} = -220 + 5,992 \times 10^{-4} T + 5,807 \times 10^{-7} T^2 - 1,994 \times 10^{-10} T^3$$

Onde T é dado em Kelvin e o erro é em torno de $\pm 0,025 \%$.

Como tanto o alumínio e o vanádio abaixam o ponto de fusão da liga, este situa-se entre 1630 e $1650 \text{ }^\circ\text{C}$. A temperatura de transformação $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ depende da composição. Para liga padrão é $996 \pm 14 \text{ }^\circ\text{C}$ e para liga ELI $985 \pm 14 \text{ }^\circ\text{C}$. Para o caso da liga apresentar

uma microestrutura grosseira, deve-se permitir um tempo de solubilização maior para avaliar a temperatura de transformação, pois o tempo necessário para dissolução da fase α pode variar [TIMET-1979].

III.1.1 Forjamento em Ti-6Al-4V

A tensão limite de escoamento é extremamente dependente da textura da liga. Isto porque a direção principal de escoamento na fase α é normal ao eixo do prisma e as deformações paralelas a esse eixo tornam-se mais difíceis de ser ativadas [TIMET-1979].

A temperatura também tem influência crucial na tensão limite de escoamento e faz com que essa caia à medida que a temperatura aumenta. Essa tensão cai de 1000 MPa, à temperatura ambiente, para 450 MPa, a 500 °C.

O aumento no grau de envelhecimento, a diminuição do tamanho de grãos, o aumento de resistência por texturização e a estrutura equiaxial, em relação a lamelar, igualmente elevam tal tensão limítrofe [Gysler-1982].

Nas operações de forjamento, tanto a temperatura, o tempo de manutenção dessa temperatura, quanto a atmosfera de aquecimento devem ser controlados com rigor. Como foi mencionado anteriormente, o titânio é bastante reativo e sofre oxidação quando em temperaturas elevadas. Além disso, pode ocorrer difusão de elementos intersticiais.

Para o caso de difusão de hidrogênio, que pode ocorrer devido à presença de umidade, o processo pode ser revertido até certos níveis, fazendo-se uso de um forno a vácuo. Contudo, sua difusão é rápida e pode fragilizar o material comprometendo o forjamento.

O oxigênio afeta apenas camadas superficiais da peça, formando uma camada α -estabilizada, denominada “ α -case”, que fragiliza a superfície. Essa camada pode ser removida por decapagem química ou mecânica.

O carbono e o nitrogênio reagem com o titânio, de forma similar ao oxigênio, cujo controle é suficiente para inibir problemas. Entretanto, a utilização de fornos elétricos, com controle atmosférico, é recomendada, principalmente, para peças de espessuras finas. A atmosfera deve ser neutra ou ligeiramente oxidante [TIMET-1979].

A liga pode ser forjada por vários métodos de acordo com as propriedades finais desejadas. O mais comum é que o forjamento seja realizado a uma temperatura de 25 °C abaixo daquela de transformação $\alpha+\beta\rightarrow\beta$.

O forjamento dentro do campo β induz a uma estrutura transformada. Se o resfriamento, através da região de transformação, não for suficientemente rápido, pode ser formada uma microestrutura grosseira onde a fase α aparece nos contornos da matriz β (“ α -blocky”), o que promove a perda de ductilidade. Essa estrutura, quando muito grosseira, é difícil de ser eliminada por forjamento convencional.

Quando o forjamento é realizado em uma estrutura transformada, em geral, deseja-se romper a estrutura de placas superpostas, permitindo a esferoidização de α primário [TIMET-1979]. As estruturas β transformadas, resultantes do tratamento termomecânico no campo de fases β , possuem alto valor de K_{Ic} e resistência à propagação de trincas [Early-1977]. Contudo, o forjamento dentro do campo $\alpha+\beta$ leva à máxima ductilidade e resistência ao início de trinca por fadiga [TIMET-1979].

Os processos acima da temperatura de transição são geralmente evitados, devido à possibilidade de produzirem estruturas frágeis. Entretanto, segundo Early e Burns é possível tratar a liga, em regiões próximas e acima da temperatura de transição, conseguindo aumento de tenacidade sem perda de resistência [Early-1977].

Tempos longos de permanência, dentro do campo $\alpha+\beta$, podem levar a estrutura “ α -blocky”, caso a microestrutura de partida seja fina. Assim como prolongados encharques no mesmo campo, promovem a oxidação e a captação de hidrogênio, deve-se estar também atento à ocorrência de altas taxas de deformação com aquecimento adiabático em planos localizados de cisalhamento, levando a estruturas não homogêneas.

A sensibilidade à taxa de deformação influencia as configurações do forjamento. A liga Ti-6Al-4V possui propriedades superplásticas, quando sua microestrutura apresenta grãos finos e é aquecida próxima à temperatura de transição $\alpha+\beta\rightarrow\beta$. A deformação superplástica em condições apropriadas de temperatura e taxa de deformação pode ultrapassar 400% [TIMET-1979].

As ligas de titânio $\alpha+\beta$ são susceptíveis ao aparecimento de bandas de cisalhamento no forjamento a quente, devido à dependência da tensão de escoamento em função da temperatura, à baixa taxa de encruamento e à baixa condutividade térmica [Semiatin-1981].

Semiatin et. al. [Semiatin-1981], em estudos realizados na liga $\alpha+\beta$ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si, concluíram, que o comportamento em escoamento é fortemente dependente da microestrutura de partida, onde uma estrutura equiaxial $\alpha+\beta$ mostrou um aumento monotônico das curvas carga x deslocamento e uma deformação estável para todas as temperaturas e taxas de deformação.

Já para uma estrutura de Widmanstätten ocorreu um decréscimo nas curvas carga versus deslocamento e alguma deformação não uniforme. O comportamento da tensão limite de escoamento foi praticamente constante para a estrutura $\alpha+\beta$, ocorrendo um pequeno decréscimo, durante a deformação, atribuído ao aquecimento adiabático.

Para a estrutura β transformada (Windmastätten), observaram alto grau de amolecimento durante a deformação, em sua maior parte atribuído as mudanças microestruturais.

A forte dependência que a tensão de escoamento tem da temperatura, apresenta um papel importante no aparecimento de bandas de cisalhamento em forjamento não isotérmico, e esse comportamento aumenta o desenvolvimento das zonas com pequena deformação, em contato com a matriz (“chill zones”) que promovem o escoamento localizado.

No forjamento não isotérmico, as duas estruturas exibiram bandas de cisalhamento. As bandas de cisalhamento, observadas no forjamento isotérmico, foram dependentes da taxa de amolecimento e da sensibilidade à taxa de deformação, apresentada pela tensão de escoamento. Esses parâmetros variaram com a microestrutura, temperatura e taxa de deformação [Semiatin-1981].

A liga Ti-6Al-4V apresenta, sob certas condições, propriedades superplásticas. Cope e Ridley mostraram que para uma chapa comercial laminada de 0,8 mm, a temperatura ótima de deformação ocorreu a 880 °C, com uma fração volumétrica da fase β de 40 %, apresentando alongamento máximo de 1050 %. Para temperaturas acima desse valor a superplasticidade decresce, devido ao excessivo crescimento de grãos, e em temperaturas inferiores a 850 °C pode ser observada a ocorrência de cavitação nas interfaces α/α e α/β atribuído à redução da difusividade e da diminuição da fração de β . Contudo, nem sempre a melhor condição de superplasticidade irá levar a um produto com as propriedades mecânicas desejadas [Cope-1987, Cope-1986].

Norley e Sheppard [Sheppard-88] sugeriram que os modos de amolecimento predominantes, operando no material, seriam recristalização dinâmica e recuperação

dinâmica, para as regiões $\alpha+\beta$ e β , respectivamente. Eles encontraram valores para energia de ativação, na região β , semelhantes aos de difusão dentro da própria liga, ao passo que, para região $\alpha+\beta$, esses valores foram quase três vezes maiores, indicando maior dificuldade à deformação na região $\alpha+\beta$.

Também encontraram uma forte sensibilidade à taxa de deformação, apresentada pela tensão limite de escoamento, no campo $\alpha+\beta$ [Sheppard-1988].

Em temperaturas elevadas como no forjamento isotérmico, o material escoava não somente regido pelo deslizamento cruzado no interior dos grãos, mas também devido ao deslizamento entre contornos. Esse deslizamento entre grãos responde pela separação progressiva de uma estrutura, inicialmente orientada, contendo grãos de fase α unidos (fase α unida).

A deformação superplástica, ocorrida nessa estrutura orientada, muda muito pouco a textura da fase α , alinhada e unida, mas a fase β torna-se completamente aleatória. Somente quando as deformações superplásticas tornam-se grandes, os grãos da fase α unida separam-se e a deformação anisotrópica desaparece, devido ao deslizamento de contornos de grãos. Contudo, a superplasticidade independe da textura apresentada pela fase α [McDarmaid-1985].

A anisotropia ocorrida na deformação, é uma medida da transição entre o modo de escoamento dominante, controlado por deslizamento de discordâncias (“slip-controlled”) ou por deslizamento de contornos (superplástico). Essa transição depende da temperatura e da taxa de deformação. Antes da transição, o mecanismo predominante é aquele dependente da textura e após dependente da fase α unida.

O aumento da taxa de deformação ou a diminuição da temperatura de trabalho podem levar ao modo de deformação controlado pelo deslizamento de discordâncias. O motivo de mencionar apenas os contornos de grãos α/α , é que a anisotropia apresentada em condições superplásticas é muito mais dependente deles que dos contornos β/α ou β/β [McDarmaid-1986].

As técnicas de forjamento isotérmico têm sido desenvolvidas com objetivo de produzir forjados “net-shape” ou “near-net-shape”. A maior contribuição dessas técnicas é a redução ou eliminação do efeito de resfriamento provocado pela matriz (“die chilling”) e do encruamento, que pode levar a um melhor aproveitamento do material, à redução dos custos de usinagem e do número de operações de forjamento [Chen-1976].

De acordo com Chen e Coyne [Chen-1976] o forjamento isotérmico pode propiciar um maior conhecimento da natureza das deformações nas ligas de titânio, para uma temperatura constante, uma vez que o efeito “die chilling” pode ser responsável por aumentos na tensão de forjamento da ordem de três a cinco vezes.

Em ensaios realizados em uma liga Ti-6Al-4V comercial, eles apresentam resultados para o comportamento das curvas tensão de forjamento verdadeira x deformação verdadeira para duas condições microestruturais de partida, grãos de α com fase β nos contornos, resultado de processamento no campo $\alpha+\beta$ e outra composta por α acicular em matriz β transformada, resultado do tratamento no campo β .

Para a primeira microestrutura, a tensão de forjamento aumenta com o aumento da taxa de deformação e com a diminuição da temperatura de forjamento; depois de atingida a tensão limite de escoamento, a deformação continua com aumento muito suave da tensão e para temperaturas maiores existe uma pequena queda na mesma.

No caso da microestrutura contendo α acicular, as tendências são semelhantes. Entretanto, as tensões limite de escoamento são cerca de 20% maiores. As curvas apresentam uma queda relativamente acentuada nas tensões. O grau de amolecimento aumenta com a queda da temperatura e é pouco maior para taxas de deformação maiores.

Depois da queda inicial da tensão, esta é aumentada suavemente. Foi ainda observado que o grau de encruamento é maior para a primeira microestrutura.

Chen e Coyne mostraram também que as tensões de forjamento são apenas 50% maiores que a tensão de escoamento encontrada em ensaios de tração, em condições similares, e podem diminuir se levarmos em conta o atrito. Assim apresentam a seguinte equação para correção de valores.

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = 1 + \frac{f}{3\sqrt{3}} \frac{D}{t}$$

A equação apresenta a relação entre tensão relativa (σ/σ_f), atrito e efeitos geométricos para um disco sólido forjado. Onde σ é a tensão de forjamento média, σ_f é a tensão de escoamento da liga, f é a constante devida ao atrito e D e t são o diâmetro e a espessura do disco, respectivamente [Chen-1976].

É conhecido que materiais que apresentam valores de sensibilidade à taxa de deformação, “ m ”, maiores que 0,5 podem ser deformados superplasticamente. O

parâmetro sensibilidade à taxa de deformação de um material é dependente da taxa de deformação, da deformação e da temperatura. Assim, como a deformação superplástica, obtida em um certo material, é dependente do valor “ m ”, fica sujeita também aos fatores mencionados [Boyer-1979].

Apesar do exposto, Boyer e Magnuson [Boyer-1979] concluíram, em experimentos com a liga Ti-6Al-4V, que os valores para “ m ” apesar de proporcionais ao alongamento, para uma mesma temperatura de ensaio, não mantêm necessariamente a mesma correlação a temperaturas diferentes, onde mecanismos de transformação microestruturais podem interferir no alongamento total obtido.

Nos ensaios de Boyer, embora a liga apresentasse um valor “ m ” maior à temperatura de 927 °C que a 871 °C, o alongamento total alcançado para o primeiro patamar de temperatura foi menor que para o segundo. Como discutido, a superplasticidade é fortemente dependente do tamanho de grão e para que esse fenômeno ocorra é geralmente necessário que o material possua grãos pequenos.

Assim, no caso da liga em questão a fração volumétrica das fases, o aspecto e a distribuição dos grãos e, de modo menos acentuado, a textura, são características microestruturais que podem afetar a superplasticidade. Além disso, a sensibilidade à taxa de deformação pode não permanecer constante durante deformações extensas, devido a um possível crescimento de grão [Paton-1979, Arieli-1977, Ghosh-1979].

A liga Ti-6Al-4V pode apresentar um número considerável de texturas. Foi observado que a texturização existente na liga tem influência limitada no aumento da resistência do material, quando este está carregado sob tensões trativas; contudo, esse comportamento é diferente sob compressão [Lowden-1975].

III.1.2 Microestrutura na Liga Ti-6Al-4V

Como em toda liga super- α , a temperatura de aquecimento e as taxas de resfriamento afetam fortemente a microestrutura. Resfriamentos realizados em água, partindo de valores de temperaturas superiores a 1010 °C, dentro do campo de fase β , produzem microestruturas semelhantes à martensita, completamente transformadas, destruindo toda e qualquer fase α primária.

Para o mesmo resfriamento, partindo de temperaturas menores, em torno de 982 °C, leva a estruturas aparentemente como as anteriores, exceto que a fase α primária aparece dispersa pela matriz transformada, sendo estes valores de temperatura, obtidos para uma liga com temperatura de transformação igual a 993 °C.

À medida que a taxa de resfriamento diminui, a estrutura formada vai tornando-se cada vez mais grosseira. A nucleação e a difusão são os mecanismos dominantes no crescimento das fases. Em resfriamentos partindo de uma temperatura de 788 °C o efeito na microestrutura não é aparente [TIMET-1979].

À medida que as temperaturas aumentam, dentro do campo $\alpha+\beta$, a quantidade de fase α primária diminui e aumenta a quantidade de fase β presente, porém, quanto maior a proporção de β menor a concentração de elementos betagênicos na fase e, conseqüentemente, menos estável ela é [Imam-1983].

O envelhecimento, geralmente, não provoca modificações microestruturais em proporções facilmente observáveis opticamente.

A fase ω raramente ocorre na liga e a fase Ti_3Al pode estar presente, mas é impossível observá-la com técnicas óticas [TIMET-1979].

Tratamentos de solubilização em temperaturas acima de 800 °C e posterior resfriamento em água (com melhores resultados apresentados a 900 °C), levam a uma estrutura onde a fase β é transformada em martensita, induzida por deformação. Esta estrutura apresenta uma melhor resistência à fadiga, alta ductilidade, alta tensão limite de escoamento e módulo de elasticidade em comparação com a liga recozida [Imam-83].

Pode-se controlar a morfologia da fase α na liga durante o processamento, o que leva a melhores combinações de propriedades dinâmicas e estáticas. Como já mencionado, grãos equiaxiais de α aumentam a ductilidade a baixas temperaturas, a resistência ao início de trinca por fadiga e as características do escoamento a temperaturas elevadas, enquanto que a morfologia lamelar melhora a tenacidade à fratura, a resistência à propagação de trincas e resistência à fluência. A mudança morfológica de α lamelar para α equiaxial é resultado da deformação prévia, da temperatura de trabalho e do modo de deformação aplicado.

Se o material é trabalhado em temperaturas abaixo da temperatura de recristalização, no recozimento, os grãos de α equiaxial serão nucleados na interface $\alpha+\beta$.

Quando a fase β recristaliza primeiro, os grãos de α penetram nos grãos recristalizados formando novos contornos α/β .

Para ligas trabalhadas a 925 °C e recozidas à mesma temperatura, a recristalização das fases é simultânea, entretanto se o recozimento se dá a temperaturas abaixo daquela de deformação, ocorre recristalização e um aumento na proporção da fase α . A taxa com que a morfologia lamelar de α se transforma em equiaxial, é dependente da temperatura, do tempo de recozimento e da deformação imposta [Weiss-1986].

III.2 A Liga Ti-6Al-7Nb

O campo de aplicação de biomateriais tem expandido bem rápido nos últimos 30 anos, e hoje é uma área importante da indústria médica. A cada dia o titânio e suas ligas vêm substituindo os aços inoxidáveis e as ligas de cobalto-cromo, sendo freqüentemente empregado em aplicações ortopédicas e cirurgias odontológicas [Van Noort-1987].

As próteses de partes móveis (juntas) podem ser fixadas ao tecido ósseo por meio de um cimento acrílico ou por contato direto.

O titânio e suas ligas vêm sendo aplicados com sucesso, em implantes que usam a fixação por contato direto. A biocompatibilidade apresentada por esses materiais é tal, que o tecido ósseo cresce muito bem sobre as superfícies rugosas das próteses.

Dentre as ligas, a Ti-6Al-4V tem sido amplamente utilizada na manufatura de implantes. Contudo, foram apresentadas muitas controvérsias com respeito ao possível efeito tóxico do elemento vanádio no corpo humano.

Durante a passivação, formam-se na superfície metálica óxidos como: TiO_2 , Al_2O_3 e VO_2 . O dióxido de vanádio é instável e dissolve-se dentro do corpo humano, sendo eliminado posteriormente.

Com a finalidade não só de extinguir esse possível problema, mas também objetivando o desenvolvimento de um material específico para aplicações biomédicas, o Instituto Sulzer Winterthur em cooperação com a companhia IMI Titanium Ltd, desenvolveu e otimizou um novo material, trabalhado e fabricado sob encomenda [Semlitsch-1992].

Essa nova liga deveria possuir os seguintes quesitos: ser composta apenas de elementos biocompatíveis, todos os elementos da liga deveriam estar presentes na camada

passivadora, a camada passivadora teria que ser densa e estável, a estrutura da liga ($\alpha+\beta$) teria que permitir a deformação superplástica, o material deveria apresentar propriedades mecânicas comparáveis às da liga Ti-6Al-4V e por fim, ser economicamente viável. Surgiu então a liga $\alpha+\beta$ Ti-6Al-7Nb, que tornou-se comercialmente disponível em 1990, com o nome comercial de IMI 367 ou PROTASUL 100 [Semlitsch-1985, Semlitsch-1987].

A composição química da nova liga foi desenvolvida a fim de que apresentasse uma estrutura semelhante à da liga Ti-6Al-4V. Dessa forma, a liga Ti-6Al-7Nb com estrutura globular apresentou propriedades mecânicas comparáveis às da liga Ti-6Al-4V. A tabela 6 apresenta o intervalo de composição química para a liga [Semlitsch-1992].

Tabela 6: Composição química da liga Ti-6Al-7Nb [Semlitsch-1992].

% Peso	C	H	N	O*	Al	Nb	Ta	Fe	Ti
Máx.	0,08	0,009	0,05	0,20	6,50	7,50	0,50	0,25	Balanço
Min	-	-	-	-	5,50	6,50	-	-	-

* A Liga no grau ELI possui oxigênio máximo de 0,13 %

Semlitsch et. al. [Semlitsch-1992] apresentaram uma relação das propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-7Nb em duas condições, mostradas na tabela 7.

Tabela 7: Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-7Nb [Semlitsch-1992].

Propriedades mecânicas	IMI-367 Trabalhada	Protasul-100 Forjada à quente
Modulo de Young (MPa)		110.000
Tensão limite de escoamento à 0,2% (MPa)	Min 800	900 - 1000
Tensão limite de resistência (MPa)	Min 900	1000 - 1100
Alongamento (%)	Min 10	10 - 15
Redução de área (%)	Min 25	25 - 45
Resistência à fadiga em flexão ciclica (MPa)	Min 450	500 - 600

Eles demonstraram que a resistência à fadiga, do material polido (± 620 MPa), pode ser mantida quando a peça apresenta uma certa rugosidade superficial (3 - 5 μm). O jateamento de granalhas (“shot-peening”) gera tensões compressivas que compensam o efeito de entalhe provocado pela superfície rugosa. Assim, em nenhum momento a resistência à fadiga é inferior a 500 MPa. Entretanto, quando o teor de oxigênio, na

superfície do material, é muito elevado, a resistência à fadiga pode baixar a valores da ordem de 340 MPa.

Como é o caso da liga Ti-6Al-7Nb tratada pelo método OHD (“oxygen diffusion hardening”), que melhora a resistência ao desgaste.

Ensaio de corrosão também realizado por Semlitsch em solução de NaCl 3 % a 40 °C e em solução TM 0177-86 a 24 °C, mostraram que a resistência à corrosão sob tensão da liga Ti-6Al-7Nb, também se compara à da liga contendo vanádio, o que se deve a camada passivadora estável e densa que se forma superficialmente [Semlitsch-1992, Semlitsch-1987].

A liga Ti-6Al-7Nb apresenta estrutura bastante similar à liga Ti-6Al-4V, bem como pareceu ser semelhante com relação à recristalização de estruturas deformadas. Nessas condições, a homogeneização da estrutura orientada em uma estrutura $\alpha+\beta$ globular foi dependente do grau de deformação.

Próteses femurais forjadas à quente, onde a microestrutura variou conforme a seção da haste, apresentaram estruturas iguais para próteses forjadas em ambas as ligas.

A temperatura de transformação de fases $\alpha+\beta/\beta$ situa-se em torno de 1010 °C e 1020 °C.

À medida que o processamento da liga produz uma estrutura mais homogênea, a resistência à fadiga é melhorada. Para hastes forjadas a quente, a partir de um material laminado, a resistência à fadiga foi maior que 50 % da tensão limite de resistência, no intervalo de 580 MPa a 620 MPa [Semlitsch-1985].

A liga Ti-6Al-7Nb apresenta uma estrutura bruta de fusão com grãos bastante homogêneos da fase $\alpha+\beta$ lamelar.

Amostras prensadas a quente, com deformação de 80 %, apresentam estrutura uniforme, porém deformada. Em comparação com a liga Ti-6Al-4V que possui entre 9 e 12,5 % de fase β , a liga Ti-6Al-7Nb, contendo de 6 a 7% de Nb, apresentou de 10 a 12% de fase β .

A liga laminada a quente, entre 900 °C e 850 °C, a partir de uma amostra previamente trabalhada (extrudada a quente), com estrutura não homogênea e apresentando estrutura lamelar residual, foi completamente homogeneizada e apresentou uma estrutura globular $\alpha+\beta$.

Amostras forjadas a quente, abaixo da temperatura de transformação de fase, na liga Ti-6Al-7Nb apresentaram estrutura semelhante às forjadas em Ti-6Al-4V [Semlitsch-1985].

Schepp [Schepp-1990] realizou ensaios de tração a quente na liga, com o objetivo de caracterizar seu comportamento superplástico. A figura 7 apresenta o gráfico da tensão de escoamento verdadeira em função da taxa de deformação verdadeira, com as respectivas temperaturas e valores para a sensibilidade à taxa de deformação.

O maior valor apresentado para sensibilidade à taxa de deformação, “m”, deu-se a 800 °C. Entretanto, deformações em temperaturas maiores apresentaram um valor aceitável para “m” que manteve-se a taxas de deformação mais elevadas.

Schepp também realizou o forjamento isotérmico de peças, onde percebeu a formação de dobras para algumas pré-formas, devido à boa capacidade de escoamento apresentado. Uma vez otimizadas as pré-formas, as peças forjadas apresentaram propriedades mecânicas sempre superiores a especificação mínima, apresentada na tabela 8 [Schepp-1990].

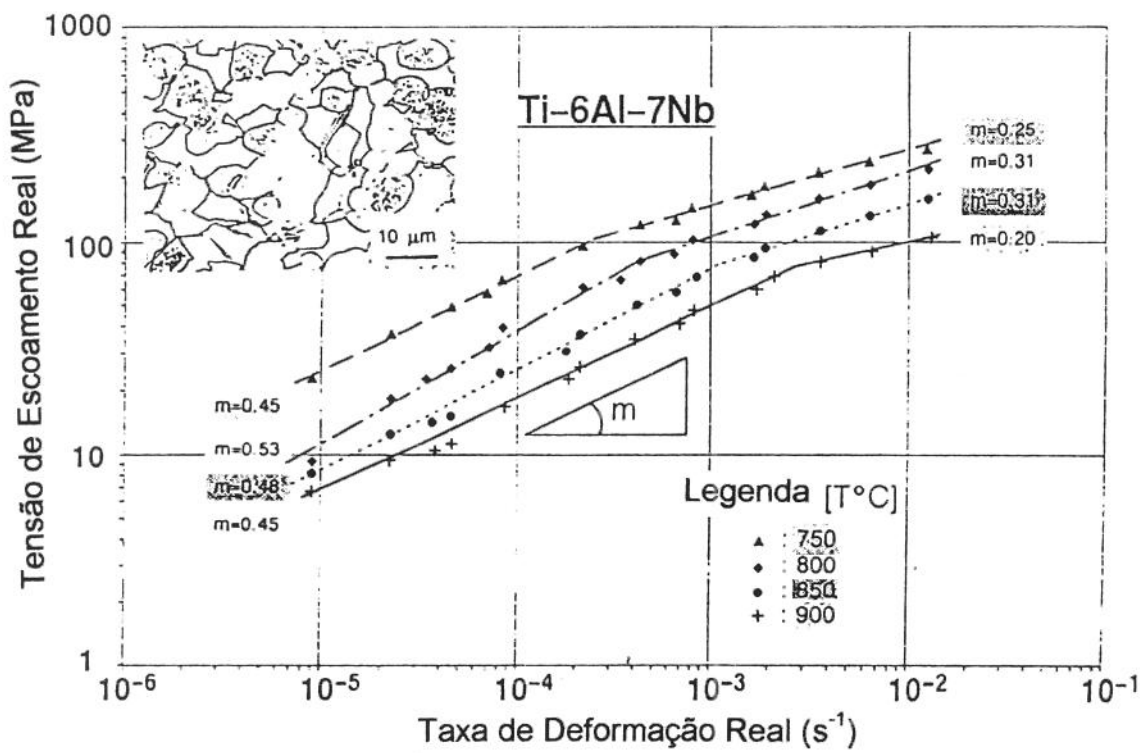


Figura 7: Diagrama tensão - taxa de deformação para Ti-6Al-7Nb [Schepp-1990].

Tabela 8: Valores mínimos especificados para peças trabalhadas em Ti-6Al-7Nb [Schepp-1990].

	Tensão limite de resistência (MPa)	Tensão limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
Especificação	900 min	800 min.	12 min.
Forjamento convencional	1000 média	900 média	12 média
Forjamento isotérmico	932 - 968	826 - 880	12 - 14.8

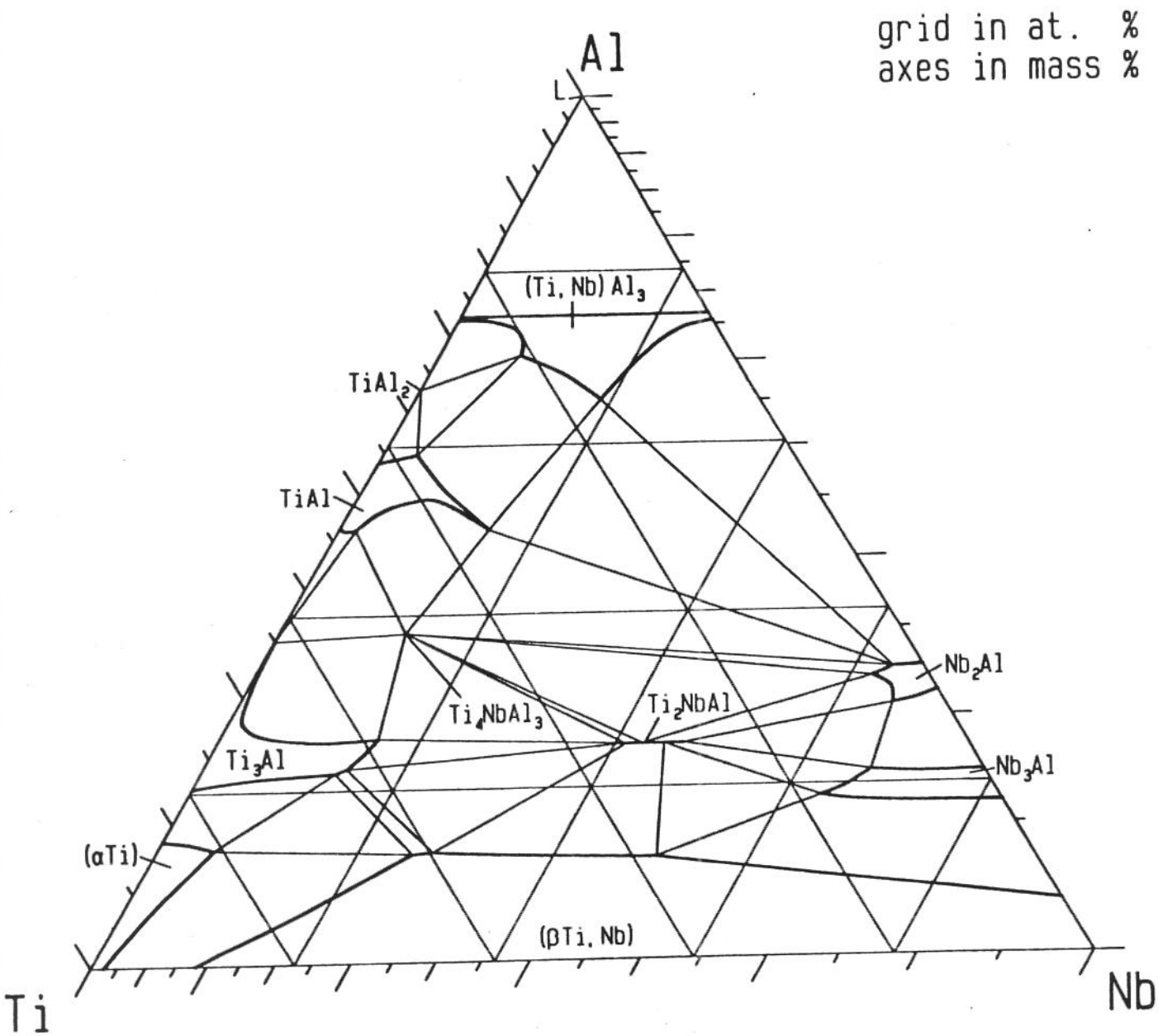


Figura 8: Diagrama ternário calculado do sistema Ti-Al-Nb. Seção isotérmica a 700 °C [Kattner-91].

Kattner et. al. [Kattner-1991] apresentaram um diagrama de fases calculado à temperatura isotérmica de 700 °C, referente ao sistema titânio-alumínio-nióbio. Segundo este diagrama, para que ocorra precipitação de fases intermetálicas no sistema é necessário concentrações de solutos maiores que as encontradas na liga em questão.

Apesar do alto valor de temperatura dessa isoterma, o diagrama apenas confirma as suspeitas quanto a improbabilidade da precipitação de intermetálicos na liga Ti-6Al-7Nb. A figura 8 apresenta o diagrama calculado por Kattner.

CAPÍTULO IV

CRITÉRIOS DE CONFORMAÇÃO

IV.1 Forjamento Genérico e em Ligas de Titânio

Os processos de conformação, nos quais ocorrem grandes mudanças de forma, geralmente, são realizados em temperaturas elevadas, acima da metade do ponto de fusão. Nessas temperaturas muitos materiais tornam-se macios e dúteis, podendo às vezes apresentar percentuais de deformação, em conformação de volumes, da ordem de centenas

No trabalho a quente, o amolecimento dinâmico é contraposto ao encruamento e as tensões de escoamento nem sempre aumentam com a deformação. Nos metais de fase única, os processos de amolecimento são, de um modo geral, a recuperação dinâmica ou a recristalização dinâmica. Os metais que possuem alta energia de falha de empilhamento, recuperam-se dinamicamente no trabalho a quente, e aqueles com baixa energia de falha de empilhamento sofrem primariamente recristalização dinâmica.

Outros processos de amolecimento podem estar envolvidos nas operações em temperaturas elevadas como: aquecimento adiabático, esferoidização de uma estrutura lamelar de duas fases, coalescimento de precipitados e surgimento de texturas menos resistentes ao escoamento [Semiatin-1981, Jonas-1984, Dieter-1981].

Os mecanismos que controlam a deformação são de extrema importância para a definição dos parâmetros operacionais na fabricação de peças conformadas. Estes mecanismos podem variar de acordo com as condições de contorno na operação. Via de regra, o mais importante desses parâmetros é a temperatura de trabalho. Para o titânio comercialmente puro, Okazaki et.al. [Okazaki-1977] relataram que para a taxa de deformação em torno de 10^{-4} s^{-1} , a deformação plástica é controlada pela suplantação de barreiras intersticiais, ativada termicamente, a temperaturas variando de 0 a $0,3 T_m$ (T_m representando o ponto de fusão); a temperaturas entre $0,3$ e $0,45 T_m$ ocorre um envelhecimento dinâmico induzido pela deformação, e acima de $0,45$ o deslizamento cruzado de discordâncias e a escalagem são os mecanismos dominantes.

O conhecimento dos mecanismos de amolecimento são úteis para o controle dos processos de trabalho em temperaturas elevadas, evitando defeitos no produto. Desses defeitos devem ser lembrados a fragilização devido a trincas em contornos de grãos ou pontos triplos, aquecimento localizado e geração de vazios, e as bandas de cisalhamento ou escoamento localizado em algumas regiões, que podem levar à fratura ou transformação de fase localizada [Semiati-1981].

As variáveis do processo (como: geometria da ferramenta e da peça, taxa de deformação, temperatura de pré-aquecimento, temperatura da matriz e lubrificação) e os parâmetros do material (como: sensibilidade à taxa de deformação e dependência da tensão de escoamento da temperatura, taxa de encruamento, condutividade térmica, calor específico e cinética de transformação de fases) podem levar ao surgimento de bandas de cisalhamento [Semiati-1981].

A sensibilidade da tensão limite de escoamento à taxa de deformação é um parâmetro importante no desenvolvimento da superplasticidade nos metais. Fisicamente, este parâmetro “*m*”, correlaciona-se com a capacidade de um material resistir à instabilidade plástica, ou seja, a formação de pescoço quando sob a ação de tensões trativas. Quanto maior o valor de “*m*” maior será a resistência a esse empescoamento [Hamilton-80]. O valor de “*m*” é definido como:

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}}$$

Onde: σ é a tensão limite de escoamento e $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação.

Gegel e Nativ [Gegel-1980] relataram que o surgimento de microtrincas nas ligas “near- α ”, trabalhadas isotermicamente de 50 °C a 150 °C, abaixo da temperatura de transição, sempre ocorrem nos contornos de grãos e pontos triplos, e sofrem uma razoável influência da taxa de deformação. Essas microtrincas, evidenciadas nos estudos de Gegel e Nativ, estiveram presentes somente quando a microestrutura do material de partida foi β transformada, não ocorrendo na pré-forma $\alpha+\beta$. A provável causa disso seria a incompatibilidade de deformações nos contornos. As microtrincas são suprimidas, aparentemente por recristalizações ou migração de contornos de grão, sempre que a taxa de deformação for menor que 10^{-2}s^{-1} , apesar de continuar havendo deformações localizadas próximas aos contornos de grãos.

O lubrificante preferido no trabalho das ligas de titânio a quente é o nitreto de boro. Ele possui alta capacidade de lubrificação, é fácil de ser aplicado e removido. São também utilizados lubrificantes à base de grafite ou bissulfeto de molibdênio. No caso de trabalho a frio, são utilizados lubrificantes iguais àqueles para deformações severas em ligas de alumínio [Bajoraitis-1988].

Chen e Coyne [Chen-1983] apresentaram vários estudos com respeito à deformação a quente de ligas de titânio, utilizando matriz aquecida. Mostrando que a microestrutura da pré-forma, a taxa de deformação e temperatura de deformação influenciam o comportamento da deformação no forjamento a quente.

Também associam o comportamento das ligas $\alpha+\beta$ com alta sensibilidade à taxa de deformação, a um grande amolecimento ocorrido durante a deformação, atribuído a um comportamento pseudo-superplástico.

A figura 9 apresenta uma comparação de curvas tensão verdadeira versus deformação verdadeira, para o forjamento isotérmico da liga Ti-6Al-4V, em várias temperaturas de forjamento e utilizando uma pré-forma transformada (grãos lamelares) e outra $\alpha+\beta$ [Chen-1983].

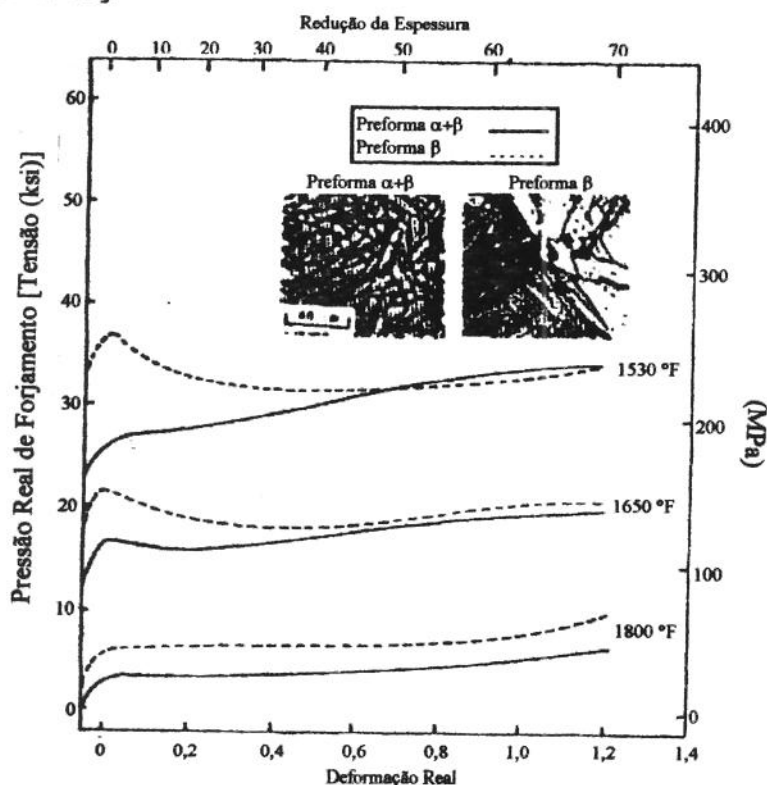


Figura 9: Curvas de tensão real versus deformação real no forjamento isotérmico da liga Ti-6Al-7Nb [Chen-1983].

Kulkarni et. al. também apresentaram estudos, mostrando que em condições de forjamento isotérmico, é possível forjar formas complexas, partindo de pré-formas simples. Além disso, encontraram pressões de forjamento de um quinto e até um décimo das encontradas no forjamento convencional, nos estágios finais do forjamento e em situações onde houve adequação da velocidade de deformação [Kulkarni-1972].

IV.2 Trabalhabilidade e Critérios de Conformação

Os termos trabalhabilidade e conformabilidade são referentes à facilidade encontrada para mudar a forma de um metal qualquer, por meio de deformação plástica. A avaliação da trabalhabilidade de um material se dá através:

- ⇨ Do mapeamento da evolução da tensão de escoamento com as variáveis do processo, como por exemplo: a taxa de deformação, a deformação, temperatura inicial do processo e a temperatura da matriz;

- ⇨ Da descrição do comportamento quanto à iniciação e propagação de trincas, em outras palavras, como o material falha;

- ⇨ E das transformações metalúrgicas características do material em questão.

Usualmente, dá-se maior destaque à medida ou predição da quantidade de deformação que pode ser obtida anteriormente à fratura ou ao surgimento de uma condição indesejável. Por condição indesejável, entende-se: acabamento superficial ruim, formação de dobras, ondulação, surgimento de uma microestrutura que leve a propriedades mecânicas ruins, ou qualquer outro parâmetro que se estabeleça por limite.

Em se tratando apenas dos processos de forjamento, a avaliação da facilidade com que um material é deformado sem fratura e a habilidade desse material em escoar e preencher completamente uma matriz é chamada forjabilidade.

De modo geral, a trabalhabilidade é dependente das condições locais de tensão, deformação, taxa de deformação e temperatura, em relação às características do material, como resistência à fratura dútil [Jonas- 1984, Dieter-1988].

IV.2.1 Fatores Que Afetam A Trabalhabilidade

IV.2.1.1 Os mecanismos de fratura

A fratura nos processos de deformação volumétrica geralmente são dúteis, muito raramente ocorre fratura frágil. Contudo, os mecanismos envolvidos podem variar, dependendo da temperatura e da taxa de deformação. A figura 10 (a) mostra um mapa que representa as possíveis regiões de domínio, dos mecanismos de fratura encontrados num dado material. Já a figura 10 (b) mostra os modos de fratura dútil encontrados em um ensaio de tração, em diferentes condições de temperatura e taxa de deformação [Dieter-1988].

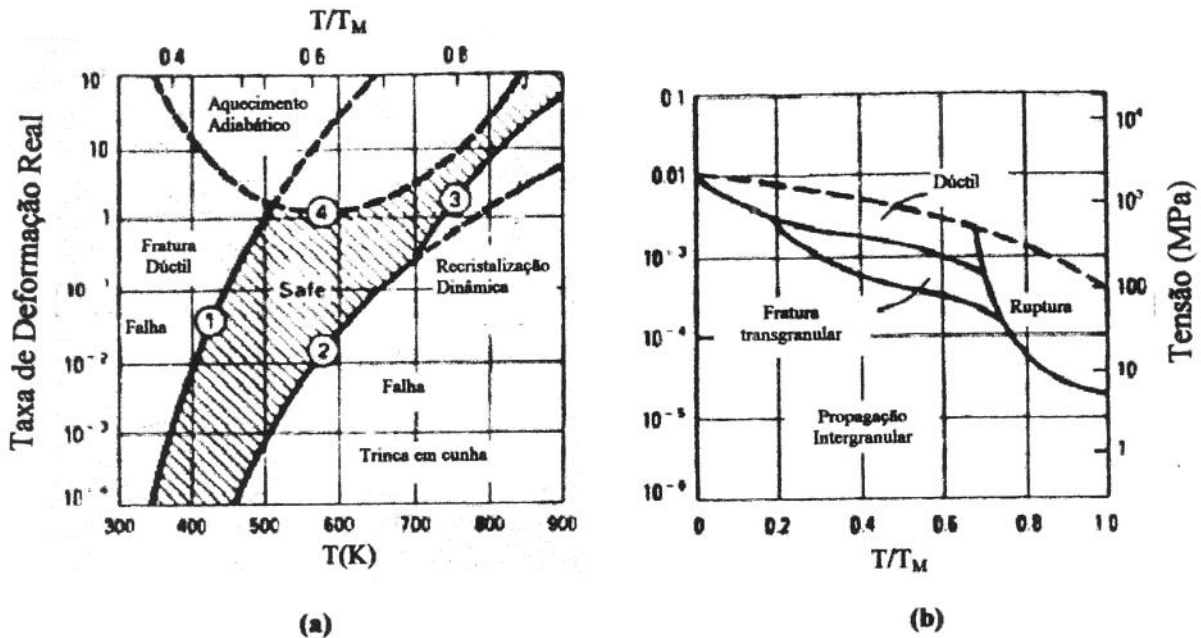


Figura 10: a) Exemplo de mapa representando mecanismos de fratura; b) Diagrama dos modos de fratura sob tensão em função da temperatura [Dieter-1988].

Na fratura dútil, o modo de ruptura por “dimples” ocorre em três etapas: nucleação de vazios, crescimento de vazios e coalescência desses vazios, provocando a fratura. Essa fratura dútil por crescimento e coalescência de vazios pode ocorrer de duas diferentes formas.

A primeira, quando o microvazio cresce no plano da trinca, perpendicular ao eixo de aplicação da carga, é a separação fibrosa ou modo I.

A segunda, o modo II, ocorre com o crescimento oblíquo, ao plano da trinca, do microvazio, sob a influência de deformações cisalhantes. O modo II, onde ocorre a separação nas bandas de cisalhamento, é comumente encontrado nos processos de deformação onde o atrito e as condições geométricas induzem a deformações heterogêneas. Com a ocorrência dessas bandas de cisalhamento localizadas, há um aumento adiabático da temperatura, que promove localmente um certo amolecimento [Dieter-1988].

A deformação a temperaturas mais elevadas modifica o comportamento dessa deformação e do modo de fratura. Em temperaturas acima da metade do ponto de fusão, principalmente a baixas taxas de deformação, o deslizamento entre contornos se torna proeminente, o que leva a trincas cuneiformes que se propagam ao longo dos contornos de grão.

Caso as taxas de deformação sejam elevadas, pode ocorrer que o material deforme mais rápido que os grãos possam deslizar entre si, assim a fratura cuneiforme pode não ocorrer. Ao contrário, se a taxa de deformação for muito baixa, existe tempo suficiente para que ocorra um alívio nas altas tensões atuantes nos pontos triplos. Dessa maneira, o mecanismo de fratura envolvido pode ser alterado também.

Em temperaturas elevadas, o deslizamento entre contornos de grãos pode formar cavidades a tensões mais baixas que aquelas necessárias às trincas cuneiformes.

Com baixas taxas de deformação e recristalização dinâmica, pode ocorrer extensiva formação de vazios. Em temperaturas elevadas, a fratura iniciada por deslizamento de contornos é principalmente controlada pelo crescimento e coalescência de vazios, que quando inibidos pela migração de contornos de grãos, provocada pela alta recristalização dinâmica, levam a uma alta ductilidade a quente [Dieter-1988, Jonas-1984].

As tensões compressivas sobrepostas a tensões trativas ou cisalhantes, no processo de deformação, podem fechar cavidades pequenas e limitar seu crescimento, aumentando assim a trabalhabilidade. Por isso, a trabalhabilidade de um material não pode ser expressa em termos absolutos e é dependente das características desse material, como também das variáveis de processo, tais como deformação, taxa de deformação, temperatura e estado de tensões.

Pode-se desenvolver mapas de processo dentro de um intervalo de temperaturas e taxas de deformação, que consideram todas as possibilidades de falha para o material em questão. O mapa prediz qual região onde a deformação pode ser conduzida seguramente

livre de escoamento localizado e cavitações. Informa também, para uma temperatura constante, em qual intervalo de taxas de deformação pode-se obter a máxima ductilidade [Dieter-1988].

IV.2.1.2 O Escoamento Localizado

O escoamento localizado pode levar à queda na trabalhabilidade. Ocorre que esse escoamento induz regiões de estruturas diferentes e diferentes propriedades. Pode também, ser por si próprio bastante severo e levar a falhas no processo de deformação.

O escoamento localizado é geralmente causado pela formação de uma zona morta entre a matriz e o metal de trabalho. Essa zona morta pode surgir devido à deficiência na lubrificação entre metal e matriz, assim a região de contato fica impedida de ser movimentada. Uma situação semelhante pode ocorrer quando a temperatura da matriz é inferior à da peça de trabalho, onde a extração de calor gera gradientes de temperatura.

Nos casos onde o escoamento localizado ocorre na ausência de atrito ou de gradiente de temperatura, esse é provocado por amolecimento localizado. O amolecimento localizado é resultado de instabilidades estruturais como: aquecimento adiabático, surgimento de uma textura mais macia durante a deformação, coalescimento de grãos ou esferoidização de estruturas. O parâmetro “ α ” correlaciona o escoamento localizado com as propriedades do material pela seguinte equação:

$$\alpha = -\frac{(\gamma - 1)}{m} \text{ Compressão em tensão plana.} \quad \alpha = -\frac{\gamma}{m} \text{ Compressão em deformação plana.}$$

Onde: $\gamma = \left(\frac{1}{\sigma}\right) \times \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ é a taxa de escoamento viscoso normalizada e “m” é a sensibilidade à taxa de deformação.

Nas ligas de titânio $\alpha+\beta$ e em outras onde existe uma forte tendência ao escoamento localizado, é provável que ele ocorra quando o parâmetro “ α ” for maior que 5 [Dieter-1988, Jonas-1984].

IV.2.1.3 Aspectos Metalúrgicos

A estrutura e o tamanho dos grãos exercem forte influência na trabalhabilidade. Quando os grãos são grandes em relação à peça de trabalho a trabalhabilidade é baixa. Isso pode ocorrer em estruturas fundidas. Nesse caso, as trincas podem iniciar e propagar ao longo dos contornos de grão. Além disso, as impurezas segregadas podem criar regiões de baixa trabalhabilidade.

A faixa de temperaturas para se trabalhar lingotes fundidos é limitada também pelo fato de não existir uniformidade na distribuição dos elementos químicos componentes.

A tabela 9 apresenta os modos mais comuns de falha nos processos de deformação, considerando a estrutura de partida. Estruturas fundidas são geralmente trabalhadas quente. Contudo, deve-se tomar cuidado com a temperatura de trabalho. O fato é que a temperatura de fusão de estruturas fundidas podem ser inferiores às de estruturas com grãos finos e durante a deformação pode ocorrer fusão localizada e redução da ductilidade a quente [Dieter-1988].

Tabela 9: Modos de falhas mais comuns segundo a estrutura [Dieter-1988].

Regime de temperatura	Defeitos metalúrgicos	
	Estrutura fundida	Estrutura recristalizada
Trabalho a frio	(a)	Fratura em superfície livre, zona morta (bandas de cisalhamento, trincas por cisalhamento), “centerbusts”, descamação.
Trabalho morno	(b)	Trincas em pontos triplos/fraturas, cavitação/fratura em contornos de grãos.
Trabalho a quente	Baixa ductilidade a quente, “centerburst”, bandas/fraturas de cisalhamento, trincas/fraturas em pontos triplos, cavitação/fratura em contornos de grãos	Bandas/fraturas de cisalhamento, trincas/fraturas em pontos triplos, cavitação/fratura em contornos de grãos, baixa ductilidade a quente.

(a) Apenas materiais fundidos muito dúteis são deformados em trabalho a frio, e geralmente o processo envolve muitos estágios.

(b) Raramente as estruturas fundidas são processadas em trabalho morno.

Durante o desbaste e posterior forjamento de lingotes, desuniformidades na composição da liga, partículas de segunda fase, inclusões e a estrutura cristalina dos grãos, são alinhados no sentido de maior escoamento. Esse padrão direcional dos cristais e das

partículas de segunda fase é responsável pela estrutura fibrosa familiar ao forjamento. Isso também leva a variações direcionais nas propriedades, como: resistência, ductilidade, tenacidade à fratura e resistência à fadiga. Essa anisotropia é maior entre as direções longitudinal e transversal [Dieter-1988].

IV.2.2 Ensaio de Trabalhabilidade

Muitos ensaios podem ser utilizados para avaliar a trabalhabilidade de um material. Nos testes primários, torção, compressão, tração e flexão, o estado de tensões é bem definido e pode ser controlado. Destes, o ensaio de compressão é o mais utilizado na avaliação da trabalhabilidade. Existem ainda ensaios especializados, desenvolvidos a partir dos ensaios primários, que fornecem informações não fornecidas pelos antecessores.

A maior parte dos ensaios procura quantificar a deformação antes de ocorrer a fratura. Alguns procuram estabelecer a tendência ao escoamento localizado e fratura.

O ensaio de tração é usado para determinar propriedades mecânicas de um material. Alongamento uniforme, alongamento total e a redução de área são índices de ductilidade utilizados. Contudo, a estrição ocorrida nas amostras ensaiadas em tração, que introduz um estado triaxial de tensões levando à fratura, limita a deformação possível.

No ensaio de torção podem ser conseguidas grandes deformações. As tensões envolvidas são puramente de cisalhamento. Pode-se conseguir altas taxas de deformação neste ensaio e ele não está sujeito ao efeito do atrito. Entretanto, a grande orientação imposta pela deformação faz com que o ensaio de torção não ofereça uma simulação precisa dos processos de deformação.

O ensaio de compressão é o mais utilizado na avaliação da trabalhabilidade de volumes. O estado médio de tensões deste ensaio é semelhante a de muitos processos de forjamento. Pode-se obter um alto grau de deformação antes da fratura. A estrição e a orientação ocorridas no ensaio de tração e de torção, não estão presentes neste caso. Além disso, pode-se variar o estado de tensões controlando a geometria do corpo de prova e reduzindo o atrito entre a matriz e a amostra.

No ensaio de compressão, o atrito restringe a movimentação das partes em contato com a matriz. Dessa maneira, parte das faces finais será formada pelo dobramento, sobre a matriz, do corpo ensaiado. O embarrilamento ocorrido cria um estado de tensões

complexo, que é benéfico ao teste de fratura, mas traz problemas à determinação da tensão de escoamento.

O atrito também provoca heterogeneidades de deformação plástica. Próximo à matriz, o material sofre uma deformação pequena, enquanto regiões diagonais opostas aos cantos da amostra podem ser severamente deformadas. Quando a deformação da amostra junto a matriz é nula, esta região é chamada zona morta. [Dieter-1988, Altan-1983, Jonas-1984, Johnson-1975].

Na determinação da tensão de escoamento, caso haja atrito, a pressão média necessária para deformar o cilindro ($\bar{p}$) é maior que a tensão limite de escoamento do material (σ_o), como pode-se obter da expressão analítica:

$$\frac{\bar{p}}{\sigma_o} = \left(\frac{h}{4\mu a} \right)^2 \times \left(e^{2\mu a/h} - \frac{2\mu a}{h} - 1 \right)$$

Onde: a é o raio do cilindro, μ é o coeficiente de atrito e h é a altura instantânea do corpo de prova [Dieter-1988].

Alguns tipos de instabilidade plástica podem ocorrer em compressão. Dentre eles, dois merecem destaque: o ponto de tensão máxima que ocorre nas curvas de tensão deformação e a deformação heterogênea e formação de bandas de cisalhamento. No primeiro caso, para certas taxas de deformação e temperatura, a taxa de amolecimento tem efeito maior que o aumento de área resultando o ponto de máximo na curva [Dieter-1988].

No processo de compressão, quando a expressão $(n + m) \leq 1$ a deformação é estável, sendo “ n ” o coeficiente de encruamento e “ m ” a sensibilidade a taxa de deformação. De maneira diferente do ensaio de tração, onde o maior valor de m indica maior resistência à estrição, na compressão, situações onde o valor de m é elevado tendem a ser mais propensas ao escoamento localizado. O amolecimento pode levar ao escoamento localizado, independentemente do atrito ou do resfriamento provocado pela matriz [Dieter-1988, Jonas-1984].

O ensaio de flexão é usado geralmente para avaliar a trabalhabilidade de placas e chapas grossas, sendo mais aplicado para operações de trabalho a frio.

Além dos ensaios mencionados, existem vários outros ensaios especiais, que procuram assegurar uma condição desejada no ensaio ou obter um dado desejado. Pode-se citar o teste de compressão em deformação plana, teste de indentação parcial na largura,

teste de tração secundária e o teste de compressão de anéis que permite o estudo da magnitude das forças de atrito envolvidas no processo [Dieter-1988, Altan-1983].

Existem também ensaios especializados para determinar a forjabilidade de um dado material, tomando-se em conta a microestrutura, a geometria da matriz e as variáveis do processo: ensaio de forjamento de cunha (“wedge-forging test”), que produz um gradiente de deformação; ensaio de compressão lateral (“sidepressing test”), que comprime cilindros longitudinalmente, criando altos valores de tensões trativas no centro do cilindro; ensaio de compressão em barra entalhada (“notched-bar upset test”), onde os entalhes produzem tensões locais e ensaio de indentação de cone (“truncated cone indentation test”), que pela impressão de um cone em uma amostra cilíndrica procura minimizar os efeitos de defeitos superficiais na trabalhabilidade avaliada [Dieter-1988, Altan-1983].

CAPÍTULO V

PLANEJAMENTO E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

V.1 Escolha dos Ensaios

Os ensaios devem possibilitar a avaliação do comportamento em deformação na liga, baseando-se em três aspectos principais:

- * O desenvolvimento da tensão de escoamento como função da temperatura e da velocidade de deformação;
- * O desenvolvimento microestrutural da liga em função da temperatura, da velocidade e do grau de deformação imposto;
- * Integridade da peça trabalhada.

Os resultados obtidos devem ser representativos do comportamento em condições reais de forjamento isotérmico.

Para aplicação das deformações, foi escolhido o ensaio de compressão a quente. O motivo para tal é que este ensaio representa, melhor que os demais, os fenômenos ocorridos no forjamento. A compressão a quente responde pelo registro da evolução da tensão de escoamento em diferentes velocidades de deformação e diferentes temperaturas de trabalho. Foram, também, realizadas duas variações deste ensaio. Uma compressão usando uma matriz cônica e outra usando uma matriz do tipo cunha. Estas duas variantes tiveram como objetivo tornar desfavorável o conjunto aplicação de carga/sentido de escoamento e foram necessárias para avaliar o efeito do estado de tensões na forjabilidade do material.

Os ensaios metalúrgicos de macrografia e micrografia, foram aplicados para acompanhar as transformações microestruturais sofridas durante os ensaios mecânicos, para verificar a presença de defeitos decorrentes da deformação e a influência do atrito no fluxo metálico. A difratometria de raios-X teve um importante papel no acompanhamento de possíveis precipitações de fases devidas ao trabalho mecânico.

V.2 Ensaio de compressão

Os ensaios de compressão foram divididos em três classes. Os ensaios de compressão livre, os ensaios de compressão utilizando uma matriz cônica e os ensaios utilizando uma matriz em forma de cunha, modelos I, II e III, respectivamente. As matrizes foram usinadas, a partir da liga comercial EMVAC Waspalloy. O material apresentava-se fundido, na forma de tarugos de 50 mm. A composição nominal dessa liga é apresentada na tabela 10.

Tabela 10: Composição química nominal da liga EMVAC Waspalloy [Digest-1967].

C	Mn	Si	S	Fe	Cu	Co
0,10 max	0,75 max	0,75 max	0,030 max	2,00 max	0,50 max	12,00-15,00
Mo	Ti	Al	Zr	B	Cr	Ni
3,50-5,00	2,60-3,25	1,00-1,60	0,02-0,12	0,003-0,010	18,00-21,00	balanço

Anteriormente à usinagem, o material foi solubilizado a uma temperatura de 1080 °C por 4 horas e resfriado ao ar. As matrizes usinadas foram envelhecidas em duas etapas. Na primeira, as matrizes foram mantidas à temperatura de 840 °C por 24 horas e resfriadas ao ar. Na segunda etapa foram aquecidas a 760 °C durante 16 horas e resfriadas ao ar. As figuras 11, 12 e 13 apresentam o desenho das matrizes.

V.2.1 Condições de Ensaio

Os ensaios de compressão a quente foram conduzidos em um equipamento tipo MTS, modelo 810. O referido equipamento foi equipado com um gerador de funções modelo 418, que teve a função de controlar a velocidade de deslocamento do atuador, durante o ensaio.

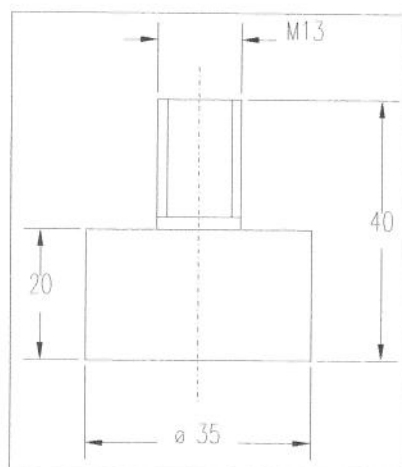


Figura 11: Matriz para forjamento a quente, modelo I (duas peças).

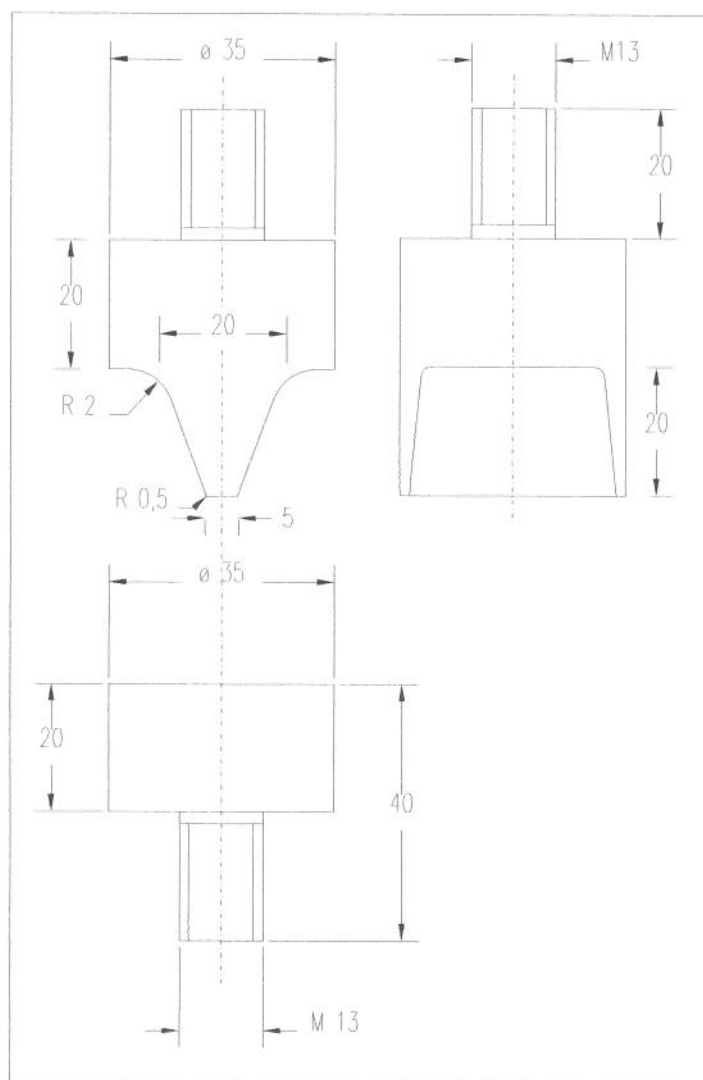


Figura 12: Matriz para forjamento a quente, modelo II.

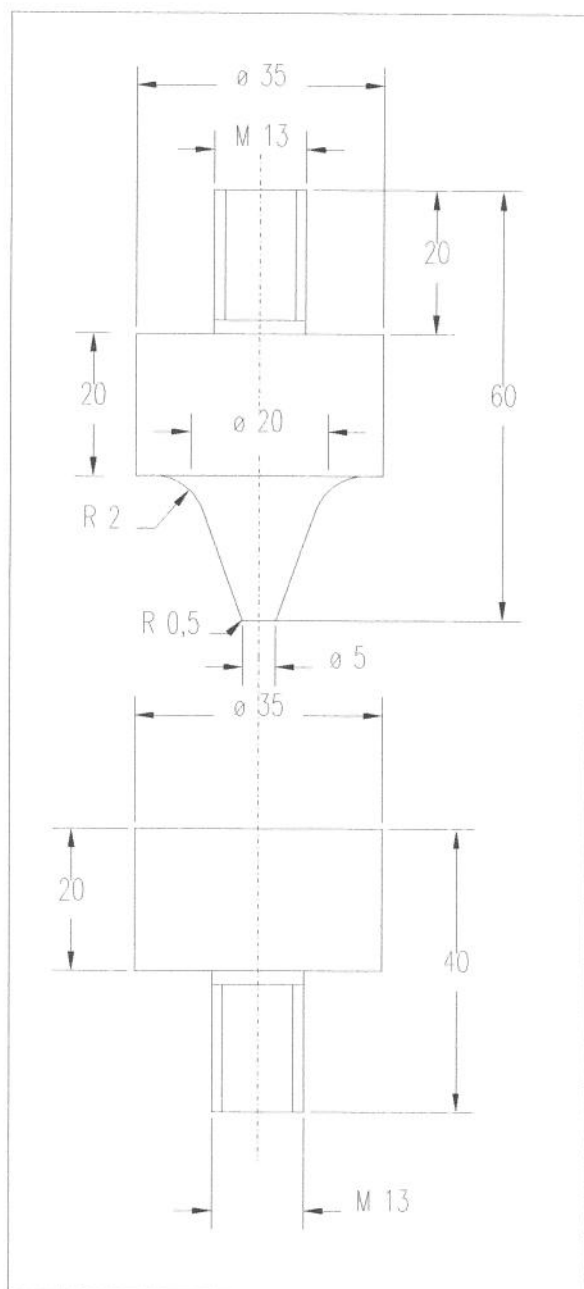


Figura 13: Matriz para forjamento a quente, modelo III.

As amostras e as matrizes foram aquecidas, juntas, até a temperatura de ensaio, em um forno de resistência, sem controle atmosférico.

O conjunto matriz/amostra foi mantido à temperatura de trabalho por 10 min. As temperaturas no forno cilíndrico acoplado à máquina de ensaios foram monitoradas através de três termopares. Os termopares foram distribuídos no interior do forno de maneira que um termopar situou-se no atuador superior, um segundo termopar foi colocado na amostra e o terceiro foi colocado no atuador inferior.

Os tempos envolvidos durante os ensaios foram medidos manualmente por meio de um cronômetro. A célula de carga utilizada tinha capacidade para 98100 N e as curvas carga versus deslocamento foram registradas em papel milimetrado por um registrador de pena. A figura 14 apresenta a montagem do equipamento utilizado.



Figura 14: Equipamentos para ensaios de compressão a quente.

Foram escolhidos quatro diferentes patamares de temperatura para os ensaios das amostras, 750 °C, 850 °C, 950 °C e 1030 °C. Estas temperaturas foram estipuladas com base nos estudos apresentados para a liga Ti-6Al-4V, encontrados na literatura.

As temperaturas de 750 °C até 950 °C deveriam mapear o trabalho a quente dentro do campo $\alpha+\beta$, onde a variação da temperatura implica em variação da proporção das fases presentes. Esperava-se que, dentro do intervalo de 750 °C e 850 °C, o material apresentasse um comportamento em deformação dependente dos parâmetros normais para ligas de titânio, mas sem apresentar o fenômeno da superplasticidade.

A temperatura de 950 °C, um pouco abaixo da temperatura de transformação, foi escolhida para representar o patamar de temperatura dentro do diagrama de fases, onde a

maior parte das ligas $\alpha+\beta$ são trabalhadas. Esperava-se também que nessa temperatura fossem obtidos indícios de uma deformação superplástica, como ocorre para liga Ti-6Al-4V.

A quarta e última temperatura de ensaio deveria mapear o trabalho dentro do campo de fase β , estrutura completamente transformada. Com isso teríamos a possibilidade de avaliar o efeito das fases em todo espectro de deformação a quente.

Os ensaios, em temperaturas mais elevadas, foram impossibilitados pelas características do forno de aquecimento disponível, entretanto esta falta não trará prejuízo se confirmado que o trabalho a temperaturas mais altas levam a microestruturas grosseiras e, portanto, indesejáveis.

Nas operações de forjamento isotérmico em ligas de titânio, e sobretudo naquelas onde a possibilidade da ocorrência da superplasticidade é real, as taxas de deformação impostas são relativamente baixas se comparadas àquelas utilizadas no forjamento convencional. Por esse motivo os ensaios foram conduzidos em uma faixa de velocidades de deformação relativamente estreita.

Além disso, a máquina de ensaios, MTS, apresentava uma limitação quanto à carga máxima, disponível à aplicação. Para o trabalho a quente, o sistema de refrigeração do equipamento suporta apenas uma carga de 19600 N (2 ton).

Essa deficiência foi uma barreira, não só à utilização de velocidades de deformação mais elevadas, mas também provocou restrições no dimensionamento dos corpos de prova.

Com o exposto e novamente tomando por base os estudos já registrados para liga Ti-6Al-4V, foram escolhidas velocidades constantes de avanço do atuador da mesma ordem de grandeza daqueles encontrados na bibliografia [Weiss-1986, Arieli-1977, Paton-1979, Boyer-1979].

A condução dos ensaios, fazendo-se constante a taxa de deformação, não foi possível, devido a necessidade de equipamentos apropriados e não disponíveis. Assim os ensaios foram realizados às velocidades constantes de 0,01 mm/s, 0,1 mm/s e 1,0 mm/s.

V.2.2 Dimensionamento dos Corpos de Prova e dos Ensaios - Material Empregado

O material utilizado nos experimentos foi fornecido pela IMI Titanium Limited. Os corpos de prova foram usinados, no sentido longitudinal, a partir de uma barra cilíndrica

de Ti-6Al-7Nb (IMI 367), com 17 mm de diâmetro, laminada a quente, recozida a 700 °C por uma hora e resfriada ao ar.

Para os ensaios de compressão livre foram usinados, inicialmente, 16 corpos de prova com 12 mm de diâmetro e aproximadamente 20 mm de altura, apresentando uma relação D/H igual a 0,60.

Posteriormente, devido às limitações de carga da máquina de ensaios e pela necessidade de aplicar-se um maior grau de deformação nas amostras ensaiadas a temperaturas inferiores e a taxas de deformação maiores, foram usinados outros 20 corpos de prova, com 8 mm de diâmetro e aproximadamente 12 mm de altura, apresentando uma relação D/h igual a 0,67.

Os ensaios preliminares foram realizados em corpos de prova de 12 mm de diâmetro e 20 mm de altura.

Para os ensaios de compressão usando matrizes em forma de cunha e cônica, as amostras foram usinadas a partir de uma barra cilíndrica de 25,4 mm. Esse material foi fornecido nas mesmas condições do primeiro, barra de 17 mm; foram usinados 23 corpos de prova de 25 mm de diâmetro e 15 mm de altura, também no sentido longitudinal.

Todas as amostras, bem como as matrizes, foram utilizadas com o mesmo acabamento obtido na usinagem e nenhuma lubrificação foi utilizada durante os ensaios.

Foram realizadas três réplicas dos ensaios para cada condição nos ensaios de compressão livre, num total de 36 ensaios. Nos ensaios de compressão com matriz cuneiforme, foram realizadas duas réplicas para todas as condições possíveis e nos ensaios com matriz cônica, apenas um experimento para cada temperatura, à velocidade de 0,01 mm/s.

Aqui denomina-se de condição possível aquelas onde o limite de carga da máquina de ensaios permitiu que a tensão de escoamento fosse atingida e que um grau de deformação, de proporções significativas, fosse aplicado.

Logicamente, foi realizado no mínimo um ensaio em cada condição ou em uma condição imediatamente menos severa e aqueles considerados como “condição impossível” foram abandonados.

Os tempos de aquecimento variaram de 15 min a 45 min e o tempo de encharque foi de 10 min para todas as situações. Após os ensaios, as amostras foram resfriadas ao ar.

As tabelas 11 e 12 apresentam a composição química média e propriedades mecânicas para as duas barras, de acordo com documento de garantia apresentado pelo fabricante (IMI Titanium Limited).

Tabela 11: Composição química da liga Ti-6Al-7Nb utilizada nos ensaios.

Material	C	N	O	Al	Nb	Ta	Fe	H	V	Ti
17 mm	0,015	0,0087	0,190	6,280	7,235	<0,50	0,190	0,001	-	base
25,4 mm	0,010	0,0067	0,157	6,160	7,070	<0,50	0,155	0,002	<0,05	base

Tabela 12: Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-7Nb utilizada nos ensaios.

Material	T. escoamento (N/mm ²)	L. resistência (N/mm ²)	Alongament o (%)	R. Área (%)
17 mm	928	1038	14,5	49
25,4 mm	928	1026	11	41

V.3 Ensaios Metalográficos

As amostras ensaiadas, em compressão livre e em compressão com matriz cônica, foram cortadas no sentido radial do disco formado, por meio de um disco adiamantado, refrigerado e lubrificado com óleo solúvel.

As amostras ensaiadas em compressão com matriz cuneiforme foram cortadas, pelo mesmo método, no sentido perpendicular ao entalhe forjado.

As amostras seccionadas foram embutidas a quente (220 °C), em baquelite. As amostras embutidas foram escalonadamente lixadas com lixas de grana de 180, 220, 320, 400, 600 e 1200. Posteriormente sofreram duas etapas de polimento. A primeira etapa com solução de CrO₃ e Al₂O₃, com granulometria de 1 µm, em pano tipo Chemomet. A segunda, em pano tipo Chemomet com solução OPS-suspensão de sílica coloidal, com granulometria de 0,01 µm.

Tanto para realização das micrografias, como para as macrografias, as amostras polidas foram atacadas em solução de Kroll, para revelar as fases α e β presentes, no caso da micrografia e as linhas de fluxo plástico no caso das macrografias. A solução de Kroll escolhida tinha a seguinte composição:

- * 5 ml de HNO_3 ;
- * 10 ml de HF ;
- * 85 ml de água destilada.

A escolha da solução de Kroll como solução de ataque e a sua composição, foi devido a testes realizados no material como fornecido. A duração dos ataques foi variada de acordo com o uso da solução e com o tipo de amostra, ficando no intervalo de 5 a 30 segundos.

As micrografias e macrografias feitas em microscópio ótico tipo neofot, não só permitiriam o acompanhamento das mudanças microestruturais e do comportamento do fluxo metálico durante os ensaios, mas também o surgimento de possíveis defeitos gerados durante os ensaios.

V.4 Difratometria de Raios-X

Para os ensaios de difratometria de raios-X, as amostras polidas foram retiradas do invólucro de baquelite e utilizadas nesta condição. Os difratogramas foram registrados utilizando-se um equipamento com tubo de cobre, com o valor de “ λ ” igual a 1.5418. O equipamento, Rigaku - Geigerflex - modelo CN2013, foi operado com uma varredura de $2\theta/\text{min}$, 2 Kcps, de 10° a 90° , para uma tensão de 30 KV e 15 mA de corrente. A distância entre planos “d”, dada em Å, foi calculada de acordo com a Lei de Bragg:

$$n\lambda = 2d \times \sin(\theta)$$

O ensaio de difratometria foi realizado para cada uma das 12 condições avaliadas na compressão livre e para o material fornecido. A análise e comparação entre os difratogramas tinham por objetivo acompanhar as mudanças na textura das amostras, segundo modificações nos ângulos de difração e na intensidade dos picos registrados.

Um objetivo secundário era o acompanhamento do possível surgimento de novas fases imprevistas durante o trabalho mecânico e aquecimento. Esta última meta é considerada secundária porque, segundo diagramas de fases experimentais, não está previsto o aparecimento de fases secundárias nas condições escolhidas para os ensaios.

V.5 Ensaios Preliminares

Uma vez que as ligas de titânio $\alpha+\beta$ são muito suscetíveis à difusão de oxigênio, principalmente em temperaturas elevadas, formando a fase endurecida “ α -case”, foi necessária a realização de ensaios preliminares para averiguar o efeito dessa camada nas tensões de escoamento e na tendência à formação de trincas. Mesmo porque o forno para aquecimento das amostras não foi o ideal, sendo de baixa potência e dispendendo um tempo relativamente longo no aquecimento.

Os ensaios preliminares iriam permitir também a constatação quanto ao dimensionamento adequado dos corpos de prova, de modo a evitar a flambagem dos mesmos, durante os ensaios.

Os ensaios apresentariam caráter apenas indicativo de tendências. Assim foram realizados três ensaios de compressão nas amostras, com a menor relação diâmetro por altura, na temperatura de 950 °C.

No primeiro ensaio, a amostra foi protegida por um fluxo de argônio constante de 0,25 cm³/min e resfriada em água, logo após o ensaio.

O segundo ensaio foi realizado preservando-se o tempo de exposição à temperatura e a amostra foi trabalhada sem qualquer proteção gasosa e também resfriada em água após o ensaio.

No terceiro, repetiu-se as mesmas condições do segundo, entretanto a amostra foi resfriada ao ar logo após o ensaio.

As amostras foram então submetidas a ensaios metalográficos, de forma a permitir a verificação da camada de fase “ α -case” formada.

Também fez parte dos ensaios preliminares as análises macrográficas e micrográficas do material fornecido. O material fornecido foi submetido ao difratômetro de raios-X, como exposto anteriormente e realizou-se ainda o ensaio de dureza, não só para caracterizar o material, mas para permitir a programação da usinagem das amostras.

Como último ensaio, amostras do material fornecido foram aquecidas em cada uma das temperaturas de ensaio e mantidas por 10 minutos nessa temperatura. Esse ensaio teve por objetivo, permitir a comparação entre as amostras aquecidas e aquelas aquecidas e trabalhadas.

CAPÍTULO VI

APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DOS RESULTADOS

VI.1 Ensaios Preliminares

VI.1.1 Caracterização do Material de Partida

As análises micro e macroestruturais do material fornecido apresentaram a mesma estrutura para os dois diâmetros de tarugos utilizados nos experimentos. O material laminado apresentou uma estrutura $\alpha+\beta$, mostrada na figura 15, formada por grãos deformados da fase α , claros, e α acicular em uma matriz β -transformada, escura, nos contornos da fase α .

As micrografias foram semelhantes às da liga Ti-6Al-4V contidas no Metals Handbook, para uma chapa laminada e tratada em condições similares [Mehl-1972].

Os grãos no material apareceram muitos alongados, alinhados no sentido da laminação. Como pode ser observado a deformação residual imposta durante a laminação é tão grande a ponto de provocar dificuldades na visualização dos contornos de grãos.

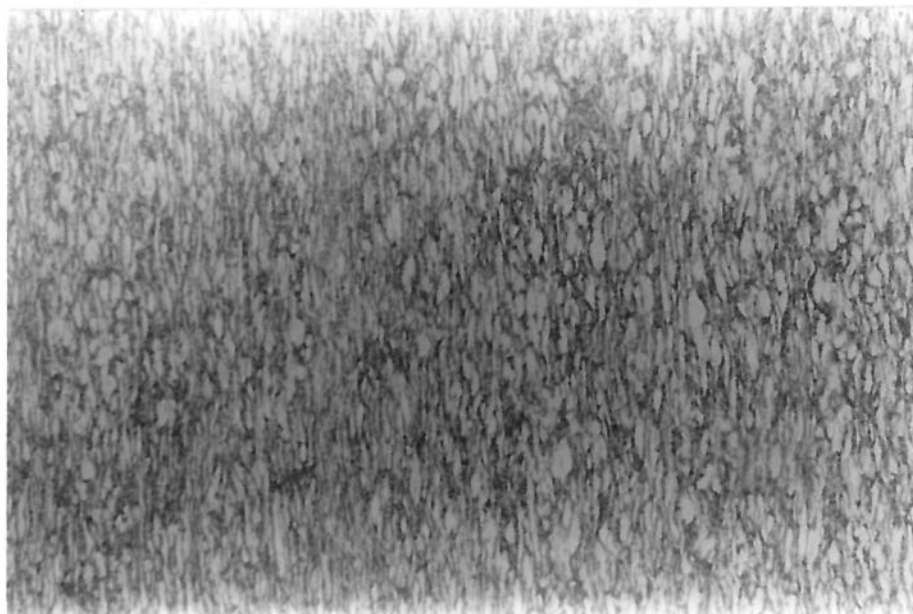


Figura 15: Micrografia do material fornecido. Aumento: 170 vezes.

Tanto o material em barra de 17mm quanto o de 25mm foram avaliados quanto a sua dureza Vickers, sendo os resultados mostrados nas tabelas 13 e 14:

Tabela 13: Valores encontrados no ensaio de dureza Vickers para barra de 25mm.

	d ₁	d ₂	d _{médio}	HV	HRC
1ª Face	0.251	0.243	0.247	304	30
1ª Face	0.248	0.242	0.245	309	31
2ª Face	0.245	0.241	0.243	314	31
2ª Face	0.244	0.244	0.244	312	31

Tabela 14: Valores encontrados no ensaio de dureza Vickers para barra de 17mm.

	d ₁	d ₂	d _{médio}	HV	HRC
1ª Face	0.249	0.244	0.2465	305	30
1ª Face	0.246	0.248	0.247	304	30
2ª Face	0.244	0.243	0.2435	313	31
2ª Face	0.242	0.246	0.244	312	31

Dureza Vickers, carga 10 kg. Tempo 30 s, ensaiados em duas faces, dois pontos por face.

Os difratogramas de raios-X para as amostras de 17mm e 25mm apresentaram picos para os seguintes ângulos:

Tabela 15: Valores do ângulo 2θ para os picos do ensaio de difratometria do material fornecido.

Identificação	17 mm	25 mm	Plano Provável	Fase
A	30,0	-	-	-
C	34,6	35,7	(100)	α
D	37,6	38,8	(002)	α
E	38,4	39,3	(110)	β
F	39,5	40,8	(101)	α
G	52,4	53,4	(102)	α
H	62,6	63,7	(110)	α
I	70,0	70,9	(103)	α
J	76,0	76,8	(112)	α
L	-	82,5	(004)	α

A identificação dos planos e fases encontrados, nesse material, são muito parecidos com difratogramas apresentados por Raveh et.al. para amostras da liga Ti-6Al-4V [Raveh-1983].

Foi encontrada uma dificuldade relativa na identificação dos picos da fase β . Isso porque eles ocorrem muito próximos aos picos da fase α . Entretanto, em algumas das amostras trabalhadas é possível a identificação de um desses picos com maior nitidez.

As variações encontradas nos ângulos de difração, 2θ , dos dois materiais fornecidos, são devidas, provavelmente, a diferenças no grau de deformação dos mesmos, como observado também nas macrografias, onde o material de diâmetro menor apresentou uma maior concentração de linhas de fluxo em sua região central.

Essa diferença no grau de deformação leva a texturas diferentes e, dessa maneira, os planos de difração possuem posições diferentes.

Mesmo o aspecto dos difratogramas mostra que a possibilidade da existência de fases diferentes em teores sensíveis ao ensaio é improvável.

Como mostrado na tabela 15, todos os picos foram atribuídos à solução sólida e não foi considerada a presença de intermetálicos.

Certos autores afirmam que a fase $AlTi_3$ aparece com facilidade nas ligas de titânio - alumínio. Entretanto a consideração de que a fase $AlTi_3$ não está presente é compatível com o diagrama de fases do sistema Ti-Al-Nb, apresentado na figura 9, no capítulo III.

Os difratogramas para os dois materiais fornecidos podem ser observados nas figuras 16 e 17, onde 2θ varia da esquerda para direita e a intensidade dos picos é relativa.

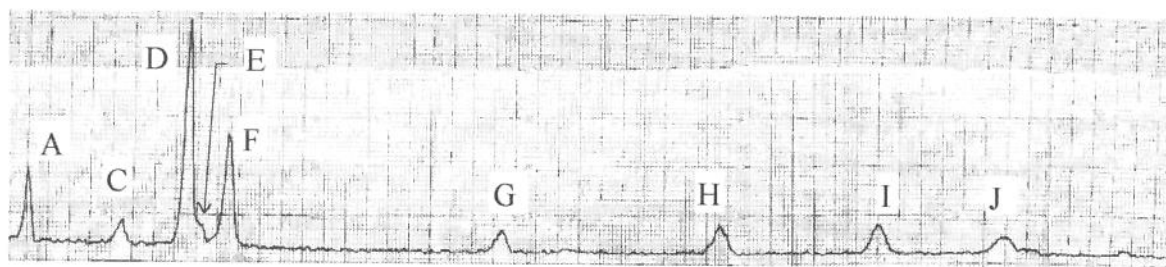


Figura 16: Difratograma da amostra como recebida de 17mm.

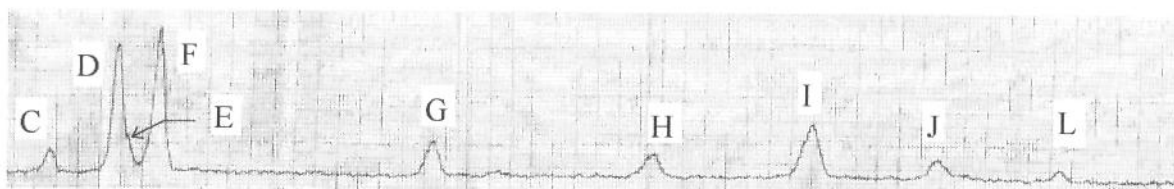


Figura 17: Difratograma da amostra como recebida de 25mm.

VI.1.2 Análise da Dimensão das Amostras e da Fase “ α -case”

Apenas o ensaio realizado com proteção gasosa não apresentou fase formada por difusão de oxigênio, como se esperava. Contudo, a camada de fase “ α -case” formada a 950 °C, não interferiu, aparentemente, na condução dos ensaios.

Os valores das tensões registradas foram bem próximos, bem como o grau de deformação máximo atingido. Não foi observada nenhuma trinca nas amostras que indicasse indicando fragilização pela difusão de intersticiais. Apenas a quantidade de óxido formada, na superfície das amostras, aumentou consideravelmente.

Além disso, como pode ser visto na figura 18, a espessura da fase formada foi relativamente pequena.

Nas avaliações posteriores, relativas aos ensaios nas outras condições, somente à temperatura de 1030 °C foi observada a camada “ α -case”, também sem maiores influências no ensaio, mesmo porque, esses ensaios ocorrem a uma temperatura superior à de transformação e provavelmente a fase fragilizadora só aparece durante o resfriamento. Foi nessa condição que a camada formada apresentou-se maior, aproximadamente 80 μ m.

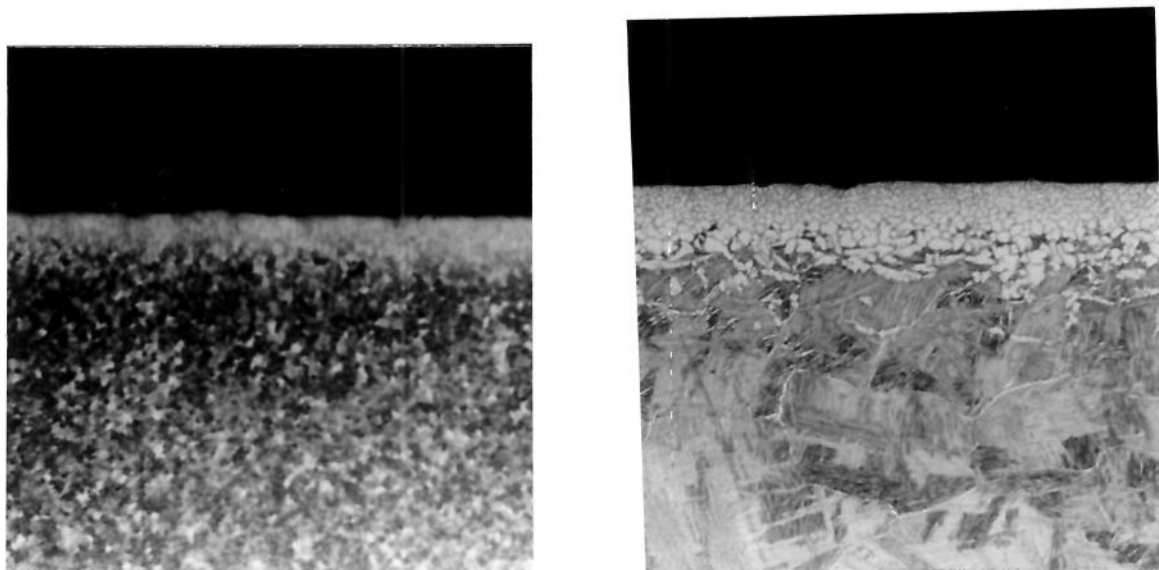


Figura 18: Camada superficial clara, representando a fase “ α -case”. A esquerda- formada nos ensaios à temperatura de 950 °C. A direita- formada à temperatura de 1030 °C. Espessura aproximada da camada de 80 μ m e 50 μ m, respectivamente. Aumento de 85 vezes.

Quanto ao dimensionamento das amostras, não houve flambagem durante os ensaios. Entretanto, a limitação de carga do equipamento obrigou que as dimensões

previamente escolhidas, 12 mm de diâmetro por 20 mm de comprimento, fossem alteradas.

O problema surgiu na realização dos ensaios em temperaturas inferiores a 950 °C, onde em algumas situações o limite de escoamento não era atingido. Os novos corpos de prova com dimensões de 8 mm de diâmetro e 12 mm de comprimento, que mantiveram uma relação D/h bastante próxima, também não apresentaram problemas de flambagem.

Foram feitas micrografias das amostras somente aquecidas e encharcadas nas temperaturas escolhidas para os ensaios de compressão.

O tempo de aquecimento destas amostras foi diferenciado, assim como, diferente é o tempo de aquecimento das amostras durante os ensaios de compressão.

Dessa maneira, o aquecimento teve as seguintes durações: 10 min para o patamar de 750 °C, 10 min para o patamar de 850 °C, 15 min para o de 950 °C e 25 para o de 1030 °C.

O tempo de encharque foi constante para todas as situações e durou 10 min.

As micrografias mostraram que nas temperaturas de 750 °C e 850 °C não ocorreu recristalização perceptível por aparatos óticos. Enquanto que o aquecimento efetuado a 950 °C levou a uma microestrutura globular, formada por grãos de fase α e grãos de fase α acicular em uma matriz β transformada.

Já o aquecimento à temperatura de 1030 °C induziu a uma microestrutura lamelar muito grosseira, formada por grãos de fase α e β .

A figura 19 apresenta as micrografias referentes aos ensaios realizados nas temperaturas de 950 °C e 1030 °C.

VI.2 Ensaio de Compressão Livre

VI.2.1 Aspectos Visuais das Amostras Ensaaiadas

Em todos os ensaios, as amostras apresentaram embarrilamento devido à atuação de forças de atrito entre a matriz e as amostras.

Aparentemente não houve deslizamento relativo entre matriz e corpo de prova, ou o movimento foi muito pequeno.

Este fato pode ser evidenciado, observando as superfícies em contato, um vez que as marcas de usinagem, nas faces da amostra, permaneceram inalteradas.

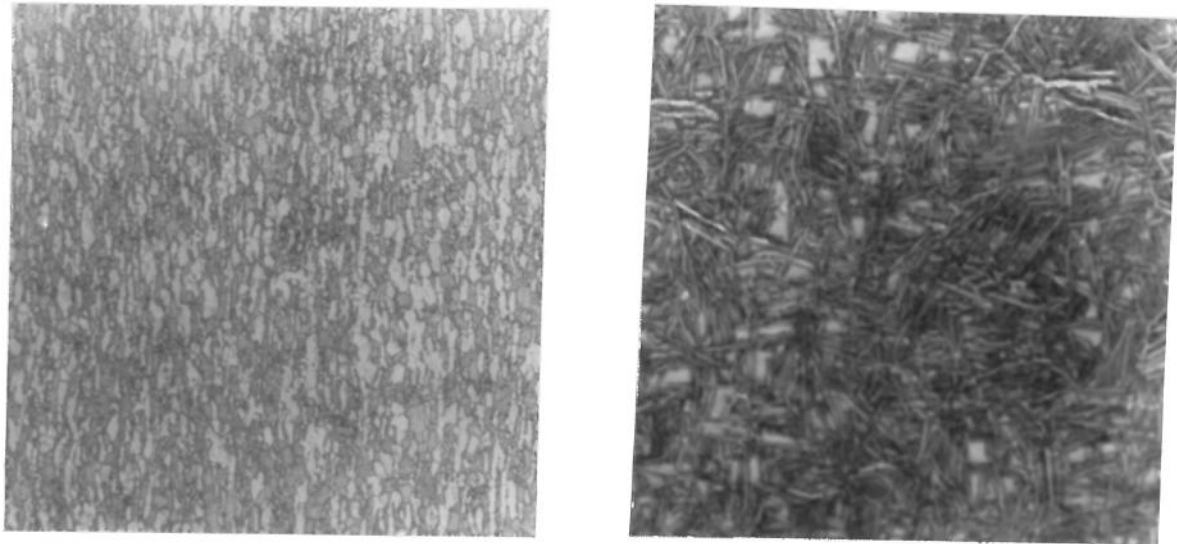


Figura 19: Micrografias das amostras aquecidas sem deformação.

Esquerda - 950 °C, aumento 330 vezes. Direita - 1030 °C, aumento de 45 vezes.

Todas as amostras apresentaram forma final não circular, indicando uma deformação heterogênea. Os ensaios realizados a 950 °C e a 850 °C apresentaram peças com a forma mais próxima de uma circunferência, enquanto que nos ensaios realizados a 1030 °C as peças tiveram o formato elipsoidal.

No caso das amostras deformadas a 750 °C, além do formato pouco definido, ocorreu, também, uma assimetria longitudinal, ficando a peça final inclinada, caracterizando um possível efeito de deformação localizada.

As marcas laterais de usinagem foram amplificadas em tamanho nas amostras. Apesar disso, nenhuma falha aparente pode ser observada associada a essas marcas.

Durante os ensaios formou-se uma película de óxido, que foi sofrendo modificações, à medida que a temperatura de ensaio aumentou e os tempos de aquecimento foram mais demorados.

Para as temperaturas e tempos inferiores, a camada oxidada foi aderente e a peça conservou o aspecto metálico, com cores semelhantes a de um aço revenido. Nos ensaios à temperatura de 850 °C a camada apresentou-se escura, perdendo o aspecto metálico, mas continuando aderente. Para temperaturas superiores, a película foi tanto maior quanto

maior a temperatura e os tempos de aquecimento, perdendo por completo a aderência e apresentando um aspecto esverdeado.

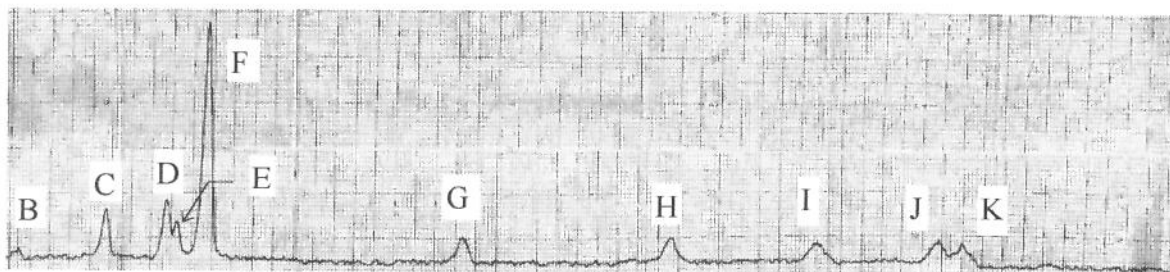
VI.2.2 Transformações Microestruturais Ocorridas Durante a Compressão

As transformações microestruturais ocorridas no material durante os ensaios, foram acompanhadas de duas maneiras: primeiro, através das análises micrográficas das peças deformadas e posteriormente por meio da difratometria de raios-X, pois como já mencionado, na ocorrência de precipitação de intermetálicos, é possível que a nova fase não possa ser identificada através do microscópio ótico. Dessa maneira, ela irá ser acompanhada, caso ocorra, através da difração, em pelo menos três de seus planos principais.

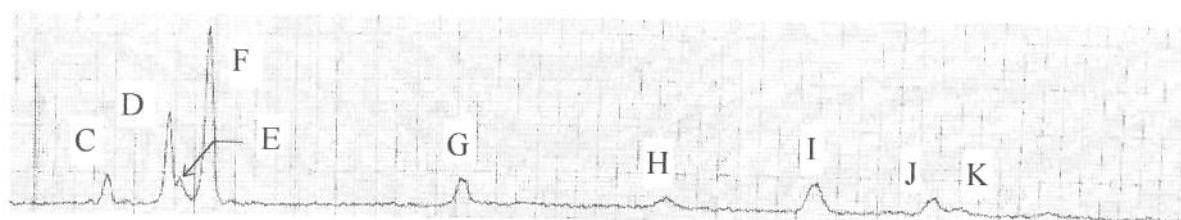
VI.2.2.1 Difratometria de Raios-X

As micrografias observadas apresentaram variações apenas na morfologia microestrutural das fases. Quanto aos difratogramas, mostraram que as variações ocorridas são devidas, provavelmente, a modificações na textura e talvez, na proporção das fases encontradas no material.

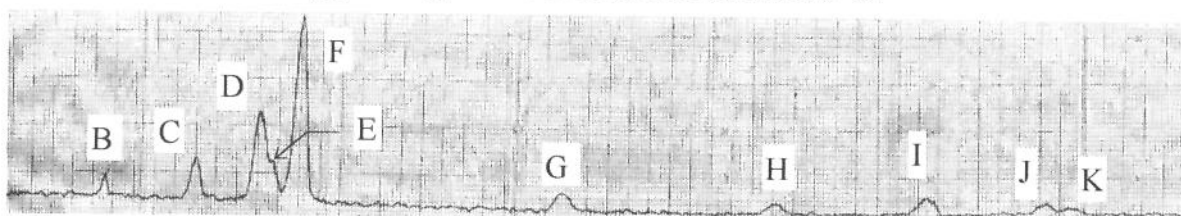
São apresentados, a seguir, os difratogramas referentes a um ensaio realizado a 750 °C, um realizado a 850 °C, um a 950 °C e as três condições de ensaios à temperatura de 1030 °C. Isto deve-se aos diferentes picos encontrados para cada condição. Na figura 20 abaixo, o ângulo 2θ aumenta da esquerda para direita.



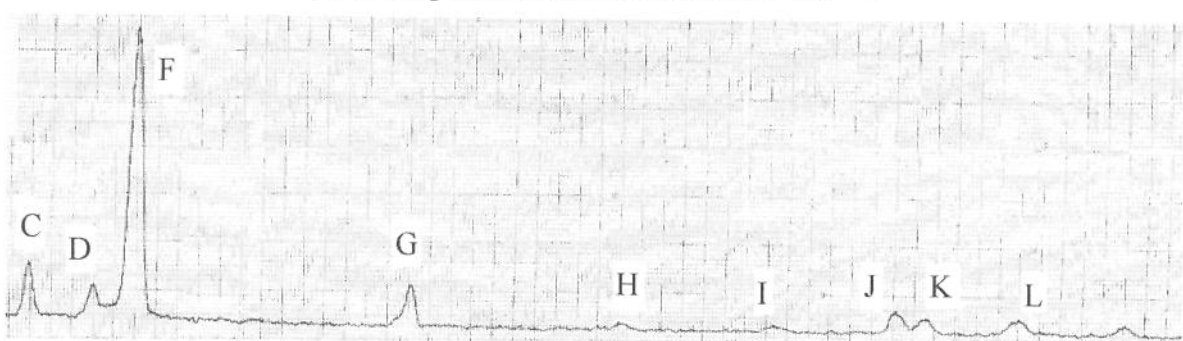
(a) difratograma de amostra deformada a 750 °C.



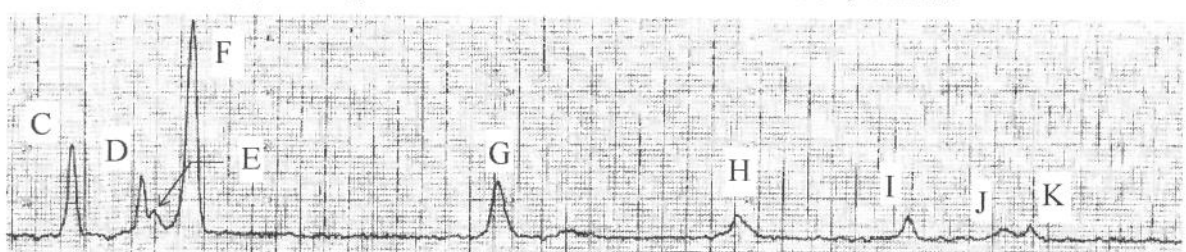
(b) difratograma de amostra deformada a 850 °C.



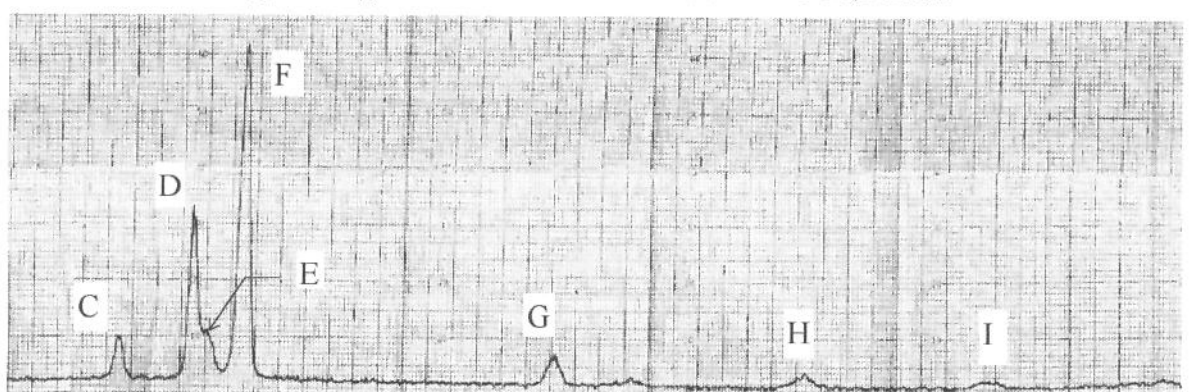
(c) difratograma de amostra deformada a 950 °C.



(d) difratograma de amostra deformada a 1030 °C e 0,01 mm/s.



(e) difratograma de amostra deformada a 1030 °C e 0,1 mm/s.



(f) difratograma de amostra deformada a 1030 °C e 1,0 mm/s.

Figura 20: Difratogramas das amostras deformadas em várias condições.

Os valores obtidos para os picos, em difratogramas de todas as condições, são apresentados na tabela 16. Comparando os difratogramas entre as amostras trabalhadas e com o material de partida observou-se o seguinte:

- * Como mencionado, em algumas situações os picos referentes à fase β são suprimidos por picos de fase α , ou estão muito próximos desses, não podendo ser distinguidos com precisão.
- * Em algumas situações, alguns do picos de difração tiveram intensidade muito baixa, entretanto podendo ser observada a similaridade de posição com os de outras amostras.
- * Todas as amostras apresentaram difração nos mesmos planos, somente para condição de 1030 °C e 0,01 mm/s surgiu um pico extra que não ocorre em outras condições.
- * As variações apresentadas nos difratogramas, de uma maneira geral, são referentes às orientações dos planos na amostra em relação ao feixe incidente. Em outras palavras, devem-se provavelmente à condição de texturização e deformação do material, sendo improvável o surgimento de novas fases durante os processos.

Tabela 16: Ângulos de difração, 2 θ , e seus respectivos planos, nas amostras deformadas.

750 °C			850 °C			950 °C			1030 °C			Planos Prováveis
0,01	0,1	1,0	0,01	0,1	1,0	0,01	0,1	1,0	0,01	0,1	1,0	
31,2	31,2	31,4	-	-	-	-	30,6	31,4	-	-	-	-
35,5	35,5	35,8	35,6	35,7	35,8	35,5	35,0	35,7	34,8	35,5	35,5	(100) - α
38,5	38,5	38,8	38,7	38,7	38,8	38,4	38,0	38,8	38,0	38,4	38,4	(002) - α
39,2	39,2	39,3	39,2	39,3	39,4	39,0	38,8	39,4	*	39,0	39,0	(110) - β
40,5	40,4	40,7	40,6	40,7	40,8	40,4	40,0	40,7	40,0	40,0	40,5	(101) - α
53,2	53,2	53,4	53,3	53,4	53,4	53,0	52,8	53,4	53,1	53,2	53,2	(102) - α
63,5	63,3	63,6	63,5	63,6	63,7	63,4	63,0	63,8	63,2	63,1	63,4	(110) - α
70,8	70,8	70,8	70,8	71,0	71,0	70,6	70,6	70,8	70,4	70,8	70,6	(103) - α
76,5	76,6	76,8	76,6	76,8	76,8	76,6	76,4	76,8	76,1	76,5	*	(112) - α
78,0	77,8	78,0	78,0	78,0	78,2	77,8	77,6	78,0	77,6	77,8	*	(201) - α
-	-	-	-	-	-	-	-	-	82,0	-	-	(004) - α

* - Nestes caso a intensidade do pico foi muito baixa.

Nota: Os picos podem ser identificados de “B” até “L”, variando na tabela de cima para baixo.

do exposto, deve ser ressaltado que picos secundários apresentaram uma dispersão relativamente grande, ou seja, não ficaram precisamente caracterizados como picos, provavelmente devido à condição deformada do material, ou à superposição de difrações de planos diferentes. De qualquer modo, os difratogramas demonstram claramente que as amostras apresentam as mesmas fases constituintes e que nenhum dos processos provoca a precipitação de uma nova fase.

VI.2.2.2 Micrografias

VI.2.2.2.1 Ensaios à Temperatura de 750 °C

As amostras deformadas à temperatura de 750 °C, observadas em microscópio ótico, apresentaram uma microestrutura deformada com grãos da fase α e α acicular em uma matriz de fase β , nos contornos de α .

Foram observadas amostras com graus de deformação que variaram de uma deformação linear de 9% até uma deformação linear igual a 62%. Nessas observações, as amostras com deformação linear de 9% e 15%, deformadas com velocidade igual a 0,01 e 1,0 mm/s respectivamente, continuaram apresentando a mesma morfologia do material de partida, com os grãos claros de α , alongados, e a fase β nos contornos destes grãos.

Apenas nas regiões periféricas, mudou-se o direcionamento no alongamento dos grãos, devido à alta deformação imposta. Os contornos da fase α apenas tornaram-se mais nítidos. Entretanto, à medida que a deformação aplicada foi maior, nesse caso para uma amostra com 40% de deformação linear, realizada à velocidade de 0,1 mm/s, a morfologia microestrutural começou a apresentar modificações.

Essa última amostra possuía orientação dos grãos diferente daquela do material inicial, na maior parte da amostra. Agora, o material aparecia orientado no sentido da deformação aplicada e apenas as regiões centrais do corpo de prova mantiveram a orientação original.

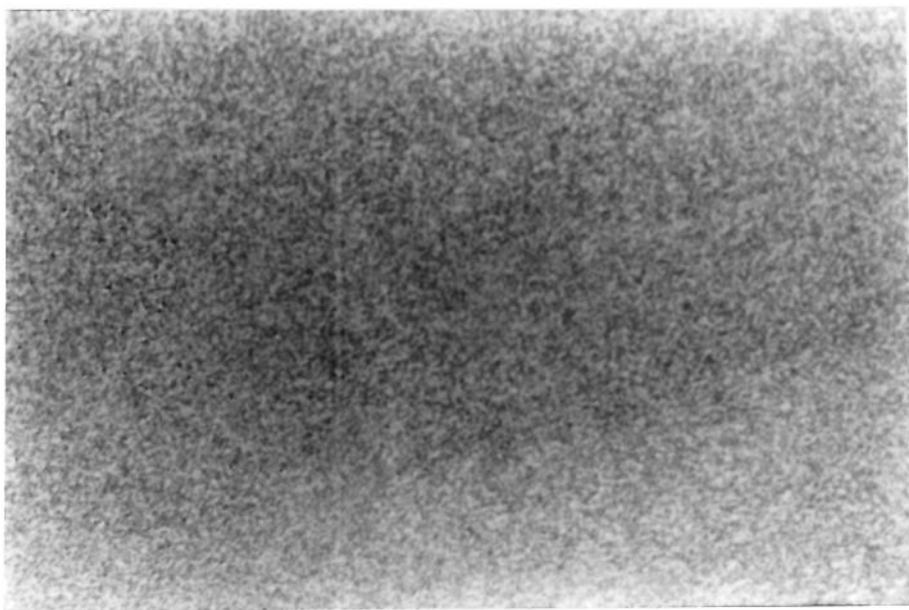
Além disso, pode-se observar alguns grãos menores e bem definidos, aparentemente caracterizando o início de uma estrutura recristalizada.

Para análise de uma estrutura com deformação linear ainda maior e igual a 62% e velocidade de deformação de 0,01 mm/s, a amostra apresenta uma microestrutura bastante deformada. Logicamente, existem sinais de orientação no sentido da deformação, principalmente na periferia do corpo de prova. No entanto, o aspecto dos grãos é muito deformado e de difícil visualização de seus contornos. Nessa situação a recristalização dinâmica não foi suficientemente rápida e gerou grãos refinados e distorcidos.

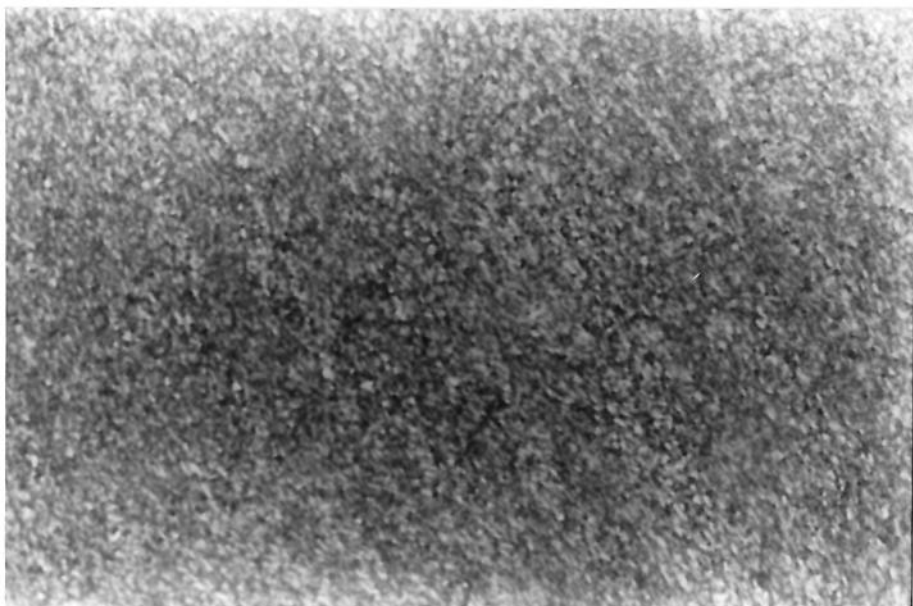
Em nenhuma das condições podem ser verificadas trincas, ou qualquer defeito decorrente do processo ou da deformação imposta.

As regiões próximas à superfície não apresentaram formação da fase “ α -case”, provavelmente, porque a temperatura e o tempo de ensaio não foram suficientes para difusão de oxigênio.

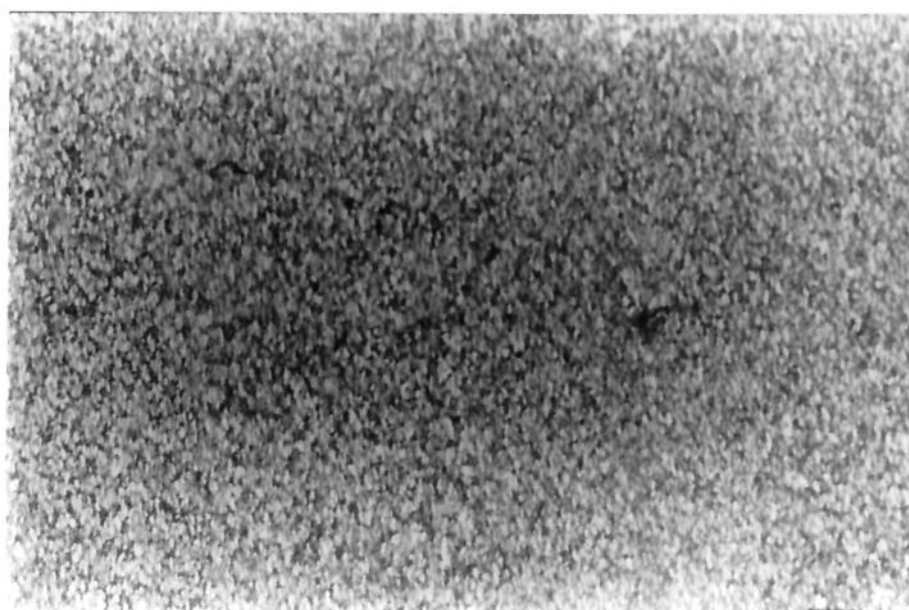
A figura 21 apresenta as micrografias de amostras deformadas a 750 °C, com vários graus de deformação. Nelas pode ser observado, com clareza, o efeito da deformação imposta.



(a): Micrografia das amostra deformada a 750 °C, $v = 0,01$ mm/s e $e = 62\%$. Aumento de 85 vezes.



(b): Micrografia das amostra deformada a 750 °C, $v = 0,1$ mm/s e $e = 40\%$. Aumento de 85 vezes.



(c): Micrografia das amostra deformada a 750 °C, $v = 0,01$ mm/s e $e = 15\%$. Aumento de 85 vezes.

Figura 21: Micrografias das amostras deformadas a 750 °C. Aumento de 85 vezes.

VI.2.2.2.2 Ensaios à Temperatura de 850 °C

A morfologia microestrutural dos corpos de prova deformados a 850 °C apresentou variações dependentes do grau de deformação, da mesma maneira que as peças deformadas a 750 °C. Porém nesta temperatura, o efeito da taxa de deformação foi ainda mais marcante, influenciando no grau de recristalização ocorrido.

Para deformações lineares de 4% e velocidade de deformação de 1,0 mm/s, a peça deformada apresentou uma estrutura orientada semelhante ao material de partida. Para mesma velocidade de deformação, só que agora, para deformações lineares de 58%, a amostra apresenta uma estrutura com regiões de diferentes aspectos. Orientada no sentido do escoamento na periferia e mantendo a orientação do material de partida nas regiões inicialmente em contato com a matriz.

Nas regiões periféricas, a estrutura orientada no sentido do escoamento apresentou-se com grãos claros de fase α e com fase β nos contornos bem definidos. As regiões mais centrais apresentaram grãos recristalizados sem deformação aparente, com grãos de α equiaxiais e ilhas de fase β .

As regiões em permanente contato com a matriz também tiveram os contornos de grãos melhor definidos e crescidos, apesar de continuarem orientados como originalmente.

A recristalização ocorrida no centro das amostras, apresentou grãos com contornos menos definidos que os da periferia.

Peças com deformações lineares de 54% e maiores, ocorrendo a uma velocidade de deformação de 0,01 mm/s, mostraram uma recristalização total da microestrutura com grãos claros de α e ilhas da fase β intercaladas, semelhante ao que ocorreu na região central da condição anterior.

Nesse caso, os grãos da amostra eram mais homogêneos e de contornos não muito bem definidos. Logicamente, alguma deformação nos grãos e a orientação no sentido do escoamento estiveram também presentes, sobretudo na periferia dos corpos de prova, mesmo porque, aí o grau de deformação é relativamente grande.

As amostras deformadas com velocidade de 0,1 mm/s e com grau de deformação de 26%, apresentaram grãos deformados como no material de partida, no entanto, com maior definição de contornos e alguns grãos equiaxiais menores.

Para deformações de 61% nas mesmas condições, a estrutura apresentou-se completamente recristalizada, a morfologia foi composta por grãos globulares, claros, de

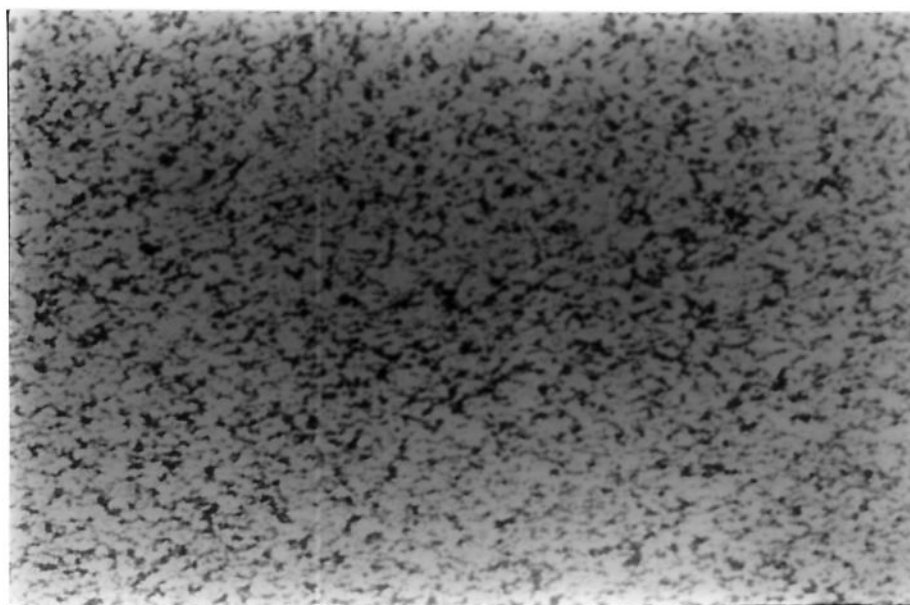
fase α com ilhas de fase β , como em todas as amostras trabalhadas nessa temperatura que sofreram recristalização.

Como nos casos anteriores, a ocorrência de recristalização foi mais evidente nas regiões onde a deformação sofrida foi maior.

Em nenhuma das amostras foram verificadas trincas ou outros defeitos, no material.

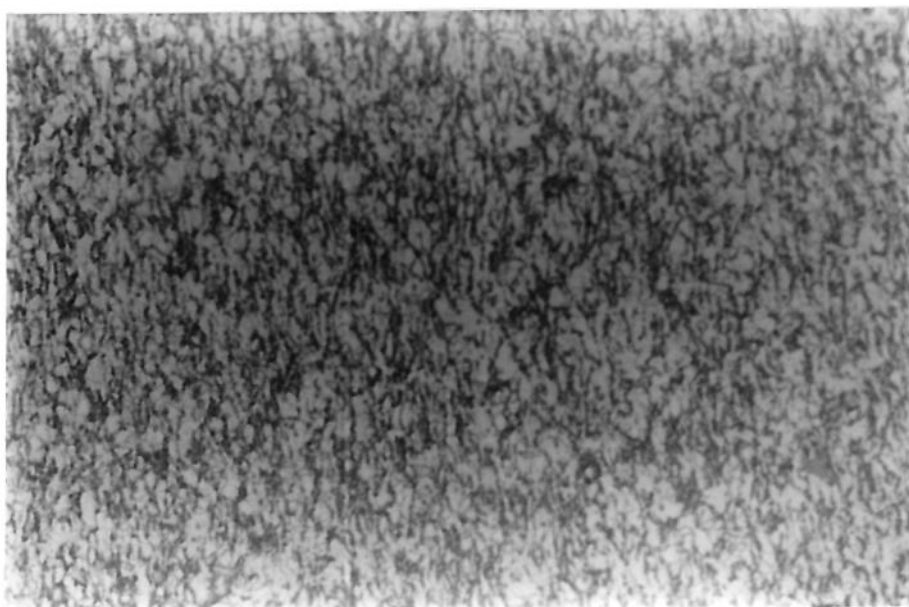
A observação das amostras trabalhadas nessa temperatura levou a crer que a recristalização dinâmica está condicionada não só à temperatura, mas também ao grau de deformação da peça trabalhada e à velocidade de deformação.

As micrografias das figuras 22 (a), (b), (c) e (d) apresentam as estruturas das amostras deformadas à temperatura de 850 °C, podendo-se observar os graus de recristalização obtidos.

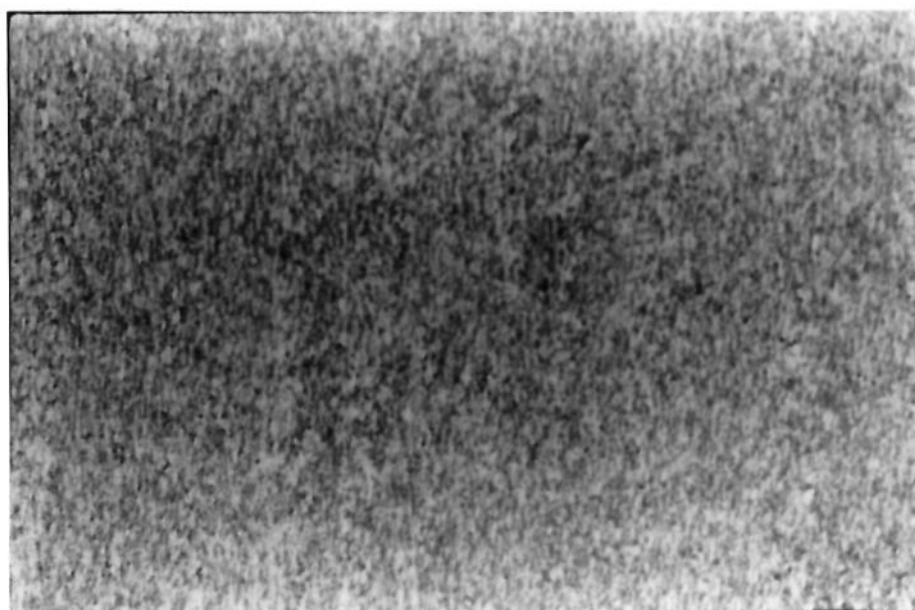


(a) Micrografia referente a deformação efetuada a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s.

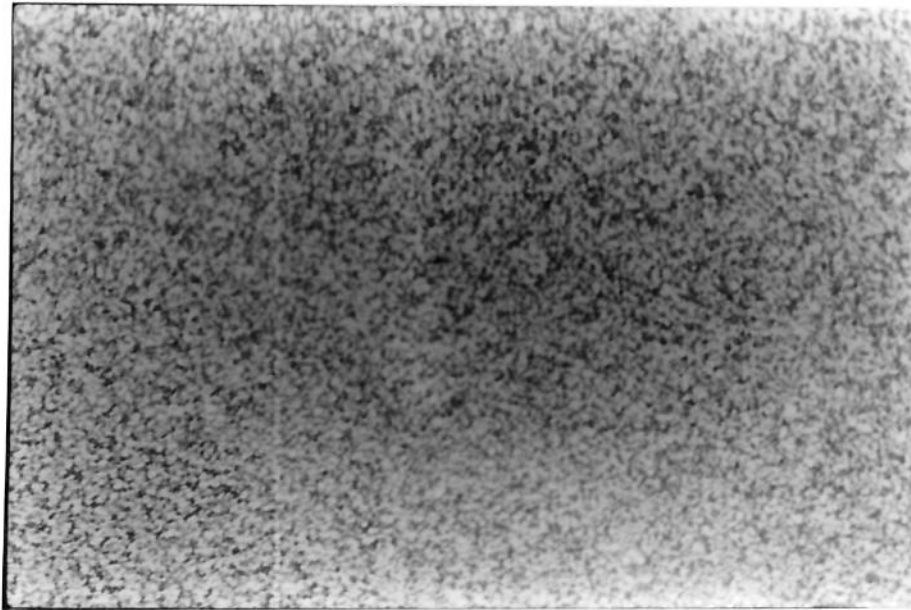
Deformação de 69%. Aumento de 170 vezes.



(b) Micrografia referente a deformação efetuada a 850 °C e velocidade de 0,1 mm/s. Deformação de 26%. Aumento de 170 vezes.



(c) Micrografia referente a deformação efetuada a 850 °C e velocidade de 1,0 mm/s. Deformação de 4%. Aumento de 85 vezes.



(d) Micrografia referente a deformação efetuada a 850 °C e velocidade de 1,0 mm/s.

Deformação de 58%. Aumento de 85 vezes.

Figura 22: Micrografias referentes as deformações efetuada a 850 °C.

VI.2.2.2.3 Ensaios à Temperatura de 950 °C

A microestrutura nas amostras ensaiadas a 950 °C apresentaram morfologia semelhante para todas as condições de deformação. As microestruturas observadas eram constituídas por grãos de fase α globular e grãos de α -acicular em uma matriz transformada β , também equiaxiais.

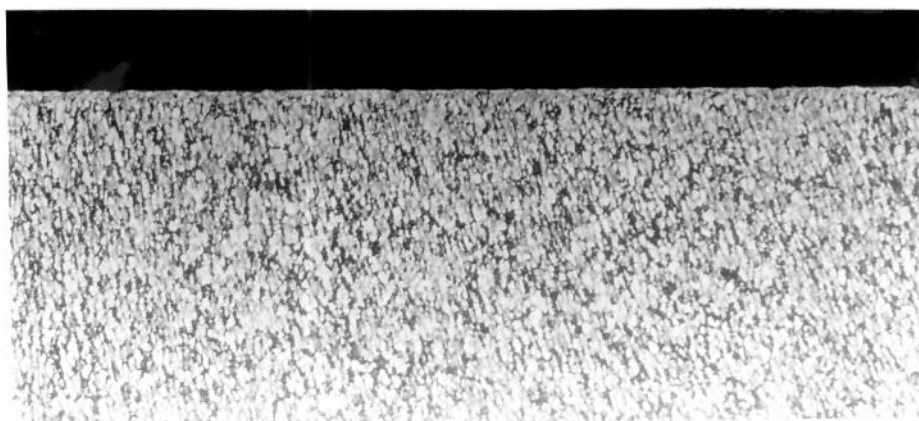
Somente nas regiões onde a deformação foi mais intensa, essa estrutura apresentou-se deformada no sentido do escoamento plástico.

Em nenhuma outra circunstância os grãos pareceram alongados. Além disso, no trabalho a 950 °C os contornos de grão foram sempre bastante visíveis, o que não ocorreu nas situações anteriores.

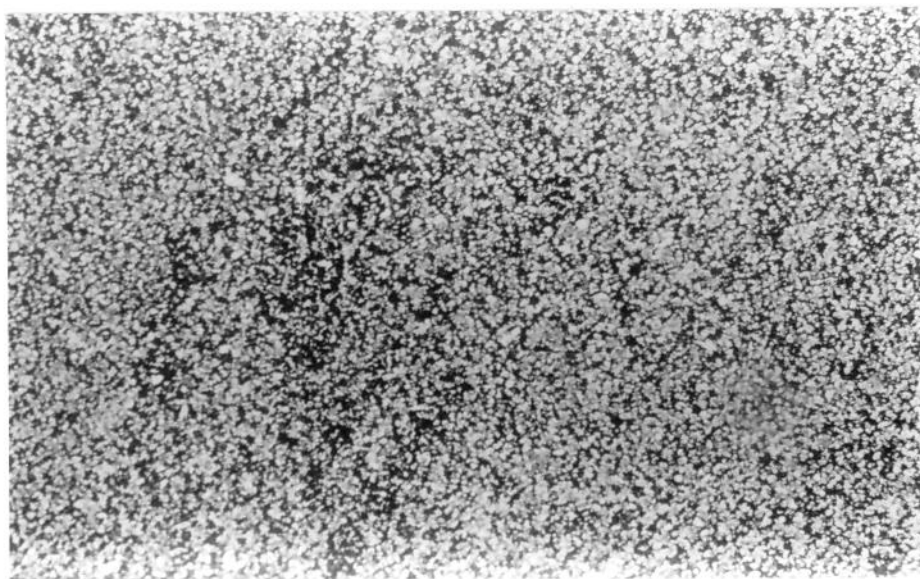
A recristalização dinâmica ficou claramente evidenciada no trabalho em todas as velocidades. Essa recristalização, ocorrida nas amostras trabalhadas dentro do campo de fases $\alpha+\beta$, está em completo acordo com as verificações efetuadas para a liga Ti-6Al-4V [Sheppard-1988, Chen-1976]. O refinamento de grãos em todas as amostras também pode ser observado.

As figuras 23 (a), (b) e (c) apresentam as estruturas das peças trabalhadas nessa temperatura.

Em nenhuma amostra foram observados defeitos ou trincas, assim como nas temperaturas anteriores, o que evidencia a supremacia dos mecanismos de amolecimento durante a deformação, na competição com os mecanismos formadores de trincas.

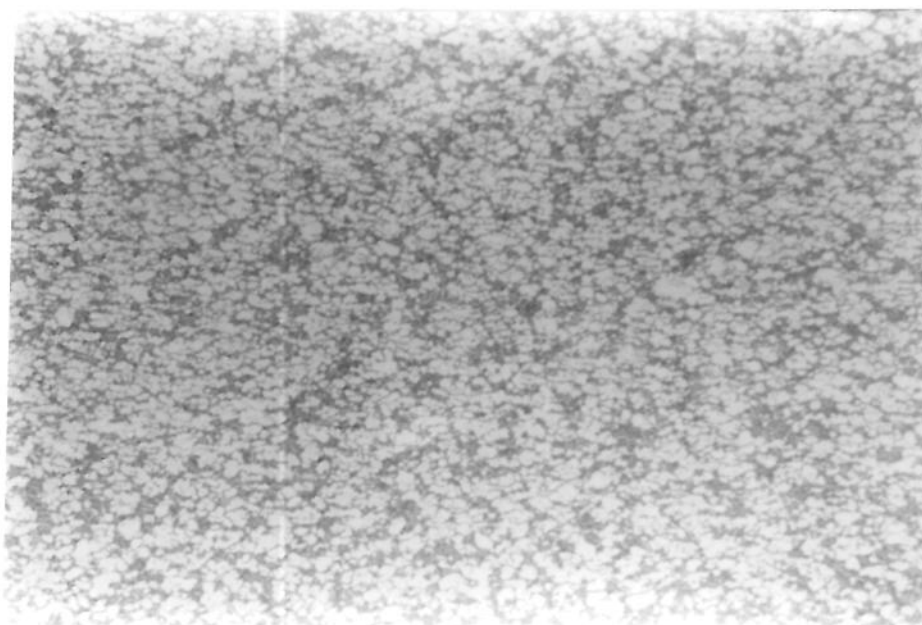


(a) Superfície



(b) Centro

**(a e b) Micrografias referentes a deformação efetuada a 950 °C e velocidade de 0,01 mm/s.
Deformação de 70%. Aumento de 85 vezes.**



(c) Micrografia referente a deformação efetuada a 950 °C e velocidade de 0,1 mm/s.

Deformação de 76%. Aumento de 170 vezes.

Figura 23: Micrografias referentes as deformações efetuadas a 950 °C.

VI.2.2.2.4 Ensaios à Temperatura de 1030 °C

De forma similar às amostras trabalhadas imediatamente abaixo da temperatura de transição, as peças comprimidas a 1030 °C, pouco acima dentro do campo β , também apresentaram uma estrutura igual para todas as velocidades de deformação utilizadas.

Entretanto, não foi observada orientação no sentido da deformação, em nenhuma das condições. O crescimento de grãos foi muito grande e o tamanho final dos grãos foi completamente heterogêneo.

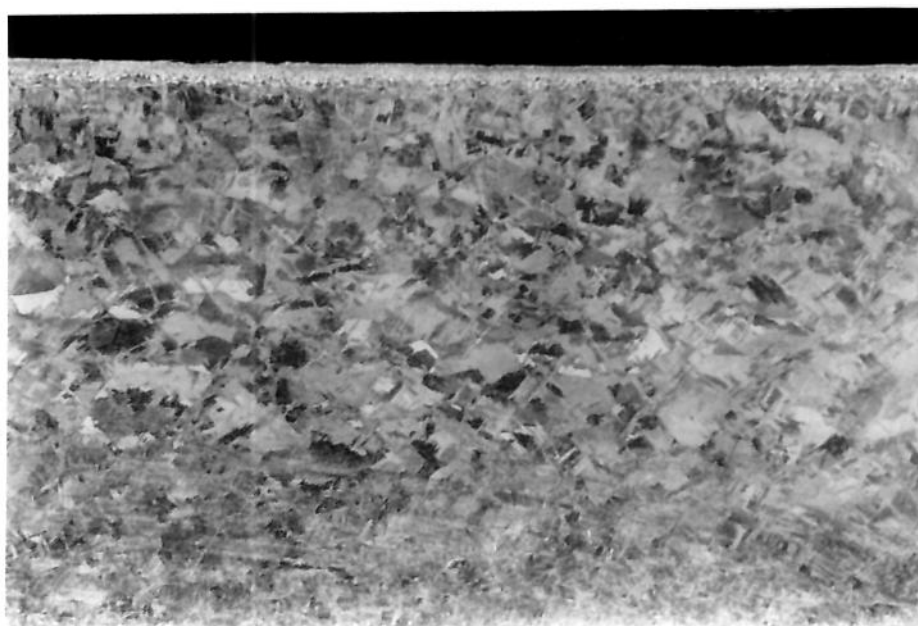
Em alguns grãos, podem ser observadas regiões grosseiras de fase puramente α .

A morfologia microestrutural das amostras trabalhadas nessa temperatura foi composta de agulhas de fase α intercaladas a agulhas de fase β , microestrutura chamada de Widmanstätten.

Segundo a literatura, as ligas de titânio $\alpha+\beta$ trabalhadas no campo de fases β , possivelmente, sofrem recuperação dinâmica. Aparentemente, a ausência de grãos

menores ou subgrãos, a ausência de diferenças microestruturais entre as amostras trabalhadas em velocidades diferentes, todas com o mesmo aspecto e morfologia, e a heterogeneidade mostrada, indicam que a suposição apresentada na literatura é verdadeira [Sheppard-1988].

**(a) Micrografia referente a deformação efetuada a 1030 °C e velocidade de 1,0 mm/s.
Deformação de 77%. Aumento de 20 vezes.**



**(b) Micrografia referente a deformação efetuada a 1030 °C e velocidade de 0,01 mm/s.
Deformação de 82%. Aumento de 20 vezes.**

Figura 24: Micrografias referentes as deformações efetuadas a 1030 °C.

Nesse caso, os grãos recuperados sofreram coalescimento, beneficiado pela alta taxa de difusão da liga, nessa temperatura.

As figuras 24 (a) e (b) mostram as microestruturas apresentadas pelas amostras trabalhadas nessa condição, no centro e na superfície.

VI.2.2.3 Macrografias

As macrografias das amostras deformadas dentro do campo de fases $\alpha+\beta$, apresentaram linhas de escoamento com marcante efeito do atrito, que mostram a heterogeneidade ocorrida no escoamento em que as regiões em contato com a matriz sofrem uma deformação menor que as regiões em direção ao centro da amostra, e as regiões radialmente periféricas são submetidas a uma deformação superior que as centrais.

Essa heterogeneidade provoca um aspecto de “X”. Essas linhas de escoamento, foram mais fortes quanto mais baixa foram as temperaturas de trabalho ou quanto mais orientadas foram as microestruturas do corpo de prova trabalhado.

Essa aparência é a mesma observada no recalque a frio, onde são formadas as mesmas bandas de cisalhamento, características do escoamento localizado, principalmente devido ao resfriamento das regiões, da peça, em contato com a matriz e a ação do atrito entre as superfícies em contato.

Entretanto, aqui não existe o efeito do resfriamento e toda restrição imposta ao escoamento, deve-se exclusivamente às forças de atrito entre a matriz e a amostra.

Nas análises das amostras deformadas a 750 °C, as macrografias mostraram uma evolução das linhas de escoamento originais, referentes à laminação do material de partida, para novas linhas representativas do escoamento plástico devido ao recalque.

A mudança ocorreu à medida que o grau de deformação total das amostras foi aumentado.

Também pôde ser observado no trabalho realizado nesse patamar de temperatura, que o fluxo plástico ocorrido foi assimétrico, mesmo para velocidades de deformação de 0,01 mm/s.

Nos recalques efetuados à temperatura de 850 °C, as linhas de fluxo mostraram simetria para as deformações com velocidade de 0,01 mm/s e foram tornando-se

assimétricas, à medida, que a velocidade de deformação aplicada aumentou para 0,1 mm/s e 1,0 mm/s.

Nas deformações realizadas à maior velocidade, observou-se a presença de um escoamento distorcido, que intensificou ainda mais o escoamento localizado.

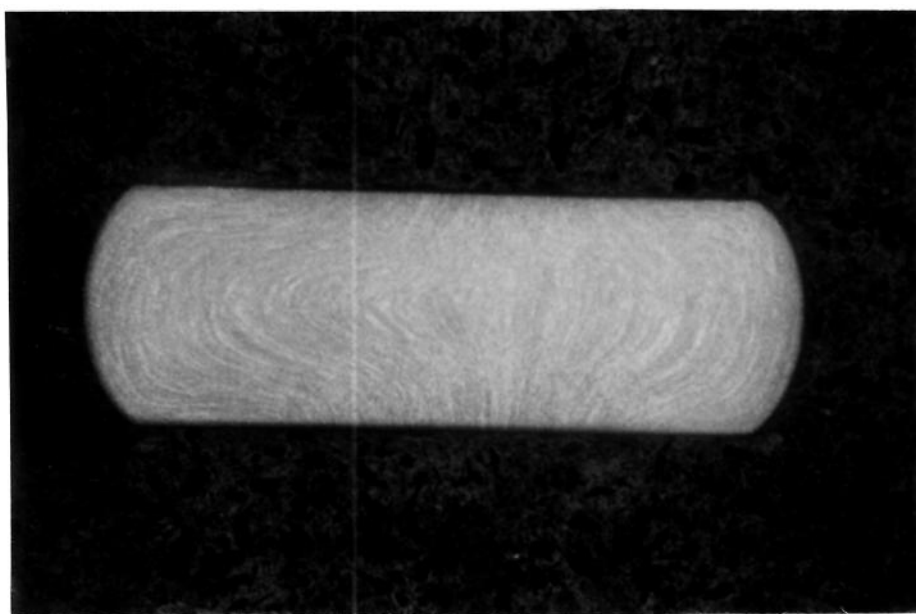
Esse aumento na tendência ao escoamento localizado, pode ser explicado pelos mecanismos de amolecimento envolvidos, facilitando o escoamento nas regiões logo abaixo do contato com a matriz, enquanto a região de zona morta, sob efeito das forças de atrito continua existindo.

Tanto nas amostras deformadas a 750 °C quanto nas deformadas a 850 °C, foi possível observar o “X”, referente ao escoamento localizado, sem auxílio do microscópio ótico.

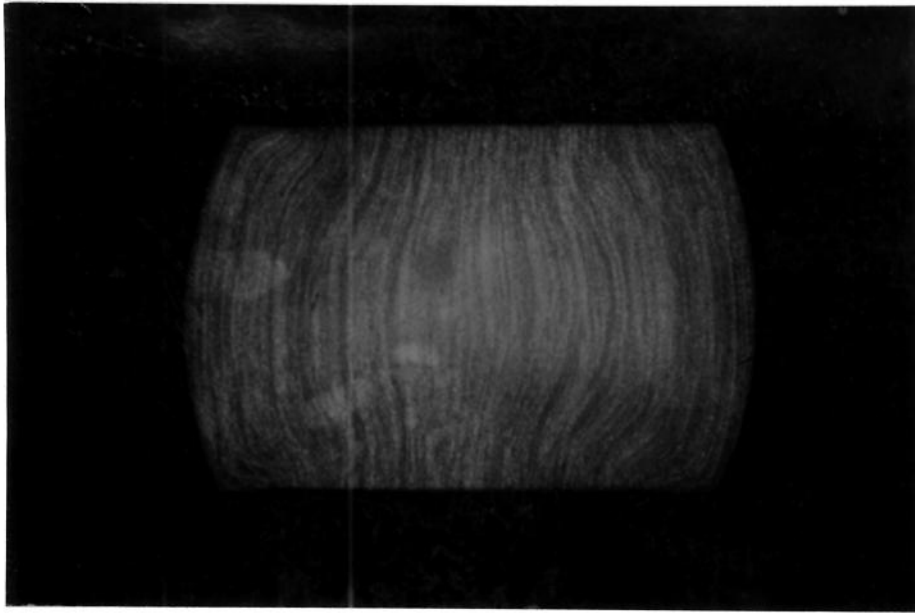
As macrografias referentes às amostras ensaiadas a 950 °C, também apresentaram linhas de escoamento. Contudo, nessas amostras, a visualização destas linhas foi muito mais difícil, exigindo uma duração maior no ataque químico. Além disso, o fluxo plástico nessa condição foi sempre simétrico, mesmo à velocidade de deformação de 1,0 mm/s.

Apenas as amostras ensaiadas no campo β não apresentaram linhas de escoamento, e seu aspecto mostrou apenas a heterogeneidade da microestrutura formada.

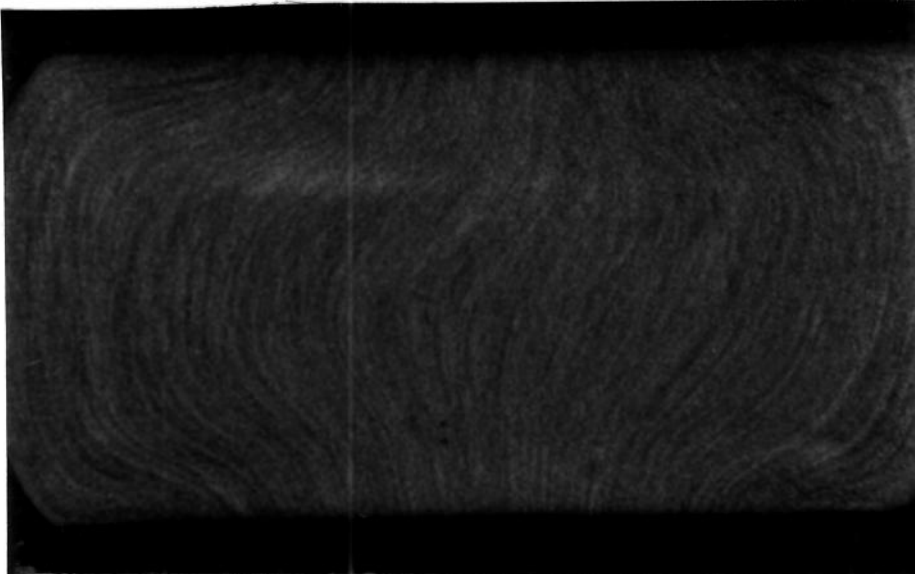
As figuras 25 de (a) até (g) apresentam as macrografias referentes a deformações em todos os patamares de temperaturas, onde podem ser observadas as mudanças descritas.



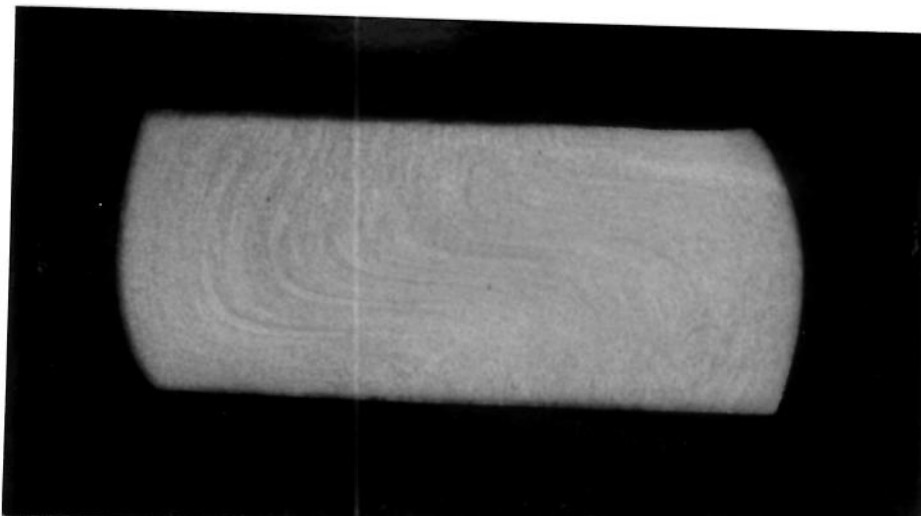
(a) Macrografia de deformação realizada a 750 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Deformação de 62%.



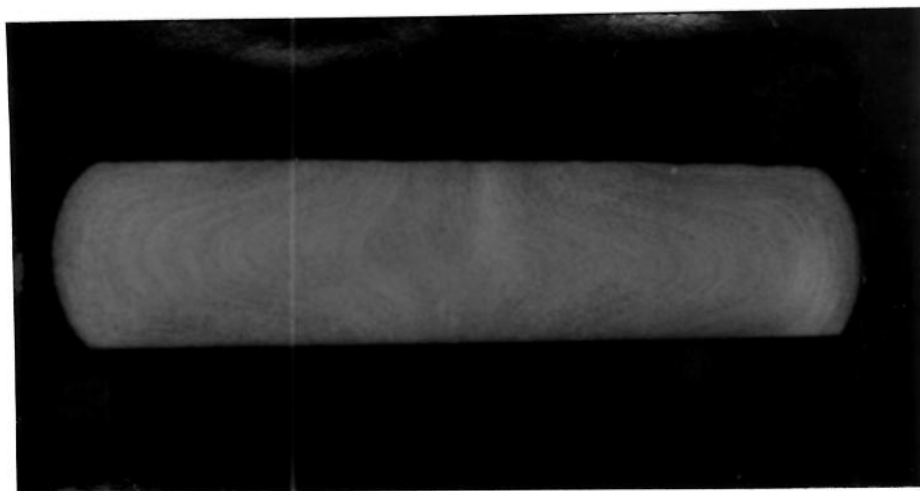
(b) Macrografia de deformação realizada a 750 °C e velocidade de 0,1 mm/s. Deformação de 41%.



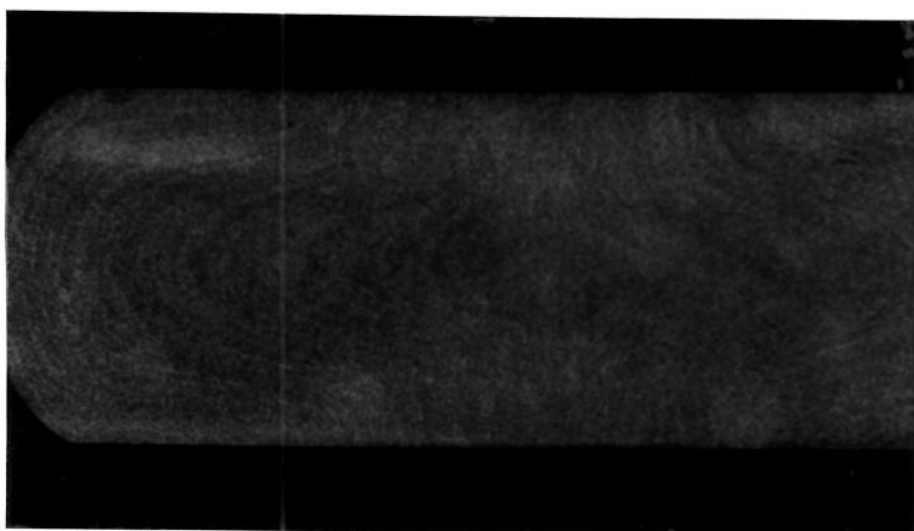
(c) Macrografia de deformação realizada a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Deformação de 55%.



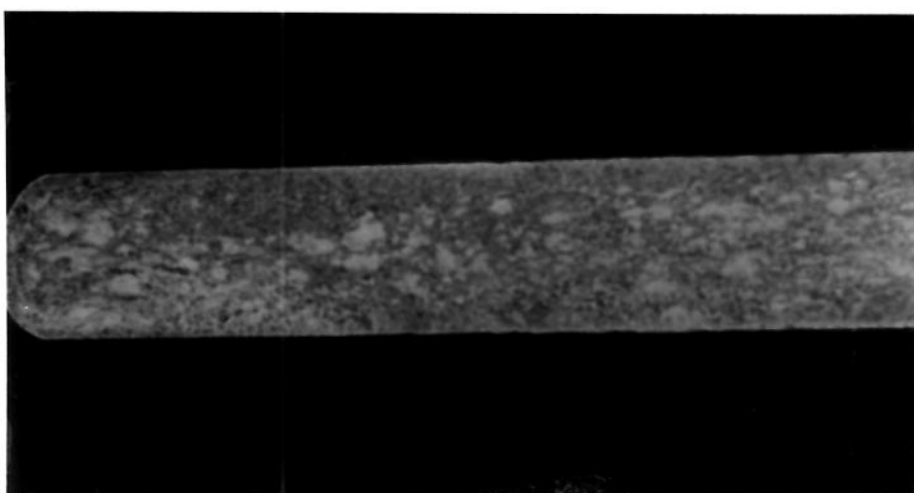
(d) Macrografia de deformação realizada a 850 °C e velocidade de 1,0 mm/s. Deformação de 56%.



(e) Macrografia de deformação realizada a 950 °C e velocidade de 0,1 mm/s. Deformação de 76%.



(f) Macrografia de deformação realizada a 950 °C e velocidade de 1,0 mm/s. Deformação de 66%.



(g) Macrografia parcial de deformação realizada a 1030 °C e velocidade de 0,01 mm/s.
Deformação de 83%.

Figura 25: Macrografias das amostras deformadas em várias condições. Aumento 6,5 vezes.

VI.2.3 Tensões de Escoamento e Parâmetros de Conformabilidade Envolvidos

Foram registrados os gráficos de carga por deformação para cada um dos 36 ensaios de compressão livre. Esses registros, foram convertidos em novos gráficos tensão por deslocamento.

Para o cálculo das tensões convencionais foi usada a equação clássica:

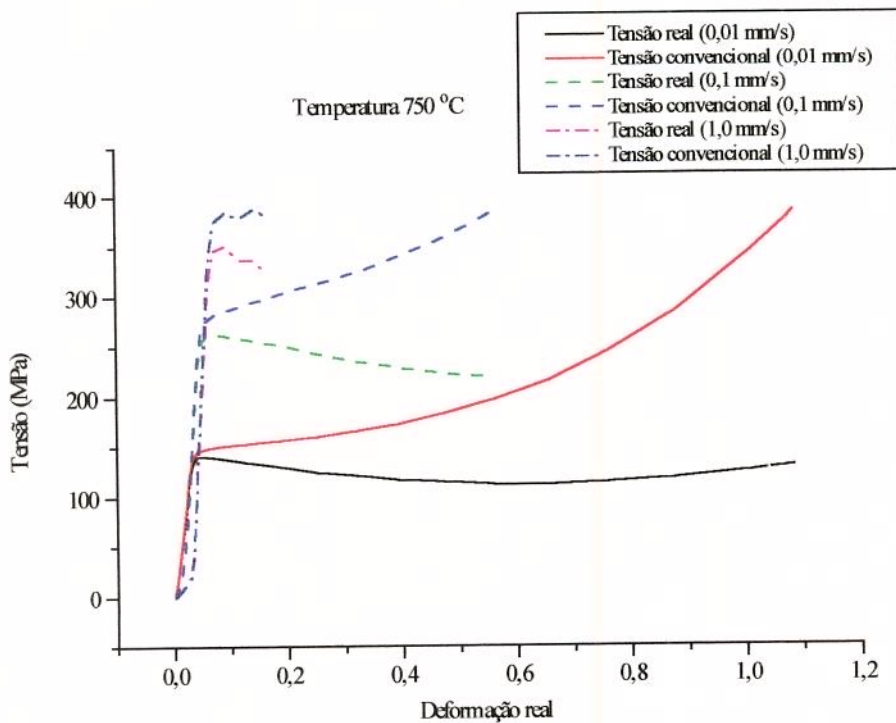
$$\sigma = \frac{F}{A}$$

Onde: “F” é a Carga aplicada em cada instante do ensaio e “A” é a área inicial do corpo de prova.

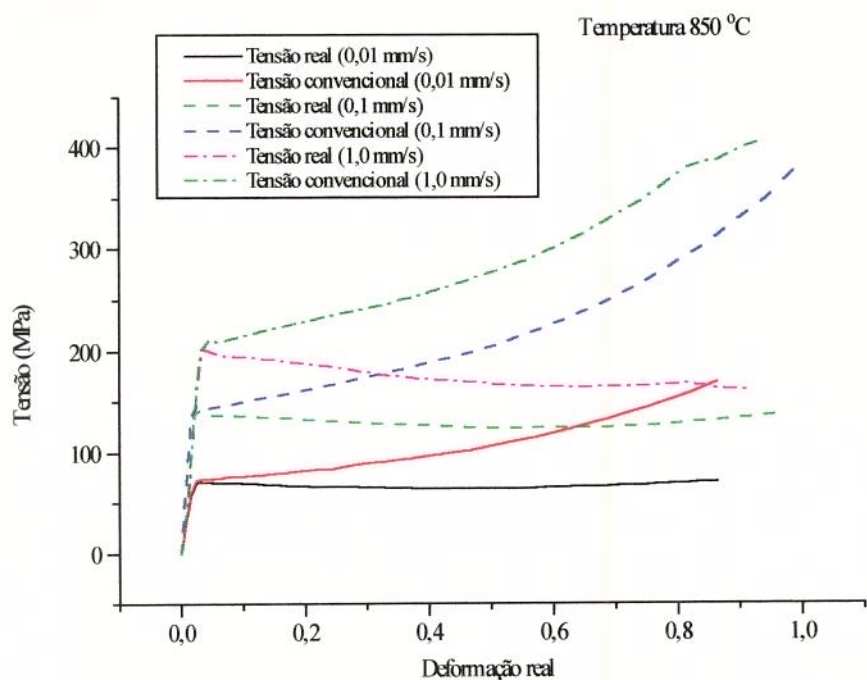
Para os cálculos das tensões reais, deformações reais e deformações lineares, foram utilizadas as equações apresentadas por Dieter [Dieter-1981].

Nas figuras 26 (a), (b), (c) e (d) são apresentadas as curvas que melhor representaram os ensaios de compressão livre, em cada uma das condições.

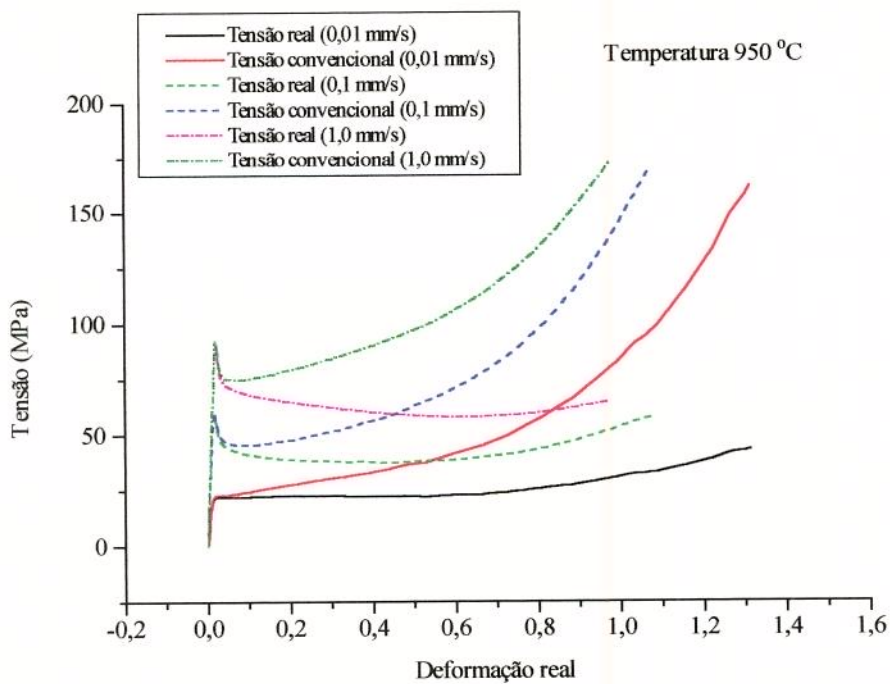
As curvas de tensão real e convencional, aparecem agrupadas segundo cada uma das temperaturas de ensaio, em função da deformação real.



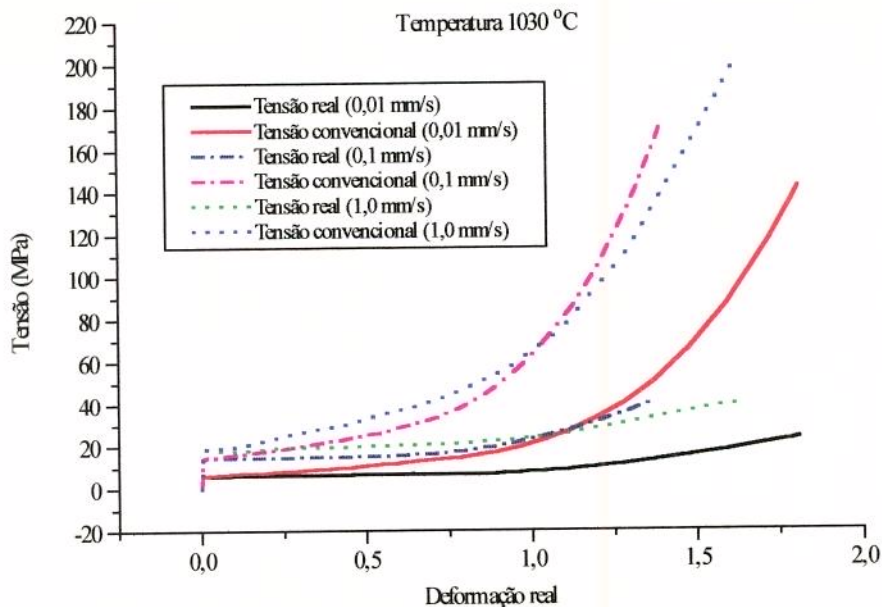
(a) Ensaios realizados à temperatura de 750 ° C.



(b) Ensaio realizado à temperatura de 850 ° C.



(c) Ensaio realizado à temperatura de 950 ° C.



(d) Ensaios realizados à temperatura de 1030 °C.

Figura 26: Gráficos das curvas tensão real e convencional versus deformação real.

É possível observar em todas as condições, que a tensão de início do escoamento foi maior para as velocidades maiores.

Com exceção das curvas à temperatura de 1030 °C e da curva referente a condição de ensaio de 950 °C e 0,01 mm/s, todas as outras apresentaram uma queda visível nos valores de tensão real após o escoamento.

Este comportamento é ainda mais evidenciado nas curvas referentes às velocidades maiores.

As curvas dos ensaios realizados a 950 °C às velocidades de 0,1 mm/s e 1,0 mm/s, apresentam a queda mesmo para as tensões convencionais.

Já as curvas dos ensaios à temperatura de 1030 °C e a 950 °C com velocidade de 0,01 mm/s, aparentemente mantiveram uma constância nos valores de tensão, até deformações próximas ao final dos ensaios.

Essa queda sofrida pelas tensões e mesmo as situações onde as tensões pareceram constantes, indicam que o efeito dos mecanismos de amolecimento foram sempre iguais ou superiores ao do encruamento devido à deformação aplicada.

O comportamento apresentado confirma a hipótese levantada pelas micrografias, de que a recristalização dinâmica no material é dependente não só da temperatura de trabalho, mas é induzida pela deformação. Também, o comportamento das curvas a 1030 °C é coerente com o amolecimento por recuperação dinâmica, exposto na literatura.

Em todas as situações, as curvas sofreram um repentino aumento nos valores das tensões registradas. Isto deve-se, provavelmente, a alterações sofridas no estado de tensões aplicado nas amostras. Assim, o estado de tensões passa de tensão plana à deformação plana. Este comportamento é favorecido também pelas altas reações de atrito incidentes durante os ensaios.

A instabilidade apresentada nas curvas dos ensaios a 750 °C e velocidade de 1,0 mm/s, provavelmente, deve-se a inércia da máquina de ensaios. Nas outras situações, essa inércia possivelmente é absorvida no efeito de amolecimento, não aparecendo com clareza nas curvas, que apresentam uma deformação bastante superior.

As curvas referentes aos ensaios às temperaturas de 850 °C e 750 °C são bastante semelhantes em sua forma, indicando um comportamento semelhante, durante a deformação, o que não ocorre com as curvas referentes as deformações a 1030 °C e 950 °C.

A 950 °C existem diferenças mesmo entre as velocidades de deformação empregadas. Às velocidades de 0,1 mm/s e 1,0 mm/s são similares, apresentando um pico de deformação nítido, seguido de abrupta queda nas tensões e uma região de decréscimo suave nas mesmas.

A curva à velocidade de 0,01 mm/s, apresenta uma extensa região de tensões reais aparentemente constantes. Esse comportamento é bem característico de deformações superplásticas.

As tabelas 17, 18, 19 e 20 apresentam para cada ensaio válido realizado, os valores das tensões limite de escoamento real, " σ_r ", e convencional " σ_e ", das deformações lineares, " ϵ ", e reais, " ϵ_r ", das velocidades de deformação, " v ", das dimensões dos corpos de prova e as taxas de deformação médias de engenharia.

Tabela 17: Valores registrados nos ensaios de compressão livre à temperatura de 750 °C.

Amostra	ϕ (mm)	H_0 (mm)	v (mm/s)	σ_c (MPa)	e (%)	σ_r (MPa)	ε	$\dot{e}$ (s ⁻¹)
1	12	20,15	0,01	138,10	-8,93	133,78	-0,094	$2,48 \times 10^{-4}$
2	8	12,10	0,01	140,47	-61,57	135,62	-0,956	$4,13 \times 10^{-4}$
3	8	12,15	0,01	140,47	-61,32	135,40	-0,950	$4,12 \times 10^{-4}$
4	8	12,10	0,1	249,82	-39,67	238,92	-0,505	$4,13 \times 10^{-3}$
5	8	12,05	0,1	238,20	-40,66	229,25	-0,522	$4,15 \times 10^{-3}$
6	8	12,10	0,1	218,12	-45,87	207,90	-0,614	$4,13 \times 10^{-3}$
7	8	12,10	1,0	342,40	-10,33	321,42	-0,109	$4,13 \times 10^{-2}$
8	8	12,10	1,0	346,25	-14,05	313,71	-0,151	$4,13 \times 10^{-2}$
9	8	12,05	1,0	321,61	-15,35	306,09	-0,167	$4,15 \times 10^{-2}$

Tabela 18: Valores registrados nos ensaios de compressão livre à temperatura de 850 °C.

Amostra	ϕ (mm)	H_0 (mm)	v (mm/s)	σ_c (MPa)	e (%)	σ_r (MPa)	ε	$\dot{e}$ (s ⁻¹)
10	12	20,10	0,01	74,04	-54,73	71,73	-0,793	$2,49 \times 10^{-4}$
11	8	12,10	0,01	67,80	-69,42	64,65	-1,185	$4,13 \times 10^{-4}$
12	8	12,10	0,01	54,36	-67,77	53,59	-1,132	$4,13 \times 10^{-4}$
13	12	20,05	0,1	126,68	-26,43	122,51	-0,307	$2,49 \times 10^{-3}$
14	8	12,15	0,1	142,78	-62,55	138,67	-0,982	$4,12 \times 10^{-3}$
15	8	12,10	0,1	146,59	-61,16	143,26	-0,946	$4,13 \times 10^{-3}$
16	8	12,10	1,0	211,32	-58,26	201,49	-0,874	$4,13 \times 10^{-2}$
17	8	12,10	1,0	227,66	-56,20	214,73	-0,826	$4,13 \times 10^{-2}$
18	8	12,05	1,0	219,71	-56,85	208,32	-0,840	$4,15 \times 10^{-2}$
18A	12	20,10	1,0	*	-3,98	*	-0,064	*

Tabela 19: Valores registrados nos ensaios de compressão livre à temperatura de 950 °C.

Amostra	ϕ (mm)	H_0 (mm)	v (mm/s)	σ_c (MPa)	e (%)	σ_r (MPa)	ε	$\dot{e}$ (s ⁻¹)
19	12	19,05	0,01	22,90	-74,36	22,39	-1,361	$2,56 \times 10^{-4}$
20	12	20,15	0,01	26,01	-74,19	25,61	-1,355	$2,48 \times 10^{-4}$
21	12	20,05	0,01	24,31	-70,08	23,86	-1,207	$2,49 \times 10^{-4}$
22	8	12,10	0,1	65,53	-75,62	63,16	-1,411	$4,13 \times 10^{-3}$
23	8	12,10	0,1	55,73	-77,27	55,15	-1,482	$4,13 \times 10^{-3}$
24	12	20,10	0,1	60,92	-69,65	59,97	-1,192	$2,49 \times 10^{-3}$
25	12	20,15	1,0	93,07	-65,76	91,34	-1,192	$2,48 \times 10^{-2}$
26	8	12,10	1,0	87,69	-75,62	83,16	-1,411	$4,13 \times 10^{-2}$
27	8	12,10	1,0	116,13	-73,55	113,13	-1,330	$4,13 \times 10^{-2}$

Tabela 20: Valores registrados nos ensaios de compressão livre à temperatura de 1030 °C.

Amostra	ϕ (mm)	H_0 (mm)	v (mm/s)	σ_c (MPa)	ϵ (%)	σ_r (MPa)	ϵ	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)
28	12	20,00	0,01	6,51	-82,75	6,46	-1,757	$2,50 \times 10^{-4}$
29	12	20,10	0,01	6,24	-82,09	6,23	-1,720	$2,49 \times 10^{-4}$
30	12	20,10	0,01	6,77	-83,09	6,76	-1,777	$2,49 \times 10^{-4}$
31	12	18,50	0,1	16,48	-78,11	16,41	-1,519	$2,70 \times 10^{-3}$
32	8	12,10	0,1	20,49	-81,82	20,17	-1,705	$4,13 \times 10^{-3}$
33	12	20,15	0,1	11,71	-78,41	11,38	-1,533	$2,48 \times 10^{-3}$
34	12	20,05	1,0	21,07	-76,56	20,94	-1,451	$2,49 \times 10^{-2}$
35	12	20,05	1,0	18,92	-78,55	18,81	-1,540	$2,49 \times 10^{-2}$
36	12	20,15	1,0	18,14	-76,92	17,95	-1,466	$2,48 \times 10^{-2}$

Pode-se observar, que nos ensaios realizados a 750 °C, as deformações totais alcançadas sofrem uma dispersão maior que nos outros casos. A dispersão aumenta, também, com a velocidade de deformação.

Nas outras situações, as variações nas deformações atingidas são menores em relação à velocidade de deformação.

Nos ensaios às temperaturas de 850 °C e 1030 °C, a dispersão nas deformações totais foi relativamente pequena. Apenas nos ensaios à temperatura de 950 °C, as deformações totais apresentaram um comportamento não linear. Para velocidade de 0,01 mm/s, uma das réplicas apresentou deformação 15 pontos percentuais diferente das outras duas, muito próximas.

Durante os ensaios, algumas amostras tiveram um tempo de aquecimento superior a outras, devido às condições iniciais do forno. Essa variação no tempo de aquecimento poderia explicar a variação apresentada, nos casos que apresentassem crescimento de grão.

Supondo ser esta a condição ensaiada mais propensa a deformações superplásticas, o efeito do tamanho de grão seria prontamente percebido.

As deformações realizadas a velocidades maiores tiveram menor dispersão e valores próximos.

Quanto às tensões de escoamento, a dispersão nos valores aumentou sensivelmente com o aumento da velocidade de 0,01 mm/s aos outros dois valores.

Em todas as condições, as variações nas tensões foram relativamente baixas à velocidade de 0,01 mm/s. Dessas, a maior variação ocorreu para temperatura de 850 °C. É

possível que nessa temperatura o mecanismo de amolecimento (recristalização dinâmica) facilite o escoamento localizado, mascarando os valores obtidos de tensão de escoamento. Isto estaria de acordo com as avaliações anteriores das macrografias. Contudo, nessa temperatura, as dispersões encontradas sofreram as menores variações com a velocidade de deformação.

Todas as dispersões encontradas nos ensaios a 1030 °C foram pequenas. O aumento nas dispersões só foi gradual, em relação à velocidade, para temperatura de 950 °C.

Em todas as outras temperaturas houve uma inversão de valores, sendo que a maior dispersão das tensões ocorreu à velocidade de 0,1 mm/s. As maiores dispersões aconteceram nas temperaturas de 750 °C e 950 °C, às velocidades de 0,1 mm/s e 1,0 mm/s, respectivamente.

As avaliações das dispersões feitas acima, desconsideram os valores de tensão encontrados nos corpos de prova de diferentes diâmetros. Isso porque, o efeito da geometria dos corpos de prova não foi avaliado.

A tabela 21 apresenta os valores médios para as tensões de escoamento real e convencional, com os respectivos desvios padrão, “s”, para todas as condições.

Tabela 21: Valores médios das tensões de escoamento real e convencional.

Temperatura (°C)	V (mm/s)	σ_e (MPa)	S	σ_r (MPa)	S
750	0,01	139,68	1,368	134,93	1,005
750	0,1	235,38	16,037	225,36	15,872
750	1,0	336,75	13,255	313,74	7,665
850	0,01	65,40	10,057	63,32	9,142
850	0,1	138,68	10,568	134,81	10,899
850	1,0	219,56	8,171	208,18	6,621
950	0,01	24,41	1,557	23,95	1,612
950	0,1	60,73	4,903	59,43	4,033
950	1,0	98,96	15,108	95,88	15,491
1030	0,01	6,51	0,265	6,48	0,266
1030	0,1	16,23	4,395	15,99	4,4103
1030	1,0	19,38	1,517	19,23	1,539

Os valores apresentados na tabela 21 englobam todos os ensaios realizados. A partir dela, foram traçados os gráficos de tensão de escoamento real média versus logaritmo da velocidade de deformação e tensão de escoamento real média versus temperatura de trabalho.

No gráfico da figura 27, tensão de escoamento real versus logaritmo da velocidade de deformação, pode-se observar que as tensões médias variam linearmente com o logaritmo da velocidade de deformação em todos os casos.

A inclinação das curvas é inversamente proporcional à temperatura de trabalho das amostras. Ou seja, quanto menor a temperatura, maior é o aumento proporcional percebido pela tensão de escoamento entre uma velocidade de deformação e outra. Por exemplo, no trabalho realizado à temperatura de 1030 °C, os valores das tensões de escoamento são quase que constantes.

Já à temperatura de 750 °C, as diferenças entre as tensões médias são extremamente sensíveis à velocidade de deformação. Porém, existe uma similaridade entre a inclinação das curvas referentes ao trabalho às temperaturas de 750 °C e 850 °C, pois essas curvas são aproximadamente paralelas.

As três inclinações distintas, entre as retas referentes as temperaturas de (750°C e 850°C), 950 °C e 1030 °C, bem como, o aspecto dos curvas das figuras 26 (a), (b), (c) e (d), podem ser indício de três mecanismos distintos de deformação/amolecimento que ocorreram nos ensaios.

O primeiro, à temperatura de 750°C e 850 °C, seria dominado pelo deslizamento cruzado e pela recristalização dinâmica, induzida pela deformação. O segundo, à temperatura de 950 °C, dominado por deslizamento cruzado e/ou deslizamento de contornos de grãos, dependendo da velocidade de deformação aplicada.

O mecanismo de amolecimento atuante seria a recristalização dinâmica, auxiliada pela deformação. Assim, as deformações ocorridas à velocidade de 0,01 mm/s seriam superplásticas.

O terceiro e último comportamento plástico, à temperatura de 1030 °C, seria dominado pelo deslizamento cruzado e pela recuperação dinâmica, com coalescimento de grãos. Isso explica o crescimento de grãos nas peças trabalhadas nessa temperatura, independente da velocidade de deformação aplicada.

Estas afirmações também estão de acordo com os dados encontrados na literatura, para a liga original Ti-6Al-4V [Sheppard-1988, Semiatin-1981, Chen-1976].

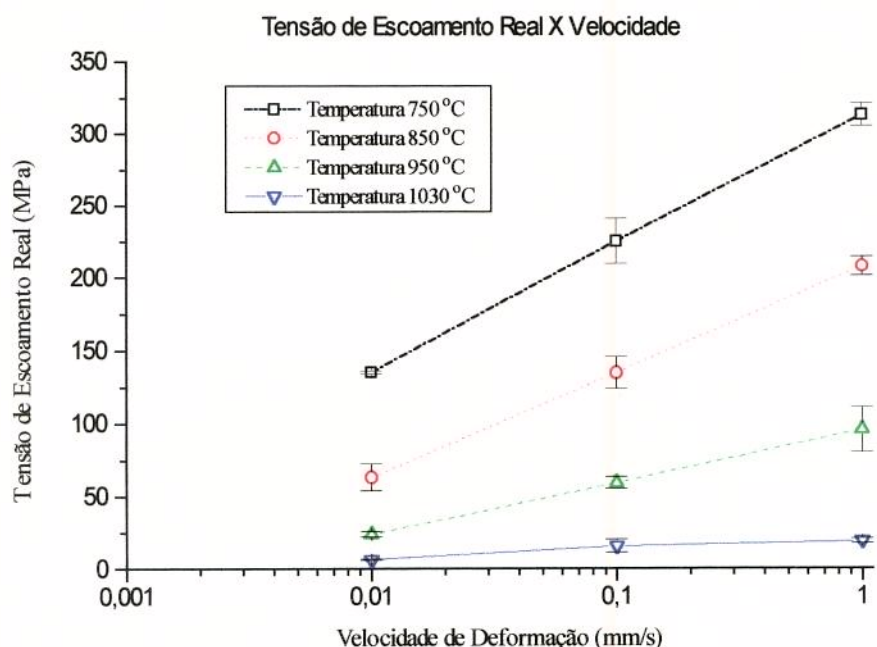


Figura 27: Gráfico das tensões de escoamento reais médias em função do logaritmo da velocidade de deformação.

A figura 28 apresenta o gráfico das tensões de escoamento reais médias em função da temperatura de trabalho. Em todos os casos, as curvas apresentadas mostram que as tensões de escoamento decrescem proporcionalmente ao aumento da temperatura. Entretanto, essa queda nas tensões não é linear e à medida que as temperaturas diminuem, o valor do incremento na tensão torna-se maior.

Com relação às velocidades de deformação aplicadas, pode-se observar que o gradativo aumento da temperatura faz com que a tensão de escoamento venha ser cada vez menos dependente dessa velocidade. Nas proximidades da temperatura de trabalho de 1030 °C os intervalos do desvio padrão chegam a sobrepor-se.

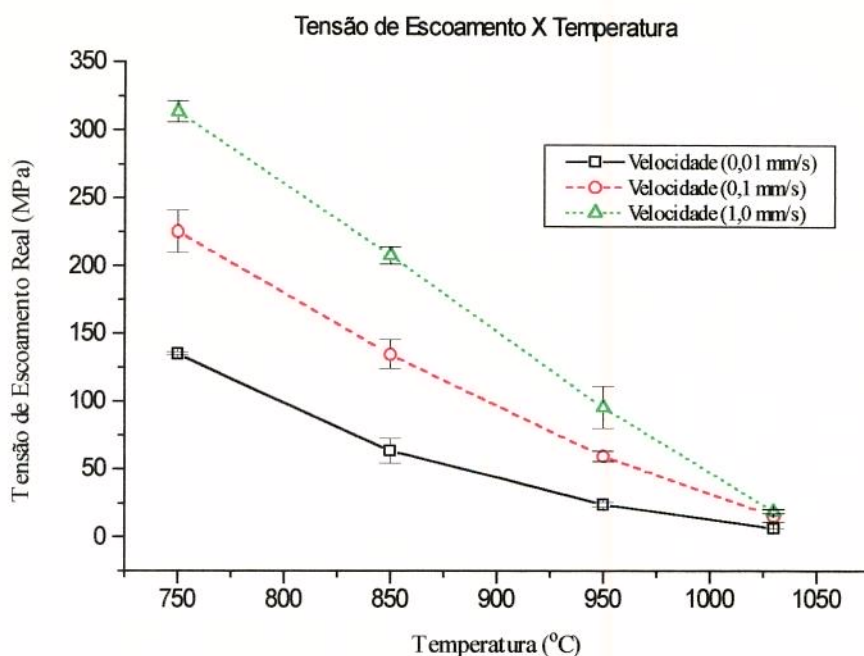


Figura 28: Gráfico das tensões de escoamento reais médias em função da temperatura de trabalho.

Para melhor elucidar o comportamento das curvas de tensão real versus deformação, foram calculados os valores médios dos coeficientes de encruamento, “n”. Esses valores foram calculados na região das curvas que compreendem o início do escoamento até a região imediatamente anterior à mudança no estado de tensões aplicado. Em outras palavras, a região de “regime” de escoamento.

A tabela 22 apresenta os valores médios do encruamento para todas as temperaturas e velocidades de deformação utilizadas. Observa-se, que para todas as condições, o valor do encruamento foi negativo ou próximo de zero. Esses valores foram menores para o trabalho a 750 °C.

Às temperaturas de 850 °C e 950 °C, com velocidade de deformação igual a 0,01 mm/s, e 1030 °C, em todas as velocidades, o coeficiente de encruamento foi sempre muito próximo a zero. Enquanto que, para as outras condições houve sempre um pico de tensões.

As figuras 29 e 30 apresentam os gráficos do coeficiente médio de encruamento em função da temperatura e da velocidade de deformação, respectivamente.

Nas curvas $n \times$ temperatura, o coeficiente de encruamento aumenta com o aumento da temperatura, para todas as velocidades de deformação.

Tabela 22: Coeficientes de encruamento médio, “n”, na região de regime.

Temperatura (°C)	v (mm/s)	“n”
750	0,01	-5,03455
750	0,1	-8,80157
750	1,0	-33,31436
850	0,01	-0,15039
850	0,1	-2,59514
850	1,0	-5,3739
950	0,01	0,19379
950	0,1	-2,09593
950	1,0	-1,60902
1030	0,01	0,15139
1030	0,1	0,31577
1030	1,0	0,55183

Observa-se também, que o aumento na temperatura leva a curva referente à velocidade de 0,01 mm/s a um valor próximo do constante, à 850 °C.

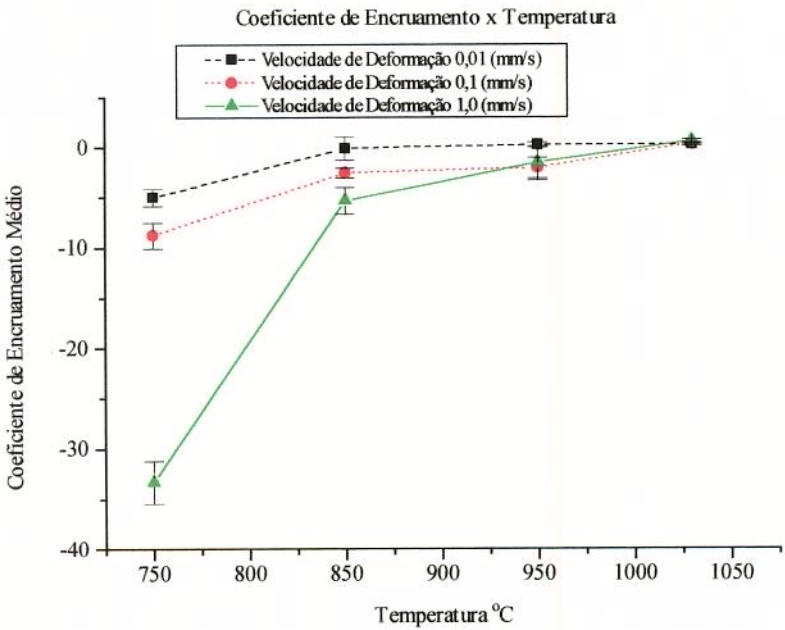


Figura 29: Gráfico das curvas de coeficiente de encruamento médio em função da temperatura de trabalho.

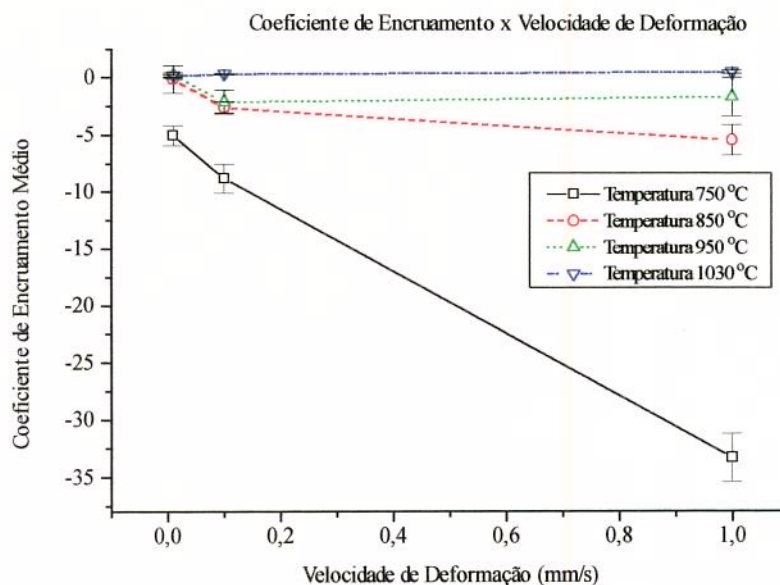


Figura 30: Gráfico das curvas de coeficiente de encruamento médio em função da velocidade de deformação aplicada.

Todas as curvas cruzam-se próximas a temperatura de 1030 °C, a partir da qual, as velocidades empregadas não interferem no coeficiente de encruamento. As curvas referentes às velocidades de 0,01 mm/s e 0,1 mm/s são bastante próximas, destacando-se da curva à velocidade de 1,0 mm/s.

No gráfico das curvas de coeficiente de encruamento médio versus velocidade de deformação, observa-se, um comportamento quase linear à temperatura de 750 °C, onde o encruamento é inversamente proporcional à velocidade. Mais uma vez, à temperatura de 1030 °C, o valor do encruamento permanece constante com a variação da velocidade de deformação. À velocidade de 0,01 mm/s até 0,1 mm/s, as curvas referentes às temperaturas de 950 °C e 850 °C, apresentam a mesma inclinação.

VI.3 Ensaios de Compressão com Matriz Cônica e Cuneiforme

Como as deformações realizadas em compressão livre não foram suficientes para levar as amostras a apresentarem defeitos, foram realizados ensaios utilizando-se matrizes

cuneiformes e cônicas. Esperava-se que os novos desenhos das matrizes viessem a gerar uma região crítica, imediatamente abaixo da região de aplicação da carga.

No ensaio cuneiforme esta região compreende um plano e no ensaio com matriz cônica uma linha. A região crítica surge devido à intensa deformação em uma região restrita das amostras e ao sentido do escoamento plástico imposto, favorecendo a ocorrência de defeitos.

A figura 31 apresenta um esquema do escoamento plástico nos corpos de prova ensaiados. O material escoar em torno da matriz, representada pelo entalhe, do centro da peça para periferia.

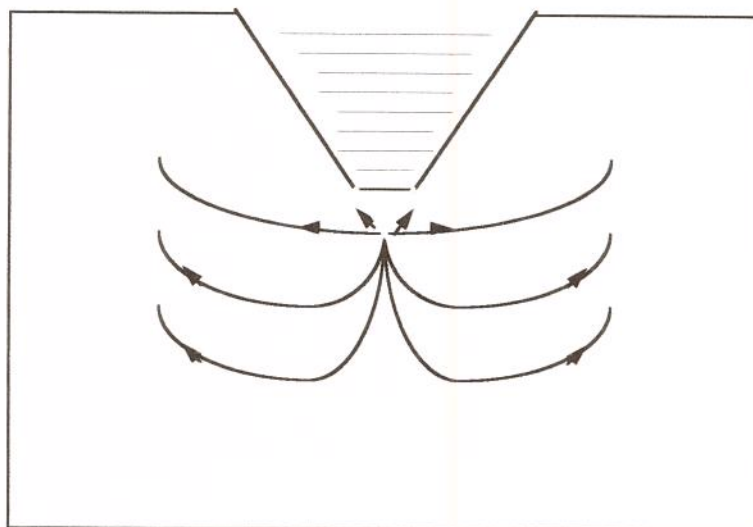


Figura 31: Representação esquemática planar, do escoamento plástico no ensaio de compressão com matrizes cônicas e cuneiforme.

Devido às limitações da máquina de ensaios, não foi possível utilizar todas as condições dos ensaios anteriores. Os ensaios cuneiformes foram realizados nas seguintes condições: à temperatura de 750 °C e velocidade de 0,01 mm/s, e às temperaturas de 850 °C, 950 °C e 1030 °C, em todas as velocidades anteriores.

Contudo, as deformações obtidas à temperatura de 850 °C e velocidades de 0,1 mm/s e 1,0 mm/s foram muito pequenas.

Também as deformações alcançadas a 950 °C e velocidade de 1,0 mm/s foram pequenas, enquanto que a 750 °C e velocidade de 0,01 mm/s a deformação foi quase desprezível.

Os ensaios cônicos foram realizados em todas as temperaturas, mas apenas para velocidade de 0,01 mm/s.

Durante esses ensaios, mesmo o escoamento crítico provocado não foi suficiente para levar à formação de trincas no material. Dessa maneira, não foi possível estabelecer limites para deformação, devido à temperatura de trabalho ou mesmo à velocidade de deformação. Nas condições em que os ensaios foram realizados, o material mostrou ser tolerante a todas as situações adversas aqui descritas.

VI.3.1 Ensaios de Compressão com Matriz Cuneiforme

As micrografias obtidas nos ensaios de compressão com essa matriz, foram bastante semelhantes às daquelas dos ensaios de compressão livre. Logicamente, nas amostras onde não foi possível alcançar deformações significativas, a microestrutura apresentou-se como no material de partida, à exceção do ensaio realizado a 950 °C e velocidade de deformação de 1,0 mm/s, para o qual a microestrutura foi de grãos globulares de fase α e fase α acicular em matriz β transformada.

A microestrutura das amostras apresentou-se orientada, no sentido da laminação, à medida, que as observações foram realizadas mais distantes da região deformada. Apenas para os ensaios a 1030 °C não apresentou orientação alguma.

Também na região deformada a orientação dos grãos, contornando a matriz, foi bastante intensa. As amostras deformadas a 750 °C e 850 °C, tiveram uma microestrutura tal qual a original, nas regiões onde o efeito da deformação não foi percebido, ou seja, na periferia do corpo de prova.

Para os ensaios realizados a 850 °C e 950 °C, a recristalização observada foi tanto maior, quanto mais próximo da zona de deformação mais intensa. Além disso, nessa região altamente deformada, fica evidente o efeito de refinamento de grãos.

Nos ensaios a 950 °C, a orientação da microestrutura da periferia e o grau de recristalização/refinamento de grãos esteve sujeito à velocidade de deformação.

Quanto maior a velocidade de deformação, menor o grau de recristalização e maior a orientação observados, tanto na periferia como na região deformada.

As figuras 32 e 33 apresentam as micrografias de amostras trabalhadas a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s, e a 950 °C, a velocidade de 0,1 mm/s. Estas micrografias são referentes à região inferior esquerda dos entalhes forjados.

Para o caso das amostras deformadas à temperatura de 950 °C, a orientação apresentada nas regiões periféricas deve-se a pequena deformação sofrida por estas regiões. Dessa forma, a recristalização, devido a temperatura de trabalho, não é suficiente para modificar por completo a forte orientação original no material. Como a orientação diminui com a diminuição da velocidade de deformação, é possível que um tempo maior de exposição à temperatura de trabalho, também diminua a orientação. Isto porque, mesmo utilizando-se velocidades de deformação menores, a deformação sofrida pela periferia das amostras é pequena, levando a crer que o tempo do processo também contribua significativamente nas transformações microestruturais.

As figuras de 34 até 36 apresentam o aspecto das curvas carga por deformação obtidas nos ensaios de compressão com matriz cuneiforme. São apresentados apenas os gráficos referentes às seguintes condições: à temperatura de 1030 °C em todas as velocidades, à temperatura de 950 °C às velocidades de deformação de 0,01 mm/s e 0,1 mm/s, e à temperatura de 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s.

Os gráficos referentes às outras condições não foram representativos, porque o grau de deformação alcançado foi muito pequeno e assim, não foi registrado de forma satisfatória a carga limite de escoamento naquelas condições.

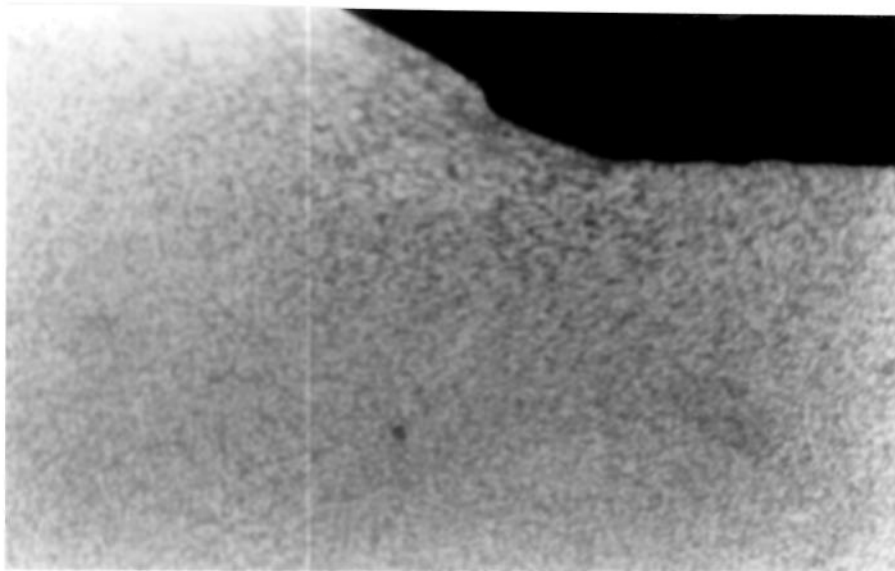


Figura 32: Microestrutura da região inferior esquerda do entalhe no ensaio de compressão com matriz cuneiforme. Temperatura 850 °C e velocidade de deformação 0,01 mm/s. Aumento de 75 vezes.

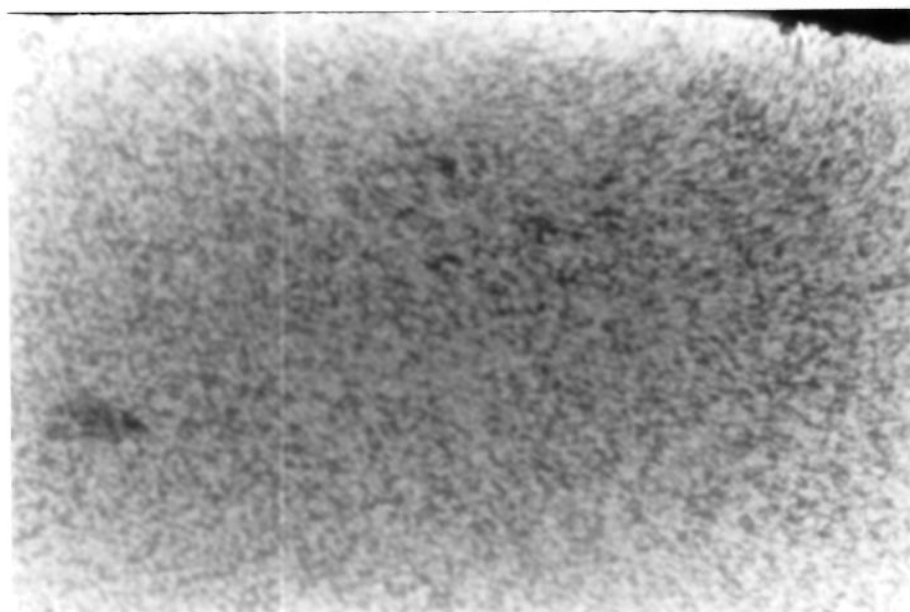


Figura 33: Microestrutura da região inferior esquerda do entalhe no ensaio de compressão com matriz cuneiforme. Temperatura 950 °C e velocidade de deformação 0,1 mm/s. Aumento de 75 vezes.

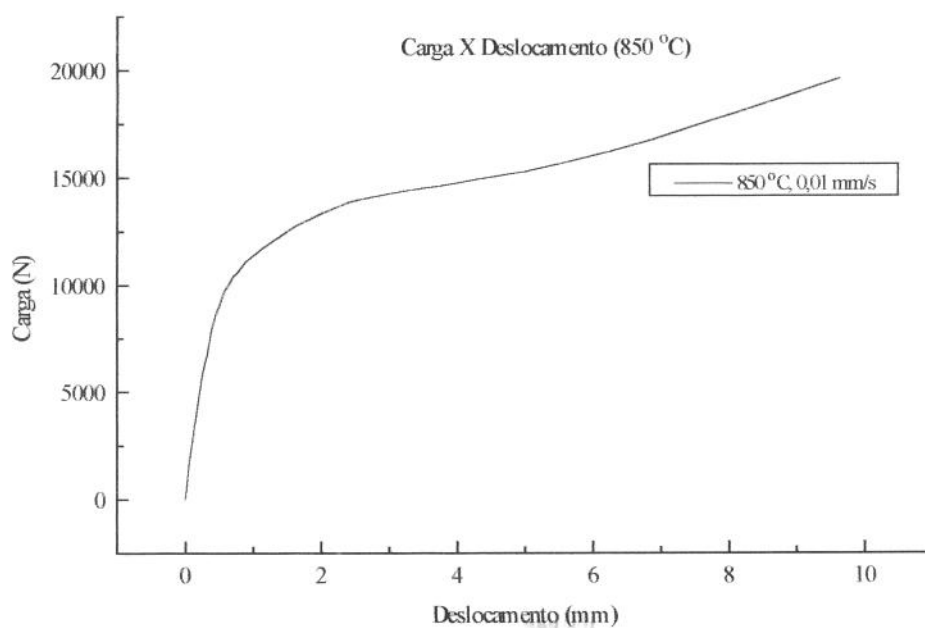


Figura 34: Gráfico representativo do ensaio de compressão com matriz cuneiforme à temperatura de 850 °C e velocidade de deformação de 0,01 mm/s.

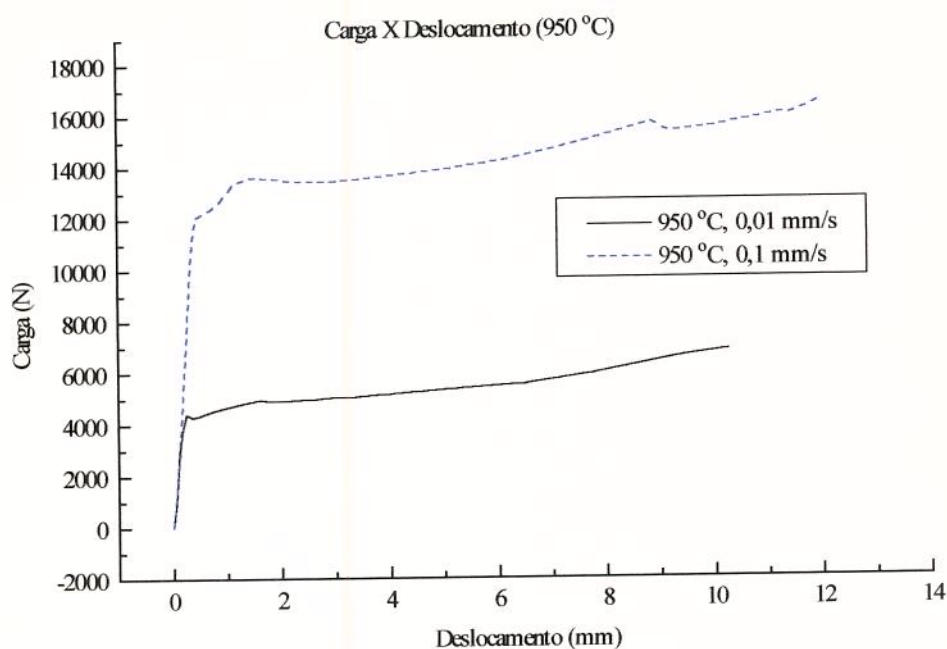


Figura 35: Gráfico representativo dos ensaios de compressão com matriz cuneiforme à temperatura de 950 °C e velocidades de deformação de 0,01 mm/s e 0,1 mm/s.

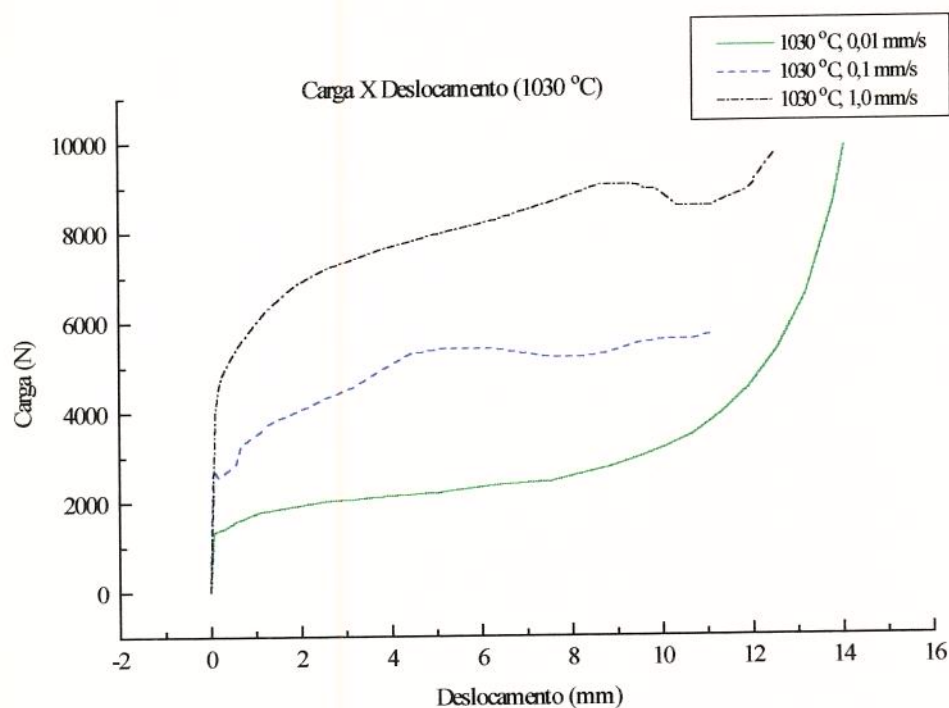


Figura 36: Gráfico representativo dos ensaios de compressão com matriz cuneiforme à temperatura de 1030 °C, em todas as velocidades de deformação.

É possível observar em algumas curvas, que logo após a carga atingir o limite de escoamento ocorre uma queda no valor aplicado da mesma, de modo semelhante às curvas do ensaio de compressão livre. Seguido a essa queda no valor da carga aplicada, surge uma região onde a carga volta a subir. Isto, provavelmente, é devido a ação de forças de atrito. Quando a deformação é iniciada, o material dobra-se contra as laterais da matriz, e somente com o incremento na deformação provocada ocorre o afastamento dessa porção de material, devido ao sentido do fluxo plástico na região imediatamente abaixo do entalhe formado.

A figura 37 apresenta a macrografia de uma amostra deformada a 850 °C e velocidade de deformação de 0,01 mm/s, onde este efeito de dobramento sobre a matriz é caracterizado.

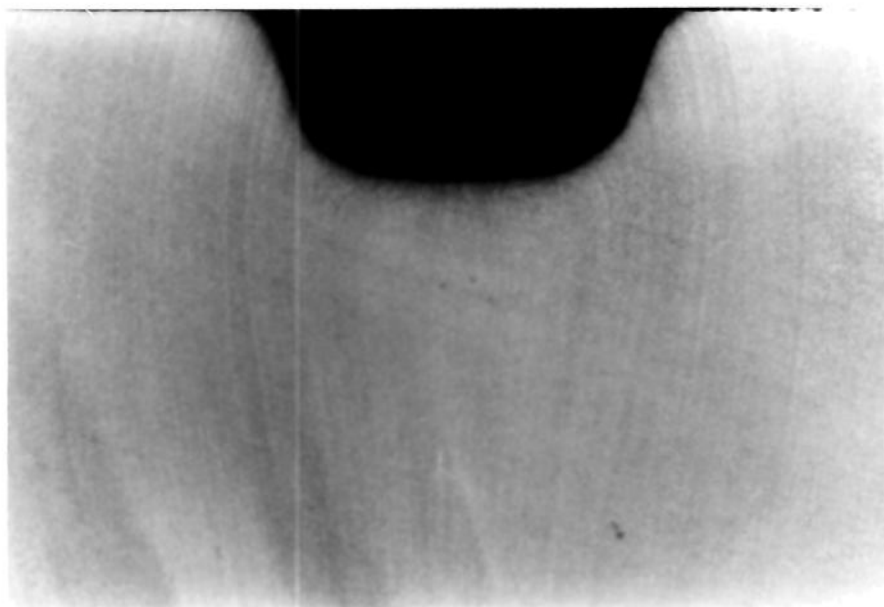


Figura 37: Macrografia de uma amostra deformada a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s, caracterizando o dobramento das porções laterais do entalhe sobre a matriz. Aumento de 7,5 vezes.

Pode-se observar também, que na porção final de algumas curvas existe uma variação do comportamento nos valores de carga registrados, devido a um deslizamento da amostra sobre a matriz. Assim, o efeito do atrito estático passa a dinâmico, provocando uma queda no valor da carga. Este deslizamento é confirmado por estrias observadas na face inferior de todas as amostras que apresentaram o comportamento descrito.

A figura 38 mostra a face inferior de uma amostra deformada a 1030 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Nesta figura pode-se observar que uma das metades do corpo de prova entalhado sofreu deslizamento em relação à matriz inferior.

Nas amostras onde a deformação imposta foi maior, observa-se, também, grande rugosidade na região externa à base do entalhe. Nesta região o material formou uma protuberância, escoando paralelamente ao entalhe. Esta rugosidade é indício da deformação localizada ocorrida nesses ensaios.

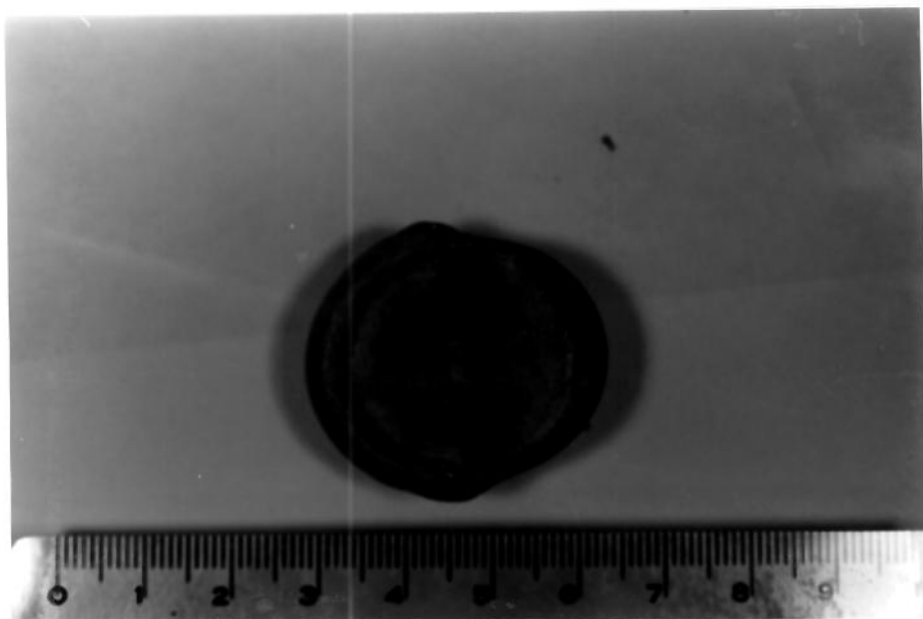


Figura 38: Face inferior de um corpo de prova deformado à temperatura de 1030 °C e velocidade de deformação de 0,01 mm/s.

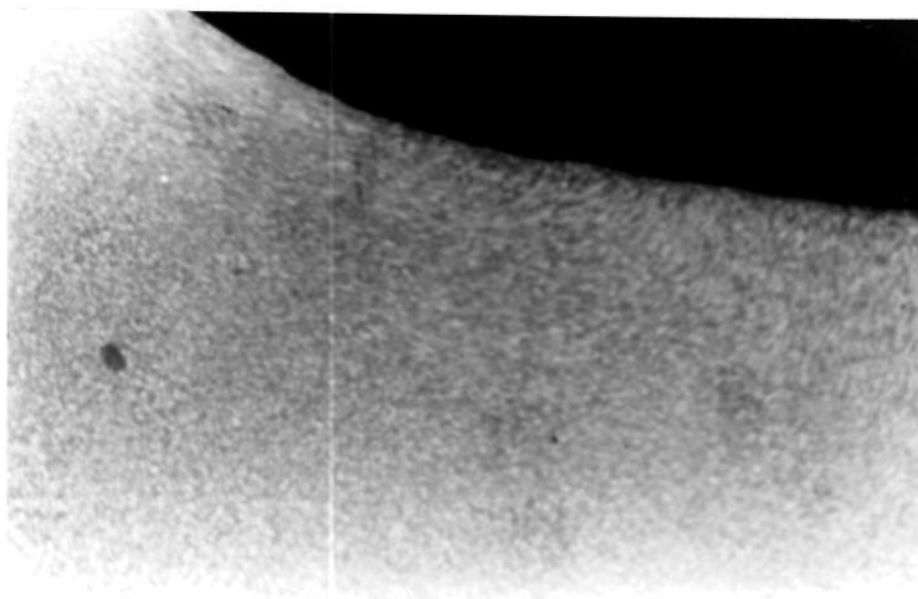
VI.3.2 Ensaios de Compressão com Matriz Cônica

Nesses ensaios, as micrografias apresentaram estruturas similares às ocorridas nos ensaios com matriz cuneiforme. Elas são apresentadas nas figuras de 39 a 42.

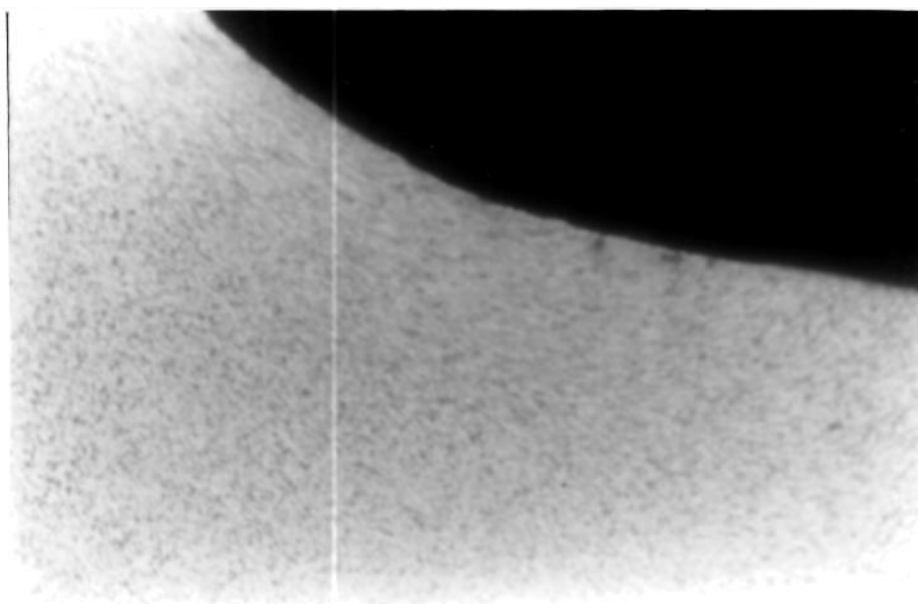
É possível observar um alto grau de orientação, no sentido da deformação, somente nas amostras ensaiadas a 750 °C e 850 °C, mesmo assim, esta orientação está presente apenas nas regiões mais próximas à matriz. Alguma orientação é observada na amostra ensaiada a 950 °C, entretanto, não possui mesma intensidade.

Em todas as amostras ocorreu alguma recristalização. Com exceção do ensaio realizado a 1030 °C, onde o mecanismo de amolecimento é a recuperação dinâmica e nessa condição a microestrutura foi igual àquelas dos ensaios de compressão livre. A recristalização foi mais evidente nas temperaturas maiores.

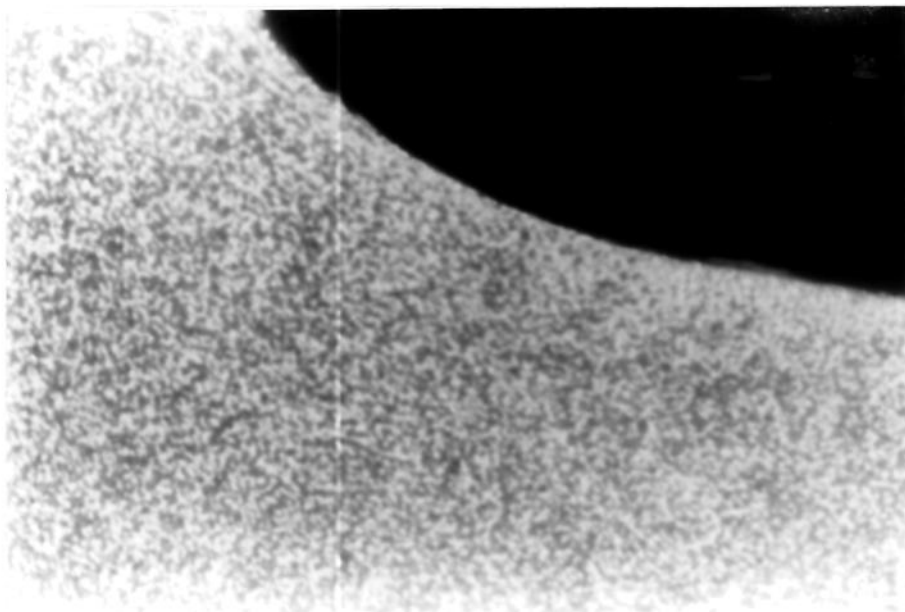
As regiões periféricas das amostras ensaiadas a 750 °C e 850 °C continuaram orientadas no sentido da laminação.



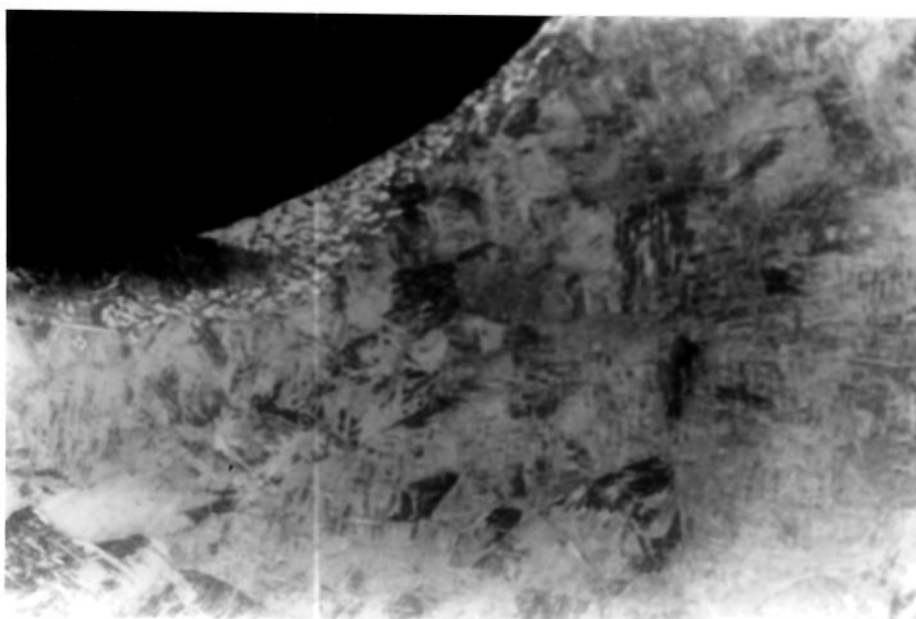
**Figura 39: Micrografia de amostra ensaiada com matriz cônica a 750 °C e velocidade de 0,01 mm/s.
Região inferior esquerda do cone forjado. Aumento 75 vezes.**



**Figura 40: Micrografia de amostra ensaiada com matriz cônica a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s.
Região inferior esquerda do cone forjado. Aumento 75 vezes.**



**Figura 41: Micrografia de amostra ensaiada com matriz cônica a 950 °C e velocidade de 0,01 mm/s.
Região inferior esquerda do cone forjado. Aumento 75 vezes.**



**Figura 42: Micrografia de amostra ensaiada com matriz cônica a 1030 °C e velocidade de 0,01 mm/s.
Região inferior esquerda do cone forjado. Aumento 75 vezes.**

A micrografia da peça trabalhada a 1030 °C mostra uma região superficial do cone forjado, formada por fase “ α -case”. O acabamento das superfícies nessa temperatura foi inferior em todos os tipos de ensaios. Apesar de nenhum defeito ter surgido durante os ensaios, esse acabamento piorado pode favorecer ao surgimento de trincas, quando a peça estiver em regime de trabalho.

As macrografias das amostras ensaiadas a 750 °C e 850 °C, são bastante representativas do escoamento plástico ocorrido. Já para os ensaios a 950 °C e 1030°C não foi possível observar estas linhas de fluxo. Em ambos os casos, isto é provavelmente devido aos mecanismos de amolecimento envolvidos: a recuperação dinâmica com coalescimento de grãos, a 1030 °C e a recristalização dinâmica com deslizamento de contornos de grãos, a 950 °C.

As figuras 43, 44 e 45 apresentam as macrografias das amostras deformadas às temperaturas de 750 °C, 850 °C e 950 °C.

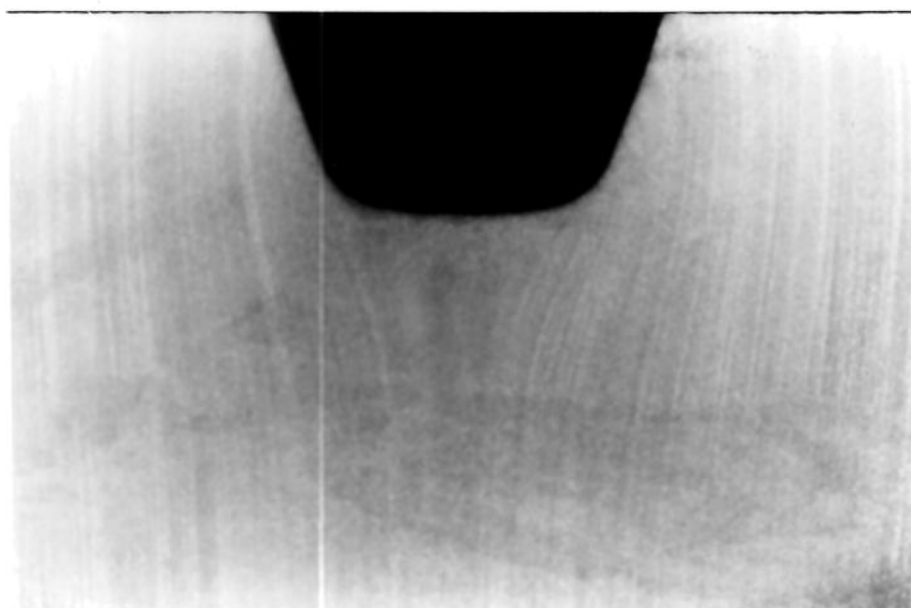


Figura 43: Macrografia da amostra deformada no ensaio de compressão com matriz cônica.

Temperatura 750 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Aumento 7,5 vezes.

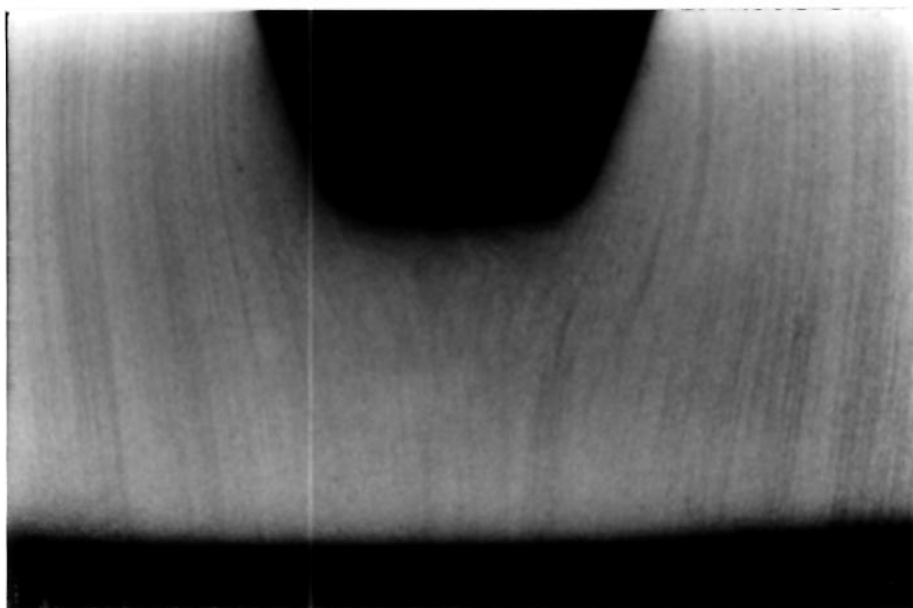


Figura 44: Macrografia da amostra deformada no ensaio de compressão com matriz cônica.
Temperatura 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Aumento 7,5 vezes.

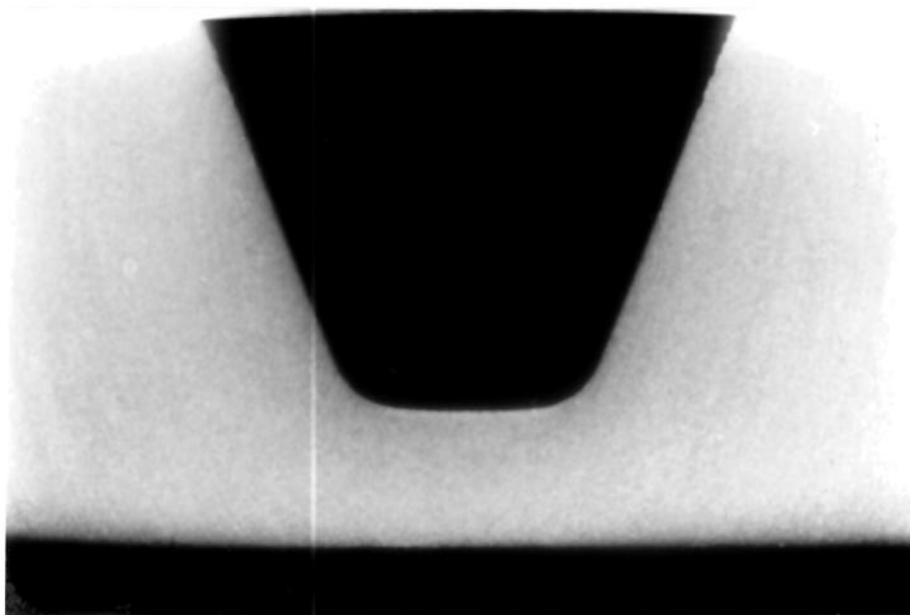


Figura 45: Macrografia da amostra deformada no ensaio de compressão com matriz cônica.
Temperatura 950 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Aumento 7,5 vezes.

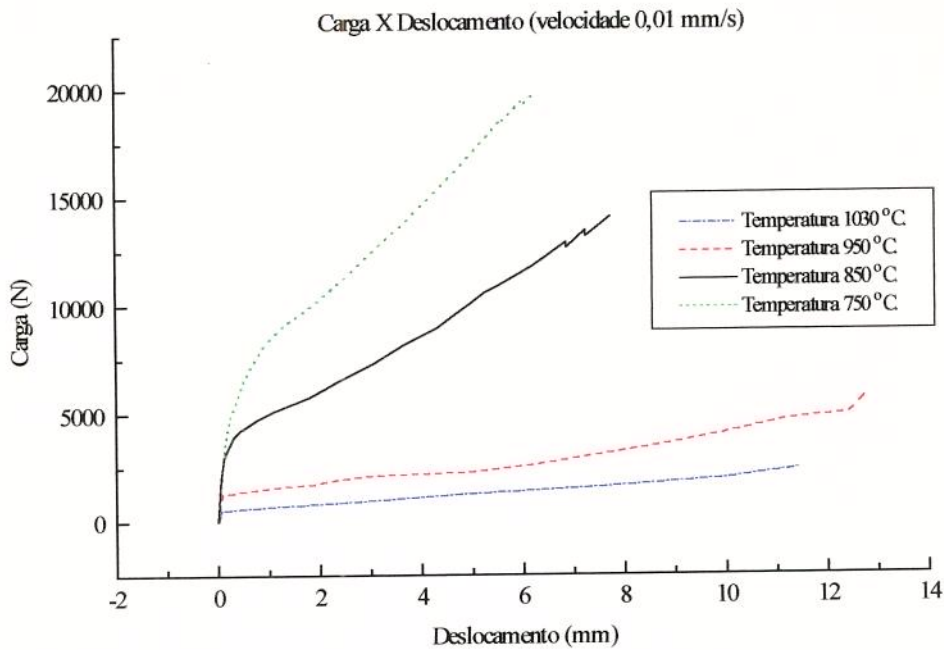


Figura 46: Curvas representativas das deformações realizadas nos ensaios com matriz cônica.

As curvas referentes às deformações nesse ensaio apresentam variações bruscas, no valor das cargas aplicadas, somente para os ensaios às temperaturas de 750 °C e 850 °C. Nas outras duas temperaturas os gráficos apresentam-se monotônicos. Estas curvas são apresentadas na figura 46.

Os valores da carga limite de escoamento foram tanto maiores quanto menor a temperatura de ensaio e nem sempre foram nítidos, apresentando instabilidade neste ponto. De modo geral, o aspecto destas curvas foi como o esperado, seguindo as tendências apresentadas nos ensaios anteriores. Deve ser lembrado que, como nos ensaios com matriz cuneiforme, nesse ensaio as deformações não foram levadas à máxima carga em todas as situações.

CAPÍTULO VII

CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

VII.1 Conclusões

Tendo em vista os resultados encontrados, bem como as informações das referências bibliográficas, conclui-se:

- 1- Os ensaios de difratometria de Raios-X mostram que durante o trabalho mecânico não surgem fases de intermetálicos no material. Ocorrem apenas mudanças na proporção das fases e na morfologia microestrutural.
- 2- A camada “ α -case” não interferir durante o forjamento, mas pode ser prejudicial a peça na sua aplicação.
- 3- O atrito tem considerável influência nas tensões de forjamento, assim como o estado de tensões aplicado, de modo que no processo de forjamento as tensões envolvidas dependerão das formas forjadas.
- 4- As modificações microestruturais estão sujeitas à temperatura, à velocidade de deformação e também à deformação total. Temperaturas maiores, velocidades menores e maior deformação total favorece a recristalização, dentro do campo $\alpha+\beta$. Dentro do campo β , o tempo de exposição em temperaturas elevadas e uma deformação pequena favorece o surgimento de uma estrutura grosseira.
- 5- Quanto maior a temperatura de trabalho, pior é o acabamento da amostra forjada.
- 6- Cinco morfologias microestruturais estão presentes dentro do intervalo de temperaturas estudada. A microestrutura varia com aumento da temperatura da seguinte maneira: grãos orientados de α em uma matriz β transformada, para grãos recristalizados de α e ilhas de fase β , posteriormente para grãos de α globular e grãos de α acicular em uma matriz β transformada, para estrutura de Widmanstätten e para estruturas grosseiras de $\alpha+\beta$.
- 7- Três mecanismos distintos de deformação podem ser observados. Um às temperaturas de 750 °C e 850 °C, o segundo à temperatura de 950 °C e um terceiro a 1030 °C. Supõe-se que estejam ocorrendo a estas temperaturas: recristalização dinâmica, recristalização

dinâmica e deslizamento de contornos de grãos, e recuperação dinâmica com coalescimento de grãos, respectivamente.

8- Em todas as circunstâncias os mecanismos de amolecimento sobrepõem-se ou igualam-se ao encruamento, até que o estado de tensões aplicado passe à deformação plana.

9- As tensões de deformação atuantes à velocidade de 0,01 mm/s foram praticamente constantes, em cada uma das condições de ensaio, até que o estado de tensões fosse alterado.

10- A tensão de escoamento aumenta linearmente com o logaritmo da velocidade de deformação.

11- À medida que a temperatura de trabalho aumenta, a influência da velocidade de deformação aplicada, na tensão de escoamento, torna-se cada vez menor.

12- Quanto menor a temperatura de trabalho, maior a tensão de escoamento, que tende a valores únicos em temperaturas mais elevadas, independentemente da velocidade de deformação.

13- As deformações realizadas pouco abaixo da temperatura de transformação alotrópica, levam a finas estruturas globulares.

14- Não houve o aparecimento de trincas, mesmo em condições mais adversas ou em deformações da ordem de 89%.

15- As deformações realizadas acima da linha β -transus, as deformações realizadas com velocidades maiores e à temperaturas mais baixas, tendem facilmente a apresentar escoamento localizado.

16- A liga Ti-6Al-7Nb tem um comportamento sob deformação, semelhante à liga Ti-6Al-4V.

VII.2 Proposta para Trabalhos Futuros

1- Os ensaios realizados nesse trabalho avaliaram apenas uma direção no material de partida. Como as ligas de titânio são anisotrópicas, seria necessário avaliar as outras situações.

2- Estudar o comportamento em deformação, com respeito à sensibilidade à taxa de deformação.

- 3- Mapear melhor o comportamento às temperaturas de trabalho entre 800 °C e 1000 °C, pois nessa região encontra-se a temperatura ótima para os processos de forjamento isotérmico, dessa liga.
- 4- Avaliar quantitativamente a influência do atrito nas tensões atuantes durante o forjamento.
- 5- Pesquisar a utilização de lubrificantes no forjamento, avaliando o seu efeito no forjado.
- 6- Repetir os mesmos estudos para essa liga, entretanto, partindo de amostras com microestruturas diferentes.
- 7- Fazer uso de outras técnicas para análise das fases presentes.

Referências Bibliográficas

[Al'Shevskiy-1984]- Al'Shevskiy, Yu. L., Kul'Nitskiy, B. A., Konyayev, Yu. S., Usikov, M. P.: Structural Peculiarities of The ω Phase Arising in Titanium and Zirconium at High Pressures, *Phys. Met. Metall.*, vol. 58, págs. 154 - 161, n° 4, 1984.

[Altan-1983]- Altan, T., Soo-Ik Oh, Gegel, H. L., Metal Forming - Fundamentals and Applications, *ASM Series in Metal Processing - I*, ASM, USA, 1983.

[Arieli-1977]- Arieli, A., Rosen, A.: Superplastic Deformation of Ti-6Al-4V Alloy, *Metallurgical Transactions A*, vol. 8A, págs. 1591 - 1596, october, 1977.

[Bajoraitis-1988]- The ASM Committee on Forming of Titanium Alloys: Forming of Titanium and Titanium Alloys, Forming and Forging, *Metals Handbook, American Society for Metals*, vol. 14, págs. 838 - 848, 9th edition, 1988.

[Betner-1985]- The ASM Committe on Titanium and Titanium Alloys: Introduction to Titanium and Its Alloys, *Metals Handbook, American Society for Metals*, vol. 3, págs. 353 - 391, 9th edition, 1985.

[Boyer-1979]- Boyer, R. R., Magnuson, J. E.: An Apparent Anomaly in Superplastic Behavior of Ti-6Al-4V, *Metallurgical Transactions A*, vol. 10A, págs. 1191 - 1193, august, 1979.

[Caporalli-1994]- Caporalli Filho, A: Planejamento do Processo Isotérmico de Precisão de Próteses Femurais em Liga de Titânio, *Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engrnharia Mecânica*, agosto, 1994.

[Chen-1976]- Chen, C. C., Coyne, J. E.: Deformation Characteristics of Ti-6Al-4V Alloy Under Isothermal Forging Conditions, *Metallurgical Transactions A*, vol. 7A, págs. 1931 - 1941, december, 1976.

[Chen-1983]- Chen, C. C., Coyne, J. E.: Recent Developments in Hot-Die Forging of Titanium Alloys, *Production to Near Net Shape Source Book, American Society For Metals*, pags. 135 - 144, Metals Park, Ohio 44073, 1983.

[Collings-1983]- Collings, E. W.: The Physical Metallurgy of Titanium Alloys, *American Society for Metals*, págs. 01 - 197, Metals Park, Ohio 44073, 1983.

[Cope-1986]- Cope, M. T., Ridley, N.: Superplastic deformation characteristics of microduplex Ti-6Al-4V, *Materials Science and Technology*, vol.2, págs. 140 - 145, february, 1986.

[Cope-1987]- Cope, M. T., Evetts, D. R., Ridley, N.: Post-forming tensile properties of superplastic Ti-6Al-4V alloy, *Materials Science and Technology*, vol. 3, págs. 455 - 461, june, 1987.

[Coyne-1978]- Coyne, J. E.: Microstructural Control in Titanium and Nickel-Base Forgings - An Overview, *Forging and Properties of Aerospace Materials, Proceedings of an international conference organized by The Metals Society*, 1978.

[Dieter-1981]- Dieter, G. E: *Metalurgia Mecânica*, Editora Guanabara Koogan S.A., segunda edição, págs. 450 - 494, Rio de Janeiro, 1981.

[Dieter1988]- Dieter, G. E.: Evaluation Of Workability, *Forming and Forging, Metals Handbook, ASM*, 9th edition, vol. 14, págs. 362 - 387, Metals Park, Ohio 44073, 1988.

[Digest-1967]- Alloy Digest: Nickel Alloy, Data on World Wide Metals and Alloys, *Published by Engineering Alloys Digest, Inc., Upper Montclair*, Filing code Ni- 129, New Jersey, november, 1967.

[Donachie-1982]- Donachie, M. J, and contributors.: Introduction to Titanium and Titanium alloys, *Source Book, American Society for Metals*, pags. 3 - 49, Metals Park, Ohio 44073, 1982.

[Ducheyne-1987]- Ducheyne, P., Kohn, D.: Fatigue Properties of Cast and Heat Treated Ti-6Al-4V Alloy for Anatomic Hip Prostheses, *Biomaterials*, vol. 8, maio 1987.

[Early-1977]- Early, P. W., Burns, S. J.: Improved Toughness From Prior Beta Grains in Ti-6Al-4V, *Scripta Metallurgica*, vol. 11, págs. 867 - 869, 1977.

[Flower -1990]- Flower, H. M.: Microestrutural Development in Relation to Hot Working of Titanium Alloys, *Materials Science and Technology*, vol. 6, págs. 1082 - 1092, novenber, 1990.

[Gegel-1980]- Gegel, H., Nadiv, S.: Dynamic Effects on Flow and Fracture During Isothermal Forging of a Titanium Alloy, *Scripta Metallurgica*, vol. 14, pp. 241-247, 1980.

[Ghosh-1979]- Ghosh, A. K., Hamilton, C. H.: Mechanical Behavior and Hardening Charecteristics of a Superpastic Ti-6Al-4V, *Metallurgical Transactions A*, vol. 10A, págs. 699 - 706, june, 1979.

[Gysler-1982]- Gysler, A., Lütjering, G.: Influence of Test Temperature and Microstructure on the Tensile Properties of Titanium Alloys, *Metallurgical Transactions A*, vol. 13A, págs. 1435 - 1443, August, 1982.

[Hamilton-1980]- Hamilton, C. H., Ghosh, A. K.: Determination of Strain Rate Sensitivity Index in Superplastic Ti-6Al-4V, *Metallurgical Transactions A*, vol. 11A, págs. 1494 - 1496, august, 1980.

[Howard-1972]- Howard, G. N., Dell, P. W., James, E. S.: Evironmental Hydrogen Embrittlement of an α - β Titanium Alloy: Effect of Microstructure, *Metallurgical Transactions*, vol. 3, págs. 469 - 475, february, 1972.

[Imam-1983]- Imam, M. A., Gilmore, C. M.: Fatigue and Microstructural Properties of Quenched Ti-6Al- 4V, *Metallurgical Transactions A*, vol. 14A, págs. 233 - 240, february, 1983.

[Johnson-1975]- Johnson, W., Mellor, P. B.: Engineering Plasticity, *Redwood Burn Limited*, 2nd edition, Great Britain, 1975.

[Jonas-1984]- Jonas, J. J., Semiatin, S. L., Formability and Workability of Metals - Plastic Instability and Flow Localization, *ASM Series in Metal Processing - 2*, ASM, USA, 1984.

[Kalveci-1986]- Kalveci, A. I., Welsch, G. E.: Effect of Oxygen on the Hardness and Alpha/Beta Phase Ratio of Ti-6Al-4V Alloy, *Scripta metallurgica*, vol. 20, págs. 1287 - 1290, 1986.

[Kattner-1991]- Kattner, U. R., Boettinger, W. J., Thermodynamic Calculation of the Ternary Ti-Al-Nb System, *Int. Conf. on High-Temperature Aluminides and intermetallics*, ASM, San Diego, CA, USA, 1991.

[Krishnamohanrao-1986]- Krishnamohanrao, Y., Kutumbarao, V. V.: Fracture Mechanism Maps for Titanium and Its Alloys, *Acta Metallurgica*, vol. 34, págs. 1783 - 1805, n° 9, 1986.

[Kulkarni-1972]- Kulkarni, K. M., Parikh, N. M., Watmough, T.: Isothermal Hot-Die Forging of Complex Parts in a Titanium Alloy, *Journal Of The Institute Of Metals*, págs. 178-183, may 1972.

[Lowden-1975]- Lowden, M. A. W., Hutchinson, W. B.: Texture Strengthening and Strength Differential in Ti-6Al-4V, *Metallurgical Transactions A*, vol. 6A, págs. 441 - 448, march 1975.

[Mannone-1976]- Mannone, G., Bracco, A., Tosto, S.: On Low-And High-Cycle Fatigue Ruptures at the Same Load in Ti-6Al-4V, *Metallography*, vol. 10, págs. 315 - 335, 1976.

[McDarmaid-1985]- McDarmaid, D. S., Bowen, A. W., Partridge, P. G.: Superplastic Deformation of Strongly Textured Ti-6Al-4V - Part 2 Changes in microstructure and texture, *Journal Of Materials Science*, vol. 20, págs. 1976 - 1984, 1985.

[McDarmaid-1986]- McDarmaid, D. S., Partridge, P. G.: The Effect of Strain Rate, Temperature and Texture on Anisotropic Deformation in Ti-6Al-4V, *Journal Of Materials Science*, vol. 21, págs. 1525 - 1532, 1986.

[Mehl-1972]- The ASM Committee on Metallography of Titanium and Titanium Alloys: Microstructure of Titanium and Titanium Alloys, *Metals Handbook, American Society for Metals*, vol. 7, 8th edition, 1972.

[Newman-1988]- Newman, J. R., Elyon, D., Thorne, J. K.: Titanium and Titanium Alloys, Casting - Nonferrous Casting Alloys, *Metals Handbook, American Society for Metals*, vol. 15, págs. 824 - 835, 9th edition, 1988.

[Okazaki-1977]- Okazaki, K., Odawara, T., Conrad, H.: Deformation Mechanism Map for Titanium, *Scripta Metallurgica*, vol. 11, págs. 437 - 440, 1977.

[Paton-1979]- Paton, N. E., Hamilton, C. H.: Microestrutural Influences on Superplasticity in Ti-6Al-4V, *Metallurgical Transactions A*, vol. 10A, págs. 241 - 250, february, 1979.

[Patto-1973]- Patto, U. S., Allan Filho, D., Campos filho, M. P., Gouvêa, J. A.: Aplicação e Tecnologia das ligas de Titânio, *Metallurgia*, vol. 29, págs. 11 - 23, n. 182, janeiro 1973.

[Perren-1986]- Perren, S. M., Geret, V., Tepic, M., Rahn, B. A.: Quantitative Evaluation of Biocompatibility of Vanadium Free Titanium Alloys, *Biological and Biomechanical Performance of Biomaterials*, págs. 397 - 402, Amsterdam, 1986.

[Raveh-1983]- Raveh, A., Kimmel, G., Avni, R., Grill, A., X-Ray Diffraction of Plasma Nitrided Ti-6Al-4V, *Advances in X-Ray Analysis, Proceedings of the thirty-eighth annual conference in applications of x-ray analysis*, july 31 - august 4, 1983.

[Semiatin-1981]- Semiatin, S. L., Lahoti, G. D.: Deformation and Unstable Flow in Hot Forging of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si, *Metallurgical Transactions A*, vol. 12A, págs. 1705 - 1717, october, 1981.

[Semlitsch - 85]- Semlitsch, M, Staub F., Weber, H.: Development of a Vital, High-Strength Titanium-Aluminium-Niobium Alloy for Surgical Implants, Biological and Biomechanical Performance of Biomaterials, *Proceedings of the Fifth European Conference on Biomaterials*, Paris, France, págs. 69 - 74, september 4-6, 1985.

[Semlitsch-1986]- Semlitsch, M: Classic and New Titanium Alloys for Production of Artificial Hip Joints, *Symposium of The Institute of Metals "Designing With Titanium" University of Bristol*, págs. 1 - 20, 7 - 9 july, 1986, and *International Conference of Titanium Dev. Assoc. "Titanium Products and Applications"*, San Francisco/USA, 19 - 22 october, 1986.

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

[Semlitsch-1992]- Semlitsch, M. F., Weber, H., Streicher, R. M, Schön, R.: Joint Replacement Components Made of Hot-Forged and Surface-Treated Ti-6Al-7Nb Alloy, *Biomaterials*, págs. 781 - 788, vol. 13, n° 11, 1992.

[Schepp-1990]- Schepp, P. P.: Isothermal Forging of Titanium Alloy Surgical Implants, *Proceedings of the Technical Program From the 1990 International Conference, "Titanium 1990, Products and Applications"*, págs. 646 - 652, 1990.

[Sheppard-1988]- Sheppard, T., Norley, J.: Deformation Characteristics of Ti-6Al-4V, *Materials Science and Technology*, vol. 4, págs. 903 - 908, october, 1988.

[TIMET-1979]- Properties and Processing of Ti-6Al-4V, *Bulletin of TIMETCORP CORA*, Pittsburgh, Pennsylvania, págs. 01 - 35, 1979.

[Van Noort-1987]- Van Noort, R.: Titanium: the implant material of today, *Journal Of Material Science*, vol. 22, págs. 3801 - 3811, 1987.

[Weiss-1986]- Weiss, I., Froes, F. H., Eylon, D., Welsch, G. E.: Modification of Morphology in Ti-6Al-4V by Thermomechanical Processing, *Metallurgical Transactions A*, vol. 17A, págs. 1935 - 1947, november, 1986.

[Williams-1971]- Williams, J. C., Hickman, B. S., Marcus, H. L.: The Effect of Omega Phase on the Mechanical Properties of Titanium Alloys, *Metallurgical Transactions*, vol. 2, págs. 1913 - 1919, july, 1971.

[Yermolova-1982]- Yermolova, M. I., Bezgina, V. I., Karpova, I. G., Mishina, A. A., Solonina, O. P., Sokolova, A. Yu.: Formation and Decomposition of α'' Phase in Two-Phase Titanium Alloys, *Phys. Met. Metall.*, vol. 53, págs. 97 - 104, n° 6, 1982.

ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO II

Figura 1: Diagrama de fases ternário esquemático para ligas de titânio	07
Figura 2: Classificação esquemática de ligas binárias a base de titânio	10
Figura 3: Diagrama de fases representativo do sistema Ti-O	12
Figura 4: Diagrama de fases representativo do sistema Ti-Mo	12
Figura 5: Diagrama de fases representativo do sistema Ti-Cr	13
Figura 6: Representação da formação de fase ω e martensítica em ligas de titânio	23

CAPÍTULO III

Figura 7: Diagrama tensão - taxa de deformação para Ti-6Al-7Nb	40
Figura 8: Diagrama ternário calculado do sistema Ti-Al-Nb. Seção isotérmica a 700 °C	41

CAPÍTULO IV

Figura 9: Curvas de tensão real versus deformação real no forjamento isotérmico da liga Ti-6Al-7Nb	45
Figura 10: a) Exemplo de mapa representando mecanismos de fratura; b) Diagrama dos modos de fratura sob tensão em função da temperatura	47

CAPÍTULO V

Figura 11: Matriz para forjamento a quente, modelo I (duas peças)	56
Figura 12: Matriz para forjamento a quente, modelo II	56
Figura 13: Matriz para forjamento a quente, modelo III	57
Figura 14: Equipamento para ensaios de compressão a quente	58

CAPÍTULO VI

Figura 15: Micrografia do material fornecido. Aumento 170 vezes	64
Figura 16: Difratograma da amostra recebida de 17 mm	66
Figura 17: Difratograma da amostra recebida de 25 mm	66
Figura 18: Camada superficial clara, representando a fase “ α -case”. A esquerda- camada	

formada nos ensaios à temperatura de 950 °C. A direita- camada formada à temperatura de 1030 °C. Espessura aproximada da camada de 80 μm e 50 μm , respectivamente. Aumento 85 vezes	67
Figura 19: Micrografias das amostras aquecidas sem deformação. Esquerda- 950 °C. Direita- 1030 C°. Aumento de 95 vezes	69
Figura 20: Difratomogramas das amostras deformadas em várias condições.	
Figura 20 a: difratograma da amostra deformada a 750 °C	70
Figura 20 b: difratograma da amostra deformada a 850 °C	71
Figura 20 c: difratograma da amostra deformada a 950 °C	71
Figura 20 d: difratograma da amostra deformada a 1030 °C e 0,01 mm/s	71
Figura 20 e: difratograma da amostra deformada a 1030 °C e 0,1 mm/s	71
Figura 20 f: difratograma da amostra deformada a 1030 °C e 1,0 mm/s	71
Figura 21: Micrografias das amostras deformadas a 750 °C. Aumento 85 vezes.	
Figura 21 a: $v = 0,01 \text{ mm/s}$ e $e = 62\%$	74
Figura 21 b: $v = 0,1 \text{ mm/s}$ e $e = 40\%$	75
Figura 21 c: $v = 0,01 \text{ mm/s}$ e $e = 15\%$	75
Figura 22: Micrografias referentes as deformações efetuadas a 850 °C.	
Figura 22 a: Micrografia referente a deformação efetuada a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Deformação de 69%. Aumento de 170 vezes	77
Figura 22 b: Micrografia referente a deformação efetuada a 850 °C e velocidade de 0,1 mm/s. Deformação de 26%. Aumento de 170 vezes	78
Figura 22 c: Micrografia referente a deformação efetuada a 850 °C e velocidade de 1,0 mm/s. Deformação de 4%. Aumento de 85 vezes	78
Figura 22 d: Micrografia referente a deformação efetuada a 850 °C e velocidade de 1,0 mm/s. Deformação de 69%. Aumento de 85 vezes	79
Figura 23: Micrografias referentes as deformações efetuadas a 950 °C.	
Figura 23 a e b: Micrografias referentes as deformações efetuadas a 950 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Deformação de 70%. Aumento de 85 vezes	80
Figura 23 c: Micrografia referente a deformação efetuada a 950 °C e velocidade de	

0,1 mm/s. Deformação de 76%. Aumento de 170 vezes	81
---	----

Figura 24: Micrografias referentes as deformações efetuadas a 1030 °C.

Figura 24 a: Micrografia referente a deformação efetuada a 1030 °C e velocidade de 1,0 mm/s. Deformação de 77%. Aumento de 20 vezes	82
---	----

Figura 24 b: Micrografia referente a deformação efetuada a 1030 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Deformação de 82%. Aumento de 20 vezes	82
--	----

Figura 25: Macrografias das amostras deformadas em várias condições. Aumento 6,5 vezes.	
---	--

Figura 25 a: Macrografia de deformação realizada a 750 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Deformação de 62%	84
--	----

Figura 25 b: Macrografia de deformação realizada a 750 °C e velocidade de 0,1 mm/s. Deformação de 41%	85
---	----

Figura 25 c: Macrografia de deformação realizada a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Deformação de 55%	85
--	----

Figura 25 d: Macrografia de deformação realizada a 850 °C e velocidade de 1,0 mm/s. Deformação de 56%	85
---	----

Figura 25 e: Macrografia de deformação realizada a 950 °C e velocidade de 0,1 mm/s. Deformação de 76%	86
---	----

Figura 25 f: Macrografia de deformação realizada a 950 °C e velocidade de 1,0 mm/s. Deformação de 66%	86
---	----

Figura 25 g: Macrografia parcial de deformação realizada a 1030 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Deformação de 83%	86
---	----

Figura 26: Gráficos das curvas tensão real e convencional versus deformação real.

Figura 26 a: Ensaios realizados à temperatura de 750 °C	87
---	----

Figura 26 b: Ensaios realizados à temperatura de 850 °C	88
---	----

Figura 26 c: Ensaios realizados à temperatura de 950 °C	88
---	----

Figura 26 d: Ensaios realizados à temperatura de 1030 °C	89
--	----

Figura 27: Gráfico das tensões de escoamento reais médias em função do logaritmo da velocidade de deformação	95
--	----

Figura 28: Gráfico das tensões de escoamento reais médias em função da temperatura de	
---	--

trabalho	96
Figura 29: Gráfico das curvas de coeficiente de encruamento médio em função da temperatura de trabalho	97
Figura 30: Gráfico das curvas de coeficiente de encruamento médio em função da velocidade de deformação aplicada	98
Figura 31: Representação esquemática planar, do escoamento plástico no ensaio de compressão com matrizes cônicas e cuneiforme	99
Figura 32: Microestrutura da região inferior esquerda do entalhe no ensaio de compressão com matriz cuneiforme. Temperatura 850 °C e velocidade de deformação 0,01 mm/s. Aumento de 75 vezes	101
Figura 33: Microestrutura da região inferior esquerda do entalhe no ensaio de compressão com matriz cuneiforme. Temperatura 950 °C e velocidade de deformação 0,1 mm/s. Aumento de 75 vezes	102
Figura 34: Gráfico representativo do ensaio de compressão com matriz cuneiforme à temperatura de 850 °C e velocidade de deformação de 0,01 mm/s	102
Figura 35: Gráfico representativo do ensaio de compressão com matriz cuneiforme à temperatura de 950 °C e velocidades de deformação de 0,01 mm/s e 0,1 mm/s	103
Figura 36: Gráfico representativo do ensaio de compressão com matriz cuneiforme à temperatura de 1030 °C, em todas as velocidades de deformação	103
Figura 37: Macrografia de uma amostra deformada a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s, caracterizando o dobramento das porções laterais do entalhe sobre a matriz. Aumento de 7,5 vezes	104
Figura 38: Face inferior de um corpo de prova deformado à temperatura de 1030 °C e velocidade de deformação de 0,01 mm/s	105
Figura 39: Micrografia de amostra ensaiada com matriz cônica a 750 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Região inferior esquerda do cone forjado. Aumento 75 vezes	106
Figura 40: Micrografia de amostra ensaiada com matriz cônica a 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Região inferior esquerda do cone forjado. Aumento 75 vezes	106
Figura 41: Micrografia de amostra ensaiada com matriz cônica a 950 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Região inferior esquerda do cone forjado. Aumento 75 vezes	107
Figura 42: Micrografia de amostra ensaiada com matriz cônica a 1030 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Região inferior esquerda do cone forjado. Aumento 75 vezes	107

Figura 43: Macrografia da amostra deformada no ensaio de compressão com matriz cônica. Temperatura 750 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Aumento 7,5 vezes 108

Figura 44: Macrografia da amostra deformada no ensaio de compressão com matriz cônica. Temperatura 850 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Aumento 7,5 vezes 109

Figura 45: Macrografia da amostra deformada no ensaio de compressão com matriz cônica. Temperatura 950 °C e velocidade de 0,01 mm/s. Aumento 7,5 vezes 109

Figura 46: Curvas representativas das deformações realizadas nos ensaios com matriz cônica 110

ÍNDICE DE TABELAS

CAPÍTULO II

Tabela 1: Composição crítica para solutos β estabilizadores	16
Tabela 2: Algumas ligas comerciais e sua classificação	18
Tabela 3: Vantagens relativas entre as estruturas equiaxiais e aciculares	21
Tabela 4: Efeito da microestrutura nas propriedades da liga Ti-6Al-4V	22

CAPÍTULO III

Tabela 5: Intervalo de composição química para ligas Ti-6Al-4V	27
Tabela 6: Composição química da liga Ti-6Al-7Nb	38
Tabela 7: Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-7Nb	38
Tabela 8: Valores mínimos especificados para peças trabalhadas em Ti-6Al-7Nb	41

CAPÍTULO IV

Tabela 9: Modos de falhas mais comuns segundo a estrutura	50
---	----

CAPÍTULO V

Tabela 10: Composição química nominal da liga ENVAC Waspalloy	55
Tabela 11: Composição química da liga Ti-6Al-7Nb utilizada nos ensaios	61
Tabela 12: Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-7Nb utilizada nos ensaios	61

CAPÍTULO VI

Tabela 13: Valores encontrados no ensaio de dureza Vickers para barra de 25 mm	65
Tabela 14: Valores encontrados no ensaio de dureza Vickers para barra de 17 mm	65
Tabela 15: Valores do ângulo 2θ para os picos do ensaio de difratometria do material fornecido	65
Tabela 16: Ângulos de difração, 2θ , e seus respectivos planos, nas amostras deformadas.....	72
Tabela 17: Valores registrados nos ensaios de compressão livre à temperatura de 750 °C	91
Tabela 18: Valores registrados nos ensaios de compressão livre à temperatura de	

850 °C	91
Tabela 19: Valores registrados nos ensaios de compressão livre à temperatura de 950 °C	91
Tabela 20: Valores registrados nos ensaios de compressão livre à temperatura de 1030 °C	92
Tabela 21: Valores médios das tensões de escoamento real e convencional	93
Tabela 22: Coeficientes de encruamento médio, “n”, na região de regime	97

SIMBOLOGIA

α - Fase das ligas de titânio que possuem célula unitária hexagonal compacta.

α_2 - Fase Ti_3Al .

α' - Fase martensítica hexagonal compacta.

α'' - Fase martensítica ortorrômbica.

α^m - Fases martensíticas.

β - Fase das ligas de titânio que possuem célula unitária cúbica de corpo centrado.

β' - Fase β rica em solutos.

β'' - Fase β pobre em solutos.

ω - Fase transitória das ligas de titânio que possuem célula unitária hexagonal ou trigonal.

γ - Fase intermetálica.

l - Fase líquida.

ccc - Fase cúbica de corpo centrado.

cfc - Fase cúbica de face centrada.

hc - Fase hexagonal compacta.

M_s - Isotérma de início de transformação martensítica.

M_f - Isotérma de final de transformação martensítica.

MS - Metais simples.

MT - Metais de transição.

$n(E_f)$ - Nível de Fermi.

Ω_{ij} - Parâmetro de integração termodinâmico regular.

ELI - “Extra-Low-Interstitial”.

ΔL - Comprimento final menos comprimento inicial.

L_0 - Comprimento inicial.

T - Temperatura.

σ - Tensão de forjamento média ou tensão qualquer.

σ_0 - Tensão limite de escoamento.

σ_e - Tensão limite de escoamento convencional.

σ_r - Tensão limite de escoamento real.

v - Velocidade de deformação.

e - Deformação linear.

$\dot{\epsilon}$ - Taxa de deformação média de engenharia.

f - Constante de atrito.

D - Diâmetro.

t - Espessura.

m - Sensibilidade à taxa de deformação.

OHD - “Oxygen diffusion hardening”.

T_m - Ponto de fusão.

$\dot{\epsilon}$ - Taxa de deformação.

γ - Taxa de escoamento viscoso normalizada.

ε - Deformação real.

α - Parâmetro de correlação entre escoamento localizado e propriedades do material.

$\bar{p}$ - Pressão média de deformação.

a - Raio.

μ - Coeficiente de atrito.

h - Altura instantânea do corpo de prova.

n - Coeficiente de encruamento.

λ - Comprimento de onda.

θ - Ângulo de difração.

d - Distância entre planos.

n_p - Número inteiro (ordem de difração).

$d_{\text{médio}}$ - Valor médio das diagonais no ensaio de dureza.

F - Carga aplicada.

A - Área inicial do corpo de prova.

S - Desvio padrão.