

## INFLUÊNCIA DA DISTRIBUIÇÃO DE SiC NA RESISTÊNCIA DOS COMPÓSITOS DE MATRIZ DE ALUMÍNIO.

W. A. MONTEIRO<sup>(1)</sup> ; Z. M. BOARI<sup>(2)</sup>

(1) IPEN-CNEN , DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS, SÃO PAULO, wamonte@baitaca.ipen.br

(2) UNICSUL , DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA, SÃO PAULO, zoroastr@uol.com.br

### RESUMO

Dados experimentais publicados sobre a distribuição de carboneto de silício em matrizes de alumínio e sua influência na resistência do compósito são revistos neste trabalho. Um modelamento matemático relacionando o material compósito e a distribuição de SiC é muito difícil de ser obtido, mas análises qualitativas indicam que as características microestruturais são muito influenciadas pelos reforços de SiC e sua distribuição. Por exemplo, na matriz adjacente aos reforços de cerâmica há uma realçada nucleação e crescimento de precipitados, especialmente, Mg<sub>2</sub>Si. Brockenbrough e Suresh descobriram que “desvios na uniformidade da distribuição de reforços podem marcadamente influenciar as características de deformação plástica, embora seus efeitos possam ser negligenciados nas propriedades elásticas”. Para o caso da distribuição uniforme, a razão de deformação depende de variáveis físicas e geométricas. Neste caso, o tratamento matemático utiliza técnicas de elementos finitos, método de Eshelby ou mecanismos de discordâncias. Para o caso de agrupamentos de reforços, Christman, Needleman e Suresh agruparam os reforços, tanto horizontal quanto verticalmente, em relação à distribuição uniforme. Os resultados mostram que os agrupamentos influenciam muito a resistência do material compósito.

### ABSTRACT

Published experimental data about the silicon carbide distribution into the aluminum matrix and your influence on the composite material resistance are reviewed in this work. One mathematical model relating the composite material and SiC distribution is very difficult to obtain but qualitative analysis indicates that microstructural features is very influenced by reinforcement and SiC distribution. For example, in the matrix adjacent to the ceramic reinforcement there are enhanced nucleation and growth of the precipitates, especially, Mg<sub>2</sub>Si. Brockenbrough and Suresh found that “deviations from the periodicity of the reinforcement distribution can markedly influence the plastic deformation characteristics, even when they have a negligible effect on the elastic properties”. For the case of a uniform distribution, the deformation rate depends on geometrical and physical variables. In this case, the mathematical treatment utilizes finite element techniques, Eshelby method or dislocation strengthening. For the effects of reinforcement clustering, Christman Needleman and Suresh clustered the reinforcement phase either horizontally or vertically from the perfectly periodic arrangement. The results shows that the clustering reinforcement has much influence the composite material resistance.

## I - INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a comunidade científica tem buscado melhorar a combinação de propriedades entre reforços e matrizes metálicas. Segundo Taya e Arsenault[1], os compósitos de matriz metálica têm diversas vantagens que são muito importantes para seu uso como material estrutural, a saber: alta resistência; alto módulo de elasticidade; alta tenacidade; baixa sensibilidade à variação de temperatura e choque térmico (estabilidade dimensional); alta condutividade elétrica e térmica; alta resistência a ambientes de vácuo, em relação aos polímeros[2]; não são atacados por compostos orgânicos como combustíveis e solventes e podem ser conformados e tratados como qualquer outra liga metálica, segundo Mourisco[3]. No entanto, as propriedades mecânicas destes materiais dependem das frações volumétricas, formas, tamanhos e distribuição da fase dispersa, além da microestrutura da matriz.

Nesta área de ciência dos materiais, há uma preocupação constante em representar esse comportamento mecânico dos materiais compósitos por meio de modelamentos matemáticos. No entanto, Withers e Clyne[4] concordam que, devido à complexidade das interações entre reforços e matriz, é difícil um modelo que represente globalmente a resistência do compósito. Além disso, questões, como a distribuição de reforços em matrizes, carecem de modelamento. Segundo pesquisadores consultados[5,6,7], um modelamento para a distribuição de reforços seria muito bem vindo, sendo um campo aberto a pesquisas, o que daria ineditismo a um trabalho nesta área. Assim, este trabalho tem como objetivo apresentar uma revisão bibliográfica dos fatores, como microestrutura, forma e distribuição de reforços em matriz metálica, que influem na resistência dos compósitos.

## II - TEORIA DOS COMPÓSITOS

### II.1 - COMPÓSITOS REFORÇADOS POR PARTÍCULAS

Estes compósitos podem ser classificados em “compósitos de partículas grandes” e “compósitos fortalecidos por dispersão”. A distinção entre os dois, além do tamanho das partículas, está no mecanismo usado para reforçar o material.

As partículas grandes têm dimensões de 0,1 até 50  $\mu\text{m}$  e tendem a restringir o movimento da matriz nas vizinhanças de cada partícula. Assim, a matriz transfere alguma tensão aplicada para as partículas, as quais suportam uma fração da carga[8]. O grau de “reforçamento” ou o crescimento do comportamento mecânico depende da ligação na interface partícula - matriz. As partículas pequenas, compósitos reforçados por dispersão, têm diâmetros entre 0,01 e 0,1 $\mu\text{m}$ . Neste caso, o mecanismo de resistência é similar ao endurecimento por precipitação, com a vantagem de a resistência não desaparecer com a temperatura. A matriz suporta a maior porção da carga aplicada, enquanto as partículas resistem ao movimento de discordâncias.

Em qualquer caso, o módulo de elasticidade do compósito depende da fração volumétrica e do tamanho do reforço, sendo mais dependente da fração volumétrica, embora esta dependência não seja linear[9].

O módulo de elasticidade pode ser medido por ensaios de tração, por ultra-som (sensível às porosidades e intermetálicos) [3] e pelas técnicas de Eshelby[4].

A resistência mecânica, aqui representada pelo limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e estrição, pode ser avaliada pelas técnicas de Eshelby e medida por ensaios, embora seja difícil medir o limite de escoamento devido, em parte, à alta taxa de encruamento inicial, à extensa microplasticidade e ao seu comportamento não linear.

Em primeira análise, o aumento de resistência mecânica é, portanto, devido à resistência que as partículas de SiC e a densidade de discordâncias impõem à movimentação das discordâncias.

## II.2 - COMPÓSITOS DE FIBRAS

Neste caso, os reforços podem ser contínuos ( fibras longas com diâmetros entre 3 e 200  $\mu\text{m}$  e comprimentos desejados) ou descontínuos (dimensões de 10  $\mu\text{m}$ ). Além disto, temos os “whiskers”, cristais singulares em forma de filamentos metálicos ou não metálicos com diâmetro médio entre 20 e 100  $\mu\text{m}$ , com alta resistência.

A transferência de carga da matriz para a fase dispersa, quando o CMM é solicitado externamente, é máxima no caso dos reforços contínuos e decresce com a razão de aspecto do reforço[10,11,12].

## II.3 - UMA REVISÃO SOBRE MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA DE COMPÓSITOS DE MATRIZ DE ALUMÍNIO COM REFORÇOS DE SiC

Para Humphreys, Basu e Djazeb[13] o comportamento mecânico de compósitos não depende apenas da liga da matriz e do reforço, mas também da microestrutura, a qual é função, junto com os dois primeiros fatores, da história do processamento termomecânico do material.

As propriedades mecânicas de compósitos reforçados por fibras contínuas são bem entendidas a partir da teoria de resistência das fibras, através da fração volumétrica do reforço e suas propriedades, tais como a sua geometria e módulo de elasticidade, além das características da matriz, estudadas por Kelly e McMillan[14]. Entretanto, em compósitos reforçados por partículas a situação é menos clara e a microestrutura vem a ser um fator relevante.

O processo de endurecimento de compósitos é parecido com a precipitação incoerente, onde as discordâncias, em seu movimento, têm que contornar o precipitado ou, no caso, a partícula, diferentemente da precipitação coerente, onde as discordâncias atravessam esse precipitado[15].

O refinamento microestrutural e a homogeneização da distribuição de partículas aumentam significativamente a resistência mecânica, à temperatura ambiente, de compósitos que sofreram processo termomecânico. Assim, tratamentos térmicos alteram a densidade de discordâncias e o conteúdo de precipitados. A combinação de trabalho mecânico e tratamento térmico freqüentemente alteram o tamanho de grão e a microestrutura do compósito[13].

O encruamento é outro importante processo de endurecimento. Este, em metais ou ligas, consiste no endurecimento por deformação plástica o que aumenta a densidade de discordâncias e, portanto, a possibilidade destas se bloquearem mutuamente, resistindo ao seu movimento.

No caso de compósitos, este aumento de densidade de discordâncias é devido a diferenças nos coeficientes de expansão térmica, que provocam o encruamento no material, dificultando o escorregamento posterior e aumentando a sua dureza. Além disto, as partículas de SiC e os campos de tensão (de curto e longo alcance) interagem com as discordâncias reduzindo a sua mobilidade[15]. Assim, o encruamento inicial dos compósitos é muito mais alto do que das ligas não reforçadas.

No encruamento há uma faixa longa de tensão, a qual é originada de uma deformação não relaxada na interface partícula - matriz. Esta tensão pode ser avaliada pelo método da inclusão equivalente de Eshelby. Esta tensão elástica alta em torno das partículas favorece a produção de precipitados  $\text{Mg}_2\text{Si}$  próximo dessas partículas. Os cálculos, segundo Eshelby, não prevêem uma relaxação plástica que sempre ocorre em regiões de alta energia de deformação. Esta relaxação plástica produz as discordâncias geometricamente necessárias ( “punching dislocation”: emaranhado de discordâncias que tem a finalidade de aliviar as tensões residuais térmicas - tensões elásticas)[4,16,17,18].

Segundo Humphreys e Miller[19], um aumento da cinética de envelhecimento tem sido observado para diferentes tipos de reforços de cerâmica, tais como SiC e B<sub>4</sub>C e para diversas ligas comerciais, particularmente, as das séries 2xxx, 6xxx e 8xxx.

Vários autores (dentre eles Clyne e Withers[4]) têm atribuído isto à realçada nucleação e crescimento de precipitados na matriz adjacente aos reforços cerâmicos, causados por um grande número de discordâncias geradas por diferentes contrações térmicas durante resfriamento.

O endurecimento por solução é outro processo importante em matrizes de Al - 4%Mg, originado da reação entre o Mg e a camada rica em SiO<sub>2</sub>, produzindo o MgO e a liga Al - Mg - Si que é um endurecedor muito eficiente (Salvo, Legoux, L'Esperance e Suery 1991 apud Humphreys).

O resfriamento rápido também contribui para a resistência devido às diferenças nos coeficientes de expansão térmica e balanço de tensões internas.

Durante o processo termomecânico, os CMMs reforçados por partículas podem se recrystalizar. Se as partículas forem maiores do que 1µm a recrystalização pode ocorrer por nucleação estimulada por partículas, resultando dimensões de grãos relacionadas com o número de partículas por unidade de volume, geralmente menores que das ligas não reforçadas[19].

#### II.4 - REVISÃO SOBRE O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE COMPÓSITOS QUANTO A DISTRIBUIÇÃO UNIFORME E NÃO UNIFORME DE REFORÇOS

Nos últimos anos, o reforçamento de metais com partículas e fibras têm feito crescer a resistência e dureza, mesmo à altas temperaturas homólogas, dos compósitos. As respostas elásticas do material são bem entendidas, porém para as respostas plásticas, as conclusões não são muito claras. De qualquer maneira, quando se compara compósitos metálicos reforçados por partículas ou “whiskers” com ligas monolíticas, percebe-se que os compósitos apresentam um maior módulo de elasticidade e resistência, porém uma menor ductilidade e tenacidade à fratura.

No caso da distribuição uniforme, o que se percebe é que as propriedades mecânicas são fortemente dependentes da microestrutura, da morfologia, das dimensões e da fração volumétrica. Neste caso, a resistência mecânica, particularmente, a fluência dependerá dos parâmetros físicos e geométricos[20]:

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma, T, \lambda_i, V, L/D, d/L, d_0/L, \theta, \sigma_{\text{interface}})$$

$\sigma$  = tensão aplicada

$T$  = temperatura

$\lambda_i$  = parâmetro que representa a microestrutura da matriz

$V$  = fração volumétrica da fibra

$L/D$  = razão de aspecto da fibra

$d/L$  = espaçamento relativo entre fibras

$d_0/L$  = grau de superposição de fibras

$\theta$  = ângulo de alinhamento de fibras (relativamente à direção da carga aplicada)

$\sigma_{\text{interface}}$  = propriedades na interface fibra - matriz.

No entanto, para muitos autores [18,21], desvios na uniformidade da distribuição (compósitos com agrupamentos de reforços) podem influenciar marcadamente as características de deformação plástica, podendo, seus efeitos, serem negligenciados na

resposta elástica desses materiais. A explicação para essa influência está nas mudanças da triaxialidade da matriz, devido aos agrupamentos de reforços.

Na tentativa de estabelecer os fatores que determinam o comportamento mecânico dos compósitos, vários autores[18,20,21,22,23] citam os seguintes mecanismos de resistência desses materiais:

- a) transferência de carga da matriz para o reforço;
- b) acréscimo de discordâncias entre a matriz e o reforço;
- c) compressão do material da matriz ao redor dos reforços;
- d) tensões residuais térmicas por causa das diferenças nos coeficientes de expansão térmica;
- e) ligação entre reforços e matriz;
- f) nucleação, crescimento e coalescência de vazios na interface entre a matriz e os reforços, levando-os ao desligamento, possivelmente, durante o carregamento;
- g) presença de quinas acentuadas nos reforços, as quais atuam como concentradores de tensão e são os principais locais para o desligamento interfacial;
- h) distribuição de reforços na matriz (as variáveis geométricas associadas com a distribuição de partículas desempenham um papel importante nas propriedades mecânicas e térmicas dos compósitos, possivelmente, devido à compressão no material da matriz).

#### II.4.1. DISTRIBUIÇÃO UNIFORME

O conceito de célula unitária é particularmente útil para o estudo dos compósitos com distribuição uniforme de reforços, onde se considera o caso eixo-simétrico e a compatibilidade geométrica entre as células vizinhas.

Assim, o estado de tensão triaxial relaciona os componentes da razão de deformação por fluência com a tensão efetiva e com a parte desviadora do tensor tensão

$$\dot{\epsilon}_{ij} = C \sigma_e^{n-1} S_{ij}$$

onde  $\sigma_e = \sqrt{(3/2) S_{ij} S_{ij}}$  é a tensão de Von Mises

$S_{ij} = \sigma_{ij} - 1/3 \cdot \delta_{ij} \sigma_{kk}$  é a parte desviadora do tensor tensão

A lei constitutiva se reduz à familiar

$$\dot{\epsilon}_{ij} = A \sigma^n \text{ sob condições uniaxiais - para ligação perfeita na interface[20].}$$

A resposta constitutiva é marcadamente afetada pelas dimensões, forma e distribuição.

##### II.4.1.a Evolução dos campos de tensão e deformação por fluência

###### - *Partículas esféricas*

Segundo Christman, Needleman e Suresh[24], para partículas esféricas, a resistência não cresce tão acentuadamente quanto para whiskers com as mesmas frações volumétricas. A razão de encruamento é também pouco acentuada em relação às ligas não reforçadas. A máxima tensão na matriz, nas vizinhanças das esferas é diversas vezes menor que as previstas para compósitos reforçados por whiskers. Também falta concentração de tensões para levar deformação plástica nas vizinhanças dos reforços (fig. 1)

As partículas esféricas parecem ser irrealistas. Para contornarmos este problema, podemos substituir as pequenas esferas por cilindros unitários.

###### - *Compósitos de fibras e whiskers*

Diferentes geometrias e empacotamentos de fibras produzem diferentes níveis de triaxialidade dentro da matriz do compósito (figs.2e3). Fibras quadradas exibem maior resistência que fibras circulares, pois nos cantos vivos a deformação plástica, portanto o encruamento, é acentuada, uma vez que a tensão nessa região é elevada, facilitando os mecanismos de resistência já expostos. No entanto, nesta região pode haver nucleação de vazios, mesmo a

deformações baixas, levando a interface à degradação, de tal maneira que o desligamento torna-se inevitável. Algumas explicações levam a crer que a interface seja mais complexa que o que tem sido modelado. Por exemplo, o desligamento é mais frequente em fibras perfeitamente alinhadas do que no caso de superposição. Além disto, tensões residuais podem provocar a quebra do reforço e coalescência de vazios. O nível desta tensão junto à superfície do reforço é sensível à razão de aspecto da fibra. Se a ligação na interface for perfeita, haverá força ao longo da extensão do reforço, de maneira que a tensão cresce próximo ao centro da fibra, chegando a ser 5 vezes maior[20]. Também nos cantos vivos, devido à concentração de tensões, pode-se ter fluência terciária, levando à falha do material. Pode-se ter fluência reduzida desde que a parte desviadora do tensor tensão seja reduzida.

As fibras quando rígidas dão compostos globalmente mais resistentes, particularmente, na região elástica e durante a fase inicial da plasticidade. Após isto, as curvas tensão-deformação tornam-se praticamente paralelas[25].

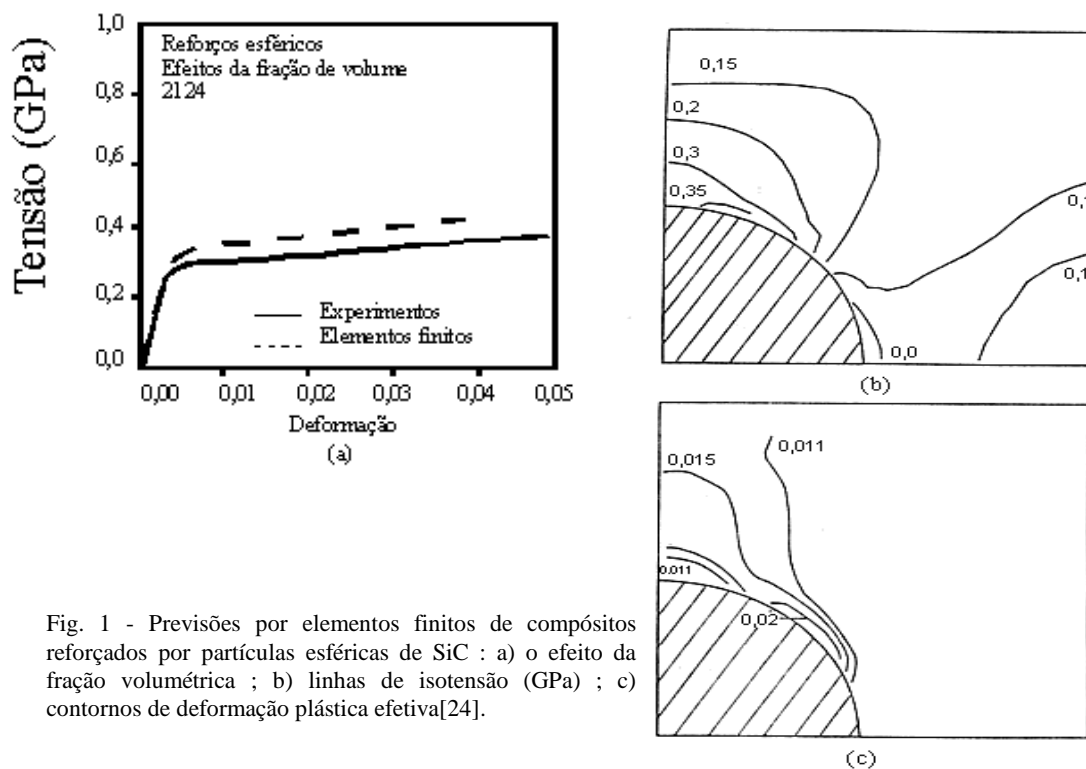


Fig. 1 - Previsões por elementos finitos de compostos reforçados por partículas esféricas de SiC : a) o efeito da fração volumétrica ; b) linhas de isotensão (GPa) ; c) contornos de deformação plástica efetiva[24].

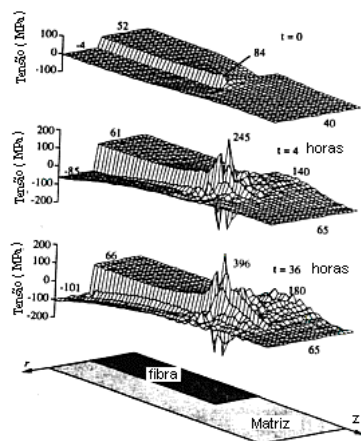


Fig. 2 - Evolução da tensão dentro do compostos de fibra alinhada, em relação ao tempo o valor da tensão hidrostática foi calculado em função da distância radial ( $r$ ) e da posição ( $z$ ) [20].

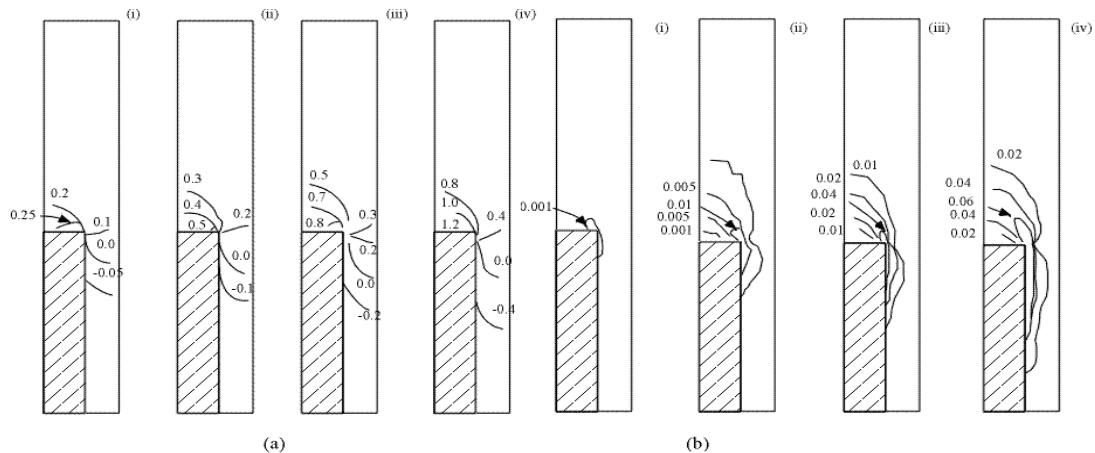


Fig. 3 - Desenvolvimento da triaxialidade na matriz durante carregamento. Linhas de isotensão para diferentes valores impostos de deformação[24].

## II.4.2 - DISTRIBUIÇÃO NÃO UNIFORME

A formação dos agrupamentos parece ser inerente ao processo de fabricação do compósito e o controle da distribuição de reforços é extremamente difícil de ser obtido. O comportamento mecânico dos compósitos é influenciado pelos agrupamentos, variando de acordo com o grau de aglomeração e geometria do reforço[24,25].

Verifica-se as mudanças que ocorrem na triaxialidade e deformações na matriz de compósito devido aos desvios, em relação à distribuição uniforme, das posições dos reforços, agrupando-os primeiramente na vertical, mantendo os espaçamentos horizontais constantes, depois, agrupando-os na horizontal, enquanto que a distância entre reforços na vertical permanece constante. Por causa da condição de deformação plana, uma análise bi-dimensional é suficiente para se estudar as quantidades de campo e a resposta constitutiva desses compósitos[24]. Constata-se uma enorme influência dos agrupamentos nesta resposta. É possível que se a homogeneidade da distribuição decrescer, a resistência do compósito decresça até ser alcançado um nível crítico, abaixo do qual o compósito não apresenta vantagem em relação à liga não reforçada.

### II.4.2 a - Agrupamento de partículas

Para Christman et al[24], a resistência de compósitos, neste caso, parece ser levemente menor que das ligas com distribuição uniforme (fig.4). Notar que na região elástica a influência dos agrupamentos é muito pequena. No entanto esta afirmação merece ser verificada. Para frações volumétricas baixas de reforço, isto parece ser verdade, no entanto, para frações volumétricas altas, o módulo de elasticidade varia significativamente com a distribuição. A transição entre frações volumétricas baixas e altas depende da forma do reforço e das propriedades elásticas relativas entre as duas fases[26]. O valor do limite de escoamento é devido, primeiramente, ao endurecimento por deformação. Isto ocorre por causa da extensa transição elasto - plástica causada por uma distribuição não uniforme de partículas. Esta transição não é tão grande em ligas não reforçadas[27].

Além da razão de aspecto do reforço e fração volumétrica, os agrupamentos influem bastante para a não uniformidade da distribuição de tensões no material. O estado de tensão no agrupamento pode promover a quebra precoce da partícula, o desligamento na interface e formação de vazios na matriz dúctil[28], trincas e produção de agrupamentos de precipitados, especialmente,  $Mg_2Si$ . Resta saber em que medida isto acontece.

A recrystalização, frequentemente iniciada junto às partículas, está de alguma forma relacionada com os agrupamentos.

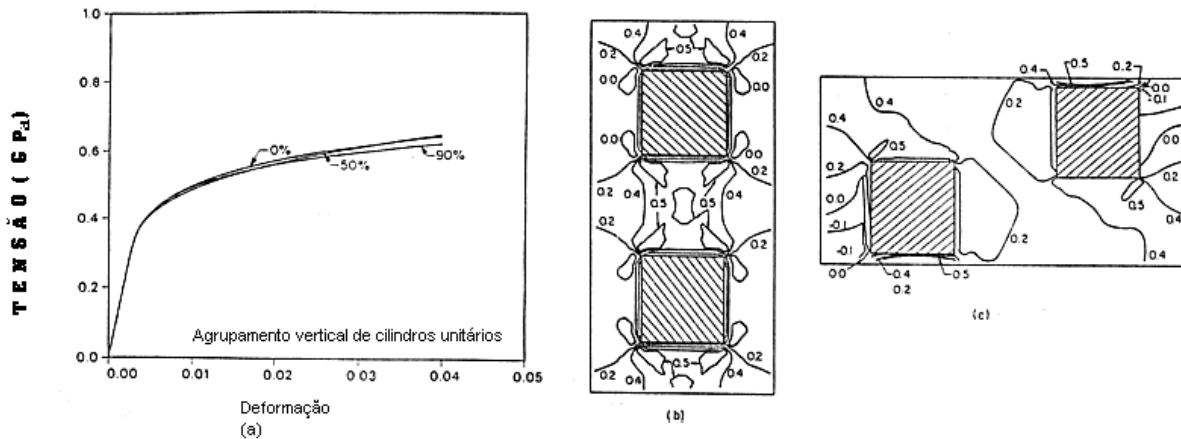


Fig. 4 - Previsões por elementos finitos dos efeitos de agrupamento verticais sobre o comportamento mecânico do alumínio AA2124 reforçado com 13,2 % de cilindros unitários de SiC, obtido por Christman et al[24].

#### II 4.2 b - Agrupamentos horizontais de whiskers

Um acréscimo na quantidade de agrupamentos horizontais de whiskers em comparação com a distribuição uniforme, leva, o compósito, a um limite de escoamento e resistência plástica menores, mantendo o módulo de elasticidade praticamente inalterado[24] (fig.5). No caso da rigidez, resta-nos saber se a afirmação é verdadeira para frações volumétricas baixas e altas. A redução da resistência plástica é acompanhada por um decréscimo da tensão triaxial na matriz.

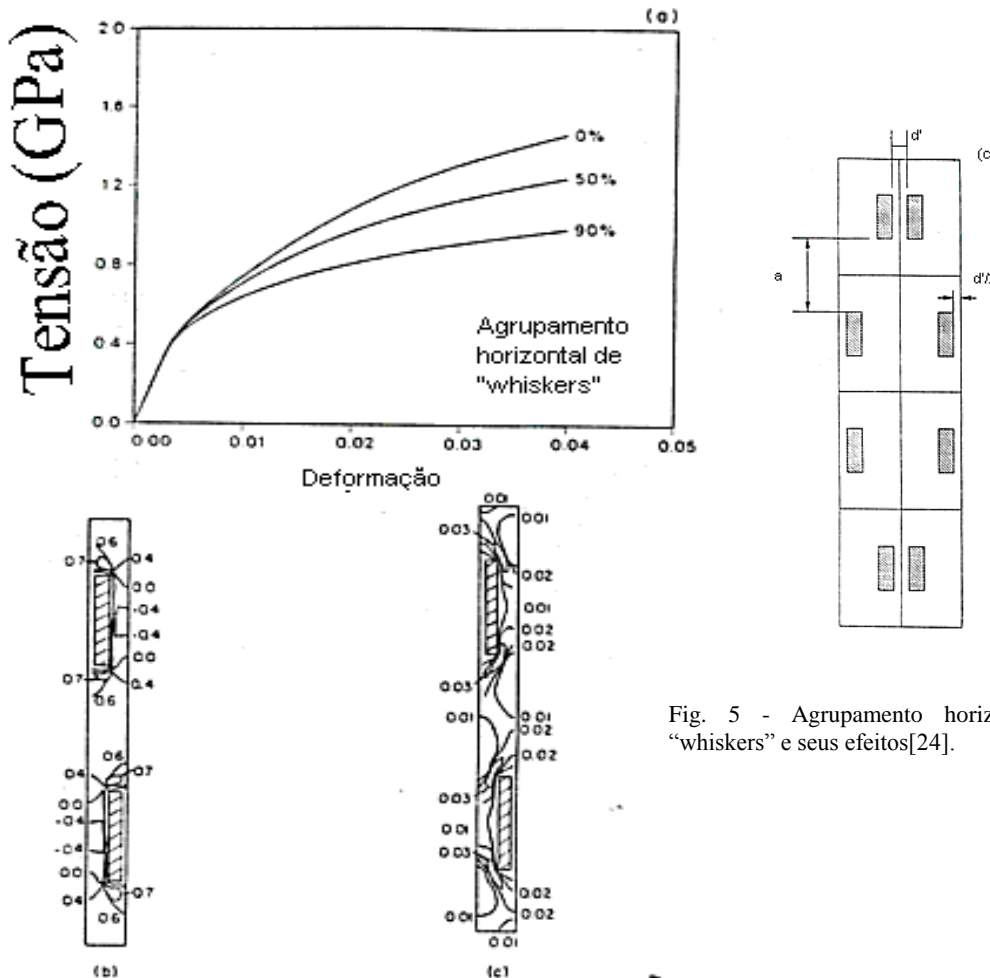


Fig. 5 - Agrupamento horizontal de "whiskers" e seus efeitos[24].



### II 4.2 c - Agrupamentos verticais de whiskers

Segundo Christman et al[24], para este tipo, a redução no limite de escoamento e resistência plástica é mais drástica. No entanto, a diferença entre as curvas (para 50% e 90%) é menor (fig.6).

A deformação plástica e os valores de tensão na matriz, incluindo regiões próximas dos cantos vivos, são menores para 90% de agrupamento vertical do que para 90% de agrupamento horizontal.

A redução nos valores de isotensão neste caso, quando comparados com a distribuição uniforme, é causada pela superposição de campos de tensão triaxial de tração e de compressão. Esta é a razão para a pequena diferença entre as curvas de 50% de agrupamento e 90%. No caso dos agrupamentos horizontais, esta superposição não é tão acentuada.

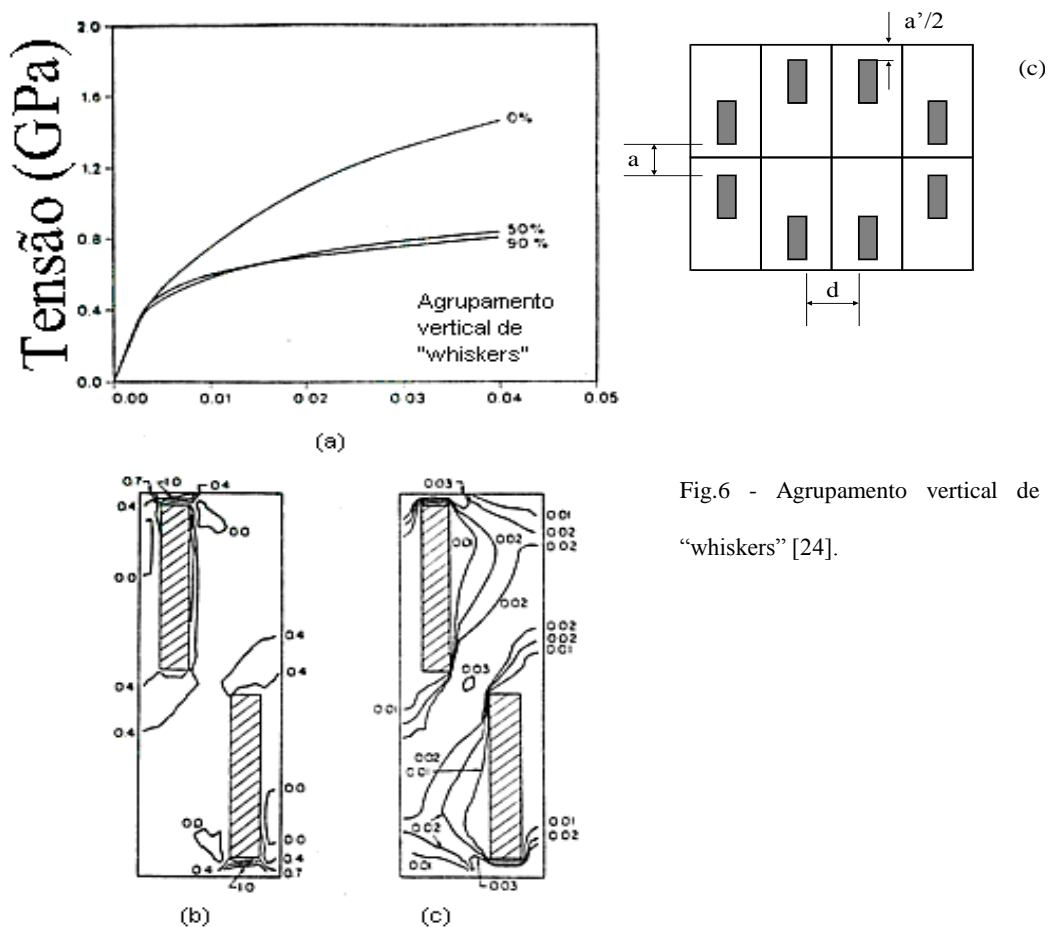


Fig.6 - Agrupamento vertical de "whiskers" [24].

### III - CONCLUSÕES

A influência dos agrupamentos em compósitos contendo partículas é menor que em compósitos contendo "whiskers"[24].

Os reforços têm a função de redistribuir as tensões e deformações dentro do compósito mudando o efeito da carga da matriz para o reforço. Isto reduz a possibilidade de fluência na matriz, pois uma parte da carga é dirigida para os reforços[20]. As diferenças na resistência à fluência são funções de flutuações no conteúdo local de reforços.

Defeitos e cavidades, produzidos durante processo, reduzem a resistência interfacial, como acontece na precipitação interfacial ou segregação dos constituintes na interface (fenômenos acentuados nos agrupamentos).

Porosidades têm sido atribuídas aos agrupamentos durante o processo, o qual tem relação com as dimensões e frações volumétrica.

A sensibilidade aos agrupamentos parece ser menor a temperaturas altas do que a temperatura ambiente. A diferença deve ocorrer devido ao aumento de relaxação na matriz a altas temperaturas.

Analisando o comportamento de compósitos em deformação plástica, a temperatura ambiente, podemos afirmar, que agrupamentos verticais têm influência maior que agrupamentos horizontais e deram uma resistência menor que o material com distribuição uniforme.

Não há, por enquanto, um modelamento matemático que represente a relação entre a distribuição de reforços e a resistência do material compósito.

#### IV - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Taya, M. ; Arsenault R.J. - Metal Matrix Composites - Thermomechanical Behavior - Pergamon Press- First Edition, 1989.
- [2] Yoshimura, H. N. - Produção e Caracterização de Compósito de Matriz de Alumínio Reforçada com Partículas de SiC obtidos por Extrusão de Pó - Dissertação de Mestrado- Eng. Metalúrgica E.P. USP- São Paulo, 1994.
- [3] Mourisco, A.J. - Preparação e Caracterização de Compósito de Matriz de Alumínio 1100 com Partículas de SiC por Metalurgia do Pó - Dissertação de Mestrado- IPEN - São Paulo, 1995.
- [4] Clyne, T.W.; Withers, P.J. - An Introduction to Metal Matrix Composites - Cambridge University Press - First Ed. - 1993.
- [5] Salvo, Luc - Comunicação Particular - Labo GPM2-ENSPG - Universidade de Grenoble - França - luc.salvo@gpm2.inpg.fr.
- [6] Mortensen, A - Comunicação Particular - Escola Politécnica de Lausanne - Suíça - mortensen@dmx.epfl.ch.
- [7] Tsakirooulos, Panos - Comunicação particular - Universidade de Surrey - Reino Unido - p.tsakirooulos@surrey.ac.uk.
- [8] Nardone, V.C.; Prewo, K.M. - On The Strength of Discontinuous SiC - Reinforced Aluminum Composites - United Technologies Research Center - U.S.A - Scripta Metallurgica V. 20 pp 43 - 48, 1985.
- [9] McDanel, D.L. - Analysis of Stress- Strain, Fracture and Ductility Behavior of Aluminum Matrix Composite Containing Discontinuous SiC- Reinforcement- Nasa- Cleveland - U.S.A. Metallurgical Transactions- V. 16A, pp. 1105- 1115 , 1985.
- [10] Callister, W.D. - Materials Science and Engineering - An introduction - 3º Ed. ,1994.
- [11] Barret, C.R. et al. - The Principles of Engineering materials - Revised Printing, 1973.
- [12] Hertzberg, R.W. - Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Material-3º Ed. - John Wiley & Sons, Inc. - New York, 1989.
- [13] Humphreys F . J.; Basu, A.; Djazeb, M.R. - The Microstructure and Strength of Particulate Metal - Matrix Composites- Conference: Metal Matrix Composites - Processing, Microstructure and Properties - Publ: Riso National Laboratory, Materials Department, P.O. Box 49, DK - 4000 - Roskilde denmark; pp 51 - 66; 1991.
- [14] Kelly, A.; McMillan, N.H.. - Strong Solids. 3º Ed. Oxford Science Publications, 1986
- [15] Meyers, M. A. e Chawla, K. K. - Princípios de Metalurgia Mecânica, 1º Ed.- Editora Edgard Blücher Ltda. - São Paulo, 1982.
- [16] Ashby, M.F.; Johnson, L. - On the Generation of Dislocation at Misfitting Particles in a Ductile Matrix - Phil. Mag. vol. 20, pp 1009 - 1022, 1969.
- [17] Shibata, S.; Taya. M.; Mori, T.; Mura, T. - Dislocation Punching From a Spherical Inclusion With Isotropic Eigenstrains - Conference: Metal - Matrix Composites, processing,

Microstructure and Properties - Publ: Riso National Laboratory, Materials Department P.O. Box 49, DK - 4000, pp661 - 666, 1991.

[18] Taya, M.; Lulay, K.E.; Lloyd, D.J.- Strengthening of a Particulate Metal Matrix Composite by Quenching- University of Washington - Seattle-U.S.A.- Acta Metall. Vol.39.No.1, pp. 73-87 , 1990.

[19] Miller, W.S.; Humphreys, F.J. - Strengthening Mechanisms in Particulate Metal Matrix Composite- Imperial College- London- Scripta Metallurgica - V. 25, pp 33-38, 1990.

[20] Dragone, T.L.; Nix, W.D. - Geometric Factors Affecting The internal stress Distribution and High Temperature creep Rate of Discontinuous Fiber Reinforced Metals- Stanford University-U.S.A.- Acta Metall. Vol. 38, No. 10 pp. 1941- 1953 ,1990.

[21] Brockenbrough, J. R.; Suresh, S - Plastic Deformation of Continuous Fiber - Reinforced Metal - Matrix Composites: Effects of Fiber Shape and Distribution - Alcoa Research Laboratory and Brown University - Scripta Metallurgica et Materialia - Vol. 24, pp325 - 330, 1990.

[22] Clegg, W.J. - A Stress Analysis of the Tensile Deformation of Metal - Matrix Composites - ICI Advanced Materials, Runcorn , England - Acta Metall. Vol. 36, No 8, pp 2141 - 2149, 1988.

[23] Ananth, C.R.;Chandra, N; Murali, K; Garmestani, H - Effect of Inelastic Material Behavior on Residual Stresses in Metal - Matrix Composites - Florida A&M university - Conference : Advanced Composites 93; International Conference on Advanced Composite materials, Wollongong Australia - Publ.: The Minerals, Metal & Materials Society, USA, pp1317 - 1324, 1993.

[24] Christman, T; Needleman A.; Suresh, S. - An Experimental and Numerical Study of Deformation in Metal - Ceramic Composites- Brown university - Providence- U.S.A.- Acta Metall. V. 37, No. 11, pp 3029- 3050, 1989.

[25] Tvergaard, V. - Analysis of Tensile Properties For a Whisker-Reinforced Metal-Matrix Composite- Department of Solid Mechanics- The Technical University of Denmark, Lyngby, Denmark - Acta Metall. Mater. V38, No 2, pp 185 - 194, 1990.

[26] Shen, Y. L.; Finot, M.; Needleman, A.; Suresh, S. - Effective Elastic Response of Two - Phase Composites. - Acta Metall. Mater. Vol. 42, No.1, pp 77 - 97, 1994.

[27] Corbin S. F.; Wilkinson, D. S.- the onset of yielding in a sic reinforced al alloy - conference metal - matrix composites - processing, microstructure and properties.

[28] Devorak, G. J. - Inelastic Deformation of Composite Materials - IUTAM Symposium, Troy, New York - pp 309 - 323, 1990.