



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO**  
**CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**DESENVOLVIMENTO DO COMPÓSITO Al-5,0Si-1,0Cu / Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>**  
**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E TRABALHABILIDADE**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO**  
**PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**AUTOR: NELSON GONÇALVES DA SILVA**

**ORIENTADOR: Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA**

**CO-ORIENTADORA: Prof.<sup>a</sup> Dra. NOEMIA GOMES DE MATTOS MESQUITA**

**RECIFE, AGOSTO DE 2005**

**Silva, Nelson Gonçalves da.**

Desenvolvimento do compósito **Al-5,0Si-1,0Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>**  
Caracterização microestrutural e trabalhabilidade / Nelson  
Gonçalves da Silva. Recife: O Autor, 2005.  
xiii, 64 folhas : il., fig., tab., símbolos.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco.  
CTG. Engenharia Mecânica, 2005.

Inclui bibliografia e anexos.

1. Engenharia mecânica – materiais de fabricação. 2. Materiais  
compósitos – equipamentos de reofundição. 3. Matriz metálica –  
usinabilidade. I. Título.

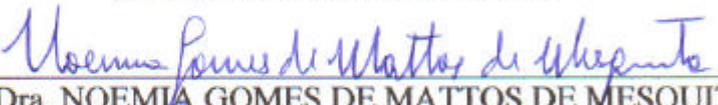
“DESENVOLVIMENTO DO COMPÓSITO AL-5,0SI-1,0CU / AL<sub>2</sub>O<sub>3</sub>  
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E TRABALHABILIDADE”.

NELSON GONÇALVES DA SILVA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO  
TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: MATERIAIS E FABRICAÇÃO  
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO  
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE

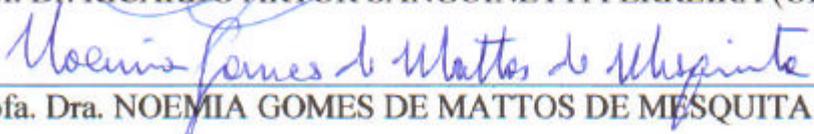
  
Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA  
ORIENTADOR/PRESIDENTE

  
Profª. Dra. NOEMIA GOMES DE MATTOS DE MESQUITA  
CO-ORIENTADORA

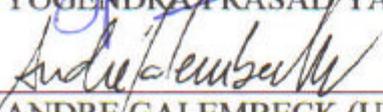
  
Profª. Dra. ANA ROSA MENDES PRIMO  
COORDENADORA DO CURSO

BANCA EXAMINADORA:

  
Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)

  
Profª. Dra. NOEMIA GOMES DE MATTOS DE MESQUITA (UFPE)

  
Prof. Dr. YOGENDRA PRASAD YADAVA (UFPE)

  
Prof. Dr. ANDRE GALEMBECK (UFPE)

Eu dedico este trabalho a minha mãe Raquel Gonçalves da Silva que sempre se esmerou por me dar a educação que hoje se reflete em transpor essas barreiras, vencer essas batalhas e conquistar os preciosos desafios de minha vida acadêmica.

## AGRADECIMENTOS

Ao professor e orientador Ricardo Artur Sanguinetti, pelos incentivos, conselhos, apoio, pela clareza na orientação e ilibada dedicação na forma como conduziu este trabalho, que não obstante a sua competência profissional me passou um verdadeiro exemplo de altruísmo humano. A professora Noemia Gomes de Mattos de Mesquita, pela co-orientação de forma muito competente nas áreas de conhecimento que lhe aprovou a co-orientação neste trabalho. Ao apoio dos professores Tiago Rolim, Yogendra Yadava, Ney Quadros, na construção deste trabalho. Aos meus amigos de mestrado pelos incentivos dados e em especial ao amigo Salomão Gomes, por participar da construção das máquinas desenvolvidas e dos experimentos realizados. Ao técnico em mecânica Gerson, que nos ajudou sem reservas nos ensaios de usinagem, aos alunos de graduação Jéferson e André, que reproduziram os desenhos das máquinas em solid Word. Ao CEFET-PE, e C-MEC, junto ao coordenador George Marinho, na liberação de trabalhos de ensaios metalográfico no laboratório desta Instituição. Ao professor Lenildo Nogueira pelo apoio no laboratório de metalografia do CEFET-PE. A minha família que me compreendeu e me apoiou em todo esse processo, minha mãe Raquel Gonçalves, que mesmo distante, mas sempre esteve a par de todas as minhas necessidades, meu pai José Francisco e meus irmãos em geral, em especial Daniel Gonçalves e Marta Gonçalves, que também contribuíram diretamente neste trabalho. A todos aqueles que direta ou indiretamente me ajudaram. Aquele que sem a sua presença em minha vida, nada disso seria possível, porque sem Ele nada disso poderia ser realizado, Deus, a quem dedico minha especial gratidão.

## OBJETIVOS E METAS

### Objetivos

1. Produzir um compósito de matriz metálica de alta qualidade e baixo custo que possa ser utilizado como elemento estrutural de equipamentos ou em prótese de animais, onde são requeridos baixo peso específico e alta resistência. Para isto, o reforço ( $Al_2O_3$ ) será incorporado à matriz (Al-11,0Si-1,0Cu) em diferentes frações volumétricas. Para isto, será utilizado um processo de fundição convencional para a liga (matriz) e o reforço será incorporado durante resfriamento da mesma sob forte agitação mecânica (stirring cast). O vazamento será feito no intervalo de solidificação (estado pastoso) (rheocasting) a uma determinada fração de sólido. A dispersão do particulado será garantida pela agitação e pelo vazamento da liga semi-sólida (estado pastoso). As propriedades mecânicas e a usinabilidade serão avaliadas qualitativamente em função dos diferentes parâmetros de elaboração.
2. Desenvolver um equipamento de reofundição (agitação e compactação) que possibilite a fabricação de materiais compósitos com matriz metálica reforçada com partículas cerâmicas.

### Metas

1. Adequar o processo de fundição para elaboração do compósito, no que concerne ao controle da temperatura de fusão da liga (forno de indução RF) para garantir a completa decomposição dos elementos constituintes da liga, garantido a homogeneidade da composição química da matriz;
2. Controlar o resfriamento com agitação mecânica, determinando a temperatura ideal para incorporação do reforço e adequar as condições de vazamento numa lingoteira metálica vibratória (pré-aquecida) para garantir o completo preenchimento do molde; evitando-se os defeitos como poros, aglomeração de partículas do reforço, além da micro e macrossegregação de elementos constituintes da liga;
3. Avaliar as potencialidades do material desenvolvido para fabricação, por conformação ou usinagem, de produtos demandados pelas indústrias de petróleo, automobilística, aeronáutica e veterinária.

## RESUMO

O desenvolvimento de compósito de matriz metálica (CMM) tem sido considerado como uma das maiores inovações dos materiais nos últimos trinta anos. Estes novos materiais vêm recebendo muita atenção de pesquisadores no mundo inteiro pela diversidade de aplicações industriais devido, principalmente, aos altos valores das propriedades mecânicas, bem superiores aos das ligas não reforçadas. Os fatores que ainda limitam a disseminação de utilização destes materiais têm sido a compatibilidade entre a matriz e o reforço e o alto custo de produção relativos ao modo de incorporação do reforço. Neste trabalho de dissertação, foram desenvolvidos alguns equipamentos que tornaram possível a elaboração de materiais compósitos a base de alumínio pelo processo de reofundição. Foram feitas duas máquinas: uma para incorporação do reforço sob agitação mecânica da liga fundida e uma outra para compactação, através da mesa vibratória com suporte para o molde de solidificação. Partindo destes equipamentos, foram desenvolvidos compósitos com matriz metálica de alumínio (Al-5,0Si-1,0Cu) reforçado com 1, 2 e 4% alumina ( $Al_2O_3$ ). Estes materiais foram produzidos por fundição convencional com a incorporação do reforço sob agitação mecânica (Stirring cast) e vazamento da liga reforçada no estado semi-sólido (rheocasting). Depois de elaborados, os compósitos foram caracterizados microestruturalmente por microscopia óptica. Ensaio de trabalhabilidade, conformação e usinagem, foram realizados para se avaliar a possibilidade de fabricação de peças e componentes estruturais, disseminando a utilização deste tipo de material para indústria em geral. Para o ensaio de conformação, o material foi aquecido durante 1 hora a 515 °C num forno tipo mufla e depois foi deformado num laminador do tipo ourives, com taxa de deformação de  $1,6 \text{ s}^{-1}$  e redução ( $\Delta h$ ) por passe constante. Os ensaios de usinagem foram feitos num torno mecânico com comando numérico computadorizado (CNC). Considerando-se o teor de alumina incorporado, a usinabilidade do material foi avaliada em função da qualidade do acabamento superficial (rugosidade). Os resultados mostraram que o processo de reofundição foi eficaz e o reforço incorporado distribuiu-se por toda a matriz, principalmente nos contornos de grão. É possível conformar-se estes materiais a quente com passes superiores a 10%, sem comprometer sua integridade estrutural. Na usinagem, o mecanismo predominante, do desgaste da ferramenta de corte, foi a abrasão com formação de aresta postiça, mas mostrou-se que é possível produzir-se peças mecânicas por este processo de fabricação. Os compósitos com matriz de alumínio reforçados com partículas finas de alumina ( $Al_2O_3$ ) mostraram-se muito promissores para aplicação industrial, desde que sejam controlados o tamanho e a morfologia (quantidade e dispersão) do reforço na matriz.

## ABSTRACT

The development of the metal matrix composites (MMC) is considered one of the major innovations of materials in the last thirty years. These new materials are receiving great attention of the researchers in the entire world for diverse industrial applications because of their high mechanical strength, much superior than non-reinforced alloys. The factors that still limit the utilization of these materials are compatibility of matrix and reinforcement and high production cost relative to the mode of reinforcement. In the present work of dissertation, equipments have been developed which make it possible to elaborate composite materials based on alumina matrix by the process of rheocasting. Two machines were fabricated: one for incorporation of reinforcement by mechanical agitation of melted alloy and other one for compactation using a vibratory table with a support for the solidification mould. Using these equipments aluminum metal matrix (Al-5,0Si-1,0Cu) reinforced with 1, 2 and 4% of alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) were developed. These materials were produced by conventional casting process with the incorporation of reinforcement under mechanical agitation (Stirring cast) and pouring the reinforced alloy in semi-solid state (rheocasting). After elaboration of composites, these materials microstructural characterization were carried out by optical microscopy. Tests of workability, shaping and machining were realized to evaluate the possibility of fabrication of parts and structural components, keeping in view utilization of these type of materials for industries in general. For the shaping tests material was heated at a temperature of  $515^\circ\text{C}$  using a muffle type furnace and after this it was deformed in a goldsmith type roller with a deformation rate of  $1.6 \text{ s}^{-1}$  and reduction ( $\Delta h$ ) by constant pass. The machining test was carried out in a mechanical lathe machine using computer numerical control (CNC). Considering the incorporated tenor of alumina, machineability was evaluated in terms of the surface finishing (roughness). Results show that the process of rheocasting became successful and incorporated reinforcement was distributed in entire matrix principally in grain boundaries. It is possible to confirm that these materials retain their structural integrity up to 10% on heating. In the machining, the predominant mechanism, of the consuming of the cut tool, was the abrasion with formation of detachable edge, but it revealed that it is possible to produce mechanical parts for this process of manufacture. The composites with aluminum matrix strengthened with fine alumina particles ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) had revealed very promising for industrial application, since that the size and the morphology (amount and dispersion) of the reinforcement in the matrix is controlled.

# ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS .....	x
LISTA DE TABELAS .....	xii
SIGLAS E SÍMBOLOS UTILIZADOS .....	xiii
1. Introdução.....	1
2. Revisão Bibliográfica.....	3
2.1 Considerações Iniciais .....	3
2.2 Matriz / Partícula Revestida .....	4
2.3 Reofundição .....	5
2.4 Compósitos de Base Al .....	8
2.5 Propriedades Mecânicas dos Materiais Compósitos .....	9
2.6 Trabalhabilidade dos Materiais Compósitos.....	10
3. Metodologia Experimental.....	13
3.1 Elaboração do Material Compósito .....	13
3.2 Tratamentos Termomecânicos .....	14
3.3 Caracterização Microestrutural .....	14
3.4 Ensaio de Usinagem .....	15
3.5 Medição de Rugosidade .....	17
4. Resultados e Discussões.....	18
4.1 Equipamentos Para a Reofundição.....	18
4.1.1 Máquina para Agitação Mecânica .....	18
4.1.2 Mesa vibratória para Compactação .....	20
4.2 Caracterização microestrutural do compósito reofundido .....	23
4.3 Usinagem do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	26
4.4 Conformação do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	36
5. CONCLUSÕES .....	38
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	40
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	41
8. ANEXOS.....	48
ANEXO 1 .....	48
Máquina de Agitação (Nomenclatura) .....	48
ANEXO 2.....	50

Mesa Vibratória para Compactação (Nomenclatura) .....	50
ANEXO 3 .....	54
Parâmetros de ajuste das curvas de rugosidade (interpoladas): 1% .....	54
ANEXO 4 .....	56
Cálculo das Incertezas (Medidas da Rugosidade Ra) .....	56
ANEXO 5 .....	59
Esquema de Medição da rugosidade em corpos cilíndricos .....	59
ANEXO 6 .....	60
Dimensões Iniciais do Corpo de Prova .....	60
ANEXO 7 .....	61
Programa do CNC para desbaste do corpo de prova .....	61

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- Diagrama esquemático de um sistema eutético.....	6
Figura 2.2- Influência da velocidade de agitação e da fração de sólido.....	7
Figura 2.3- Reforço com partículas aleatoriamente distribuídas na matriz.....	10
Figura 2.4- Reforço com fibras descontínuas e orientadas numa direção da matriz.....	10
Figura 3.1- Máquina de agitação para elaboração de reofundidos.....	13
Figura 3.2- Máquina para compactação de reofundidos .....	13
Figura 3.3- Diagrama esquemático do ciclo termomecânico .....	14
Figura 3.4- Montagem do corpo de prova num suporte (mandril) para usinagem.....	15
Figura 3.5- Diagrama esquemático do equipamento para medição de rugosidade .....	17
Figura 4.1 – Máquina para elaboração de materiais compósitos por reofundição .....	18
Figura 4.2 – Conjunto de hélices do agitador mecânico .....	18
Figura 4.3 – Detalhe da máquina mostrando o eixo com defletor de calor e a coluna com os anéis limitadores.....	19
Figura 4.4 – Detalhe da máquina mostrando o basculamento do cadinho para possibilitar o vazamento da liga.....	19
Figura 4.5 – Mesa vibratória para densificação do material semi-sólido.....	21
Figura 4.6 – Polia excêntrica para variação da amplitude de vibração .....	21
Figura 4.7 Excêntrico regulável na posição de excentricidade zero .....	22
Figura 4.8 Excêntrico regulável na posição de excentricidade máxima .....	22
Figura 4.9 – Microestrutura do compósito Al <sub>5,0</sub> Si <sub>1,0</sub> Cu/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> reforçado com 1%.....	23
Figura 4.10 – Detalhamento da microestrutura do compósito Al <sub>5,0</sub> Si <sub>1,0</sub> Cu/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , com 1% .....	24
Figura 4.11 – Microestrutura do compósito Al <sub>5,0</sub> Si <sub>1,0</sub> Cu/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> reforçado com 2%.....	25
Figura 4.12– Microestruturas do compósito Al <sub>5,0</sub> Si <sub>1,0</sub> Cu/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> reforçado com 4% .....	25
Figura 4.13 – Corpo de prova previamente desbastado para o início do ensaio .....	27
Figura 4.14 Formação de óxidos na ponta da ferramenta durante a usinagem.....	28
Figura 4.15 Rugosidade x diâmetro para compósito com 1% de reforço .....	29
Figura 4.16 Rugosidade x diâmetro para compósito com 2% de reforço .....	30
Figura 4.17 Rugosidade x diâmetro para compósito com 4% de reforço .....	31
Figura 4.18 Rugosidade média (Ra) para os diferentes volumes do reforço .....	31
Figura 4.19 Microestrutura em campo escuro do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (1% de reforço) deformado 90% a quente por laminação a uma taxa de 1,6s <sup>-1</sup> .....	36

Figura 4.20 Microestrutura em campo escuro do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (2% de reforço) deformado 90% a quente por laminação a uma taxa de 1,6s <sup>-1</sup> .....	37
Figura 4.21 Microestrutura em campo escuro do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (4% de reforço) deformado 90% a quente por laminação a uma taxa de 1,6s <sup>-1</sup> .....	37

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Propriedades mecânicas de um material compósito (Calister, 1999).....	10
Tabela 2.2 Valores de K em função da direção das fibras (Calister, 1999).....	10
Tabela 3.1 - Dados da ferramenta de corte utilizada nos ensaios de usinagem.....	16
Tabela 3.2- Dados do porta-ferramenta utilizado nos ensaios de usinagem.....	16
Tabela 4.1 – Corpo de prova com 1% de $Al_2O_3$ , usinado com velocidade de corte de 254 m/min, avanço de 0,1 mm/volta, profundidade de corte de 0,5 mm e ferramenta com raio de ponta de 0,8 mm.....	33
Tabela 4.2 – Corpo de prova com 2% de $Al_2O_3$ , usinado com velocidade de corte de 254 m/min, avanço de 0,1 mm/volta, profundidade de corte de 0,5 mm e ferramenta com raio de ponta de 0,8 mm.....	34
Tabela 4.3 – Corpo de prova com 4% de $Al_2O_3$ , usinado com velocidade de corte de 254 m/min, avanço de 0,1 mm/volta, profundidade de corte de 0,5 mm e ferramenta com raio de ponta de 0,8 mm.....	35
Tabela 8.1 Cálculo da incerteza da medição do Ra para o diâmetro 32,00 mm dos corpos de prova com 1% de reforço.....	56
Tabela 8.2 Cálculo da incerteza da medição do Ra para o diâmetro 32,00 mm dos corpos de prova com 2% de reforço.....	57
Tabela 8.3 Cálculo da incerteza da medição do Ra para o diâmetro 32,00 mm dos corpos de prova com 4% de reforço.....	58

## SIGLAS E SÍMBOLOS UTILIZADOS

CEFET-PE	- Centro Federal de Educação Tecnológica de Pernambuco
CDV	- Deposição Química por Vapor (Chemical Vapor Deposition)
C-MEC	- Coordenação de Mecânica
CMM	- Compósito com Matriz Metálica
CNC	- Comando Numérico Computadorizado
CTG	- Centro de Tecnologia e Geociência
DP	- Diamante Policristalino
HIP	- Compactação Isostática a Quente (Hot Isostatic Pressing)
MIT	- Instituto de Tecnologia de Massachusset (Massachusetts Institute of Technology)
PVD	- Deposição Física por Vapor (Physical Vapor Deposition)
RF	- Radiofrequência
SiC	- Carbetto de Silício
TiC	- Carbetto de Titânio
Ti	- Titânio
TiN	- Nitreto de Titânio
$T_v$	- Temperatura de vazamento
$T_i$	- Temperatura inicial
$T_f$	- Temperatura final
WC	- Carbetto de Tungstênio
$\%sol$	- Fração de sólido
$\acute{\alpha}$	- Ângulo de folga
$r_{\acute{a}}$	- Raio da ponta
s	- Espessura do incerto
$\div$	- Ângulo de posição
$\gamma_a$	- Ângulo da superfície de saída
Ra	- Irregularidade Média Aritmética
Rt	- Rugosidade Total
Rz	- Profundidade Média de Rugosidade

## 1. Introdução

Os compósitos de matriz metálica reforçada com partículas cerâmicas têm despertado um grande interesse científico e tecnológico, por combinar baixo peso específico com boa resistência mecânica (Mondal *et al* 2005; M. Guy *et al* 2000) e propriedades térmicas (B.G. Kim *et al* 2001; W.F. Fei *et al* 2002; Q. Zhang *et al* 2003). A indústria automobilística, há mais de 20 anos, já vem utilizando materiais compósitos com matriz de alumínio como elemento estrutural de componentes de motores e peças em diferentes modelos. Dentre estes compósitos, destacaríamos aqueles com matriz de alumínio e reforço de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), pelas possibilidades que oferecem de ser trabalhados a quente e até usinados, desde que sejam controlados o tamanho e a morfologia (quantidade e dispersão) do reforço (Liuzhang *et al* 2003; T. Fan *et al* 2003). Neste trabalho de dissertação, desenvolvemos alguns equipamentos que tornaram possível a elaboração de materiais compósitos com matriz a base de alumínio pelo processo de reofundição. Foram feitas uma máquina para incorporação com agitação mecânica do reforço à liga fundida e uma outra para compactação, através da mesa vibratória com suporte para o molde de solidificação. A máquina de incorporação tem frequência de agitação variável (0 – 220 rpm) e a mesa vibratória tem frequência fixa, mas possui um dispositivo que permite o ajuste da amplitude de vibração através da variação da excentricidade de um conjunto de discos. Partindo destes equipamentos, desenvolvemos o estudo de elaboração e caracterização de um compósito com matriz metálica de alumínio (Al-5,0Si-1,0Cu) reforçado com alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), produzido pelo processo de fundição e incorporação do reforço sob agitação mecânica (Stirring cast) e vazamento da liga reforçada no estado semi-sólido (rheocasting). A combinação destes dois processos constitui-se como uma alternativa de baixíssimo custo, para elaboração de materiais compósitos com matriz de alumínio. Os compósitos com matriz de alumínio reforçados com alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) mostraram-se durante este estudo muito promissores para aplicação na área automotiva, indústria de petróleo e na indústria veterinária (prótese para animais) pelas possibilidades que oferecem de ser trabalhados a quente ou usinados, desde que sejam controlados o tamanho e a morfologia (quantidade e dispersão) do reforço (Liuzhang *et al* 2003).

Fez parte ainda de nosso estudo uma avaliação da trabalhabilidade (usinabilidade e conformabilidade) destes materiais produzidos nas condições experimentais disponíveis em nossos equipamentos. Para o breve estudo de usinabilidade foram considerados apenas a rugosidade da peça usinada e a vida útil da ferramenta em função da fração volumétrica do

reforço incorporado. Para este estudo foi selecionado um único tipo de ferramenta (material e geometria únicos) e foram fixados a velocidade de corte, o avanço e a profundidade de corte. Para o ensaio de conformabilidade foram fixadas a deformação por passe e a temperatura para os tratamentos intermediários. Os efeitos do volume do reforço foram avaliados para um alto percentual de deformação.

## 2. Revisão Bibliográfica

### 2.1 Considerações Iniciais

O desenvolvimento de compósito de matriz metálica (CMM) tem sido considerado com uma das maiores inovações nos materiais nos últimos trinta anos (Clyne *et al* 1977). Estes novos materiais vêm recebendo muita atenção de pesquisadores no mundo inteiro pela diversidade de aplicações industriais (Kim *et al* 2001) devido, principalmente, aos altos valores das propriedades mecânicas, bem superiores aos das ligas não reforçadas (Mondal *et al* 2005; Kim 2002; Cárcere 2002; Prasad 2002; Schuh 2001; Peng *et al* 2002) além de preservar as propriedades térmicas da matriz (Q. Zhang *et al* 2003; Fei *et al* 2002; Kim *et al* 2001). Os fatores que ainda limitam a disseminação de utilização destes materiais têm sido a compatibilidade entre a matriz e o reforço (Z. Shi *et al* 2001; Ureña *et al* 2004) e o alto custo de produção relativos ao modo de incorporação do reforço (Froes *et al* 1993).

Durante mais de duas décadas, os compósitos com matriz à base de alumínio ou titânio têm sido estudados, numa tentativa de se resolver as dificuldades relativas às interações físico-químicas na interface entre a matriz e os reforços cerâmicos (Jiang 1996; Bobet *et al* 2002) produzidas durante processo de elaboração. Verificou-se que, em altas temperaturas, diferentes fases podem ser formadas devido às interações entre a matriz de titânio e o reforço SiC/C (Arvieu *et al* 1998). Resultados semelhantes são produzidas em materiais compósitos com matriz de alumínio com reforço de carbeto de silício SiC (Ureña *et al* 2004; Z. Shi *et al* 2001). Dependendo das condições de elaboração e da composição química da liga e do reforço, pode ser formada uma interface extremamente frágil circundando todo o reforço que poderá comprometer o desempenho estrutural do compósito pela incompatibilidade microestrutural desta com a matriz e o reforço. Em materiais compósitos com matriz a base de titânio reforçada com Si/C é formada uma interface de carbeto de titânio TiC que é extremamente frágil (Sanguinetti Ferreira *et al* 2005). Em materiais compósitos com matriz a base de alumínio reforçada com SiC é formada uma interface de carbeto de alumínio  $Al_4C_3$  que também é frágil. De um modo geral, estas interfaces cerâmicas são extremamente frágeis e quando crescem, impossibilitam a adequação entre a ductilidade da matriz com a rigidez do reforço, constituindo-se como sítios preferenciais para nucleação de trincas e produzindo uma queda acentuada na tenacidade à fratura. Para contornar este problema, muitos estudos já foram feitos em compósitos de base Ti (Wang 1999; Majumbar 1998; Metcalfe 1974; Ward-Close *et al* 1999) e de base Al (Soukiasian *et al* 2005; Z. Shi *et al* 2001) numa tentativa de

se reproduzir revestimentos ou combinação de revestimentos dos reforços e, deste modo, controlar as interações físico-químicas na interface, eliminando ou atenuando os efeitos danosos da incompatibilidade entre a matriz e o reforço e adequando melhor as propriedades mecânicas no acoplamento (Ureña *et al*, 2005, Z. Shi *et al* 2001; Arvieu *et al* 1998; Reeves *et al* 1991; Fromentin *et al* 1996).

Diante da possibilidade de adequação da interface, os compósitos de matriz metálica à base de alumínio, reforçados com materiais cerâmicos tornaram-se bastante atrativos para as indústrias automotiva e aeronáutica, pela leveza (baixo peso específico) combinada à resistência e à rigidez que lhes asseguram um alto desempenho, quando utilizados como elemento estrutural. Existe ainda a considerar a possibilidade de se utilizar estes materiais como próteses de animais, substituindo o aço inoxidável. Os reforços cerâmicos tradicionalmente usados em ligas de alumínio são: carbetos de silício (SiC) ou a alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), podendo também ser utilizados outros óxidos metálicos. Existe ainda a considerar os reforços particulados, produzidos por transformações de fase *in situ*, através de reações do tipo sólido-sólido (Jiang 1996; Majumbar *et al* 1998) ou gás-sólido (Kim 2001; Kim *et al* 2002). Para elaboração dos compósitos a base de alumínio, vários são os processos para incorporação do reforço à matriz seja este revestido ou não-revestido de uma barreira de difusão (Chawla 1993; Foltz 1992; Clyne *et al* 1993)

## 2.2 Matriz / Partícula Revestida

Vários são os processos que utilizam o reforço previamente revestido de uma barreira difusional para reduzir as reações químicas na interface. Desde a metalurgia do pó até a infiltração no estado líquido a barreira difusional (Griffith *et al* 1998; Martin *et al* 1992; Ureña *et al* 2005) é a única forma de evitar-se a formação de carbetos muito duros na interface. Em qualquer que seja o processo, o revestimento do reforço pode ser feito pelo processo de deposição físico de vapor (PVD), pelo químico (CVD) e sol-gel (SG) ou ainda através da oxidação da superfície do reforço, desde que exista compatibilidade do óxido formado com a matriz.

Pelo processo de deposição físico de vapor PVD – (Physical Vapor Deposition), o revestimento do reforço é feito a partir da evaporação de um metal ou liga sobre um substrato, que no caso é o próprio reforço; e isto, feito numa câmara de vácuo com um gás inerte em baixa concentração. A evaporação ocorre em baixas pressões quando a diferença de potencial gerada entre o reforço (substrato) e metal (evaporador) é capaz de ionizar o gás que por sua

vez faz evaporar o metal a ser depositado. pelo processo de deposição químico de vapor CVD – (Chemical Vapor Deposition), uma mistura de gases precursores do metal ou liga a ser depositados são conduzidos, à pressão atmosférica, por um gás, no caso o hidrogênio, até um reator em altas temperaturas. Neste reator os gases reagem produzindo o metal ou liga a ser depositado sobre o substrato. Em ambos os processos PVD ou CVD, o metal depositado tanto pode atuar como barreira de difusão ou como camada para difundir os constituintes de um ou dos dois lados da interface (Jiang *et al* 1996; Bobet *et al* 2002).

Muitos experimentos foram realizados para escolher-se o desenho de uma interface ideal que possa adequar a ductilidade da matriz com a rigidez do reforço além de evitar as interações físico-químicas entre ambos. Embora ainda exista muita coisa a ser otimizada, os resultados já obtidos com o uso dos processos físico - PVD e químico - CVD para revestimento do reforço mostraram-se promissores e estes já são empregados em alguns compósitos com matriz à base de titânio, utilizados em componentes como anéis e discos compressores de alta pressão, empregados em turbinas de aeronaves (Arvieu 1998; Wang *et al* 1999). Em algumas ligas de titânio, onde são requeridos altos valores de rigidez e resistência do reforço, a vida útil do compósito de reforço revestido é muito curta, a menos que ele seja utilizado em baixas temperaturas, como é o caso de alguns componentes estruturais de aeronaves, mísseis e navios (Jiang *et al* 1996).

### 2.3 Reofundição

O processo de reofundição (rheocasting) foi desenvolvido no MIT - Massachusetts Institute of Technology em 1971. Descobriu-se, por acaso, que uma microestrutura com propriedades reológicas poderia ser obtida se uma liga eutética fosse continuamente agitada durante resfriamento no intervalo de solidificação. Na figura 2.1 vê-se o diagrama esquemático de uma liga eutética de composição  $C_0$ , na qual o processo de solidificação inicia-se no ponto (i) e termina no ponto (f). As diferenças entre as temperaturas  $T_i$  e  $T_f$  denomina-se intervalo de solidificação.

As propriedades reológicas da liga dependem fundamentalmente da velocidade de agitação e da fração de sólido (*%sol.*) no momento do vazamento da mesma. No intervalo de solidificação ( $T_i - T_f$ ), a composição de sólido na liga reofundida pode ser determinada em função da temperatura de vazamento (fig. 2.1). Com base na regra da alavanca, podemos dizer que o volume ou fração de sólido, para uma dada temperatura de vazamento ( $T_v$ ), é dada pela equação 2.1.

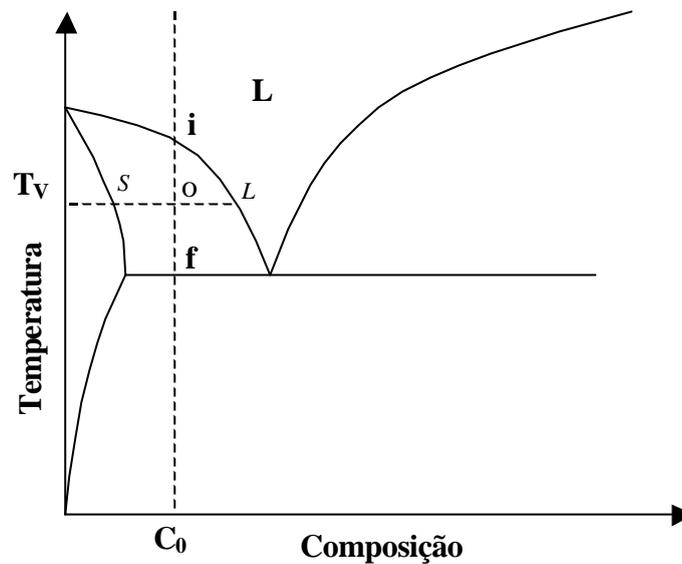


Figura 2.1- Diagrama esquemático de um sistema eutético

$$\% Sol. = \frac{C_L - C_0}{C_L - C_S} \quad (2.1)$$

Na equação 2.1,  $C_S$  a composição química da liga no ponto  $\underline{s}$  (linha líquida) e  $C_L$  a composição química da liga do ponto  $\underline{L}$  (linha sólida). Por questões práticas, utilizam-se as concentrações de soluto como composição da liga nos pontos  $\underline{s}$  e  $\underline{L}$ .

Vários são os trabalhos já desenvolvidos onde a reofundição foi utilizada como processo para desenvolvimento de microestruturas compatíveis com as propriedades mecânicas desejadas (Falak *et al* 2005; Liuzhang *et al* 2003; T. Haga *et al* 2002). T. Haga *et al* (2002) estudaram dois processos de reofundição. No primeiro processo, a liga foi resfriada continuamente até o intervalo de solidificação. Na condição de semisólido (pastoso), a liga foi vazada e conformada em matrizes. No segundo processo, a liga foi aquecida até o intervalo de solidificação e, na condição de semisólido, também foi vazada e conformada em matrizes. Do ponto de vista microestrutural, os dois processos são equivalentes, pois produzem grão perfeitamente equiaxiais. Entretanto, as propriedades mecânicas, resistência e alongamento, são bem maiores para o processo de reofundição com resfriamento controlado.

A reofundição apresenta-se como uma opção para elaboração de materiais compósitos a baixo custo devido a facilidade de incorporação de reforços cerâmicos no estado semisólido

(Gautham *et al* 2005; Brabazon *et al* 2003). A diferença de densidade entre a matriz e o reforço perde importância quando o reforço é incorporado à matriz no estado pastoso sob forte agitação mecânica (M. Zhao *et al* 2004; Mondal *et al* 2005). Em princípio, qualquer liga eutética pode ser elaborada por este processo, mas as ligas de alumínio reforçadas com partículas cerâmicas são as mais promissoras pelo fato de poderem ser elaboradas sem o controle da atmosfera.

Liuzhang *et al* (2003) conseguiu bons resultados com o compósito Al-12Si-1Cu-1Ni-1Mg/  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , produzindo a alumina in-situ, por decomposição do sulfato de alumínio  $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$ . A agitação produzida pela decomposição química (borbulhamento) foi considerada suficiente para garantir a dispersão do reforço na matriz. Para isto, a liga com o reforço previamente incorporado foi vazada a  $800^\circ\text{C}$  em molde metálico para acelerar o processo de solidificação. A liga com composição química muito próxima do eutético tem um intervalo de solidificação desprezível, assegurando a rapidez da solidificação. Com este processo, as partículas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  apresentaram-se homoganeamente distribuídas nas regiões interdendríticas e nos contornos de grãos. Nem aglomerações de partículas, nem porosidade na matriz foram observadas neste material compósito produzido por este processo.

Trabalhos recentes de Falak *et al* (2005) ratificam resultados anteriores (Brabazon *et al* 2003), mostrando que a microestrutura de uma liga eutética é dependente da velocidade de agitação e da fração de sólido, muito embora esta última tenha uma importância menor nos resultados. Segundo Falak *et al.* (2005), o diâmetro de pseudo-clusters ou rosetas dendríticas são sempre maiores nas ligas vazadas com as maiores frações de sólido.

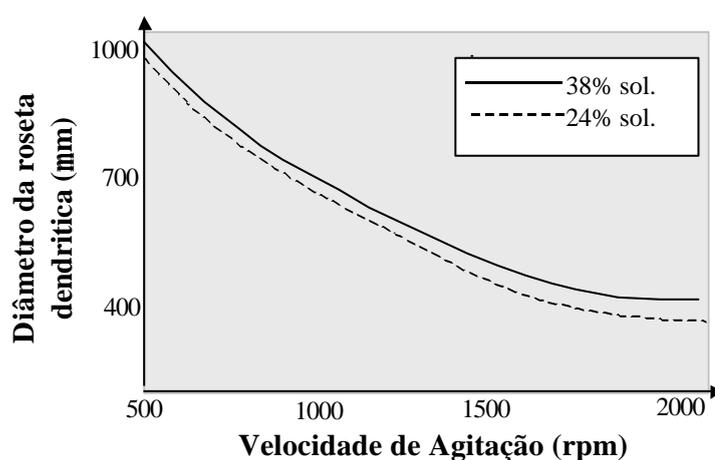


Figura 2.2- Influência da velocidade de agitação e da fração de sólido

Uma liga eutética Al-7,0Si, vazada com uma fração de sólido de 38%, apresentou diâmetros médios das rosetas dendríticas (pseudo-clusters) igual 1020 $\mu$ m quando a velocidade de agitação no momento do vazamento foi de 500 rpm. Quando a velocidade de agitação aumentou para 2000 rpm, o diâmetro médio das rosetas dendríticas caiu para 350  $\mu$ m. Para uma fração sólida de 24% no momento vazamento, o diâmetro médio das rosetas dendríticas caiu de 980 para 450  $\mu$ m quando a velocidade de agitação passou de 500 para 2000 rpm. A figura 2.2, mostrada anteriormente, ilustra o experimento de Falak *et al* (2005).

Considerando-se os resultados mostrados na figura 2.1, fica evidente a maior importância da velocidade de agitação em relação à fração de sólido nos processo de reofundição.

## 2.4 Compósitos de Base Al

Dentre os compósitos com matriz de alumínio, produzidos pelos diferentes processos de fabricação, destacaríamos aqueles reforçados com alumina ( $Al_2O_3$ ) ou carbetto de silício (SiC), pelas possibilidades que oferecem de ser trabalhados a quente e até usinados (Q. Yanming *et al* 2000; Davim *et al* 2000; Badini *et al* 2001), desde que sejam controlados o tamanho e a morfologia (quantidade e dispersão) do reforço (Liuzhang *et al* 2002).

De um modo geral, a distribuição uniforme do reforço associada a uma boa molhabilidade da partícula pela matriz são os requisitos mais importantes para o controle das propriedades mecânicas nesta espécie de material (Cárcere 2002; Prasad 2002; Schuh 2001; Peng *et al* 2002). A boa interação entre a matriz e o reforço pode ser garantida pela criação de uma interface entre ambos que possa adequar a rigidez do reforço com a ductilidade da matriz (Fromentin *et al* 1996). Dependendo das composições químicas da matriz e do reforço, esta interface pode ser produzida por transformações de fase (Fromentin 1996; Arvieu 1998, Reeves 1991; Warwick *et al* 1991) que conduza à formação de um composto de equilíbrio termodinâmico, na região que os separa ou, simplesmente, a uma solução sólida produzida por difusão reversa entre a matriz e o reforço (Clyne 1997; Zhao *et al* 1996).

Historicamente, os compósitos de matriz metálica, reforçados com partículas cerâmicas, têm sido elaborados por processos que têm como base a metalurgia do pó, onde matriz e reforço são misturados previamente, antes da compactação. Estes processos, além de caros, podem apresentar, como inconveniente, a baixa dispersão do reforço quando constituído por partículas de tamanho inferior a 500 nm (Clyne 1997; Liuzhang *et al* 2002). Alternativamente, surgem os processos onde o reforço é produzido por reações químicas do

tipo sólido-sólido [Warwick 1991; Zhao 1996; Froes 1993; Jiang et al 1996) ou gás-sólido [Bobet 2002; Kim 2001; Kim *et al* 2002). Os processos com reações do tipo sólido-sólido são ainda muito caros, por depender de preparação dos constituintes por metalurgia do pó, incluindo-se a compactação a frio, a quente (HIP) e sinterização. Nos processos com reação gás-sólido, o reforço é produzido pela reação de um gás com a matriz compactada, antes da sinterização.

Neste projeto, propomos um estudo para a elaboração e caracterização de um compósito com matriz metálica de alumínio (Al-5,0Si-1,0Cu) reforçado com alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), produzido pelo processo de fundição e incorporação do reforço sob agitação mecânica (Stirring cast) e vazamento da liga reforçada no estado semi-sólido (rheocasting). A combinação destes dois processos constitui-se como uma alternativa de baixíssimo custo, para elaboração de materiais compósitos com matriz de alumínio. Os compósitos com matriz de alumínio reforçados com alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) mostram-se muito promissores para as indústrias aeronáutica, automotiva, de petróleo e até veterinário (prótese para animais) pelas possibilidades que oferecem de ser trabalhados a quente e até usinados, desde que sejam controlados o tamanho e a morfologia (quantidade e dispersão) do reforço (Liuzhang *et al* 2002).

## 2.5 Propriedades Mecânicas dos Materiais Compósitos

As propriedades mecânicas nos materiais compósitos reforçados por partículas ou fibras descontínuas devem ser determinadas pela regra da mistura. Qualquer que seja a propriedade considerada, uma expressão semelhante à equação 2.2 pode ser estabelecida.

$$P_C = KP_R V_R + P_M V_M \quad (2.2)$$

Na equação 2.2,  $P_R$  e  $P_M$  são as propriedades mecânicas do reforço e da matriz, respectivamente e  $V_R$  e  $V_M$  são as frações volumétricas. O valor de  $K$  mede a eficiência do reforço na matriz e depende da fração volumétrica das partículas do reforço ( $V_R$ ) e da razão entre os valores das propriedades mecânicas do reforço e da matriz ( $P_R/P_M$ ). A tabela 3.1 mostra alguns valores para as principais propriedades mecânicas de um material compósito com matriz em policarbonato, reforçado com fibras de vidro orientadas aleatoriamente (Calister, 1999).

Tabela 2.1- Propriedades mecânicas de um material compósito (Calister, 1999).

Propriedades	Material sem reforço	Fração volumétrica do reforço (% vol.)		
		20	30	40
Resistência a tração(MPa)	59-62	110	131	159
Alongamento (%)	90-115	4-6	3-5	3-5
Módulo de elasticidade(GPa)	2,24-2,34	5,93	8,62	11,6

Os valores de  $K$  na equação 2.2 estão compreendidos ente 0,1 e 0,6 quando os reforços são partículas dispersamente distribuídas na matriz (fig. 2.3). Os valores de  $K$  ficam próximos a 1,0 quando o compósito é reforçado com fibras paralelas (fig. 2.4) à direção da propriedade medida (ver tabela 2.2 – Calister, 1999).

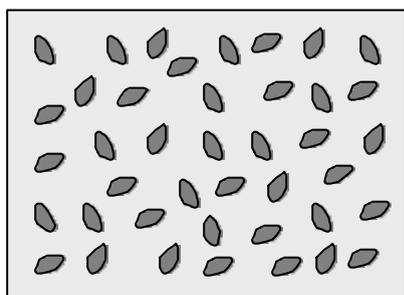


Figura 2.3- Reforço com partículas aleatoriamente distribuídas na matriz

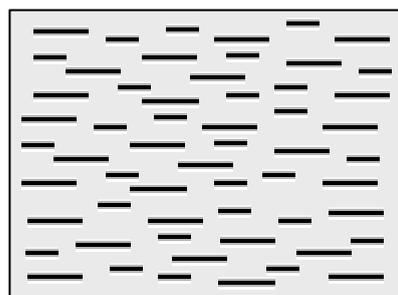


Figura 2.4- Reforço com fibras descontínuas orientadas numa direção da matriz

Tabela 2.2- Valores de K em função da direção das fibras (Calister, 1999).

Orientação das fibras	Direção da tensão	Valores de K
Única	Paralela às fibras	1
Única	Perpendicular às fibras	0
Aleatórias	qualquer	1/4 -

## 2.6 Trabalhabilidade dos Materiais Compósitos

A trabalhabilidade (formabilidade e usinabilidade) dos materiais compósitos é normalmente limitada pela alta rigidez e resistência ao desgaste (Mondal *et al* 2005; S. Zhiqiang *et al* 2005) que estes materiais apresentam. A dificuldade de se trabalhar estes materiais multifuncionais fica ainda mais comprometida quando são utilizados reforços

cerâmicos de alta dureza, em altas concentrações. Poucos estudos sobre a conformabilidade (M. Guy *et al* 2000- a, b; Badini *et al* 2005) e sobre a usinagem (Davim *et al* 2000; Q, Yanming *et al* 2000) têm sido consagrados aos compósitos com matriz à base de alumínio. A pequena quantidade de estudos, sobretudo sobre a usinabilidade, tem sido um dos fatores mais importantes para não disseminação dos materiais compósitos em maior escala na indústria (Q. Yanming *et al* 2000). Nas indústrias automobilística e aeronáutica, muitos dos componentes produzidos com materiais compósitos são conformados depois de elaborados por alguns dos processos de fundição ou metalurgia do pó (Davim *et al* 2000). Normalmente após a etapa de conformação, os componentes produzidos necessitam de usinagem para ajuste dimensionais (tolerâncias internas ou externas) ou simplesmente para melhoria de acabamento superficial. Entretanto, alguns cuidados devem ser tomados em relação à dureza do reforço utilizado. O inserto da ferramenta de corte deve ser feito de um material mais duro que o reforço. O carbeto de silício (SiC) é muito mais duro que o carbeto de tungstênio (WC). Este último tem dureza próxima da alumina ( $Al_2O_3$ ). Segundo Cronjager *et al* (2000), os materiais compósitos com matriz de alumínio reforçados com carbeto de silício (SiC) só podem ser usinados com diamante policristalino (PCD).

Estudos sobre a usinagem do compósito Al-356/SiC foram realizados por Q. Yanming *et al* (2000). Estes autores avaliaram a usinabilidade deste material tomando como referência o desgaste de flanco e, por conseqüência, a vida útil da ferramenta. Utilizado-se de uma operação de desbaste, os tradicionais parâmetros da usinagem com a velocidade de corte, o avanço e a profundidade de corte foram considerados neste estudo. Duas geometrias de ferramentas em diamante policristalino (PCD) foram utilizadas. Os resultados deste estudo mostraram que, devido a elevada dureza, as partículas de carbeto de silício (SiC) atuam como micro-ferramentas, produzindo ranhuras na ferramentas de corte. A fração volumétrica de reforço foi considerada como sendo o fator que mais contribuiu para o desgaste da ferramenta de corte. Outros experimentos semelhantes também mostraram que quanto maior a dureza do reforço e maior for sua fração volumétrica, mais rápido será o desgaste da ferramenta (O. Quigley *et al* 1994).

Davim *et al* (2000) estudaram simultaneamente o desgaste de ferramentas de corte na furação e no torneamento. Em ambas as operações de usinagem, a abrasão foi o mecanismo predominante no desgaste das ferramentas, mas, ocasionalmente, também foi observada a adesão do material de desgaste (da ferramenta e da peça) nas arestas de corte da ferramenta de torneamento que contribuíram para a redução de vida útil das ferramentas. Na furação, a velocidade de corte média compreendida entre 30 e 50 m/min não produziu diferenças

significativas nos desgastes de flanco das ferramentas (brocas). Para qualquer que seja a velocidade de furação, valores muito próximos de desgaste são obtidos em função do tempo. O avanço, com variações compreendidas entre 0,05 e 0,2 mm/volta, também não produziu alterações significativas no desgaste de flanco (Davim *et al*, 2000). No torneamento, a velocidade de corte influencia significativamente no desgaste de flanco. Segundo estes autores, uma velocidade de corte de 700 m/min produz um desgaste de 0,41 mm do flanco em apenas 2 minutos. Se a velocidade de corte for de 350 m/min, são necessários 43 minutos para desgastar 0,24 mm do flanco. O avanço, por sua vez, influenciou inversamente o desgaste de flanco. Para uma mesma velocidade de corte igual a 500 m/min, um avanço de 0,05 mm/volta desgasta o flanco de 0,34 mm em dois minutos; enquanto o avanço de 0,2 mm/volta desgasta o flanco de 0,22 mm em 4 minutos.

O tamanho das partículas do reforço também tem um papel importante no desgaste da ferramenta de corte. Os resultados obtidos por Q. Yanming *et al* (2000) mostraram que quanto maior for o tamanho da partícula do reforço maior será o desgaste da ferramenta. Partículas finas e bem distribuídas na matriz diminuem o desgaste da ferramenta, melhorando a usinabilidade. Segundo estes autores, a velocidade de corte também tem papel relevante para a vida útil da ferramenta de corte. As velocidades mais altas podem produzir choques violentos das partículas do reforço com a ferramenta, reduzindo sua vida útil. As altas velocidades podem produzir ainda o arrancamento do reforço da matriz, gerando ranhuras na superfície do tamanho das partículas (reforço) arrancadas. Como o alumínio é um metal ativo, as altas velocidades podem produzir a soldagem a frio do material desbastado numa das faces da ferramenta, reduzindo a eficácia do corte.

### 3. Metodologia Experimental

#### 3.1 Elaboração do Material Compósito

Os elementos constituintes da liga, com alto grau de pureza, foram pesados em balança semi-analítica nas proporções da composição nominal da liga: Al-5,0Si-1,0Cu. O alumínio com teor de pureza de 99,9% junto com o cobre (teor de 99,9%) na forma de bloco e limalhas foram fundidos juntamente com o silício granulado (teor de 99,6%) em um forno de indução de 24 KVA, utilizando-se um cadinho de grafita. Depois de fundida ( $T = \pm 1.130$  °C, temperatura estimada) e homogeneizada, a liga foi retirada do forno para resfriamento natural. Quando a temperatura atingiu 900 °C, aproximadamente, a alumina com granulometria de 500-1000 nm foi incorporada à liga, em diferentes proporções, variando de 1, 2 e 4% (% em peso da liga). Depois da incorporação, a liga continuou esfriando até que a temperatura de 800 °C, aproximadamente, foi atingida. A partir desta temperatura, iniciou-se a agitação mecânica, num agitador especialmente desenvolvido para este processo (fig. 3.1).

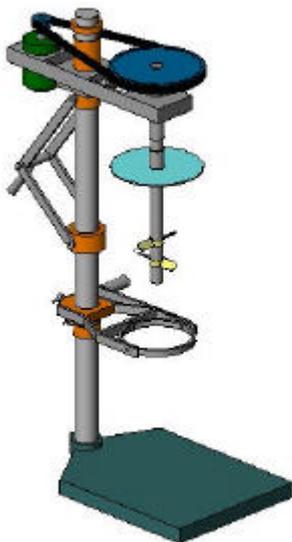


Figura 3.1- Máquina de agitação para elaboração de reofundidos

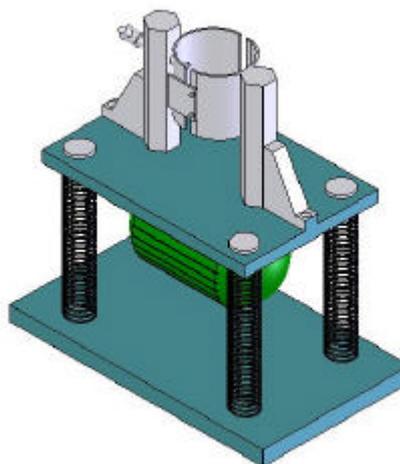


Figura 3.2- Máquina para compactação de reofundidos

A velocidade de agitação utilizada foi de 220 rpm. O processo de agitação prosseguiu durante o resfriamento natural até que a temperatura da liga incorporada com a alumina atingisse 650-640 °C, temperaturas dentro do intervalo de solidificação (658- 577 °C). Dentro desta faixa de temperatura (650-640 °C), toda massa semi-sólida foi vazada em lingoteira metálica, sob vibração mecânica, garantindo-se o completo preenchimento do molde pela liga.

O agitador mostrado na figura 3.1 também foi desenvolvido para realização deste trabalho. O molde (lingoteira metálica) foi previamente aquecido na mesma faixa de temperatura e só era retirado do forno no momento do vazamento da liga. Depois de completamente solidificado, o lingote era resfriado rapidamente, evitando-se a separação e aglomeração do reforço particulado, além dos defeitos micro e macroestruturais produzidos pela segregação de elementos constituintes da liga.

Durante o processo de fundição em forno de indução, não houve controle de temperatura. Entretanto, logo depois de retirada do forno, a temperatura da liga era medida e mostrava-se elevada, apresentando valores próximos a 1.100 °C. Durante o resfriamento, o controle de temperatura, até o momento do vazamento, era feito por pirômetro de contato do tipo K, com incerteza de medição de  $\pm 1$  °C.

### 3.2 Tratamentos Termomecânicos

Após o resfriamento do lingote, foram retiradas algumas amostras de cada composição (1, 2 e 4%) de adição de alumina para caracterização de cada estado. Em seguida, o material foi submetido a uma seqüência termomecânica (fig. 3.3) constituída de dois tratamentos isotérmicos a 515 °C, intercalados por deformação a quente, com reduções de espessura ( $\Delta h$ ) iguais a 0,8 mm por passe. Após cada passe o material era reaquecido até a temperatura de tratamento e nela permanecia por 15 minutos para completa recristalização. Passado este tempo o material era novamente deformado. Este processo se repetiu até que uma deformação próxima a 90% fosse atingida. Para o processo termomecânico foram utilizados um forno tipo mufla equipado com termopares do tipo K (incerteza de medição de  $\pm 3$  °C) e um laminador do tipo ourives com taxa de deformação de  $1,6 \text{ s}^{-1}$ .

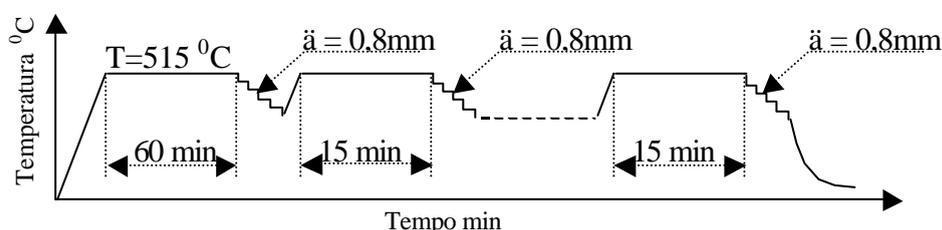


Figura 3.3- Diagrama esquemático do ciclo termomecânico

### 3.3 Caracterização Microestrutural

As análises microestruturais foram realizadas em microscopia ótica (MO). De cada composição de reforço (1, 2 e 4% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), foram retiradas amostras das estruturas brutas e

deformadas para as referidas análises. As amostras foram preparadas por metalografia convencional com corte, embutimento, lixamento (220, 400, 600 e 1.000 mesh) e polimento em pasta diamantada de 1  $\mu\text{m}$ . A metalografia foi realizada no Laboratório Metalográfico do Centro Federal de Educação Tecnológica CEFET-PE e a caracterização microestrutural foi realizada no Laboratório de Microscopia do DEMEC-UFPE.

### 3.4 Ensaio de Usinagem

Os ensaios de usinagem foram realizados em torno CNC (Comando Numérico Computadorizado) marca ROMI, tipo Centur 30 D, no laboratório de mecânica do CTG da UFPE. Para este estudo foram selecionados como parâmetros a velocidade de corte de 254 m/min, determinada em função do diâmetro e da velocidade angular do torno, avanço de 0,1 mm/volta e profundidade de corte 0,5 mm. A influência do teor de reforço foi avaliada pela rugosidade, já que não foi possível medir-se o desgaste de flanco (presença de arresta postiza). A ferramenta (TPMR-160308) selecionada para os ensaios era revestida de nitreto de titânio (TiN) cujas especificações técnicas estão dadas na tabela 3.1. As especificações técnicas do porta-ferramentas estão dadas na tabela 3.2.

Os corpos de prova para todos estes ensaios de usinagem foram previamente preparados com uma furação central e um leve desbaste na superfície para uniformização das dimensões. Depois de usinados os corpos de prova foram montados num suporte do tipo mandril (fig. 3.3), cujo detalhamento da montagem e as dimensões finais dos corpos de prova estão dadas na figura do anexo 6.

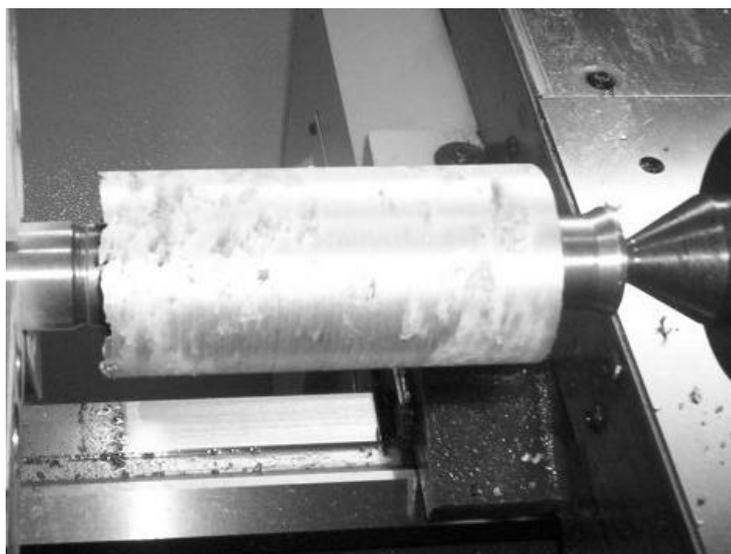


Figura 3.4- Montagem do corpo de prova num suporte (mandril) para usinagem

A partir de valores limites para o ensaio, como o menor diâmetro possível para a usinagem do corpo de prova e a máxima frequência de rotação (rpm) da máquina, foi calculada a velocidade de corte, tomando-se como margem de segurança o valor de 90% de sua capacidade máxima. Assim, sendo de 4.000 rpm a máxima frequência de rotação do torno, em nossos cálculos para determinação da velocidade de corte, em função do diâmetro, foi usada a frequência nominal de 3.600 rpm, ou seja, 90% do valor máximo (fator de segurança 10%). Desta forma, a velocidade efetiva de corte de 254 m/min foi mantida constante para os ensaios dos três corpos de prova.

Para registro dos valores dos ensaios, foram criadas três tabelas, onde foram computados os valores relativos aos corpos de provas. O programa de usinagem está no anexo 7, e foi mantido o mesmo para os três corpos de provas. A medição de rugosidade foi realizada ao término de cada série de passos e, ao final, eram subtraídos dois milímetros do diâmetro nominal do corpo de prova. Um novo cálculo para velocidade de rotação era realizado para que a velocidade de corte fosse mantida constante em 254 m/min.

Tabela 3.1 - Dados da ferramenta de corte utilizada nos ensaios de usinagem

Ferramenta	Inserto reversível
Tipo	Revestimento TiN
Referência	TPMR 160308
Espessura “s”	3,17 mm
Comprimento de aresta “l”	16,5 mm
Número de arestas	3
Raio da ponta “r <sub>a</sub> ”	0,8 mm
Geometria	triangular
Ângulo de folga	11° positivo com quebra cavaco

Tabela 3.2- Dados do porta-ferramenta utilizado nos ensaios de usinagem

Modelo	CTGPR/L 2020K-16
Dimensões $h \times b \times l$	20x20x125
Ângulo de posição $\div$	91°
Ângulo de saída $\gamma$	6°
Ângulo de incidência	0°

### 3.5 Medição de Rugosidade

Para medir a rugosidade superficial do corpo de prova, foi utilizado um rugosímetro da marca Mitutoyo, tipo Surftest 211, adaptado a um suporte especialmente desenvolvido para medição em corpos cilíndricos (fig. 3.5). Os parâmetros selecionados foram o Ra (rugosidade média aritmética), Rz (profundidade média de rugosidade) e Rt (rugosidade total). O curso de avaliação (cut off) selecionado foi de 0,8 milímetros e a norma de trabalho selecionada foi a ISO/JIS. Em cada medição a superfície foi avaliada em três pontos distintos e extraído o valor médio dos pontos medidos para os três parâmetros selecionados (Ra, Rz e Rt).

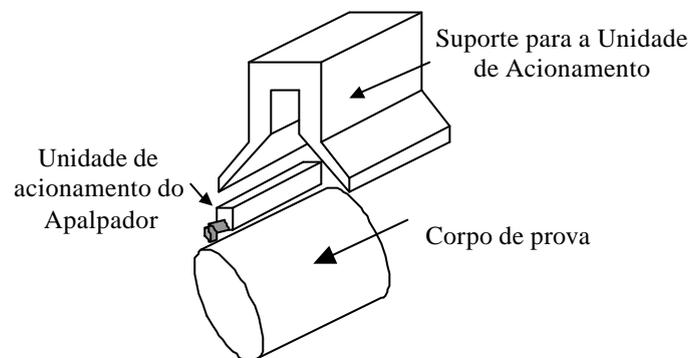


Figura 3.5- Diagrama esquemático do equipamento para medição de rugosidade

## 4. Resultados e Discussões

### 4.1 Equipamentos Para a Refundição

A elaboração do material compósito Al-5, Si-1,0Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> foi realizada em equipamentos específicos, desenvolvidos neste trabalho de dissertação para tal fim. O equipamento principal é uma máquina para incorporação do reforço mediante a agitação mecânica da liga no intervalo de solidificação. O outro equipamento é uma máquina compactadora com mesa vibratória para auxiliar o preenchimento do molde com a liga no estado semi-sólido.

#### 4.1.1 Máquina para Agitação Mecânica

A máquina para incorporação do reforço está mostrada na figura 4.1. Esta máquina é constituída de um motor com velocidade variável, montado num eixo com uma hélice na extremidade (fig. 4.2). Este conjunto é montado num suporte articulado, para possibilitar o movimento vertical do agitador. As paletas do agitador mostradas na figura 4.2 são em forma de hélice para produzir um movimento convectivo forçado (fluxo descendente) do material (liga e reforço) para homogeneizar a mistura.



Figura 4.1 – Máquina para elaboração de materiais compósitos por re fundição



Figura 4.2 – Conjunto de hélices do agitador mecânico

Como a densidade da alumina é menor que a do alumínio puro e suas ligas, a homogeneização da mistura só é possível sob agitação (liga-reforço) no estado pastoso (semi-sólido). O detalhamento deste equipamento encontra-se na página 48 nos anexos 8/1.

### ***Descrições Técnicas do Agitador***

**Coluna:** a coluna é um eixo vazado (tubo), compondo a parte principal da máquina que tem a função de dar sustentação ao módulo de agitação, à alavanca interfixa para o deslocamento vertical do módulo de agitação e ao suporte basculante do cadinho. Ainda ao longo da coluna há três colares (em amarelo) limitadores de altura (fig.4.1).

**Módulo de agitação (conjunto do agitador):** o módulo de agitação é composto de um eixo provido em sua extremidade inferior com palhetas (fig. 4.2), em forma de hélice, separadas simetricamente por espaçadores. Logo acima do conjunto de palhetas há um disco defletor de calor (fig. 4.3). Este conjunto de palhetas junto com os espaçadores e o disco defletor de calor, são fixados a uma luva inferior, que por sua vez é fixa a um material cerâmico (figura 4.3) que tem a função de isolar termicamente o eixo do motor. Este isolante térmico (em branco) é fixo à luva superior que é presa ao eixo do motor. Alternativamente, pode ser montado um sistema de polias (condutora e conduzida) para melhorar as condições de agitação por variação na relação de transmissão.



Figura 4.3 – Detalhe da máquina mostrando o eixo com defletor de calor e a coluna com os anéis limitadores



Figura 4.4 – Detalhe da máquina mostrando o basculamento do cadinho para possibilitar o vazamento da liga

Ao motor monofásico é fixada a polia menor (condutora). As polias, condutora e conduzida, possuem bornes arredondados que trabalham com uma correia tipo PU de perfil cilíndrico. O módulo de agitação tem a finalidade de agitar o metal em fusão, formando um

vórtice forçado no material líquido, possibilitando que se obtenha uma mistura homogênea da matriz com o reforço.

**Alavanca interfixa:** a alavanca interfixa é composta de articulações e uma empunhadura, e serve para elevar e descer o conjunto do agitador. Ela pode ser fixada, através do seu colar de fixação, em qualquer ponto ao longo do eixo (coluna). O movimento alternativo vertical melhora ainda mais a eficácia da agitação.

**Suporte basculante do cadinho:** o suporte basculante do cadinho é o terceiro elemento fixo a coluna, no qual o cadinho é encaixado. É composto de um aro que tem movimento basculante (fig. 4.4), fazendo com que o cadinho possa ser rotacionado através de um manípulo fixado a uma ponta de eixo soldada ao aro, possibilitando assim, o escoamento do material fundido diretamente no molde. Ainda existe um sistema de travamento do suporte basculante que trava o aro de encaixe do cadinho a fim de impedir que o mesmo venha virar sozinho.

**Sistema motor do agitador:** o sistema motor do agitador é composto de um motor elétrico com um variador de velocidade, polias e correia. Este sistema tem a função de selecionar e controlar a velocidade de agitação das palhetas. O sistema de polias possibilita uma redução de velocidade da ordem de 11:1, e com a ajuda do variador de velocidade, podemos ter faixas de frequências de velocidades variando de zero rotações por minuto (0 rpm) a, aproximadamente, duzentos e vinte rotações por minuto (220 rpm).

#### 4.1.2 Mesa vibratória para Compactação

A mesa vibratória é constituída de uma base de aço (fig. 4.5) sobre a qual é montada uma placa para fixação do conjunto moto-vibrador. Sobre a mesa foi montado o suporte para o encaixe do molde metálico que é posicionado verticalmente para facilitar seu preenchimento com a liga durante o vazamento. A fixação do molde ao suporte pode ser feita rapidamente através de um parafuso (do tipo T). A montagem da mesa deste conjunto foi feita sobre quatro molas com parafusos internos para fixação das mesmas. Sob a mesa foi fixado um motor de ¼ CV (1800 rpm) com uma polia de excentricidade variável para possibilitar a variação da intensidade de vibração. Desta forma pode-se selecionar a intensidade da vibração em função da fração de sólido da liga no momento do vazamento.



Figura 4.5 – Mesa vibratória para densificação do material semi-sólido



Figura 4.6 – Polia excêntrica para variação da amplitude de vibração

O processo de vazamento da liga reforçada é feito por gravidade e a vibração da mesa serve para auxiliar o escoamento do material semi-sólido para o molde. Desta forma evitam-se vários defeitos macroscópicos no tarugo como poros ou bolhas de ar aprisionadas durante o vazamento. O detalhamento deste equipamento encontra-se na página 50 nos anexos 8/2.

### *Descrições Técnicas do compactador*

**Base inferior:** é a parte que dá sustentação à máquina, particularmente à base superior com todo o seu conjunto moto-vibrador e o mecanismo de fixação do molde. A base inferior possui também furos que servem para a fixação desta máquina a uma base ou bancada.

**Base superior:** é nesta base que se encontra fixado todo o conjunto do sistema de vibração da máquina. O motor com o disco de excêntrico regulável fica localizado entre as duas bases, sendo fixado na parte inferior da base superior. A base superior é ligada à base inferior através de um conjunto de molas, que tem a função de produzir o amortecimento do movimento vibratório.

**Motor:** tem a função de girar o disco de excêntrico regulável para produzir a vibração. Este motor é monofásico com 1/20 de potência em hp. Com frequência fixa de 1.750 rpm.

**Disco de excêntrico regulável:** é fixado ao motor e tem a função de gerar a vibração no conjunto. É constituído de dois discos, um interno que é fixado ao eixo do motor, travado com

parafuso do tipo allen, e outro externo fixo ao primeiro. Todos dois discos possuem uma excentricidade em sua geometria de forma que podemos zerar ou aumentar a sua excentricidade, gerando o desbalanceamento como mostra as figuras 4.7 e 4.8.

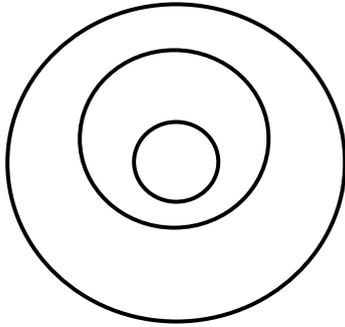


Figura 4.7 Excêntrico regulável na posição de excentricidade zero

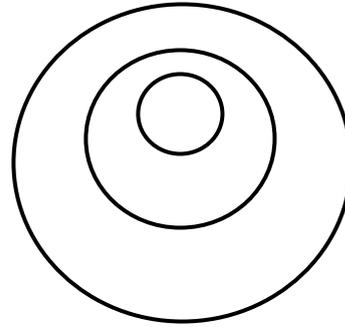


Figura 4.8 Excêntrico regulável na posição de excentricidade máxima

Para a execução do experimento utilizamos, apenas, um terço da excentricidade máxima.

**Eixos entre bases:** estes eixos têm a função de interligar as duas bases, superior e inferior. São em número de quatro eixos dispostos em cada vértice das bases. Trabalham em conjunto com as molas helicoidais.

**Molas helicoidais:** têm a função de amortecer o movimento de vibração, provocado pelo disco excêntrico, e ainda servem como espaçadores entre as duas bases.

**Sistema de fixação do molde:** tem a função de fixar o molde na máquina de compactação. Ele é formado por duas partes, uma móvel e outra fixa, sendo cada uma delas ligada à pequenas colunas, que possibilitam a fixação do molde. A parte móvel se movimenta através de um pequeno manípulo ao qual é ligada.

**Molde:** é um recipiente de forma cilíndrica, bi-partido, que tem a função de receber o metal em fundido até este solidificar.

**Funil:** fabricado em aço inoxidável, foi usado como equipamento suplementar, auxiliando o vazamento do material semi-sólido que assim escoar mais facilmente para o interior do molde.

É acoplado ao molde de maneira que não folga com a vibração do conjunto, devido ao seu bico cônico.

#### 4.2 Caracterização microestrutural do compósito reofundido

A fabricação de materiais compósitos pelo processo de reofundição (vazamento no estado semi-sólido) mostrou-se eficaz no que se refere ao refino e uniformidade da microestrutura.

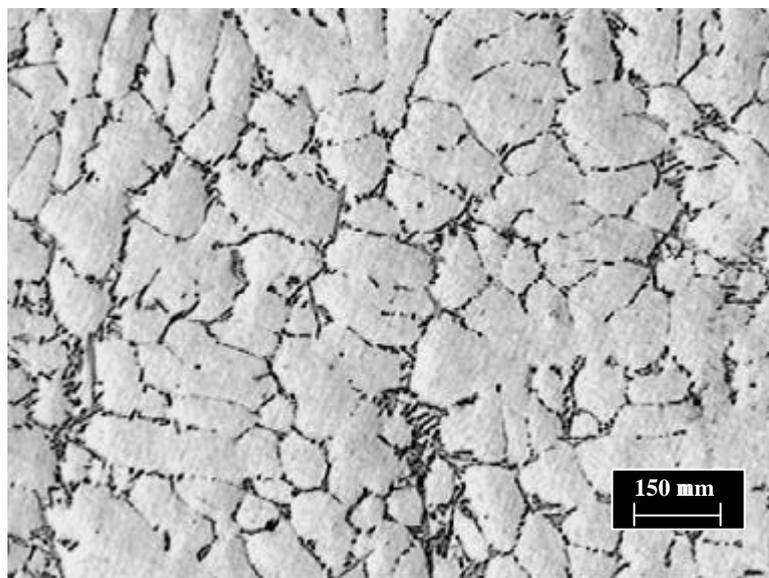


Figura 4.9 – Microestrutura do compósito Al<sub>5,0</sub>Si<sub>1,0</sub>Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reforçado com 1%

A figura 4.9 foi obtida a partir do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, com 1% de reforço. A microestrutura é constituída por grãos equiaxiais com tamanho médio estimado em 150 μm. Alguns grão de maior tamanho parecem que foram obtidos por coalescimento de cristais justapostos com a mesma orientação cristalográfica. Provavelmente, fragmentos de ramificação dendríticas que permaneceram juntos, apesar da agitação mecânica. Na escala do microscópio óptico, o reforço incorporado localiza-se majoritariamente nos contornos, como uma segunda fase que foi completamente segregada da matriz devido às incompatibilidades físico-químicas (diferença de solubilidade, principalmente).

Observando-se os contornos de grãos numa escala maior, vemos que estes são revestidos por segundas fases, típicas de uma reação hipo-eutética: estão presentes nos

contornos as fases alfa primária, em finas lamelas e a fase beta, o eutético da liga mãe. Na figura 4.10 observa-se ainda que as fases alfa primária e beta estão contornadas (regiões escurecidas) por finas partículas de alumina que também se espalham pela matriz.

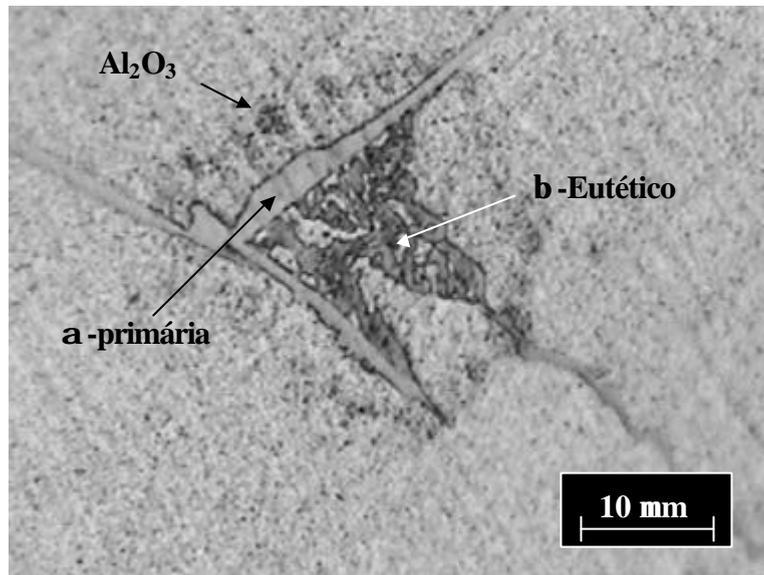


Figura 4.10 – Detalhamento da microestrutura do compósito  $Al_{5,0}Si_{1,0}Cu/Al_2O_3$ , com 1%

A fase alfa primária é formada (primeira porção sólida) no intervalo de solidificação, entre as linhas solidus e liquidus do diagrama de equilíbrio, enquanto a fase beta é formada abaixo da linha sólidas, como produto da reação eutética.

Resultados muito próximos foram obtidos quando 2% de alumina foi incorporado à matriz  $Al-5,0Si-1,0Cu$ . A morfologia da figura 4.11 é semelhante à morfologia da figura 4.9. Apenas os contornos de grãos (ou ex-ramificações dendríticas) parecem mais ricos devido ao maior teor de alumina. Uma outra sutil diferença está no interior dos grãos, onde são observados pequenos aglomerados de partículas (fig. 4.11).

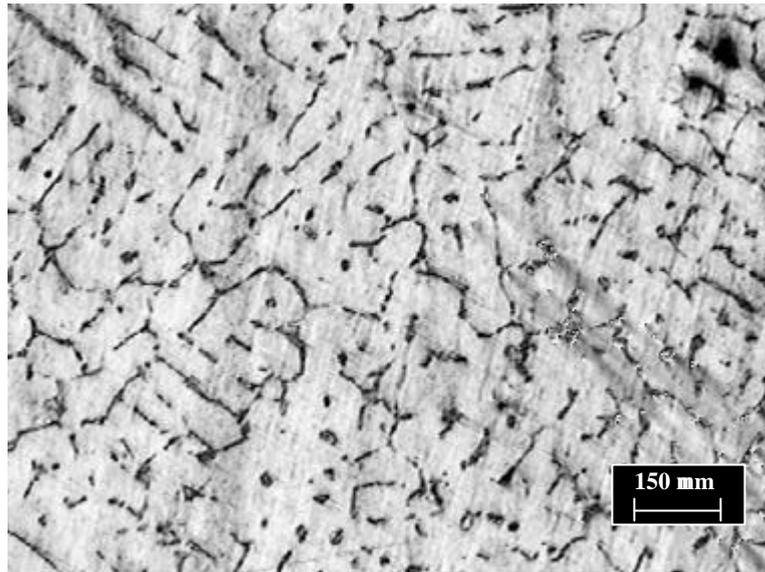


Figura 4.11 – Microestrutura do compósito Al<sub>5,0</sub>Si<sub>1,0</sub>Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reforçado com 2%

Quando 4% de alumina foi incorporado à matriz Al-5,0Si-1,0Cu, as diferenças microestruturais aparecem mais nitidamente. Na figura 4.12-a, observam-se aglomerados de partículas localizados unicamente nos contornos, enquanto que em outras parte do mesmo corpo de prova (fig. 4.12-b) aglomerados de partículas de maior tamanho dispersam-se pelo interior dos grãos. Esta diferença deve-se a não homogeneidade produzida pela baixa velocidade em função do teor de alumina incorporado.

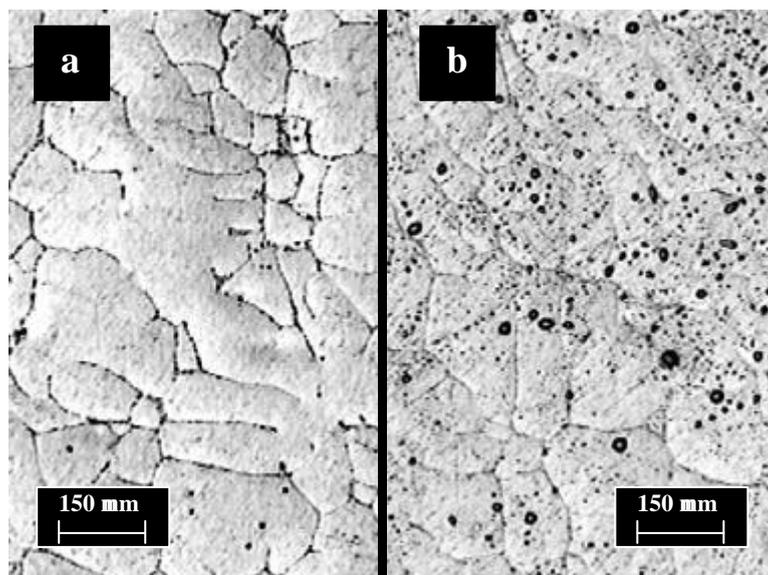


Figura 4.12– Microestruturas do compósito Al<sub>5,0</sub>Si<sub>1,0</sub>Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reforçado com 4%

Do ponto de vista da morfologia, os nossos resultados estão coerentes com (Falak *et al.* 2002) que, trabalhando com uma liga semelhante (Al-7,0Si), obtiveram tamanhos de grãos equivalentes. Os grãos com tamanho médio de 150  $\mu\text{m}$ , em nosso trabalho, se justificam pela baixa velocidade empregada na agitação (220 rpm, máxima) no estado semi-sólido e pela temperatura do molde. Falak *et al.* (2002) trabalhando com velocidade de agitação de 500 rpm obtiveram grão maiores devido ao maior volume de fase líquida no vazamento (maior temperatura no intervalo de solidificação). Os nossos resultados poderiam ser melhores se não fosse a necessidade de mantermos o molde aquecido durante o vazamento. Depois de solidificado, o material fica longo tempo em temperatura elevada que favorece o crescimento dos grãos por coalescimento de cristais (fragmentos dendríticos) justapostos. A baixa concentração e dispersão de partículas podem ser atribuídas ao baixo volume de reforço e à baixa velocidade de agitação da liga fundida. A baixa velocidade de agitação foi um fator limitante em relação ao volume de material a ser incorporado à liga. A limitação da velocidade de agitação foi imposta pelo volume de material sob agitação no cadinho. Cargas de 800 gramas de material eram suficientes para preencher quase que completamente o cadinho. Como a incorporação o reforço era uma carga suplementar e tínhamos a necessidade de produzir grandes tarugos que pudessem ser usinados posteriormente, limitamos a velocidade para evitar transbordamentos e, com isso, limitamos também a fração de reforço a ser incorporado. Para velocidade de agitação de 220 rpm, 4 % de reforço foi a quantidade máxima possível, para as condições operacionais que dispúnhamos (Volume e geometria do cadinho e das hélices do agitador). Entretanto, neste equipamento desenvolvido, velocidades maiores podem ser impostas, mediante a redução de volume de liga para evitar transbordamento e possibilitar que um volume maior de reforço possa ser incorporado.

#### **4.3 Usinagem do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.**

Os corpos de prova tal como mostrados na figura 4.13 foram usinados com velocidade de corte ( $v$ ) constante, profundidade de corte ( $p$ ) constante e avanço ( $a$ ) constante, de acordo com os valores nos procedimentos experimentais. Estes três parâmetros foram fixados para que fosse comparada a influência do percentual do reforço (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) com relação à sua usinabilidade. Os dados completos relativos aos ensaios estão mostrados nas tabelas 4.1, 4.2 e 4.3, páginas 33, 34 e 35, respectivamente.

Os critérios de usinabilidade inicialmente estabelecidos para comparação entre as três composições foram: desgaste de flanco da ferramenta e acabamento superficial, para os três

corpos de prova. Com relação ao desgaste de flanco, não foi possível verificar tal efeito nos ensaios por motivo de ocorrer um fenômeno conhecido como a formação de aresta postiça de corte. Segundo estudos realizados sobre o fenômeno da formação de aresta postiça de corte, esse fenômeno ocorre na usinagem de aços doces com baixas velocidades de corte (entre 10-40 m/min). A aresta postiça de corte é constituída principalmente pelo material da peça que está sendo usinada.

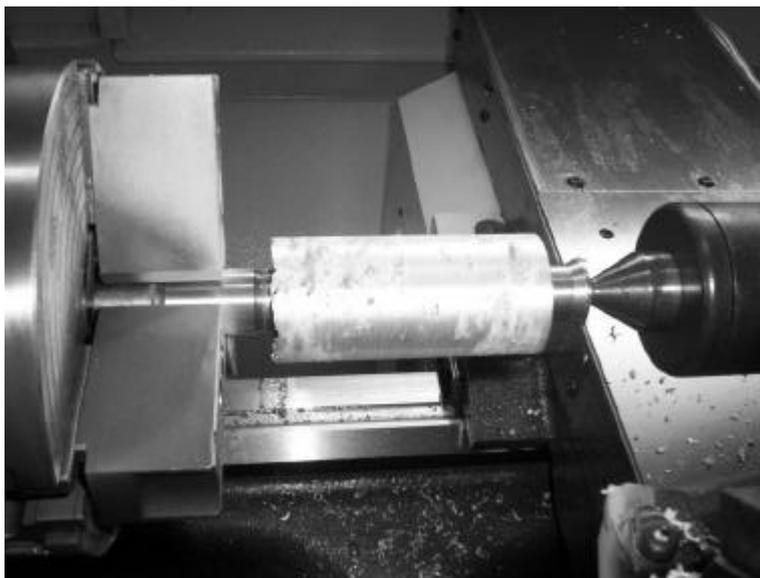


Figura 4.13 – Corpo de prova previamente desbastado para o início do ensaio

Devido a alta abrasividade do processo, parte do material (cavaco) adere à ferramenta e passa a cortar como se fosse a própria (fig. 4.14). Com a continuidade do processo, o depósito vai aumentando de tamanho até atingir uma certa instabilidade e, aí, cisalha. Ao cisalhar, a ex-arresta sai atritando-se entre a superfície de folga da ferramenta e a superfície usinada da peça, aumentando muito o desgaste de flanco.

No caso dos presentes ensaios houve uma afinidade grande entre o material da ferramenta e o material usinado, de forma que o material da peça adere e se difunde pelas superfícies de saída e de folga. Yanming justifica resultados semelhante dizendo que “*o alumínio é um metal reativo que em altas velocidades de corte pode produzir a soldagem a frio dele próprio (material desbastado) numa das faces da ferramenta*”. Ao se substituir a ferramenta por uma outra revestida de nitreto de titânio (TiN), o problema não foi resolvido, continuando a ocorrer a formação de aresta postiça de corte.

A solução para o problema teria sido aumentar a velocidade de corte até que a aresta postiça deixasse de ocorrer. Lamentavelmente, o diâmetro do corpo de prova (46,5 mm) não nos permitiu que a velocidade de corte fosse aumentada para a faixa desejada de 500 a 750 m/min, uma vez que excederia a rotação máxima permitida pelo equipamento CNC, limitada a 4000 rpm. Observando ainda esse efeito com relação ao tipo de incerto usado, se com ou sem revestimento, o que se pôde comprovar é que o fenômeno não se alterou significativamente quando foi substituído o incerto sem revestimento por um outro com revestimento. Só quando foram alteradas as condições do ensaio, diminuindo em 50% o avanço e em 50% a profundidade de corte, se mantendo, ainda, a mesma velocidade de corte, é que houve uma drástica diminuição deste fenômeno.

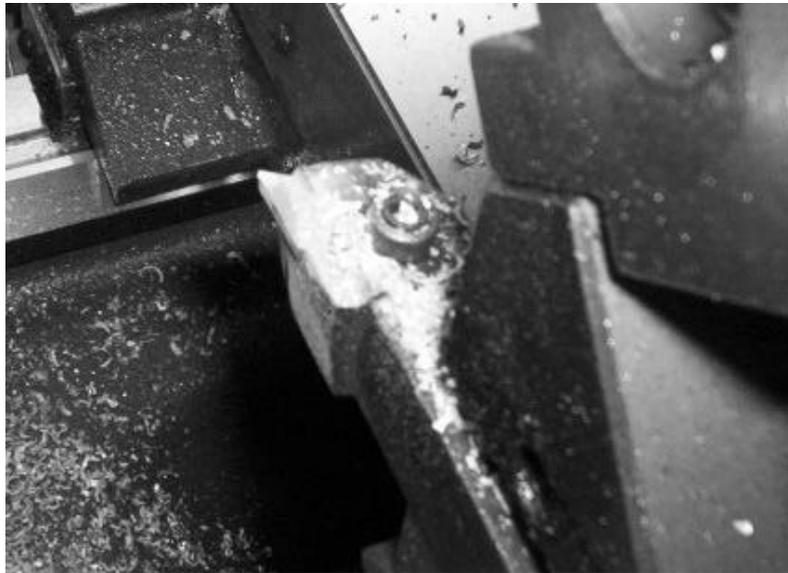


Figura 4.14 Formação de óxidos na ponta da ferramenta durante a usinagem

Quanto ao material usinado, com relação ao percentual de alumina (reforço), o que se verificou foi um sensível aumento do fenômeno para os corpos de provas com maiores teores de alumina ( $Al_2O_3$ ). Considerando-se que o mecanismo predominante no desgaste da ferramenta neste tipo de material reforçado é a abrasão (Davim *et al* 2000 e Yanming *et al* 2000), considerou-se ainda os mecanismos de Schaumann *et al* (1972) para justificar os nossos resultados. Segundo estes autores, as inclusões de óxidos na extremidade da ferramenta são oriundas do material. Em nosso caso, torna-se impossível uma averiguação deste mecanismo pois tanto o reforço quanto o óxido natural da matriz é alumina

Observando ainda esse efeito com relação ao tipo de incerto usado, se com ou sem revestimento, o que se pôde comprovar é que o fenômeno não se alterou significativamente

quando o incerto sem revestimento foi substituído por um outro com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Só quando foram alteradas as condições do ensaio, diminuindo-se em 50% o avanço e em 50% a profundidade de corte, mantendo-se ainda a mesma velocidade de corte, é que houve uma drástica diminuição deste fenômeno.

Foi observada, a nível qualitativo e quantitativo, a rugosidade superficial dos corpos de prova usinados. Compararam-se as medidas realizadas da rugosidade das superfícies dos três corpos de prova e observou-se que a rugosidade foi maior nos corpos de prova com maior percentual do reforço, salientando-se que os corpos foram submetidos às mesmas condições de ensaio.

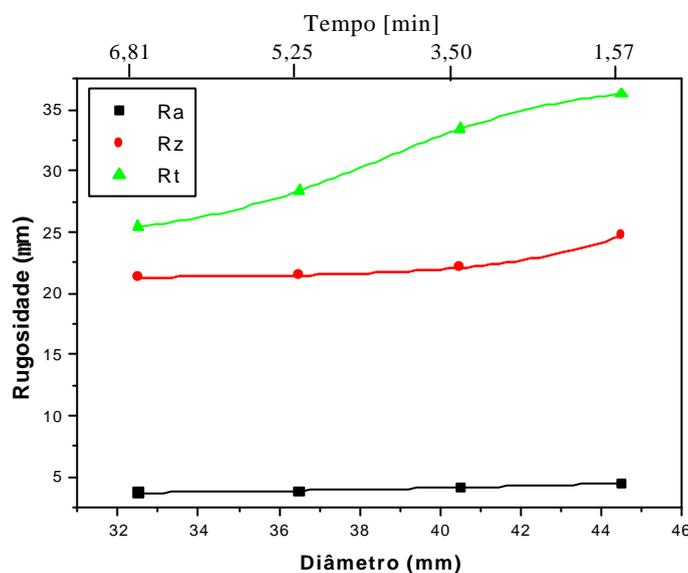


Figura 4.15 Rugosidade x diâmetro para compósito com 1% de reforço

A figura 4.15, relativa ao material reforçado com 1% de alumina, nos mostra que a rugosidade média (Ra) cresce muito pouco com a variação do diâmetro. A rugosidade (Rz) cresce um pouco mais em relação a (Ra) com o aumento do diâmetro. Apesar do pouco crescimento, os valores de (Ra) e (Rz) ajustam-se perfeitamente às curvas exponenciais cujos parâmetros das mesmas encontram-se no anexo 3. Por outro lado a rugosidade total (Rt) cresce em relação ao aumento do diâmetro (tempo) de forma sigmoidal. Os parâmetros da curva ajustada estão no anexo 3. Como a formação da aresta postiça de corte junto com o aumento do raio da extremidade da ferramenta (por desgaste) tenderiam a produzir um aumento da rugosidade com o tempo de usinagem (menores diâmetros), o crescimento aparente da rugosidade com o diâmetro só pode ser justificado por uma maior concentração de aglomerados de óxidos, incluindo-se os do reforço, nas partes mais externas do corpo de

prova. A micro-usinagem produzida pelas partículas de alumina do reforço não justificam nenhum aumento de rugosidade, pois são muito pequenas (500-1000 nm) em relação às ranhuras produzidas pela ferramenta. Pelo fato de ter uma dureza muito próxima ao nitreto de titânio (TiN), as partículas não se fragmentam nem cisalham e atuam como micro-ferramentas. Entretanto, as micro-ranhuras produzidas por estas partículas inserem-se dentro das ranhuras maiores que não podem ser lidas pelo rugosímetro que utilizamos. Portanto, microanálises químicas da superfície dos corpos de prova seriam necessários para verificação da existência de outros óxidos, além da alumina incorporada. Caso contrário, o aumento aparente da rugosidade só seria justificada por um outro mecanismo presente ao processo de usinagem. E por isso, estudos complementares são necessários, utilizando-se um maior número de corpos de prova com teores mais elevados de alumina e produzidos em velocidades de agitação maiores. Outros tipos de ferramentas, produzidas com diamante policristalino (PCD) seriam necessárias, conforme sugerido por Yanming *et al* (2000) e Darvim *et al* (2000).

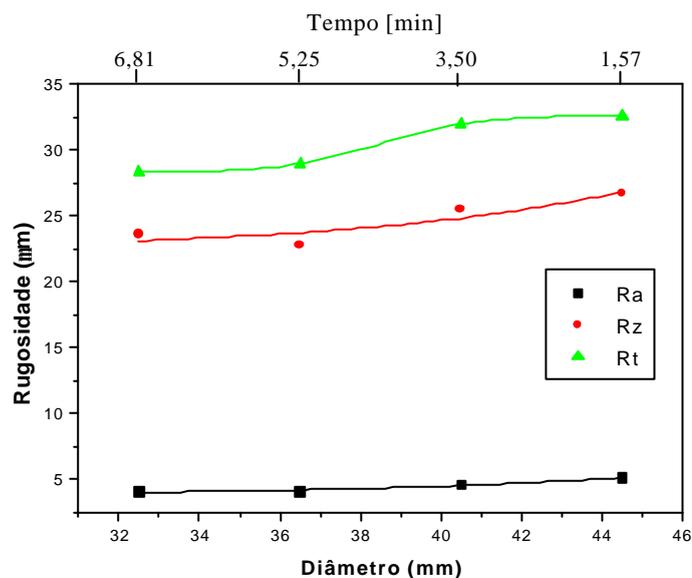


Figura 4.16 Rugosidade x diâmetro para compósito com 2% de reforço

Resultados semelhantes foram obtidos com os corpos de provas reforçados com 2 e 4%. Os valores de (Ra), (Rz) e (Rt) apresentam o mesmo comportamento, conforme pode ser observado nas figuras 4.16 e 4.17. Entretanto, no corpo de prova com reforço de 4%, os valores de rugosidade (Rz) e (Rt) foram suprimidos por erro de medição (fig. 4.17). Nossa limitação quanto ao número de corpos de prova não nos permitiu refazer os ensaios para obtenção de bons resultados.

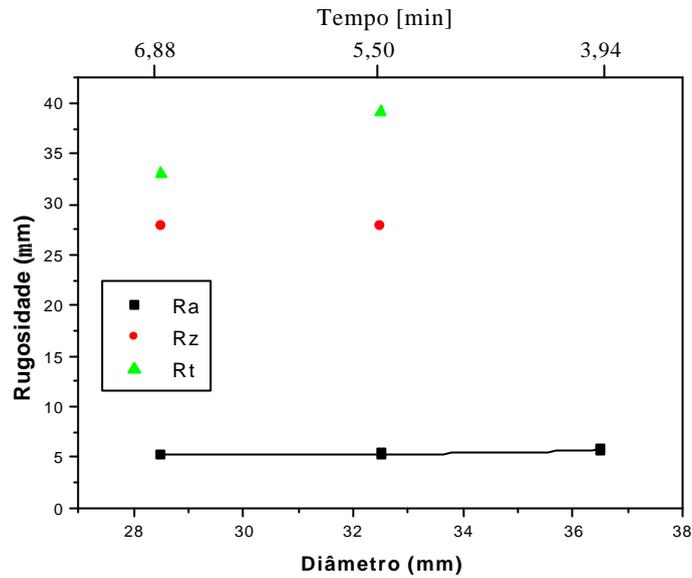


Figura 4.17 Rugosidade x diâmetro para compósito com 4% de reforço

Os efeitos do volume de reforço sobre a rugosidade na superfície dos corpos de prova também foram avaliados neste estudo. Os resultados da rugosidade máxima (Ra) para os três teores de reforço estão mostrados na figura 4.18.

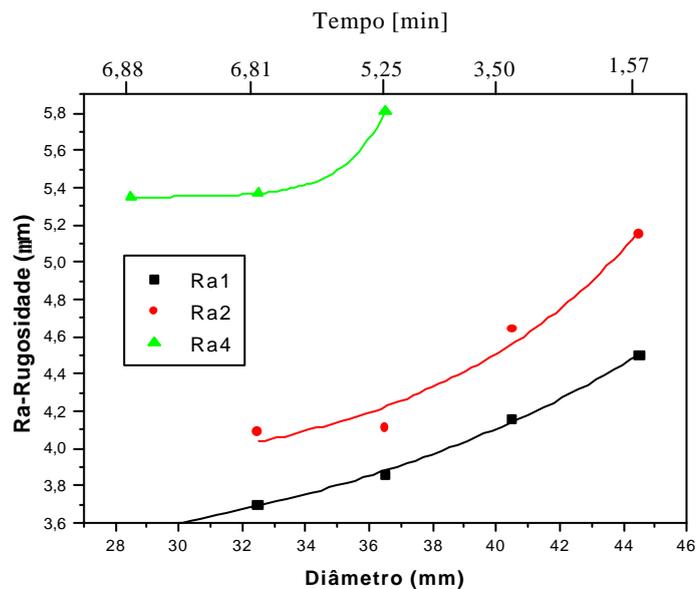


Figura 4.18 Rugosidade média (Ra) para os diferentes volumes do reforço

Para os corpos de provas reforçados com 1 e 2% de alumina o crescimento da rugosidade média (Ra) tem comportamento semelhante (exponencial crescente), com valores experimentais que se ajustam a estes tipos de curvas, cujos parâmetros de ajustamento encontram-se no anexo 3. Os corpos de prova reforçados com 4 % a rugosidade média cresce também de forma exponencial, só que muito mais rapidamente. A diferença de rugosidade média (Ra) entre as três curvas pode ser justificada pelo volume de partículas do reforço e pelo mecanismo de arrancamento de partículas de óxidos, conforme foi dito anteriormente. Cremos que para validação destes resultados são necessários ensaios de usinagem suplementares.

Tabela 4.1 – Corpo de prova com 1% de  $Al_2O_3$ , usinado com velocidade de corte de 254 m/min, avanço de 0,1 mm/volta, profundidade de corte de 0,5 mm e ferramenta com raio de ponta de 0,8 mm

Nº de passos	Tempo min	Rugosidade $\mu m$			Diâmetro Nominal mm	RPM
		$R_a$	$R_z$	$R_t$		
1	0,535				46,5	1.738,72
2	0,523				45,5	1.776,94
3	1,570	4,50	24,70	36,30	44,5	1.816,87
4	0,500				43,5	1.858,64
5	0,489				42,5	1.902,37
6	0,477				41,5	1.948,21
7	3,502	4,16	22,1	33,43	40,5	1.996,31
8	0,454				39,5	2.046,85
9	0,443				38,5	2.100,02
10	0,431				37,5	2.156,02
11	5,250	3,86	21,47	28,37	36,5	2.215,09
12	0,408				35,5	2.277,48
13	0,397				34,5	2.343,50
14	0,385				33,5	2.413,45
15	6,814	3,70	21,3	25,47	32,5	2.487,71
16	0,362				31,5	2.566,69
17	0,351				30,5	2.650,84
18	0,339				29,5	2.740,70
19	0,328				28,5	2.836,87
20	0,316				27,5	2.940,03
21	0,305				26,5	3.050,97
22	0,293				25,5	3.170,62
23	0,282				24,5	3.300,03
24	0,270				23,5	3.440,46
25	0,259				22,5	3.593,36

Tabela 4.2 – Corpo de prova com 2% de  $Al_2O_3$ , usinado com velocidade de corte de 254 m/min, avanço de 0,1 mm/volta, profundidade de corte de 0,5 mm e ferramenta com raio de ponta de 0,8 mm

Nº de passos	Tempo min	Rugosidade $\mu m$			Diâmetro Nominal mm	RPM
		$R_a$	$R_z$	$R_t$		
1	0,535				46,5	1.738,72
2	0,523				45,5	1.776,94
3	1,570	5,15	26,70	32,60	44,5	1.816,87
4	0,500				43,5	1.858,64
5	0,489				42,5	1.902,37
6	0,477				41,5	1.948,21
7	3,502	4,64	25,47	31,96	40,5	1.996,31
8	0,454				39,5	2.046,85
9	0,443				38,5	2.100,02
10	0,431				37,5	2.156,02
11	5,250	4,11	22,77	28,97	36,5	2.215,09
12	0,408				35,5	2.277,48
13	0,397				34,5	2.343,50
14	0,385				33,5	2.413,45
15	6,814	4,09	23,57	28,3	32,5	2.487,71
16	0,362				31,5	2.566,69
17	0,351				30,5	2.650,84
18	0,339				29,5	2.740,70
19	0,328				28,5	2.836,87
20	0,316				27,5	2.940,03
21	0,305				26,5	3.050,97
22	0,293				25,5	3.170,62
23	0,282				24,5	3.300,03
24	0,270				23,5	3.440,46
25	0,259				22,5	3.593,36

Tabela 4.3 – Corpo de prova com 4% de  $Al_2O_3$ , usinado com velocidade de corte de 254 m/min, avanço de 0,1 mm/volta, profundidade de corte de 0,5 mm e ferramenta com raio de ponta de 0,8 mm

Nº de passos	Tempo min	Rugosidade $\mu m$			Diâmetro Nominal mm	RPM
		$R_a$	$R_z$	$R_t$		
1	0,267				46,5	1.738,72
2					45,5	1.776,94
3	0,256				44,5	1.816,87
4	0,500				43,5	1.858,64
5	0,489				42,5	1.902,37
6	0,477				41,5	1.948,21
7	2,188				40,5	1.996,31
8	0,454				39,5	2.046,85
9	0,443				38,5	2.100,02
10	0,431				37,5	2.156,02
11	3,936	5,81	12,40	28,00	36,5	2.215,09
12	0,408				35,5	2.277,48
13	0,397				34,5	2.343,50
14	0,385				33,5	2.413,45
15	5,500	5,37	27,9	39,2	32,5	2.487,71
16	0,362				31,5	2.566,69
17	0,351				30,5	2.650,84
18	0,339				29,5	2.740,70
19	6,880	5,35	27,93	33,00	28,5	2.836,87
20	0,316				27,5	2.940,03
21	0,305				26,5	3.050,97
22	0,293				25,5	3.170,62
23	0,282				24,5	3.300,03
24	0,270				23,5	3.440,46
25	0,259				22,5	3.593,36

#### 4.4 Conformação do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Os compósitos Al-5,0Si-1,0Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reforçados com 1, 2 e 4% de alumina foram deformados a quente por laminação, em passes com redução de espessura ( $\Delta h$ ) de 0,8 mm, com uma taxa de deformação média de  $1,6s^{-1}$ . A trabalhabilidade mantida por tratamentos térmicos intermediários a 515°C possibilitou a laminação destes materiais, independentemente do teor do reforço. Discos com 10,0 mm de espessura foram reduzidos até 1,0 mm (redução total de 90%), sem que nenhuma fratura fosse produzida no material. Durante a realização do ensaio ficou demonstrada a boa plasticidade do material em altas temperaturas, onde deformações maiores podem ser praticadas sem o comprometimento da integridade do material. Tentativas de redução da espessura de 50% num único passe foram realizadas, mas por falta de potência do laminador não puderam ser concluídas.

As microestruturas mostradas nas figuras 4.19, 4.20 e 4.21 revelam que o material deformado, independentemente do volume de reforço, está isento de defeitos macroestruturais como porosidade ou fissuras produzidas pela deformação. Estes resultados mostram que a deformação melhora a dispersão de partículas do reforço pela matriz.

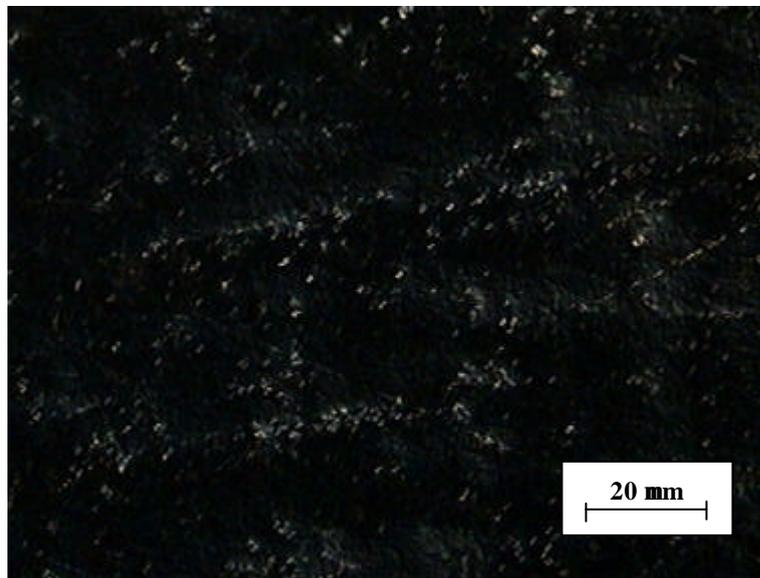


Figura 4.19 Microestrutura em campo escuro do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (1% de reforço) deformado 90% a quente por laminação a uma taxa de  $1,6s^{-1}$

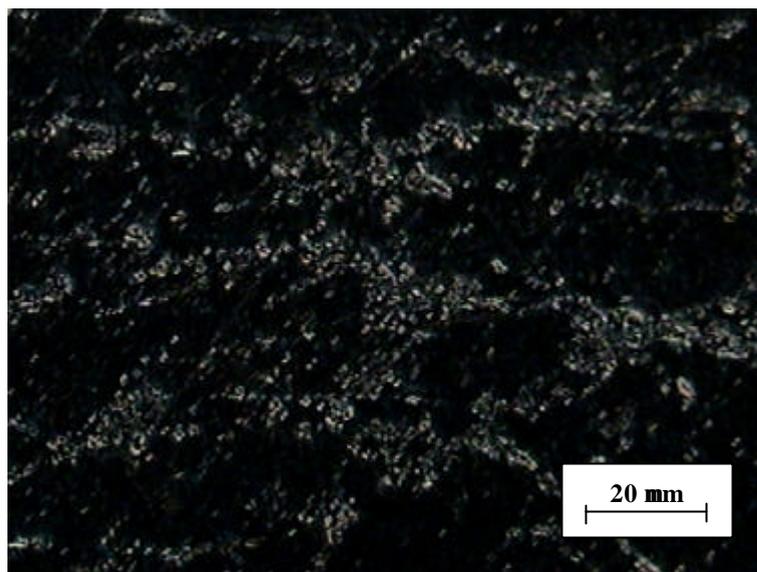


Figura 4.20 Microestrutura em campo escuro do composto Al-5,0Si-1,0Cu/ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (2% de reforço) deformado 90% a quente por laminação a uma taxa de 1,6s<sup>-1</sup>

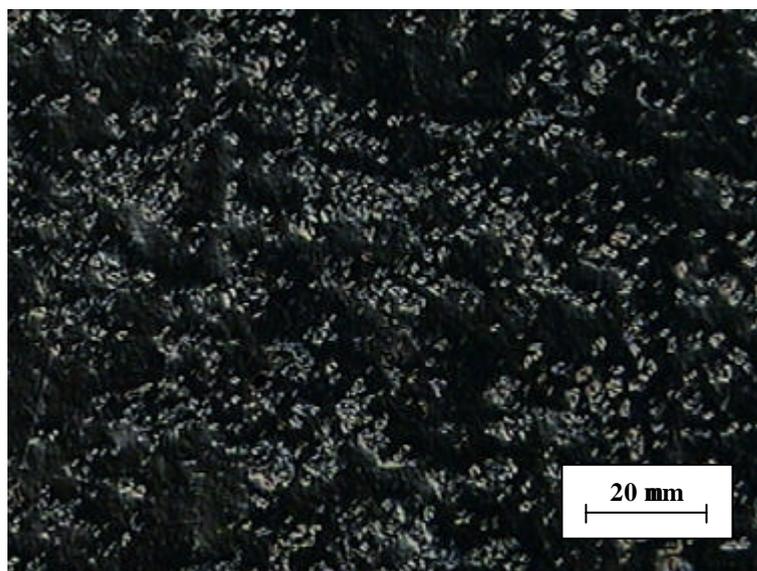


Figura 4.21 Microestrutura em campo escuro do composto Al-5,0Si-1,0Cu/ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (4% de reforço) deformado 90% a quente por laminação a uma taxa de 1,6s<sup>-1</sup>

## 5. CONCLUSÕES

- É possível produzir-se a baixíssimo custo os materiais compósitos com matriz de alumínio e reforços cerâmicos particulados no equipamento desenvolvido para reofundição. Para a velocidade de agitação de 220 rpm só foi possível incorporar-se até 4% de reforço.
- A microestrutura produzida por este processo é constituída por grãos equiaxiais com tamanho médio estimado em 150  $\mu\text{m}$ . Na escala do microscópio óptico, o reforço incorporado localiza-se majoritariamente nos contornos, como uma segunda fase que foi completamente segregada da matriz devido às incompatibilidades físico-químicas (diferença de solubilidade, principalmente).
- Numa escala maior, observa-se que os contornos de grãos são revestidos por segundas fases, típicas de uma reação hipoeutética onde estão presentes as fases alfa primária, em finas lamelas, e a fase beta, o eutético da liga mãe. Observa-se ainda que além de contornar as fases alfa primária e beta, as finas partículas de alumina que também se espalham pela matriz.
- As finas partículas de alumina (500-1000 nm) favorecem a trabalhabilidade dos materiais compósitos do tipo Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Deformações de até 90%, com reduções por passe de 0,8 mm, podem ser produzidas sem o comprometimento da integridade estrutural do material. O tratamento termomecânico (T=515° C;  $\Delta h=0,8$  mm/passe) melhora a dispersão de partículas pela matriz.
- Os materiais Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reforçados com até 4% de alumina (em finas partículas) podem ser usinados com insertos de nitreto de titânio ou até carbetos de tungstênio. Para teores de até 4%, o acabamento superficial (rugosidade) é pouco influenciado pelo teor de reforço até os valores incorporados.
- A alta abrasividade do processo de usinagem produz a aresta postiça de corte. Uma parte do material (cavaco) adere à ferramenta e passa a cortar como se fosse a própria ferramenta. Com a continuidade do processo, o depósito vai aumentando de tamanho

até atingir uma certa instabilidade e aí cisalha. Ao cisalhar, a ex-aresta sai atritando-se entre a superfície de folga da ferramenta e a superfície usinada da peça, aumentando muito o desgaste de flanco.

- Como a formação da aresta postiça de corte e o aumento do raio da extremidade da ferramenta (por desgaste) tenderiam a produzir um aumento da rugosidade com o tempo de usinagem (menores diâmetros), o crescimento aparente da rugosidade com o diâmetro só pode ser justificado por uma maior concentração de aglomerados de óxidos, incluindo-se os do reforço, nas partes mais externas do corpo de prova.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Aumentar a velocidade de agitação da máquina desenvolvida para possibilitar a incorporação de um volume maior de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) ou de outro tipo de reforço cerâmico particulado como carbetto de silício (SiC).
- Estudar a trabalhabilidade (formabilidade e a usinabilidade) nestes materiais com um volume maior de reforço incorporado e avaliar os efeitos do tamanho das partículas nestas propriedades.
- Realizar micrografia com Microscopia Eletrônica de Varredura.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- A. B. Klosterman; B. J. Kooi and J. TH. M. de Hosson – Eletron Microscopy of Reaction Layers Between SiC and Ti-6Al-4V After Laser Embedding – Acta Materialia Vol. 46 no. 17, p.6205-6217, 1998
- A. G. Metcalfe – In Composite Materials - vol. 6 edited by L. J. Broutman and R. H. Frock, Academic Press, pp. 269-318, New York 1974 .
- A. J. Reeves; W. M. Stobbs; T. W. Clayne - The effect of interfacial reaction on the Mechanical Behaviour of the Reinforced with SiC and TiB<sub>2</sub> Particules – In12th RISO, International Symposium Processing, Microstructure and Properties of Metal Matrix Composites, pp 631-636, Denamark 1991.
- A. Ureña, E.E. Martínez, P. Rodrigo, L. Gil – Oxidation Treatments for SiC Particles Used as Reinforcement in Aluminium Matrix Composites – Composites Science and Technology vol. 64, pp. 1843-1854, 2004.
- B. G. Kim, S. L. Dong, S. D. Park – Effects of Thermal Processing Expansion Coefficient of 50 Vol% SiC<sub>p</sub>/Al Composites – Materials Chemistry and Physics vol. 72, pp. 42-47, 2001.
- B. M. Warwick; J. E. Smith – Interfacial reation in Ti Alloys reinforced with C/TiB<sub>2</sub> coated SiC monofilament - In12th RISO, International Symposium Processing, Microstructure and Properties of Metal Matrix Composites, pp 735-740, Denamark 1991.
- B. P. Gautham, P. C. Kapur – Rheological Model for Short Duration response of Semi-solid Metals- Materials Science and Engineering A, Vol393 pp. 223-228, 2005.
- B. S. Majumbar; T. E. Matikas; D. B. Miracle – Experiments and Analysis of Fibre Fragmentation in Single and Multiple-fibre SiC/Ti-6Al-4V Metal Matrix Composites – Composites Part B Vol. 29, pp. 131-145, 1998.

- C. Arvieu; J. P. Manaud ; P. Chadeyron ; J. M. Quenisset – The Design of an Ephemeral Interfacial Zone for Titanium Matrix Composites – Composites Part A vol. 29, pp. 1193-1201, 1998.
- C. Badini, G. M. La Vecchia, P. Fino, T. Valente – Forging of 2124?SiCP Composite: Preliminary Studies of the Effects on Microsstruktur and strength - Journal of Materials Processing Technology, vol. 1116, pp. 289-297, 2001.
- C. H. Cárcere,; W. J. Poole - Hardness and Flow Strength in Particulate Metal Matrix Composites - Materials Science and Engineering A, Vol. 332, Issues1-2, pp 311-317, July 2002.
- C. M. Cady, G. T. Gray III – Influence of Strain Rate on the Deformation and Fracture Response of a 6061-T6 Al- 50 Vol% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Continuous-Reinforced Composite – Materials Science and Engineering A, vol. 298, pp. 56-62, 2001.
- C. M. Ward-Close; L. Chandrasekaran; J. G. Roberson; S. P. Godfrey; D. P. Murgatroyde - Advanced in Fabrication of Titanium Metal Matrix Composite - Materials Science & Engineering A Vol. 263, pp. 314-318, 1999.
- C. Schuh; D. C. Sdunand - Load Transfer during Transformation Superplasticity of Ti-6Al-4V/TiB Wisker-Reinforced Composites – Scripta Materialia vol. 45, pp 631-638, 2001.
- D. Brabozon, D. J. Browne, A. J. Carr – Experimental Investigation of the Transient and Steady State Rheological Behaviour of Al-Si Alloys in the Mushy State- Materials Science and Engineering A, Vol 356, pp. 69-80, 2003.
- D. Ferraresi – Fundamentos da Usinagem dos Metais - Editora Edgar Blücher Ltda SP, 7ª edição 1988.
- D. P. Mondal, S. Das – High Stress Abrasive Wear Behavior of Aluminium Hard Particle Size and Volume Fraction – Tribology International, vol. xx, pp 1-9, 2005 (artigo em prova)

D. Y. Ding, J. C. Rao, D. Z. Wang, Z. Y. Ma, L. Geng, C. K. Yao – Sol-Gel Alumina Coating for Wisker Reinforced Metal Matrix Composites - Materials Science and Engineering A, vol. 279, pp. 138-141, 2000.

E. Martin, N. Piquenot, J. .M. Quenisset – Interfacial Zone Design in Titanium-Matrix Composites - Compte Rendus des 8éme Journées Nationales sur les composites. Ed. O. Allix, J. P. Favre and P. Ladevèze, Paris 1992, pp. 17-28.

F. H. Froes; C. Suryanarayana – Powder Processing of Titanium Alloys- Particulate Mater, Vol. 1, pp 223-275, 1993.

G. L. Zhao; R. J. Smith and J. Raynolds – First-Principles Study of  $\text{-Al}_2\text{O}_3(0001) / \text{Cu}$  (111) Interface- Interface Science, vol. 3, pp 289-295, 1996.

H. X. Peng; Z. Fan; D.S. Mudher; J. R. G. Evans - Microstructures and Mechanical properties of Engineered Short Fiber Reinforced Aluminium Matrix - Materials Science and Engineering A, Vol. 335, Issues1-2, pp 207-216, september 2002.

ISO / DIS Standard 3252 – Powder Metallurgical and Products, Vocabulary – International Organization for Standardization, Geneve, Switzerland 1973.

J. F. Fromentin; K. Debray; Y. Le Petitcorps; E. Martin; Jean-Michel Quenisset – Interfacial Zone Design in Titanium-Matrix Composites Reinforced by SiC Filaments, Composites Science and Tecnology no. 56, pp.767-775, 1996.

J. L. Bobet; C. Even; J-M Quenisset – On the Production of Ultra-Fine Titanium Hydride Powder at Room Temperature. Journal of Alloy and Compounds vol. 1, 2002.

J. P. Davim, A. M. Baptista – Relationship Between Cutting Force and PCD Cutting Tool Wear in Machining Silicon Carbide Reinforced Aluminium – Journal of Materials Processing Technology, vol. 103, pp. 417-423, 2000.

J. Q. Jiang; T. S. Lim ; B. K. Kim; H. S. Chung – In situ Formation of TiC-(Ti6Al4V) Composites- Materials Science and Technology, Vol. 12, pp 362-365, 1996.

J. V. Foltz and C. M. Blackmon – Metal Matrix Composites – Metals Handbook Vol. 2 pp.903-912, ASM International 1992.

K. Debray; J. F. Fromentin; Y. Le Petitcorps; E. Martin; Jean-Michel Quenisset – Thermoelastic Constant Determination of an Interphase formed by a fibre-matrix Interaction – Composites Part A, vol. 27, pp. 743-747, 1996.

K. K. Chawla – Materials Science and Technology, Vol. 13, ed. R.W. Cahn; P. Haasen and E. J. Kramer, 1993.

L. Cronjager, D. Meister – Drilling of Fiber and Particles Reinforced Aluminium – Composites Materials and Technology ASM, vol. 37 pp. 185-189, 1991.

L. Wang; M. Niinimi; S. Takahashi; M. Hagiwara; S. Emura; Y. Kawabei; S-J. Kim - Relationship Between Fracture Toughness and Microstructure of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy Reinforced with TiB Particles – Materials Science and Engineering A, Vol. 263, pp. 319-325, 1999.

M. C. Gui, D. B. Wang, J. J. Wu, G. J. Yuan, C. G. Li – Deformation and Damping Behaviors of Foamed Al-Si-SiC<sub>P</sub> composite - Materials Science and Engineering A, Vol. 286, pp. 282-288, 2000.

M. Gui, S. B. Kang – 6061Al / Al-SiC<sub>P</sub> Bi-Layer Composites Produced by Plasma-Spraying Process – Materials Letters vol. 46, pp. 296-302, 2000.

M. Gui, S. B. Kang, K. Euh. – Thermal Conductivity of Al-SiC<sub>P</sub> Composites by Plasma Spraying - Scripta Materialia vol. 52, pp. 51-56, 2005.

M. Zhao, G. Wu, D. Zhu, L. Jiang, Z. Dou – Effects of Thermal Cycling on Mechanical Properties of AlNP/Al Composites – Materials Letters vol. 58, pp. 1899-1902, 2004.

N. B. Duque, Z. H. Malgarejo, O. M. Suárez – Functionally Graded Aluminum Matrix Composites Produced by Centrifugal Casting – Materials Characterization Vol. xx, pp xx-2005. (artigo em prova).

NF A Standard 91-001 – Metallurgie des poudres, Terminologie – Association Française de Normalization, Paris 1971.

O. Liuzhang; L. Ping; S. Xiandong; Z. Xiandong; Z. Meiqin and Z. Min – Fabrication and Microstructure of in Situ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  decomposed from  $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$  Reinforced Aluminum Matrix Composites – Materials Letters, Vol. 57, pp. 1712-1715, 2003.

O. Quigley, J. Monaghan, P. O. Reilly – Factors affecting the Machinability of an Al/SiC Metal Matrix Composites – Journal of Materials Processing Technology, vol. 43, pp. 121-33, 1994.

P. Falak, B. Niroumand – Rheocasting of an Al-Si Alloy – Scripta Materialia vol. 53, pp. 53-57, 2005.

P. Soukiassian, F. Amy – Silicon Carbide Surface Oxidation and  $\text{SiO}_2/\text{SiC}$  Interface Formation Investigated by Soft X-Ray Synchrotron Radiation – Journal of Electron Spectroscopy, Vol. 144-147, pp. 783-788, 2005.

P. W. Griffith; A. Wisbey; M. J. Wood, P. g.Partridge; E. D. Nicholson; M. N. R. Ashfold – Microstructure and Tensile properties of Continuous Diamond fibre Reinforced Titanium Alloy – Diamond and Related Materials, Vol. 7 pp. 957-961, 1998.

Q. Yanming, Z. Zehua – Tool Wear and Its Mechanism for Cutting SiC particle-Reinforced Aluminium Matrix Composites – Journal of Materials Processing Technology, vol. 100, pp. 194-199, 2000.

Q. Zhang, G. Wu, L. Jiang, G. Chen – Thermal Expansion and Dimensional Stability of Al-Si Matrix Composites Reinforced with High Content SiC - – Materials Chemistry and Physics vol. 82, pp. 780-785, 2003.

R. A. Sanguinetti Ferreira, C. Arvieu, J. M. Quenisset – Effect of Pressure and Thermal Exposure on the Ti/SiC/C Composites Produced by Continuous Binder-Powder Coating - Scripta Materialia vol. 53, pp. 329-333, 2005.

S. Zhiqiqng, D. Zhang, G. Li – Evaluation of Dry Sliding Wear Behavior of Silicon Particles Reinforced Aluminum Matrix Composites – *Materials & Design* vol. 26, pp. 454-458, 2005.

T. Fan, D. Zhang, G. Yang, T. Shibayanagi, M. Naka – Fabrication of in situ  $Al_2O_3/Al$  Composite Via Remelting - *Journal of materials Processing Technology*, vol. 142, pp. 556-561, 2003.

T. Haga, P. Kapranos – Simple Rheocasting Process, *Journal of materials Processing Technology*, vol. 130-131, pp. 594-598, 2002.

T. Haga, S. Suzuki – Downward melt Drag Single Roll Caster for Casting Semisolid Slurry - *Journal of materials Processing Technology*, vol. 157-158, pp. 695-700, 2004.

T. W. Clyne; P.J. Withers – *An Introduction to Metal Matrix Composites*, Cambridge University Press, Cambridge 1997.

V. V. Bhanu Prasad; B. V. R. Bhat; Y. R. Mahajan; P. Ramakrishnan – Structure-Property Correlation in Discontinuously Reinforced Aluminium Matrix Composites as a Function of Relative Particle Size Ratio - *Materials Science and Engineering A*, Vol. 337, Issues 1-2, pp 179-186, November 2002.

W. D. Calister Jr. - *Materials Science and Engineering, An Introduction* – John Willey, New York, 5<sup>th</sup> Edition, 1999.

W. D. Fei, M. Hu, C. K. Yao – Thermal Expansion and Thermal Mismatch Stress Relaxation Behaviors of SiC Whisker Reinforced aluminum Composite- – *Materials Chemistry and Physics* vol. 77, pp. 882-888, 2002.

W. E. Kuhn – High Energy Milling of Electrolytic Iron Powder Metallurgy- *Modern Developments in Powder Metallurgy*, Vol. 12 pp. 195-218, USA 1980.

Y. J. Kim; H. Chung; S. J. L. Kang - In Situ Formation of Titanium Carbide in Titanium Powder Compacts by Gas-Solide Reation- Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 32 pp 731-738, 2001.

Y. Jin Kim; H. Chung; S.J.L. Kang – Processing and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V/TiC in Situ Composite Fabricated by Gas-solid Reaction, Matrix - Materials Science and Engineering A, Vol. 333, Issues1-2, pp 343-350, August 2002.

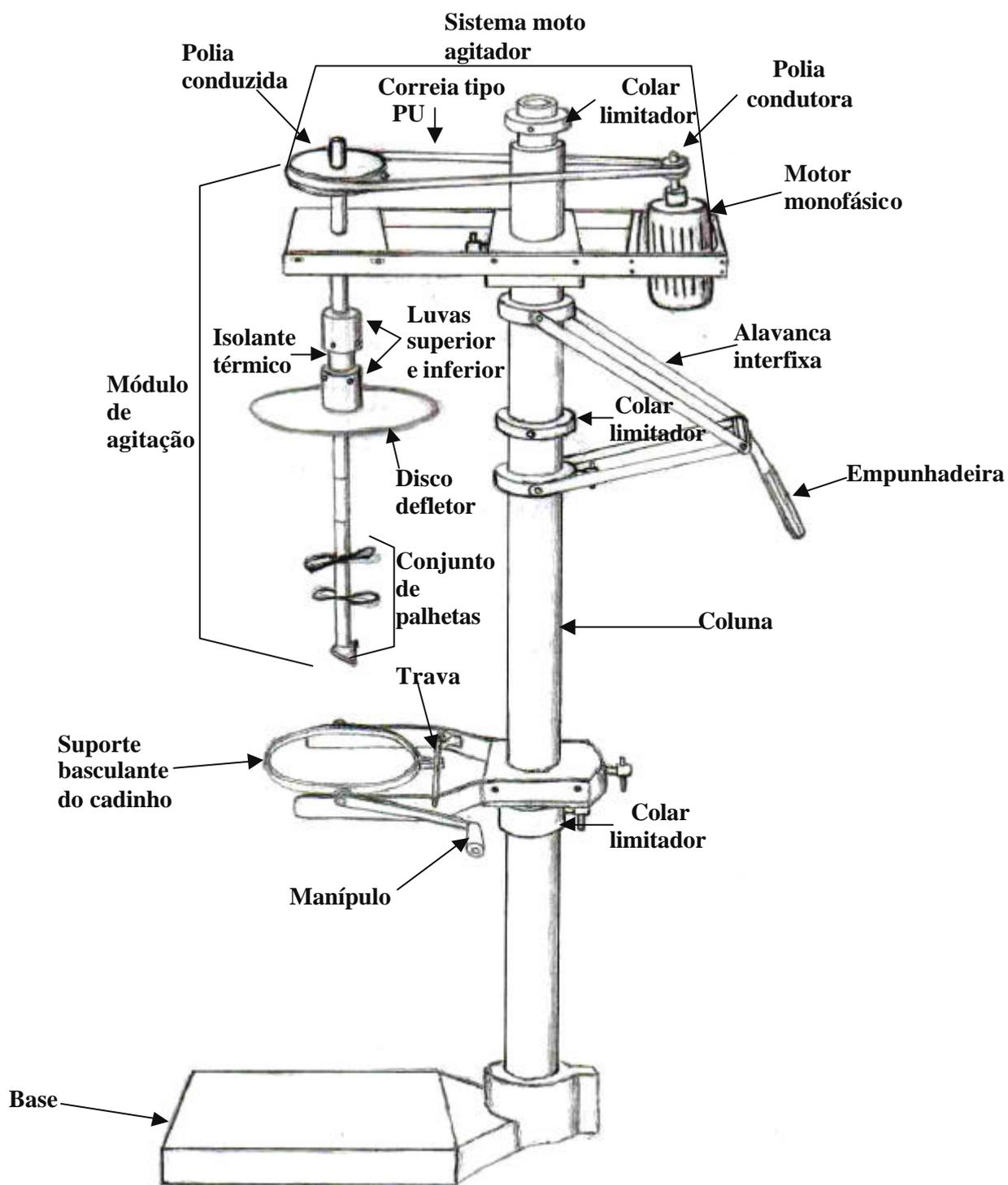
Z. Shi, JM Yang, J.C Lee, Di Zhang, H. I. Lee, R. Wu – The Interfacial Characterization of Oxidized SiC<sub>p</sub>/2014 Al Composites - Materials Science and Engineering A, Vol. 303, pp 46-53, 2001.

Z. Yu, G. Wu, L. Jiang, D. Sun – Effect of Coating Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Reinforcing Particles on the Interface and Mechanical Properties of 6061 Alloy Aluminium Composites – Materials Letters, vol. 59, pp. 2281-2284, 2005.

## 8. ANEXOS

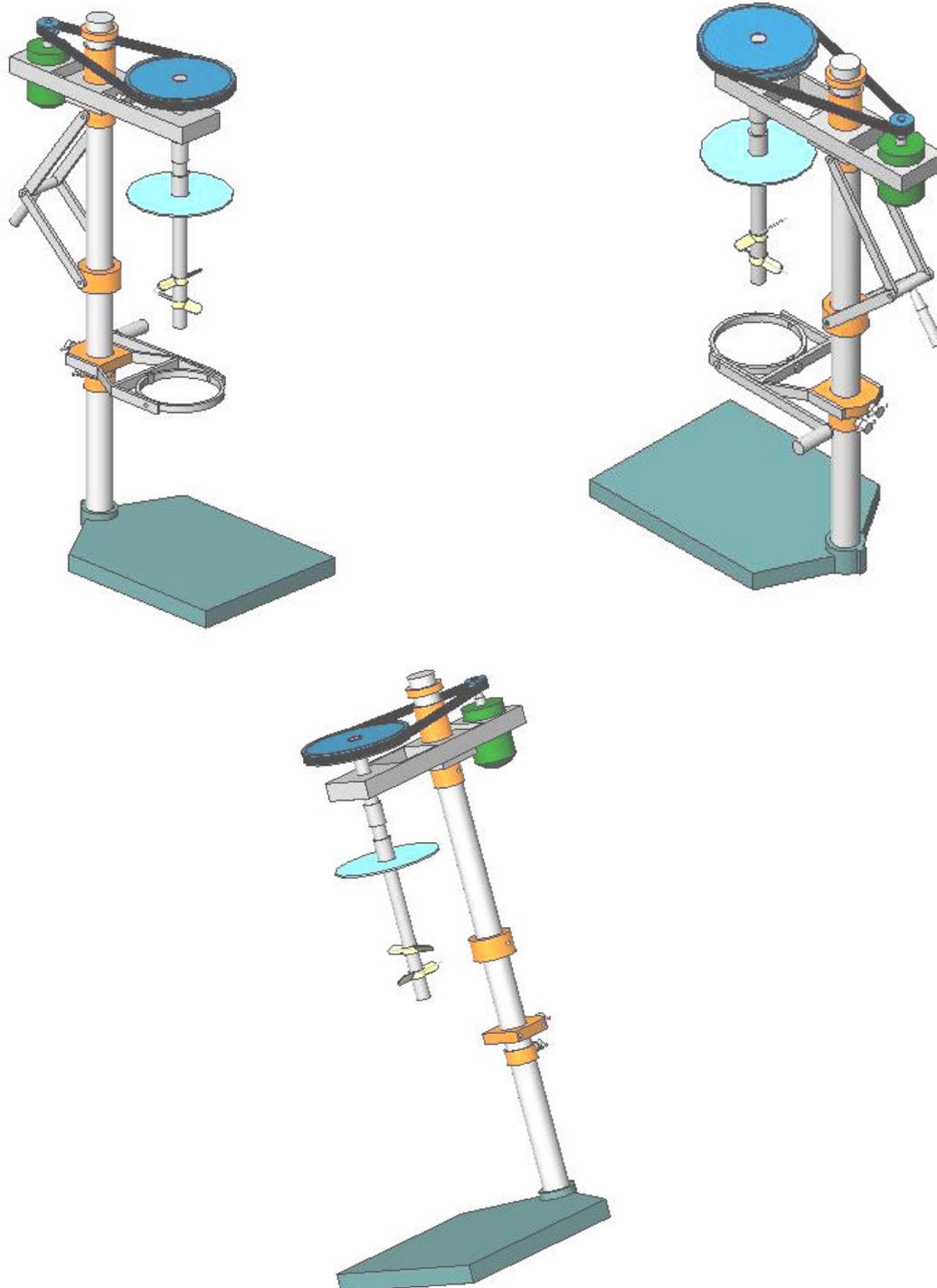
## ANEXO 1

## Máquina de Agitação (Nomenclatura)



# Máquina de agitação

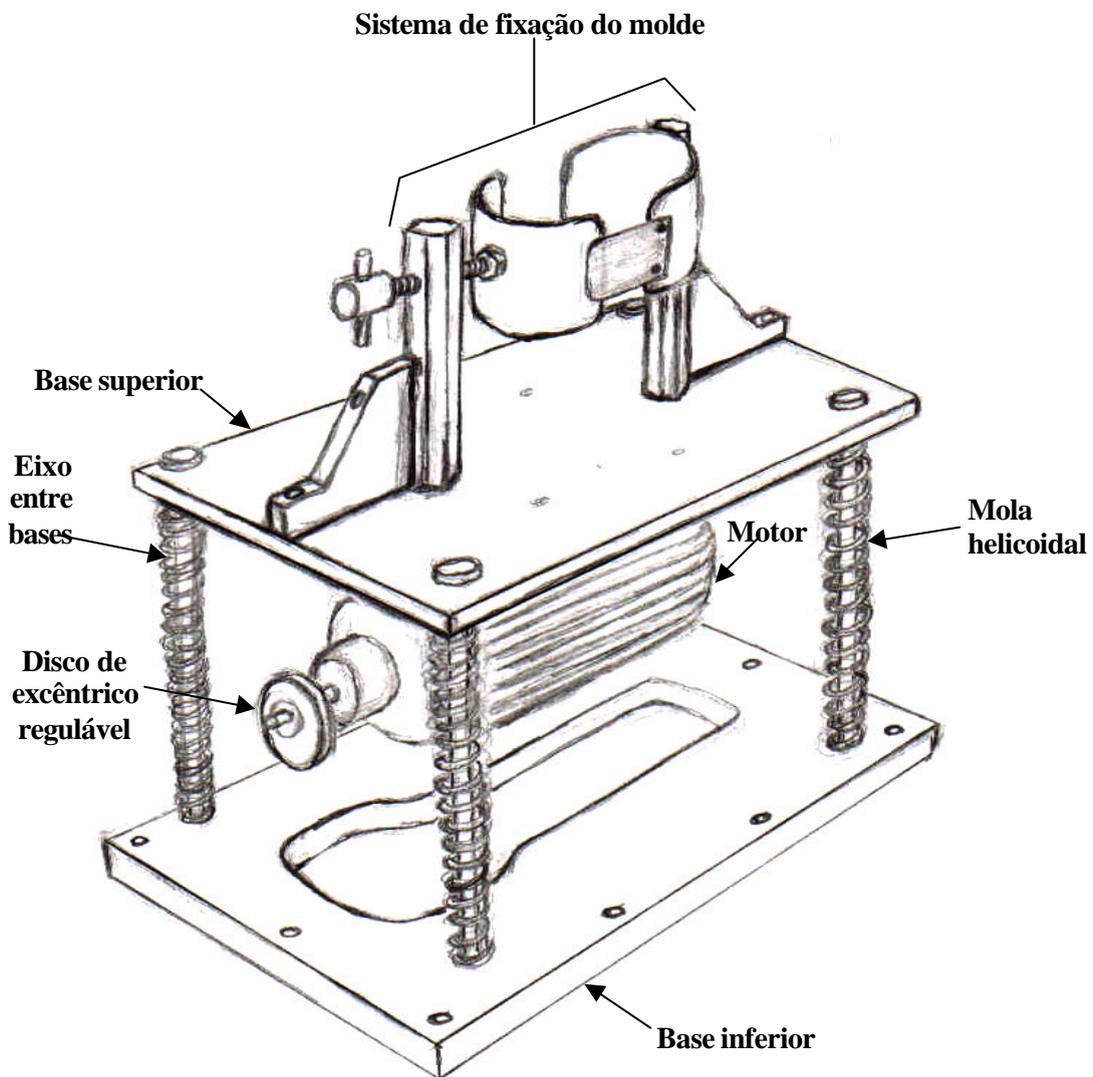
Anexo 1



Vistas em Perspectiva

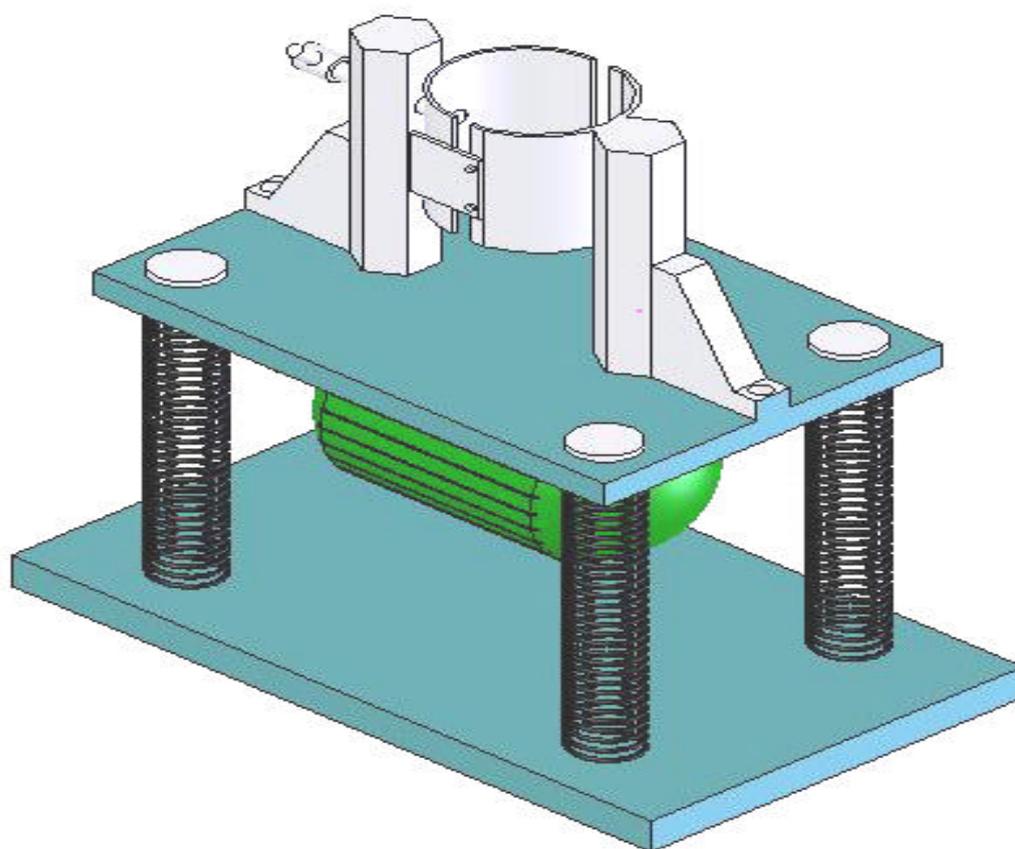
## ANEXO 2

## Mesa Vibratória para Compactação (Nomenclatura)



# Máquina de Compactação

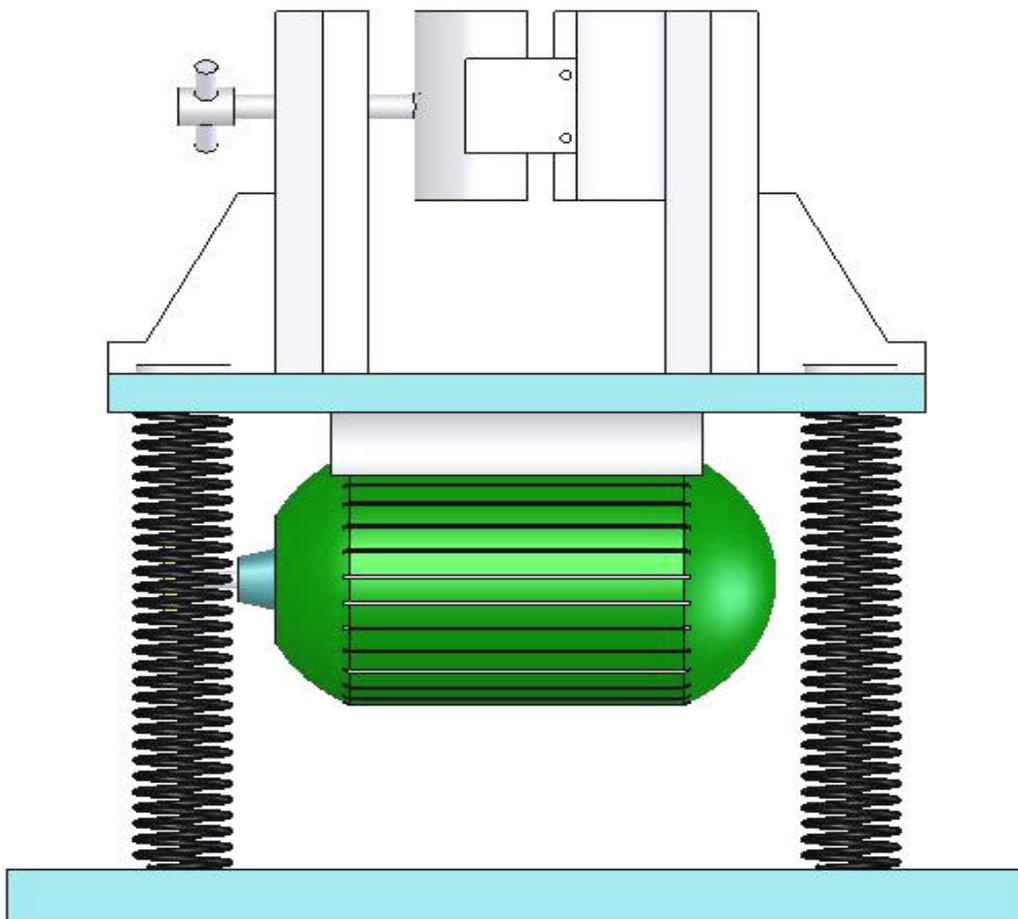
Anexo 2



Vista em Perspectiva

# Máquina de Compactação

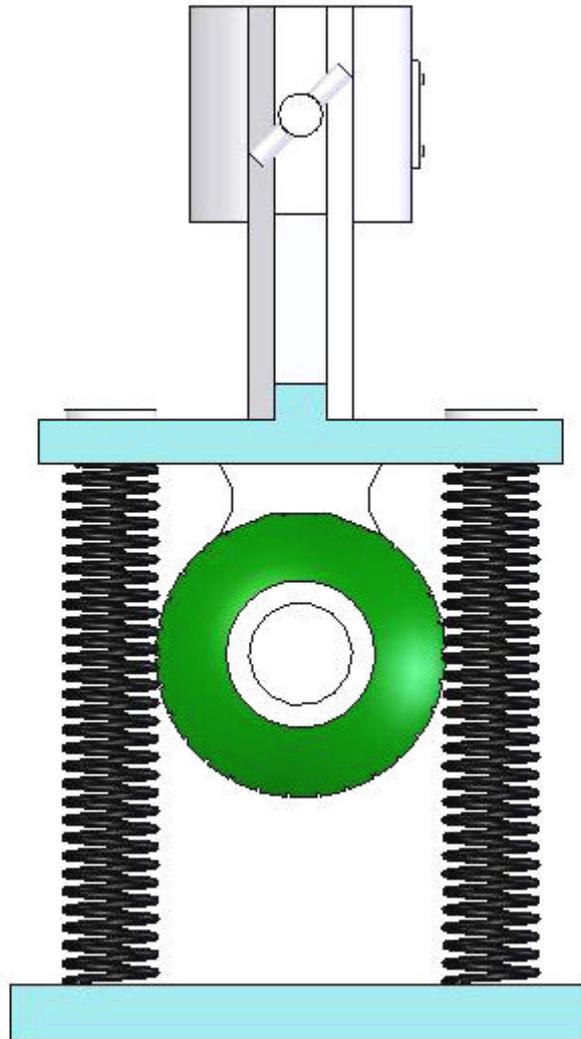
Anexo 2



Vista Lateral

# Máquina de Compactação

Anexo 2



Vista Frontal

### ANEXO 3

#### Parâmetros de ajuste das curvas de rugosidade (interpoladas): 1%

Data: Data1\_Ra  
 Model: ExpGrow1  
 Chi<sup>2</sup> = --  
 y0 3.19271 \ (177)--  
 x0 21.53874 \ (177)--  
 A1 0.20612 \ (177)--  
 t1 12.40673 \ (177)--

Data: Data1\_Rz  
 Model: ExpGrow1  
 Chi<sup>2</sup> = --  
 y0 21.25332 \ (177)--  
 x0 31.96817 \ (177)5.2726E-143  
 A1 0.04283 \ (177)7.9068E-145  
 t1 2.85603 \ (177)--

Data: Data1\_Rt  
 Model: Boltzman  
 Chi<sup>2</sup> = --  
 A1 24.52465 \ (177)--  
 A2 37.2309 \ (177)--  
 x0 38.48027 \ (177)--  
 dx 2.3722 \ (177)--

#### Parâmetros de ajuste das curvas de rugosidade (interpoladas): 2%

Data: Data1\_Ra  
 Model: ExpGrow1  
 Chi<sup>2</sup> = --  
 y0 3.79686 \ (177)--  
 x0 21.69651 \ (177)--  
 A1 0.04964 \ (177)--  
 t1 6.87312 \ (177)--

Data: Data1\_Rz  
 Model: ExpGrow1  
 Chi<sup>2</sup> = --  
 y0 22.35721 \ (177)--  
 x0 28.92934 \ (177)1.5156E-135

A1	0.44573	\(177)1.0011E-136
t1	6.74754	\(177)—

Data: Data1\_Rt

Model: Boltzman

Chi^2 = --

A1	28.27145	\(177)--
----	----------	----------

A2	32.62704	\(177)--
----	----------	----------

x0	38.46747	\(177)--
----	----------	----------

dx	1.18852	\(177)--
----	---------	----------

### Parâmetros de ajuste das curvas de rugosidade (interpoladas): 4%

Data: Data1\_Ra

Model: ExpGrow1

Chi^2 = --

y0	5.34905	\(177)--
----	---------	----------

x0	29.00039	\(177)1.4913E-142
----	----------	-------------------

A1	0.0014	\(177)1.6157E-145
----	--------	-------------------

t1	1.29406	\(177)—
----	---------	---------

## ANEXO 4

## Cálculo das Incertezas (Medidas da Rugosidade Ra)

Tabela 8.1 Cálculo da incerteza da medição do Ra para o diâmetro 32,00 mm dos corpos de prova com 1% de reforço

Medidas do Ra para 1% de reforço e $\varnothing= 32,00$ mm					
Pontos	Ra $\mu\text{m}$	$\bar{x}$ $\mu\text{m}$	$(x_j - \bar{x})^2 \mu\text{m}^2$	$(x_j - \bar{x})^2 \mu\text{m}^2$	
1	3,73	3,70	0,0009	0,0029	
2	3,66		0,0016		
3	3,72		0,0004		
Desvio Padrão experimental com n=3 $S(\bar{x}) = \sqrt{(x_j - \bar{x})^2 / n} = U_a = 0,0311$					
Número de grau de liberdade $\hat{f}_i = n - 1 \Leftrightarrow \hat{f}_i = 2$					
Fontes	Valor $\mu\text{m}$	Distribuição	Divisor	Incerteza Padrão $\mu\text{m}$	Grau de liberdade
Rugosímetro	0,01 x 2	normal	2	0,0100	
Resolução	0,01/2	retangular	3	0,0029	
Incerteza combinada $U_c = \sqrt{U_a^2 + U_j^2} = 0,0328 \mu\text{m}$					
K corrigido $v_{ef} = U_c^4 V_i / U_a^4 = 2,4745 \Leftrightarrow K = 2,920$					
Incerteza expandida $U = U_c \times K \Leftrightarrow U = 0,10 \mu\text{m}$					
Valor da Medição do Ra $RM = (\bar{x} + C \pm U)$ unidade $\Leftrightarrow RM = 3,70 \pm 0,10 \mu\text{m}$ , $C=0$					

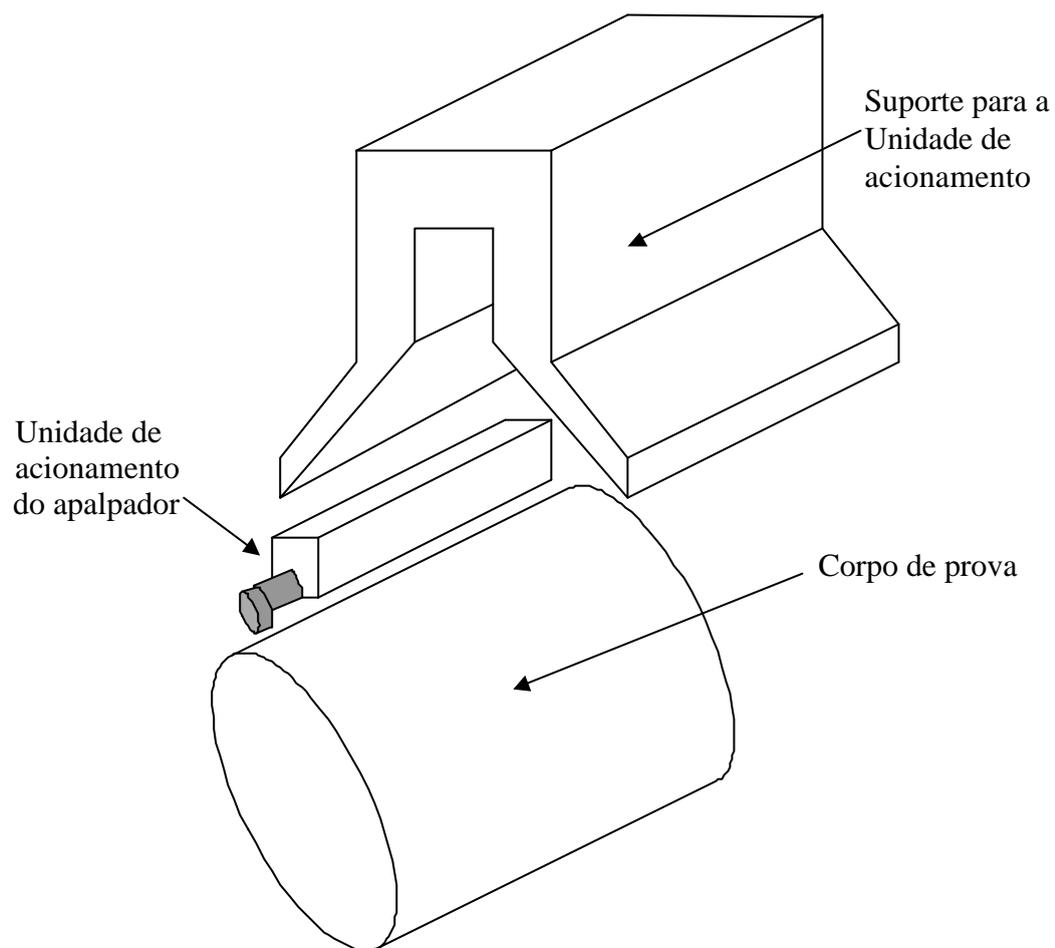
Tabela 8.2 Cálculo da incerteza da medição do Ra para o diâmetro 32,00 mm dos corpos de prova com 2% de reforço

Medidas do Ra para 2% de reforço e Ø= 32,00 mm					
Pontos	Ra $\mu\text{m}$	$\bar{x}$ $\mu\text{m}$	$(x_j - \bar{x})^2 \mu\text{m}^2$	$(x_j - \bar{x})^2 \mu\text{m}^2$	
1	3,81	4,09	0,0784	0,5594	
2	3,76		0,1089		
3	4,70		0,3721		
Desvio Padrão experimental com n=3 $S(\bar{x}) = \sqrt{(x_j - \bar{x})^2 / n} = U_a = 0,4318 \mu\text{m}$					
Número de grau de liberdade $\hat{f}_i = n - 1 \Leftrightarrow \hat{f}_i = 2$					
Fontes	Valor $\mu\text{m}$	Distribuição	Divisor	Incerteza Padrão $\mu\text{m}$	Grau de liberdade
Rugosímetro	0,01 x 2	Normal	2	0,0100	
Resolução	0,01/2	Retangular	3	0,0029	
Incerteza combinada $U_c = \sqrt{U_a^2 + U_j^2} = 0,4319 \mu\text{m}$					
K corrigido $v_{ef} = U_c^4 V_i / U_a^4 = 2,0019 \Leftrightarrow K = 2,920$					
Incerteza expandida $U = U_c \times K \Leftrightarrow U = 1,26 \mu\text{m}$					
Valor da Medição do Ra $RM = (\bar{x} + C \pm U)$ unidade $\Leftrightarrow RM = 4,09 \pm 1,26 \mu\text{m}$ , $C=0$					

Tabela 8.3 Cálculo da incerteza da medição do Ra para o diâmetro 32,00 mm dos corpos de prova com 4% de reforço

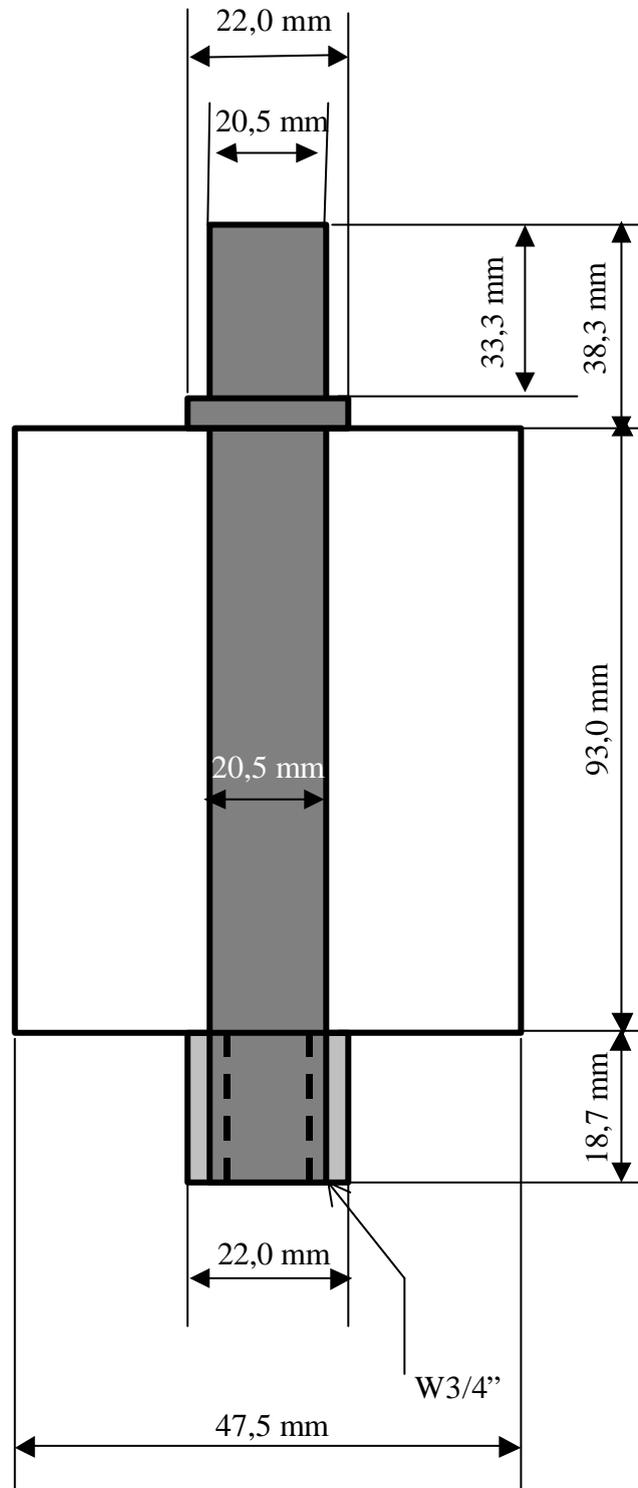
Medidas do Ra para 4% de reforço e Ø= 32,00 mm					
Pontos	Ra $\mu\text{m}$	$\bar{x}$ $\mu\text{m}$	$(x_j - \bar{x})^2 \mu\text{m}^2$	$(x_j - \bar{x})^2 \mu\text{m}^2$	
1	4,56	5,37	0,6561	1,4725	
2	6,27		0,8100		
3	5,29		0,0064		
Desvio Padrão experimental com n=3 $S(\bar{x}) = \sqrt{(x_j - \bar{x})^2 / n} = U_a = 0,7006 \mu\text{m}$					
Número de grau de liberdade $\hat{v}_i = n - 1 \Leftrightarrow \hat{v}_i = 2$					
Fontes	Valor $\mu\text{m}$	Distribuição	Divisor	Incerteza Padrão $\mu\text{m}$	Grau de liberdade
Rugosímetro	0,01 x 2	Normal	2	0,0100	
Resolução	0,01/2	Retangular	3	0,0029	
Incerteza combinada $U_c = \sqrt{U_a^2 + U_j^2} = 0,7007 \mu\text{m}$					
K corrigido $v_{ef} = U_c^4 v_i / U_a^4 = 1,9989 \Leftrightarrow K = 2,920$					
Incerteza expandida $U = U_c \times K \Leftrightarrow U = 2,05 \mu\text{m}$					
Valor da Medição do Ra $RM = (\bar{x} + C \pm U)$ unidade $\Leftrightarrow RM = 5,37 \pm 2,05 \mu\text{m}$ , $C=0$					

Obs.: Como não tivemos informação do certificado de calibração da fonte Rugosímetro, multiplicamos a sua resolução por 2, como sugere a regra.

**ANEXO 5****Esquema de Medição da rugosidade em corpos cilíndricos**

## ANEXO 6

## Dimensões Iniciais do Corpo de Prova



**ANEXO 7****Programa do CNC para desbaste do corpo de prova**

G 99  
G 54  
T 00  
G0X 280. Z 133.  
T 0303; DESBASTE  
M 6  
G 96 M 12  
S 254.4  
G 92 S 3600 M 3  
G X 54. Z 133.3; MEDIR RUGOSIDADE  
G 01 X 46.5 Z 133.3 F. 2  
Z 32.3  
X 50.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 45.5 F. 2  
Z 32.3  
X 50.  
G 0 133.3  
G 01 X 44.5  
Z 32.3  
X 48.  
T 00  
G 54  
G 0 X 280. Z 133.3  
M 00; MEDIR RUGOSIDADE  
G 99  
G 54  
T 0303  
M 6  
G 96  
S 254.4  
M 12  
G 92 S 3600 M3  
G 0 X 46.5 Z 133.3  
G 01 X 43.5 F.2  
Z 32.3  
X 45.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 42.5  
Z 32.3  
X 46.5  
G 0 Z133.3  
G 01 X 41.5 F.2  
Z 32.3  
G 01 X 40.5 F2  
Z 32.3

X 45.  
X 44.5  
T 00  
G 54  
G X 280. Z 133.  
M 00; MEDIR RUGOSIDADE  
G 99  
G 54  
T 0303  
M 6  
G 96  
S 254.4  
M 12  
G 92 S 3600 M3  
G 0 X 44.5 Z 133.3  
G 01 X 39.5 F. 2  
Z 32.3  
X 42.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 38.5 F. 2  
Z 32.3  
X 42.5  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 37.5 F. 2  
Z 32.5  
X 40.  
G 0 X 133.3  
G 01 X 36.5 F. 2  
Z 32.3  
X 40.5  
T 00  
G 54  
G X 280. Z 133.  
M 00; MEDIR RUGOSIDADE  
G 99  
G 54  
T 0303  
M 6  
G 96  
S 254.4  
M 12  
G 92 S 3600 M 3  
G 0 X 40. Z 133.3  
G 01 X 35.5 F. 2  
Z 32.3  
X 40.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 34.5 F. 2  
Z 32.3  
X 40.

G 0 G 133.3  
G 01 X 33.5 F. 2  
Z 32.3  
X 35.5  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 32.5 F. 2  
Z 32.3  
X 36.5  
T 00  
G 54  
G X 280. Z 133.3  
M 00; MEDIR RUGOSIDADE  
G 99  
G 54  
T 0303  
M 6  
G 96  
S 254.4  
M 12  
G 92 S 3600 M3  
G 0 X 36.5 Z 133.3  
G 01 X 31.5 F. 2  
Z 32.3  
X 33.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 30.5 F. 2  
Z 32.3  
X 34.5  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 29.5 F. 2  
Z 32.3  
X 32.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 28.5 F. 2  
Z 32.3  
X 32.5  
T 00  
G 54  
G X 280. Z 133.3  
M 00; MEDIR RUGOSIDADE  
G 99  
G 54  
T 0303  
M 6  
G 96  
S 254.4  
M 12  
G 92 S 3600 M3  
G 0 X 32.5 Z 133.3  
G 01 X 27.5 F. 2

Z 32.3  
X 30.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 26.5 F. 2  
Z 32.3  
X 30.5  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 25.5 F. 2  
Z 32.3  
X 30.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 24.5 F. 2  
Z 32.3  
X 28.5  
T 00  
G 54  
G X 280. Z 133.3  
M 00; MEDIR RUGOSIDADE  
G 99  
G 54  
T 0303  
M 6  
G 96  
S 254.4  
M 12  
G 92 S 3600 M3  
G 0 X 28.5 Z 133.3  
G 01 X 23.5 F. 2  
Z 32.3  
X 28.  
G 0 Z 133.3  
G 01 X 22.5 F. 2  
Z 32.3  
X 26.5  
T 00  
G 54  
G X 280. Z 133.3  
M 30. FIM.