

**PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ
CENTRO DE CIÊNCIAS BIOLÓGICAS E DA SAÚDE
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM TECNOLOGIA EM SAÚDE**

CARLOS ROBERTO FERNANDES

**OBTENÇÃO DE Ti6Al4V DE GRAU MÉDICO
NO ESTADO SEMI-SÓLIDO ATRAVÉS DE INDUÇÃO
ELETROMAGNÉTICA**

**CURITIBA
2009**

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

CARLOS ROBERTO FERNANDES

**OBTENÇÃO DE Ti6Al4V DE GRAU MÉDICO
NO ESTADO SEMI-SÓLIDO ATRAVÉS DE INDUÇÃO
ELETROMAGNÉTICA**

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Tecnologia em Saúde, da Pontifícia Universidade Católica do Paraná, como requisito à obtenção do título de Mestre.

Orientadora: Prof^ª Dra. Beatriz Luci Fernandes
Co-orientador: Prof. Dr. Paulo César Soares Jr.

**CURITIBA
2009**

Aos meus pais que sempre me apoiaram em todos os momentos difíceis e a meus irmãos pela motivação e palavras de incentivo.

AGRADECIMENTOS

À minha orientadora Dra. Beatriz Luci Fernandes pela dedicação, colaboração, estímulo, entusiasmo e parceria na realização deste trabalho. Pela inspiração que me dá a todos os momentos da minha vida e grande demonstração de competência científica, profissional e pessoal. Dedico esta dissertação totalmente a ela, que inspira a todos que a conhecem, sendo um grande modelo de espírito elevado.

À PUCPR, pelo auxílio concedido, sem os quais este trabalho não poderia ser realizado.

Aos funcionários do Programa de Pós-Graduação em Tecnologia em Saúde pelas orientações concedidas no decorrer do curso.

Ao IGCB – Instituto Grade de Ciências Básicas, pelo apoio em todas as etapas da pesquisa, pela compreensão e estímulo oferecidos durante todo o processo desta pesquisa.

À empresa Jamo Equipamentos Ltda, de Jaraguá do Sul-SC, pelo inestimável apoio personificado nos senhores Edson Jacobi e Giovano Ghizoni, apoiados pela equipe de técnicos que auxiliaram na realização deste experimento.

Aos professores que participaram da Comissão examinadora.

Aos meus amigos por todo apoio, paciência e compreensão.

A todos aqueles que de alguma forma colaboraram com a realização deste trabalho.

RESUMO

Próteses ortopédicas são amplamente utilizadas na substituição de articulações degeneradas do corpo humano, as quais perderam sua função, se desgastaram ou foram danificadas por traumas. As próteses são fabricadas em ligas metálicas biocompatíveis como o aço inox 316L, liga CoCrMo e a liga Ti6Al4V de grau médico. As próteses em liga Ti6Al4V, que apresentam melhores características para esta aplicação, são preferencialmente fabricadas por fundição e forjamento convencionais. Além do custo da liga, estes processos encarecem as próteses devido à necessidade de aquecimento em altas temperaturas para a conformação das peças. O processo de refundição consiste na formação de um estado semi-sólido da liga, à temperatura ambiente, através da elevação da temperatura do metal dentro de uma faixa entre as linhas *solidus e liquidus* e a manutenção nesta temperatura por tempo suficiente para garantir a formação do líquido, seguido de um resfriamento rápido até a temperatura ambiente. Através deste processo, ocorre a formação de estruturas globulares dispersas em uma matriz líquida, características do estado semi-sólido e os metais, neste estado, podem sofrer conformação com um menor consumo de energia quando comparado aos processos convencionais de injeção, forjamento e extrusão, além de apresentarem menos defeitos e tensões residuais aumentando a resistência mecânica das peças acabadas. Nenhum estudo foi realizado, até o momento, sobre a possibilidade de obtenção de reofundido da liga Ti6Al4V de Grau Médico. O objetivo deste trabalho é, portanto, a obtenção de Ti6Al4V de Grau Médico no estado Semi-Sólido mostrando a sua viabilidade com o propósito de facilitar a sua conformação e produzir próteses com menos defeitos e, portanto, mecanicamente mais resistentes. Para tanto, foi projetado e construído um dispositivo específico para a refundição através de equipamento de aquecimento por indução eletromagnética. Corpos de prova da liga Ti6Al4V de Grau Médico foram tratados termicamente entre as linhas *solidus e liquidus* e, em seguida despejados em água gelada. Amostras destes corpos de prova foram retiradas e preparadas para análise metalográfica em microscópio ótico. Os resultados mostraram a presença de estruturas globulares em formação e em processo de coalescência, comprovando a viabilidade da obtenção da liga Ti6Al4V no estado reofundido através do processo proposto. Foi também possível identificar os efeitos do aquecimento e do resfriamento sobre as microestruturas, obtendo-se uma visão clara de quais parâmetros são importantes para o processamento desta liga.

Palavras-chave: liga Ti6Al4V, refundição de liga Ti6Al4V, pasta Semi-Sólida.

ABSTRACT

Orthopaedic prosthesis are used to replace joints in the human body damaged due to function loosening, wearing out or trauma. The prosthesis are produced in biocompatible metal alloys as stainless steel 316L, CoCrMo or medical grade Ti6Al4V. The prosthesis made in Ti6Al4V alloy, which have the best characteristics for this application, are preferable produced by conventional casting and forging processes. In addition to the alloy cost, these processes increase the cost of the prosthesis because of the high temperatures needed for parts conformation. The rheocasting process consists in producing a semi-solid state alloy at room temperature, by increasing the temperature up to an intermediate value between *solidus* and *liquidus* lines and keeping this temperature for a period long enough to guarantee the liquid formation, followed by a quick cooling down to room temperature. With this process, globular structures dispersed in the liquid matrix are formed, which is characteristic of the semi-solid state, and the metal can be processed with lower energy consumption when comparing with conventional injection, forging or extrusion, besides the defect and residual stress reduction which increase the mechanical resistance of the component. Presently, no study has been performed regarding the possibility of production of rheocasted Ti6Al4V Medical Grade alloy. The objective of this work is, therefore, the production of Semi-Solid Ti6Al4V Medical Grade alloy showing its viability with the purpose of facilitating the conformational process and producing prosthesis with enhanced mechanical resistance. In this sense it was designed and assembled a specific device for rheocasting process using heating from an electromagnetic induction source. Billets of Ti6Al4V Medical Grade alloy were thermally treated between *solidus* and *liquidus* lines, followed by dropping into cold water. Samples took from the billets were prepared for metallographic analysis in optical microscope. The results showed the presence of globular structures in formation and in coalescence process confirming the viability of formation of rheocasted Ti6Al4V alloy through the proposed process. It was also possible to identify the heating and cooling impact on the alloy microstructure giving a clear indication of which process parameters are the most important for this alloy processing.

Key Words: Ti6Al4V alloy, reocasting of Ti6Al4V alloy, Semi-Solid Metal.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestrutura Al-10Mg.	17
Figura 2 - Diagrama ilustrando as condições de equilíbrio estável e metaestável	18
Figura 3 - Liga Al A356 reofundido a 585°C,.....	18
Figura 4 - Micrografia de uma partícula mostrando os contornos especiais	19
Figura 5 - Micrografia de uma liga de Alumínio,.....	20
Figura 6 - Diagrama da liga binária de TiAl	22
Figura 7 - Diagrama de fases ternário hipotético	23
Figura 8 - Ilustração de um diagrama de fases binário hipotético	24
Figura 9 - Evolução da fase líquida no contorno de grãos	25
Figura 10 - Modelo do fluxo de líquido entre as formações dendríticas em um SS	26
Figura 11 - Diagrama mostrando a evolução da fração sólida	28
Figura 12 - Microestruturas do A356	29
Figura 13 - Ilustração do Viscosímetro de Couette	30
Figura 14 - Ilustração do Reator com Rotor	30
Figura 15 - Ilustração do Reator com Propulsor	31
Figura 16 - Ilustração da Agitação Eletromagnética	32
Figura 17 - Ilustração do Processo SCR	32
Figura 18 - Modelo de forno de indução para reofusão	33
Figura 19 - MEV mostrando uma formação dendrítica	34
Figura 20 - Modelo de resfriamento estável da liga CuNi	36
Figura 21 - Modelo de resfriamento metaestável da liga CuNi.....	37
Figura 22 - Formas 3D obtidas por deposição de semi-sólidos.....	39
Figura 23 - Microscopia ótica do corte da seção entre duas camadas de SS.....	39
Figura 24 - Exemplo de três processamentos de semi-sólidos	40
Figura 25 - Cristais de Ilmenita	41
Figura 26 - Cristais de Rutilo	42
Figura 27 - Microscopia de Força Atômica do Ti	42
Figura 28 - Microscopia Eletrônica de Varredura de Ti com 99,8% de pureza.....	42
Figura 29 - Diagrama mostrando a espessura do filme de óxido formado sobre Ti puro	45
Figura 30 - Demonstração de algumas aplicações de Ti6Al4V em endopróteses	46
Figura 31 - Diferentes microestruturas da liga Ti6Al4V	47
Figura 32 - Diagrama mostrando a influência da microestrutura da liga Ti6Al4V	47
Figura 33 - Exemplo de prótese de quadril e cúpula fabricados em liga Ti6Al4V	48
Figura 34 - Formação das fases na liga Ti6Al4V	49
Figura 35 - Diagrama de Controle Microestrutural da liga Ti6Al4V	50
Figura 36 - Isoterma 900 °C da liga Ti6Al4V	51
Figura 37 - Isoterma 980 °C da liga Ti6Al4V	51
Figura 38 - Isoterma 1200 °C da liga Ti6Al4V	52
Figura 39 - Isoterma 1400°C de Ti6Al4V.....	52
Figura 40 - Diagrama mostrando a alteração das estruturas cristalinas da liga Ti6Al4V.....	53
Figura 41 - Fotomicrografia com diferentes formas cristalinas.	54
Figura 42 - Representação em CAD para uma prótese de quadril	58
Figura 43 - Diagrama ilustrando a transformação de fases da liga Ti6Al4V	59
Figura 44 - Microscopia eletrônica de transmissão da liga Ti6Al4V.....	59

Figura 45 - Fundição por cera perdida de peças em Ti6Al4V.....	60
Figura 46 - Microestrutura lamelar após forjamento em 1000°C da liga Ti6Al4V.....	63
Figura 47 - Microestrutura da liga Ti6Al4V após deformação em 975 °C.....	63
Figura 48 - Etapas do processo de forjamento de uma haste de prótese de quadril em Ti6Al4V.	64
Figura 49 - Desenho do CDP cortado da barra padrão de mercado.	66
Figura 50 - Cortadeira de precisão.....	66
Figura 51 - Desenho mostrando o dispositivo projetado.....	67
Figura 52 - Peça da câmara para atmosfera controlada.....	68
Figura 53 - Câmara de atmosfera controlada montada.....	69
Figura 54 - Posicionamento do conjunto reservatório, Tubo e Funil de Captação.....	70
Figura 55 - Material auxiliar.....	70
Figura 56 - Pistola laser.....	71
Figura 57 - Procedimento de aferição da pistola laser.....	71
Figura 58 - Painel traseiro da Pistola Laser.....	72
Figura 59 - Posicionamento vertical da pistola laser.....	73
Figura 60 - Posicionamento do CDP de sacrifício na câmara.....	74
Figura 61 - Equipamento para aquecimento por indução eletromagnética.....	75
Figura 62 - Bobina de indução eletromagnética.....	75
Figura 63 - Instalação do dispositivo.....	76
Figura 64 - Posicionamento do CDP.....	76
Figura 65 - Corpo de prova incandescente a 1300°C.....	78
Figura 66 - Corpos de prova da liga Ti6Al4V.....	78
Figura 67 - Cortes dos corpos de prova da liga Ti6Al4V.....	79
Figura 68 - Embutimento a frio das amostras.....	80
Figura 69 - Politriz e lixadeira metalográfica PL02E.....	80
Figura 70 - Microscópio Ótico (MO) utilizado.....	81
Figura 71 - Perfil de aquecimento do CDP 1.....	82
Figura 72 - Perfil de aquecimento do CDP 2.....	83
Figura 73 - Amostra A1 embutida.....	84
Figura 74 - Campos das micrografias.....	85
Figura 75 - Amostras do CDP como fornecido.....	85
Figura 76 - Amostra A1, campo 1.....	86
Figura 77 - Amostras A1, no campo 2.....	87
Figura 78 - Amostra A1, no campo 3.....	87
Figura 79 - Amostra A1, campo 4.....	88
Figura 80 - Campos das micrografias.....	88
Figura 81 - Amostra A1 no campo 5.....	89
Figura 82 - Amostra A1, campo 6.....	89
Figura 83 - Amostra A1, campo 7.....	90
Figura 84 - Amostra A1, campo 8.....	90
Figura 85 - Amostra A1, campo 9.....	90
Figura 86 - Amostra A2 Embutida.....	91
Figura 87 - Campos da amostra A2.....	91
Figura 88 - Amostra A2, campo 1.....	92
Figura 89 - Amostra A2, campo 2.....	93
Figura 90 - Amostra A2, campo 3.....	94
Figura 91 - Amostra A2, campo 4.....	95
Figura 92 - Campos da amostra A2.....	95
Figura 93 - Amostra A2, campo 5.....	96

Figura 94 - Amostra A2, campo 5	97
Figura 95 - Amostra A2, campo 6.....	98
Figura 96 - Amostra A2, campo 7.....	99
Figura 97 - Amostra A2, campo 9.....	100

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas Al A356	21
Tabela 2 - Propriedades físicas do Titânio puro.....	43
Tabela 3 - Composição Química de algumas ligas de Titânio	44
Tabela 4 - Parâmetros relevantes para reofundição da liga Ti6Al4V.....	57
Tabela 5 - Composição química da liga Ti6Al4V como fornecida	65
Tabela 6 - Propriedades mecânicas para a liga Ti6Al4V como fornecida .	65
Tabela 7 - Resultados das leitura Termopar e Pistola Laser	72
Tabela 8 - Parâmetros do equipamento de indução.....	77
Tabela 9 - Reagente de Keller	80

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ASM:	American Society of Materials
ASTM:	American Society for Testing Materials
CALPHAD:	Computer CAL culacion of PHA se D iagrams
CDP:	Corpo de Prova
DTA:	Differential Thermal Analysis
ELI:	Extra Low Interstitial
FDM:	Fused Deposition Modeling
MEV:	Microscopia Eletrônica de Varredura
MHD:	Magneto Hydrodynamic
MIT:	Massachusetts Institute of Technology
MMC:	Metal Matrix Composites
NNS:	Near Net Shape
MO:	Microscopia Ótica
RX:	Difração de Raio X
SC:	Spray Casting
SS:	Semi-sólido
SSM:	Semi-solid Metal
SSP:	Semi-solid Processing

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	13
1.2 Objetivo	14
1.2.1 Objetivos específicos	14
2. REVISÃO DA LITERATURA	16
2.1 Estado Semi-Sólido	16
2.2 Processo de Obtenção de Reofundido de ligas de Al	21
2.2.1 Obtenção do Reofundido a Partir da Fase Líquida.....	29
2.2.2 Obtenção do Reofundido a Partir do Sólido por Fusão Parcial.....	34
2.2.3 Efeito das Condições de Solidificação do SS em Ligas de Al	35
2.3 Tixoonformação.....	38
2.4 Liga Ti-6Al-4V para Aplicações Biomédicas	41
2.4.1 Diagrama de Fases da liga Ti-6Al-4V	48
2.4.2 Fusão da liga Ti6Al4V	55
2.5 Processos de Conformação Mecânica para Implantes.....	57
2.5.1 Fundição	57
2.5.2 Forjamento.....	60
3. METODOLOGIA	65
3.1 Corpo de Prova e Dispositivo.....	65
3.2 Calibração para Leitura de Temperaturas.....	71
3.3 Ensaio	77
3.4 Metalografia.....	78
4. RESULTADOS	82
4.1 Corpo de Prova e Dispositivo.....	82
4.2 Calibração para Leitura de Temperaturas.....	83
4.3 Ensaio e Metalografia.....	84
5. DISCUSSÃO	101
6. CONCLUSÃO	104
7. TRABALHOS FUTUROS	105
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	106
8.1 Bibliografia Também Consultada.....	115
ANEXO A	119

ANEXO B	120
ANEXO C	121
ANEXO D	123
ANEXO E	127

1. INTRODUÇÃO

Muitas ligas metálicas têm sido estudadas para aplicações em Bioengenharia sendo que, inicialmente, o Aço Inoxidável teve extensa aplicação, sendo substituído, em quase sua totalidade, pelas ligas de cobalto e de titânio. Dentre as ligas de titânio mais utilizadas encontra-se a Ti6Al4V que apresenta características interessantes para a aplicação como biomaterial devido à sua biocompatibilidade, excelente resistência mecânica, boa resistência ao desgaste e à corrosão e boa resistência à fadiga e à fratura, todas adequadas às aplicações em próteses. No entanto, a liga Ti6Al4V apresenta dificuldades a serem vencidas tais como a elevada temperatura de fusão que dificulta e encarece os processos de produção (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

Atualmente, nenhum estudo em reofundição da liga Ti6Al4V foi registrado e, portanto, existe deficiência em informações na literatura sobre alterações nas suas características mecânicas e de biocompatibilidade. Embora a revisão bibliográfica infira que para ocorrer reofundição é necessária que a diferença de temperatura entre as linhas *solidus* e *liquidus* da liga seja de aproximadamente 150°C e a liga Ti6Al4V apresente apenas 30°C, a proposta deste trabalho é desenvolver uma metodologia para a obtenção de Ti6Al4V no estado Semi-Sólido com a intenção de demonstrar a aplicabilidade deste processo na liga estudada, de facilitar a conformação e melhorar as propriedades mecânicas das próteses através da diminuição de defeitos na peça acabada, assim como das tensões residuais.

Os processos convencionais de injeção de ligas leves para peças técnicas passam, basicamente, pela fundição do material, geralmente fornecido em lingotes, e sua injeção para dentro de um molde com a cavidade desejada. Este processo ocasiona desgaste nas paredes do molde, aparecimento de porosidade devido ao fluxo turbulento do material fundido durante a injeção e a possibilidade de formação de defeitos na peça, tanto internos como externos, o que acarreta em uma diminuição da resistência mecânica. Porosidades e defeitos nas peças também podem ocorrer durante o processo de forjamento, que necessita de aquecimento da liga e da aplicação de uma força externa ao molde para a conformação da peça.

Na segunda metade da década de 1970, foi descoberto um novo processo para a fabricação de peças injetadas, que tem sido estudado desde então, para garantir a sua aplicação correta, evitando ou reduzindo alguns dos problemas encontrados nos processos convencionais. Este processo chama-se Reofundição, ou obtenção de Pasta Semi-Sólida

(FLEMINGS; RIEK; YOUNG, 1976).

Neste processo ocorre a transformação do material do estado sólido para um estado semi-sólido, com porções líquidas que garantem a sua estabilidade como sólido à temperatura ambiente. Com isso, a energia gasta para a injeção ou forjamento do material é diminuída, ocorre a redução na formação de porosidades e de defeitos e a redução do desgaste dos moldes. Adicionalmente, a tixoconformação, que é a conformação mecânica de uma liga reofundida, reduz as tensões residuais internas derivadas das conformações mecânicas convencionais.

O potencial do processamento do reofundido o torna muito atraente para a aplicação industrial, devido às vantagens apresentadas. Para reofundidos contendo até 60% de sólidos globulares, pode-se obter um escoamento semelhante ao do líquido, sob aplicação de determinadas tensões. Isso possibilita que processos de conformação por fundição, como injeção e compressão, sejam realizados em temperaturas menores e com menor turbulência no preenchimento dos moldes, quando comparados a conformação do material no estado líquido. Em repouso, porém, as pastas reofundidas podem se comportar como sólidos, podendo ser manuseadas. Reofundidos com elevada fração sólida, podem ser conformados por processos mecânicos como forjamento e extrusão, apresentando a vantagem de necessitar de menores tensões do que as utilizadas em processos de manufatura convencionais no estado sólido (PIRES, 1998).

1.2 Objetivo

O objetivo deste trabalho é a obtenção da liga Ti6Al4V reofundida através do processo de fundição parcial com o uso de equipamento de indução eletromagnética e um dispositivo especificamente projetado e construído para o controle da atmosfera e do processo.

1.2.1 Objetivos específicos

1. Estudo e implementação do método de reofundição por indução

eletromagnética da liga Ti6Al4V;

2. Determinação dos parâmetros e procedimentos do processo para a re fundição da liga Ti6Al4V;
3. Desenvolvimento e construção do dispositivo para fabricação de re fundido de ligas metálicas utilizando equipamento de indução eletromagnética;
4. Obtenção do re fundido da liga Ti6Al4V utilizando o aquecimento por indução eletromagnética, com auxílio do dispositivo para re fundição de ligas metálicas.

2. REVISÃO DA LITERATURA

Devido à falta de informações sobre reofundição da liga Ti6Al4V na literatura, o estudo partiu da revisão da literatura disponível em reofundição de ligas de Alumínio e de Aço para o entendimento do processo de reofundição da liga de interesse neste estudo, ou seja, a Ti6Al4V de Grau Médico. Para o entendimento dos motivos norteadores deste estudo que é a produção de implantes metálicos em liga Ti6Al4V com menor custo e com maior resistência mecânica, fez-se uma revisão dos processos convencionais de conformação das próteses que, aliado ao conhecimento sobre o estado semi-sólido das ligas metálicas, fornece o esclarecimento necessário para a avaliação da importância dos resultados obtidos neste trabalho.

2.1 Estado Semi-Sólido

O metal em estado Semi-Sólido (SS) na temperatura ambiente pode ser obtido com a formação de até 60% em estado sólido na forma globularizada e 40% em estado líquido. A Figura 1a ilustra a microestrutura dendrítica de uma liga Al-10Mg, resultado de um processo de fusão e do resfriamento convencional para comparação com a Figura 1b que mostra a estrutura globular obtida através do processo de fundição e de resfriamento do reofundido. A pasta reofundida, que tem a característica de ser um fluido não newtoniano e tixotrópico, ou seja, a sua viscosidade varia de acordo com a tensão aplicada, é de fácil manuseio em temperatura ambiente, apresentando-se em um estado metaestável, com a ocorrência de certo grau de fluência dependendo do seu armazenamento (MAHMOUD; ELHACHMI; CHEE-LANG, 2001).

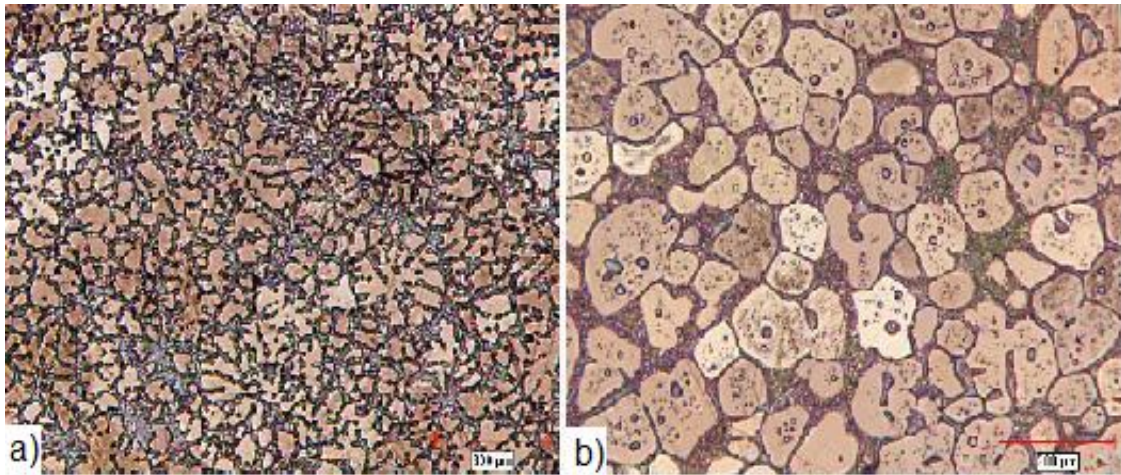


Figura 1: Microestrutura Al-10Mg. (a) fundição convencional mostrando a formação dendrítica não homogênea e (b) estrutura reofundida, mostrando as formações próximas às globulares, mais homogêneas (MAHMOUD; ELHACHMI; CHEE-LANG, 2001).

Nem todos os metais, puros ou ligados, comportam-se adequadamente no processo de reofundição, no de tixoconformação ou em ambos. Portanto, a escolha do metal e de suas ligas deve levar em consideração simulações e estudos prévios para a determinação da viabilidade do processo (LIU; ATKINSON; JONES, 2005).

A pasta Semi-Sólida é considerada uma fase metaestável da matéria, uma vez que em uma temperatura muito abaixo da temperatura de início da fusão do metal, esta apresenta a fase primária sólida e a fase secundária no estado líquido, bastando uma ação mecânica para que o metal migre para o seu estado sólido estável, com o arranjo cristalino típico do metal na temperatura ambiente (PAPON, 2001).

Em uma determinada temperatura um metal tende a permanecer com uma estrutura cristalina estável, definida pela termodinâmica deste metal e exemplificada na Figura 2. Contudo, sob condições específicas, as reações de transformação de estado do metal poderão não seguir a transformação convencional e transformar-se em uma estrutura cristalina diferente, chamada de fase metaestável. O material que está na fase metaestável somente sairá deste estado e retornará ao estado de fase estável se receber energia suficiente para a alteração do equilíbrio na qual se encontra. A solidificação do material na fase metaestável deve ser muito rápida, também chamada de congelamento da matéria, garantindo que o espaço de tempo disponível na transição das fases não seja o suficiente para a transformação com equilíbrio estável (BAKER *et al.*, vol.3, 1992).

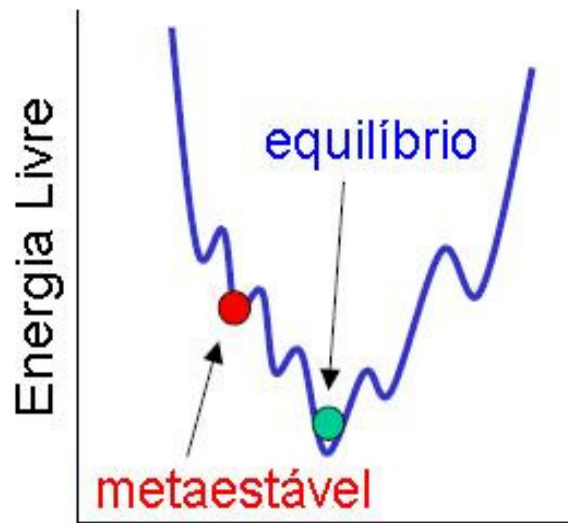


Figura 2: Diagrama ilustrando as condições de equilíbrio estável (menor energia) e metaestável da matéria, onde o fornecimento de energia a desloca para a posição estável (adaptado de BENNER, 2001).

As vantagens do reofundido em relação ao processo convencional estão relacionadas à formação de uma pasta com ausência de estrutura dendrítica o que torna o seu escoamento semelhante ao de um líquido viscoso reduzindo a temperatura para injeção e compressão (PIRES, 1998). A Figura 3 mostra a microestrutura de um reofundido, observada em microscópio eletrônico, ressaltando a estrutura globular do sólido disperso na matriz líquida.

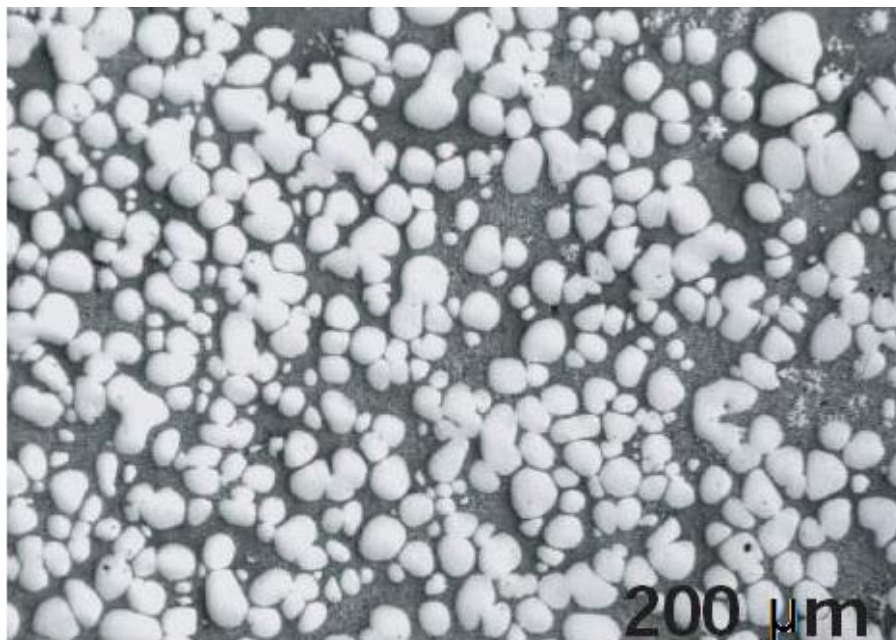


Figura 3: Liga Al A356 reofundido a 585°C, onde se pode notar as estruturas sólidas globulares imersas em uma matriz líquida (US Department of Energy, 2004).

Embora o mecanismo de formação da estrutura globular não esteja completamente compreendido, a mecânica da deformação das dendritas através de agitação é conhecida e modelos matemáticos de multiplicação de grãos em solidificações convencionais são utilizados para explicar a formação da microestrutura durante a reofundição dos metais (JOLY, MEHRABIAN, 1976).

Alguns dados importantes retirados de experiências com reofundição de Al-10Mg podem ser aproveitados para este processo utilizando outras ligas. A morfologia das partículas primárias (fase sólida) que aparecem durante a formação da pasta SS, é fortemente influenciada pelo grau de cisalhamento e pelo período de agitação. Valores maiores de cisalhamento e períodos mais longos de agitação, geralmente, favorecem a formação das estruturas globulares. A formação de estruturas globulares é acompanhada pela formação de contornos especiais nas partículas primárias, como ilustra a Figura 4. Existem duas possibilidades para a formação de contornos especiais no sólido primário não dendrítico: colisões na agitação seguidas pela sinterização e crescimento de estruturas gêmeas (APAYDIN; PRABHAKAR; DOHERTY, 1980).

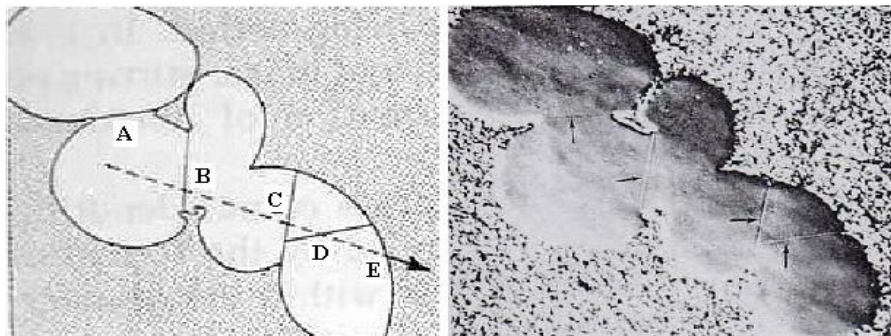


Figura 4: Micrografia de uma partícula mostrando os contornos especiais durante a formação da fase sólida no processo de reofundição (APAYDIN; PRABHAKAR; DOHERTY, 1980).

O lingote reofundido pode ser estocado normalmente e à temperatura ambiente para posterior utilização em forjamento, injeção ou em outro trabalho mecânico. Contudo, independente da fração sólida, deve ser reaquecido de forma controlada até a temperatura que originou esta fração sólida para que ocorra a reestruturação das fases (LOUÉ; SUERY, 1995).

A fusão parcial da liga sólida tem aspectos importantes sob o ponto de vista da cinética das reações que ocorrem durante o processo de reofundição. Na liga Al-7Si-0.3Mg a fusão ocorre inicialmente nos contornos de grãos, seguindo a formação da sua fase eutética. A liga Al-Si eutética, que apresenta uma estrutura lamelar, sofre uma separação de componentes e o Al se precipita formando grãos primários de Al deixando os cristais de Si depositados

dentro e entre estes grãos (LOUÉ; SUERY, 1995).

Outro aspecto importante que influencia a formação da pasta Semi-Sólida é a inclusão de um elemento a mais na liga. O acréscimo do elemento pode influenciar na disposição das curvas *solidus* e *liquidus* de forma individual ou simultânea influenciando, como conseqüência, a formação da fase sólida da pasta. Para cada elemento adicionado, no entanto, um efeito característico é ocasionado. Entre os efeitos possíveis tem-se a alteração da viscosidade do reofundido, a alteração na taxa de crescimento das partículas sólidas e a facilidade de propagação de trincas no estado sólido, além da precipitação de compostos durante a formação da pasta semi-sólida como ilustra a Figura 5 (APAYDIN; PRABHAKAR; DOHERTY, 1980)(KLIUGA; FERRANTE, 2002).

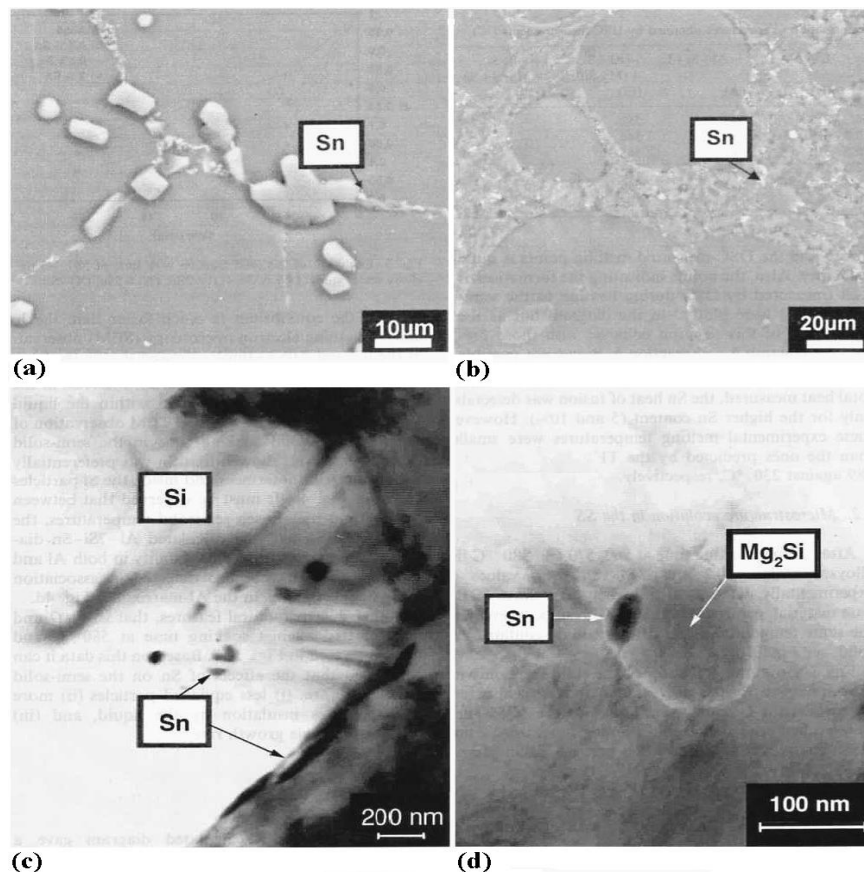


Figura 5: Micrografia de uma liga de Alumínio, mostrando a separação dos componentes e sua deposição nos contornos de grão: Sn em (a) e (b), Si e Sn em (c) e a precipitação do Sn e do composto Mg₂Si em (d) (APAYDIN; PRABHAKAR; DOHERTY, 1980) (KLIUGA; FERRANTE, 2002).

O processo de formação do reofundido é aproximadamente o mesmo para todos os metais e suas ligas, no entanto, para alguns metais a formação da pasta Semi-Sólida é dificultada devido à pequena diferença entre as temperaturas *solidus* e *liquidus*, o que impede a formação da microestrutura ideal de um reofundido representada por partículas da fase

sólida distribuídas uniformemente na fase líquida, isoladas umas das outras, proporcionando um escoamento uniforme do material (KLIAUGA; FERRANTE, 2002).

A formação da matriz líquida não ocorre imediatamente depois de atingida a temperatura adequada para a formação da pasta Semi-Sólida. O molhamento das partículas sólidas e a convecção na fase líquida são mecanismos que definem a formação do líquido a partir da fase sólida. Portanto, existe um período de permanência na temperatura, necessário para a formação da fase líquida, que é específico para cada metal puro ou ligado. Não existe, atualmente, uma tabela que apresente, para os diversos metais e suas ligas, as temperaturas e os tempos de permanência na temperatura para a formação adequada do reofundido. A construção de uma tabela com esses dados requer um extenso cálculo termodinâmico onde deve ser considerada a taxa de aquecimento, o tamanho do corpo de prova, a convecção na fase líquida e a sua viscosidade (KLIAUGA; FERRANTE, 2005).

Apesar de poucas informações em relação ao processo de obtenção do reofundido, os resultados comparativos entre peças obtidas através da conformação convencional e através de tixoconformação de diversas ligas de Alumínio mostram evidências claras do melhoramento das propriedades mecânicas, tornando importante a pesquisa nesta área. A Tabela 1 mostra algumas dessas propriedades para a liga de Alumínio A356 T6 (FREITAS *et al*, 2004) (FREITAS; FERRANTE, 2001).

Tabela 1: Propriedades mecânicas Al A356 em peças que passaram por processamento convencional e por tixoconformação a partir do SS.

Propriedade	Processo Convencional	Processo SS
Tensão de Ruptura (MPa)	262	280~320
Tensão de Escoamento (MPa)	185	220~270
Alongamento (%)	5	8~13
Resistência à Fadiga x 10^7 ciclos (MPa)	110~130	135

Fonte: FREITAS *et al*, 2004.

2.2 Processo de Obtenção de Reofundido de ligas de Al

A partir da segunda metade da década de 1970, Flemings e sua equipe do MIT, apresentaram os primeiros estudos científicos sobre as pastas Semi-Sólidas de metais e sobre as técnicas de obtenção das mesmas (FLEMINGS; RIEK; YOUNG, 1976).

A principal ferramenta para a obtenção do SS é o diagrama de fases do metal ou da liga

metálica. Fase de um material é o nome dado para o estado físico no qual se encontra dentro da classificação de propriedades físicas, podendo ser sólido, líquido ou gasoso. As principais variáveis de estado são a composição, a temperatura e a pressão, representadas simultaneamente no diagrama de fases. Para uma determinada fase se considera que a estrutura é homogênea ao longo de todo o material (BAKER *et al*, 1992).

Através da análise do diagrama de fases de um material é possível se predizer diversas características como as suas propriedades químicas, físicas e mecânicas. Estas propriedades são fundamentais para a pesquisa, o desenvolvimento, a produção e a solução de problemas envolvendo os materiais. No desenvolvimento das ligas, os diagramas de fases auxiliam na determinação das características da liga desejada, fazendo com que o projeto permaneça apropriado, sem super dimensionamento, garantindo o uso específico nas condições de aplicação. O diagrama de fases indica ainda, de forma clara, a fase onde o material é termodinamicamente estável, em que fase se encontra quando foi submetido a uma temperatura por um longo período de tempo (BAKER *et al.*, 1992) (BHATTACHARYYA; ABINANDANAN, 2003). Um exemplo de diagrama de fases binário (liga composta de dois componentes) é apresentado na Figura 6.

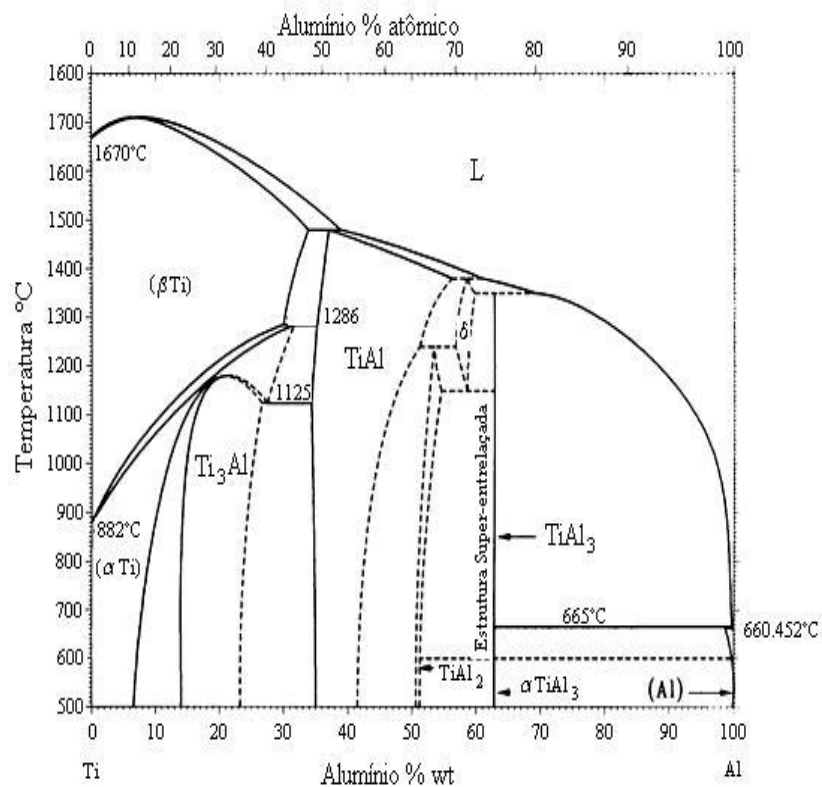


Figura 6: Diagrama da liga binária de TiAl. Neste diagrama se observa a formação das diferentes fases de acordo com a porcentagem dos componentes e com a temperatura.

(adaptado de BAKER *et al.*, 1992).

Quando o sistema contém três componentes, tem-se o diagrama de fases ternário, cujo exemplo é representado na Figura 7 onde os três componentes, A, B e C, são posicionados nos vértices do triângulo da base. Os sistemas binários que compõem o ternário são representados pelas faces externas, analisados em planos horizontais ou isotermas (BAKER *et al.*, 1992).

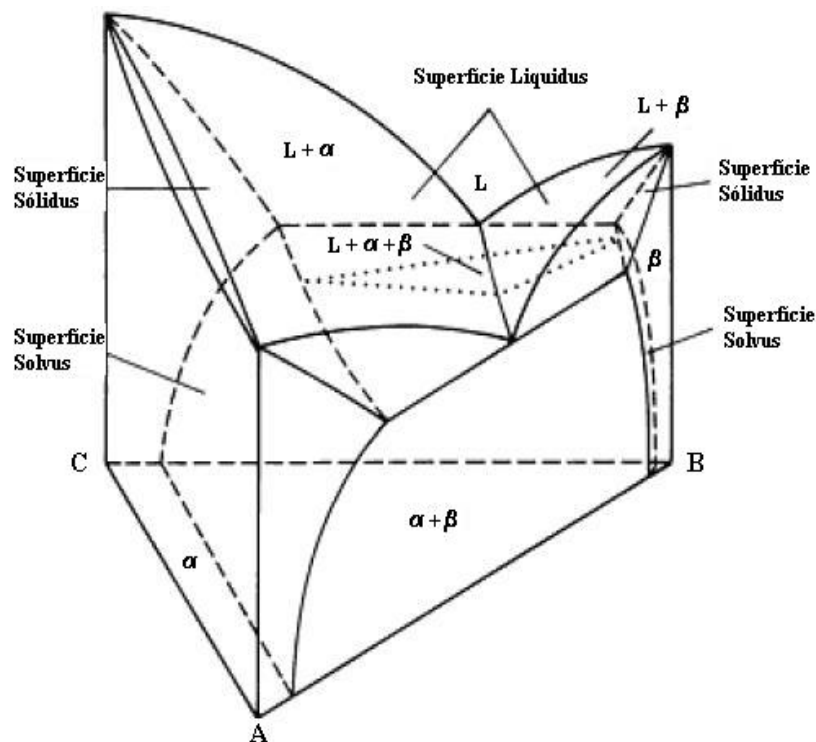


Figura 7: Diagrama de Fases Ternário hipotético mostrando as várias fases de acordo com a temperatura e composição da liga (adaptado de BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

O processo de obtenção dos reofundidos é fundamentado no fato de que só é possível a coexistência da fase sólida e líquida nas temperaturas localizadas entre as linhas *solidus* e *liquidus*, específicas para cada metal ou liga, como ilustra a Figura 8. Após a formação das proporções de líquido e sólido desejadas, o resfriamento rápido é necessário para que seja mantida a estrutura do SS na temperatura ambiente (ZOQUI, 1995) (NPL-NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2006).

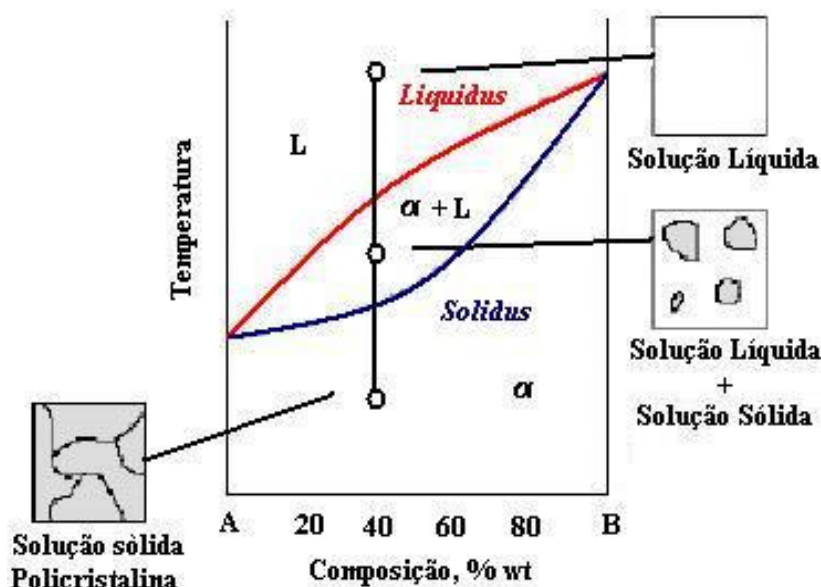


Figura 8: Ilustração de um diagrama de fases binário hipotético mostrando as linhas *Solidus* e *Liquidus*. Seguindo a linha de composição A-40%B desde a fase líquida, pode se notar a coexistência da fase sólida α e a fase líquida L entre as linhas *Liquidus* e *Solidus* (adaptado de CALISTER, 2001) (adaptado de NICROBRAZ, 2007).

A morfologia das partículas sólidas do SS é influenciada diretamente pela velocidade de agitação durante a formação do reofundido e pela velocidade de solidificação. Estes fatores foram estudados e adaptados a um modelo matemático para a simulação da formação da fase sólida, de forma a ser possível a previsão da velocidade de agitação e da taxa de resfriamento necessários à formação do SS desejado (WU; WU; XIAO, 2004).

Os resultados das simulações com as ligas de AlSiMg indicaram que a diferença de temperatura entre as linhas *solidus* e *liquidus* para a obtenção do SS deve ser de, no mínimo, 130°C. Como a proporção das fases no SS é essencial para a definição do comportamento da pasta reofundida, a diferença de temperatura entre as duas curvas determinará a dificuldade no controle da formação dessas fases. Desta forma, é possível determinar o grau de dificuldade no processo de reofundição de um determinado metal ou liga metálica (LIU; ATKINSON; JONES, 2005).

Quando o processo escolhido para a formação do reofundido é o de cisalhamento aplicado ao SS, a taxa de cisalhamento passa a ser um parâmetro importante. Um estudo efetuado por Iwasaki *et al.*, 1998, mostrou os efeitos na formação e na qualidade do SS causados pela força de cisalhamento aplicada em duas situações distintas de formação do SS: quando é utilizado o processo de resfriamento a partir da linha *liquidus* e quando o processo tem início com o aquecimento a partir da linha *solidus*. Por tratar-se de um processo

envolvendo cisalhamento, a viscosidade do SS é importante, o que depende, por sua vez, da proporção de fase sólida na temperatura analisada (IWASAKI; MORI; MABUCHI; HIGASHI, 1998).

Embora a fração volumétrica de líquido seja um fator importante, o mecanismo de deformação do SS é bastante complexo e não pode ser caracterizado somente por este parâmetro (IWASAKI; MORI; MABUCHI; HIGASHI, 1998).

A fase líquida da liga Al-5%Mg começa a se formar, preferencialmente, nos contornos de grãos quando uma deformação é aplicada no início da formação da fase líquida. Com o aumento da temperatura, a fase líquida se aglutina nestes contornos de grãos de forma triangular, porém descontínua, conforme mostra a Figura 9. Continuando com a elevação da temperatura, entre 480°C e 620°C, as diversas fases líquidas isoladas nos contornos de grãos juntam-se fazendo com que as fases sólidas não mais se toquem. Ocorre também a formação de fase líquida parcial dentro dos glóbulos da fase sólida que não migra para a periferia dos grãos, ficando retida e isolada da fase líquida externa ao grão, independente da temperatura em que o SS se encontre (IWASAKI; MORI; MABUCHI; HIGASHI, 1998).

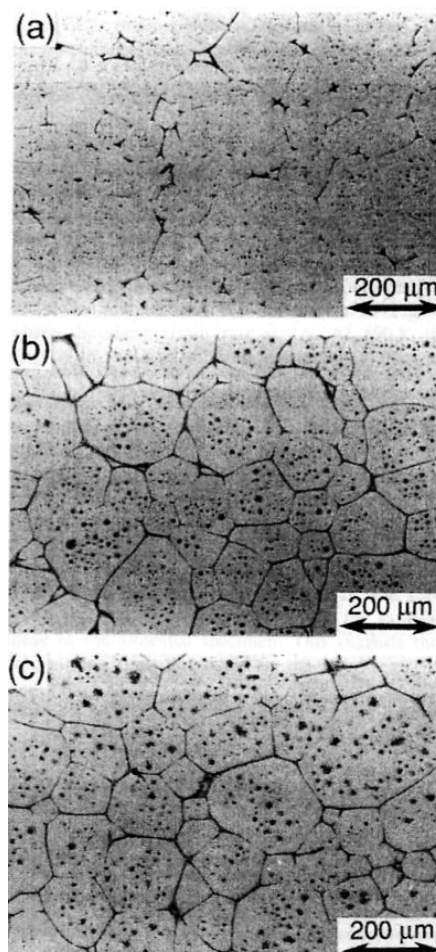


Figura 9: De (a) para (c) é possível observar a evolução da fase líquida (mais escura) no contorno de grãos

e no interior dos glóbulos que se formam. As temperaturas são: (a) 590°C, (b) 610°C e (c) 615°C (adaptado de IWASAKI; MORI; MABUCHI; HIGASHI, 1998).

A formação da fase líquida no SS gera convecção com conseqüente movimentação das fases e dos grãos, aparecimento e movimento de bolhas, rejeição de solutos, diferenças de densidade e o aparecimento de forças internas devido ao movimento das fases e interação com as forças de contração e de expansão. Quanto maiores as partículas da fase sólida, menores serão as forças resultantes devidas ao escoamento, às diferenças de temperatura e às diferenças de densidade. A Figura 10 ilustra o movimento da fase líquida entre as dendritas, devido à convecção gerada pelas diferenças de temperatura no líquido (BECKERMANN, 2000).

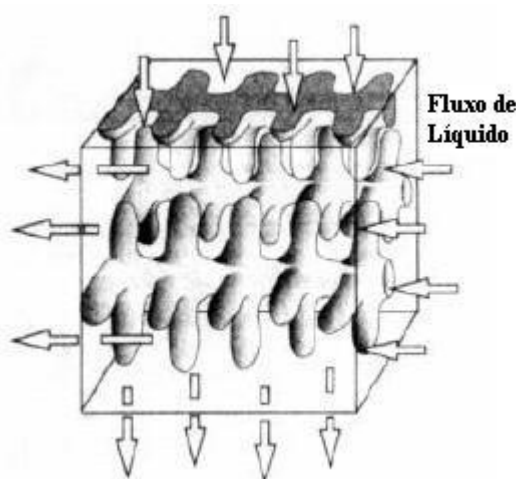


Figura 10: Modelo do fluxo de líquido entre as formações dendríticas em um SS, devido à convecção (adaptado de FLEMINGS; RIEK; YOUNG, 1976).

A fração da fase sólida no SS interfere, de forma mais significativa, no processamento da pasta, ou seja, na tixoconformação. Quanto maior a quantidade de fase sólida no volume, maior será a viscosidade do SS e maior a resistência ao escoamento do material, gerando maior dificuldade no preenchimento dos moldes. Observa-se que a fase sólida deve contribuir com, no máximo, 60% da constituição do SS para que existam as condições adequadas para a formação da pasta e para o seu posterior processamento. Outra característica importante é a morfologia do grão sólido durante a formação no SS. Grãos equiaxiais dendríticos impõem menor resistência ao cisalhamento gerado pela agitação mecânica, facilitando a formação do SS. Além da morfologia dos grãos da fase sólida, a distribuição espacial da fase líquida é um fator que deve ser considerado, pois é influenciada pelo crescimento dos grãos e afeta as características de deformação do material, interferindo na temperatura dos processamentos posteriores do SS (TZIMAS; ZAVALIANGOS, 1999).

Análises efetuadas em pastas da liga A356 e da liga A357 mostraram que a distribuição espacial da fase líquida depende do processo de fundição utilizado. Por exemplo, na Fundição por Spray (SC) a distribuição da fase líquida é mais uniforme do que na Fundição Magneto Hidro-dinâmica (MHD), resultando em uma menor aglomeração de fase sólida e refletindo em melhores características de escoamento. A viscosidade da fase líquida e a sua interação com a fase sólida são parâmetros que também devem ser considerados na previsão do comportamento do SS durante a sua conformação mecânica assim como a coesão entre os grãos da fase sólida que também contribui para o aumento da viscosidade (TZIMAS; ZAVALIANGOS, 1999).

Outra característica relevante do SS é a estabilidade da fração sólida, ou seja, a quantidade de sólido não deve sofrer alteração significativa na faixa de temperatura escolhida. A adição de um elemento em uma liga metálica, por exemplo, acarreta em uma grande variação nas condições e nas reações durante os processos de fundição e de solidificação influenciando, conseqüentemente, na velocidade e na possibilidade de formação do SS. Certas ligas de alumínio como a A3003 e a A6061, não são propícias à formação de SS devido às respostas à variação da temperatura de processamento que ocasionam alterações indesejáveis no comportamento reológico e, portanto, no escoamento, dificultando o processamento posterior. De forma geral, para evitar grandes alterações da fase sólida, a variação da temperatura durante o aquecimento deve ter uma tolerância de $\pm 0,5\%$ para garantir um bom controle da temperatura e a manutenção das características ideais na formação do SS (TZIMAS; ZAVALIANGOS, 1999).

A formação de pastas SS para cada liga metálica sofre influência da velocidade de resfriamento, desde a temperatura de formação da pasta SS até a ambiente. Para ligas de alumínio, por exemplo, a velocidade de resfriamento está entre 6 e 10°C/s, dependendo de alguns fatores como o tipo do processo de fundição, a precisão no controle da temperatura e a homogeneização desejada no SS (TZIMAS; ZAVALIANGOS, 1999).

Com o objetivo de determinar a influência da adição de Sn na formação de SS na liga de alumínio A356, foi utilizada uma velocidade de aquecimento de 10°C/min em diversas amostras. Os resultados mostraram que com a adição de Sn a linha *liquidus* da liga resultante é deslocada para baixo no diagrama de fases diminuindo a faixa de coexistência das fases líquida e sólida. Foi também observado que, para as ligas com maior teor de Sn, o equilíbrio da fase sólida foi alcançado com maior rapidez, ou seja, a adição de Sn favoreceu o equilíbrio da fase sólida (KLIAUGA; FERRANTE, 2002).

Existe, no entanto, um limite na quantidade do elemento adicionado na liga que

influencia a formação da fase sólida. A evolução da fase sólida em função da concentração de Sn na liga A356, pode ser observada através da Figura 11. Através dos resultados obtidos nos experimentos com esta liga, o autor concluiu que o molhamento da partícula sólida pela fase líquida formada interfere na formação do SS, porém pouco se conhece sobre este fenômeno (KLI AUGA; FERRANTE, 2002).

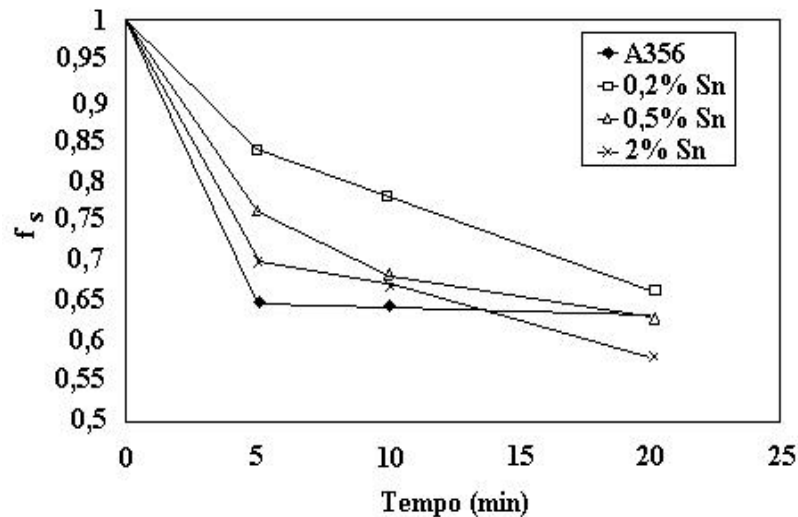
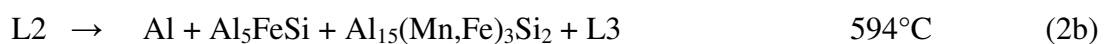


Figura 11: Diagrama mostrando a evolução da fração sólida com o tempo e com a concentração de Sn na temperatura de 580°C. Pode-se notar que quanto maior a concentração de Sn nesta liga, menor a fração de sólido formado para uma mesma temperatura (KLI AUGA; FERRANTE, 2002).

Para se entender claramente a evolução das fases durante a formação do SS de uma liga, é importante conhecer as reações que ocorrem durante todo o processo e a composição da fase sólida em cada temperatura. Desta forma, também é possível se prever a dissolução de outros elementos na liga. Para a liga A356, as reações de desenvolvimento da rede dendrítica, em função da temperatura são representadas pelas Equações de 1 a 5 (KLI AUGA; FERRANTE, 2005).



Nota-se, portanto, que nas diferentes temperaturas durante a formação do SS, a liga A356 apresenta comportamentos diferentes em relação à formação de precipitados, à dissolução de Si e à formação da fase líquida (KLIAUGA; FERRANTE, 2005).

Antes do início do procedimento de formação do SS a liga Al356 tem a sua microestrutura refinada através da fundição com Sr, e da inoculação com TiB, seguidos de lingotamento. Após este processo inicial, a liga é homogeneizada através de um tratamento térmico a 540°C durante 24h e então laminada com redução de 30% em espessura. Para a formação de SS, a liga é submetida à fusão parcial em 580°C durante 20 minutos. Este procedimento demonstra eficiência na formação do SS na liga Al356 (Al-7Si-0,3Mg) promovendo a correta formação das estruturas globulares, como mostra a Figura 12 (FREITAS *et al.*, 2004).

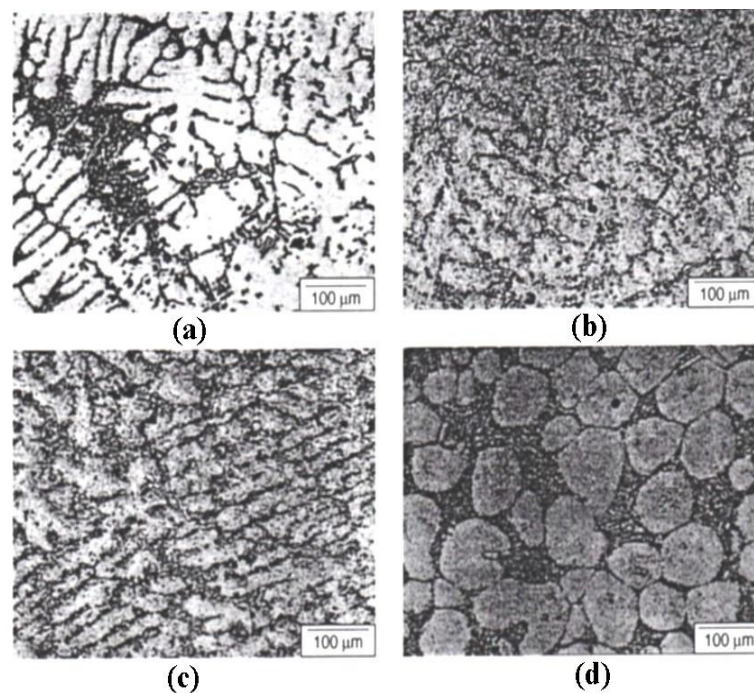


Figura 12: Microestruturas do A356 nas condições: (a) modificado com Sr e inoculado com TiB, onde pode se notar a estrutura lamelar; (b) homogeneizado a 590°C/2h; (c) laminado a 330°C e com 30% redução em espessura; (d) fusão parcial a 580°C/20 min ($f_s = 0.5$) (FREITAS *et al.*, 2004).

2.2.1 Obtenção do Refundido a Partir da Fase Líquida

A partir da fase líquida obtém-se o SS com a solidificação gradual do material. A agitação mecânica promove a destruição das dendritas e a globularização da fase sólida (fase primária). Os mecanismos de agitação mecânica mais comuns são:

- a. Viscosímetro de Couette: o cisalhamento gerado pela rotação do cone promove o cisalhamento do material nas paredes do viscosímetro, favorecendo a formação da fase sólida globular. Este sistema, ilustrado na Figura 13, emprega uma rotação entre 700 e 1100 rpm (ZOQUI, 1995) (FLEMINGS, 1991).

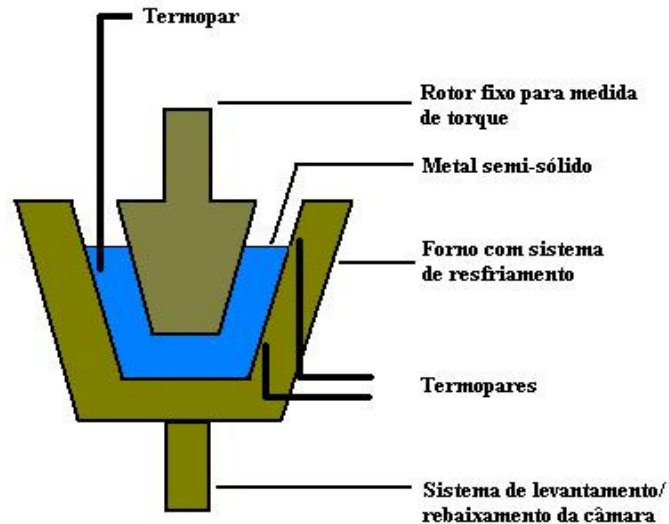


Figura 13: Ilustração do Viscosímetro de Couette (adaptado de ZOQUI, 1995).

- b. Reator com Rotor: este sistema é uma variação do viscosímetro de Couette, que mantém o espaçamento entre o rotor e o cadinho entre 3 e 9 mm, como ilustra a Figura 14. Neste equipamento existe a possibilidade de retirada do rotor o que facilita o descarregamento do cadinho, permitindo o processamento contínuo do SS. Para utilização deste mecanismo, existe a necessidade de um controle efetivo da temperatura e da taxa de resfriamento (ZOQUI, 1995) (CRISTOFOLINI, 1997).

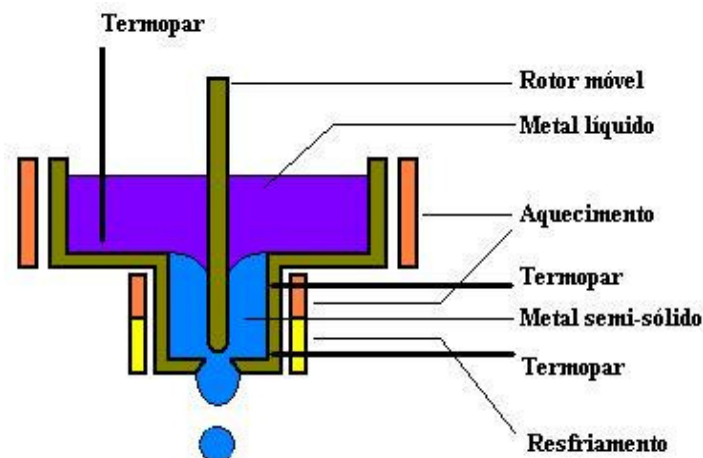


Figura 14: Ilustração do Reator com Rotor (adaptado de ZOQUI, 1995).

- c. Reator com Propulsor: este equipamento, ilustrado na Figura 15, é uma simplificação do reator com rotor que possibilita mais fácil acesso ao material e a possibilidade de adição de elementos de liga ou fibras. É composto por um cadinho que contém o material, onde é imerso um rotor simples ou complexo, dependendo do resultado desejado. O reator deve manter o metal na temperatura desejada para a formação das fases, enquanto que o propulsor fornece energia para o cisalhamento e para a quebra das estruturas dendríticas, com conseqüente formação dos glóbulos (ZOQUI, 1995) (FLEMINGS, 1991) (PIRES, 1998).

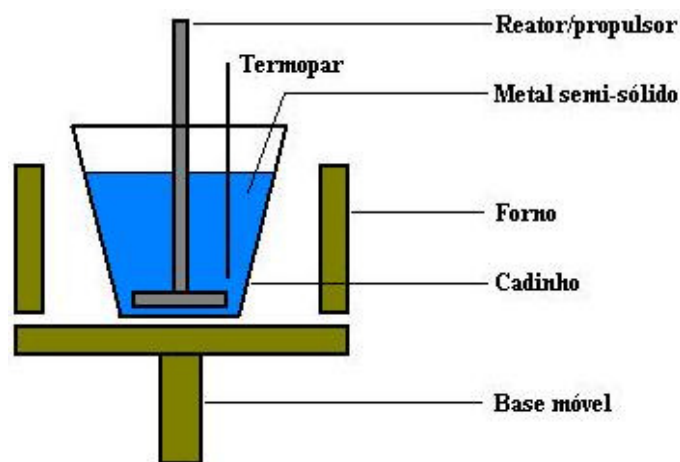


Figura 15: Ilustração do Reator com Propulsor (adaptado de ZOQUI, 1995).

- d. Agitação Eletromagnética: neste processo utiliza-se um reservatório superior (cadinho) que tem uma passagem controlada para uma câmara inferior através de um controlador de fluxo, como ilustra a Figura 16. Quando o material encontra-se 100% na fase líquida, passa pelo controlador e entra na câmara inferior que possui um sistema de resfriamento. Nesta câmara, o material atinge a temperatura pré-definida entre as linhas *solidus* e *liquidus*, para a formação da fase primária desejada. Neste estágio, ocorre a agitação do líquido que se transforma em SS através de indução eletromagnética proveniente de bobinas posicionadas na parede externa da câmara. A indução provoca turbulência no líquido durante o seu resfriamento, substituindo o processo de agitação mecânica. Um controle deve ser realizado no gradiente de temperatura formado entre o eixo central do equipamento e as bobinas, que é perpendicular ao sentido do lingotamento. A utilização de baixa frequência nas bobinas de indução fornece uma maior homogeneidade na estrutura do material (ZOQUI, 1995) (KENNEY *et al.*, 1998).

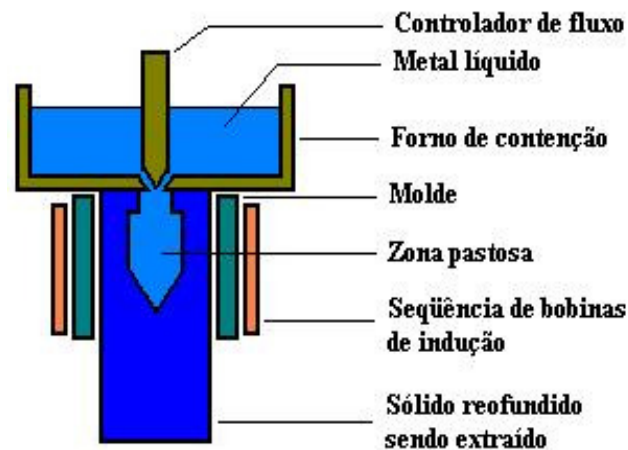


Figura 16: Ilustração da Agitação Eletromagnética (adaptado de ZOQUI, 1995).

- e. Processo SCR: este processo foi idealizado em 1991 e consiste em uma alteração do Viscosímetro de Couette. Um rolo horizontal em rotação é fixado próximo a um anteparo imóvel e refrigerado, como ilustra a Figura 17. O metal líquido, que está na parte superior do dispositivo, passa entre os rolos (giratórios) e o anteparo (fixo) provocando cisalhamento simultaneamente com o resfriamento do líquido, até que este atinja a temperatura adequada para a formação do SS. Chegando à parte inferior, uma faca retira a pasta Semi-Sólida do rolo posicionado-a na lingoteira (ZOQUI, 1995).

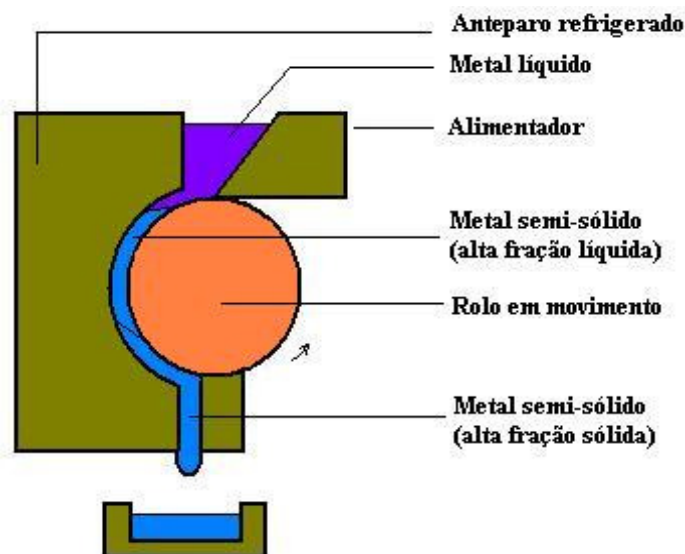


Figura 17: Ilustração do Processo SCR (adaptado de ZOQUI, 1995).

O forno por indução é um dos equipamentos utilizados para a obtenção da pasta semi-

sólida que permite a fundição contínua para a reofundição. O forno deve permitir o aquecimento do material até a temperatura adequada e deve ser equipado com um agitador e um indicador de amolecimento do material. Um exemplo desse tipo de equipamento é mostrado na Figura 18 onde se utiliza um agitador do tipo cilíndrico concêntrico ranhurado e onde a pasta é colocada entre os cilindros para agitação. O cilindro interno gira a uma determinada rotação proporcionando a globularização das formações dendríticas e a saída da pasta reofundida se faz pela parte inferior, sendo direcionada ao lingotamento. Este equipamento foi utilizado com sucesso em reofundições de ligas de cobre, aço inox 304, aço ferramenta, e super ligas à base de cobalto (FLEMINGS; RIEK; YOUNG, 1976).

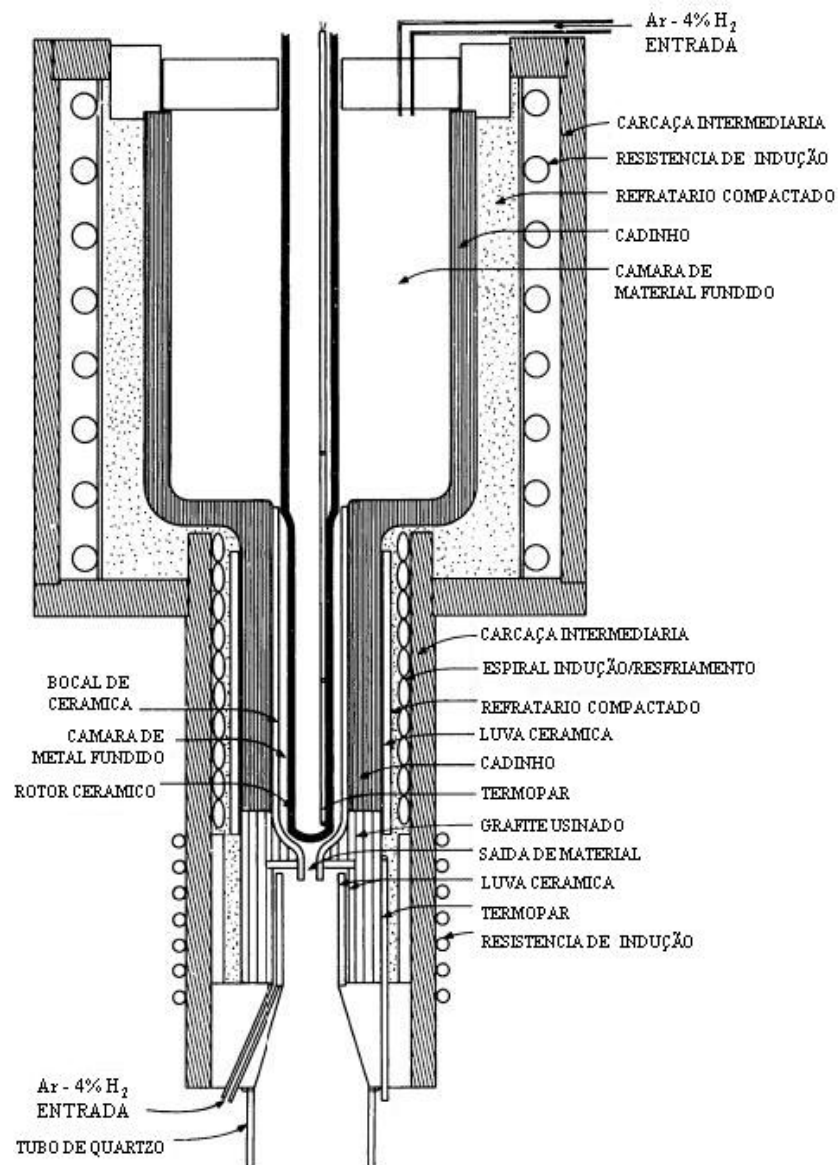


Figura 18: Modelo de forno de indução para reofundição (adaptado de FLEMINGS; RIEK; YOUNG, 1976).

2.2.2 Obtenção do Refundido a Partir do Sólido por Fusão Parcial

Através da obtenção do SS com agitação dos metais e das suas ligas em estado líquido, percebeu-se que o caminho oposto também era possível, ou seja, a formação do SS através do tratamento térmico no metal sólido. Este processo se baseia na elevação da temperatura do metal solidificado até um ponto pré-calculado entre as linhas *solidus* e *liquidus* para a formação da fase primária (sólida) e da secundária (líquida), na concentração desejada (ZOQUI, 1995) (KLIAUGA; FERRANTE, 2005).

Este procedimento reduz os custos de produção pela simplificação dos equipamentos, por não haver necessidade de agitação mecânica e pela redução dos custos operacionais. No entanto, exige um maior controle do processo de aquecimento e da manutenção da temperatura desejada, pois, com o aparecimento da fase líquida, em uma temperatura entre as linhas *solidus* e *liquidus*, as dendritas fundem-se e a globularização ocorre na porção da fase sólida, obedecendo o histórico termodinâmico da liga utilizada e a forma de resfriamento aplicada (LOUÉ; SUERY, 1995).

Estruturas dendríticas, como as apresentadas na Figura 19, formam-se durante a solidificação convencional dos metais. Na formação do SS, o metal que sofreu esta solidificação é aquecido até uma temperatura específica entre as linhas *solidus* e *liquidus* onde ocorre a fusão parcial do metal e esta porção líquida penetra nos grãos quebrando os ramos das dendritas. Os ramos que se separam formam glóbulos de fase primária e a dendrita da qual ele se separou também se transforma em um glóbulo. A estrutura resultante é bastante refinada, isenta de líquido retido e, portanto, de alta qualidade (ZOQUI, 1995) (KLIAUGA; FERRANTE, 2005) (WAN, 2003).

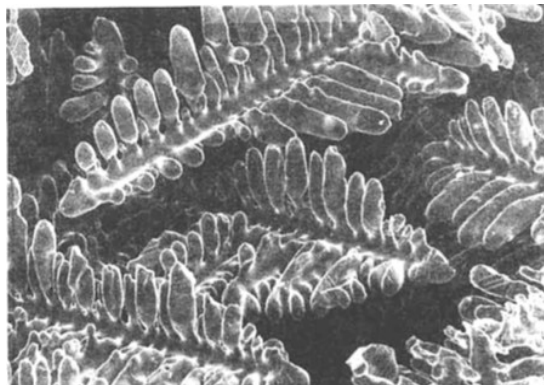


Figura 19: Imagem de MEV mostrando uma formação dendrítica característica (PAPON, 2001).

Durante a fusão do metal entre as linhas *solidus* e *liquidus* o mesmo pode ser submetido à compressão para facilitar o rompimento das dendritas da estrutura. Sabe-se que quanto maior a pressão exercida, mais refinada é a estrutura resultante (ZOQUI, 1995) (KLIAUGA; FERRANTE, 2005).

É possível a obtenção de uma estrutura ultra-refinada quando o SS é formado a partir de um metal cuja microestrutura foi refinada anteriormente através de um tratamento térmico convencional. O aquecimento deste metal para a temperatura entre as linhas *solidus* e *liquidus* específica, proporcionará o aparecimento de glóbulos a partir dos glóbulos pré-existentes aumentando, conseqüentemente, o refinamento do produto final (ZOQUI, 1995) (KLIAUGA; FERRANTE, 2005).

2.2.3 Efeito das Condições de Solidificação do SS em Ligas de Al

A qualidade do SS obtido tem influência, além do processo de obtenção (a partir do líquido ou do sólido), de parâmetros como tempo, gradiente de temperatura e refinamento de grão (LOUÉ; SUERY, 1995).

O tempo de solidificação, ou velocidade de solidificação, determina a estrutura da pasta semi-sólida na temperatura ambiente. Na Figura 20 está representado o impacto da velocidade de resfriamento para a liga cobre-níquel (CuNi), considerado como o modelo clássico. Neste caso, foi utilizado o resfriamento lento com a formação de estruturas no estado de energia mais estável (BENNER, 2001).

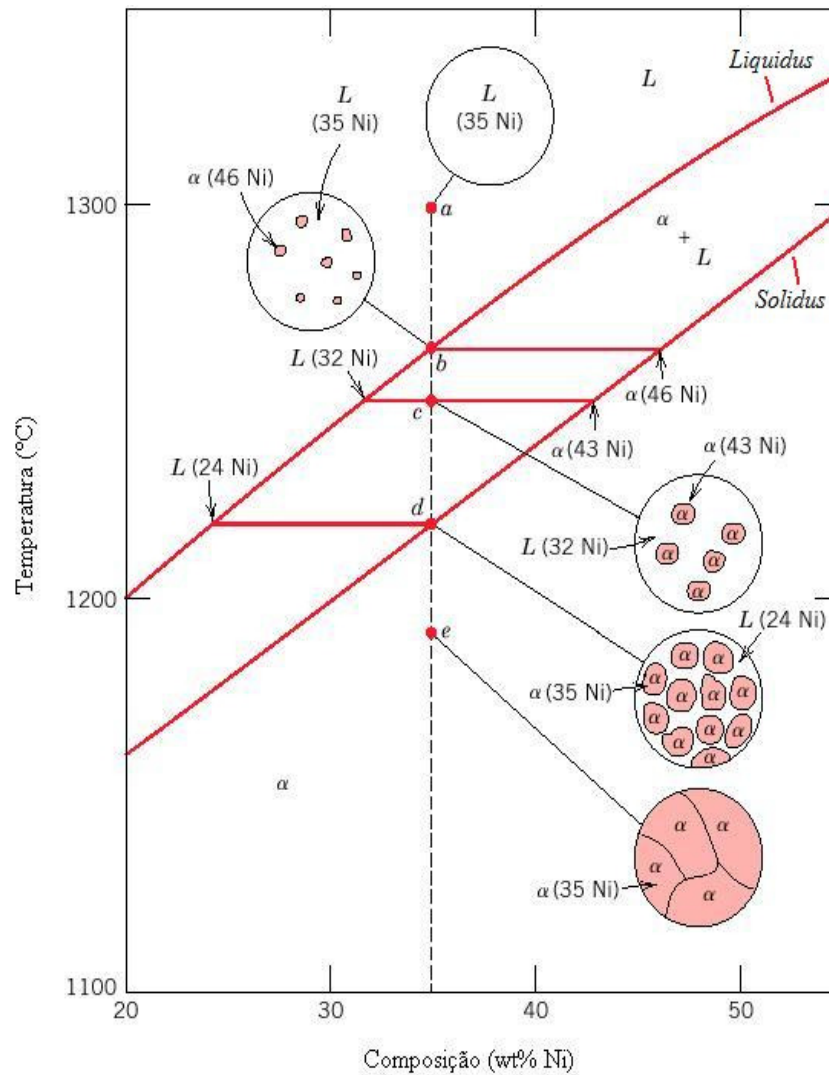


Figura 20: Modelo de resfriamento estável da liga CuNi, mostrando as fases líquida (L) e sólida (α), formadas durante o resfriamento lento da liga contendo 35% em massa de Ni. Pode-se notar, nos esquemas em círculos, a formação da fase sólida entre as linhas *liquidus* (superior) e a *solidus* (inferior) (adaptado de BENNER, 2001).

Na Figura 21 é apresentada a mesma liga CuNi, porém a velocidade de resfriamento é maior, o que altera a formação das fases conforme mostra a linha *solidus* para α (46% Ni) até α (31% Ni) (BENNER, 2001).

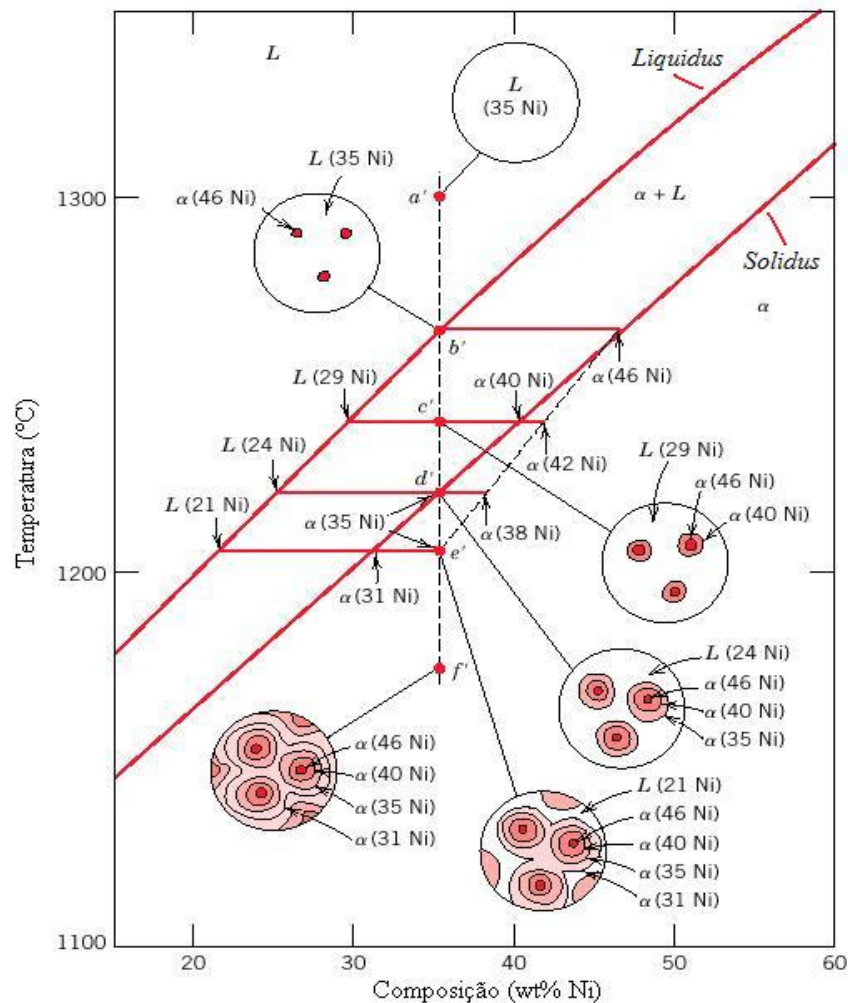


Figura 21: Modelo de resfriamento metaestável da liga CuNi, mostrando as fases líquida (L) e sólida (α), formadas durante o resfriamento ultra rápido da liga contendo 35% em massa de Ni. Pode-se notar o desvio da linha *solidus* (inferior), demonstrando a existência de fase líquida mesmo na temperatura abaixo da linha *solidus* (adaptado de BENNER, 2001).

Algumas considerações importantes relacionadas com a variação composicional durante a formação da pasta SS são: ocorre alteração da composição do material durante o processo de resfriamento e de solidificação; o método convencional (conhecido como regra da alavanca) para a determinação da composição do sólido não é válido para este caso, uma vez que quando a fase sólida é formada, sua composição permanece constante; o método da alavanca é válido somente para a fase líquida onde a difusão é rápida (BENNER, 2001).

Uma vez que uma liga seja mantida em uma isoterma (linha de temperatura constante), ocorre a formação de estruturas dendríticas e globulares de forma a manter o equilíbrio termodinâmico característico do material naquela isoterma. Quanto mais curto o tempo de solidificação ao qual a liga é submetida, maior é a quantidade de líquido retido nos glóbulos. A fim de evitar este encapsulamento de líquido, o tempo de solidificação deve ser

determinado para que o melhor resultado ocorra e a estrutura globular seja mais estável (LOUÉ; SUERY, 1995).

2.3 Tixoconformação

A conformação mecânica do SS é chamada de tixoconformação. O grande potencial de conformação do SS está voltado para o forjamento e a injeção de peças próximas ao formato final. No entanto, para a utilização do SS, o metal deve apresentar uma boa coexistência entre as fases sólida e líquida, uma boa resposta à deformação, um arranjo microestrutural durante a solidificação que evite a formação de dendritas e uma quantidade adequada de fração sólida (FERRANTE; FREITAS, 1999).

Embora a peça conformada final, após o processamento semi-sólido (SSP) apresente diversas vantagens, existem vários fatores importantes que prejudicam as propriedades mecânicas e que são influenciadas pelas características da formação do SS e do seu processamento como as condições de solidificação que influenciam a segregação da fase sólida, a temperatura de pré-aquecimento do molde para processamento e a velocidade de conformação (VIEIRA; FERRANTE, 2005) (VIEIRA; KLIAUGA; FERRANTE, 2004).

A aplicação de ligas em estado semi-sólido na fabricação de peças através de moldagem por deposição (FDM- Fused Deposition Modeling) foi recentemente avaliada e despertou o interesse pelo fato de se utilizar pequenos pedaços de material semi-sólido forjados a frio para comporem uma peça maior. As Figuras 22a e 22b mostram três peças fabricadas através deste processo, onde um arame de material SS foi enrolado e posteriormente prensado. Na Figura 23 é possível observar a perfeita união entre as duas camadas de arame da peça mostrada na Figura 22b (MENDEZ; RICE; BROWN, 2003).

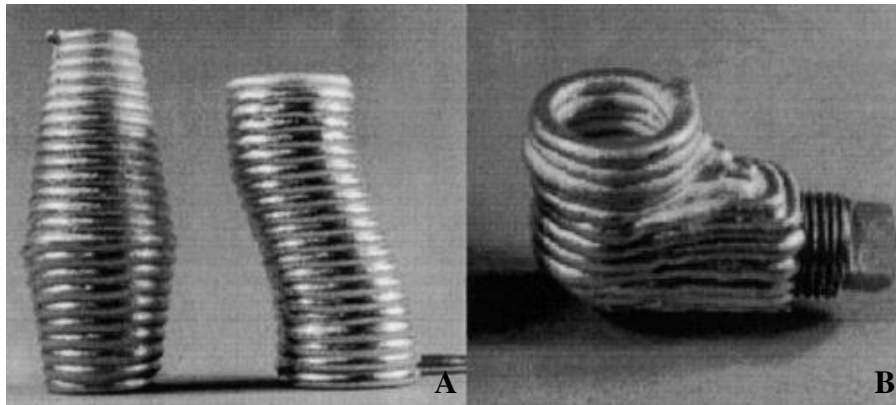


Figura 22: Formas 3D obtidas por deposição de semi-sólidos. a) deposição das camadas do metal e b) prensagem do material depositado para formação da peça (MENDEZ; RICE; BROWN, 2003).

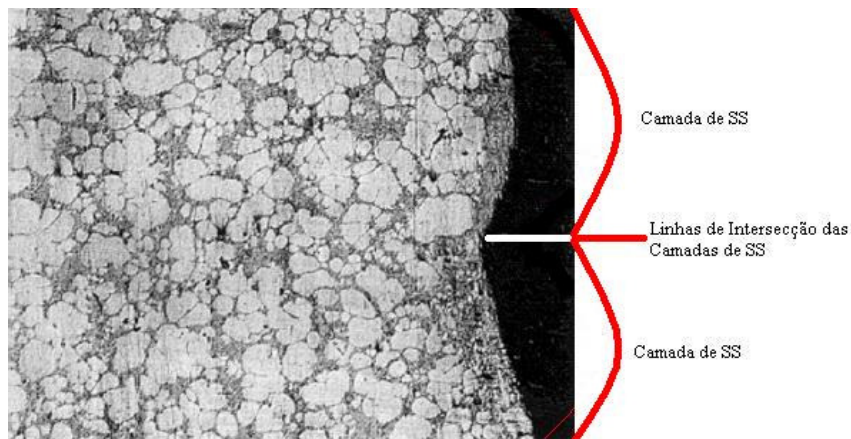


Figura 23: Microscopia ótica do corte da seção entre duas camadas de SS, demonstrando a perfeita união entre as camadas, após a conformação mecânica (Adaptado de MENDEZ; RICE; BROWN, 2003).

A fim de determinar o impacto na facilidade de conformação da liga Al-4,5%Cu reofundida, refinada com AlTiB, em relação ao processo de conformação convencional, foram realizados experimentos com forjamento e extrusão da pasta. Na Figura 24 são apresentados os três processos de tixoconformação de metais reofundidos. Nestes experimentos foram produzidas amostras de pasta SS em temperaturas de 1165°C e 1175°C, termicamente tratadas durante 5, 10 e 15 minutos. Durante a conformação, as amostras foram submetidas novamente à temperatura de Semi-Sólido e conformados em prensa hidráulica, com uma força aplicada de 70 kN, resultando em uma deformação verdadeira de 0,4 (ROVINA, 1997).

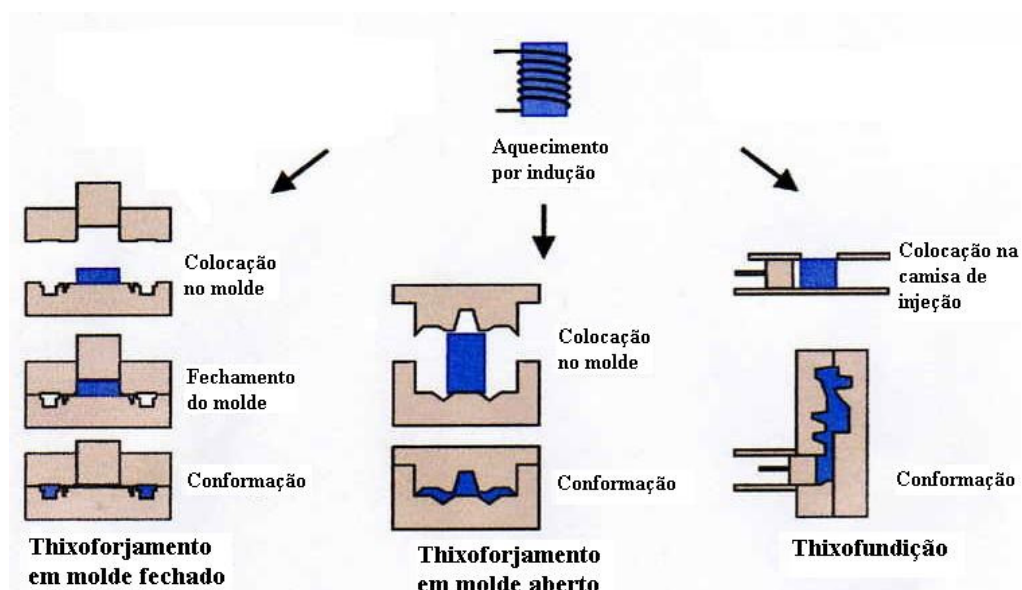


Figura 24: Exemplo de três processamentos de semi-sólidos (MESSMER, 2005).

Para o Tixoforjamento da liga Al-4,5%Cu, o lingote refundido foi aquecido à temperatura de Semi-Sólido antes do trabalho mecânico realizado em uma matriz também aquecida. Os ensaios foram executados com aplicação das forças de 10 kN, 30 kN, 50 kN e 70 kN, sendo que a maior força apresentou o melhor resultado em termos de preenchimento da matriz. Não houve aparecimento de trincas e as peças apresentaram exatidão de forma (sem perda dimensional) e bom acabamento superficial. Comparativamente, a força de forjamento da mesma peça fabricada a partir do sólido, no processo convencional, foi três vezes maior do que aquela usada para o Tixoforjamento. O Tixoforjado possui a vantagem da redução das tensões residuais, o que dificulta o aparecimento e o crescimento de trincas e, conseqüentemente, possui uma maior resistência mecânica (ROVINA, 1997).

Na mesma liga de Al-4,5%Cu refinado com Al-Ti-B, e nos mesmos parâmetros de temperatura, foram realizadas experimentos de Tixoextrusão. Inicialmente se observou que este material na forma Semi-Sólida tem alta capacidade de deformação, propriedade importante para a conformação. Na Tixoextrusão a peça sofre variação no acabamento superficial e a sua precisão dimensional é diminuída em relação à extrusão da liga sólida, possivelmente devido à separação das fases sólida e líquida do material durante o processamento. A força aplicada na Tixoextrusão foi constante para cada faixa de temperatura, sendo que, para temperaturas mais altas, a força foi menor devido ao aumento na quantidade de fase líquida. De forma similar ao resultado obtido no Tixoforjamento, na análise comparativa entre a Tixoextrusão e a extrusão a partir de um sólido (convencional),

verificou-se que a força necessária para a extrusão a partir do sólido é quatro vezes e meia maior do que aquela necessária para a Tixoextrusão (ROVINA, 1997).

Dados termodinâmicos, análise térmica, análise metalográfica, monitoramento por ultra-som e alguns ensaios mecânicos são utilizados para determinar a fração sólida na estrutura da pasta SS, um parâmetro importante para a conformação mecânica da mesma, pois determina as forças externas que devem ser impostas nos equipamentos para a fabricação do produto (TZIMAS; ZAVALIANGOS, 2000).

2.4 Liga Ti-6Al-4V para Aplicações Biomédicas

O Titânio, descoberto por William Gregor em 1790, é um metal de cor cinza-escuro, altamente reagente com o Oxigênio formando óxido de titânio. Pode ser polido, não reage com álcoois ou com a maioria dos ácidos. Ocorre, em sua maioria, como os minerais Ilmenita (FeTiO_3), cujos cristais são mostrados Figura 25, e Rutilo (TiO_2), mostrado na Figura 26. É o quarto minério mais abundante no planeta. O processamento deste metal começou na década de 1950, e a sua utilização tem crescido a cada ano, em torno de 8%. Embora seja um metal de grande abundância na natureza, raramente é encontrado na forma pura dada à sua elevada reatividade. Por este motivo, para a obtenção do Ti puro é necessário o processamento do minério, um processo de alto custo. Comparativamente, a energia necessária para o processamento de uma tonelada de Titânio é a mesma para necessária para processar 1,7 toneladas de Alumínio ou 16 toneladas de Aço (BOYER; COLLINS; WELSCH, 1994).

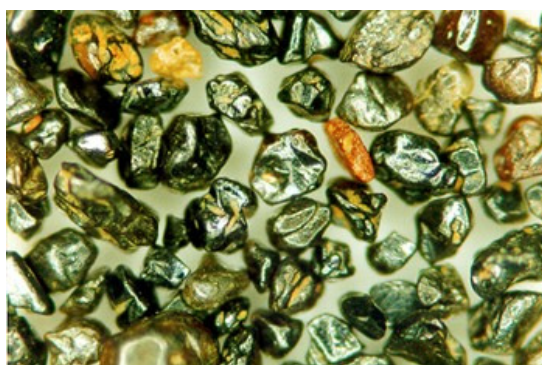


Figura 25: Cristais de Ilmenita (INB-INDUSTRIAS NUCLEARES DO BRASIL, 2007).



Figura 26: Cristais de Rutilo (INB-INDUSTRIAS NUCLEARES DO BRASIL, 2007).

Na Figura 27 é apresentada uma imagem de microscopia de força atômica (MFA) de uma matriz de Ti, onde é possível visualizar o arranjo cristalino e na Figura 28 a sua imagem em microscópio eletrônico de varredura (MEV).

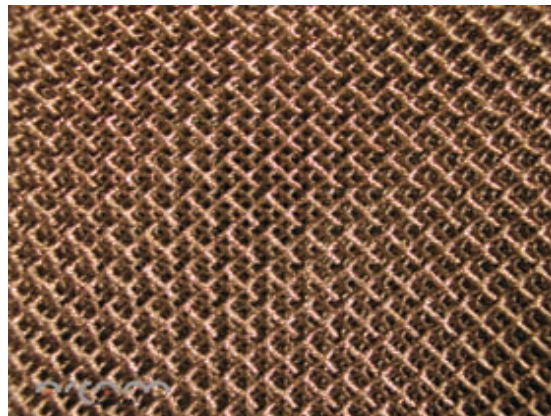


Figura 27: Microscopia de Força Atômica do Ti. A aparência de malha é a formação dos átomos do metal (SCHROEDER, 2006).

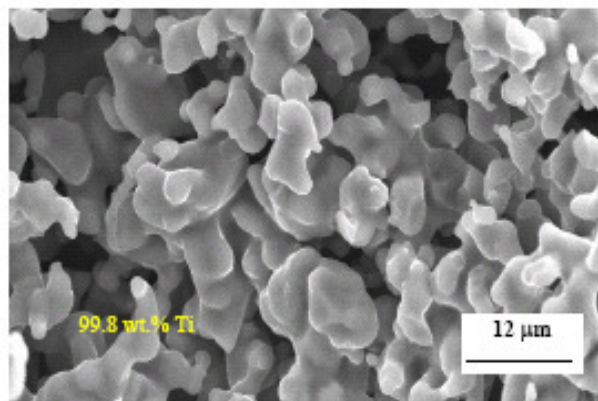


Figura 28: Microscopia Eletrônica de Varredura de Ti com 99,8% de pureza. As partículas visualizadas são de Ti depositadas na superfície de uma amostra (CLYNE, 2007).

As propriedades físicas do Titânio puro são mostradas na Tabela 2.

Tabela 2: Propriedades físicas do Titânio puro.

<i>Propriedades</i>	<i>Valor</i>
Massa Atômica	22
Massa específica	4,11 g/cm ³
Estado da Matéria a 20°C	Sólido
Ponto de Fusão	1660°C
Ponto de Ebulição	3287°C

Fonte: INFOMET, 2007; BOEING DESIGN MANUAL, 1998.

Dentre as ligas de Ti mais utilizadas estão a TiNi que é uma liga com memória de forma, o TiAl para aplicação na indústria automotiva e aeroespacial e a liga Ti6Al4V utilizada na indústria aeroespacial e biomédica. A liga Ti6Al4V é a mais produzida sendo que a sua participação no mercado é de aproximadamente 50% do volume mundial, e deste percentual, aproximadamente 80% é utilizada na indústria aeronáutica e o restante é dividido em outras aplicações como automobilística, naval e em implantes e próteses que participam com 3% do volume (BOYER; SUERY, 1994). A Tabela 3 apresenta algumas ligas de Titânio e suas aplicações.

O Titânio é um metal bastante reativo em temperaturas elevadas, formando óxidos de titânio com muita facilidade, como ilustra a Figura 29. A captura do Oxigênio pode ocorrer quando em contato com uma atmosfera rica em O₂, com água ou em atmosfera de CO₂. Uma das formas de se evitar que o produto final esteja impregnado de Óxido de Titânio é realizar a fusão do metal, ou de suas ligas, em forno a vácuo ou ainda em atmosfera inerte evitando, desta forma, o contato com o Oxigênio (DESTEFANI *et al*, 1992).

Tabela 3: Composição Química de algumas ligas de Titânio e suas características básicas para aplicações.

Liga	Uso %	Composição Nominal 5%													Propriedades Especiais
		O	N	C	H	Al	Fe	V	Cr	Sn	Mo	Nb	Zr	Si	
Ti-6Al-4V	85	0.18	0.015	0.04	0.006	6	0.13	4							Aplicação Geral
Ti-6Al-4V ELI	1	0.11	0.010	0.03	0.006	6	0.10	4							Resistência Criogênica
Ti Puro Comercial (Grau 2)	6	0.25	0.015	0.03	0.006		0.15								Resistência à Corrosão
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	7	0.10	0.010	0.03	0.006	6	0.15			2	2		4		Resistência à Alta Temperatura
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	<1	0.10	0.010	0.03	0.006	6	0.15			2	6		4		Resistência à Alta Temperatura
Ti-5Al-2.5Sn	<1	0.16	0.015	0.03	0.006	5	0.2			2.5					Resistência Criogênica
Ti-6Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo (Beta C)	<1	0.10	0.015	0.03	0.006	3.5	0.2	8.5	6		4		4		Resistência Temperatura Ambiente
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn (Ti-15-3)	<1	0.12	0.015	0.03	0.006	3	0.02	15	3	3					Resistência Temperatura Ambiente
Ti-1100	<1	0.07	0.015	0.04	0.006	6.0	0.02			2.75	0.4		4.0	0.45	Propriedades a Alta Temperatura
IMI-834	<1	0.10	0.015	0.06	0.006	5.8	0.02			4.0	0.5	0.7	3.5	0.35	Propriedades a Alta Temperatura
Total	100														

Fonte: (DESTEFANI *et al*, 1992).

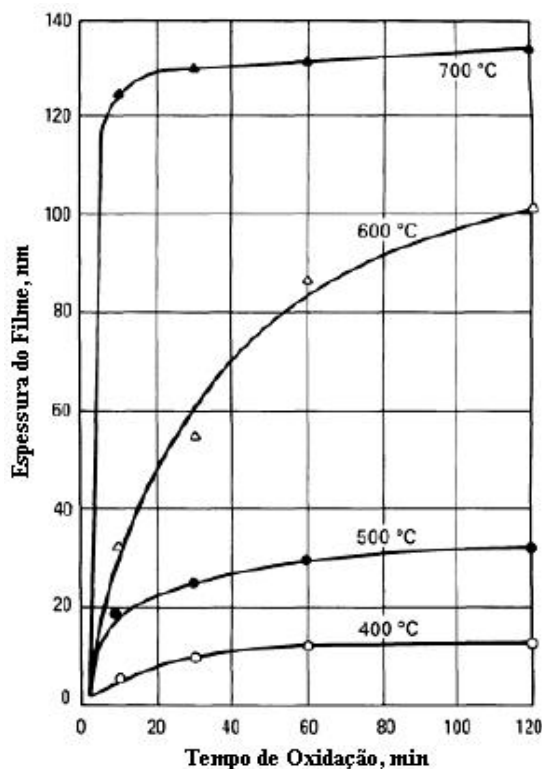


Figura 29: Diagrama mostrando a espessura do filme de óxido formado sobre Ti puro em contato com o ar em diferentes temperaturas. Nota-se que, quanto maior a temperatura de trabalho do metal, maior a facilidade de oxidação (adaptado de DESTEFANI *et al.*, 1992).

A biocompatibilidade da liga Ti6Al4V é um fator de vital importância para a sua aplicação como biomaterial. Além disso, este material tem massa específica menor do que a dos aços inoxidáveis, o que implica em maior leveza e aumento do conforto para o usuário da prótese (AOKI *et al.*, 2004).

Devido à boa resistência mecânica e à passivação com filme óxido, a liga Ti6Al4V é utilizada em implantes ortopédicos onde a resistência mecânica é importante. Algumas aplicações em implantes e próteses são mostradas na Figura 30. Propriedades também interessantes para estas aplicações são o baixo Modulo Elástico (favorece o carregamento do osso e, conseqüentemente, o seu crescimento) e a boa resistência à fadiga (resistência a carregamentos cíclicos) o que a faz importante como matéria prima de parafusos para ossos, implantes dentários, prótese parcial ou total de quadril, de joelho, de cotovelo, de mandíbula, de dedo e de ombro (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 2004).

ilustradas na Figura 31, que dependem do tipo de tratamento térmico posterior à fabricação. Estas microestruturas modificam de forma sensível as características mecânicas da liga.



Figura 31: Diferentes microestruturas da liga Ti6Al4V relacionadas com o tratamento térmico a que foi submetida. a) estrutura lamelar, b) estrutura equiaxial e c) estrutura bimodal (lamelar e equiaxial) (adaptado de RACK; QAZI, 2006).

A microestrutura diferenciada em cada tratamento afeta a resistência mecânica do material, como ilustra a Figura 32, pois as tensões residuais no material são diretamente influenciadas pelos contornos de grãos e pelas lamelas (RACK; QAZI, 2006).

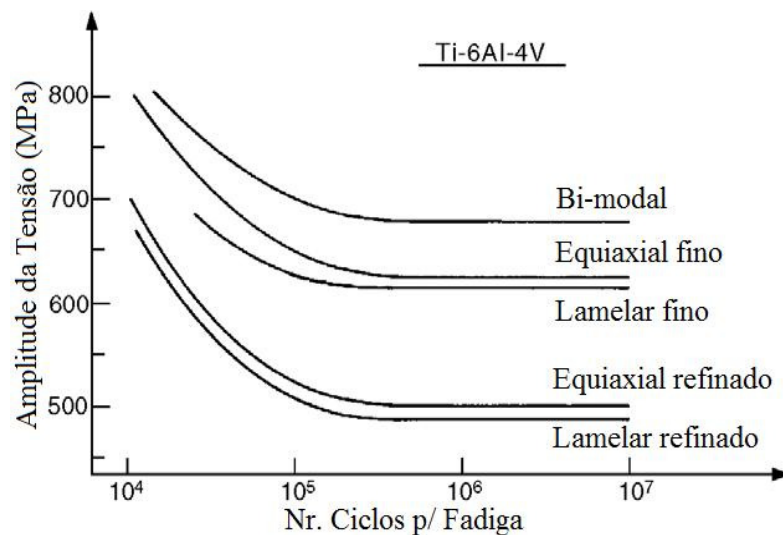


Figura 32: Diagrama mostrando a influência da microestrutura da liga Ti6Al4V na resistência à fadiga do material (adaptado de KACK; QAZI, 2006).

Na Figura 33 estão exemplificadas as aplicações da liga Ti6Al4V em haste e acetábulo de prótese de quadril, onde a resistência à fadiga é uma propriedade fundamental, devido ao carregamento cíclico sofrido por estas peças em serviço.



Figura 33: Exemplo de prótese de quadril e cúpula fabricados em liga Ti6Al4V (adaptado de MIN et al., 2008).

2.4.1 Diagrama de Fases da liga Ti-6Al-4V

Através do estudo dos diagramas de fase e das isotermas para os metais e suas ligas é possível entender a correlação existente entre as transformações de fases e os tratamentos térmicos aplicados (KOLACHEV; LYASOTSKAYA, 2003).

Vários métodos de construção dos diagramas de fases das ligas de Ti, de forma empírica e através de métodos matemáticos têm sido analisados. O software Thermo-Calc tem apresentado resultados bastante confiáveis prevendo a formação das fases α e β com grande precisão. A construção do diagrama de fases das ligas TiAlX (onde X é um metal adicionado à liga TiAl) pode ser feita considerando como ponto de partida o diagrama de fases binário da liga TiAl, onde é acrescentado o terceiro elemento metálico (SAUNDERS, 1996).

As temperaturas de transição dos estados para uma liga são definidas como sendo aquelas onde ocorre uma mudança de estado. Para as ligas de Ti têm-se as seguintes temperaturas de transição:

1. Transformação β : entre 955°C e 1010°C, variando de acordo com a composição da liga, impurezas intersticiais e conteúdo de oxigênio. Para a liga Ti6Al4V esta temperatura é de 995°C \pm 15°C;
2. Grau ELI (Extra Low Intersticial): de 975°C \pm 15°C;
3. Temperatura *Liquidus*: temperatura acima da qual a liga se encontra totalmente no estado líquido. O Al e o V reduzem a temperatura de fusão do Ti. Para a liga Ti6Al4V, há indicações de intervalo entre 1635°C e 1670°C;
4. Temperatura *Solidus*: temperatura abaixo da qual todo o metal está totalmente na fase sólida. Para a liga Ti6Al4V varia entre 1605°C e 1635°C \pm 10°C;
5. Temperatura Martensítica: onde ocorre a formação de Martensita, uma estrutura que confere alta dureza a liga. Para a liga Ti6Al4V, esta temperatura é de 800°C (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

A Figura 34 mostra a formação das fases da liga Ti6Al4V durante o resfriamento, a partir de 1100°C.

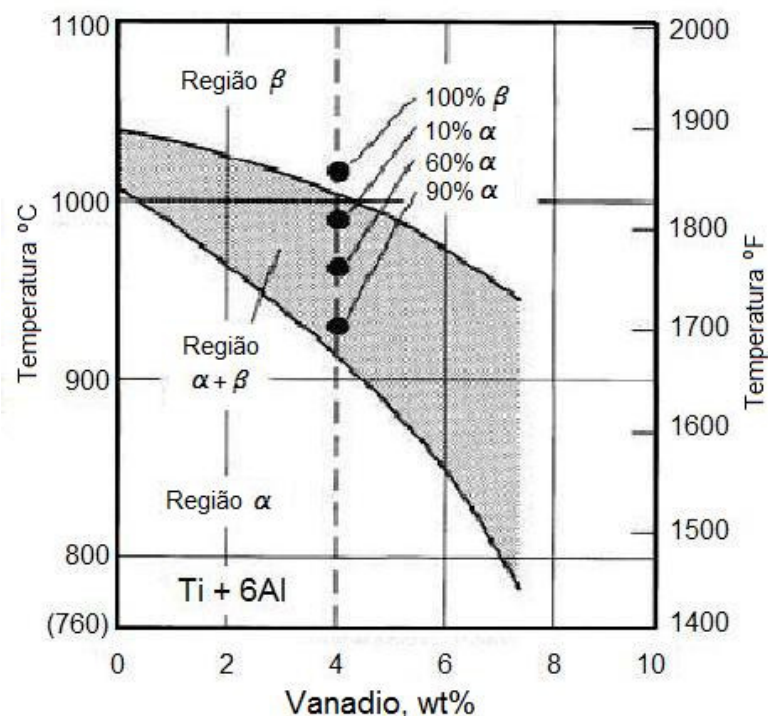


Figura 34: Formação das fases na liga Ti6Al4V, com resfriamento a partir de 1100°C (adaptado de KENNEY *et al*, 1998).

A liga Ti6Al4V pode ser processada de diversas maneiras, formando diferentes fases e, portanto, diferentes microestruturas. A fase β aparece, à temperatura ambiente, em forma de lamelas com, aproximadamente, 200 μm de espessura, intercaladas com a fase α . A Figura 35 demonstra diferentes processos e o seu impacto na formação da microestrutura desta liga (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

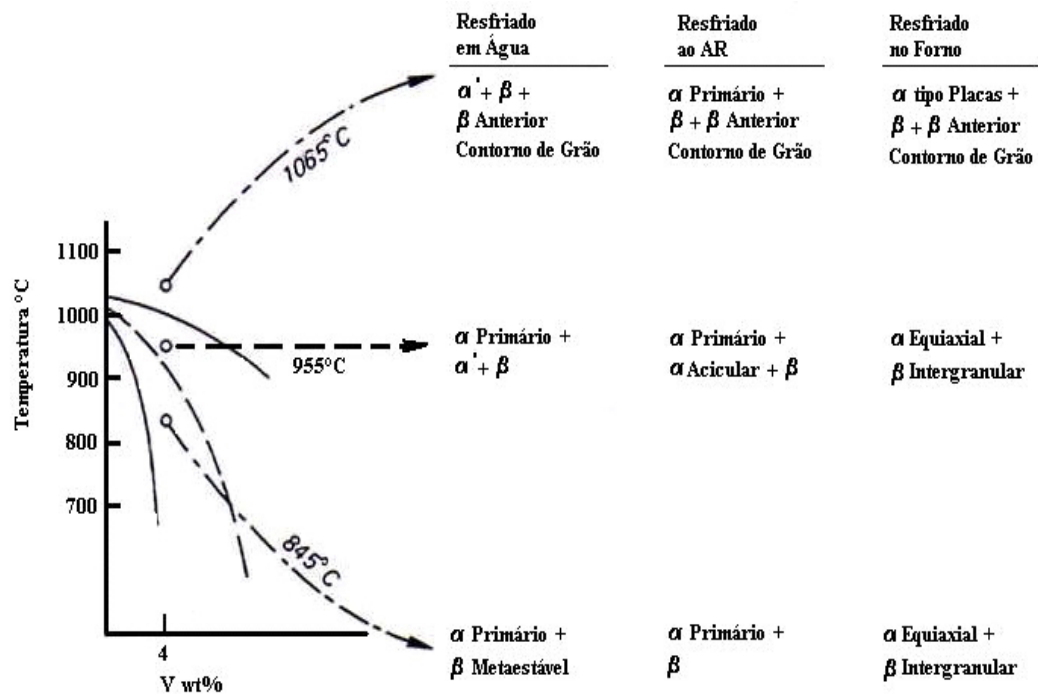


Figura 35: Diagrama de Controle Microestrutural da liga Ti6Al4V, mostrando os diferentes tratamentos térmicos e as formações das fases da liga (adaptado de BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

As Figuras 36, 37, 38 e 39 apresentam os diagramas de fases da liga Ti6Al4V para as isotermas de 900, 980, 1200 e 1400°C, respectivamente. O entendimento dos diagramas de fases dos materiais é importante para a identificação da microestrutura que se forma a partir da isoterma em análise.

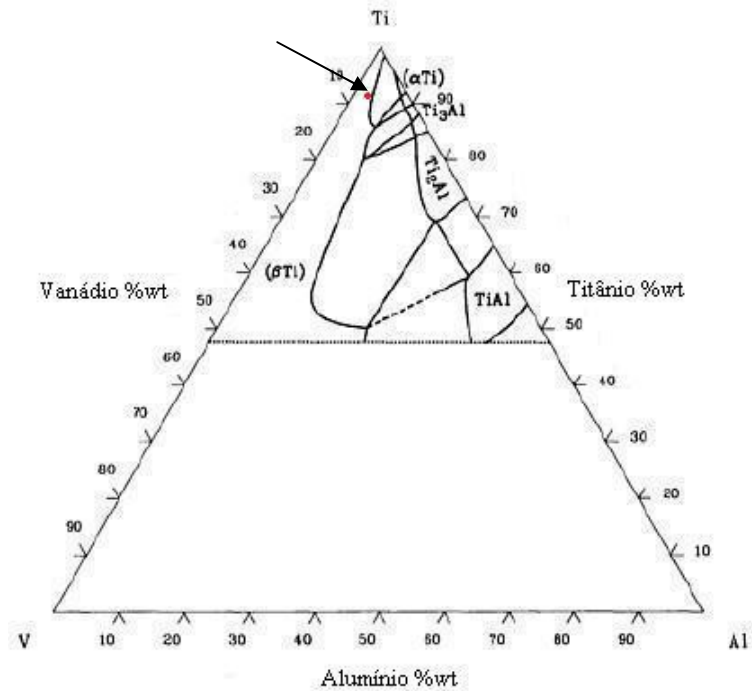


Figura 36: Isoterma 900 °C da liga Ti6Al4V. O ponto vermelho no vértice superior mostra a liga estudada e demonstra que nesta isoterma está na formação simultânea das fases α e β (adaptado de BAKER *et al.*, 1992)

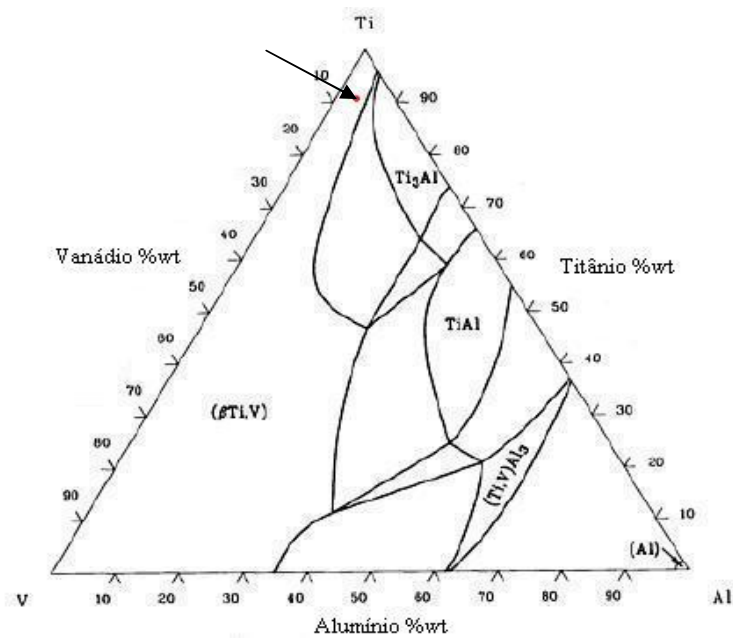


Figura 37: Isoterma 980 °C da liga Ti6Al4V. Nesta isoterma, o ponto vermelho mostra que a fase formada é β (adaptado de BAKER *et al.*, 1992).

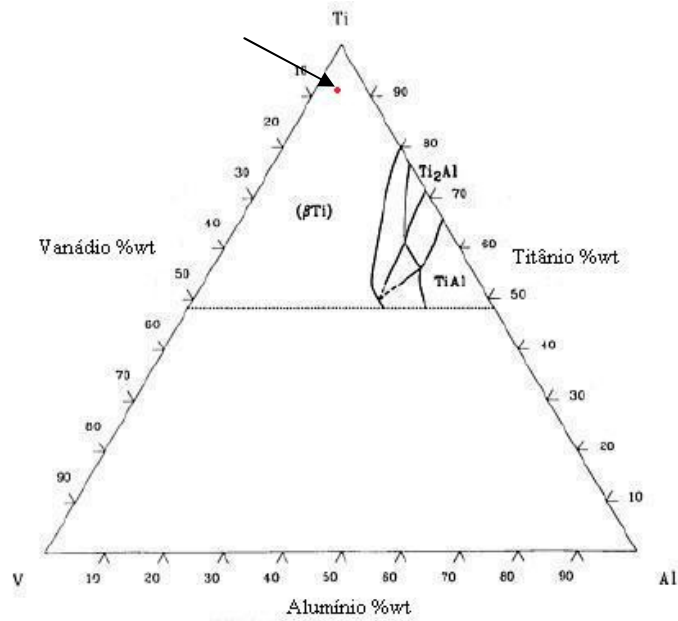


Figura 38: Isoterma 1200 °C da liga Ti6Al4V. Nesta isoterma o ponto vermelho mostra que somente existe a formação de fase β (adaptado de BAKER *et al.*, 1992).

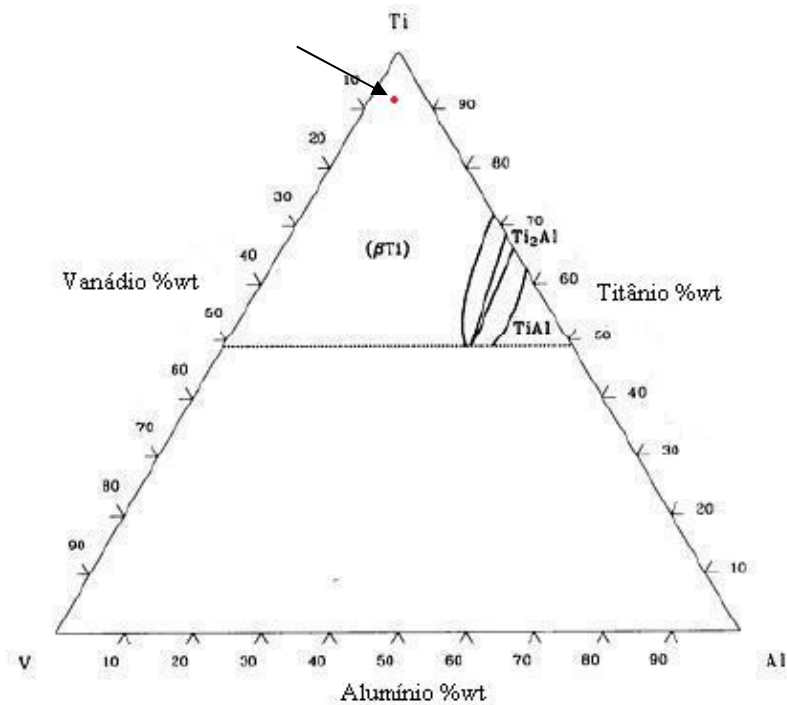


Figura 39: Isoterma 1400°C de Ti6Al4V. O ponto vermelho nesta isoterma mostra a formação da fase β (adaptado de BAKER *et al.*, 1992).

Os materiais no estado sólido formam estruturas cristalinas próprias nas condições de equilíbrio. Contudo, alguns materiais podem sofrer reorganização e modificação da estrutura

crystalina quando as condições de temperatura e pressão são alteradas, fenômeno denominado polimorfismo. Neste caso, cada estrutura cristalina é diferenciada das outras, formando uma fase diferente daquela inicial (BAKER *et al.*, vol. 9, 1992) (KENNEY *et al.*, 1996). A Figura 40 mostra a mudança na estrutura cristalina da liga Ti6Al4V com a alteração da temperatura.

A microestrutura dos materiais está diretamente vinculada às suas propriedades mecânicas e, portanto, a sua identificação é importante a fim de que se conheçam as propriedades necessárias a uma determinada função a que o material será submetido.

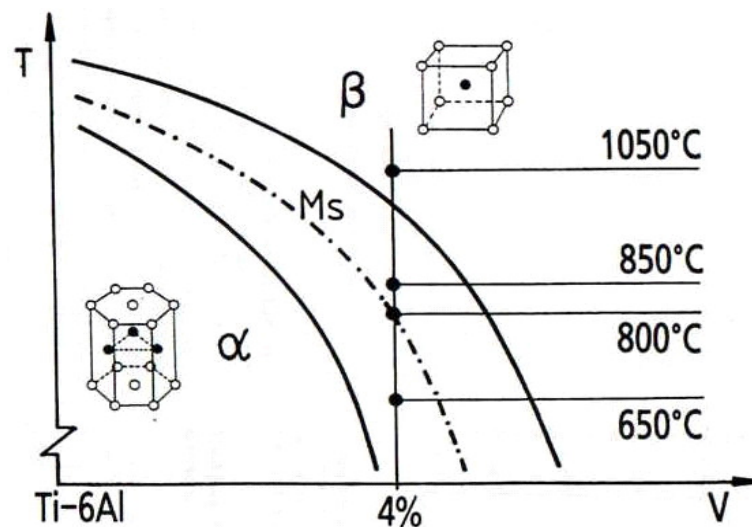


Figura 40: Diagrama mostrando a alteração das estruturas cristalinas da liga Ti6Al4V, de acordo com a mudança de temperatura a que é submetida. Pode-se observar que a fase β apresenta a estrutura cúbica de corpo centrado e a fase α, hexagonal compacta (adaptado de BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

O equilíbrio termodinâmico de um material, que determina as suas características microestruturais e as suas propriedades mecânicas, pode ser estável, instável e metaestável. Por definição, o equilíbrio estável é a condição na qual o material está na sua condição mínima de energia, ou seja, a sua estrutura mantém-se invariável ao longo do tempo, se as condições externas se mantiverem as mesmas durante este período. Para o equilíbrio metaestável, deve ser inserida energia no sistema para que o equilíbrio do material seja alcançado. Para o equilíbrio instável, o sistema não requer inserção de energia para que alcance o equilíbrio metaestável ou estável, ou seja, o sistema se desestabiliza por si só, transformando-se até que o estado metaestável ou o estável seja alcançado (BAKER *et al.*, 1992).

Sob certas condições específicas, uma estrutura cristalina metaestável poderá ser formada, no lugar da estável. O método mais comum de se conseguir esta condição é através do resfriamento extremamente rápido do material a partir de uma temperatura determinada,

fazendo com que estruturas de equilíbrio instável se formem (BAKER *et al.*, 1992).

As ligas de Titânio comerciais apresentam as fases em equilíbrio α , β e $\alpha + \beta$, ou seja, existirem três fases estáveis para estas ligas, dependendo das condições em que se encontram e da sua composição química. A liga Ti6Al4V apresenta a fase estável $\alpha + \beta$, que confere as suas principais características: boa usinabilidade em relação ao Ti puro, alta resistência mecânica na temperatura ambiente e moderada resistência mecânica em altas temperaturas (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

A relação percentual entre as fases α e β pode variar e, geralmente, o percentual de β está entre 10% e 50% do total das fases. Este controle da quantidade das fases pode ser conseguido através de tratamentos térmicos que garantem a solubilização das diferentes fases na liga (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

A constituição da liga Ti6Al4V é de fase $\alpha + \beta$, como já foi apresentado anteriormente, sendo que a fase α se caracteriza pela estrutura cristalina hexagonal compacta (hcp) e é estabilizada pela presença do Al da liga. A fase β é caracterizada pela estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (ccc) e é estabilizada pela presença do V na liga (MARINO *et al.*, 2000) (FREITAS *et al.*, 2008). A Figura 41 mostra as microestruturas do Ti puro e da liga Ti6Al4V.

Comumente a liga Ti6Al4V, na temperatura ambiente, é caracterizada por uma microestrutura de grãos formada por lamelas, ou macrozonas com orientação similar, derivada da estrutura de grãos da fase β (BANTOUNAS *et al.*, 2007).

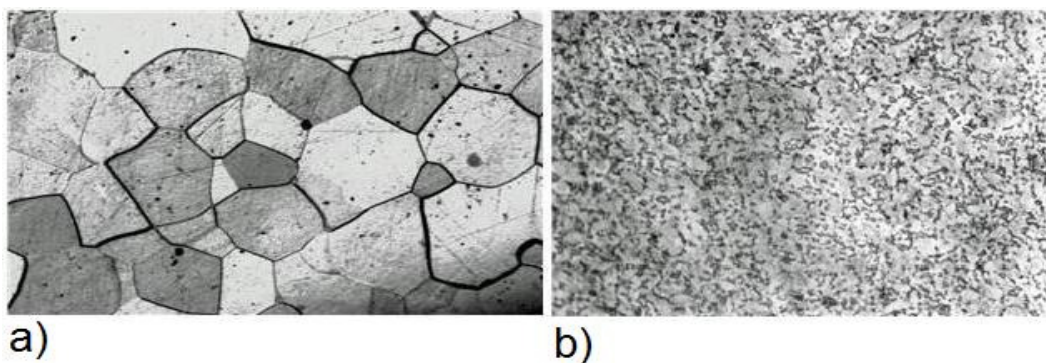


Figura 41: Fotomicrografia com a mesma ampliação para mostrar as diferentes formas cristalinas. Em a) Ti puro e que apresenta contornos de grão e homogeneidade de tamanho, de acordo com uma microestrutura típica de material monofásico. b) apresenta a microestrutura da liga Ti6Al4V, sendo que a cor clara é a fase α e a cor escura a fase β e que são formadas em temperaturas diferentes (MARINO *et al.*, 2000).

As fases α e β da liga Ti6Al4V são formadas em temperaturas distintas, sendo que cada uma delas é induzida pelos componentes que fazem parte da liga. A fase α é formada a

baixa temperatura, uma vez que esta é influenciada pelo Al, com ponto de fusão baixo. Já a fase β se forma em temperatura mais alta, estabilizada pelo V com ponto de fusão a temperatura maior. A recristalização dinâmica da liga ocorre sempre nas duas fases, sendo que isto ocasiona um refino da microestrutura da liga, principalmente nos processos onde ocorre a deformação mecânica do material (LI; LI, 2006).

A liga Ti6Al4V, composta pelas fases $\alpha + \beta$, tem várias características interessantes para aplicações em Engenharia Biomédica. Esta liga, na temperatura ambiente, é composta em sua maioria pela fase α , que possui alta resistência mecânica, disposição para tratamento térmico e boas condições de processamento termo-mecânico. A fase β , que completa a microestrutura possui baixo módulo de elasticidade e elevada resistência à corrosão (LIU; CHU; DING, 2004).

Na substituição dos tecidos duros do corpo humano, o baixo módulo de elasticidade da liga Ti6Al4V é geralmente visto como uma vantagem importante nas aplicações biomecânicas, pois este acarreta em uma menor proteção ao osso ao redor da prótese ortopédica, facilitando a sua cicatrização (LIU; CHU; DING, 2004).

2.4.2 Fusão da liga Ti6Al4V

A fusão do Titânio teve início no final da década de 1940, sendo que os processos utilizados foram o aquecimento por resistência e indução. Após esta fase inicial, foram acrescentados os processos de fusão em cadinho resfriado e eletrodo consumível. Fornos com vácuo foram utilizados e permitiram que quantidades maiores fossem fundidas, permitindo a fabricação de lingotes (KENNEY *et al.*, 1998)(KIM *et al.*, 2004).

Os primeiros cadinhos e moldes utilizados na fusão do Ti e de suas ligas foram confeccionados em grafite de alta densidade, os quais resistem a altas temperaturas e possuem baixo índice de contaminação do Ti, além de apresentarem facilidade de usinagem (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994).

A liga Ti6Al4V é, geralmente, fundida em equipamentos específicos que proporcionam o controle da oxidação da mesma. Devido à alta reatividade do Ti o processo de fundição deve ser realizado em atmosfera controlada com, preferencialmente, Argônio de alta pureza (99,99%) ou em alto vácuo (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994) (KENNEY *et al.*, 1998). Em peças produzidas a partir da fusão das ligas Ti6Al4V e Ti6Al4VxCu (sendo x uma

concentração determinada de Cu) foram observados problemas como integridade superficial e porosidade interna, o que demonstra a dificuldade na obtenção de peças sem defeitos através da fusão destas ligas utilizando os processos convencionais, além da necessidade de altas temperaturas durante o processo (AOKI *et al.*, 2004).

Uma alternativa à fusão das ligas de Ti a partir do material sólido é utilizando o processo de metalurgia do pó, também chamada de Conformação de Pós Elementares Semi-sólidos. Esta tecnologia utiliza pós dos elementos da liga (micro esferas) misturados e compactados na matriz do formato desejado, garantindo que o material seja prensado até o formato próximo daquele considerado final chamado de “Near Net Shape” (NNS). Este processo é uma alternativa confiável e rápida para a formação da peça desejada com diminuição do consumo de energia e sem a utilização de cadinhos. A mistura compactada é colocada em forno para que seja efetuada a fusão das esferas e, tão logo o ponto de fusão seja alcançado, a peça é formada. Neste processo a reofundição ocorre em escala microestrutural, uma vez que cada esfera se funde individualmente (WEN; YASUE; YAMADA, 2001).

A principal vantagem da reofundição da liga Ti6Al4V a partir da metalurgia do pó é que a forma final é alcançada em temperaturas abaixo daquela de fusão da liga. Com aquecimento até a temperatura de fusão do Al, a reofundição do material tem início. No entanto, a peça deve ser mantida sob pressão mesmo durante o aquecimento, para garantir sua forma durante o processo de reofundição do pó. Embora o Ti seja altamente reativo ao ar, principalmente em altas temperaturas, neste caso não ocorre oxidação, pois a temperatura na qual a liga é submetida não catalisa a oxidação. As peças fabricadas com a liga Ti6Al4V através deste processo de reofundição apresentam propriedades mecânicas como alongamento e tensão de escoamento maiores do que as mesmas peças fabricadas através do processo convencional de metalurgia do pó (YASUE *et al.*, 2000).

Para a obtenção do reofundido da liga Ti6Al4V, os parâmetros apresentados na Tabela 4 são fundamentais.

Tabela 4: Parâmetros relevantes para reofundição da liga Ti6Al4V.

Parâmetros	Valores e definições
Linha <i>Liquidus</i>	1635° a 1660°C
Linhas <i>Solidus</i>	1605° a 1635°C
Atmosfera Forno	Argônio ou Vácuo
Pressão	1 atm para Argônio
Tipo de Forno	Câmara ou Indução
Razão Aquecimento	+10°C/min
Resfriamento	Água Fria
Razão Resfriamento	-10°C/s

Fonte:INFOMET, 2007; BOEING DESIGN MANUAL, 1998.

2.5 Processos de Conformação Mecânica para Implantes

Dentre os processos mecânicos que podem ser aplicados sobre metais e suas ligas, na fabricação de implantes metálicos são mais comuns os processos de Usinagem, Fundição e Forjamento. Uma vez que estes processos influenciam diretamente na microestrutura do material devem ser considerados para a previsão das características mecânicas da peça acabada, principalmente quando esta envolve segurança como é o caso de próteses e implantes.

2.5.1 Fundição

Apesar do Ti e de suas ligas possuírem propriedades interessantes para aplicações em bioengenharia como biocompatibilidade, baixa densidade e alta resistência mecânica, dificuldades têm sido encontradas durante o processo de fundição destas ligas devido à sua alta reatividade ao oxigênio, alta temperatura de fusão, reatividade com o material do molde e dificuldade de preenchimento dos moldes. Estas dificuldades ocasionam problemas de rechupe (retração superficial da peça), porosidade e variação dimensional da peça (WU *et al.*, 2001).

A Figura 41 mostra uma simulação em CAD para uma prótese de quadril acabada e sua forma no final após a fundição. A peça sem acabamento apresenta o massalote e forma e dimensões próximas às definitivas.



Figura 42: Representação em CAD para uma prótese de quadril acabada (esquerda) e formato semi acabado após a fundição (direita) (WU *et al.*, 2001).

Para a fundição das ligas de Ti pode ser utilizado um cadinho de sílica (SiO_2) com revestimento de Zircônia (ZrO_2) com espessura de 1 mm para evitar a contaminação do metal. Mesmo com cuidados durante a fundição em relação à temperatura, preenchimento de molde, geometria da peça e à transferência de calor e massa, é bastante comum o aparecimento de poros nas peças, prejudicando as propriedades mecânicas das mesmas (WU *et al.*, 2001).

A estrutura da liga Ti6Al4V em temperatura ambiente é caracterizada como tendo a coexistência das fases α e β . Esta estrutura de fases é caracterizada pela existência de glóbulos da fase α , pequenas lamelas da fase α juntamente com as lamelas da fase β . Os glóbulos da fase α primária são formados devido à interação da fase β nos ângulos cristalinos desta fase α . A textura apresentada na Figura 43b é da liga fundida e posteriormente forjada. Devido ao forjamento, as lamelas ficam mais comprimidas do que apenas com o processo de fundição. A fase β nesta liga é no máximo de 8% do total da microestrutura formada, ilustrado no diagrama da Figura 43a (BHATTACHARYYA *et al.*, 2006).

As Figuras 43b e 44 mostram as formações das fases α e β na liga, com a clara diferenciação entre elas.

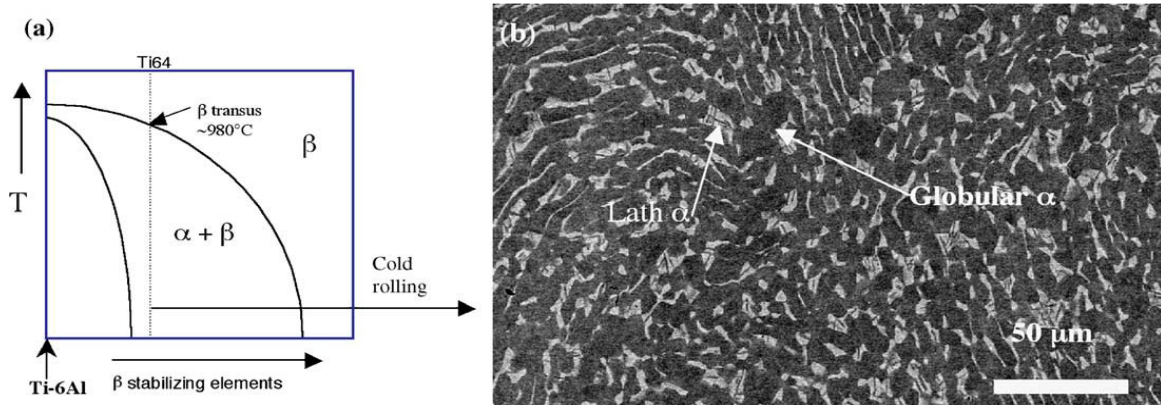


Figura 43: (a) diagrama ilustrando a transformação de fases da liga Ti6Al4V com a elevação da temperatura durante a fundição e (b) microscopia eletrônica de varredura mostrando a liga Ti6Al4V, onde pode-se observar uma estrutura globular da fase α , lamelas também da fase α dispersas na fase β (BHATTACHARYYA *et al.*, 2006).

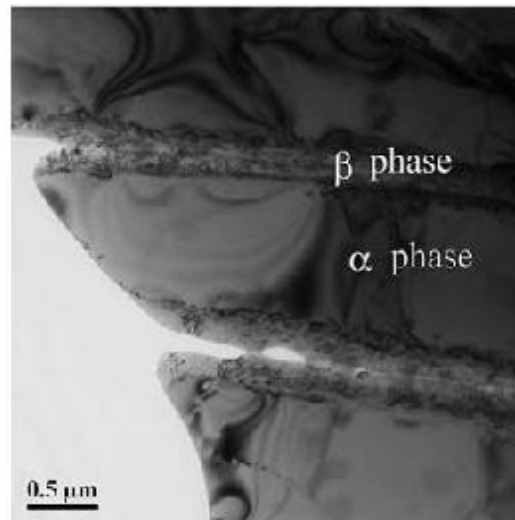


Figura 44: Microscopia eletrônica de transmissão da liga Ti6Al4V apresentando a fase α com sua estrutura granular e β com estrutura lamelar (YU; CHEN; PERNG, 2006).

A transformação da fase β na fase $\alpha+\beta$ é mono variante uma vez que para diferentes temperaturas existem diferentes pontos de equilíbrio das fases α e β e a fase α pode ser precipitada de diferentes formas ao longo do resfriamento do material. A fase α precipitada nas diferentes temperaturas tem diferentes morfologias, por exemplo, as lamelas mais refinadas são características de transformação em temperaturas mais baixas. Esta diferença de formação das fases acarreta no aparecimento de tensões residuais da fase α nas diferentes temperaturas. Devido a esta influência as peças acabadas têm diferentes valores de dureza entre a superfície e o seu interior de 528 ± 23 HV1 e 382 ± 17 HV1, respectivamente (MALINOV *et al.*, 2002).

A Figura 45 mostra etapas de fundição da liga Ti6Al4V pelo processo de cera perdida.

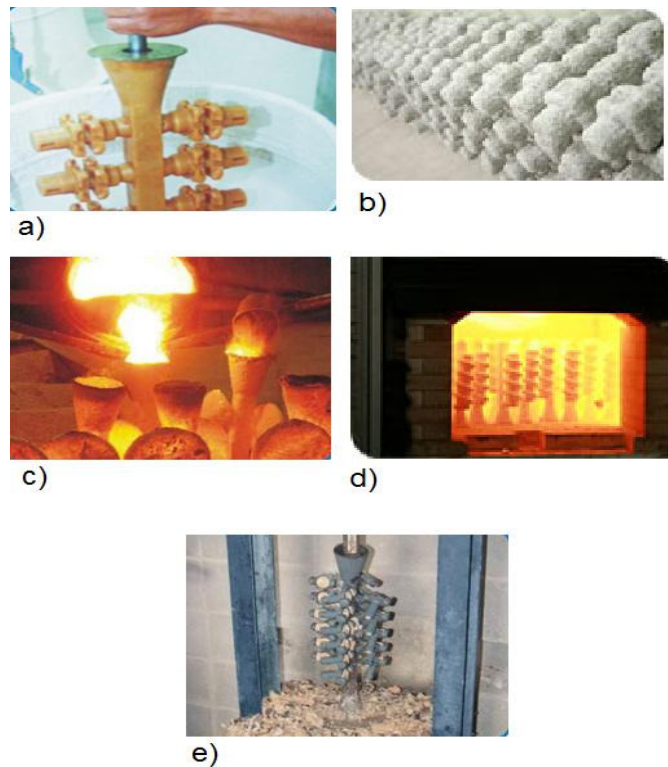


Figura 45: Fundição por cera perdida de peças em Ti6Al4V. Em a) o macho de cera da peça sendo mergulhado para a confecção do molde, b) o molde pronto, depois de retirada a cera, c) a liga fundida sendo vazada dentro do molde, d) moldes com a liga fundida já em seu interior para tratamento térmico e resfriamento e e) o molde em cerâmica sendo quebrado para o acesso às peças ainda presas nos canais de alimentação do molde (cortesia MICROFFUSÃO, 2009) (cortesia MICRORIO, 2009).

O processo de cera perdida é baseado na confecção de uma peça em cera, idêntica à peça a ser fabricada, coberta por várias camadas de material cerâmico. Após o endurecimento da cerâmica, o molde é levado a uma estufa para que a cera derreta e seja eliminada completamente do interior do molde permanecendo, portanto, apenas a cavidade com a forma da peça desejada. Em seguida, o molde é posicionado em uma centrífuga e o metal líquido é injetado ocupando todas as cavidades. Após resfriamento, o molde cerâmico é quebrado e a peça retirada passando, na seqüência, por processos de usinagem e acabamento superficial (McKENNA, 2005) (SINGH, 2004).

2.5.2 Forjamento

Os processos de deformação a quente, chamados de forjamento a quente, são

constituídos, basicamente, por seqüências de deformações e resfriamentos para permitir que ocorra uma recristalização do material. Quando a temperatura de escolha para o processo de forjamento está acima da temperatura de recristalização do material, os grãos se refinam e a peça apresenta propriedades mecânicas melhoradas. Se a temperatura estiver abaixo da de recristalização, ocorre encruamento, aumento da dureza e a formação de precipitados nos contornos de grão. Estes resultados encontrados nos aços também são encontrados nos outros metais e ligas metálicas, incluindo a liga Ti6Al4V (BAPARI *et al.*, 2008).

Existem diversos processos de forjamento que são utilizados para a conformação de peças, sendo que a maior diferença entre eles está no equipamento utilizado. O processo de forjamento por golpe consiste em manter uma barra aquecida entre duas ferramentas, ou matrizes, que golpeiam a barra para dar a forma desejada. Forjamento por prensagem consiste no uso de uma prensa hidráulica ou pneumática com dois moldes onde ocorre a prensagem rápida do material para a deformação permanente, podendo ser feita em um golpe ou em vários golpes e ferramentas progressivas. O forjamento por martelos é a evolução do processo utilizado por ferreiros e consiste em uma prensa em movimento contínuo com duas matrizes simples que não possuem a forma definitiva da peça. Este processo requer a habilidade do operador, uma vez que serve para preparar o material para uma forma aproximada da peça final e é muito utilizado em forjamento de virabrequins, eixos de comando e outras peças que exigem grande trabalho posterior. O forjamento por laminação é um processo mais utilizado para a redução de diâmetro, ou espessura de um material, forçando o material a passar entre rolos em movimento (YOPKO, 2005).

Os processos de deformação de metais sempre geram tensões residuais que influenciam diretamente na formação e propagação de trincas. Estas tensões podem ser geradas pelo gradiente térmico apenas ou em conjunto com a transformação de fases do metal. As tensões residuais são aumentadas quando o forjamento é realizado a frio. Isto ocorre porque o material não sofre o alívio de tensões causado pela temperatura (SINHA; GODABA, 2007).

Durante a deformação ocorre um aumento dos defeitos cristalinos e da energia interna, proporcionando a nucleação do material sendo, portanto, a temperatura de forjamento um agente importante a ser considerado, pois determina as características mecânicas do metal processado (BAPARI *et al.*, 2008).

Devido à importância da liga Ti6Al4V nas aplicações em bioengenharia e em engenharia aeroespacial, o estudo desta liga e de suas reações aos diversos tratamentos e processos tem sido cuidadosamente considerado pelos pesquisadores. Para a liga Ti6Al4V, a fase α se estabiliza em baixa temperatura, enquanto que a fase β se estabiliza em alta

temperatura, sendo que ambas contêm a solução sólida de Al. No processo de resfriamento desta liga, a fase β se transforma em fase α secundária mais fase β residual até que, no final do processo de resfriamento todo o volume da liga se transforme em α primária. Contudo, na zona definida como sendo aquela de deformação mecânica em alta temperatura, ou seja, a utilizada para o forjamento, as fases α (mais dura) e β (mais macia) coexistem (PICU; MAJORELL, 2002).

Acima de 530°C ocorre a transição entre as estruturas cristalinas da fase α para as das fases β e α secundário. Isto pode ser percebido macroscopicamente através de uma descontinuidade no diagrama que representa a tensão de escoamento em função da temperatura. Como este comportamento não é percebido no Ti puro, pode se concluir que o Al influencia esta característica (PICU; MAJORELL, 2002).

Para temperaturas abaixo de 530°C a influência dos outros componentes da liga, como o V, N, O e C residuais, ou impurezas, aparecem na forma de concentração intersticial, aumentando as forças aplicadas na deformação mecânica do material. A influência do Al neste caso está na modificação da curva tensão versus deformação (PICU; MAJORELL, 2002).

A presença do V, estabilizante da fase β , não exerce influência no material até que ele esteja em 957°C. A partir desta temperatura, na qual a fase β já se forma, as propriedades mecânicas da liga se transformam de forma marcante, devido à característica macia da fase β . Nesta faixa de temperatura o forjamento a quente, o crescimento de grãos e a recristalização do material não é relevante na liga Ti6Al4V, pois em temperaturas próximas de 957°C ocorre a formação da fase $\alpha + \beta$ que limita a recristalização do material (PICU; MAJORELL, 2002, p. 308) (VO *et al.*, 2007).

Com a elevação da temperatura existe a solubilização das fases α primária e secundária e a formação da fase β macia diminuindo, portanto, a dureza da liga e proporcionando melhor deslizamento entre os grãos. Nestas condições se consegue um bom desempenho no forjamento, baixo esforço mecânico e recristalização diferenciada, inclusive com o aparecimento de algumas estruturas lamelares deformadas e fase α globularizada. Em temperaturas elevadas a resistência à deformação no processo de forjamento é devido aos deslocamentos dos átomos de Al (PICU; MAJORELL, 2002) (VO *et al.*, 2007). A Figura 46 mostra a microestrutura da liga Ti6Al4V após o forjamento a quente.

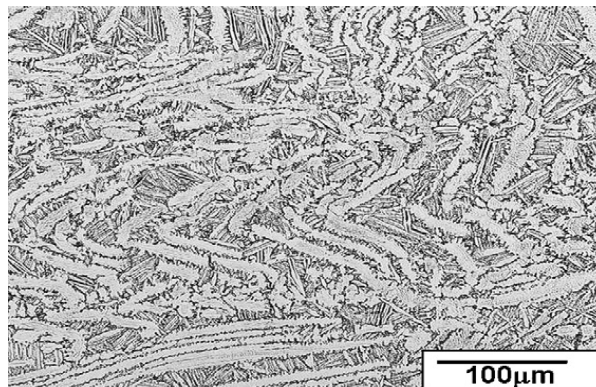


Figura 46: Microestrutura lamelar após forjamento em 1000°C da liga Ti6Al4V e resfriamento em uma taxa de 1°C/s. Não é possível a identificação de estruturas globulares (VO *et al.*, 2007).

A Figura 47 mostra o aparecimento de glóbulos da fase α , juntamente com estruturas lamelares das fases α e β mesmo após uma deformação menor e temperatura mais baixa do que a sofrida pela liga mostrada na Figura 46.

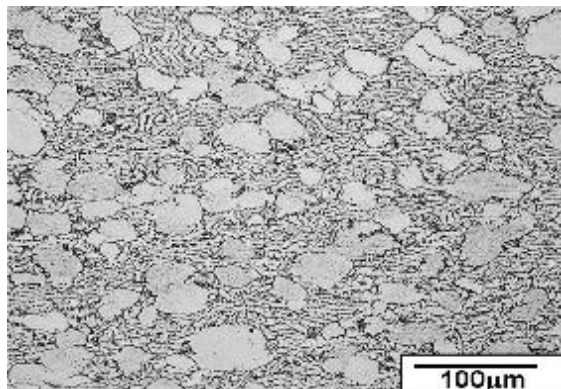


Figura 47: Microestrutura da liga Ti6Al4V após deformação em 975 °C, mostrando as estruturas lamelares e globulares onde a fase α está deformada, contudo não se transformando em lamelas (VO *et al.*, 2007).

O forjamento da liga Ti6Al4V com processo a quente pode ser utilizado para refinar a estrutura da fase α dos lingotes, aumentando a resistência mecânica. Contudo, observa-se o aparecimento de poros no material no forjamento em molde aberto e o aparecimento de tensões residuais ao redor da fase β , favorecendo o início e a propagação de trincas e aumentando a possibilidade de falha do componente (BIELER *et al.*, 2005).

Os poros formados durante o forjamento a quente da liga Ti6Al4V têm maior concentração na superfície forjada, reduzindo-a no núcleo da peça devido à diferença de tensões residuais que são originadas pela deformação dos grãos com orientações cristalinas diferentes (BIELER; GOETZ; SEMIATIN, 2005) (ZHOU; ZENG; YU, 2005).

Embora as próteses de quadril sejam produzidas em Aço 316L, Ti6Al4V e CoCrMo,

as duas últimas são as que apresentam os menores índices de falha por fadiga ou outra falha de forma catastrófica. Os fatores que mais contribuem para a fadiga de uma haste intramedular dos implantes de quadril são a qualidade da matéria prima utilizada, o projeto da prótese, as características do paciente, as técnicas de fixação, a perda óssea do paciente que ancora a prótese e a marcação superficial como gravação em baixo relevo e marcação a laser. Como a porção central exterior da haste da prótese de quadril é a mais solicitada, ela sofre muito mais esforço do que as outras regiões e é, geralmente, onde se inicia a trinca que leva à falha do componente (BUTTARO *et al.*, 2007).

As etapas do processo de forjamento a quente de uma haste de prótese de quadril, utilizando a liga Ti6Al4V, estão ilustradas na Figura 48.

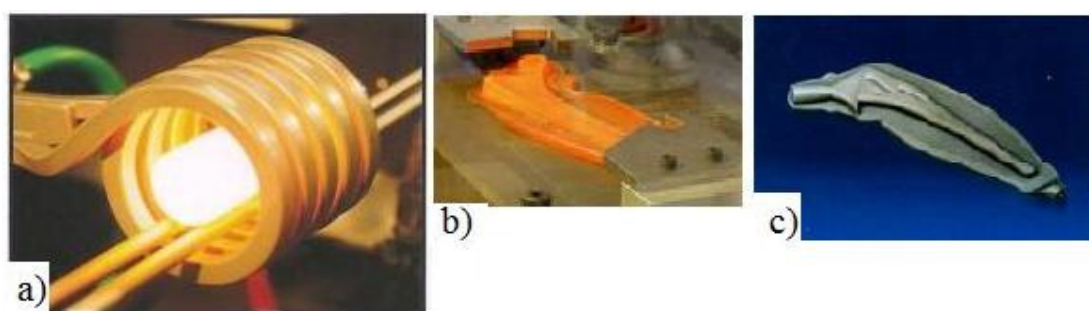


Figura 48: Etapas do processo de forjamento de uma haste de prótese de quadril em Ti6Al4V. a) aquecimento por indução e alimentação da peça, b) Forjamento a alta temperatura onde é visualizada a saída da peça ainda incandescente e c) forma final da haste após o forjamento e já resfriada e pronta para os processos de acabamento (Cortesia Jamo, 2008) (Cortesia AristoTech, 2008).

3. METODOLOGIA

Neste capítulo é apresentada a metodologia onde é possível identificar as várias etapas executadas para a obtenção do reofundido da liga Ti6Al4V, incluindo a preparação dos corpos de prova (CDP), o projeto e construção de um dispositivo especial para adaptação em um forno de indução magnética, utilizado para a execução do tratamento térmico das peças e a preparação e análise microscópica das amostras.

3.1 Corpo de Prova e Dispositivo

A liga utilizada para este estudo foi a Ti6Al4V grau médico fornecida pela empresa Realum, Anexo A, cuja composição química e propriedades mecânicas são apresentadas nas Tabelas 5 e 6.

Tabela 5: Composição química da liga Ti6Al4V como fornecida pela Realum (Anexo A).

Componentes	% massa
Ti	89,576
Al	6,140
V	4,000
Fe	0,160
O	0,114
C	0,003
N	0,005
H	0,002

Tabela 6: Propriedades mecânicas para a liga Ti6Al4V como fornecida pela Realum (Anexo A).

Propriedade	Valores
Tensão de Ruptura	1.034 MPa
Tensão de escoamento	918 MPa
Alongamento	14,00%
Limite de Fadiga	~

Para este trabalho foi selecionada a matéria prima fornecida pela empresa Realum, no formato de barra extrudada com 3/8'' (9,53 mm) de diâmetro, conforme Certificado de Qualidade no Anexo A. Este diâmetro foi o escolhido devido à facilidade de sua obtenção no mercado, com estoque disponível para pronta entrega. Da barra foram cortados 10 CDPs com o comprimento de 40 mm, conforme ilustra a Figura 49, os quais foram cortados em uma cortadeira de precisão com disco diamantado da marca Struers, Modelo Minitom, instalada no Laboratório de Metalografia da PUCPR e mostrada na Figura 50.

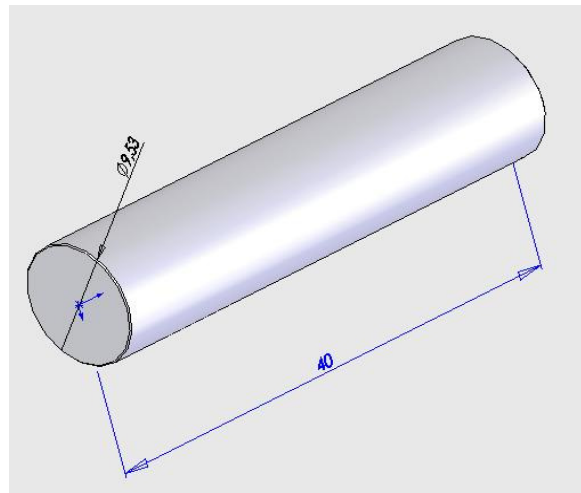


Figura 49: Desenho do CDP cortado da barra padrão de mercado. As dimensões estão em mm.



Figura 50: Cortadeira de precisão marca Struers, modelo Minitom, utilizada para cortar os CDP, na dimensão selecionada (Cortesia PUCPR).

Do total de 10 CDPs, 2 foram utilizados para os ajustes nos equipamentos de medição e indução eletromagnética e descartados, 2 foram utilizados como fornecidos para controle e avaliação da microestrutura da liga sem tratamento, 2 foram submetidos à reofundição e os demais foram reservados para reposição em estado como fornecido.

Uma vez que, neste experimento, foi utilizado o aquecimento por indução eletromagnética (Anexo E), foi necessário projetar e construir um dispositivo específico para o posicionamento correto do CDP dentro da bobina de indução.

Todo o conjunto foi montado sobre uma bancada construída em Aço ao carbono, pintada com tinta epoxi e com pés de borracha para ajuste de altura e de nível garantindo que o equipamento de indução eletromagnética e a bobina de indução, juntamente com o CDP, estivessem alinhados e corretamente posicionados. A Figura 51 mostra o desenho mecânico da bancada projetada, cujo dispositivo completo foi registrado junto ao INPI (PI0802982-1).

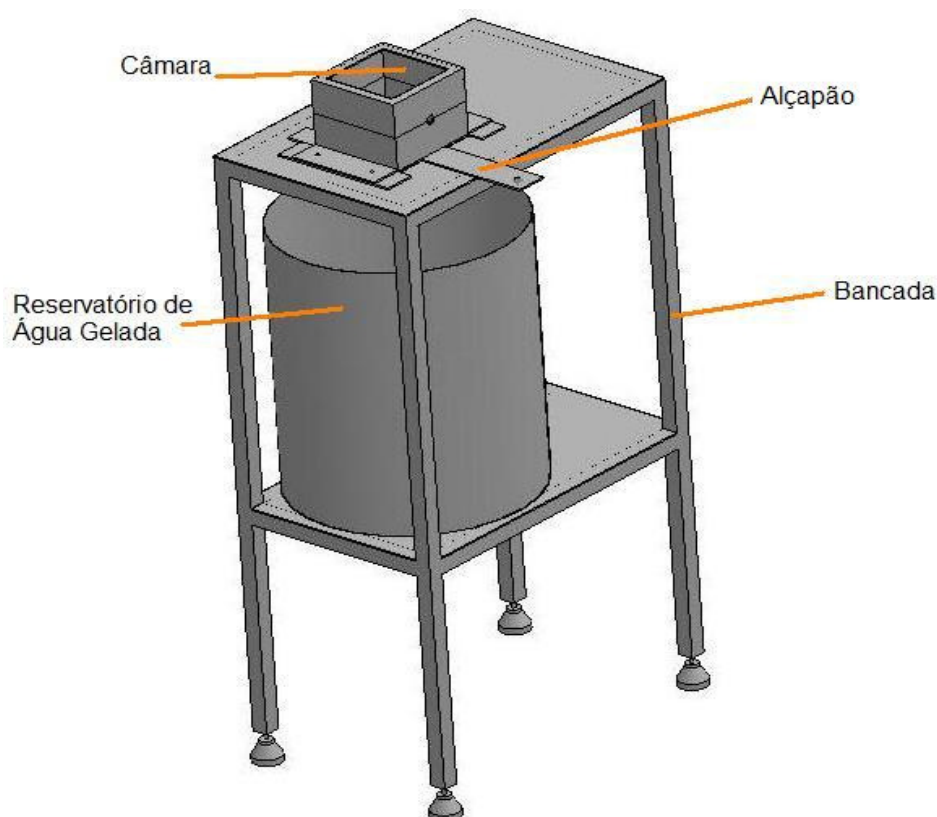


Figura 51: Dispositivo projetado para a obtenção de reofundido. O desenho mostra a disposição das principais peças na bancada, com o posicionamento do reservatório de água gelada, a câmara de atmosfera controlada e o alçapão para a liberação da peça tratada para dentro do reservatório.

Como a liga Ti6Al4V reage rapidamente com o oxigênio do ar, principalmente quando submetido a altas temperaturas, no dispositivo foi incluída uma câmara para o controle da atmosfera dentro da qual foi injetado Argônio para tornar inerte a atmosfera em seu interior.

A bobina de indução do equipamento utilizado é uma poderosa fonte eletromagnética. Portanto os materiais metálicos presentes ao seu redor podem sofrer os efeitos deste campo magnético, aumentado consideravelmente a sua temperatura. Por este motivo, a câmara que conteve o CDP e a bobina de indução foi fabricada com placas de Epoxi e Manta de Fibra de Vidro, fabricante Vick, marca TVE (Anexo B), e fabricante Eletrisol Ind. e Com. Ltda, marca E11G (Anexo C), ambas com espessura de 5 mm. Todo o subconjunto da câmara em TVE e E11G foi parafusado na bancada. Estes materiais, por não serem indutores, sofreram aquecimento de cerca de 155°C devido apenas à radiação térmica proveniente da liga Ti6Al4V aquecida. Para a montagem da câmara foram inseridos pinos de cobre com diâmetro de 1,5 mm. Estes pinos foram utilizados como guia e fixação, e o cobre foi escolhido por ser um material de alta condutibilidade térmica evitando que o material da câmara se degradasse com a temperatura.

A Figura 52 mostra parte da câmara com as paredes fabricadas com placas de TVE e os suportes com placas de E11G, lixadas para aumentar a aderência e coladas com resina epoxi e posicionadas com pinos de cobre. As especificações do TVE encontram-se no Anexo B e as do E11G no Anexo C.

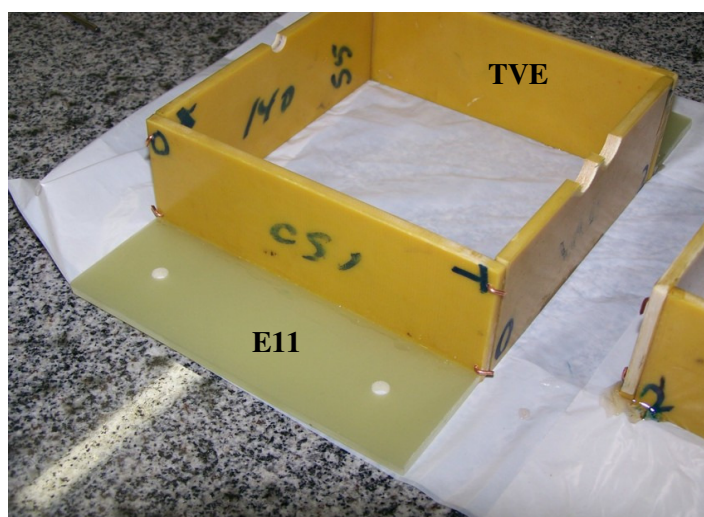


Figura 52: Peça da câmara para atmosfera controlada fabricada com as placas de TVE e E11G (indicadas na Figura). Esta Figura se refere à metade inferior da câmara durante a sua construção.

Na parte superior da câmara foi fixada uma placa de vidro temperado, com 6 mm de espessura, como mostra a Figura 53. O vidro garantiu visualização do CDP e da bobina de

indução eletromagnética. A fixação desta placa de vidro foi feita com silicone de alta temperatura, capaz de suportar até 312°C. A utilização do silicone de alta temperatura teve como objetivo garantir a manutenção da atmosfera de Argônio dentro da câmara.

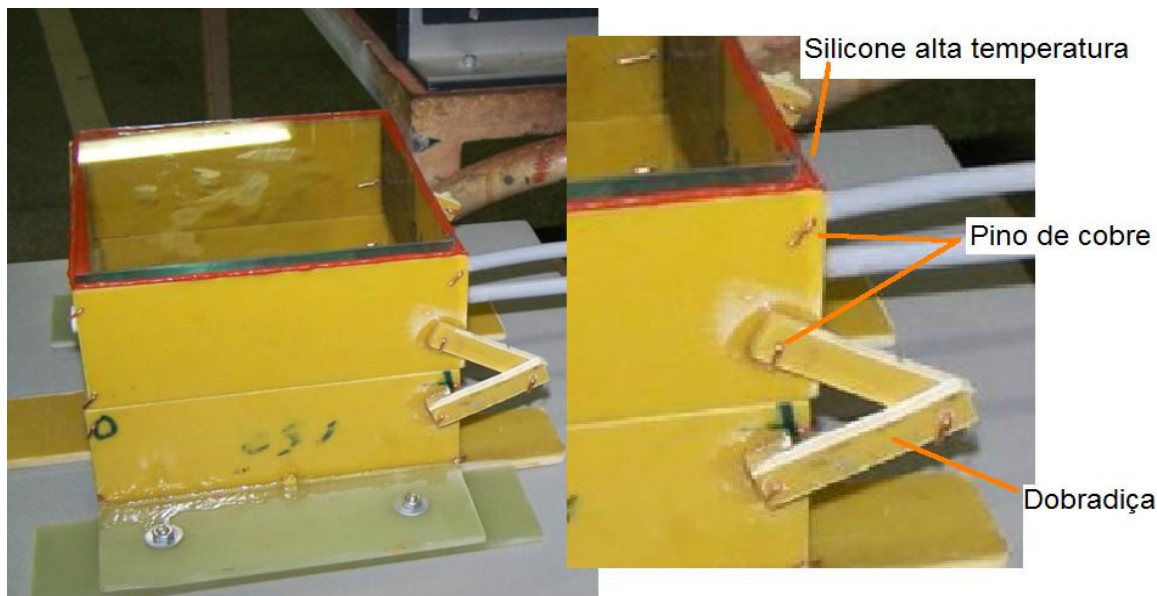


Figura 53: Câmara de atmosfera controlada montada, mostrando a placa de vidro vedada com silicone de alta temperatura. Também é visível a dobradiça feita com placa de TVE e os pinos de cobre.

A câmara foi construída com dobradiças coladas na parte sua traseira, Figura 53, permitindo o fácil acesso ao CDP e à bobina de indução. Nesta câmara ainda foi instalado um tubo de cerâmica para a entrada da mangueira com Argônio fixado com silicone de alta temperatura, que pode ser visualizado na Figura 58.

Com o mesmo material das paredes da câmara, TVE com 5 mm de espessura, foi confeccionado um alçapão na base da câmara onde foi fixado um manípulo plástico para facilitar a sua abertura, permitindo que o CDP aquecido na temperatura desejada, caísse rapidamente em água gelada, congelando a sua estrutura metaestável.

Para garantir que o CDP aquecido recebesse o tratamento térmico desejado, um reservatório de água gelada, mostrado na Figura 51, foi projetado e instalado sob o alçapão da bancada. Dentro dele, foi colocado um tubo e um funil de captação do CDP para o recebimento deste na saída do alçapão, Figura 54.

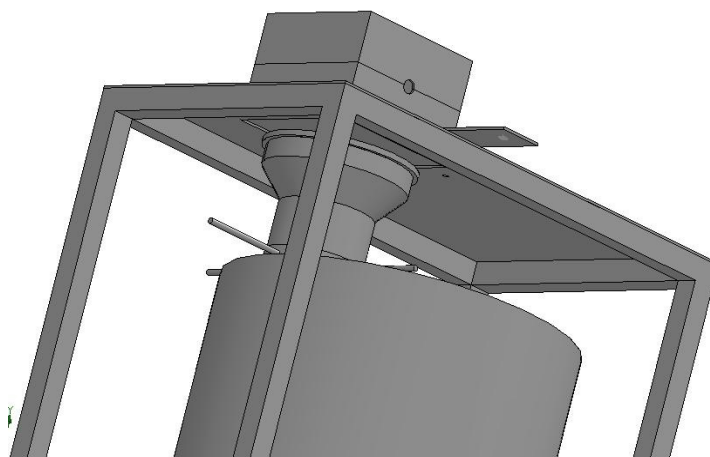


Figura 54: Posicionamento do conjunto reservatório, tubo e funil de captura abaixo do alçapão.

Um triângulo de cerâmica, cedido pelo Instituto Grade de Ciências Básicas (IGCB), foi utilizado para o posicionamento inicial do CDP dentro da bobina de indução eletromagnética. O triângulo de cerâmica e o cadinho de alumina, mostrados na Figura 55, foram utilizados para impedir que o CDP, em alta temperatura, fizesse contato com a bobina de indução durante a abertura do alçapão, o que ocasionaria a fusão imediata da bobina de indução confeccionada em cobre. Contudo, esta solução mostrou-se desnecessária após o primeiro teste, visto que o tempo de contato, se houvesse, não seria suficiente para que o cobre alcançasse a sua temperatura de fusão.

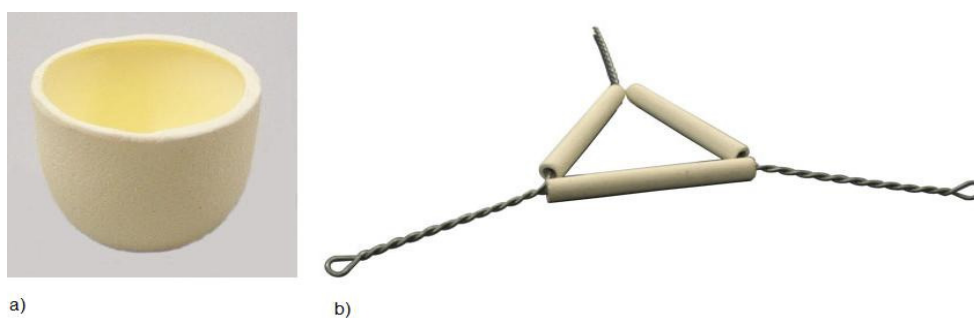


Figura 55: Material auxiliar: a) Cadinho de Ourives fabricado em Alumina e utilizado para apoio do CDP a fim de posicioná-lo no centro da bobina de indução e b) triângulo de cerâmica utilizado para evitar que o CDP a alta temperatura tocasse na bobina de indução. Os arames foram substituídos por fios de cobre e as extremidades deixadas como fio único para a fixação na câmara (Cortesia IGCB).

3.2 Calibração para Leitura de Temperaturas

Para a medição da temperatura do CDP, foi utilizada uma pistola laser marca Raytek, modelo Raynger 3i, Modelo RAYR312MSCL2U com resolução de leitura de 1°C, Figura 56 e Anexo D, que fez a leitura instantânea no ponto de incidência do feixe de laser (RAYTEK, 2009). A mesma foi calibrada utilizando-se um termopar de contato de platina, próprio para leitura direta sobre um CDP. O procedimento de aferição está ilustrado na Figura 57.



Figura 56: Pistola laser utilizada para a medição de temperatura dos CDPs.



Figura 57: Procedimento de aferição da pistola laser mostrando o termopar exposto de platina (seta) para a leitura por contato.

Cada medição efetuada pelo termopar de platina teve o correspondente ajuste na pistola laser, efetuada no painel traseiro do equipamento, mostrado na Figura 58. Os resultados das leituras para a calibração estão apresentados na Tabela 7.



Figura 58: Painel traseiro da Pistola Laser onde a leitura da temperatura.

Tabela 7: Resultados das leituras apresentadas no termopar de platina e na pistola laser para calibração.

Leitura	Termopar de Platina	Pistola Laser
1	300°C	330°C
2	400°C	401°C
3	510°C	517°C
4	1300°C	1330°C
5	1660°C	1405°C

Comparando a leitura do termopar de platina e a leitura da pistola laser observou-se que as leituras foram diferentes, como mostrado na Tabela 7. Por este motivo, após cada leitura de ambos os instrumentos, a leitura de temperatura obtida no termopar de platina foi inserida na pistola laser, através dos botões de ajuste de leitura, Figura 58, para que o valor indicado no mostrador da pistola laser fosse o mesmo obtido pelo termopar de platina. Este procedimento de calibração foi feito para cada uma das leituras da Tabela 7.

Com a finalidade de verificar se o vidro de topo da câmara, com 6 mm de espessura, ocasionava interferência significativa na leitura da pistola laser, foram realizadas leituras com e sem o vidro, após a pistola laser estar calibrada pelas leituras efetuadas conforme a Tabela 7. Para tanto, a pistola laser foi posicionada perpendicularmente ao vidro em uma distância de 300 mm a partir do mesmo como mostra a Figura 59. Esta distância foi mantida constante em todas as medições posteriores garantindo a reprodutibilidade dos resultados.



Figura 59: Posicionamento vertical da pistola laser para a medição da temperatura do CDP e confirmação da distância de 300mm.

Com a câmara fechada, um CDP foi aquecido até 520°C, sendo esta temperatura registrada pela pistola laser. Em seguida a tampa da câmara foi aberta para nova leitura, tendo sido registrada a mesma temperatura. O procedimento de leitura com a câmara aberta e fechada foi repetido 3 vezes, sempre com a obtenção dos mesmos resultados. Portanto, o vidro temperado, com leitura perpendicular por feixe de laser a 300 mm de distância, não demonstrou ocasionar variação significativa nos valores das temperaturas medidas pela pistola laser utilizada, com resolução da leitura de 1°C.

O segundo CDP foi utilizado para calibrar a temperatura máxima mostrada pela pistola laser. Neste caso, o CDP alcançou a temperatura de fusão, 1660°C, fazendo com que a liga Ti6Al4V escorresse sobre o cadinho de alumina de 5 ml e o triângulo de cerâmica. Estas peças, danificadas devido à fusão do CDP, foram inicialmente utilizadas com a finalidade de adequar a altura do CDP à bobina de indução garantindo o aquecimento simétrico na base e no topo do mesmo, além de impedir o contato do CDP aquecido com a bobina durante a abertura do alçapão. Verificou-se que o triângulo de cerâmica não se fazia necessário, pois a abertura do alçapão foi rápida, não apresentando risco de danificar a bobina. O cadinho, no entanto, foi substituído por um novo pois, por ser bom isolante térmico, foi necessário para que o CDP em alta temperatura não entrasse em contato direto com o TVE do alçapão, danificando-o.

A Figura 60 mostra o posicionamento do CDP de sacrifício em relação à bobina de indução, o cadinho de 5 ml e o triângulo de cerâmica.

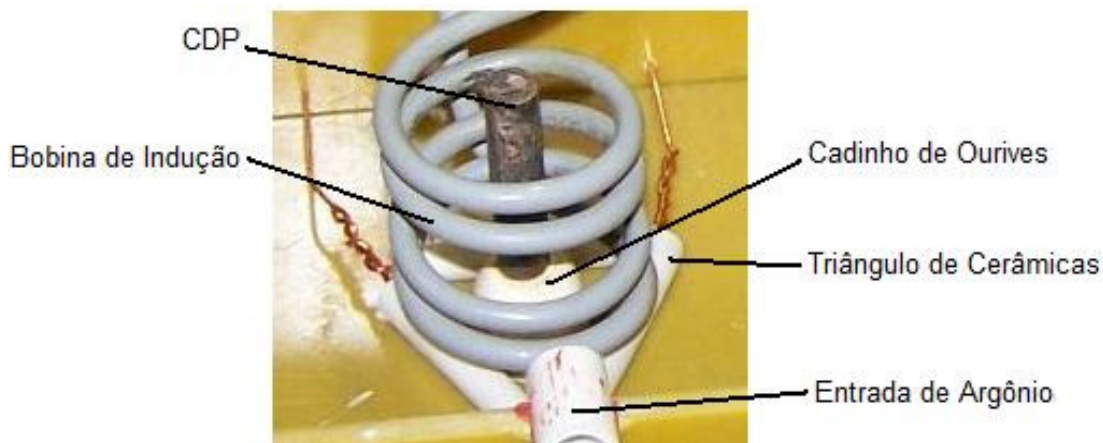


Figura 60: Posicionamento do CDP na câmara sobre o cadinho de ourives (5 ml) e o triângulo de cerâmica com o arame de cobre instalado e passando pela parede da câmara. Visualiza-se também a posição do tubo de entrada de Argônio para a manutenção da atmosfera inerte.

O equipamento de indução magnética utilizado foi cedido pela empresa Jamo Aquecimento Indutivo, localizada na cidade de Jaraguá do Sul, SC. Esta empresa é fabricante do equipamento e dispõe de um modelo para demonstração com as características necessárias para este trabalho. O equipamento, modelo JMMF de média frequência com comando manual e automático programável, mostrado na Figura 61, possui sua especificação completa apresentada no Anexo E. A bobina de indução utilizada foi uma bobina padrão fabricada em cobre e com refrigeração, como mostra a Figura 62.



Figura 61: Equipamento para aquecimento por indução eletromagnética produzido pela Jamo, Anexo E. (cortesia Jamo Aquecimento Indutivo).



Figura 62: Bobina de indução eletromagnética com a peça a ser aquecida corretamente posicionada, Anexo E. (cortesia Jamo Aquecimento Indutivo).

Para o início do ensaio, a bancada com o dispositivo especialmente projetado foi posicionada na frente do equipamento de aquecimento por indução como mostra a Figura 63. A altura do dispositivo foi ajustada através dos pés de borracha, de forma a permitir o alinhamento e a centralização do CDP em relação à bobina de indução. A Figura 64 mostra o interior da câmara com um dos CDPs posicionado.

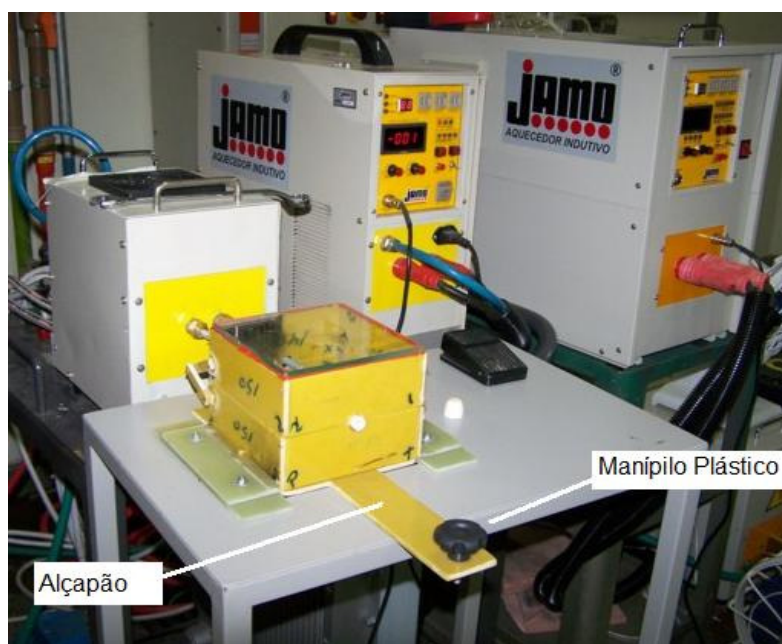


Figura 63: Instalação do dispositivo em frente ao equipamento de aquecimento por indução eletromagnética, com o alçapão virado para o operador com o manipulador plástico para o operador abrir o alçapão.

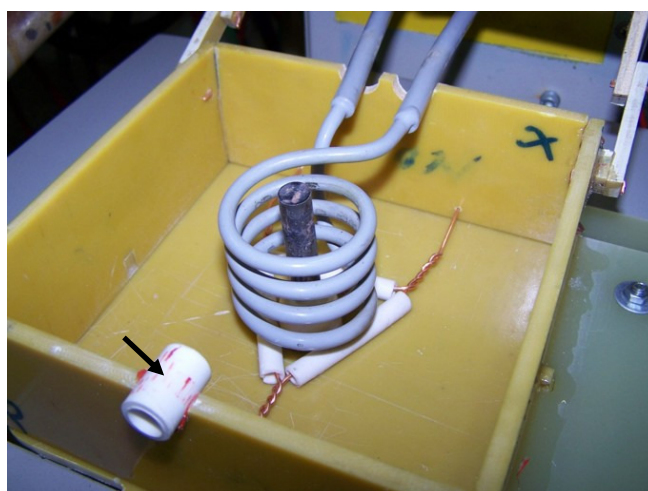


Figura 64: Posicionamento do CDP na câmara, centralizado com a bobina de indução. A seta indica o tubo cerâmico de entrada do Argônio para a formação da atmosfera inerte. Pode-se visualizar também o triângulo de cerâmica no fundo da câmara que serviu como auxiliar para o posicionamento do CDP.

Com a pistola laser devidamente calibrada, o dispositivo e o CDP corretamente posicionados em relação à bobina de indução eletromagnética, o tubo de alimentação do Argônio foi instalado e teve início o procedimento experimental.

3.3 Ensaio

O reservatório posicionado abaixo da câmara, Figura 54, foi abastecido com 40 l de água contendo 6 kg de gelo. Após 15 minutos a temperatura da água no reservatório estabilizou-se em 5°C, medido com um termômetro de coluna de álcool, marca Incoterm, com capacidade de medição de -10°C a 110°C.

Com o dispositivo posicionado, o reservatório abastecido e na temperatura desejada, o CDP posicionado e a câmara preparada com fluxo de Argônio, o equipamento de aquecimento por indução foi acionado iniciando o aquecimento do CDP. O aquecimento foi executado de acordo com os parâmetros apresentados na Tabela 8, sendo os tempos controlados através de um cronômetro acionado manualmente.

Tabela 8: Parâmetros de acionamento do equipamento de aquecimento por indução.

Potência do Equipamento	Pulso (ligado/desligado)	Tempo (s)	Temp. Inicial	Temp. Final
75%	Contínua	90	32°C	1300°C
50%	Intermitente 1s/1s	30	1300°C	1630°C
50%	Intermitente 1s/2s	6	1630°C	1630°C

A temperatura do CDP elevou-se rapidamente tornando-o incandescente como mostra a Figura 65. Quando a temperatura máxima desejada foi alcançada, os pulsos de acionamento do equipamento tiveram o seu intervalo aumentado para a estabilização da temperatura e sua manutenção a 1630°C, lidos no painel traseiro da pistola laser, Figura 58. O equipamento de indução foi, então, desligado e o alçapão imediatamente aberto liberando o CDP em queda livre para dentro do reservatório com água gelada, através do funil e do tubo de captação, mostrados na Figura 54. O choque térmico sofrido pelo CDP foi necessário para o congelamento da estrutura formada em alta temperatura e, conseqüentemente, a sua visualização em microscópio ótico. Dois CDPs foram elevados a 1630°C, resfriados em água gelada e preparados para microscopia ótica.

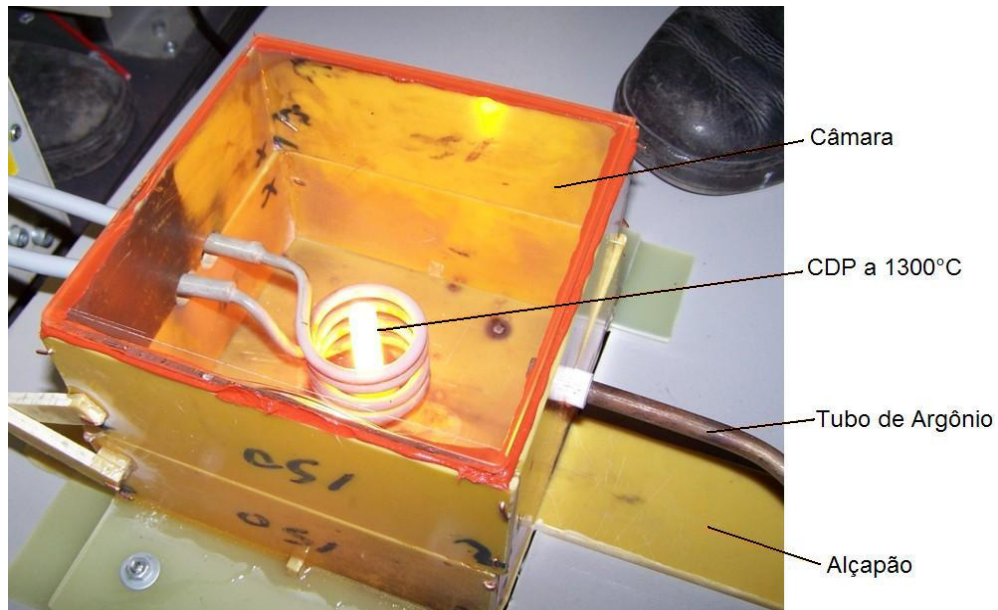


Figura 65: Corpo de prova incandescente após atingir a temperatura de 1300°C.

3.4 Metalografia

Metalografia é um processo no qual o material estudado recebe preparação através de embutimento e preparação de sua superfície a fim de se visualizar a sua microestrutura, identificando fases, contornos de grãos, incrustações, impurezas e outras características do material.

A Figura 66 mostra um CDP como fornecido e um dos resgatados após aquecimento em 1630°C e resfriamento rápido em água gelada.

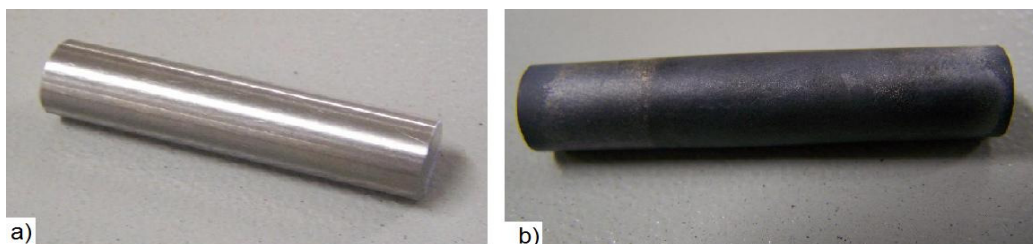


Figura 66: Corpos de prova da liga Ti6Al4V: a) como fornecido, b) após aquecimento e resfriamento.

A primeira etapa da preparação é o corte do CDP nas dimensões desejadas de forma que este tenha a superfície a ser analisada disponibilizada para a análise. Esta superfície deve ser a mais plana possível, para que o processo de polimento seja facilitado.

Para a análise microestrutural da liga Ti6Al4V, foi preparado um corpo de prova como fornecido e os dois termicamente tratados. Os CDPs foram cortados em uma cortadeira de precisão Struers com disco diamantado, modelo Minitom instalada na UTFPR, Laboratório de Metalografia, nas partes ilustradas na Figura 67.

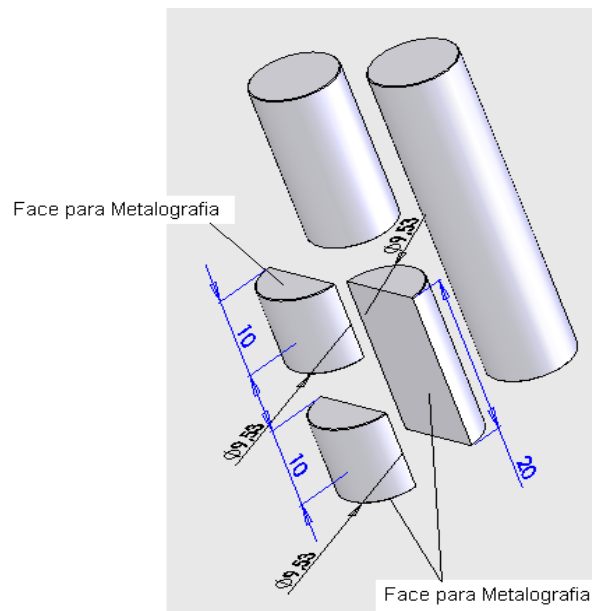


Figura 67: Cortes dos corpos de prova da liga Ti6Al4V, mostrando as faces que foram submetidas a preparação metalográfica. As dimensões estão em mm.

Geralmente, as peças a serem submetidas à análise metalográfica têm pequenas dimensões, o que dificulta a realização das etapas de preparação das mesmas como o lixamento, o polimento e o ataque químico da superfície em análise sendo, portanto, o embutimento das peças em resina necessário para facilitar estas operações.

As amostras retiradas dos CDPs foram embutidas a frio, com resina epoxi de cura rápida, como ilustra a Figura 68. O embutimento a frio foi escolhido a fim de se evitar as elevadas temperaturas e pressão comuns ao embutimento a quente, o que poderia induzir alterações microestruturais nas amostras.

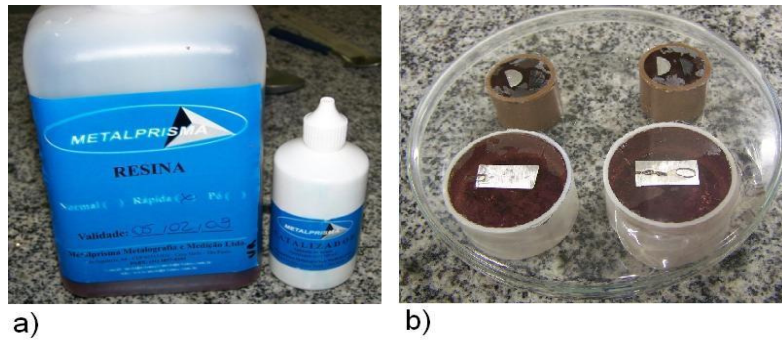


Figura 68: Embutimento a frio das amostras: a) resina Epoxi e catalizador utilizados para o embutimento e b) amostras embutidas na resina Epoxi curada.

Após a cura da resina (24h), as amostras foram lixadas com lixas “mesh” 220, 400, 600 e 1200, consecutivamente. Posteriormente foram polidas com pasta de alumina 0,3 μm no equipamento politriz lixadeira metalográfica marca Teclago, modelo PL02E (IGCB), Figura 69. Após o polimento, as amostras sofreram ataque químico com o reagente de Keller, cuja composição, tempo de ataque e processo de ataque são mostrados na Tabela 9. As amostras foram, então, analisadas em Microscópio Ótico (MO).

Tabela 9: Formulação do Reagente de Keller.

Metal	Reativo	Identificação	Tempo Ataque	Observações
Alumínio	Keller	- HF - HCL - HNO ₃ - H ₂ O	10-20 segundos	- Ataque a frio por imersão - Remover o ataque por lavagem com água morna corrente

Fonte: SILVA, 1978.



Figura 69: Politriz e lixadeira metalográfica PL02E.

O MO utilizado está instalado no laboratório de metalografia, no Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário de Jaraguá do Sul (UNERJ), SC, marca Olympus, modelo CX31RBSFA, mostrado na Figura 70.



Figura 70: Microscópio Óptico (MO) utilizado, com capacidade de ampliação de 40x, 100x, 200x e 400x.

Através da análise em microscópio óptico foram observados diversos campos das amostras, sendo possível identificar aqueles que apresentaram os resultados mais próximos dos desejados neste experimento, ou seja, que apresentaram estruturas globularizadas. Buscou-se também, a visualização da microestrutura da liga Ti6Al4V como fornecida, referência para o trabalho, caracterizada pela presença das fases α e β coexistindo, pelas formações cristalinas lamelares e aciculares.

4. RESULTADOS

4.1 Corpo de Prova e Dispositivo

Amostras de refundido da liga Ti6Al4V foram preparadas com o auxílio do dispositivo para fabricação de refundido de ligas metálicas, especialmente projetado para este trabalho. Os CDPs aquecidos da temperatura ambiente até uma intermediária entre a linha *Solidus* e a linha *Liquidus* (1630°C), permaneceram nesta temperatura durante 3 s, Figuras 71 e 72, e, com a abertura de um alçapão, caíram em um reservatório contendo água gelada a 5°C , a fim de que a estrutura da fase β da liga permanecesse na temperatura ambiente. Durante o processo de aquecimento, a câmara com atmosfera de Argônio deste dispositivo dificultou a oxidação da superfície do CDP, como mostra a Figura 66b, não sendo observado o aparecimento importante de crosta de óxidos. Concluiu-se, portanto, que o dispositivo projetado e construído funcionou de forma adequada, garantindo que os CDPs fossem submetidos ao aquecimento e ao resfriamento conforme o planejado neste trabalho.

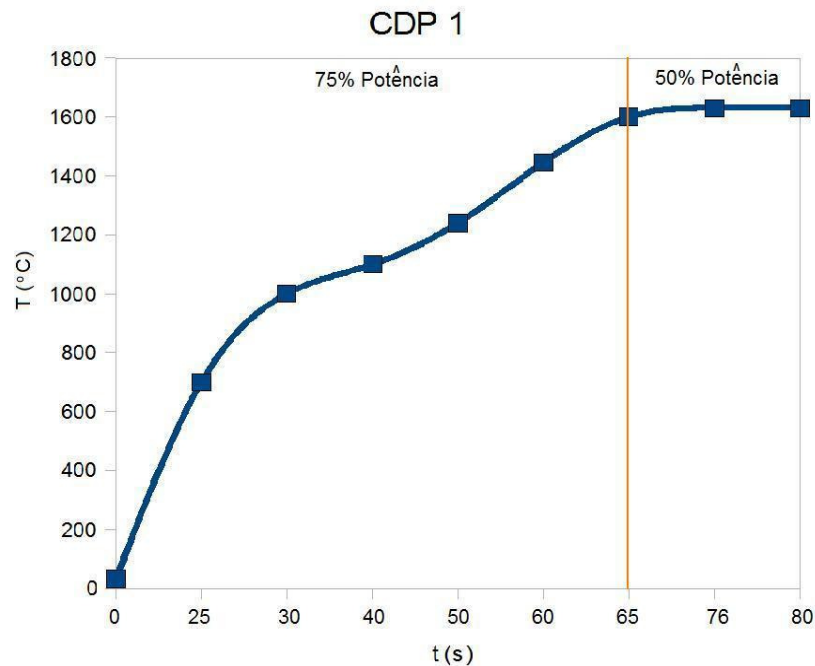


Figura 71: Perfil de aquecimento do CDP 1 mostrando a temperatura e o instante da leitura. À esquerda da linha vertical o CDP 1 foi submetido a 75% da Potência com 1s ligado e 1s desligado. À direita da linha o CDP 1 foi submetido a 50% de potência com 1s ligado e 2s desligado.

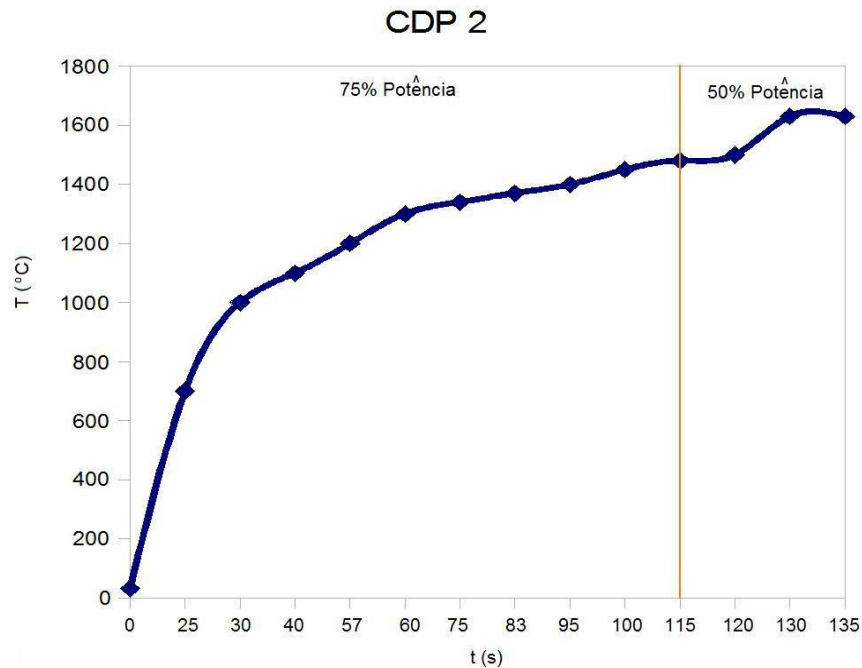


Figura 72: Perfil de aquecimento do CDP 2 mostrando a temperatura e o instante da leitura. À esquerda da linha vertical o CDP 2 foi submetido a 75% da Potência com 1s ligado e 1s desligado. À direita da linha o CDP2 foi submetido a 50% de potência com 1s ligado e 2s desligado.

Os CDPs foram então preparados para a microscopia ótica, embutidos em resina Epoxi, lixados, polidos e tiveram suas superfícies atacadas por reagente revelador da microestrutura da liga Ti6Al4V.

4.2 Calibração para Leitura de Temperaturas

Como mostrou a Tabela 7, foi possível fazer a calibração da pistola laser através do termopar de platina, uma vez que as leituras foram inseridas no painel traseiro deste instrumento. Com a calibração foi possível identificar o tempo necessário para manter o equipamento de indução eletromagnética ligado e desligado, conforme a Tabela 8, a fim de manter a temperatura do CDP entre as linhas *solidus* e *liquidus*.

Após executada a calibração da pistola laser, foram efetuadas 3 leituras comparativas, com o CDP aquecido a 520°C e a câmara fechada e aberta, quando foram comparadas as leituras simultâneas. Apesar da pistola laser ter leitura de temperatura com valores inteiros, a

resolução de 1°C, não foi observada nenhuma mudança nas leituras. Desta forma assumiu-se que a leitura através do vidro com 6 mm de espessura, em 90° e 300 mm de distância, não apresentou alteração significativa que impedisse a leitura correta do reofundido.

4.3 Ensaio e Metalografia

Amostras dos CDPs tratados termicamente foram embutidos e preparados para os ensaios metalográficos. A primeira amostra, A1, retirada do primeiro CDP, CDP1, apresentada na Figura 71, mostra início do processo de fusão no interior da peça onde a temperatura é supostamente superior à medida no topo da peça através da pistola laser. A Figura 72 mostra os campos analisados em MO cortadas no eixo transversal.

As leituras de temperatura executadas no painel traseiro da pistola laser foram informadas verbalmente a cada 100°C por um técnico, de forma que a equipe pode fazer os ajustes de tempo e potência necessários durante a execução do experimento.

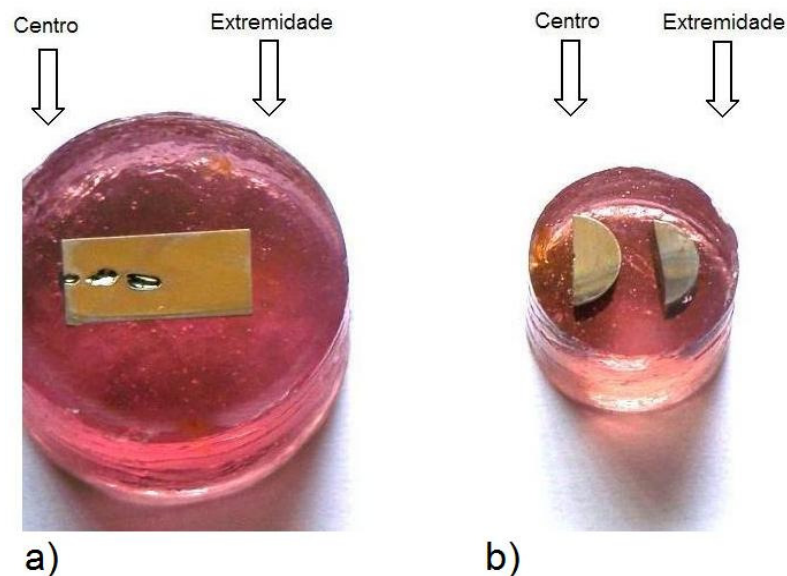


Figura 73: Amostra A1 embutida: a) corte no eixo longitudinal do CDP e b) corte no eixo transversal do CDP, sendo a amostra da esquerda pertencente ao centro do CDP e a da direita, pertencente à extremidade inferior do CDP, como mostra a Figura 67.

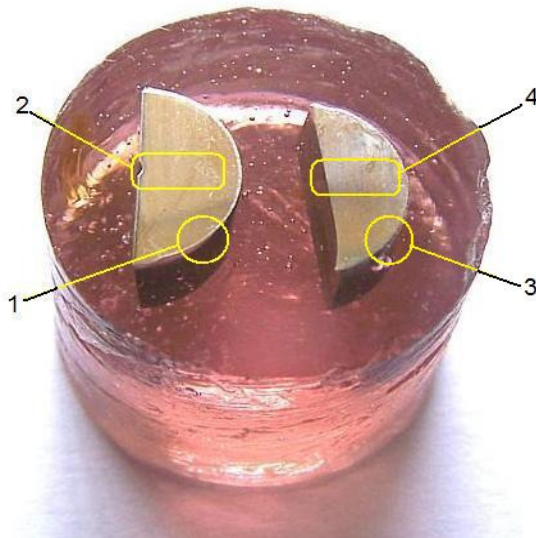


Figura 74: Campos de onde foram realizadas as micrografias em MO da A1, corte transversal. Os campos 1 e 2 são da porção central do CDP e os campos 3 e 4 são da sua extremidade onde foi efetuada a leitura de temperatura pela pistola laser.

Para comparação da microestrutura após tratamento, foram realizadas micrografias do material como fornecido, mostradas na Figura 75.

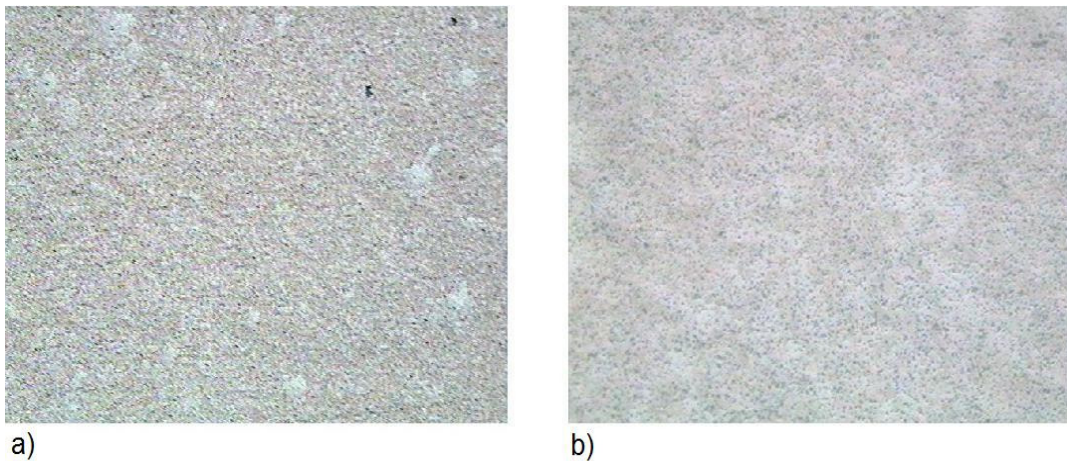


Figura 75: Amostras do CDP como fornecido. a) Micrografia do campo 2 tirado próximo do centro da amostra e ampliação de 100x, b) Micrografia do campo 2 tirado próximo do centro da amostra e ampliação de 400x.

As Figuras de 76 a 79 apresentam as micrografias da amostra A1 obtidas nos campos 1, 2, 3 e 4, respectivamente.

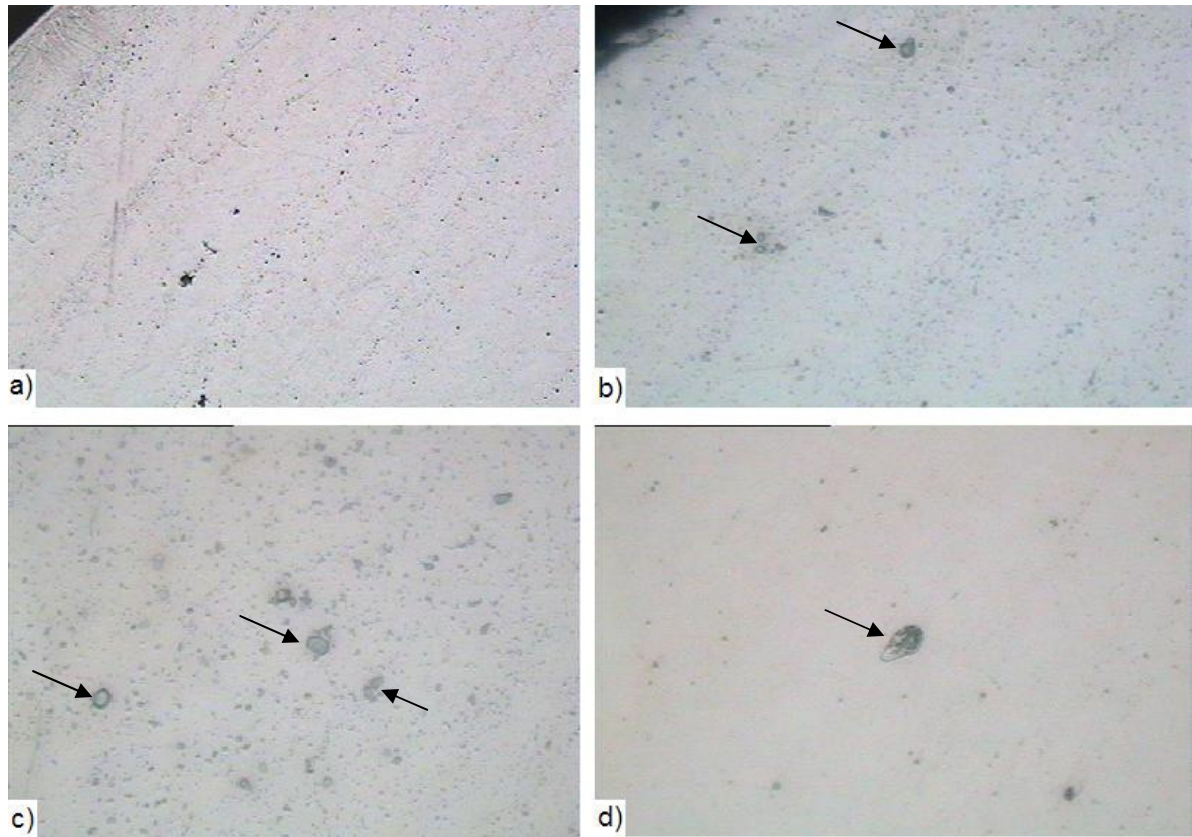


Figura 76: Amostra A1, campo 1: a) Micrografia (100x), onde pode-se notar fases escuras incrustadas na matriz clara, b) as setas mostram formações globulares (400x), c) as setas mostram inclusões de fase mais clara em glóbulos de fase mais escura, d) as setas mostram estruturas próximas à globular com inclusões de fase mais clara.

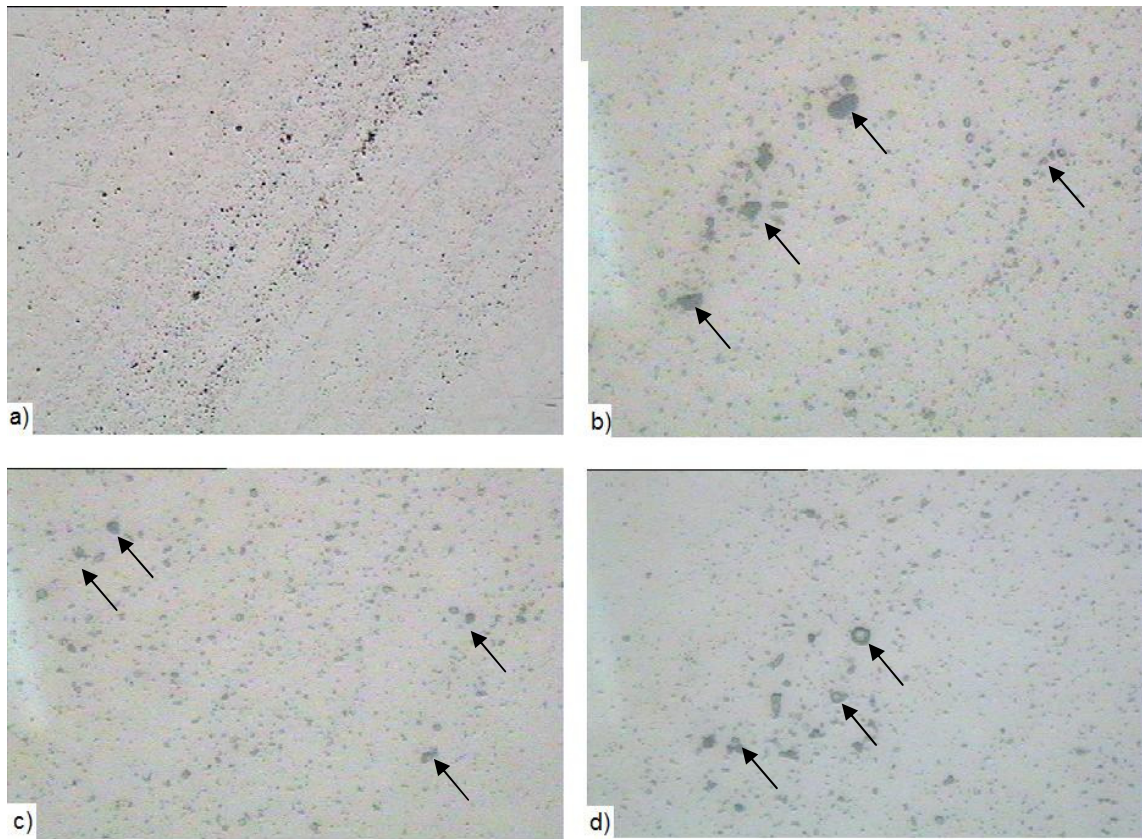


Figura 77: Amostras A1, no campo 2: a) Ampliação de 100x, mostrando uma fase escura incrustada no substrato claro, b) as setas mostram a fase escura em forma de glóbulos (400x), c) as setas mostram a fase escura em forma de glóbulos (400x), d) as setas mostram glóbulos da fase escura com encapsulamento da fase clara (400x).

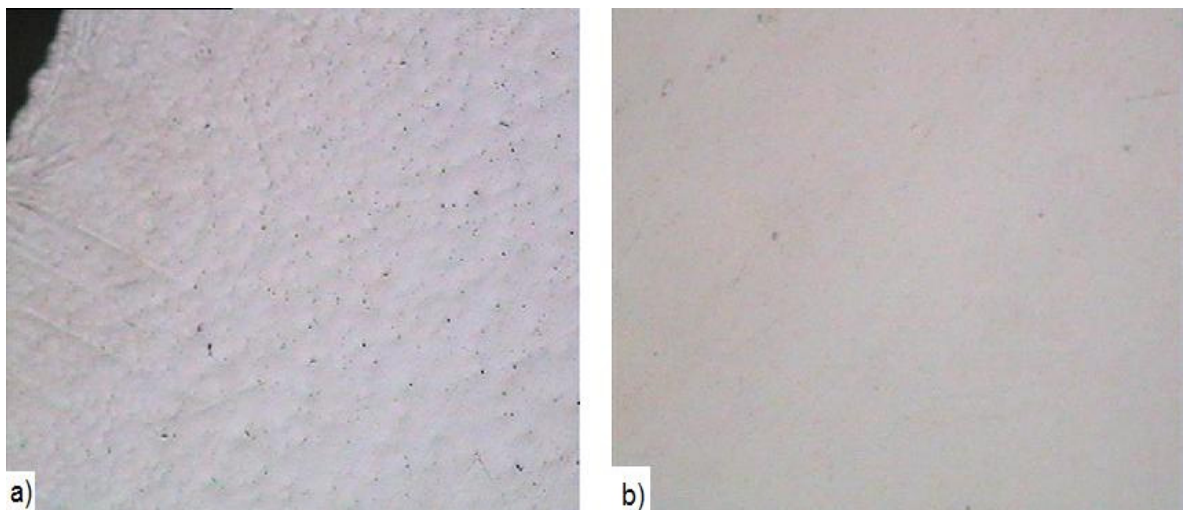


Figura 78: Micrografias da amostra A1, no campo 3: a) Pode-se notar formação da fase escura bastante refinada e dispersa na matriz clara (100x), b) Com ampliação de 400x, nota-se a predominância da fase clara neste campo.

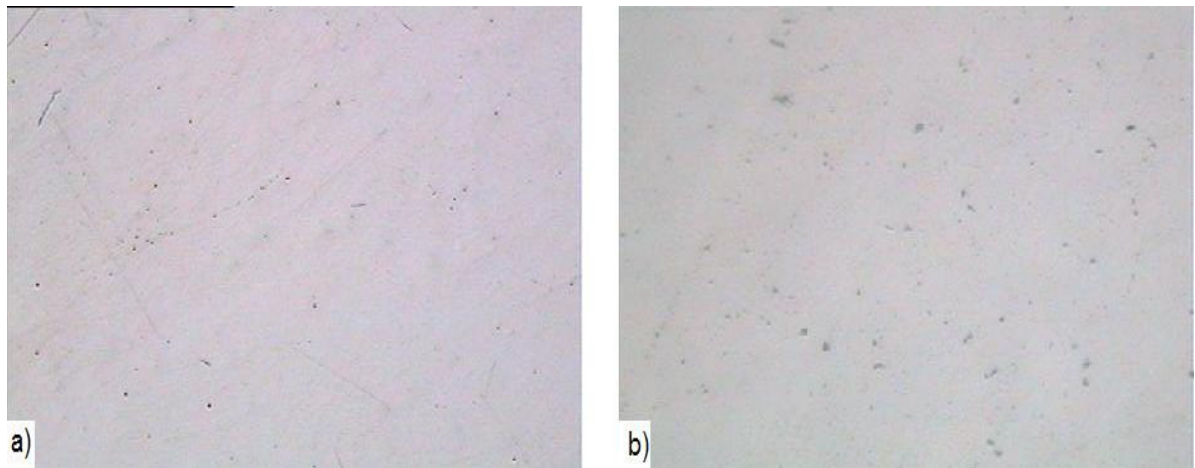


Figura 79: Amostra A1, campo 4: a) Pouco formação da fase cinza globular sobre a matriz clara,
b) Ampliação de 400x.

A Figura 80 ilustra os campos de onde foram obtidas as micrografias da amostra A1, retirada em corte longitudinal do CDP.

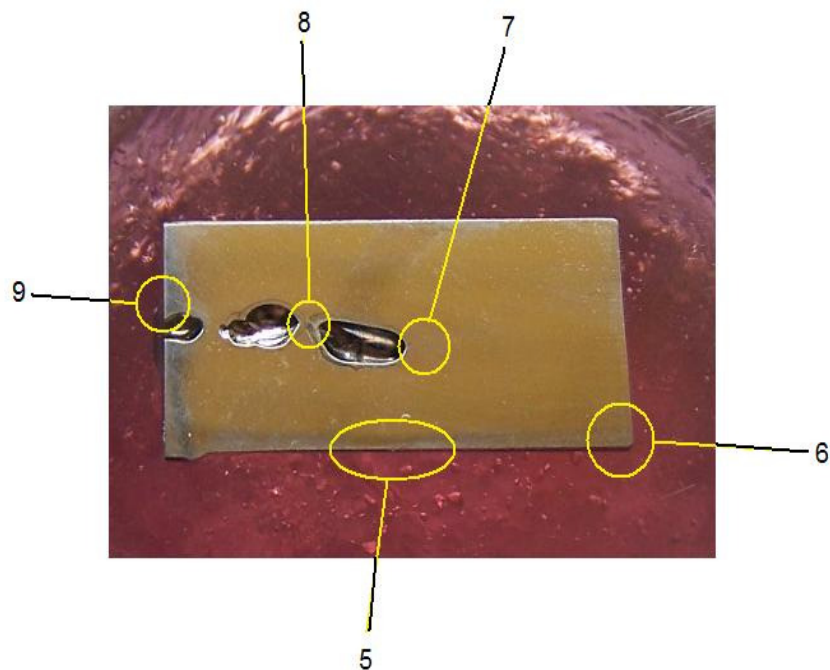


Figura 80: Amostra A1, mostrando os campos de onde foram obtidas as micrografias em MO. O campo 9 está próximo ao centro do CDP e o campo 6 da extremidade do mesmo, onde foi realizada a leitura através da pistola laser.

As Figuras de 81 a 85 mostram as micrografias em MO da amostra A1, corte longitudinal, obtidas dos campos 5, 6, 7, 8 e 9, respectivamente.

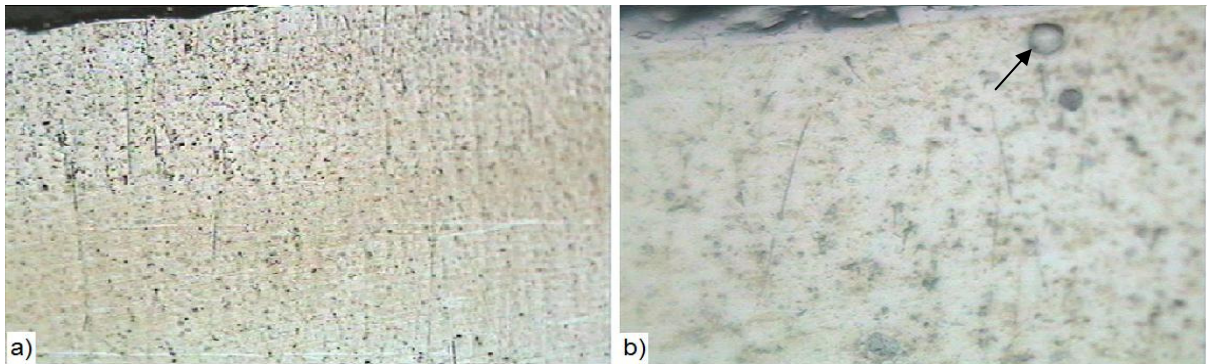


Figura 81: Micrografia da amostra A1 no campo 5: a) Pode-se notar a fase escura incrustada na matriz clara com maior intensidade na região próxima à superfície da amostra (100x), b) Ampliação de 400x, com a seta mostrando o detalhe de uma formação globular da fase escura, contendo a fase clara.

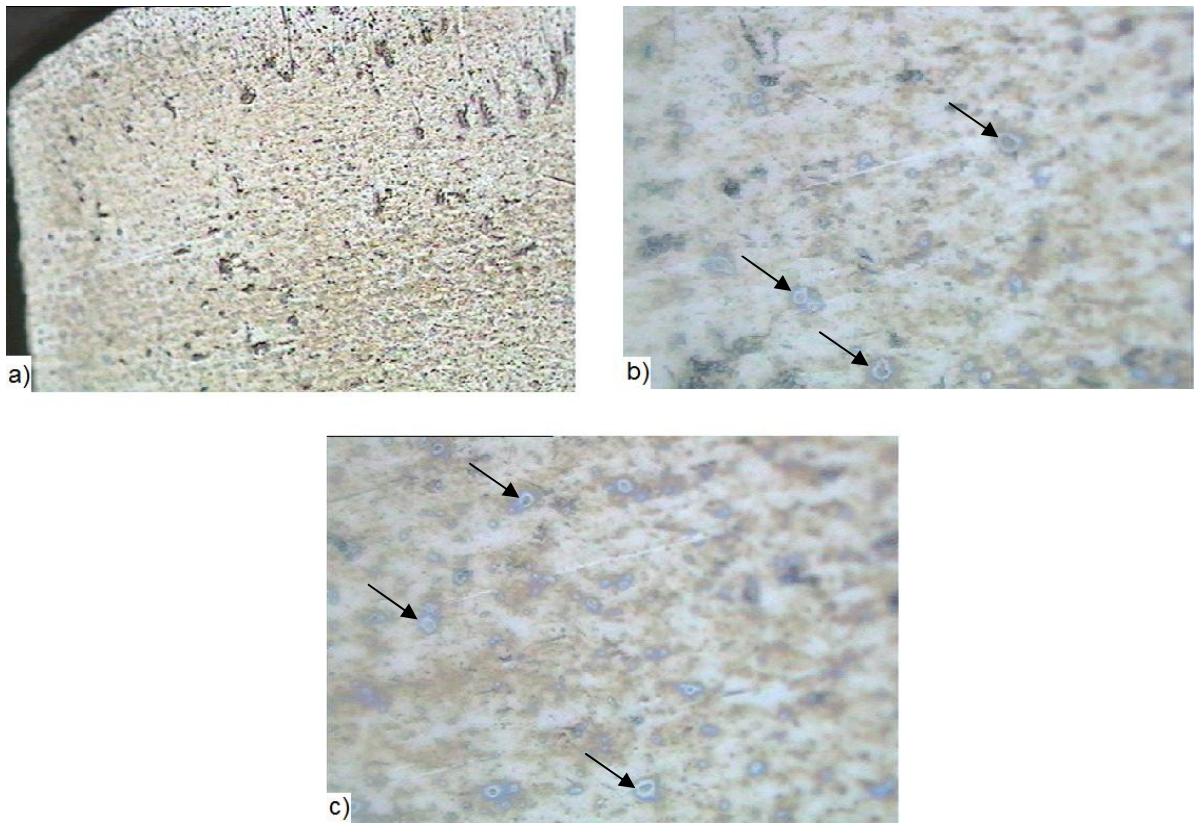


Figura 82: Amostra A1, campo 6: a) micrografia com ampliação de 100x onde nota-se a formação de uma grande quantidade de fase escura incrustada em uma matriz clara, b) e c) as setas mostram a fase escura em estruturas globulares, ampliação de 400x.

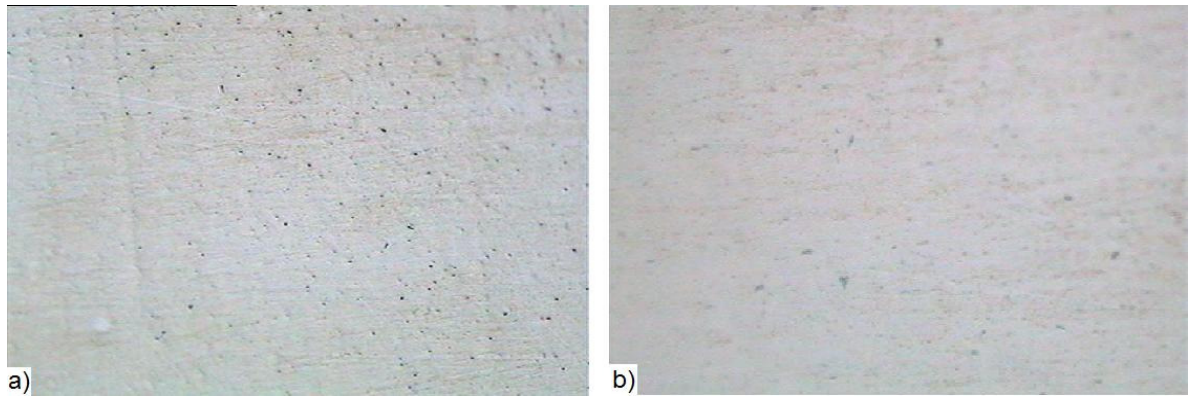


Figura 83: Amostra A1, campo 7: a) Presença de pouca fase escura incrustada em uma matriz claro e b) Ampliação de 400x mostrando que não ocorreu a formação de glóbulos.

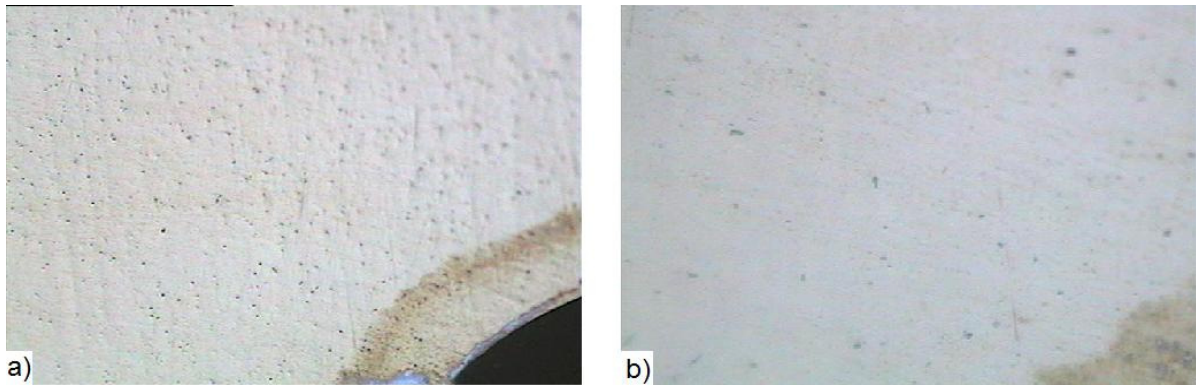


Figura 84: Amostra A1, campo 8 próximo à região ocorreu a fusão da liga: a) Pouca formação de fase escura na matriz clara (100x), b) Ampliação de 400x mostrando a presença da fase escura sem a formação de glóbulos.

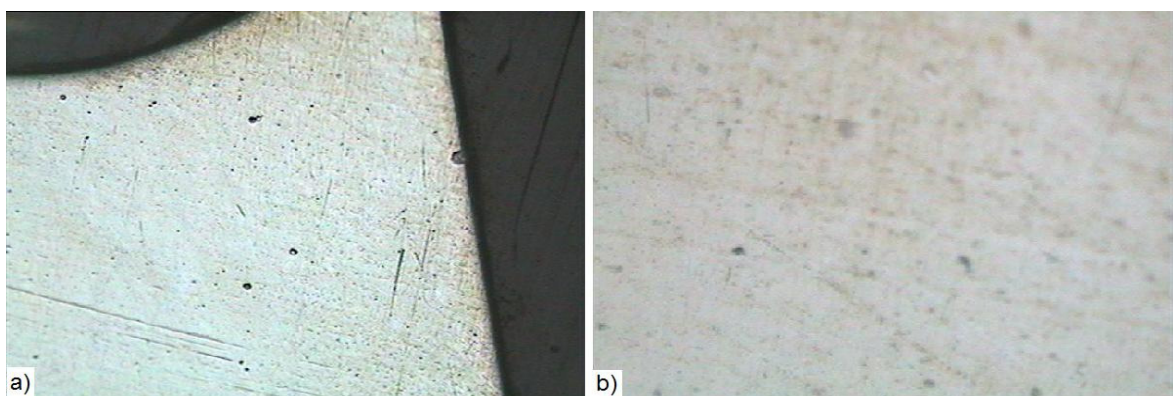


Figura 85: Amostra A1, campo 9: a) Campo mostrando a presença de uma fase escura incrustada em uma matriz clara (100x) e b) Ampliação de 400x mostrando a presença de pouca fase escura, sem formação de glóbulos.

A segunda amostra, A2, retirada do segundo CDP, CDP2, está apresentada na Figura 86. A Figura 87 mostra os campos analisados em MO cortadas no eixo transversal e longitudinal.

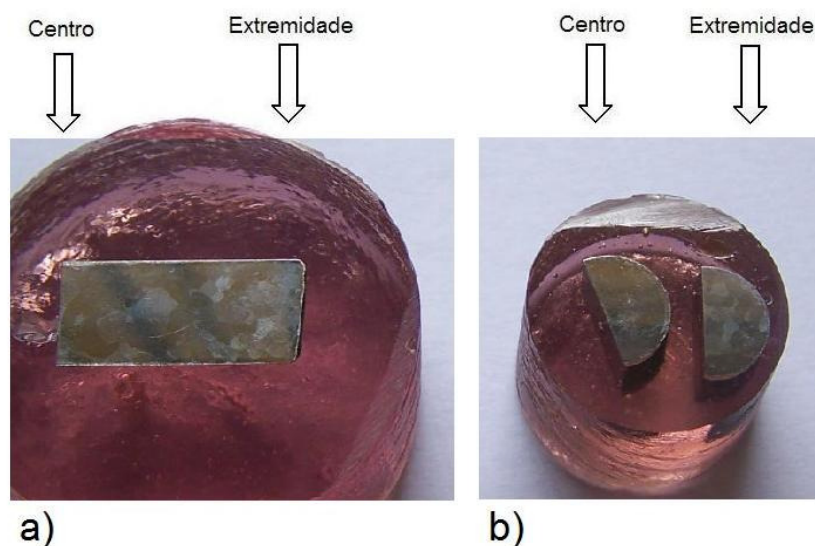


Figura 86: Amostra A2 embutida: a) corte no eixo longitudinal do CDP e b) corte no eixo transversal do CDP, sendo a amostra da esquerda pertencente ao centro do CDP e a da direita, pertencente à extremidade inferior do CDP, como mostra a Figura 66.

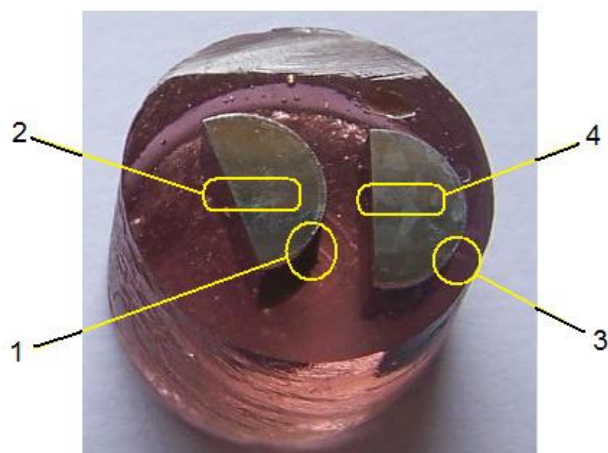


Figura 87: Campos de onde foram realizadas as micrografias em MO da A2, corte transversal. Os campos 1 e 2 são da porção central do CDP e os campos 3 e 4 são da sua extremidade onde foi efetuada a leitura de temperatura pela pistola laser.

As Figuras de 88 a 91 apresentam as micrografias da amostra A2, obtidas nos campos 1, 2, 3 e 4, respectivamente.

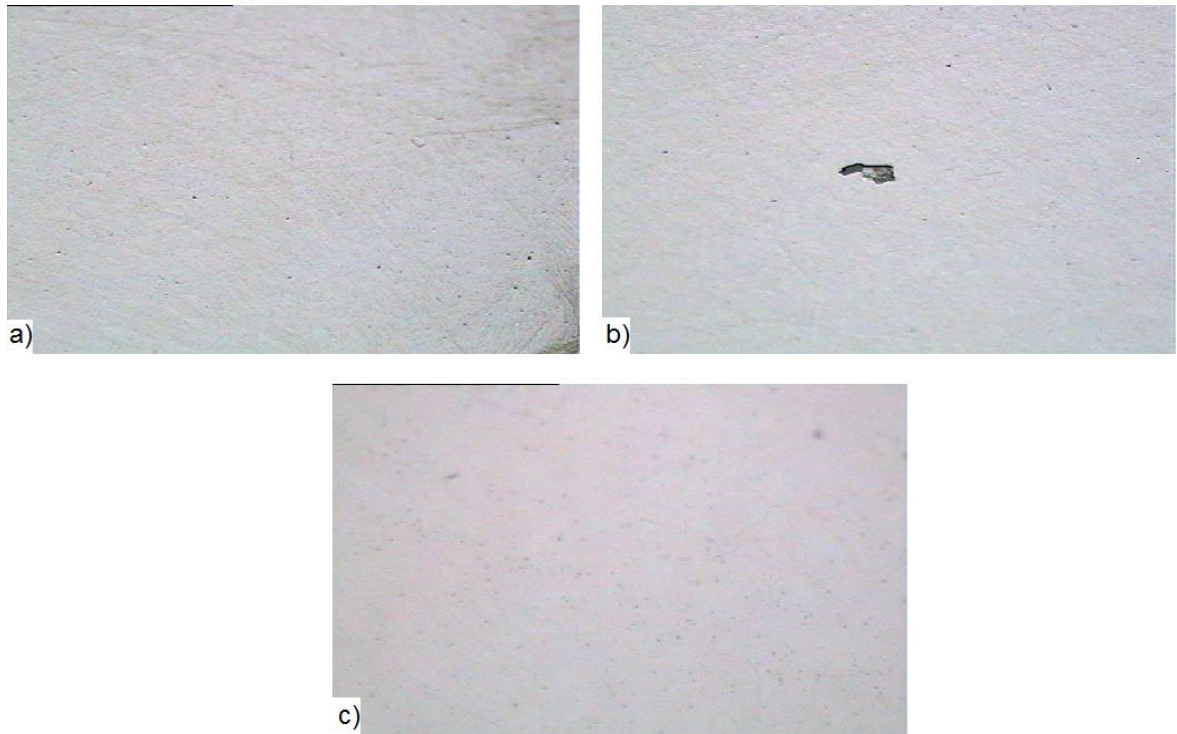


Figura 88: Amostra A2, campo 1: a) Pode-se notar pouca formação da fase escura na matriz clara (100x) e b) Detalhe da formação de uma estrutura da fase escura, com uma estrutura da fase clara em seu interior (100x) e c) com ampliação de 400x, observa-se formação da fase escura, porém tão refinada que não é possível identificar a sua geometria com esta ampliação.

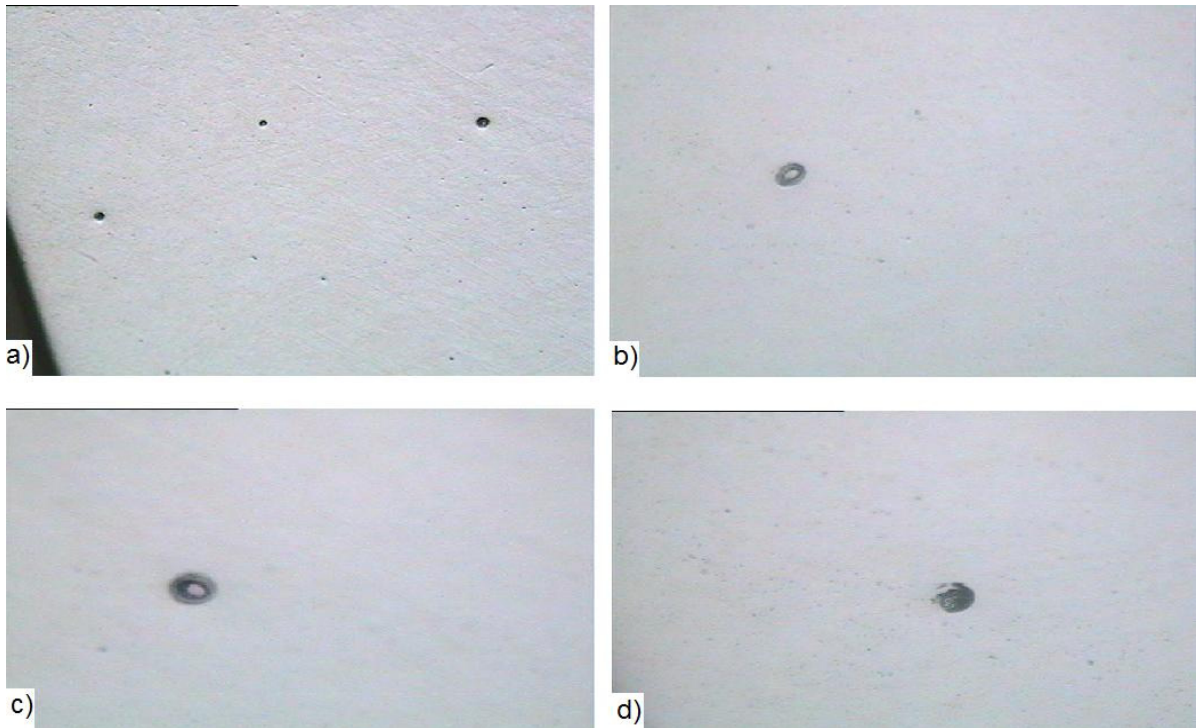


Figura 89: Amostra A2, campo 2: a) Nota-se algumas formações globulares, com tamanhos diferentes (100x), b) e c) Detalhe de uma das formações globulares onde pode-se notar a existência de uma fase clara em seu interior (400x), e d) Detalhe de um glóbulo mal formado com uma inclusão em sua parede.

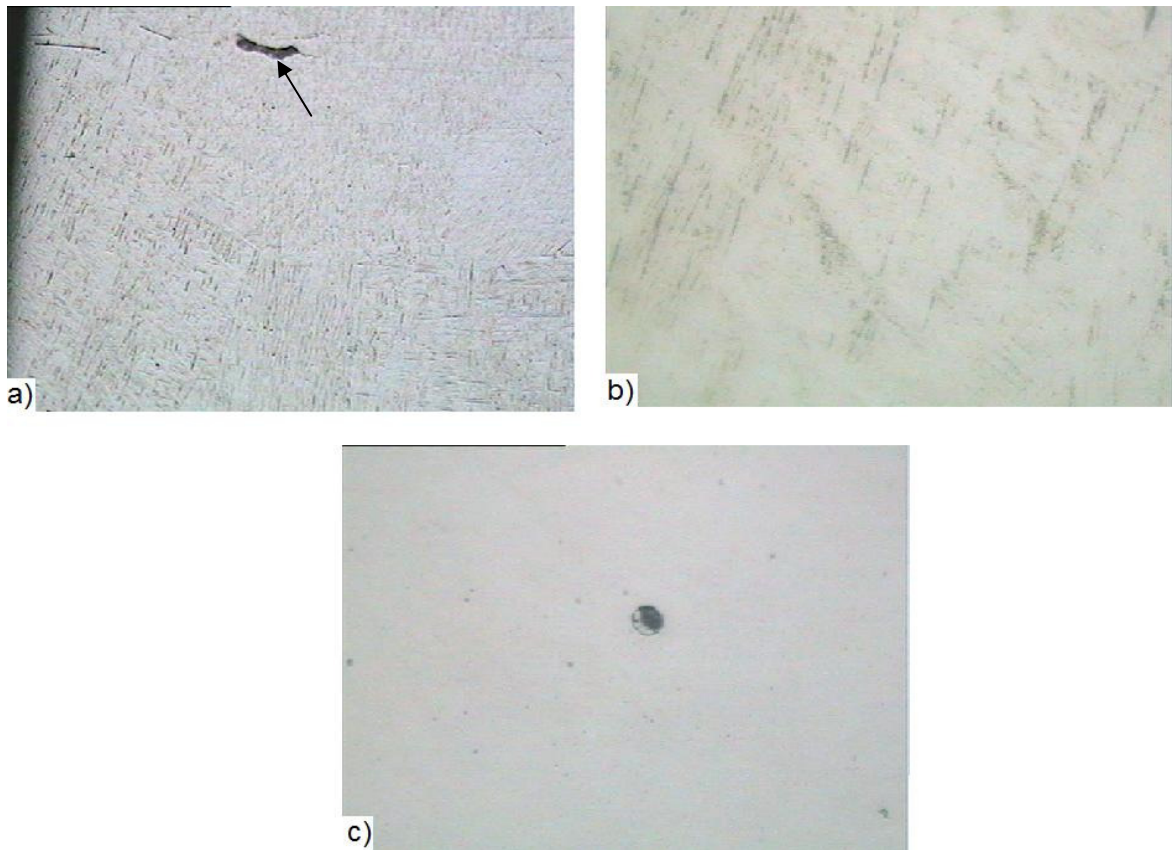


Figura 90: Amostra A2, campo 3: a) Formação de estruturas alinhadas de fase escura. A seta mostra uma fase escura em formato alongado (100x), b) ampliação de 400x detalhando as formações alinhadas e c) detalhe mostrando uma formação globular de fase escura com uma inserção de fase clara (400x).

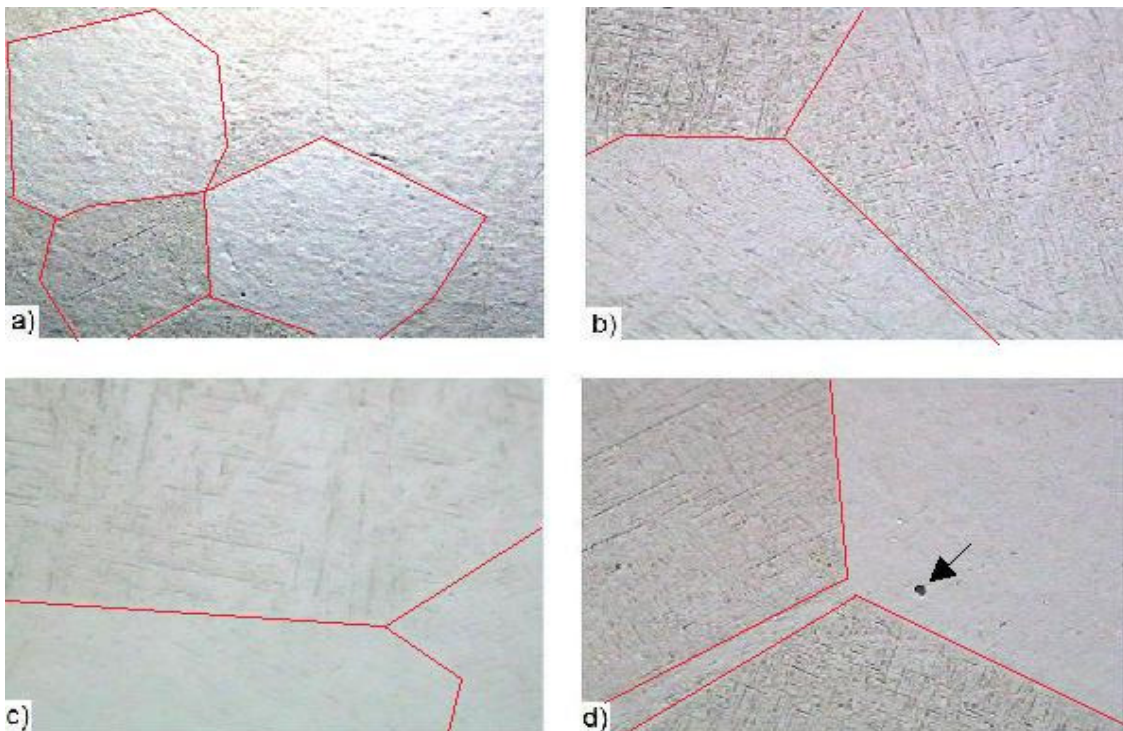


Figura 91: Amostra A2, campo 4. As linhas de reforço mostram as formações dos grãos com orientações diferenciadas: a) Grãos com orientações cristalinas diferenciadas e formação de algumas estruturas globulares de fase escura incrustadas nos grão formados por fase clara (40x), b) ampliação de 100x mostrando o detalhe das formações, c) ampliação de 400x das orientações e d) a seta mostra próximo ao contorno de grão uma formação globular de fase escura.

A Figura 92 ilustra os campos de onde foram obtidas as micrografias da amostra A1, retirada em corte longitudinal do CDP.

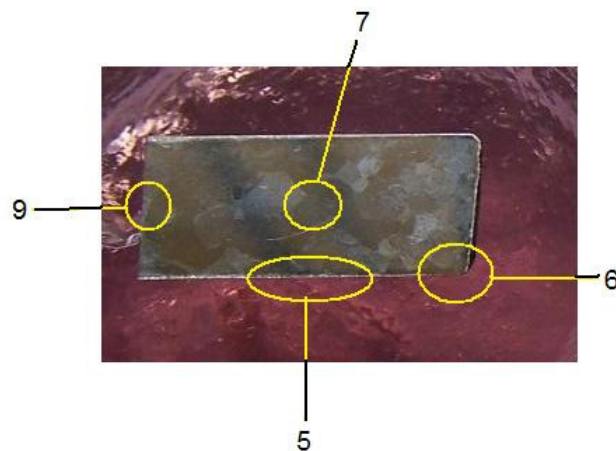


Figura 92: Amostra A2, mostrando os campos de onde foram obtidas as micrografias em MO. O campo 9 está próximo ao centro do CDP e o campo 6 da extremidade do mesmo, onde foi realizada a leitura através da pistola laser. O campo 8 foi eliminado propositalmente, para simular os mesmos campos da amostra A1.

As Figuras de 93 a 97 mostram as micrografias em MO da amostra A2, corte longitudinal, obtidas dos campos 5, 6, 7 e 9, respectivamente.

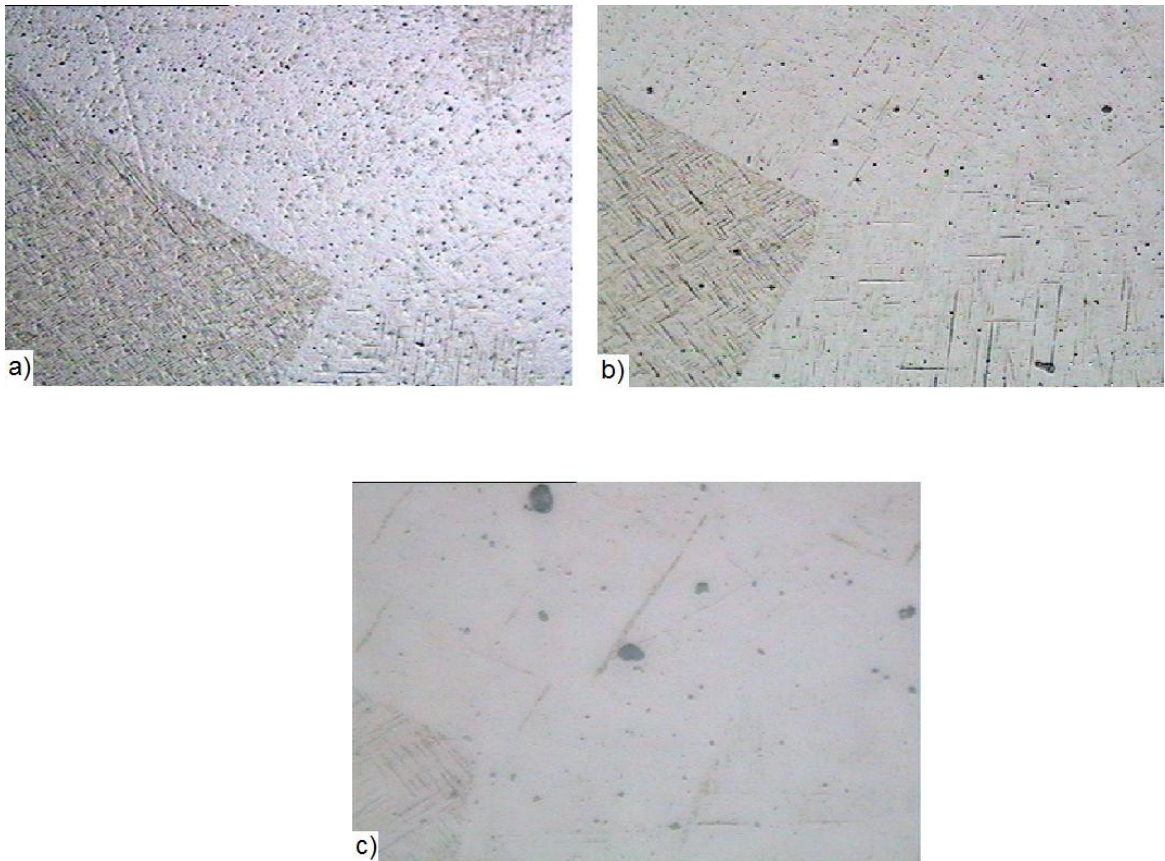


Figura 93: Amostra A2, campo 5: os grãos podem ser facilmente observados pelas diferentes tonalidades visualizadas nas figuras. a) formação de grãos com contornos bem definidos e várias formações globulares de fase escura, principalmente dentro do grão formado por fase mais clara (40x), b) ampliação de 100x mostrando o detalhe do contorno de grão e formações globulares e em linhas c) detalhe mostrando as formações globulares de cor escura (400x).

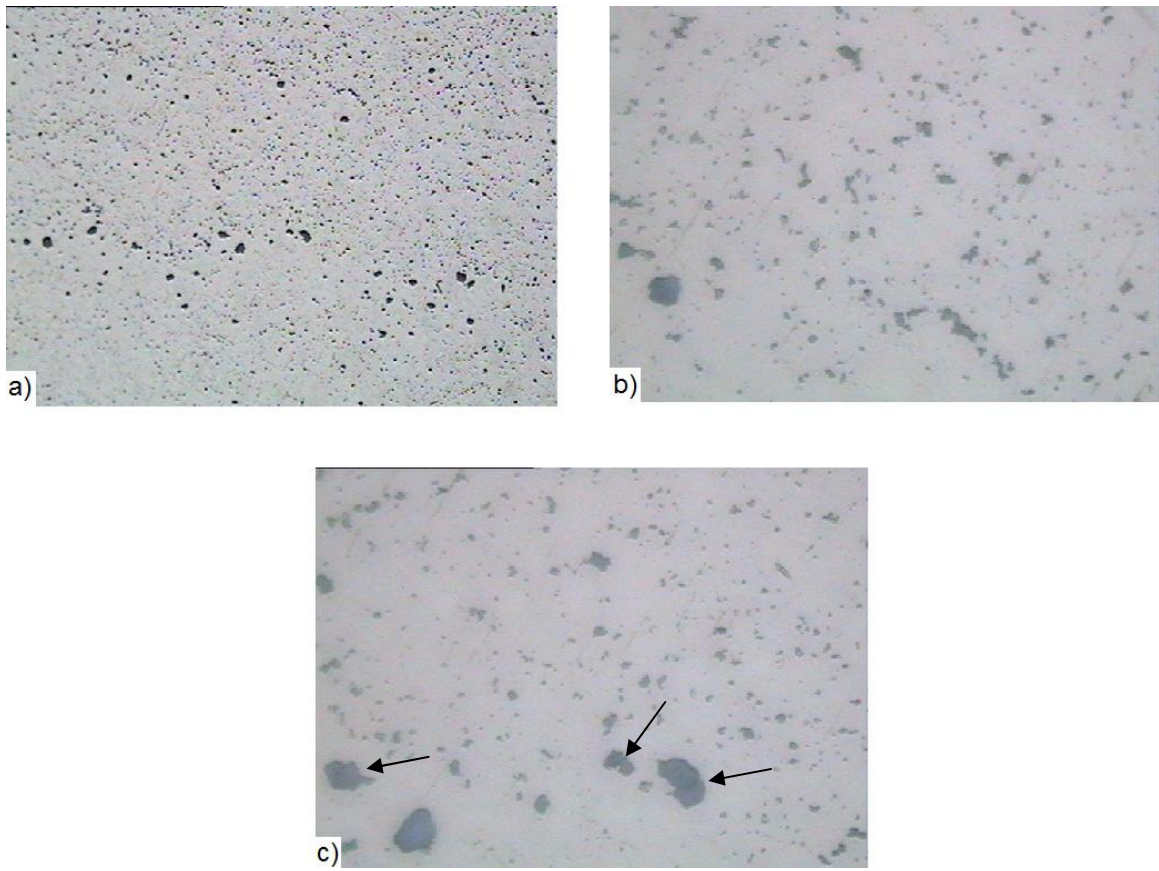


Figura 94: Amostra A2, campo 5 a) várias formações globulares de fase escura dentro de um grão formado pela fase clara (40x), b) ampliação de 400x e c) as setas mostram glóbulos de fase escura em fase de coalescência (400x).

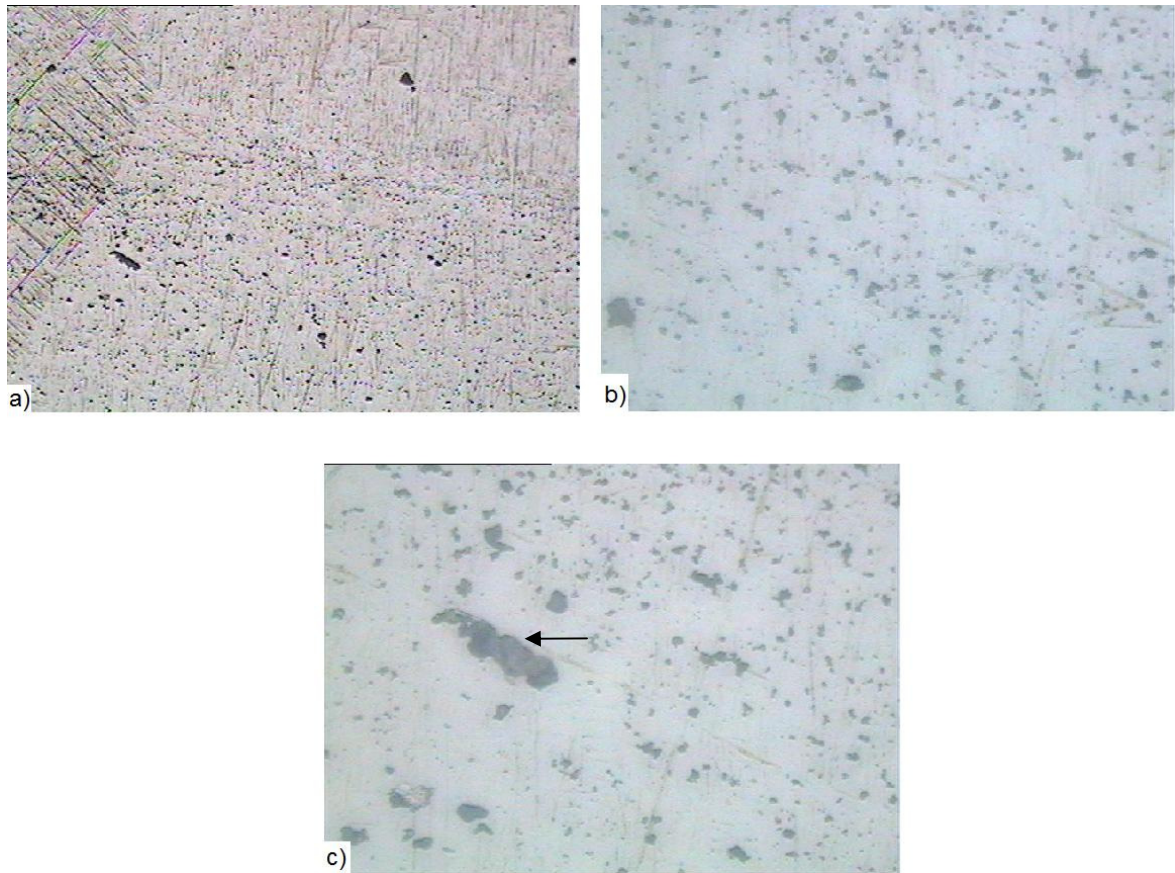


Figura 95: Amostra A2, campo 6: a) várias formações globulares de fase escura, principalmente dentro do grão formado por fase mais clara (100x), b) ampliação de 400x mostrando o detalhe das formações globulares e c) a seta mostra a formação de uma estrutura formada pela coalescência de glóbulos.

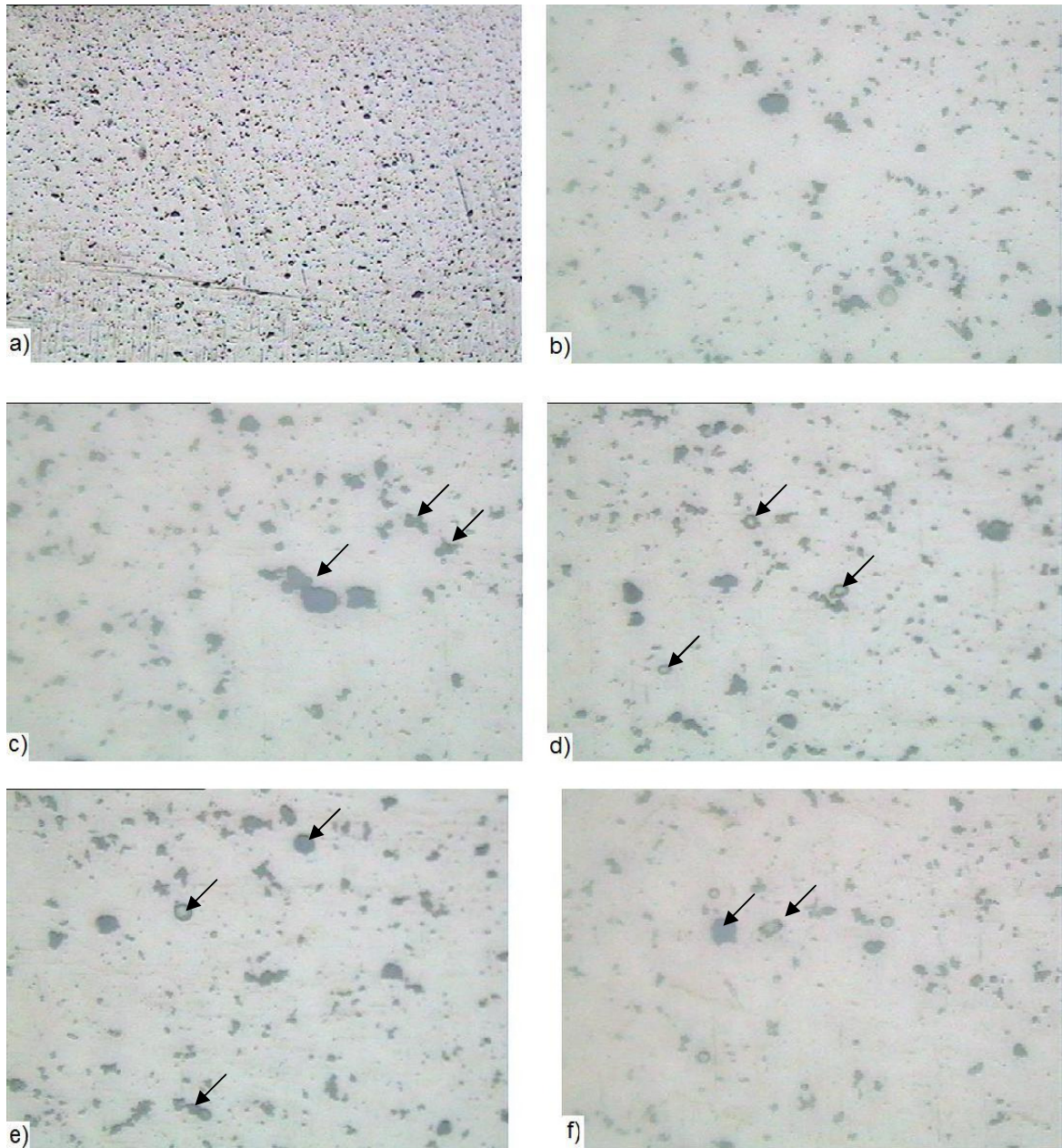


Figura 96: Amostra A2, campo 7 a) concentração de fases de cor escura incrustada na matriz clara (100x), b) ampliação de 400x, c) as setas mostram a coalescência de glóbulos (400x), d) as setas mostram a formação de glóbulos de fase escura com inclusão da fase de cor clara (400x), e) e f) as setas mostram glóbulos com e sem inclusões claras e glóbulos coalescentes (400x).

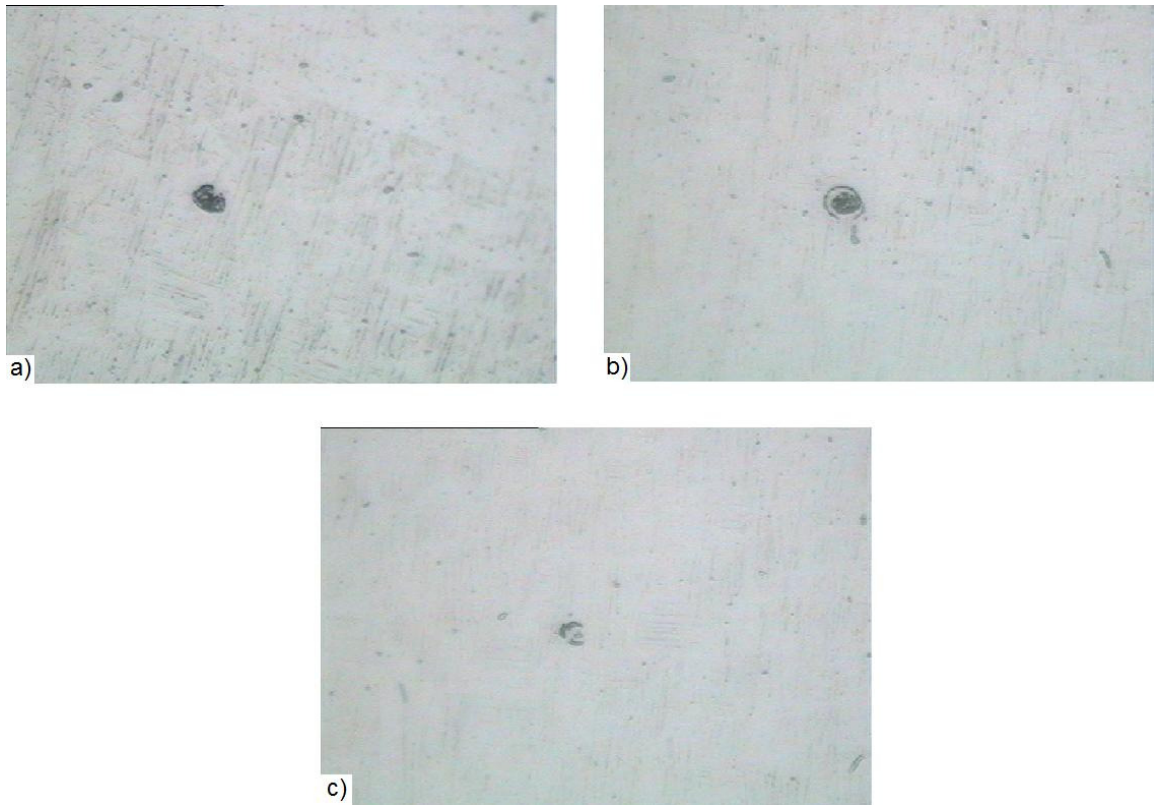


Figura 97: Amostra A2, campo 9: a) formação globular maior dentre outras de menores dimensões, localizado dentro de um grão com suas orientação cristalina definida, b) e c) detalhe de glóbulos maiores com pequenas inclusões de cor clara.

5. DISCUSSÃO

O reofundido é obtido, geralmente, através do tratamento térmico da liga em forno do tipo mufla ou através de aquecimento por indução. Dentre estes processos, o aquecimento por indução possui as vantagens em relação aos fornos: tempo de aquecimento reduzido, versatilidade no tamanho do corpo de prova e na sua região de aquecimento, economia de energia e pode ser facilmente transportado e instalado. Devido a estas facilidades, o aquecimento por indução é o preferido em vários processos de reofundição. Certas ligas como a Ti6Al4V, no entanto, sofrem oxidação excessiva na temperatura de reofundição, o que exige que o ambiente de tratamento tenha atmosfera controlada, isto é, seja livre de oxigênio. Atmosfera controlada é facilmente conseguida em fornos, porém não existia dispositivo adequado que permitisse que este controle fosse realizado quando se utiliza bobina de indução eletromagnética para o aquecimento da peça. Por isso, foi projetado e construído, neste trabalho, um dispositivo para a fabricação de reofundido de ligas metálicas (PI0802982-2), com câmara de atmosfera controlada, que mostrou ser apropriado ao processo para a obtenção do Ti6Al4V de grau médico no estado semi-sólido.

Segundo a literatura, nem todos os metais possuem comportamento adequado que permita a sua obtenção no estado semi-sólido e a diferença de temperaturas entre as linhas *solidus* e *liquidus* deve ser de pelo menos 150°C (LIU; ATKINSON; JONES, 2005). Existiam, portanto, muitas dúvidas, inclusive pelos especialistas na área, sobre a viabilidade da reofundição da liga Ti6Al4V que possui uma diferença de temperaturas entre as linhas *solidus* e *liquidus* de 30°C (KLIAUGA; FERRANTE, 2002). Além disto, pouco se conhece sobre a capacidade indutiva desta liga e não era possível prever se sofreria aquecimento por indução a ponto de atingir a temperatura de reofundição. Este trabalho mostrou que apesar destas dificuldades, é possível obter-se a liga Ti6Al4V no estado reofundido.

O equipamento utilizado neste trabalho foi um aquecedor indutivo de média frequência, Anexo E, que tem a característica de aquecer o corpo de prova, posicionado no centro da bobina, do seu centro para a superfície. Este comportamento foi comprovado no CDP1, mostrado na Figura 73, onde se visualizam as cavidades formadas pela fusão da liga no centro da peça. Embora a leitura da temperatura realizada no topo da peça tenha sido de 1630°C, o seu centro alcançou, no mínimo, 1660°C, temperatura de fusão da liga, o que prejudicou a eficácia do processo. A homogeneização da temperatura na peça pode ser conseguida através da manutenção da mesma, na temperatura de reofundição por mais tempo

do que a utilizada neste trabalho. Isto pode ser conseguido através da manutenção dos pulsos intermitentes 1s ligado/2s desligado com 50% de potência do equipamento, durante um período maior do que os 6 s executados. Não existe, atualmente, uma tabela que apresente, para os diversos metais e suas ligas, as temperaturas e os tempos de permanência na temperatura para a formação adequada do reofundido, (KLIAUGA; FERRANTE, 2005), portanto estas definições devem ser feitas experimentalmente. Como o objetivo deste trabalho foi a obtenção do reofundido da liga Ti6Al4V, melhorias no processo serão analisadas em trabalhos futuros.

A microestrutura conseguida com o tratamento térmico empregado foi bastante diferente da microestrutura estável do material como fornecido, mostrada na Figura 75. Isto indica que foi realizado o “congelamento” da estrutura de alta temperatura da liga (estado de energia metaestável), pois o resfriamento foi extremamente rápido (BAKER *et al.*, 1992). A taxa de resfriamento utilizada neste trabalho foi de 54°C/s, sendo este um dos parâmetros importantes para a formação adequada do reofundido e que deve ser determinado experimentalmente.

A fase presente na liga Ti6Al4V na temperatura ambiente é a $\alpha+\beta$, sendo que o percentual de β está entre 10% e 50% do total das fases. Uma quantidade maior de fase β só é conseguida em temperaturas acima de 1010°C (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994). Na estrutura reofundida, portanto, que apresenta uma estrutura de alta temperatura “congelada”, espera-se que quase toda a fase α (cor clara) tenha se transformado em fase β (cor escura), Marino *et al.* (2000), o que deveria ter sido observado nas micrografias obtidas da liga termicamente tratada. No entanto, nas amostras analisadas, verifica-se menor quantidade de fase β em relação à fase α , comparativamente à liga como fornecida. Notadamente, o tempo de permanência na temperatura acima de 1010°C não foi suficiente para que mais fase β se formasse.

A fase β aparece, à temperatura ambiente, em forma de lamelas com, aproximadamente, 200 μm de espessura, intercaladas com a fase α (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994). Observando-se as Figuras 76,77, 81, 82, 89, 90 e de 93 a 97, nota-se a fase β (escura) em forma de glóbulos, alguns deles encapsulando a fase α (clara). Isso demonstra a formação da estrutura globular, característica do reofundido (FLEMINGS; RIEK; YOUNG, 1976).

Uma formação maior de fase β globular foi observada no centro da amostra A2, campo 7, como mostra a Figura 96 que corresponde a um ponto intermediário entre o centro

do CDP onde a temperatura foi maior e a sua extremidade superior onde a temperatura foi menor. Portanto, esta região deve ter permanecido mais tempo na temperatura de reofundição devido ao equilíbrio térmico fornecido pelo aquecimento e resfriamento equidistantes.

A formação de fase β também foi observada na amostra A2 campos 5 e 6, Figuras 94 e 95, porém com formação de glóbulos mais refinados do que os observados no campo 7, Figura 96. Quanto maior a permanência da liga na temperatura de reofundição, maiores são os glóbulos formados (LOUÉ; SUERY, 1995). Estes campos estão situados próximos à superfície da amostra, onde a dissipação de calor é mais rápida do que no seu centro (campo 7), justificando a formação de glóbulos de fase β menores. Um indicativo importante de que o tempo de permanência na temperatura não foi o suficiente para a formação adequada do reofundido, é a presença de glóbulos coalescentes como mostrado em detalhe nas Figuras de 94 a 96, pois durante a formação do reofundido, glóbulos pequenos tendem a juntar-se formando glóbulos maiores, como ilustrado na Figura 4 (APAYDIN; PRAPHA KAR; DOHERTY, 1980).

Apesar dos CDP 1 e 2 terem sofrido exatamente o mesmo tratamento, apresentaram diferenças microestruturais. Isto pode ter sido ocasionado por erros grosseiros no acionamento do equipamento de aquecimento e de leitura da temperatura, pois ambos os processos foram manuais. Estes erros podem ser evitados através do uso da programação eletrônica do equipamento e da fixação do leitor de temperatura em suporte específico. A escolha pelo procedimento manual foi devido ao fato do experimento ser inédito e não existir referências para a programação adequada do equipamento.

A amostra A1, retirada do CDP1, apresenta uma microestrutura mais característica do reofundido do que a amostra A2, retirada do CDP2. A amostra A1 não apresenta formação de grãos, ao contrário da amostra A2, evidenciada na Figura 89. A microestrutura típica da liga Ti6Al4V, aquecida a 1050°C e resfriada em água é formada por grãos compostos de fase $\alpha+\beta$, com orientações cristalinas diferenciadas, (BOYER; COLLINGS; WELSCH, 1994), similar a observada nas Figuras 92 e 93, demarcadas com linhas vermelhas. A diferença entre a microestrutura típica e a observada na amostra A2 está na geometria da fase β , lamelar na primeira e em forma preferencialmente globular na segunda, o que indica a formação de estrutura reofundida dentro dos grãos. A diferença microestrutural entre as amostras A1 e A2 só pode ser devidamente justificada através de mais ensaios e em condições mais controladas do que as utilizadas neste trabalho.

6. CONCLUSÃO

Para a execução do processo de aquecimento em câmara com atmosfera inerte de Argônio e de resfriamento dos CDPs, foi fundamental a utilização do dispositivo projetado e construído neste trabalho. Este dispositivo, com patente registrada, poderá ser utilizado para a fabricação de reofundido através de aquecimento por indução eletromagnética de quaisquer ligas metálicas em escala laboratorial, podendo ser adaptado para a escala industrial.

A calibração da pistola laser, a fim de garantir a leitura correta da temperatura nos diversos instantes do experimento, foi vital para facilitar o controle do equipamento de indução eletromagnética e a formação de glóbulos da fase β , como proposto pelo trabalho. Baseado nos resultados obtidos neste trabalho pode se concluir que o aquecimento da liga Ti6Al4V através de indução eletromagnética é viável, pois a mesma pode sofrer aquecimento por indução até a temperatura de fusão. Devido à eficiência e facilidade do processo, este foi o escolhido neste trabalho.

A metalografia das peças foi realizada de acordo com os padrões utilizados nestes procedimentos de laboratório, sendo que foram visualizadas as estruturas globulares, objetivo deste trabalho. Diante dos resultados mostrados através das micrografias, conclui-se que o reofundido da liga Ti6Al4V foi obtido.

7. TRABALHOS FUTUROS

As sugestões para a continuidade deste trabalho são:

1. Estudo experimental para a definição de tempo e temperatura de formação da fase β , na liga Ti6Al4V, a fim de obtê-la em maior quantidade na forma globular;
2. Estudo experimental para a quantificação de estruturas globulares através de softwares para tratamento de imagens;
3. Estudo experimental para a definição de temperatura e tempo de re fundição da liga Ti6Al4V para a coalescência adequada dos glóbulos formados pela fase β ;
4. Caracterização mecânica de peças tixoconformadas de liga Ti6Al4V;
5. Estudo da viabilidade econômica do processo de re fundição da liga Ti6Al4V utilizada neste trabalho;
6. Caracterização mecânica da liga Ti6Al4V re fundida;
7. Estudo experimental das aplicações na área médica, com foco em próteses , comparando os processos convencional e re fundido.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AOKI T., OKAFOR I.C.I.; WATANABE I.; HATTORI M.; ODA Y.; OKABE T., **Mechanical Properties of Cast Ti-6Al-4V-XCu Alloys**. Journal of Oral Rehabilitation, vol. 31, nr. 11, p. 1109-1114, 2004.

APAYDIN N.; PRABHAKAR K.V.; DOHERTY R.D., **Special Grain Boundaries in Rheocast Al-Mg**. Materials Science and Engineering, vol. 46, nr. 2, p. 145-159, 1980.

ARISTOTECH IMPLANT TECHNOLOGIES. **Forging Titanium Cementless Femoral Stems**.

Disponível em: www.aristotech.de/hip-stems_forgings.html

Acessado em: Abril de 2008.

BAKER H., ZWICKER U., FARRAR P., MARGOLIN H., **Metallography and Microstructures**. ASM METALS HANDBOOK, 9th Edition, vol. 9, p. 6-59, p. 968-1015, 1992.

BAKER H., ZWICKER U., FARRAR P., MARGOLIN H., RHINES F.N., PRINCE A., GORDON P., GOODMAN D.A., OKAMOTO H., MASSALKI T.P., VILLARS P., CALVERT L.D., MORRAL J.E., GUPTA H., HAYES F.H., **Alloy Phase Diagrams**. ASM METALS HANDBOOK, 9th Edition, vol. 3, p. 6-59, p. 1552-1554, 1992.

BANTOUNAS I., LINDLEY T.C., RUGG. D., DYE D. **Effect of Microtexture on Fatigue Cracking in Ti-6Al-4V**. Acta Materialia, nr. 55, p. 5655-5665, 2007.

BAPARI A.; NAJAFIZADEH A.; MOAZENY M.; SHAFYEI A. , **Simulation of radial forging conditions by third hits hot compression tests**. Materials Science and Engineering, p. 1-8, 2008.

BECKERMANN C. **Modelling of Macrosegregation: Past, Present and Future**. Presented at Flemings Symposium, p. 1-14, 2000.

BENNER T. B. **Introduction to Materials Science**, Chapter 9, Phase Diagrams. University of Virginia Publication, February 2001.

BHATTACHARYYA S., ABINANDANAN T.A. **A Study of Phase Separation in Ternary Alloys**. Bulletin Materials Science, Vol. 26, No. 1, January 2003.

BHATTACHARYYA D.; VISWANATHAN G.B.; VOGEL S.C.; WILLIAMS D.J.; VENKATESH V.; FRASER H.L., **A Study of the Mechanism of α to β Phase Transformation by Tracking Texture Evolution with Temperature in Ti-6Al-4V Using Neutron Diffraction**. Scripta Materialia, 54, p. 231–236, 2006.

BIELER T., GOETZ R.L., SEMIATIN S.L., **Anisotropic Plasticity and Cavity Growth During Upset Forging of Ti-6Al-4V**. Materials Science and Engineering, A 405, p. 201–213, 2005.

BOEING DESIGN MANUAL. **Titanium Alloys, BDM-1054 Rev.D**. Novembro 1998.

BOYER R., COLLINGS E.W., WELSCH G., **Materials Properties Handbook: Titanium Alloys**. ASM International, p. 1-1169, 1994.

BUTTARO M.A.; MAYOR M.B.; VAN CITTERS D.; PICCALUGA F., **Fatigue Fracture of a Proximally Modular, Distally Tapered Fluted Implant with Diaphyseal Fixation**. The Journal of Arthroplasty, Vol. 22 No. 5, p. 780-783, 2007.

CALISTER W.D., **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. John Wiley & Sons, Inc. New York, 2001.

CLYNE T. W., **Ti-6Al-4V Micrograph Picture nr. 54**. Department of Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge.

Disponível em: http://www.doitpoms.ac.uk/miclib/full_record.php?id=54

Acessado em: Junho de 2007.

CRISTOFOLINI R., **Estudo do Processamento de Ligas de Alumínio e de Compósitos com Matriz Metálica por Reofundição**. Faculdade de Engenharia de Joinville,

Dissertação de Mestrado, 1997.

DESTEFANI J., LAMPMAN S., EYLON D., NEWMAN J., THORNE K. FROES F.H.,
Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM
METALS HANDBOOK, 9th Edition, vol. 2, p. 1770-1947, 1992.

ELETRISOL IND. COM. LTDA. **Especificações Técnicas Laminados Técnicos
Compostos, E11G.**

Disponível em: http://www.eletrisol.com.br/laminados_compostos_vidro.htm

Acessado em: Janeiro de 2009.

FLEMINGS M.C., RIEK R.G., YOUNG K.P., **Rheocasting.** Materials Science and
Engineering, Vol. 25, p. 103-117, 1976.

FLEMINGS MC. **Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State.** Metallurgical and
Materials Transactions A, Vol. 22, nr. 5, 1991.

FERRANTE M, FREITAS ER. **Rheology and Microstructural Development of a Al-
4wt% Cu Alloy in the Semi-solid State.** Materials Science and Engineering A, Vol. 271,
nr. 1, p. 171-180, 1999.

FREITAS E.R., FERRANTE M. **Rheological Behaviour and Deformation
Characteristic of a Commercial and a Laboratory-cast Al-4% Cu Alloy in the
Semi-Solid State.** Acta Materialia, vol. 49, nr. 18, p. 3839-3847, 2001.

FREITAS E.R., FERRANTE M., SILVA V.F., BOSE F° W., SPINELLI D.,
**Thixoextrusion of an A356 Alloy: Microstructural Studies and High Temperature
Fatigue Behaviour.** Journal of Materials Processing Technology vol. 155 e 156, p. 1629-
1633, 2004.

FREITAS F.E., OLIVEIRA H.S., SUGAHARA T., YOGI L. M., REIS D. A. P., SILVA
M. M., NETO C.M. **Caracterização mecânica e Microestrutural da Liga Ti-6Al-4V
Após Processo de Implantação Iônica por Imersão em Plasma.** XII Encontro Latino
Americano de Iniciação Científica e VIII Encontro Latino Americano de Pós-Graduação –

Universidade do Vale do Paraíba, Outubro, 2008.

GUMPERT N. Information Portal for Orthopedics, Psychiatry and Theory of Education. Picture files.

Disponível em: www.my-opis.com.

Acessado em: 22 de março de 2008.

IGCB – INSTITUTO GERAL DE CIÊNCIAS BÁSICAS

Disponível em: <http://www.igcb.org.br>

Acessado em: Janeiro de 2009

INB - INDÚSTRIAS NUCLEARES do BRASIL. Fotografias de Ilmenita, Rutilo e Zirconita.

Disponível em: <http://www.inb.gov.br/minerais.asp>

Acessado em: Junho de 2007.

IWASAKI H., MORI T., MABUCHI M., HIGASHI K., Shear Deformation Behavior of Al-5% Mg in a Semi-Solid State. Acta Materialia, vol. 46, nr. 18, p. 6351-6360, 1998.

JAMO AQUECIMENTO INDUTIVO, Aquecedor Indutivo Tipo Média Frequência.

Disponível em: <http://www.jamo.ind.br>

Acessado em: Outubro de 2008.

JOLY P.A., R. MEHRABIAN, The Rheology of a Partially Solid Alloy. Journal of Material Sciences, Vol 11, nr. 8, p 1393–1418, 1976.

KENNEY M. P., COURTOIS J. A., EVANS R. D., FARRIOR G. M., KYONKA C. P., KOCH A. A., YOUNG K. P., Semisolid Metal casting and Forming. ASM Metals Handbook, 9th Edition, vol. 15, p.327-338, p. 719-735, p. 1811-1836, 1998.

KIM S.M. et al., Microstructure Development and Segment Formation During ECA Pressing of Ti–6Al–4V Alloy. Scripta Materialia 50, p. 927–930, 2004.

KLIAUGA A. M., FERRANTE M., The Effect of Sn Additions on the Semi-Solid

Microstructure of an Al-7Si-0.3Mg Alloy. Materials Science and Engineering, vol. 337, nr. 1-2, p. 67-72, 2002.

KLIAUGA A. M., FERRANTE M., **Liquid Formation and Microstructural Evolution During Re-heating and Partial Melting of an Extruded A356 Aluminium Alloy.** Acta Materialia, vol. 53, nr. 2, p. 345-356, 2005.

KOLACHEV B.A., LYASOTSKAYA V.S., **Correlation Between Diagrams of Isothermal and Anisothermal Transformations and Phase Composition Diagram of Hardened Titanium Alloys.** Metal Science and Heat Treatment, volume 45, nr. 3-4, p. 119-126, 2003.

LI X., LI M., **A Set of Microstructure-Based Constitutive Equations in Hot Forming of a Titanium Alloy.** Journal of University of Science and Technology Beijing, vol. 13, nr. 5, p. 435-441, October 2006.

LIU D., ATKINSON H.V., JONES H., **Thermodynamic Prediction of Thixoformability in Alloys Based on the Al-Si-Cu and Al-Si-Cu-Mg Systems.** Acta Materialia, vol. 53, p. 3807-3819, 2005.

LIU X., CHU P.K., DING C., **Surface Modification of Titanium, Titanium Alloys, and Related Materials for Biomedical Applications.** Materials Science and Engineering R, vol. 47, nr. 3-4, p. 49-121, 2004.

LOUÉ W.R., SUERY M., **Microstructural Evolution During Partial Remelting of Al-Si7Mg Alloys.** Materials Science and Engineering A, vol. 203, nr. 1, p. 1-13, 1995.

MAHMOUD S., ELHACHMI E., CHEE-LANG L., **Semi-Solid Forming of Al and Mg Alloys for Transportation Applications.** Presentation at Windsor Workshop, June, 2001.

MALINOV S.; SHA W.; GUO Z.; TANG C.C.; LONG A.E. **Synchrotron X-Ray Diffraction Study of the Phase Transformations in Titanium Alloys.** Materials Characterization, vol. 48, p. 279– 295, 2002.

MARINO C.E.B.; ROCHA-FILHO R.C.; BOCCHI N.; BIAGGIO S.R. **Investigação da Estabilidade de Materiais Biocompatíveis por Análise Microestrutural**. 23^A Reunião anual da Sociedade Brasileira de Química, Poços de Caldas-MG, maio, 2000.

McKENNA D., **Past, Present and Future of Investment Casting**. Editorial McKenna, BoneZone, p. 9-11, Spring 2005.

MENDEZ P., RICE R., BROWN S., **Comments on “Solid Freeform Fabrication by Extrusion and Deposition of Semi-solid Alloys”**. Journal of Materials Science Letters, vol. 22, nr. 4, 1047-1049, 2003.

MESSMER G. **Simulation of a Thixoforging Process of Aluminium Alloys with Flow-3D**. Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart, 2005.

MICROFFUSÃO DO BRASIL

Disponível em: www.microfusaodobrasil.com.br

Acessado em: Janeiro de 2009.

MICRORIO FUNDIÇÃO DE PRECISÃO LTDA

Disponível em: www.microrio.ind.br

Acessado em: Janeiro de 2009.

MIN B.W. et all, **Second-Generation Cementless Total Hip Arthroplasty in Patients With Osteonecrosis of the Femoral Head**. The Journal of Arthroplasty, Vol. 00 No. 0, 2008.

NPL – NATIONAL PHYSICAL LABORATORY. **Mechanical Properties Between Liquidus-Solidus**.

Disponível em: www.npl.co.uk/materials/procmetal/ls_properties.html

Acessado em: Novembro de 2006.

NICROBRAZ. **The Range Between Solidus and Liquidus**.

Disponível em: www.wallcolmonoy.com/TechServices/NicrobrazNewsArchives/WCC_Article_Solid_Liquid.htm

Acessado em: Novembro de 2006.

PAPON P., **A Matéria em Todos os seus Estados**. Librairie Arthème Fayard, impresso em 2001.

PICU R.C. ; MAJORELL A. , **Mechanical Behavior of Ti-6Al-4V at High and Moderate Temperatures - Part II: Constitutive Modeling**. Materials Science and Engineering A326, p. 306–316, 2002.

PIRES G.P. **Uma Contribuição ao Estudo da Reofundição de Aços Inoxidáveis**. Unicamp, dissertação de mestrado defendida em 1998.

RACK H.J. ; QAZI J.I. , **Titanium Alloys for Biomedical Applications**. Materials Science and Engineering C, vol. 26 , p. 1269 – 1277, 2006.

RAYTEK CORPORATION, **Noncontact Infrared Temperature Measurement**.

Disponível em: <http://www.raytek.com>

Acessado em: Janeiro de 2009.

ROVINA M M, **Forjamento e Extrusão de Ligas Reofundidas**. VI Seminário de Tecnologia da Indústria do Alumínio, ABAL, São Paulo-SP, 2-5 setembro de 1997.

SAUNDRES N. **Presentation: Modelling of Phase Equilibria in Ti-Alloys**, proceedings on “Titanium ’95: Science and Technology Symposium”, Institute of Materials-London, p. 1-11, 1996.

SCHROEDER, J.R. **Advanced Manufacturing Technology Changes the Way Implants are Designed and Produced**. Vantus Technology Corporation, BoneZone, p. 16-20, Fall 2006.

SILVA U.M.C. **Técnicas e Procedimentos na Metalografia Prática**. Ivan Rossi Editora, 1978.

SINHA V.K.; GODABA V.S. , **Residual Stress Measurement in Worked and Heat**

Treated Steel by X-Ray Diffractometry. Materials Science and Engineering, vol. em edição, p. 1-5, 2007.

SINGH N.P., **Investment Casting of Orthopaedic Implants. An Overview of Emerging Technology.** Editorial S&A Consulting Group, BoneZone, p. 47-49, Spring 2004.

TZIMAS E., ZAVALIANGOS A., **Materials Selection for Semisolid Processing.** Materials and Manufacturing Processes, vol 14, nr. 2, p. 217-230, 1999.

TZIMAS E., ZAVALIANGOS A., **Evaluation of Volume Fraction of Solid in Alloys Formed by Semisolid Processing.** Journal of Material Science, vol 35, nr. 21, p. 5319-5330, 2000.

US DEPARTMENT of ENERGY, **Industrial Technologies Program. Innovative Semi-Solid Metal (SSM) Processing.** Informative of November 2004.

VIEIRA E.A., FERRANTE M. **Prediction of Rheological Behavior and Segregation Susceptibility of Semi-solid Aluminium-silicon Alloys by a Simple Back Extrusion Test.** Acta Materialia, vol. 53, nr. 20, p. 5379-5386, 2005.

VIEIRA E.R., KLIAUGA A.M., FERRANTE M., **Microstructural Evolution and Rheological Behaviour of Aluminium Alloys A356, and A356 + 0.5% Sn Designed for Thixocasting.** Journal of Materials Processing Technology 155-156, P. 1623-1628, 2004.

VO P.; JHAZI M.; YUE S.; BOCHER P., **Flow Stress Prediction During Hot Working of Near- α Titanium alloys.** Materials Science and Engineering , A447, p. 99-110, 2007.

WAN L. A., **Numerical Investigation of Directional Binary Alloy Solidification Processes Using a Volume-Averaging Technique.** Thesis to the Faculty of the Graduate School of Cornell University. January 2003.

WEN C.E., YASUE K., YAMADA Y., **Fabrication of TiAl by Blended Elemental Powder Semisolid Forming.** Journal of Materials Science, vol. 36, nr. 7, p. 1741-1745, 2001.

WICK IND COM LTDA. **Especificações Técnicas dos Isolantes Elétricos, Fibra de Vidro “TVE”.**

Disponível em: http://www.wick.com.br/wick/produtos/fibra_vidro/fibra_vidro_tve.htm

Acessado em: Janeiro de 2009.

WU M.; AUGTHUN M.; WAGNER I.; SAHM P.R., **Casting of Ti Prostheses and Implants with the Aid of Numerical Simulation.** Journal of Orthopaedic Materials, p. 36-38, 2001.

WU S., WU X., XIAO Z., **A Model of Growth Morphology for Semi-Solid Metals.** Acta Materialia, vol. 52, nr. 12, p. 3519-3524, 2004.

YASUE K., YU G.L., WEN C.E., YAMADA Y., **Elemental Blended Powders Semisolid Forming of Ti-Al based Alloys.** Journal of Materials Science, vol. 35, nr. 23, p. 5927-5932, 2000.

YOPKO S.J.. **Forgings 101.** Editorial Friedrich Daniels, BoneZone, p. 15-16, Summer 2005.

YU C.Y.; SHEN C.C.; PERNG T.P., **Microstructure of Ti-6Al-4V Processed by Hydrogenation.** Scripta Materialia 55, p. 1023–1026, 2006.

ZHOU Y.G.; ZENG W.D.; YU H.Q., **An Investigation of a New near- β Forging Process for Titanium Alloys and its Application in Aviation Components.** Materials Science and Engineering, A 393, p. 204–212, 2005.

ZOQUI EJ. **Obtenção e Caracterização Mecânico-Metalúrgica de Liga Al-4,5wt% Cu no Estado Reofundido.** Tese de doutorado, Unicamp, 1995.

8.1 Bibliografia Também Consultada

ASKELAND D.R., PHULÉ P.P. **The Science and Engineering of Materials, 4th ed.**, Chapter 13 – Nonferrous Alloys, Editora Brooks Cole, Monterey, CA, Janeiro de 1985.

ASTM STANDARDS. **Standard Specification for Alpha Plus Beta Titanium Alloy Forgings for Surgical Implants.** ASTM Designation:F620-00

ASTM STANDARDS. **Standard Specification for Wrought Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) Alloy (R56401) for Surgical Implant Applications.** ASTM Designation:F136-96

ASTM STANDARDS. **Standard Specification for Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI Alloy Forgings for Surgical Implants [UNS R56401].** ASTM Designation:F620-96

ASTM STANDARDS. **Standard Specification for Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium Alloy Castings for Surgical Implants [UNS R56406].** ASTM Designation:F1108-97

ASTM Standards. **Standard Specification for Wrought Ti-6Al-4V Alloy for Surgical Implant Applications.** ASTM Designation:F1472-93

ATI ALLVAC. **Titanium and Titanium-Base Alloys.**

Disponível em: <http://www.allvac.com/pages/Titanium/Default.htm>

Acessado em: Junho de 2007.

AZEVEDO W.F. **Difração de Raios X.** Laboratório de Sistemas Biomoleculares. UNESP, p. 1-18, 2004.

Disponível em: http://prolina.df.ibilce.unesp.br/xtal/difracao_wfa.pdf

Acessado em: Abril de 2008.

HEINRICH G., GRÜGLER T., ROSIWAL S.M., SINGER R.F., **CVD Diamond Coated Titanium Alloys for Biomedical and Aerospace Applications.** Surface and Coatings

Technology, vol. 94-05, nr. 1 e 3, p. 514-520. 1997.

INSTITUT des SCIENCES EXACTS – UNIVERSITÉ de TLEMCEN. **Description Thermo-Dynamique de l'Equilibre Liquide-Solide.**

Disponível em: http://heberge.univ-tlemcen.dz/~b_belhachemi/diagrammes.html

Acessado em: Novembro de 2006.

IUPAC COMPENDIUM of CHEMICAL TERMINOLOGY. **Liquidus a Line on a Binary Phase Diagram.**

Disponível em: www.iupac.org/goldbook/L03590.pdf

Acessado em: Novembro de 2006.

JARVI K.; KERRY R.M., **Segmental Stem Fracture of a Cemented Femoral Prosthesis.** The Journal of Arthroplasty Vol. 22 Nr. 4, p. 612-616, 2007.

MEIRA A.L., **A Técnica de Reofundição Aplicada com Matriz Metálica e de Ligas de Alumínio com Elevados Teores de Silício.** Faculdade de Engenharia de Joinville, 1997.

MIL-HDBK-697A. **Titanium and Titanium Alloys.** US Department of Defense. Washington, 1974.

PADILHA A.F., AMBROZIO F. F., **Técnicas de Análise Micro Estrutural.** Hemus Editora Ltda, São Paulo, 1985.

RHALE R., **The Benefits of Titanium**

Disponível em: <http://www.engr.ku.edu/~rhale/ae510/titanium.pdf>

Acessado em: Agosto de 2007.

SARDINHA S. C., **Análise Química e Topográfica da Superfície de Implantes de Titânio Comercialmente Puro Através de Espectroscopia de Fotoelétrons Excitada por Raios – X (XPS) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).** Unicamp, Tese de Doutorado, 2003.

SCHAEFFER L., LIMA D.R.S., YURGEL C.C., **Estudo da Microestrutura e da Dureza**

da Liga de Alumínio AA6351 após o Forjamento e Tratamento Térmico. 17° CBECIMat , vol. 311, nr. 47, p. 1-12, 2006.

SCHUTZ R.W., THOMAS D., **Corrosion of Titanium and Titanium Alloys.** ASM METALS HANDBOOK, vol.13, p. 1688-1820, 1992

SILVA T.M., **Tipos de Microscópios, Microscópio Ótico.** Universidade Federal de Mato Grosso, Bionet.

Disponível em: http://www.ufmt.br/bionet/conteudos/01.09.04/tip_mic.htm

Acessado em: Outubro de 2007.

SMITH W.F., **Structure and Properties of Engineering Alloys.** McGraw-Hill Publishing Co., 1981.

THE A to Z on MATERIALS. **Result on Ti6Al4V.**

Disponível em: <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=1547>

Acessado em: Maio de 2007.

UNESP – Campus de Rio Claro-SP. **Fotografia de Ilmenita.**

Disponível em: <http://www.rc.unesp.br/museudpm/banco/oxidos/ilmenita.html>

Acessado em: Junho de 2007.

UNESP – Campus de Rio Claro-SP. **Fotografia de Rutilo.**

Disponível em: <http://www.rc.unesp.br/museudpm/banco/oxidos/rutilo.html>

Acessado em: Junho de 2007.

USP - Instituto de Química, **Monocristais.**

Disponível em:

<http://ca.iq.usp.br/conteudo2.php?itemid=30&alt=Raio+X+:+Monocristais&c=&paaid=16>

Acessado em: Novembro de 2007.

WARD P.J., ATKINSON H.V., ANDERSON P.R.G., ELIAS L.G., GARCIA B., KAHLEN L., RODRIGUEZ-IBABE J-M., **Semi-Solid Processing of Novel MMCs Based on Hypereutectic Aluminium-Silicon Alloys.** Acta Materialia, vol 44, No. 5, p.

1717-1727, 1996.

WEISE, J., STANZICK H., BANHART J., **Semi-solid Processing of Complex-Shaped Foamable Material**. MIT Verlag, p. 169-174, 2003.

ANEXO A



REALUM IND. COM. DE METAIS PUROS E LIGAS LTDA.

RUA PIRES PIMENTEL, 460 - VILA PRUDENTE - SÃO PAULO - SP - CEP: 03138040 Tel.:
(11) 2343-2300 - Fax.: (11) 2343-2303 - e_mail: realum@realum.com.br

Certificado de Qualidade

Cliente : CARLOS ROBERTO FERNANDES
Material : TITÂNIO Ø 3/8" ASTM F-136 6AL 4V ELI
Quantidade : 3,6 M
Pedido Interno : 8013 M
N.F.nº : 5730
Pedido Cliente : PC062_CRF
Lote : TI09.53F136BE00208
Tratam. Térmico : Recozido
Acabamento : Retificado

Composição Química

Elemento	Teor (%)
N	0,005
C	0,003
H	0,002
Fe	0,160
O2	0,114
Al	6,140
V	4,000
Ti	Bal.

Propriedades Mecânicas

Ksi L:	149,9
Ksi T:	-
Y.S.Ksi (0,2%) L:	133,2
Y.S.Ksi (0,2%) T:	-
Elongation(%) L:	14,0
Elongation(%) T:	-
Reduction in Area (%) L:	44,0
Reduction in Area (%) T:	-
CORRIDA Nº 313468S	

SÃO PAULO, 06 de agosto de 2008



Depto. de Qualidade

Daniel S. Wolkind

ANEXO B



Orçamento



Imprimir



Voltar

Fibra de Vidro "TVE"

COR

Verde

DISPONÍVEL EM

Chapas, tarugos e tubos. Peças especiais (sob consulta).

DESCRIÇÃO DO PRODUTO

A Fibra de Vidro TVE é um laminado à base de tecido de fibra de vidro e resina epóxi de alto poder aderente. Tem como principal característica seu excelente poder de isolamento (15 Kv/mm) aliado a uma alta resistência mecânica e baixa absorção de água. Boas propriedades de fator de perdas e resistência elétrica em ambas as condições: úmida e seca.

Tipo	Classe	Construção
G-10	ANSI (NEMA) g-10	Tecido de vidro, Resina epóxi

Espessura	0.2mm - 38mm (DIN 40606)
Tamanho regular	Tecido de vidro, Resina epóxi

Propriedades	Unidade	Condicionamento	IPC-4101 Método de teste	IPC-4101 Requisitos	Valores Típicos
Resistência à flexão	N/mm ²	Lenghtwise Crosswise	2.4.4	414 345	470 380
Choque Térmico	s	Min. 10s 288°C	2.4.13.1	Sem alteração	Sem alteração
Contante Dielétrica	-	@ 1MHz	2.5.5.3	5.4	4.9
Fator de Perda	-	@1 Mhz	2.5.5.3	0,035	0.02
Absorção de Água	%	D24/23	2.6.2.1	0.35 (0.5mm)	0.1

OBS.: Valores típico somente para referência

Fabricado com resina do tipo "Flame resistant" (resistente às chamas), pode ser utilizado em alta e baixa tensão, em locais e condições desfavoráveis no aspecto climático.

A Fibra de Vidro TVE pode ser fabricada na forma de placas, tubos ou peças técnicas sob desenho. Pode ser aplicada em diversos segmentos como: indústria elétrica, mecânica e eletro-eletrônica. É aplicada em máquinas elétricas, rotativas, barras isolantes em cubículos blindados e capacitores variáveis para radiodifusão.

Temperatura de trabalho 130 graus. Resiste a picos de 288 graus a 10 seg, conforme o teste o material suportou e não se degradou.

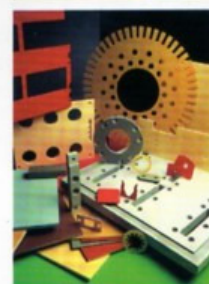
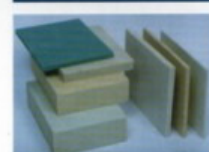
Também conhecido como Epóxi, TVE ou Fiberglass.

TABELA DE EQUIVALÊNCIA E NORMAS					
Material	DIN 7735 VDE 0318	ISO - 1642	NEMA	JIS K-6912	Tipo antichama
Fibra de Vidro "TVE"	Hgw 2372-1	EP-GC-1	FR4	EL-GEF	UL 94 V0

ANEXO C

LAMINADOS TÉCNICOS COMPOSTOS / TECHNICAL COMPOSITE LAMINATES - MÉDIA								
Produtos Product grades	ELETRISOL	HM 34	HM 47	LME	LME UV	HM34R	HM35H	LMH60
	NEMA LI 1 EN60893.3.2 DIN 7735	—	—	—	—	—	—	—
Estrutura do Produto Resin & substrate		Epóxi + manta de vidro <i>Epoxy + glass matt</i>	Epóxi + manta de vidro <i>Epoxy + glass matt</i>	Epóxi + manta de vidro <i>Epoxy + glass matt</i>	Epóxi + manta de vidro <i>Epoxy + glass matt</i>	Epóxi + manta + tecido de vidro <i>Epoxy + glass matt + textile</i>	Epóxi + manta de vidro <i>Epoxy + glass matt</i>	Ímida + manta de vidro <i>Imide + glass matt</i>
Cor Color		Bege <i>Beige</i>	Bege <i>Beige</i>	Bege <i>Beige</i>	Bege <i>Beige</i>	Bege <i>Beige</i>	Bege amarela <i>Light beige</i>	Amarela <i>Yellow</i>
PROPRIEDADES MECÂNICAS MECHANICAL PROPERTIES	Unidades Units							
Resistência à flexão ambiente <i>Flexural strength condition A</i>	N/mm ²	>330	>320	>350	>350	>450	>350	>150
Resistência à flexão 155°C <i>Flexural strength 155°C</i>	N/mm ²	>150	>150	>150	>150	>225	>300	
Resistência à flexão 180°C <i>Flexural strength 180°C</i>	N/mm ²						>210	>120
Resistência à tração <i>Tensile strength</i>	N/mm ²	>240	>200	>220	>220	>345	>250	>150
Compressão perpendicular <i>Perpendicular compressive strength</i>	N/mm ²	>400	>420	>400	>400	>500	>460	>400
Impacto <i>Impact strength</i>	kJ/m ²	>100	>100	>100	>100	>150	>130	>100
Resistência ao fendilhamento <i>Splitting Load</i>	N	>3500	>3000	>3500	>3500	>2500	>2700	
PROPRIEDADES ELÉTRICAS ELECTRICAL PROPERTIES								
Tensão aplic. 1 min. óleo 90°C perp. <i>High voltage 1 min. oil 90°C perp.</i>	kV/3mm	30	30	30	30	30	30	30
Tensão aplic. 1 min. óleo 90°C paral. <i>High voltage 1 min. oil 90°C parall.</i>	kV/25mm	35	35	35	35	35	35	30
Resistência ao arco voltaico <i>Arc resistance</i>	s							>360
Indução magnética, 300A/cm <i>Magnetic induction</i>	Wb/m ²							
PROPRIEDADES FÍSICAS PHISICAL PROPERTIES								
Peso específico <i>Specific gravity</i>	g/cm ³	1.7...2.0	1.7...2.0	1.7...2.0	1.7...2.0	1.7...2.0	1.9...2.1	1.7...2.0
Absorção de água <i>Water absorption</i>	%	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.3	<0.2	<0.2
Flamabilidade <i>Flamability</i>			HB	HB	HB		HB	HB
PROPRIEDADES TÉRMICAS THERMAL PROPERTIES								
Classe térmica <i>Thermal class</i>	°C	F(155)	F(155)	F(155)	F(155)	F(155)	H(180)	H(180)
Temperatura de corte <i>Cut temperature</i>	°C	23	23	23	23	23	23	23

MÉDIA DE VALORES TESTADOS / AVERAGE TESTED VALUES						
MH60	LMPB30	LMPB40	E10G	E11G	LTVE-MG	E11G semicondutivo
-	GPO3	GPO3	G10	G11	-	G11 semiconductive
-	HM2471	HM2472	EPGC201	EPGC203	-	EPGC203 semiconductive
Ímida + manta de vidro	Poliéster + manta de vidro	Poliéster + manta de vidro	Epóxi + tecido de vidro	Epóxi + tecido de vidro	Epóxi + tecido de vidro	Epóxi + tecido de vidro
Ímide + glass matt	Polyester + glass matt	Polyester + glass matt	Epoxy + glass textile	Epoxy + glass textile	Epoxy + glass textile	Epoxy + glass textile
Amarela	Laranja	Vermelha	Verde	Verde	Cinza	Preta
Yellow	Orange	Red	Green	Green	Gray	Black
>150	>170	>200	>400	>400	>190	>400
>120			>150	>150	>120	>150
>150	>100	>140	>300	>300		>300
>400	>250	>300	>400	>400		>400
>100	>80	>95	>150	>150	>95	>150
			>2500	>2500		>2500
30	25	25	35	35		
30	30	30	40	40		
>360					0.2000	
1.7...2.0	1.6...1.9	1.6...1.9	1.7...2.0	1.7...2.0	2.6...3.5	1.7...2.0
<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2		
HB	HB	HB				HB
H(180)	B(130)	B(130)	B(130)	F(155)	F(155)	F(155)
23	23	23	23	23	23	23



ANEXO D

3i ENGLISH

3i

3i Series Infrared Thermometer



Noncontact Temperature Measurement



Specialized Models for Specialized Applications

Advanced applications and processes need specialized tools like the Raytek 3i IR (infrared) thermometer.

The Raytek 3i series of noncontact thermometers measures surface temperature in places other thermometers cannot. With a choice of spectral responses, temperature ranges, laser sighting options and on-board data logging capabilities, the Raytek 3i meets the individual requirements of demanding users.



Raytek[®]
A Fluke Company

Raytek 3i Series



Overcome the limitations of contact thermometers in manufacturing plants with Raytek 3i series infrared thermometers. For the most accurate readings in hot environments, the 3i thermometer compensates for the energy reflected by the background around the target. Reflected background energy compensation allows for accurate measurement even when the area measured is reflecting energy from nearby objects with higher temperatures; for example, inside a furnace.

Varying spectral responses, laser sighting systems, and distance-to-measurement spot ratios ensure the Raytek 3i temperature measurements are precise.

LT and LR

For maintenance and quality control applications, the Raytek 3i Low Temperature (LT) and Long Range (LR) models are available for various temperature range and optical requirements.

The strong 105:1 distance-to-spot ratio of the 3i LRL2SC thermometer combined with a -30 to 1200°C temperature range and scope permits easy temperature measurements of elevated objects at great distances, such as electrical connectors in towers.

Useful in the following manufacturing situations:

- Utilities
- Electrical Connectors
- Plant Maintenance
- Paper Production
- Fire Safety

1M and 2M

Raytek high temperature infrared thermometers, such as the 3i 1M & 2M models are ideal for foundry and processing operations, such as heat treating, tempering and forging.

Due to the high-resolution 180:1 optics of the Raytek 3i 1M unit, it can take the approximate temperature measurements of molten glass by measuring the surface temperature of the port arch and bridge wall. Measuring the surface temperature of regenerator stacks or furnace melts may also assess the possibility of brick damage.

Ideally suited for:

- Iron
- Steel
- Metal Refining
- Foundry and Processing Operations
- Ceramics
- Semiconductor
- Chemical Furnaces
- Petrochemical Furnaces

G5 and P7

Accurately measure glass and plastics processing with specialized spectral responses using the Raytek 3iG5 or 3iP7 unit.

The 3iG5 model is a 5-micron instrument designed for glass manufacturing and recycling, and is useful for temperature measurements of float sheets and gobs. The 7.9-micron Raytek 3iP7 model is designed for applications in producing and converting film plastics.

Well suited for many processes within glass and plastic manufacturing.

- | | |
|----|--|
| G5 | <ul style="list-style-type: none"> ■ Tempering ■ Annealing ■ Forming ■ Sealing ■ Laminating ■ Bending |
| P7 | <ul style="list-style-type: none"> ■ Lamination ■ Flexo-Printing ■ Film Orientation ■ Extrusion and Coating ■ PET, Iouropastic, Teflon®, acrylic, nylon (polyamide) cellulose, acetate, polyimide, polyurethane, PVC, polycarbonate |

Laser Sighting Options



Single Laser (L2)
Single laser models are designed for accuracy over distances and pinpoint the center of the target area with a bright laser spot.



Dual Laser (DL2)
The dual laser uses two laser spots to indicate the diameter of the target area measured.



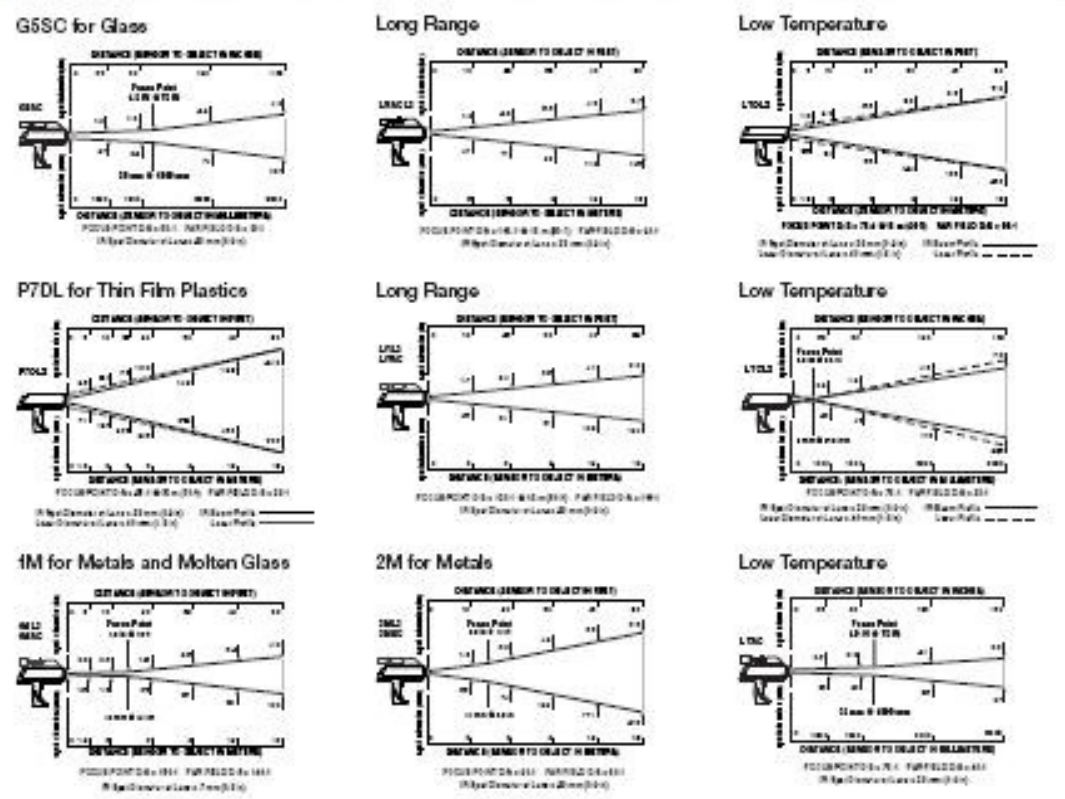
Crossed Laser (CL2)
For precise measurement of smaller targets, minimum measurement spot is indicated at the point the two laser beams meet.



Scope Only (SC) or Scope with Laser (SCL2)
Measure temperature at a distance in bright daylight. At the focus point, 3i scopes are parallax-free and provide circular reticles for pinpoint accuracy. To enhance the sighting capabilities of the scope, combine the scope with a laser equipped model.

Optical Resolutions

D:S (distance to spot using 90% encircled energy at focal point)



3i Models		Low Temp (LT)	Long Range (LR)	1 Micron (1M)	2 Micron (2M)	Glass (G)	Plastic (P)
Sighting Options	Single Laser (L2) Class II	-	LRL2	1ML2	2ML2	-	-
	Dual Laser (DL2) Class II	LTDL2	-	-	-	-	P7DL2
	Crossed Laser (CL2) Class II	LTCL2	-	-	-	-	-
	Scope (SC)	LTSC	LRSC	1MSC	2MSC	G5SC	-
	Scope with Laser (SCL2) Class II	-	LRSCCL2	-	-	-	-

Specifications and Features	Model	LT	LR	LR9CL2	1M	2M	G5	P7	
	Temperature Range	-30/120°C			60/300°C	200/180°C	150/180°C	10/80°C	
	Accuracy	±1% of reading or ±1°C (±1.5°F) whichever is greater at 23°C ±5°C (75°F ±9°F) ambient operating temperature			±0.5% of reading or ±1°C whichever is greater at 23°C ±5°C ambient operating temperature	±1% of reading or ±1°C whichever is greater at 23°C ±5°C ambient operating temperature			
	Repeatability	±0.5% of reading or ±1°C, whichever is greater							
	Response Time (25%)	700 mSec			550 mSec		700 mSec		
	Spectral Response	8 to 14µm			1.0µm	1.6µm	5µm	7.6µm	
	Adjustable Emissivity (from 0.1 to 1.0 by 0.01)	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	
	Ambient Operating Temperature	0 to 50°C							
	Relative Humidity	10 to 90%, noncondensing & up to 30°C							
	Storage Temperature	-20 to 50°C without batteries							
Weight/Dimensions	Laser Models: 205 H x 257 L x 71 W mm / 794 g Scope Models: 244 H x 257 L x 71 W mm / 1030 g								
Power	4 AA batteries or 6 to 9 V, 200 mA DC power supply								
Battery Life (Alkaline)	21-25 hours								
Laser	Models with laser are IEC Class2/PDA Class II (<1mW)								
Reflected Energy Compensation	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓		
Distance to Spot (D:S)	75:1	120:1	105:1	180:1	90:1	50:1	25:1		
MAX, MIN, OF, AVG Temperatures	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓		
Display Hold	7 Seconds								
Backlit LCD	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓		
Temperature Display	°C or °F (selectable), multifunction 4-digit backlit LCD								
Display Resolution	1°C or 1°F								
Locking Trigger	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓		
Tripod Mounting	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓		
Audible/Visible Hi/Lo Alarms	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓		
Analog Output	1mV/°C			1mV/°C	1mV/°C				
Digital Output	RS232, 9600 baud, output interval adjustable from 1 to 9999 seconds								
100 Point Data Logging	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓		
Options/ Accessories	Nylon carry case with shoulder strap • NIST Certification (Must be specified at time of order) Variable brightness filters (scope and G5 only) • 110V/60Hz or 220V/50Hz voltage adapters Portable printer and cable • Computer, analog, and printer cables • DataTemp 2 software Hard shell case								

www.raytek.com
for up-to-the-minute features

Worldwide Headquarters
Raytek Corporation
Santa Cruz, CA USA
Tel: 1 800 227 8074 (USA/Canada, only)
1 831 458 1110
soldusa@raytek.com

China Headquarters
Raytek China Company
Beijing, China
Tel: 86 10 6439 2255
info@raytek.com.cn

European Headquarters
Raytek GmbH
Sellin, Germany
Tel: 49 30 4 78 00 80
raytek@raytek.de

France
info@raytek.fr
United Kingdom
ukinfo@raytek.com



© 2007 Raytek (2008 Rev B) 0107
Raytek and the Raytek logo are registered trademarks of Raytek Corporation. Windows
is a registered trademark of Microsoft Corporation. Teflon is a trademark of DuPont.
Raytek is ISO 9001 certified.
Specifications subject to change without notice.

ANEXO E

JMMF

AQUECEDOR INDUTIVO TIPO MÉDIA FREQUÊNCIA



JAMO
AQUECIMENTO INDUTIVO



- Produtividade
- Repetibilidade
- Rapidez
- Controle
- Segurança

- Brasagem de conexões, insertos, ferramentas, cilindros hidráulicos e outros.
- Choque térmico em rotores.
- Inserto metálico em peças plásticas.
- Aquecimento de tubos.
- Montagem e desmontagem de prisioneiros de turbinas.
- Montagem por interferência.
- Aquecimento de bielas.

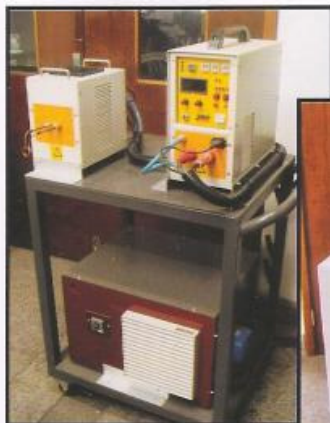
**AQUECIMENTO DE BIELAS, CARÇAÇAS DE ALUMÍNIO, INSERTOS METÁLICOS
COM SISTEMA DE REFRIGERAÇÃO ÁGUA/AR.**



CHOQUE TÉRMICO EM ROTORES.



**BRASAGEM EM CONEXÕES, BROCA CANHÃO, TERMINAIS,
CILÍNDROS HIDRÁULICOS.**



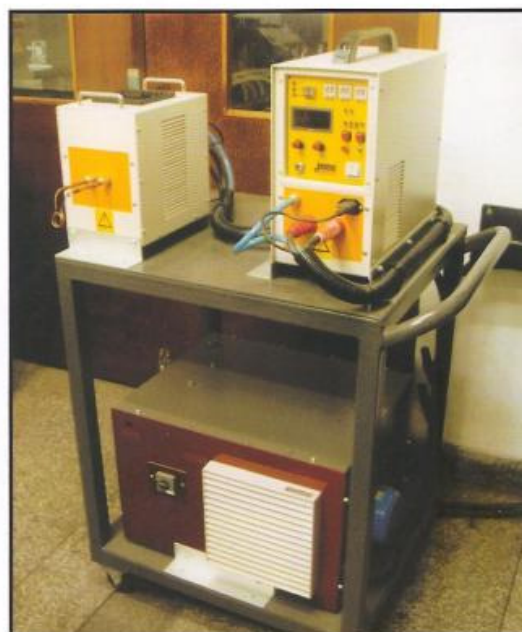
MONTAGEM E DESMONTAGEM DE PRISIONEIRO DE TURBINAS.



REMOÇÃO DE REVESTIMENTO DE TUBOS.



Sistema de refrigeração água/água com água deionizada.



Equipamento de 5kW com sistema de refrigeração água/ar.

Referências de clientes:

- Mann Hummel (Indaiatuba/SP)
- Thyssenkrupp (Campo Limpo Paulista/SP)
- General Motors (São José dos Campos/SP)
- Comau (Betim/MG)
- Peugeot (Resende/RJ)
- Philips (São José dos Campos/SP)
- Iscar (Vinhedo/SP)
- Arteb (São Bernardo do Campo/SP)
- DCBR (São Bernardo do Campo/SP)
- Yamaha (Manaus/AM)
- Netzsch (Pomerode/SC)
- WEG (Jaraguá do Sul/SC)
- WEG (China)
- Siemens (Jundiaí/SP)
- Walter (Sorocaba/SP)
- Centro Tecnológico da Marinha (Iperó/SP)
- Hércules Motores (Timbó/SC)
- Gates (Jacareí/SP)
- Heberflex (São José do Rio Preto/SP)
- Alpino (Jundiaí/SP)
- Docol (Joinville/SC)

Este catálogo é orientativo, pois se refere a um equipamento especial, entre em contato conosco e solicite mais informações para a especificação de acordo com sua necessidade.



FEV2008

JAMO EQUIPAMENTOS LTDA

Rua Geraldo Harnack , 300 | 89256-340 | Jaraguá do Sul | SC | Brasil
 Tel. 47 2107-3394 | Fax 47 2107-3395
 www.jamo.ind.br | jamo@jamo.ind.br

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)