

**MAURO LUCIO NASCIMENTO LUIZ**

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE UM  
COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA, ZAMAK-5, REFORÇADO COM  
AÇO**

**Trabalho de aproveitamento das disciplinas  
PMT 594/594- Trabalho de Formatura I e II**

**Departamento de Metalurgia e Materiais**

**Orientador : Prof. Dr. Hélio Goldenstein**

**EPUSP  
1993**

**DEDALUS - Acervo - EPMT**



**31800004061**

## Sumário

	Página
<b>Resumo .....</b>	1
<b>Lista de figuras .....</b>	2
<b>Lista de fórmulas .....</b>	4
<b>Capítulo 1 - Revisão Bibliográfica</b>	
1.1 Materiais Compósitos (Compósitos) .....	6
1.2 Propriedades Longitudinais.....	9
1.3 Caráter acumulativo e não acumulativo.....	10
1.4 Limite de resistência quando $(e^*_M < e^*_F)$ ..	12
1.5 Limite de resistência quando $(e^*_M > e^*_F)$ ..	13
1.6 Critérios necessários na fratura.....	14
1.7 Modelamento do ensaio de tração.....	18
1.8 Ensaios de sacamento.....	24
<b>Capítulo 2 - Materiais e Métodos</b>	
2.1 Microestrutura e propriedades da matriz...	29
2.2 Microestrutura e propriedades da fibra....	30
2.3 Molhabilidade.....	31
2.4 Ensaios de imersão a quente.....	32
2.5 Fundição de precisão.....	34
2.6 Ensaios de tração.....	35
2.7 Ensaios de sacamento.....	36
<b>Capítulo 3 - Análise e discussão dos resultados</b>	
3.1 Ensaios de tração.....	37
3.2 Ensaios de sacamento.....	40
<b>Capítulo 4 Conclusões .....</b>	42
<b>Capítulo 5 Bibliografia .....</b>	44
<b>Capítulo 6 Figuras .....</b>	47

## Resumo

Os compósitos de matriz metálica tem atraído considerável interesse para aplicações aeroespaciais devido ao seu elevado desempenho em ambientes agressivos e/ou altas temperaturas.

Devido a esta expansão, tornou-se necessário o desenvolvimento de novas tecnologias para controlar e prever as propriedades destes materiais durante sua fabricação e operação.

Em nosso caso particular, onde o reforço são fibras contínuas, o principal papel da matriz é a transferência de carga nela aplicada à fibra através da interface. A fibra será, então, o principal componente responsável pela resistência e rigidez do material. Desta forma, podemos ver que o desempenho deste tipo de compósito está intimamente ligado às propriedades de interface, que são função do tipo de interação entre a matriz e a fibra. Esta interfaces podem ser formadas apenas por adesão mecânica, interação física, ou através de fenômenos químicos, como difusão ou nucleação e crescimento de novas fases.

O objetivo deste trabalho é avaliar, qualitativamente, o comportamento mecânico de um compósito de matriz Zn-Al reforçado com fibras de aço através de ensaios de tração e sacamento do reforço, mostrando que:

- (i) a introdução de fibras contínuas de aço é uma efetiva maneira de aumentar o limite de resistência, a tenacidade e o módulo de elasticidade do material.
- (ii) a formação de intermetálicos na interface, aparentemente, não fragilizou o material.
- (iii) o processo de fundição por gravidade pode ser usado para a produção de compósitos que formem de produtos de reação na interface matriz/fibra

## Índice de figuras

- 1) Comparação das propriedades mecânicas entre diversos Materiais
- 2) Gráfico da resistência do material a alta temperatura
- 3) Aplicações de compósitos em pás de turbina
- 4) Aplicações de compósitos
- 5) Analogia entre o ensaio de tração de um compósito no sentido longitudinal das fibras e uma associação de molas em paralelo. A deformação nos dois componentes será igual.
- 6) Estimativa da resistência do compósito para a condição onde  $\epsilon^*_M > \epsilon^*_F$
- 7) Estimativa da resistência do compósito para a condição onde  $\epsilon^*_M < \epsilon^*_F$
- 8) Modos de fratura que podem acontecer na interface.
- 9) Imobilização de uma trinca devido o descolamento da interface.
- 10) Aspecto da fratura de um material quando a ligação entre a matriz e a fibra é elevada
- 11) Aspecto da fratura de um material quando a ligação entre a matriz e a fibra é baixa.
- 12) Tensões Longitudinais provocadas pela aplicação de uma carga externa no compósito.
- 13) Tensões longitudinalmente induzidas devido a diferença entre os coeficientes de expansão térmicos da matriz e da fibra.
- 14) Tensão de cisalhamento na interface
- 15) Esquema de solicitação de um compósito no sentido longitudinal das fibras.
- 16) Configuração do material após a ruptura da matriz.
- 17) Divisão do ensaio de tração em eventos independentes
- 18) Esquema do ensaio de sacamento
- 19) Diferença entre os pontos de aplicação dos esforços no ensaio de tração, após o rompimento de matriz, e no ensaio de sacamento
- 20) Microestrutura da matriz

- 21) Esquema mostrando uma gota em equilíbrio com as tensões superficiais atuando na respectivas interfaces sólido/liquido, sólido/vapor e líquido vapor.
- 22) Formação de intermetálicos colunares na interface matriz fibra(fase escura ), provavelmente Fe2Al5
- 23) Alteração na morfologia dos intermetálicos desprendidos
- 24) Ataque generalizado do reforço pela matriz líquida.
- 25) Formação de intermetálicos na interface do material ensaiado.
- 26) Esquema do molde de fundição de precisão usado na produção da árvore de fundição de precisão.
- 27) Máquina de ensaios da MTS de 500kN onde foram realizados os ensaios de tração (Laboratório de Ensaios Especiais e Soldagem - IPT)
- 28) Computados mostrando: (a) tela de apresentação do programa desenvolvido para a aquisição dos dados e (b) aquisição de dados sendo feita.
- 29) Máquina de ensaios da MTS de 100kN onde foram realizados os ensaios de sacamento do reforço (Laboratório de Ensaios Especiais e Soldagem - IPT)
- 30) Aspecto da fratura da fibra, tipo taça-cone.
- 31) Gráfico da carga aplicada pelo deslocamento das garras no ensaio de tração
- 32) Gráfico da tensão pela deformação comparando os resultados dos ensaios de tração para o compósito, matriz e fibra.
- 33) Modo I de fratura da fibra, devido a presença de uma trinca transversal.
- 34) Gráfico da carga pelo deslocamento comparando os vários comportamentos do material em função do comprimento L

## Índice de fórmulas

- 1) Lei de Hooke
- 2) Carga total aplicada no compósito em função das cargas parciais aplicadas em seus componentes.
- 3) Tensão total aplicada no compósito em função das tensões parciais aplicadas em seus componentes.
- 4) Aproximação para o valor do módulo de elasticidade do compósito
- 5) Regra das misturas
- 6) Estimativa para o módulo de poisson
- 7) Estimativa para a condutibilidade térmica do compósito na direção longitudinal.
- 8) Estimativa para o coeficiente de expansão térmica na direção longitudinal.
- 9) Limite de resistência para  $\epsilon_M > \epsilon_F$  e  $V < V_c$
- 10) Limite de resistência para  $\epsilon_M > \epsilon_F$  e  $V > V_c$
- 11) Volume crítico ( $V_c$ ) para  $\epsilon_M > \epsilon_F$
- 12) Limite de resistência para  $\epsilon_M < \epsilon_F$  e  $V < V_c$
- 13) Limite de resistência para  $\epsilon_M < \epsilon_F$  e  $V > V_c$
- 14) Volume crítico ( $V_c$ ) para  $\epsilon_M < \epsilon_F$ .
- 15) Variação da tensão longitudinal na fibra em função da tensão de cisalhamento
- 16) Variação da tensão longitudinal na fibra em função do deslocamento relativo entre a fibra e a matriz.
- 17) Tensão longitudinal na fibra em função da tensão externa aplicada no compósito.

- 18) Tensão longitudinal na matriz em função da tensão extrema aplicada no compósito.
- 19) Parâmetro de transferência de carga
- 20) Deformação média na fibra em função da tensão extrema.
- 21) Tensão longitudinal na fibra em função da variação de temperatura
- 22) Tensão longitudinal na matriz em função da variação de temperatura.
- 23) Deformação média na fibra em função da variação de temperatura.
- 24) Deformação na fibra em função da deformação extrema
- 25) Tensão máxima de sacamento
- 26) Parâmetro de transferência de carga no ensaio de sacamento.
- 27) Tensão de cisalhamento no ensaio de sacamento
- 28) Tensão de cisalhamento em função da tensão normal na fibra e do coeficiente de atrito.
- 29) Equilíbrio de forças no ensaio de sacamento.
- 30) Tensão máxima de sacamento
- 31) Parâmetro de transferência de carga após o descolamento da interface
- 32) Tensão de descolamento da interface
- 33) Módulo de elasticidade relativo (critério da energia).
- 34) Tensão máxima de sacamento (critério da energia).
- 35) Variação da energia livre do sistema em função do ângulo de molhamento  $\theta$

## Capítulo 1

### Revisão Bibliográfica

#### 1.1 Materiais Compostos (Compósitos)

A idéia de material compostos não é recente, pois antes mesmo que o homem pudesse produzir o primeiro metal a natureza já tinha desenvolvido inúmeros "compósitos".

Um exemplo disso é o conceito de se reforçar um material por fibras contínuas, como é o caso do primeiro material estrutural usado, a madeira (fibras de celulose em uma matriz de lignina). As fibras de celulose tem uma alta resistência a tração, mas são muito flexíveis (baixa rigidez), mas quando imersas em uma matriz de lignina o conjunto adquire estanqueidade, proporcionando um adequado balanço de propriedades. Outros exemplos deste tipo de compósito são os ossos de nosso corpo e vigas protendidas de concreto.

Através dos exemplos acima podemos ver que os compósitos são produzidos pela união de duas ou mais fases, que atuaram mutuamente, fazendo com que o sistema tenha um alto desempenho pois cada componente contribuirá com sua melhor propriedade mecânica no desempenho do conjunto.

Não existe uma definição adequada de compósito mas, para materiais estruturais, podemos estabelecer um conceito com três pontos básicos:[1]

- 1) Consiste de duas ou mais fases distingíveis fisicamente e possíveis de serem separadas mecanicamente
- 2) Uma fase pode ser misturada com outra formando uma dispersão controlada, elevando as propriedades do sistema
- 3) As propriedades finais são maiores ou iguais às propriedades dos componentes individuais

Os compósitos podem ser separados em grupos, segundo o tipo de reforço e a sua função dentro do material.

**Grupo 1)**

Fibras contínuas ( alinhadas ou ao acaso )  
Fibras descontínuas ( alinhadas ou ao acaso )  
Estruturas lamelares

**Grupo 2)**

Partículas (esféricas, planas, irregulares)  
Dispersões ( tamanho do reforço  $< 10^{-5}$  mm)  
Mistura dos anteriores

Em cada grupo acima, tanto a matriz como o reforço tem funções diferentes. No grupo 1 os reforços são introduzidos com o objetivo de serem o principal componente a suportar a carga aplicada no compósito, enquanto a matriz serve basicamente como um meio de transporte de carga às fibras. No grupo 2 os reforços são introduzidos com a finalidade de dificultar a movimentação de discordâncias sendo a matriz o principal componente a suportar carga devido a um maior mecanismo de endurecimento devido às dispersões.

8

A taxa de encruamento dependerá tanto da forma como da distribuição dessas partículas.

Uma das maneiras mais efetivas de aumentar a resistência de um material é a introdução de fibras contínuas de alta resistência e módulo de elasticidade na direção paralela a de aplicação do esforço. No caso destas fibras também serem metálicas, pode-se obter um material com uma alta resistência específica (resistência/densidade), um alto módulo específico (módulo/densidade), alta resistência à fluência, como se vê na figura 1, além de uma temperatura de serviço muito maior do que os materiais convencionais (figura 2). Alguns exemplos podem ser vistos na figuras 3 e 4 e nas tabelas 1, 2 e 3.

As propriedades deste tipo de compósito (metal-metal) não são função apenas das propriedades individuais de seus componentes, mas também de outros fatores como:

**i)** a exposição a altas temperaturas, durante o uso ou no processo de fabricação do material, podem gerar tensões residuais induzidas termicamente pela diferença nos coeficientes de expansão térmica da matriz e da fibra.

**ii)** fenômenos de interação de um componente sobre as propriedades do outro

## 1.2 Propriedades Longitudinais do Compósito

Na estimativa das propriedades longitudinais dos compósitos, podemos usar um modelo simplificado como a associação de duas molas em paralelo como na Figura(5). Os símbolos entre parênteses estão escritos em termos de carga e os símbolos entre colchetes em termos de tensão.

A mola com maior constante elástica ( $k$ ), ou  $[E]$ , corresponde à fibra, e a outra à matriz. Neste tipo de arranjo os dois componentes sofrerão a mesma deformação( $x$ ), ou  $[\epsilon]$ . Desta forma, a carga suportada por cada componente será:

$$(F_i = k_i * x), \text{ ou } [\sigma_i = E_i * \epsilon]. \quad (1)$$

Assim a carga total suportada pelo compósito será a soma das cargas de seus componentes:

$$(P_c = P_f + P_m) \text{ ou } [\sigma_c A_c = \sigma_f A_f + \sigma_m A_m] \quad (2)$$

Dividindo todos os termos da igualdade entre parenteses pela área da secção transversal do compósito, temos:

$$[\sigma_c = \sigma_f V_f + \sigma_m V_m] \quad (3)$$

Este mesmo raciocínio pode ser feito para a estimativa do módulo de elasticidade do compósito, onde o resultado será:

$$E_c = E_f V_f + E_m V_m \quad (4)$$

Esta aproximação é denominada "Regra das Misturas", podendo ser aplicada como uma aproximação para outras propriedades no sentido longitudinal, de uma forma genérica:

$$P_c = \sum V_i P_i \quad (5)$$

No caso dos metais, esta aproximação também é válida para para o módulo de poisson ( $\nu$ ) e para a condutividade térmica no sentido longitudinal ( $K_{CL}$ ).[1]

$$V_c = V_F V_F + V_M V_M \quad (6) \text{ e}$$

$$K_{CL} = K_F V_F + K_M V_M \quad (7)$$

Para o coeficiente linear de expansão térmica, deve-se levar em conta a elasticidade e rigidez dos componentes, representada por seus módulos de elasticidade ( $E$ ).

$$\alpha_{CL} = \frac{E_F V_F \alpha_F + E_M V_M \alpha_M}{E_F V_F + E_M V_M} \quad (8)$$

As propriedades transversais e os módulos de cisalhamento não obedecem à regra das misturas, necessitando de modelos mais complexos. A presença de zonas de reação entre a matriz e a fibra também impedem a sua aplicação. Estas aproximações estão detalhadas em artigos mais específicos, como na referência 3.

### 1.3) Caráter acumulativo e não-acumulativo da fratura

Um compósito pode falhar, basicamente, por dois tipos de mecanismos de degradação das propriedades.

O primeiro tipo corresponde ao mecanismo onde os danos se acumulam progressivamente através de todo o volume do material, devido a um progressivo aumento da tensão aplicada.

Este tipo de mecanismo pode ocorrer na forma de progressivas fraturas da fibra, da interface e formação de cavidades ou microtrincas.

Com o progressivo aumento da carga, estes pontos de deterioração podem se multiplicar até alcançar um ponto de instabilidade, provocando a completa fratura do material (critério da máxima tensão admissível). Este modo de fratura é denominado "*Falha acumulativa*"[4].

Ocorre principalmente em compósitos onde a ligação entre a matriz e a fibra são fracas, possibilitando assumir que os pontos individuais de deterioração possam ser independentes uns dos outros, e a fratura do material pode ser tratada estatisticamente.

A sua superfície da fratura deste material é muito irregular, havendo uma absorção maior de energia devido ao rompimento da interface e posterior sacamento do reforço.

A "*Falha não-acumulativa*"[4] é encontrada quando a ligação entre os elementos constituintes do compósito é muito elevada, como um interface coerente. A falha de um componente é inteiramente transmitida ao outro componente, que também falhará, provocando uma prematura ruptura do material. A superfície de fratura é relativamente plana, não existindo praticamente trabalho de descolamento de interface ou sacamento da fibra.

#### 1.4) Limite de Resistência a tração ( $\varepsilon^*_M > \varepsilon^*_F$ )

Usando ainda o modelo da figura 5, pode-se verificar que o componente que apresentar menor deformação até atingir o limite de resistência ( $\varepsilon^*$ ) falhará primeiro.

Quando a matriz tem uma maior deformação à ruptura do que a fibra ( $\varepsilon^*_M > \varepsilon^*_F$ ), podem ocorrer dois tipos de fratura, dependendo do valor da fração volumétrica das fibras ( $V_F$ ). (Figura 6)

a) Para pequenos valores de  $V_F$ , ocorre a fratura múltipla das fibras sendo que a cada fratura da fibra, a matriz receberá uma quantidade extra de carga.

O limite de resistência nessas condições será:

$$\sigma^*_c = \sigma^*_M(1-V_F) \quad (9)$$

b) Para valores mais elevados de  $V_F$ , ocorrerá uma grande transferência de carga para a matriz após a fratura das fibras, provocando a sua fratura de uma única vez, para uma tensão aplicada no compósito igual a:

$$\sigma^*_c = \sigma_F^*V_F + \sigma_M^*(1-V_F) \quad (10)$$

O valor da fração volumétrica crítica ( $V'_F$ ) para a transição de fratura única para fratura múltipla pode ser calculado a partir da figura (6), a qual representa a variação do limite de resistência com  $V_F$ , quando ( $\varepsilon^*_M > \varepsilon^*_F$ ).

$$V'_F = (\sigma^*_M - \sigma_M^*) / (\sigma_F^* - \sigma_M^* + \sigma_M^*) \quad (11)$$

### 1.5) Limite de Resistência a tração ( $\varepsilon^*_M < \varepsilon^*_F$ )

A mesma aproximação pode ser feita para valores de  $\varepsilon^*_M < \varepsilon^*_F$ , onde novamente haverá dois tipos de fratura em função de  $V_F$ .

a) Para baixos valores de  $V_F$  a resistência dependerá inicialmente da tensão de ruptura da matriz ( $\sigma^*_M$ ), ocorrendo a fratura única da matriz. Após a ruptura da matriz toda carga será transferida para a fibra, como mostra a figura (7). Neste caso a resistência do compósito ( $\sigma^*_c$ ) poderá ser estimada por:

$$\sigma^*_c = \sigma'_F V_F + \sigma^*_M (1 - V_F) \quad (12)$$

onde:  $\sigma'_F$  = é a tensão na fibra correspondente à  $\sigma^*_M$ .

b) Para valores de  $V_F$  muito grandes, a matriz receberá apenas uma pequena parcela de carga aplicada no compósito, pois além da diferença de elasticidade ( $E_F > E_M$ ), poderá ocorrer a nucleação e propagação de sucessivas trincas transversais, o que diminuirá a deformação da matriz, e consequentemente, a tensão neia aplicada. A fratura múltipla da matriz irá ocorrer até que a resistência das fibras seja alcançada, provocando a fratura do compósito com uma tensão equivalente a:

$$\sigma^*_c = \sigma^*_F V_F \quad (13)$$

O valor da fração volumétrica crítica ( $V'_F$ ) para a transição de fratura única para fratura múltipla pode ser calculado a partir da Figura (7), que representa a variação do limite de resistência com  $V_F$ ,

$$V'_F = \sigma^*_M / (\sigma^*_F - \sigma'_F + \sigma^*_M) \quad (14)$$

### **1.6) Critérios necessários para a fratura[4]**

Para a ocorrência de qualquer fenômeno físico ou químico, existem dois critérios que devem ser obedecidos, o termodinâmico e o cinético. Isso corresponde a dizer que para um processo se iniciar o sistema deve trocar uma certa quantidade de energia crítica (energia de ativação) com o meio, ou superar algum ponto de instabilidade crítica.

Aplicando estas idéias ao processo de fratura de um material contendo uma trinca ou um entalhe, no primeiro critério (termodinâmico) a propagação da trinca só ocorrerá se houver uma liberação de energia de deformação maior do que a capacidade de absorção do sistema, provocando o crescimento da trinca. Para materiais convencionais isto leva diretamente a teoria da mecânica da fratura proposta por Griffith-Orowan-Irvin.

No caso dos compósitos, é necessário haver uma concentração de tensão próxima as fibras não fraturadas, ou elementos da matriz, para haver o rompimento do material.

Embora o critério de energia, proveniente da mecânica da fratura, seja o mais adotado como parâmetro para prever a falha de um material, em relação ao critério da máxima tensão, ambos devem ser satisfeitos para haver a propagação da trinca.

Isto pode ser verificado pela comparação entre o comportamento de um material dúctil com um material frágil.

Para um material contendo um trinca aguda passível de rasgamento como o tipo I de fratura (figura 8), e com uma ductilidade adequada a trinca poderá se propagar estavelmente, a medida que a carga aumentar, até haver o completo escoamento do material. Isto ocorre porque há uma concentração de tensão suficiente para a iniciação do crescimento da trinca, mas insuficiente para atingir o critério da energia pois ocorrerá a deformação plástica na ponta da trinca, diminuindo a concentração de tensão. Não há então o crescimento instável da trinca.

De outra forma, uma alta tensão é necessária para satisfazer o critério da energia para a propagação instável de uma trinca em um material frágil contendo uma trinca bem arredondada. Neste caso a grande quantidade de energia de deformação armazenada no material é mais que suficiente para a propagação instável da trinca, e consequentemente fratura, mas não há locais com tensões suficientemente elevadas para atuarem como detonadores do processo de crescimento. Desta forma não há crescimento da trinca.

Com base neste argumento, Cooper e Piggot [4], postularam que o crescimento de uma trinca pode ser prevenido em um material desde que o critério da tensão,

ou da energia, não sejam satisfeitos.

Quando aplicamos o critério da máxima tensão à compósitos, pode-se destacar um dos principais mecanismos responsáveis pelo aumento da resistência à propagação de trincas, o qual foi proposto por Cook e Gordon [5], em 1964.

Foi sugerido por eles que, através de uma interface suficientemente fraca entre a matriz e a fibra, as trincas poderiam ser imobilizadas ao terem o raio de curvatura de suas pontas aumentadas ("Blunted") devido aos processos de escorregamento e abertura da interface a frente da trinca. Figura (9)

Estes processos, provocam um desaparecimento da concentração de tensão na frente da trinca, sendo que as fibras próximas não irão fraturar enquanto a tensão nelas aplicadas não ultrapasse o seu limite de resistência (figura 11). Trata-se de processos de danos acumulativos, como descritos no item 1.3

Caso a interface seja formada por uma elevada ligação entre a fibra e a matriz, ocorrerá uma seqüência de ruptura das fibras a partir do momento que em que a tensão aplicada atingir o limite de resistência da primeira fibra. figura (10). Trata-se de processos de dano não- acumulativo.

O critério da energia, aplicado em compósitos, foi proposto por Cooper e Kelly em 1967 [6], quando estudaram o crescimento de trincas agudas em compósitos de cobre reforçado com arames de tungsténio. Em seus experimentos foi possível observar três estágios de propagação das trincas:

- a)** sob condições crescentes de carga
- b)** sob condições de carga constante
- c)** sob condições de instabilidade até a ruptura final

Zweben discutiu estes resultados [4], quatro anos depois, propondo que, para fibras e matrizes ducteis, o primeiro estágio corresponderia a progressiva solicitação das fibras devida a propagação da frente da trinca.

No estágio seguinte, ao ser atingido o limite de escoamento da primeira fibra à frente da trinca, ela começará a se deformar plasticamente, até a ruptura, transmitindo progressivamente mais carga as outras fibras. Quando as fibras restantes não forem capazes de acomodar toda a energia de deformação fornecida, haverá a propagação da trinca instável.

É importante lembrar que nem sempre as propriedades de um compósito dependem exclusivamente das propriedades de seus componentes, mas também dependem de suas interações, o que pode produzir efeitos positivos (sinergia), ou negativos (inibição).

Por exemplo, a menos que a matriz e a fibra sejam dúcteis, não podemos esperar um comportamento dúctil destes materiais quando ensaiados isoladamente. Contudo, a combinação de fibras frágeis com matrizes frágeis, ou ducteis, podem gerar interações entre a matriz e a fibra resultando em uma relação tensão deformação não linear, análoga a metais com relativa ductilidade.

Em adição ao que já foi mencionado, em compósitos de matriz frágeis, é comum o aparecimento de microtrincas na interface matriz/fibra. Estas microtrincas, junto com o descolamento da interface e escorregamento das fibras, sujeito à fricção, são efetivos meios de dissipação de energia de deformação, aumentando portanto a resistência à propagação de trincas, segundo o critério termodinâmico.

### **1.7 Modelamento do ensaio de tração [5]**

Quando solicitamos um compósito no sentido longitudinal de suas fibras, a tensão média suportada por cada componente será dada pela regra da misturas. Para a determinação das tensões reais aplicadas em cada secção transversal do compósito é necessário levar-se em conta alguns fatores decorrentes da união de dois materiais distintos e subsequente solicitação. São eles:

- a) Deformações longitudinais e radiais não uniformes, e de valores diferentes, da fibra e matriz, como mostra a figura (12)
- b) Tensões longitudinais e radiais de tração na matriz e compressão na fibra induzidas termicamente pela diferença entre os coeficientes de expansão térmica da fibra e da matriz, como na figura (13)
- c) Tensões de cisalhamento devidas a (b), figura (14)
- e) Tensões induzidas por deformação decorrentes da diferença entre os módulos de poisson da fibra e da matriz

Como geralmente a matriz apresenta um menor módulo de elasticidade, quando o compósito for solicitado uniaxialmente, será ela quem apresentará uma maior deformação, como está ilustrado na figura(15). As linhas curvas presentes na matriz representam domínios de isodeformações.

O equilíbrio entre a tensão longitudinal e a tensão interfacial de cisalhamento  $\tau(x, r)$ , pode ser escrita como sendo:

$$(\frac{d\sigma_F}{dx}) = -2 \tau(x, r)/r \quad (15)$$

Assumindo um perfeita ligação interfacial, a tensão de cisalhamento em um ponto x qualquer é proporcional a diferença de deslocamento da matriz e da fibra junto a interface.

Desta forma podemos relacionar a tensão na fibra e o deslocamento relativo, dado por  $(u_F - u_M)$ , através da equação:

$$\left(\frac{d\sigma_F}{dx}\right) = -2H(u_F - u_M) \quad (16)$$

Derivando esta equação em relação a  $x$ , usando o fato que a carga total, em qualquer secção transversal é constante e aplicando as condições de contorno, as expressões resultantes são:

$$\frac{\sigma_F}{\cos \beta(L/2)} = \left[ \frac{\cos \beta(x-L/2) E_m V_m + 1}{E_c V_t} \right] \sigma_c \quad (17)$$

$$\frac{\sigma_M}{\cos \beta(L/2)} = \left[ 1 - \frac{\cos \beta(x-L/2)}{E_c} \right] E_m \sigma_c \quad (18)$$

$$\text{onde: } \beta = (1/r) \left[ \frac{2E_c}{E_F(1+u_M)(V_F - \ln V_F - 1)} \right]^{0.5} \quad (19)$$

A relação entre a tensão e a deformação pode ser feita com base nos critérios de inicio de propagação de trinca. Ambos os critérios, da tensão e da energia, tem sido modelados para fornecerem relações entre a tensão externa e a deformação sofrida pelo material. Utilizando o critério da tensão máxima a relação entre a tensão aplicada no compósito ( $\sigma_c$ ) e a correspondente deformação média será

$$\frac{\sigma_c}{\beta L} = \left[ \frac{2 \tanh(\beta L/2)}{E_c E_F V_F} \frac{E_m V_m + 1}{E_c} \right] \sigma_c \quad (20)$$

Estas equações foram modeladas para um estado onde não existem tensões térmicas residuais devidas à diferença entre os coeficientes de expansão térmicos da fibra e da matriz.

Desta forma, qualquer variação, na temperatura introduzirá tensões longitudinais, radiais e de cisalhamento devidas à diferentes variações dimensionais da fibra e da matriz.

Como os compósitos geralmente são fabricados em processos que envolvam altas temperaturas, e o simples resfriamento até a temperatura ambiente já é o bastante para introduzir tensões na fibra e matriz.

Em alguns casos estas tensões são suficientes para superar o limite de elasticidade de um, ou ambos componentes

Incluindo os efeitos destas tensões térmicas nas expressões (17) e (18) podemos reescrevê-las como:

$$\cos \beta(L/2) \frac{\sigma_F}{E_c V_f} = \left[ \frac{\cos \beta(x-L/2)}{E_c} \frac{E_m V_m}{E_c} + 1 \right] \alpha_c + \left[ 1 - \frac{\cos \beta(x-L/2)}{\cos \beta(L/2)} \right] (\alpha_M - \alpha_C) \Delta t \quad (23)$$

$$\cos \beta(L/2) \frac{\sigma_M}{E_c} = \left[ 1 - \frac{\cos \beta(x-L/2)}{E_c} \right] \left[ E_m \alpha_c + E_m (\alpha_M - \alpha_C) \Delta t \right] \quad (24)$$

No caso da fibra, a deformação intrínseca devida a esta variação de temperatura ( $\epsilon_F^0$ ) pode ser escrita como:[5]

$$\epsilon_F^0 = \frac{\sigma_c}{E_c} + (\alpha_M - \alpha_C) \Delta t \quad (21)$$

onde:  $\alpha$ =coeficiente de expansão térmica

$\Delta t$ = variação de temperatura

A deformação do compósito será obtida pela média da deformação da fibra sobre o comprimento L , [5] :

$$\frac{\epsilon_c}{E_c \beta L} = \frac{\epsilon_F^0 + 2 \tanh(\beta L/2) \left[ E_m V_m + (\alpha_M - \alpha_C) \Delta t \right]}{E_c E_F V_F} \quad (22)$$

No inicio do carregamento do compósito, a deformação  $\epsilon_c^0$  será linearmente proporcional à tensão aplicada  $\sigma_c$ , até que a tensão de ruptura da matriz seja atingida. Neste momento irá ocorrer a fratura do material pela propagação de uma trinca que será imobilizada pelo descolamento da interface matriz/fibra. de um certo comprimento ( $L_d$ )

Após a formação destas trincas, como descrito na figura (16), os efeitos da tensões induzidas termicamente e do descolamento da interface tornam-se dominantes a medida que o comprimento da interface descolada ( $L_d$ ) aumenta.

Após a fratura da matriz, toda a carga será transmitida à fibra via interface e, dependendo de sua resistência podem ocorrer dois tipos de comportamento.

**a)** Caso a interface seja suficientemente resistente, a fibra irá se deformar até romper-se. havendo uma absorção adicional de energia devido ao rompimento da interface matriz/fibra e posterior sacamento da fibra sujeito a tensões de fricção, provocando um trabalho adicional de fratura. Como descrito no item 1.6

**b)** Caso a interface não seja suficientemente resistente, para transmitir carga à fibra, haverá apenas o sacamento da fibra sujeito à tensões de fricção.

Analizando a seqüência de fratura do compósito, fratura da matriz, transferência de carga à fibra com posterior deformação e sacamento final da fibra fraturada, podemos decompor este ensaio em três outros eventos. Como na figura 17.

- a) Ensaio de tração da matriz contendo um furo.
- b) Ensaio de sacamento da fibra para  $L > L_{crítico}$
- c) Ensaio de sacamento da fibra para  $L < L_{crítico}$ .

Nestes ensaios de sacamento "Single fiber pull-out", ou arrancamento, o comprimento crítico corresponde ao comprimento da fibra no qual a tensão necessária para romper a fibra é igual a tensão necessária para romper a interface.

Para valores de  $L > L_{crítico}$ , a carga necessária para romper toda interface ao redor do arame é superior a carga necessária para romper a fibra, ocorrendo a fratura desta ultima.

Oposto a isso, quando  $L < L_{crítico}$  a carga necessária para romper a interface é menor do que a necessária para o rompimento da fibra, logo ocorrerá o cisalhamento da interface.

A importância de aumentar a absorção de energia devida ao sacamento da fibra, sujeito a tensões de fricção, já era descrito por Cottrel [6] e Kelly [7] na década de 60 como um bom meio de se aumentar a tenacidade à fratura de um material.

### 1.8) Ensaios de Sacramento ("Single fiber pull-out")

Nestes ensaios a fibra é tracionada com uma velocidade de deslocamento constante, registrando-se a carga aplicada em função do deslocamento. Nesta configuração as tensões aplicadas em cada componente, próximas ao plano de contato da matriz com a garra, quando  $x=0$  (vide figura 18) serão iguais às aplicadas no ensaio de tração do compósito após o rompimento da matriz.

Desta forma, a tensão aplicada na fibra pode ser estimada através do uso de expressões que assumem uma perfeita ligação da matriz com a fibra [8]. Para as condições de contorno ( $S_f=S_f^0$  quando  $x=0$  e  $S_f=0$  para  $x=L$  temos,

$$\frac{\sigma_f}{\sinh(\beta L/r)} = \left[ 1 - \frac{\sinh(\beta(x-L/r))}{\sinh(\beta L/r)} \right] \sigma_{f^0} \quad (25)$$

$$\beta = \left[ E_M / (E_F(1-\nu_M) \ln(R/r)) \right] \quad (26)$$

$$\tau = \beta \sigma_{f^0} \coth(\beta L/r) \quad (27)$$

Neste tipo de ensaio, as tensões próximas ao plano  $x=L$  são devidas apenas à fenômenos térmicos, ao passo que no ensaio de tração, após a ruptura da matriz, além das tensões térmicas existem tensões devidas à aplicação de esforços externos. A diferença entre estes dois tipos de configurações é devida à aplicação de tensões na matriz em planos diferentes,  $x=L$  e  $x=0$ . figura(19).

Segundo Victor e Christopher [9], quando  $E_F V_F/E_M > 0.5$ , condição satisfeita na maioria dos MMs com pequenas frações volumétricas, o descolamento da interface sempre irá iniciar-se no plano  $x=0$ . Caso contrário o plano de iniciação trinca será  $x=L$ .

Apesar destes diferentes estados de tensões, e consequente diferença na resposta do material, a sobreposição de ensaios proposta na figura (17) poderá ser feita no sentido de estudar os aspectos qualitativos da influência da interface na fratura do material.

Como este ensaio normalmente é usado para avaliar as propriedades de interface, podemos separar os compósitos em dois grandes grupos em função da adesão entre a matriz e a fibra ser consequência de fenômenos físicos ou químicos.

Os processos físicos de adesão são decorrentes, principalmente, da diferença entre os coeficientes de expansão térmica, como já mencionado, resultando em tensões de compressão entre da matriz sobre a fibra, o que provocará uma imobilização da fibra através de travamento mecânico decorrente das forças de atrito atuando na interface.

Durante o processo de aplicação de cargas de tração crescentes na fibra, o sistema permanecerá estático até uma carga crítica onde a tensão de cisalhamento, provocada pela aplicação de uma carga, for maior que a

tensão residual de cisalhamento resultante do processo de produção

$$\tau = \mu \sigma_n \quad (28)$$

onde  $\tau$  = tensão de cisalhamento na interface

$\sigma_n$  = a tensão normal a interface

$\mu$  = ao coeficiente de atrito

Assumindo uma condição ideal onde o coeficiente de atrito e a tensão normal sejam constantes ao longo da interface e a transferência de carga da fibra para a matriz seja uniforme temos:

$$\sigma \pi r^2 = \tau 2\pi r L \quad (29)$$

Substituindo o valor da tensão de cisalhamento nesta fórmula e isolando a tensão aplicada na fibra, temos a máxima tensão suportada pela fibra antes do descolamento da interface:

$$\sigma = \frac{2\mu \sigma_n L}{r} \quad (30)$$

Após o descolamento da interface a tensão de sacamento dependerá da resistência à fricção da interface, sendo função de  $\mu$  e  $\sigma_n$  que podem variar ao longo do comprimento  $L$  da fibra. Esta variação é resultante da soma das tensões termicamente induzidas mais as tensões devidas à diferença dos coeficientes de poisson da matriz  $\nu_M$  e da fibra  $\nu_F$ . Quando  $\nu_M > \nu_F$  a fibra estará sujeita a tensões adicionais de compressão, mas para  $\nu_M < \nu_F$  a fibra estará sujeita a tensões adicionais de tração, o que diminuirá a tensão normal aplicada na fibra.

A resultante deste balanço de tensões será:

$$\sigma = -\sigma_N E_F (1 - \exp(-\beta(x-L))) \quad (31)$$

$$\beta = \frac{2\mu_{FE_M}}{r E_F} \quad (32)$$

Nos processos químicos de adesão podem existir dois tipos de interações entre a fibra e a matriz, a saber:

**a) Adesão por difusão ("Diffusional Bonding")**

Quando dois elementos químicos diferentes estão separados por uma barreira (interface matriz/fibra) a tendência é haver fluxo de átomos de ambos os elementos em sentidos opostos, diminuindo o gradiente de concentração e aumentando a entropia do sistema. Este tipo de interação ocorre a nível atômico sendo favorecido por altas temperaturas e pressões na interface de contato.

**b) Adesão por reação química ("Chemical Bonding")**

Este tipo de adesão ocorre pela reação química dos elementos presentes na interface formando camadas de produtos de reação. Na verdade, quando ocorre este tipo de interação estão presentes duas interfaces, a que são da matriz/produtos de reação e produtos de reação/fibra. Para haver um bom desempenho do material é necessário que esta camada formada seja o mais uniforme possível para não criar descontinuidades, ou concentrações de tensões.

Para estes casos, onde há interação química na interface, antes do sacamento do reforço é necessário haver a ruptura da interface. Neste tipo de interface a aplicação do critério da tensão para a determinação de sua resistência não pode ser usado, pois depende da extensão da zona de interação química.

23  
Desta forma devemos recorrer ao critério da energia para prever sua tensão de ruptura.

Como foi feito no caso da interação física, na elaboração do modelo teórico usado para prever a resistência da interface as condições de contorno foram simplificadas, desprezando a influência do coeficiente de poisson.

$$\sigma_d = [4 E_f G_{UC}] \quad (33)$$

$$e_m = \left[ \frac{E_f V_f}{E_m V_m + E_f V_f} \right] \quad (34)$$

Após a ruptura da interface a tensão cisalhante de sacamento, atuando na interface matriz/fibra será

$$\sigma_s = \sigma_d + \left[ \frac{2 \tau_u L}{e_m} \right] \quad (35)$$

Estas equações são apenas uma aproximação da realidade, mas servem para mostrar que quando há interação químicas entre a matriz e a fibra há também um aumento da energia necessária para fraturar a interface. Devido a estas mesmas interações químicas, há um aumento no coeficiente de atrito decorrente de uma maior irregularidade superficial, o que resultará em um maior absorção de energia pelo material antes de fraturar completamente.

## Capítulo 2

### Materiais e Métodos

#### 2.1) Microestrutura e propriedades da Matriz

O material usado como matriz era uma liga de Zn-5%Al, com pequenas quantidades de Cu (0,75 a 1,25%) e Mg (0,03 a 0,06%), denominadas ZAMAK-5. Trata-se de uma liga eutetóide, que normalmente é utilizada em fundição por gravidade e sob pressão devido sua grande fluidez e fácil fusão. Nas condições de produção do compósito esta liga apresentou uma microestrutura formadas por dendritas de  $\alpha$ , fase rica em Zn, com fundo de  $\beta$ . (vide figuras 20). Esta estrutura bruta de fusão, relativamente grosseira pode ser consequência da elevada refratariedade do molde de fundição usado e de sua temperatura de aquecimento relativamente elevada (400 °C), visto que o ponto de fusão desta liga é de 386 °C.

Esta estrutura grosseira e a contaminação da matriz com alguns intermetálicos de Fe-Zn diminuíram as propriedades do material, que se mostraram inferiores às da literatura:

As propriedades obtidas em laboratório, através de ensaios de tração com velocidade de deslocamento de 10mm/min foram:

laboratório:  $\sigma_{LR} = 170 \text{ MPa}$ ;  $\sigma_{LE} = 120 \text{ MPa}$ ;  $\varepsilon_{LR} = 1\%$ .

literatura:  $\sigma_{LR} = 330 \text{ MPa}$ ;  $\sigma_{LE} = 280 \text{ MPa}$ ;  $\varepsilon_{LR} = 10\%$ .

## 2.2) Microestrutura e propriedades da fibra

Utilizou-se como reforço arames de aço, classificação ABNT 6170, com diâmetros de 2,5 mm ac invés dos pequenos diâmetros de fibra normalmente utilizados, cerca de 100 vezes menor, com o objetivo de facilitar a caracterização dos produtos formados na interface e o ganho nas propriedades mecânicas do material.

As suas propriedades mecânicas são:

$$\sigma_{LR} = 1570 \text{ MPa}; \sigma_{LE} = 1150 \text{ MPa}; \epsilon_{LR} = 10\%$$

Estas elevadas propriedades são decorrentes do tratamento de patenteamento sofrido pelo material. Durante o processo de produção do compósito a sua microestrutura, de martensita revenida com ilhas de perlita muito fina, manteve-se praticamente uniforme.

Houve apenas uma pequena queda de dureza próxima à periferia devido aos processos de recuperação/recristalização possivelmente ocorridos. A composição química do arame foi levantada no Laboratório de Análises Químicas do IPT, por via-úmida, e no próprio Departamento de Engenharia e Metalúrgica e de Materiais, via EDS. O resultado destas análises está descrita abaixo.

	%Fe	%C	%Mn	%Cr	%Si
Via-Úmida	97.89	0.66	0.66	0.46	0.33
EDS	98.46		0.88	0.58	0.48

### 2.3) Molhabilidade

Na fabricação de compósitos, à partir de metal líquido, a capacidade do metal líquido molhar a fibra é um dos fatores determinantes do processo a ser produzido. Normalmente as ligas de Zn-Al não molham a maioria das fibras usadas, sendo necessário a aplicação de uma sobra pressão, como nos processos de "Pressure Infiltration Casting" e "Squeeze-Casting". Para o nosso sistema em particular, a existência de uma reação espontânea entre a matriz líquida e a fibra, formando compostos intermetálicos, aumentou a molhabilidade da do sistema possibilitando o uso de fundição convencional por gravidade como técnica de produção do material.

Define-se molhabilidade como sendo a capacidade do líquido espalhar-se sobre a superfície de um sólido formando uma gota ou um filme contínuo.

Esta capacidade pode ser medida em função do ângulo ( $\theta$ ) formado entre a interface sólido/líquido e a interface líquido/vapor, resultante do equilíbrio das energias de interface entre o vapor, o líquido e o sólido.

Considerando uma gota em repouso sobre uma superfície sólida, ao deformarmos infinitesimalmente a superfície líquida, aumentando a área de interface SL em  $dASL$ , a variação correspondente da energia livre será :

$$\Delta G = (\gamma_{SL} - \gamma_{SV} + \gamma_{LV} \cdot \cos\theta) \cdot dASL \quad (3^-)$$

Na equação acima  $\gamma$  é a energia de interface e os sub-índices SI, SV e LV representam a respectiva interface de referência. (figura 21),

Quando ocorre solubilidade mútua (interdifusão) ou formação de compostos intermetálicos, como em nosso caso, há uma diminuição na energia livre total do sistema, indicando que o molhamento pode ser espontâneo, ou seja o ângulo ( $\theta$ ) tende a zero.<sup>12,13</sup>

#### 2.4) Ensaios de imersão a quente

Em uma etapa preliminar à fabricação do compósito, foram realizadas experiências de imersão e retirada do reforço na matriz líquida com o objetivo de estudar mais detalhadamente a cinética de formação dos intermetálicos. A partir deste estudo pode-se definir qual seria a melhor temperatura de vazamento da matriz líquida sobre o reforço, afim de se conseguir uma fina e uniforme camada de intermetálicos.

Quando a matriz líquida entra em contato com o reforço, a superfície da fibra é rapidamente aquecida, passando para um estado ativado.

Devido ao grande gradiente de concentração entre os elementos da matriz líquida (Zn e Al) e do reforço (Fe), inicia-se um processo de difusão do Fe para o banho líquido e, em sentido oposto, os elementos do banho (Zn e Al) se difundem para dentro do reforço.

Paralelamente ao processo de difusão dos elementos, ocorrem reações químicas entre os elementos difundidos, principalmente entre o Al e o Fe, formando intermetálicos de estequometria próxima a do  $Fe_2Al_5$  e do  $FeAl_3$ . [14]

Para baixas temperaturas (cerca de 450 a 570 °C) e pequenos tempos de imersão ( 10 a 90 seg.) forma-se uma fase colunar com estequometria próxima ao composto  $Fe_2Al_5$  .(Figura 22). Com o passar do tempo uma nova fase, provavelmente o  $FeAl_3$ , começa a nuclear no  $Fe_2Al_5$  desprendido da interface. Isto pode dever-se ao aumento da concentração de Al no banho a medida que nos afastamos do reforço. (figura 23)

Quando aumentamos a temperatura para uma faixa de 700 °C, o ataque do reforço passa a ser mais generalizado, provavelmente devido a maior cinética do processo, que é favorecida pela alta temperatura devido aos mecanismos de difusão). (figura 24)

A partir destas experiências de imersão verificou-se que na temperatura de 570°C os intermetálicos se formavam mais uniformemente (figura 25), sendo portanto a temperatura definida para vazamento da matriz líquida no molde cerâmico . Estes intermetálicos podem atuar como um tubo de paredes finas de alta resistência, cerca de 800 MPa de  $\sigma_{LR}$ , elevando a resistência e a rigidez do compósito.

Nestas ligações ordenadas,  $FeAl_3$  e  $Fe_2Al_5$ , há um aumento do limite de escoamento com o aumento da temperatura.<sup>15</sup>

### 2.5) Fundição da Precisão

O compósito foi produzido através de fundição por gravidade, com vazamento da matriz líquida (ZAMAK-5) a 570 °C em uma casca cerâmica de fundição de precisão pré-aquecida a 400 °C. Os arames foram tratados superficialmente antes de serem posicionados na casca. Os moldes dos corpos de prova foram produzidos atendendo à norma ASTM A536-60. (figura 26)

O tratamento superficial teve como objetivo eliminar possíveis camadas de óxidos ou impurezas que dificultem o molhamento do reforço pela matriz líquida. Basicamente foram realizadas repetidas operações de decapagem mecânica, com lixa #600, e decapagem química, com solução de Clark, seguida de fluxagem com  $NH_4Cl-ZnCl_2$  (350g/l). Este fluxo tem a finalidade de proteger o arame contra oxidação após o tratamento superficial e facilitar o molhamento da fibra, se volatilizando ao entrar em contato com o metal líquido. Antes de serem colocados na casca os arames foram secos em forno de mufla a 80 °C durante 20 minutos.

## 2.6) Ensaios de Tração

Foram realizados ensaios de tração na matriz, fibra e no compósito com a finalidade de caracterizar as propriedades mecânicas dos materiais,  $\sigma_{LR}$ ,  $\sigma_{LE}$  e  $\epsilon^*$ .

Estes ensaios foram realizados sob uma velocidade de deslocamento constante das garras de 10mm/min ("Stroke Control") em uma máquina servo-hidráulica da MTS, modelo 810, com capacidade até 500kN, acoplada a um módulo de controle digital modelo 420.28. e gerador de sinal de 18 bits,.figura (27)

Todo o equipamento foi ligado em um computador do tipo AT286, através de uma placa de conversão de sinais analógicos/digitais, para a aquisição dos sinais e registro dos ensaios, como um registrador X-Y digital. Figura (28). Os sinais monitorados foram o deslocamento, deformação e carga com uma frequência de 150Hz,

As capacidades limites do aparelho (fundo de escala) foram: carga 100kN, deslocamento 100mm, deformação 15%. (Figura 29) As medidas de deformação foram feitas com um estensômetro elétrico, também fabricado pela MTS, de classe B. O cálculo das tensões foi feito através da divisão da carga pela área inicial do corpo de prova .

## 2.7) Ensaios de Sacamento da Fibra (" Pull-Out")

Com o objetivo de estudar melhor as propriedades de interface, foram realizados ensaios de sacamento da fibra, ou também chamado de ensaio de cisalhamento da interface, Figura (18).

Como a carga necessária para o rompimento da interface é bem menor que as necessária à ruptura completa do compósito optou-se por utilizar uma outra máquina de ensaios com menor capacidade (MTS de 10 ton.), por ser mais sensível. (Figura 29). Nesta máquina o fundo de escala da carga estava calibrado para 10kN. Para manter as condições de ensaio o mais próximas possíveis do ensaio de tração, conservou-se o controle da máquina em dessecamento, com uma velocidade de 10mm/min.

A estimativa do comprimento crítico ( $L_{CRIT}$ ), no qual a carga necessária à ruptura da fibra é igual a carga necessária à ruptura da interface, foi estimado variando-se o comprimento da fibra que estava aderido à matriz

A influência da formação de intermetálicos na interface foi avaliada através da execução de ensaios de sacamento em um corpo de prova que não teve o tratamento superficial fluxagem da -fibra, não facilitando o molhamento da fibra.

## Capítulo 3

### Análise e discussão dos resultados

#### 3.1 Ensaios de tração

Os resultados dos ensaios de tração estão representados nas figuras (31) e (32) sob a formas de gráficos.

A figura (31) representa o gráfico da carga pelo deslocamento para o ensaio de tração do compósito, que pode ser dividida em três estágios, a saber:

1) A fibra e a matriz se deformam elasticamente até o limite de elasticidade da matriz. A partir deste ponto a matriz começará a deformar-se plasticamente fraturando de forma frágil em seguida, pois  $\epsilon_F < \epsilon_M$ , como descrito no item 1.5.

2) Neste estágio, após a completa ruptura da matriz, toda energia nela armazenada é transmitida à fibra pela tensão de cisalhamento atuante na interface. A fibra então ficará sobre carregada, rompendo-se com uma fratura do tipo taça cone, como na figura (30). Como podem existir pontos de concentração de tensão devidos a presença de microtrincas ou descontinuidades na interface o plano de fratura da fibra pode não ser coincidente com o plano de fratura da matriz. Isto dará inicio ao terceiro estágio de fratura.

3) Como o plano de fratura da fibra e da matriz estão separados de uma certa distância  $L$ , para haver uma fratura completa é preciso que seja fornecido ao compósito uma quantidade extra de energia necessária para o rompimento da interface matriz/fibra em uma extensão igual a " $L$ ". Isto provocará um aumento na tenacidade à fratura do material, como descrito no item 1.6.

Com relação ao segundo estágio vale ainda lembrar que embora o modo de fratura da interface seja o de cisalhamento puro (modo II), a fibra pode estar sendo solicitada em modo I, devido as tensões de tração na fibra, geradas pela tensão de cisalhamento da interface, e a presença de microtrincas que tenham se propagado na direção e sentido da fibra. como na figura (33).

Já a figura (32) representa bem as variações nas propriedades de um material em função da atuação em conjunto de um ou mais componentes .

Esta figura mostra os gráficos da tensão pela deformação convencional da matriz, fibra e compósito sob as mesmas condições de ensaio de tração, onde podemos destacar:

i) o aumento do limite de resistência da matriz pela introdução de fibras contínuas, passando de um valor de 170 para 660MPa.

2) o trecho onde a curva tensão deformação do compósito foi aproximadamente paralelo ao trecho correspondente a deformação elástica na fibra.

3) O grande aumento na rigidez do material, que pode ser representada por um módulo de elasticidade maior do que o da matriz, e até mesmo maior do que o da própria fibra.

Isto pode ser resultado de efeitos sinergéticos entre os componentes que possam ser provocados pela presença da camada de intermetálicos, pelas tensões térmicas ou pela diferença entre os coeficientes de Poisson.

Este modelo para a seqüência de ruptura é análogo ao proposto por Cooper e Kelly, como descrito no item 1.6.

O limite de resistência alcançado pelo compósito está coerente com o modelo matemático proposto no item 1.7, pois substituindo os valores das constantes elásticas dos materiais, supondo tensões residuais térmicas devidas a um gradiente de temperatura de 100 °C e a tensão de ruptura do compósito a equação (23) nos dá uma tensão aplicada na fibra de 1350 MPa. Levando em conta que no modelo não foram considerados os pequenos deslocamentos da interface, ("Ld") devido a imobilização da trinca de fratura da matriz e a alteração das propriedades da fibra devido a presença de uma camada de

intermetálicos, este valor é bem próximo ao limite de resistência da fibra  $s_{LR} = 1570 \text{ MPa}$ .

Pelo mesmo modelo, e devido as mesmas aproximações, a pequena mudança na inclinação da curva  $s \times e$ , na figura (32), para uma tensão de 250MPa aplicada no compósito poderia corresponder à fratura da matriz, uma vez substituindo os valores na equação (24) o valor teórico da tensão aplicada na fibra é de 230 MPa, enquanto que o obtido em laboratório foi de 170MPa

### **3.2) Ensaios de Sacamento**

A figura 34 apresenta os resultados dos ensaios de sacamento do reforço.

Quando  $L=45\text{mm}$ , houve a ruptura da fibra ( $L>L_{crit}$ ). Para os outros valores de  $L$ , 35 e 25 mm, ocorreu a ruptura da interface( $L<L_{crit}$ ).

No corpo de prova com  $L=25\text{m}$ , o único tratamento superficial recebido pela fibra foi decapagem mecânica, eliminando-se as etapas de decapagem química e de fluxagem, com o propósito de não favorecer a formação de intermetálicos. Assim, a única interação entre a matriz e a fibra é o travamento mecânico, devido as tensões de compressão na fibra induzidas térmicamente devidas a um maior coeficiente de dilatação térmica da matriz, em comparação com a fibra.

Comparando os dois tipos de corpos de prova, com intermetálicos na interface ( $L=35\text{mm}$ ) apresenta uma carga média de ruptura da interface (carga/área de interface) cerca de 1,5 vezes maior do que o corpo de prova sem intermetálicos ( $L=25\text{mm}$ ).

O patamar da curva do corpo de prova com  $L=45\text{mm}$  representa o descolamento e/ou o rompimento da camada de intermetálicos. Podemos ver um aumento substancial trabalho de fratura do material, área abaixo da curva carga pelo deslocamento, que também pode ser traduzido como um aumento na tenacidade à fratura do material.

A presença de intermetálicos na interface também é benéfica pois eleva o coeficiente de atrito da interface, fazendo com que a fibra possa absorver uma maior quantidade de energia elástica antes que haja escorregamento. Isto aumenta o trabalho de fratura do material sem, contudo, aumentar sua tenacidade, pois trata-se de uma energia elástica recuperável. Estes resultados já haviam sido observados em um trabalho anterior, para uma outra liga de zinco (ZA-27), sob outra condição de ensaio mecânico, a de velocidade de deformação constante da matriz 16.

## Capítulo 4

### Conclusões

A partir dos ensaios mecânicos, e da interpretação de seus resultados, podemos chegar as seguintes conclusões :

- 1) A introdução de uma fibra continua na matriz de ZAMAK-5 aumentou significamente tanto a sua resistência como o seu módulo de elasticidade.
- 2) Este desempenho acima do esperado pode ser devido à presença de intermetálicos na interface matriz/fibra, os quais podem atuar como um tubo de paredes finas de alta resistência.(Aproximadamente 800 MPa)
- 3) O estado de tensões residuais de compressão na fibra, induzidas por dilatação térmica e/ou deformação, podem ter sido os responsáveis pelo módulo de elasticidade tão elevado, pois como a fibra estava sob compressão, houve a necessidade de aplicação de uma maior carga durante o ensaio de tração do compósito para produzir uma mesma deformação, em relação ao ensaio de tração da fibra isolada. Trata-se do efeito de sinergia entre os componentes.(matriz e fibra)

4) A partir dos ensaio de tração e de sacamento do reforço, podemos ver que a presença de intermetálicos na interface matriz/fibra não fragilizou o material, pelo contrário, aumentou o seu trabalho de fratura, aumentando a sua tenacidade.

5) Pelo exposto acima podemos concluir que a produção de um compósito de matriz de ZAMAK-5, através de fundição por gravidade mostrou-se, até o atual estágio de estudo, uma técnica viável e barata para a produção deste compósito.

#### **Agradecimentos**

Agradeço o apoio financeiro dado pelo CNPq/RHAE na forma de Bolsa de ITI processo N ° 610157191-4/065191 e aos engenheiros Mário Bocallini, Laboratório de fundição de Precisão do IPT, e Marcelo F. Cescon, Laboratório de Ensaios Especiais e Soldagem do IPT, pelo apoio e uso dos respectivos laboratórios.

Capítulo 5  
BIBLIOGRAFIA

1. CHAWLA, K.K. "Composite materials: Science and Engineering", NY, 1987
2. HULL, D. "An introduction to composite materials", Cambridge solid state science series, 1991
3. HOPKINS, D.A. AND CHAMIS, C. "A unique set of micromechanics equations for high-temperature metal matrix composites" Testing Technology of metal matrix composites, ASTM STP 964, pp 159-176, 1988.
4. COOPER, A.G. AND PIGGOT, M.R. "Cracking and fracture in composites". Frature 1977, vol 1, ICF4, Waterloo, Canada, 1977
5. COOK, J. AND GOORDON. "A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems". Proc. R. Soc. Lond., A282, 504-20
6. COTTRELL, A.H., Proc. Roy. Soc., A261, 1964, 2
7. KELLY, A. Proc. Roy. Soc., A282, 1964
8. "Fundamental Relationships Between Microstructure and Mechanical Properties of Metal-Matrix Composites". The minerals, Metals and Materials Society, pp 331-334, 1990.
9. LEIJNG, C.K.Y. AND VICTOR, C.L. "A new theory for debonding of discontinuous fiber in an elastic matrix". Mat. Res. Soc. Symp. Proc. vol 177, 1990, MRS, pp45-53.
10. CALAYANG, T.; FERRES, D. - High Performance, Light Aluminium Zinc Alloys for Speed Bearings and Bushings SAE Technical Paper Series; 820645.
11. CALAYANG, T.; FERRES, D. - Zinc-Aluminium: New Bearing Options for Automotive Engineering/SAE, pp. 43-44, December 1992.

- 47
12. GERVAIS, E. & LONG, G.A.: - "New ZA alloy in Die Casting"- trabalho apresentado à 11<sup>th</sup> Conferência Internacionais de Fundição sob Pressão, Lyon, França, 19-22 de Junho, 1984.
13. GOLDENSTEIN, H.; FLORES, D.C.; BRACA, R.; FUGOC, R. - "As Ligas de Zinco-Alumínio, características gerais e alguns resultados de resistência ao desgaste.", Metalurgia APM, v.13, n° 33, pp 97-102, Fevereiro 1987.
14. DELLIS, M. A.; KEUSTERMANS, J.P.; DELANAY, F.; WEGRIA, J. - "Fiber-Reinforced Zinc-Alumínium Matrix Composites for Improved Creep Resistance and Frature Toughness", 4th European Conference on Composite Materials, Stuttgart, F.R.G., pp 313-318, Setember, 1990.
15. DELLIS, M.A.; SCHOEBENS, H.; VAN DEN NEST, M.; LIPS, B.; WENGRIA, J.; DELANNAY, F. "Mecanical Properties of zinc-Alumínium Matrix Composites Reinforced by Unoriented fibres.", Proceedings of the 12th Riso International Symposium on Materials Science: Metal Matrix Composites-Processing, Microestrutura and Properties, pp. 299-304, 1991.
16. WANG FENG-GANA ET ALL - "Study on Aluminium Alloy Composite Reinforced With Metal Fibres". Casting Science and Technology. Setember, 1990, Osaka, Sap. The Japan Foundrymen's Society.
17. GOLDENSTEIN, H.; CORNIE, J.A.; FIGUEIREDO, A.M. - "Ferro Fundido Sintético e a melhabilidade de fibra de Carbono por ligas ferrosas líquidas." Anais do 9º CBECIMAT, pp 359-62, Águas de São Pedro, SP, Dezembro de 1990.
18. LIMA FILHO, A.P. - "Interface Filamento/Matriz, Propriedades Associadas em Compositos Metal-Metal.", São José dos Campos, 1991. Dissertação de Mestrado do Curso de Engenharia Aeronáutica e Mecânica, ITA.
19. MARQUES, K.; LUIZ, M.L.N.; GOLDENSTEIN, H. - "Investigação da reação do Fe(S) com ligas de Zn-Al(L)". Trabalho apresentado no Congresso de Pós-Graduação em Ciência e engenharia dos Materiais, Julho de 1992, São Carlos-SP: pp237-40.

- 10
20. LIU, C.J. & MCKAMEY, C.G. - "Environmental Embrittlement - a major cause for low ductility of Oriented Intermetallics". High Temperature Aluminides and Intermetallics. The Minerals, Metal, & Materials Society, 1990, pp 133-151.
21. LUIZ, M.L.N.; MARQUES, K.; GOLDENSTEIN, H. - "Composite de Matriz Metalica, Zn-25%Al, Re却ado com Fibras de Aço." Anais do 10º CBECIMAT, Aguas de Lindóia, SP, Dezembro, 1992, pp 307-10.
22. BUTHER, E.P.; FULLER, E.R.; CHAN, H.M.; - "Interfaces properties for ceramic composites from a single fibre pull-out test." Interfaces in Composites - MRS vol 170, pp 17 - 24; Boston; 1989.
23. "Fundamental Relationships between Microstructure & Mechanical Properties of MMC's." High Temperature Aluminides and Intermetallics. The Minerals, Metal, & Materials Society, pp 230-40.

#### SUMMARY

Steel fiber reinforced Zn-25%Al matrix composite has been prepared by investment casting. During the infiltration stage, there is a reaction between the molten Zn-Al and solid Fe, forming a layer of ternary Fe-Al-Zn phases (Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>-Zn<sub>x</sub> and FeAl<sub>3</sub>-Zn<sub>x</sub>). This reaction favours the wetting of the fiber without the need for any over-pressure but at the cost of a slight dissolution of the fiber and introduction of a possible brittle layer at the fiber/matrix interfaces.

Investment cast samples were used to evaluate mechanical properties and interface performance. Fracture surfaces and polished sections of the broken samples were examined using optical and scanning electron microscopy.

## Capítulo 6

### Figuras

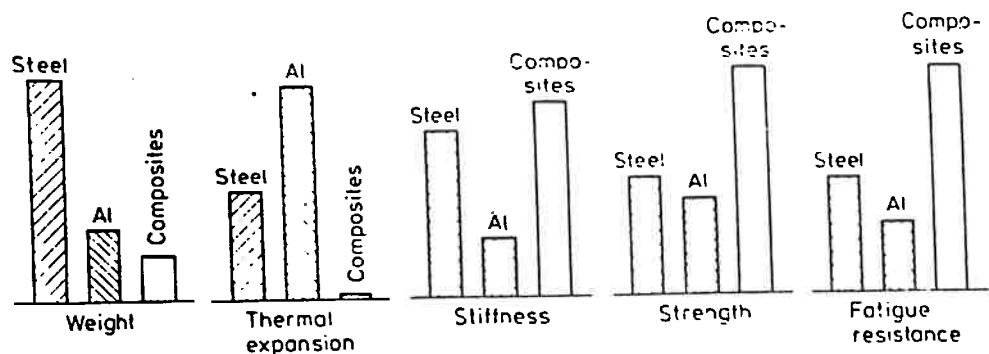


Fig. 1.1. Comparison between conventional monolithic materials and composite materials. (From Ref. 4, used with permission.)

Figura 1) Comparação das propriedades mecânicas entre diversos Materiais

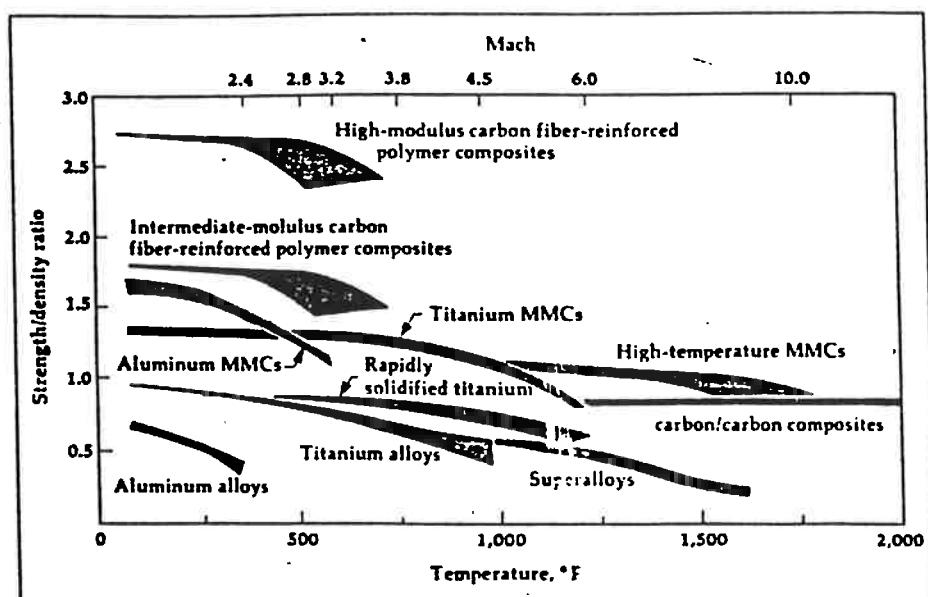


Figura 2) Gráfico da resistência do material a alta temperatura

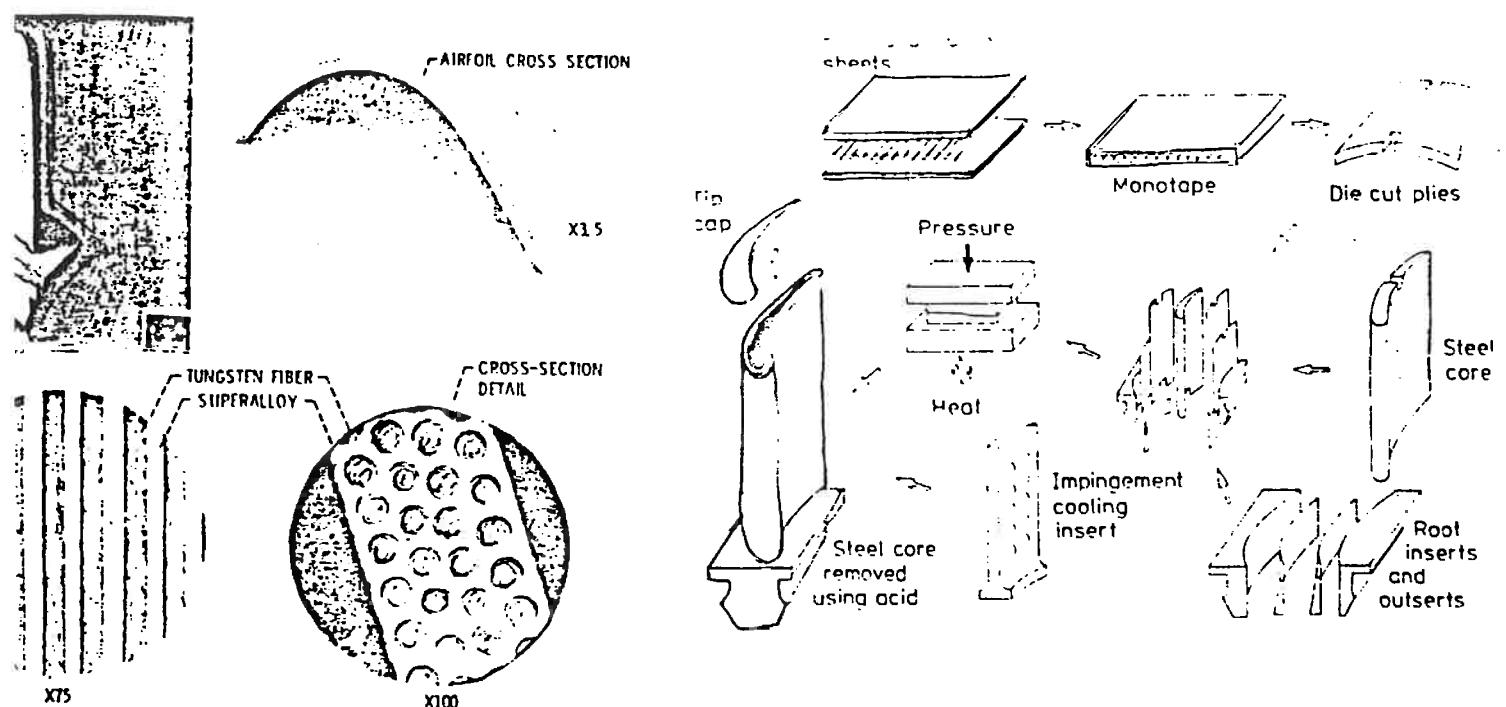


Figure 3 shows the fabrication process of a tungsten fiber reinforced superalloy blade. Part (a) shows the airfoil cross section at X15 magnification, revealing the tungsten fiber reinforced superalloy structure. Part (b) shows a cross-section detail at X100 magnification. The fabrication process involves sheeting, monotaping, die cutting, pressure and heat treatment, impingement cooling, steel core removal using acid, and the addition of root inserts and outserts. A tip cap is also shown.

Figura 3) Aplicações de compósitos em pás de turbina

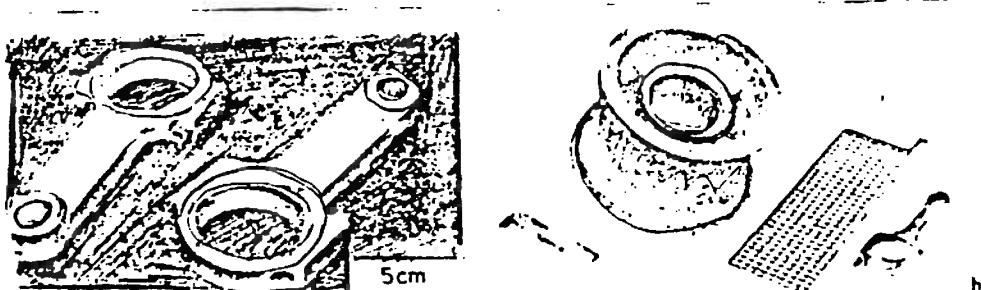


Figure 4 shows some automotive parts made of MMCs. Part (a) shows an extruded and machined component (courtesy of Composite Specialties). Part (b) shows a cast component (courtesy of DuPont Co.).

Figura 4) Aplicações de compósitos na industria automotiva

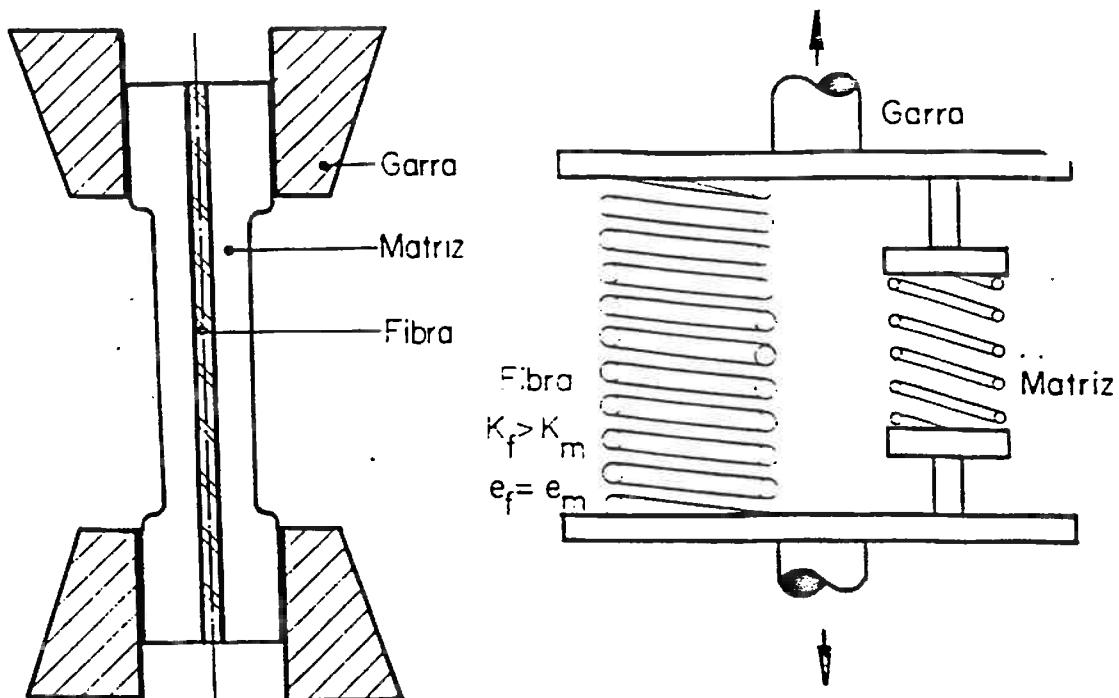


Figura 5) Analogia entre o ensaio de tração de um compósito no sentido longitudinal das fibras e uma associação de molas em paralelo. A deformação nos dois componentes será igual.

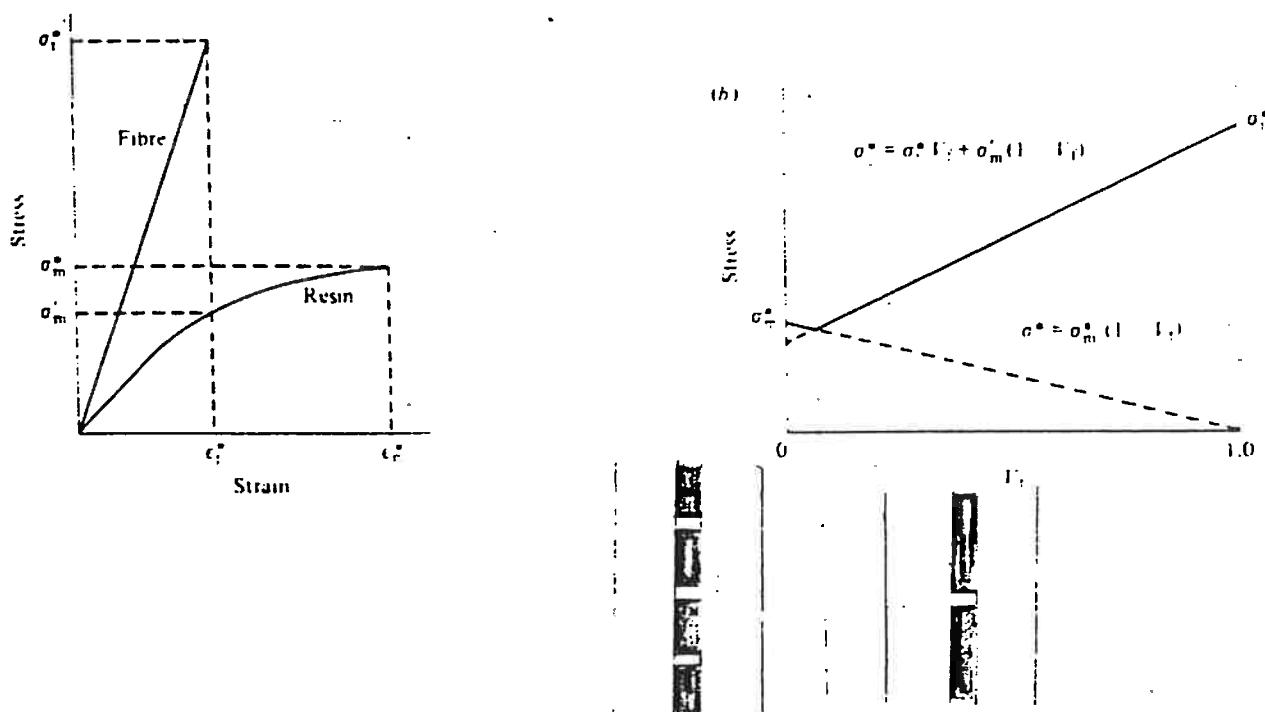


Figura 6) Estimativa da resistência do compósito para a condição onde  $\epsilon_m^* > \epsilon_f^*$

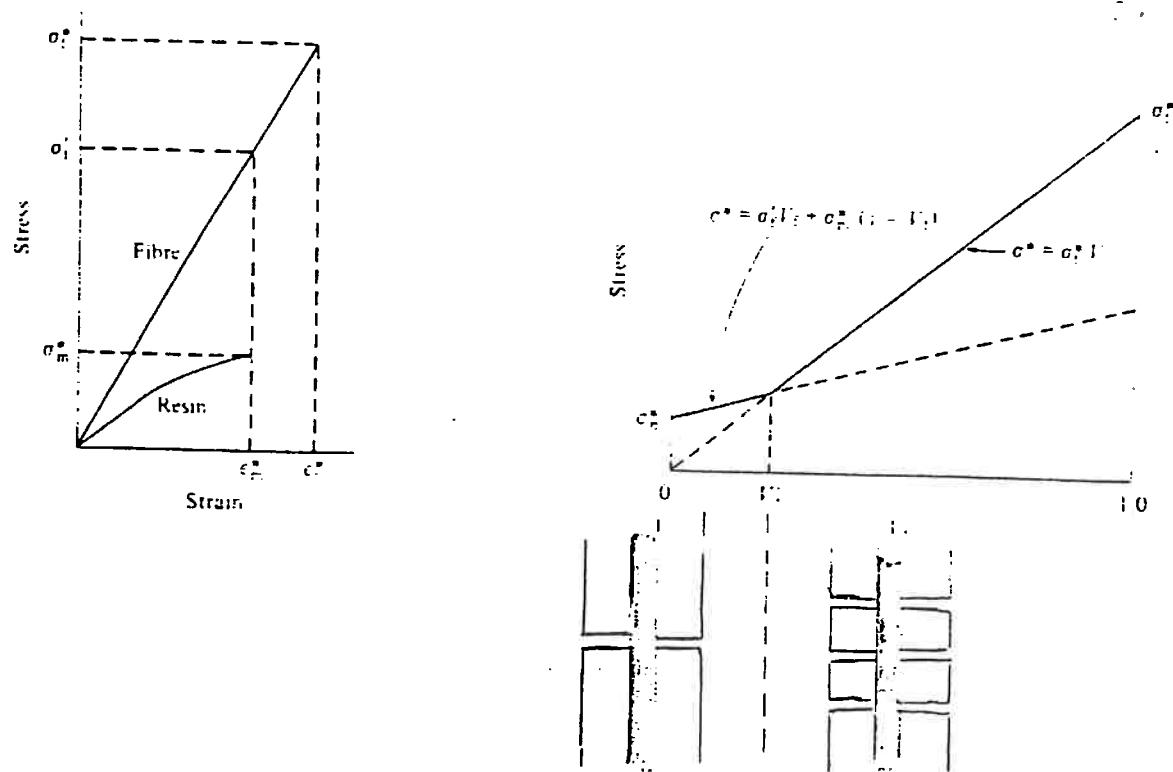


Figura 7) Estimativa da resistência do compósito para a condição onde  $\epsilon^*_{\text{M}} < \epsilon^*_{\text{F}}$

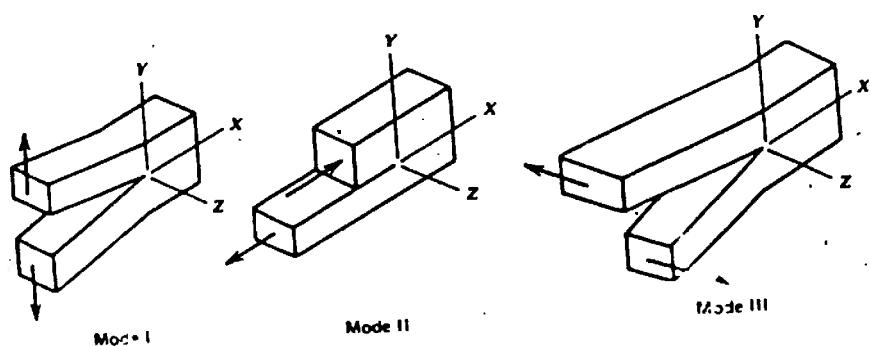


Figura 8) Modos de fratura que podem acontecer na interface.

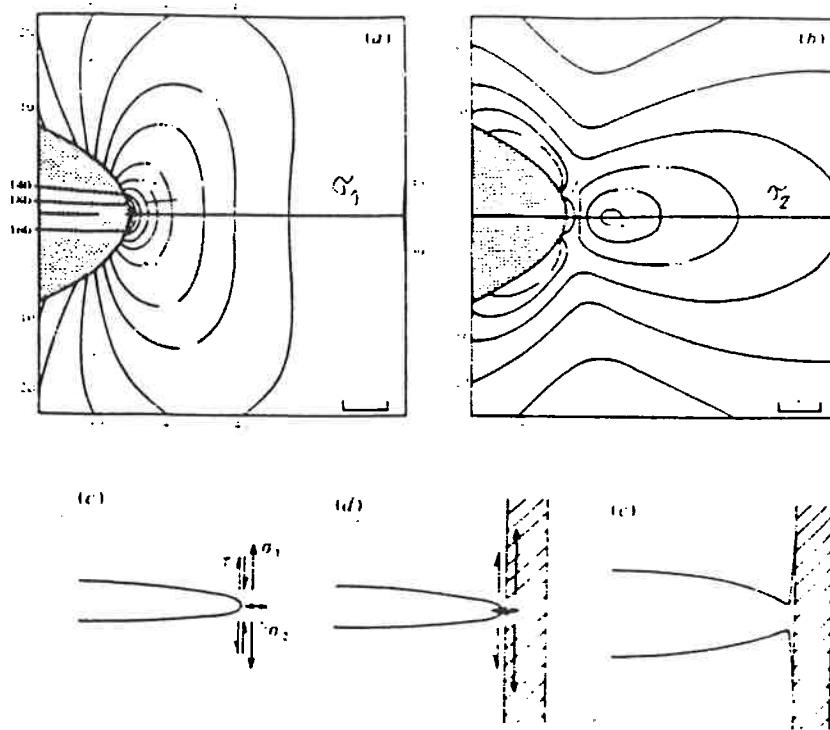


Figura 9) Imobilização de uma trinca devido o descolamento da interface.

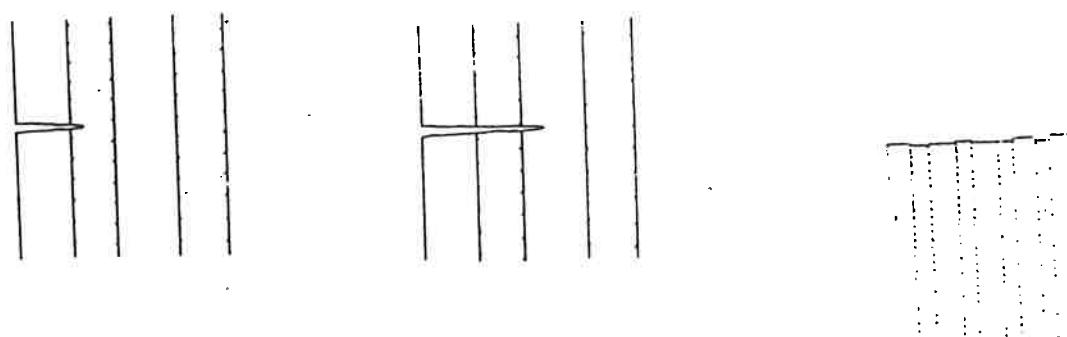


Figura 10) Aspecto da fratura de um material quando a ligação entre a matriz e a fibra é elevada

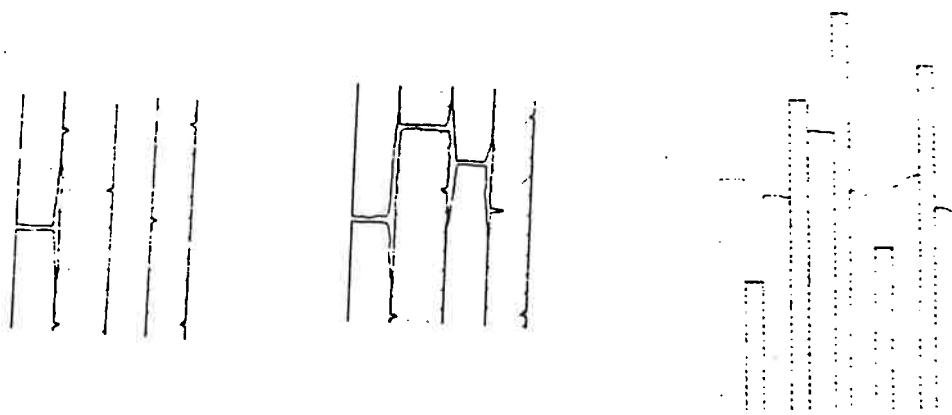


Figura 11) Aspecto da fratura de um material quando a ligação entre a matriz e a fibra é baixa.

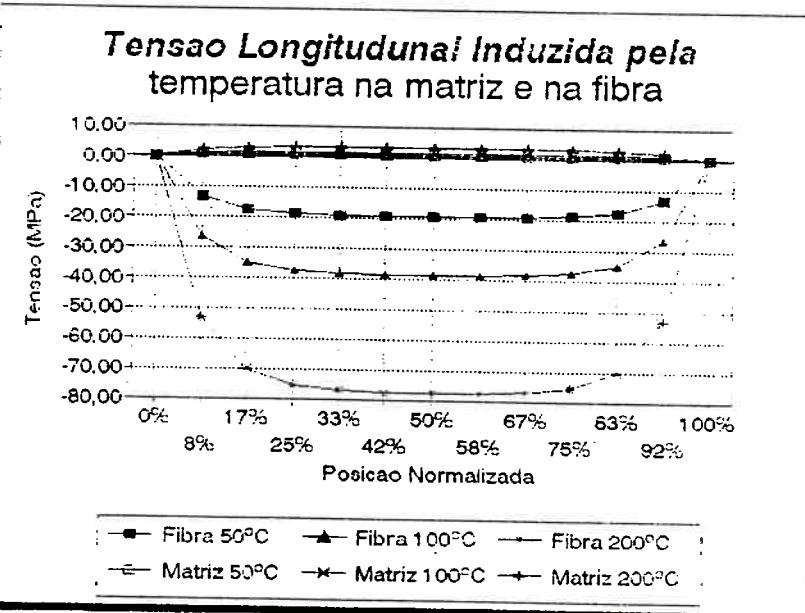


Figura 12) Tensões longitudinais provocadas pela aplicação de uma carga externa no compósito.

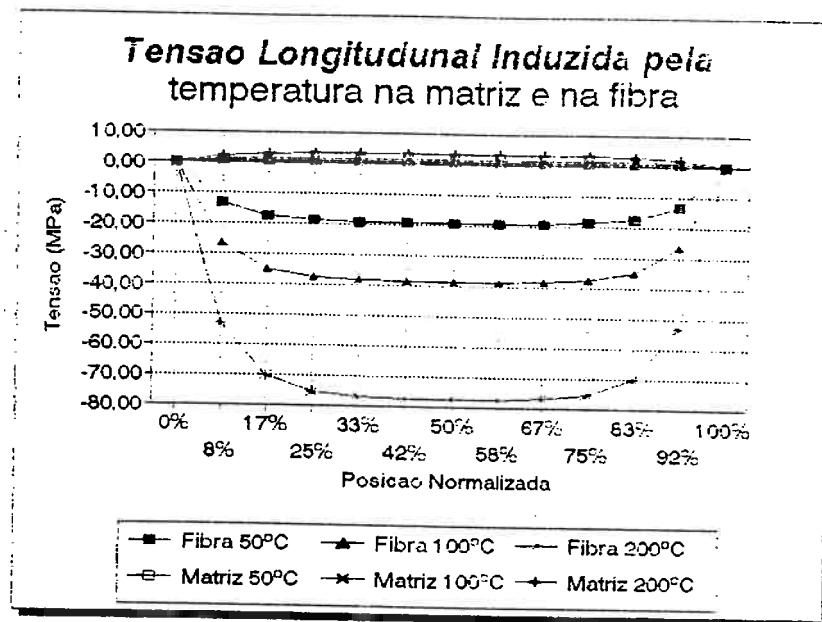


Figura 13) Tensões longitudinalmente induzidas devido a diferença entre os coeficientes de expansão térmicos da matriz e da fibra.

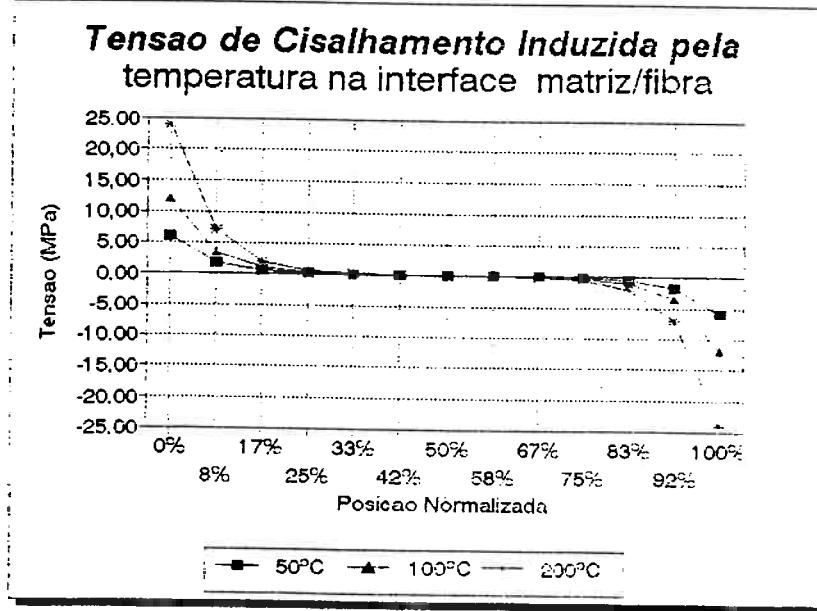


Figura 14) Tensão de cisalhamento na interface

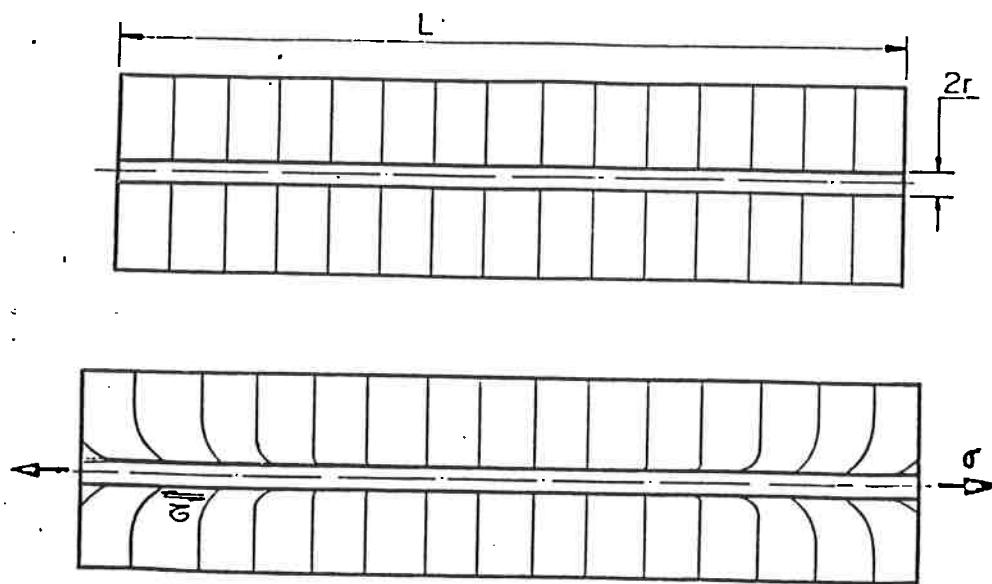


Figura 15) Esquema de solicitação de um compósito no sentido longitudinal das fibras.

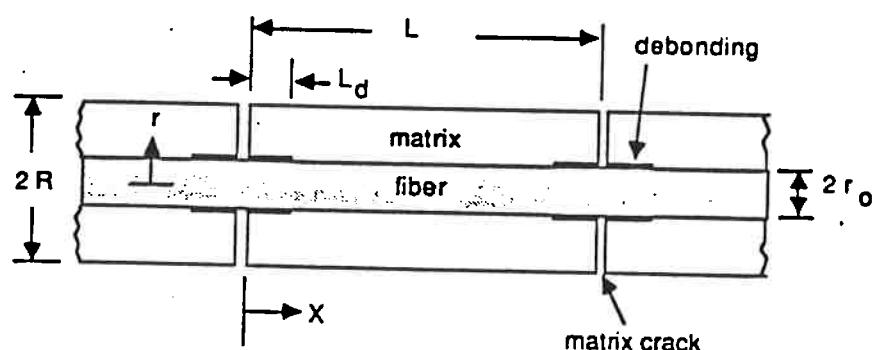


Fig.1 Unit cell for the cracked composite

Figura 16) Configuração do material após a ruptura da matriz.

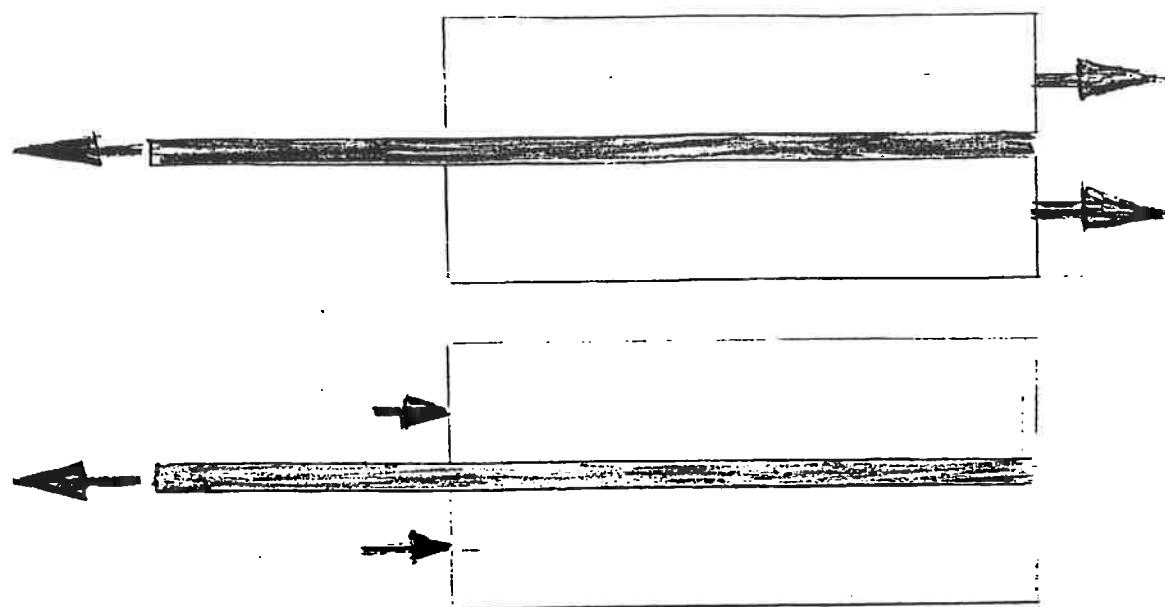


Figura 19) Diferença entre os pontos de aplicação dos esforços no ensaio de tração, após o rompimento de matriz, e no ensaio de sacamento

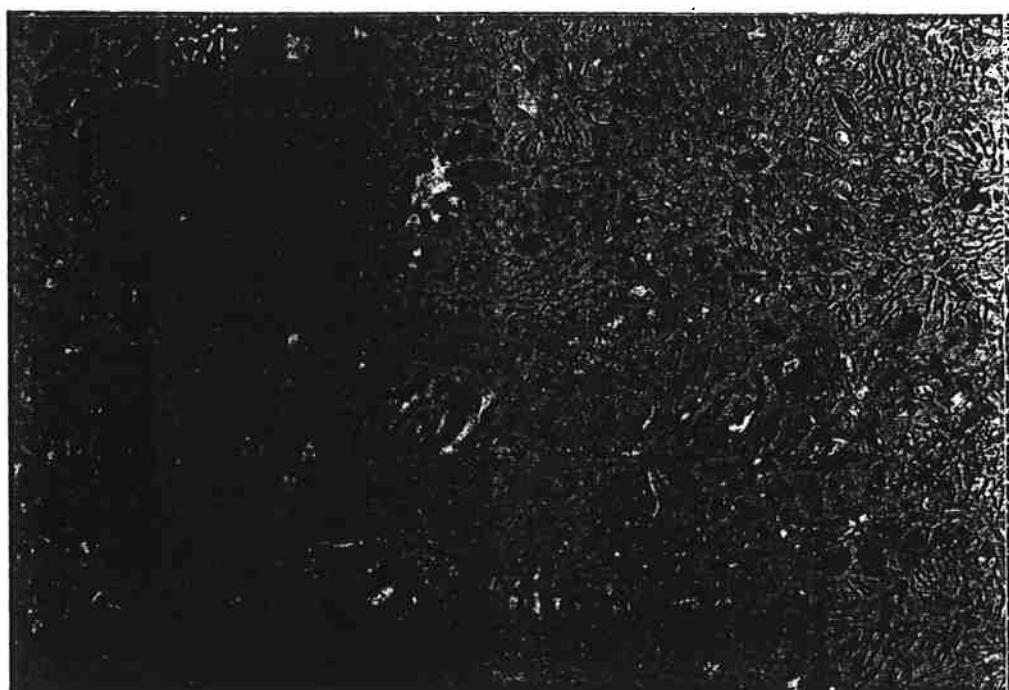


Figura 20) Microestrutura da matriz, ataque vilela,400x. Os vazios correspondem aos intermetalicos arrancados durante o polimento

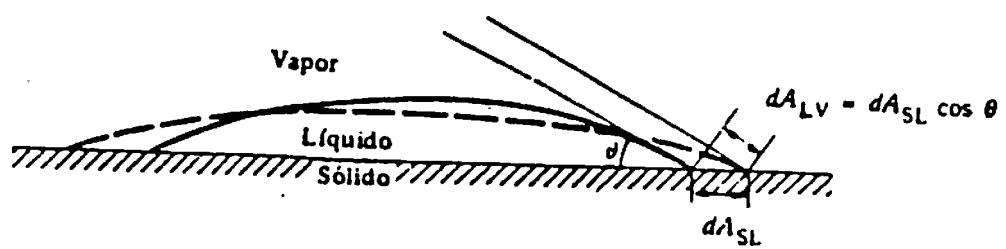


Figura 21) Esquema mostrando uma gota em equilíbrio com as tensões superficiais atuando na respectivas interfaces sólido/líquido, sólido/vapor e líquido vapor.

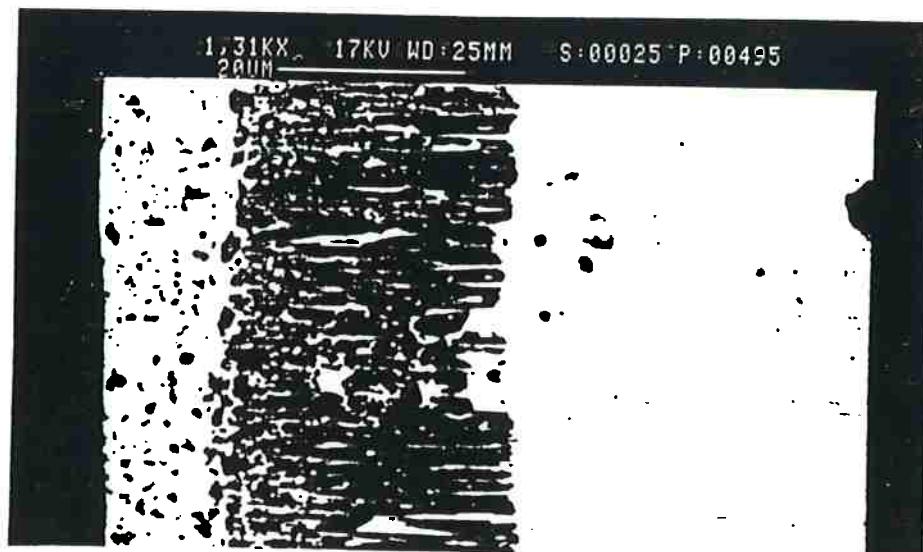
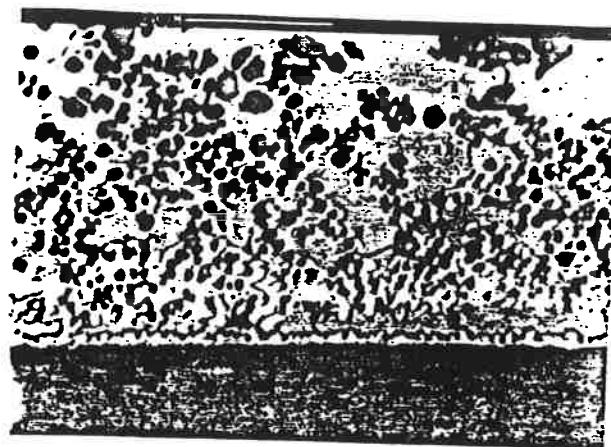
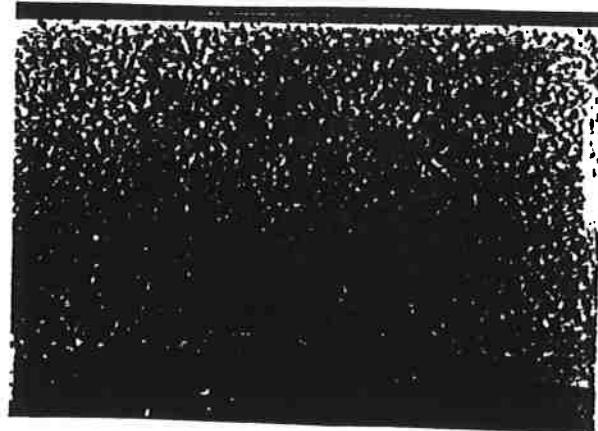


Figura 22) Formação de intermetálicos colunares na interface matriz fibra(fase escura ), provavelmente Fe2Al5



**Figura 23) Alteração na morfologia dos intermetálicos desprendidos**



**Figura 24) Ataque generalizado do reforço pela matriz líquida.**



Figura 25) Formação de intermetálicos na interface do material ensaiado.

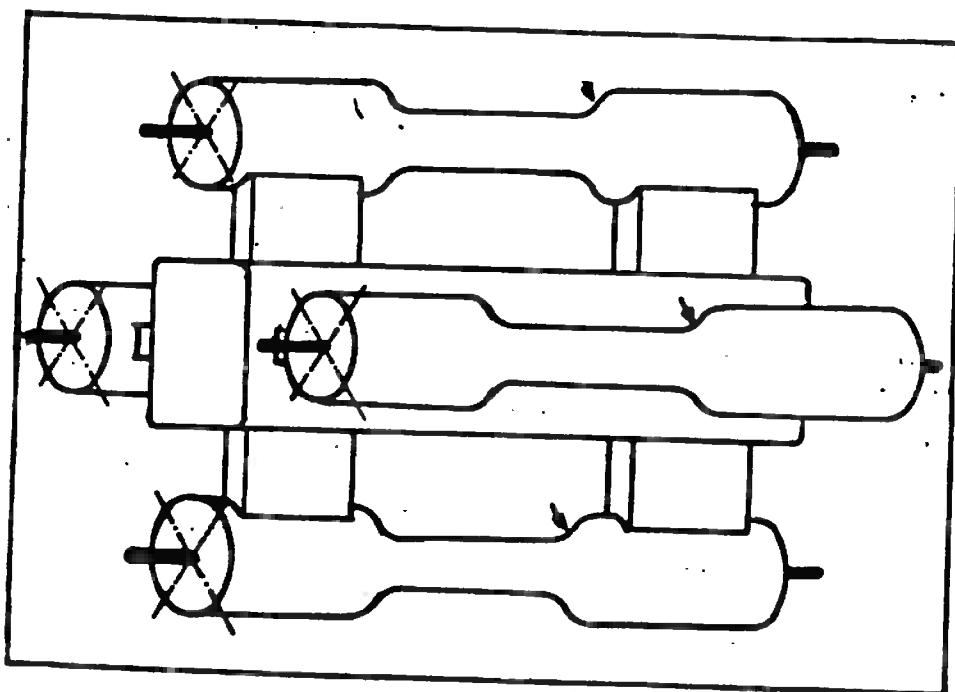


Figura 26) Esquema do molde de fundição de precisão usado na produção da árvore de fundição de precisão.

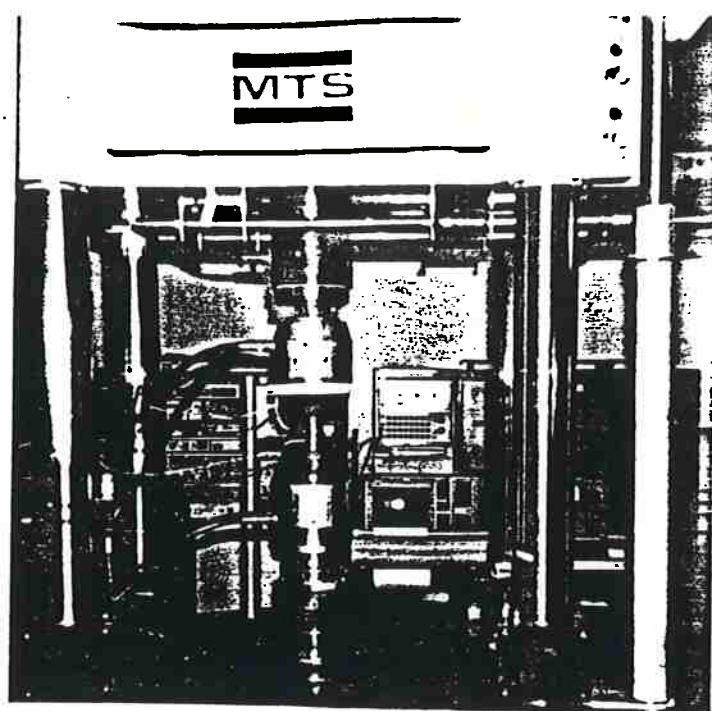


Figura 27) Máquina de ensaios da MTS de 500kN onde foram realizados os ensaios de tração (Laboratório de Ensaios Especiais e Soldagem - IPT)

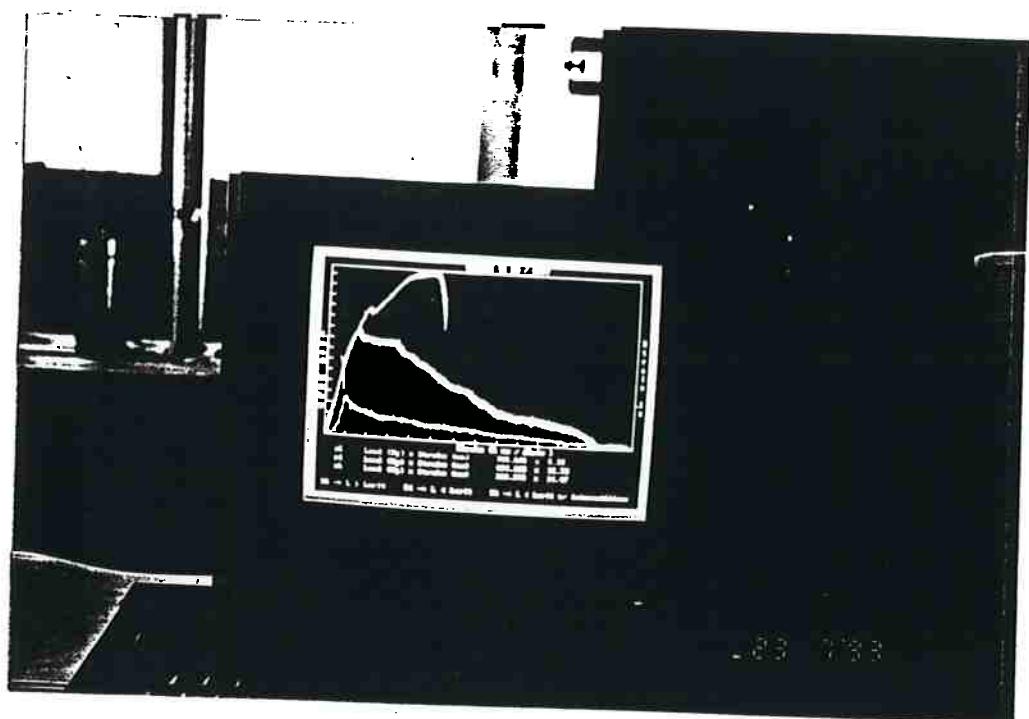
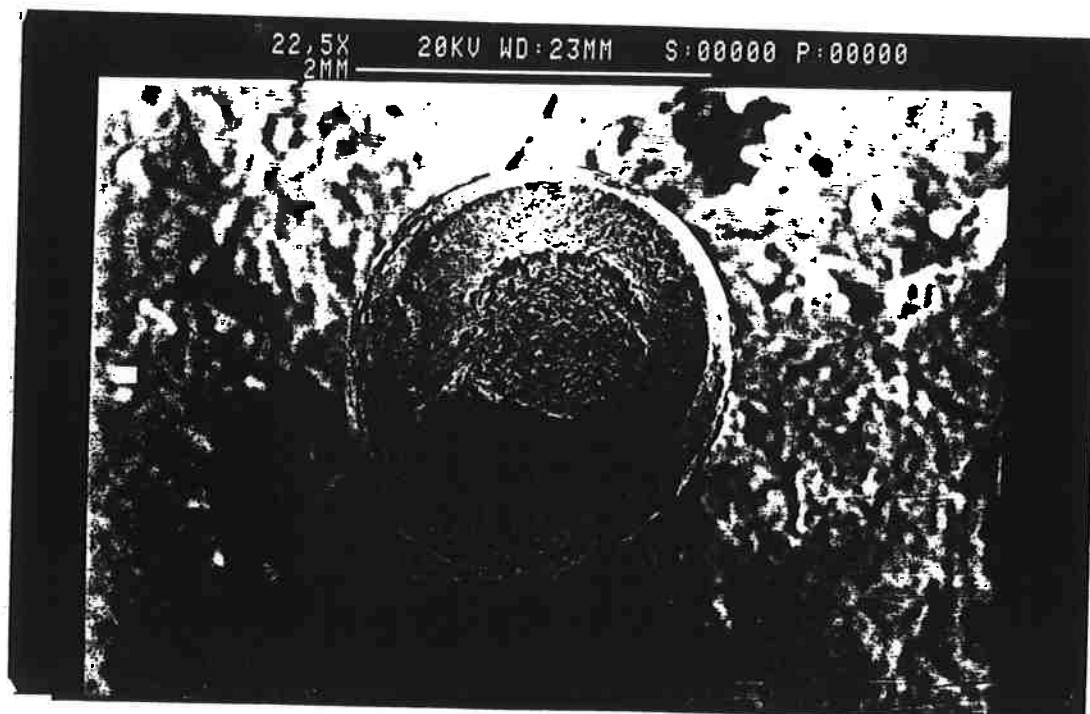


Figura 28) Computados mostrando: (a) tela de apresentação do programa desenvolvido para a aquisição dos dados e (b) aquisição de dados sendo feita.



**Figura 29) Máquina de ensaios da MTS de 100kN onde foram realizados os ensaios de sacamento do reforço (Laboratório de Ensaios Especiais e Soldagem - IPT)**



**Figura 30) Aspecto da fratura da fibra, tipo taça-cone.**

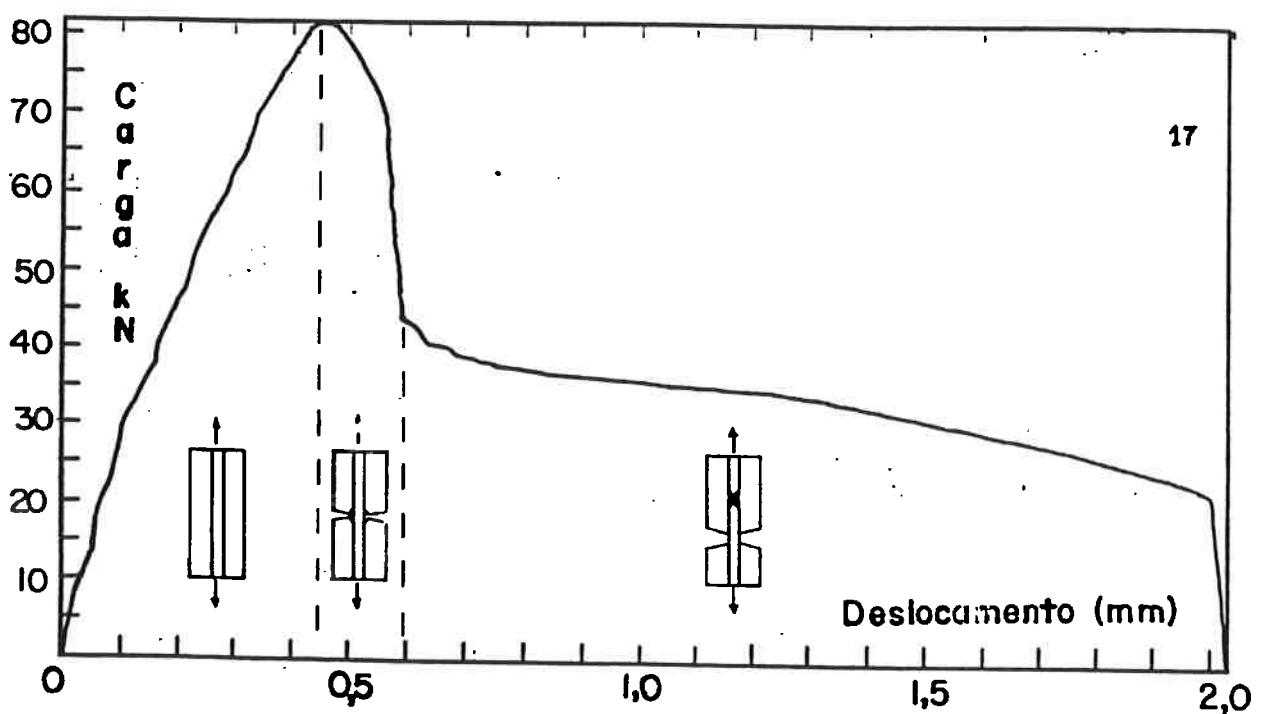
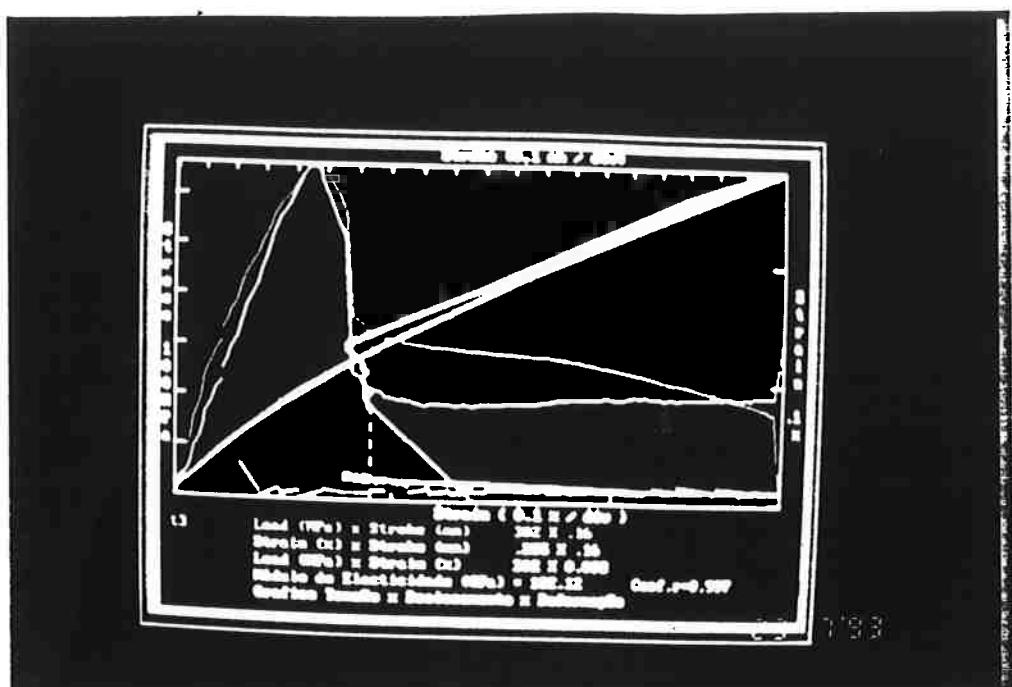


Figura 31) Gráfico da carga aplicada pelo deslocamento das garras no ensaio de tração

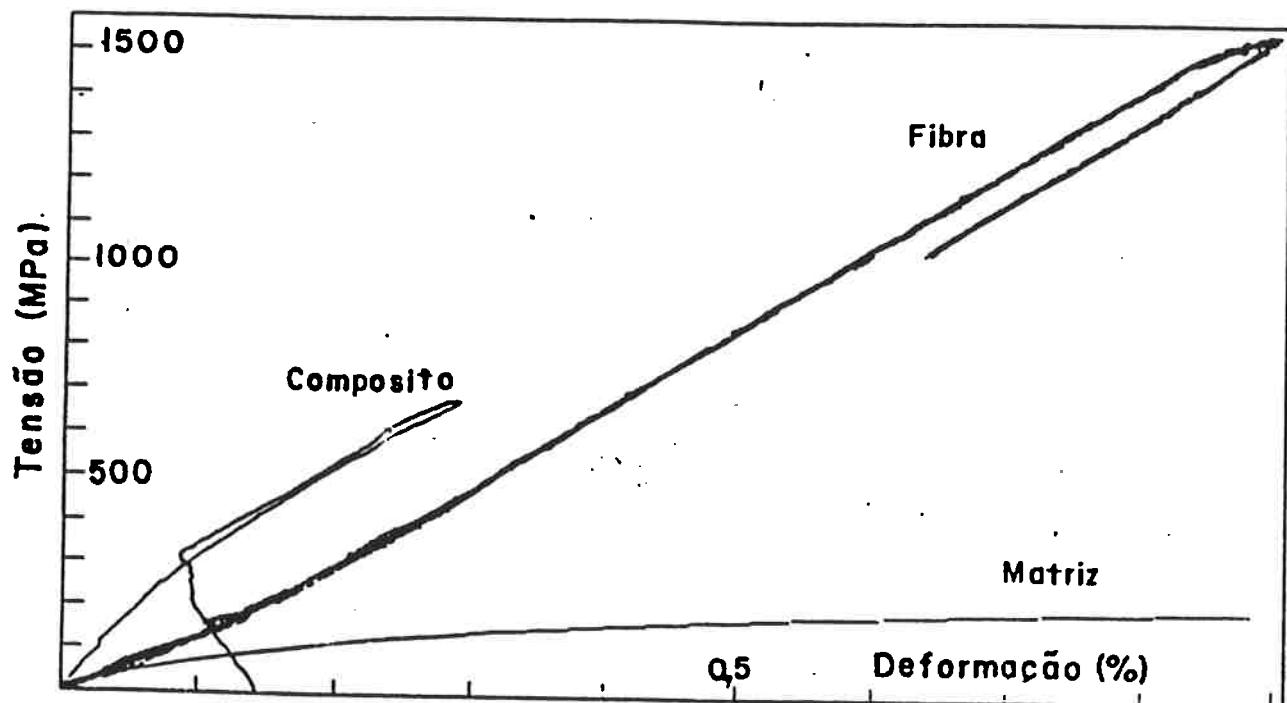
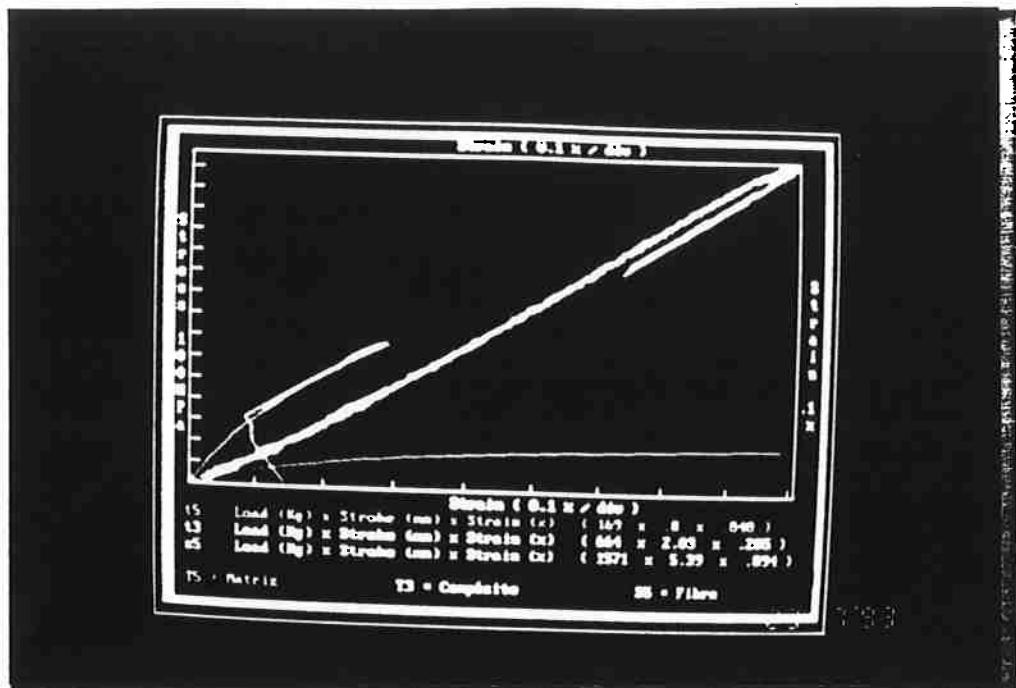


Figura 32) Gráfico da tensão pela deformação comparando os resultados dos ensaios de tração para o compósito, matriz e fibra.

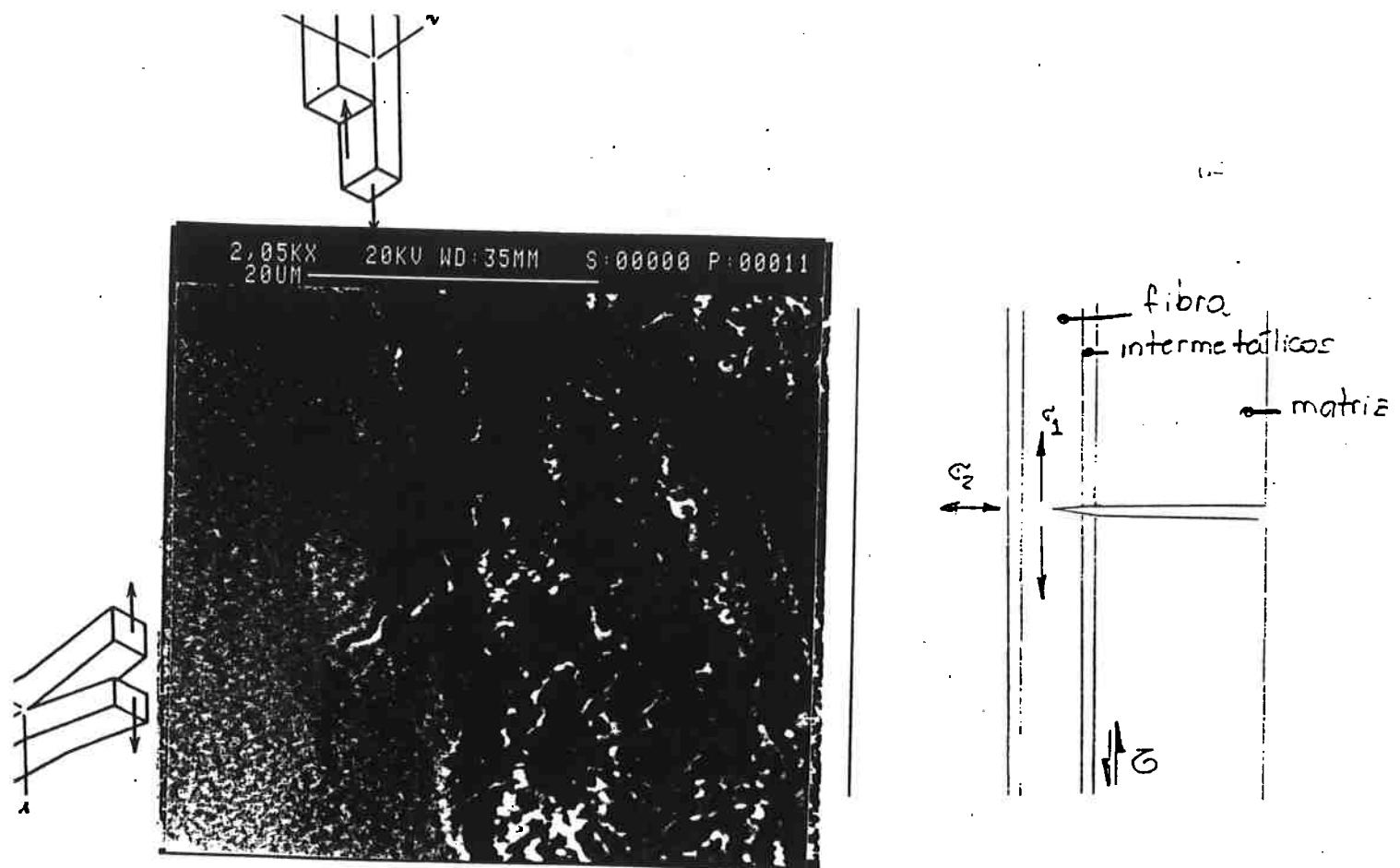


Figura 33) Modo I de fratura da fibra, devido a presença de uma trinca transversal.

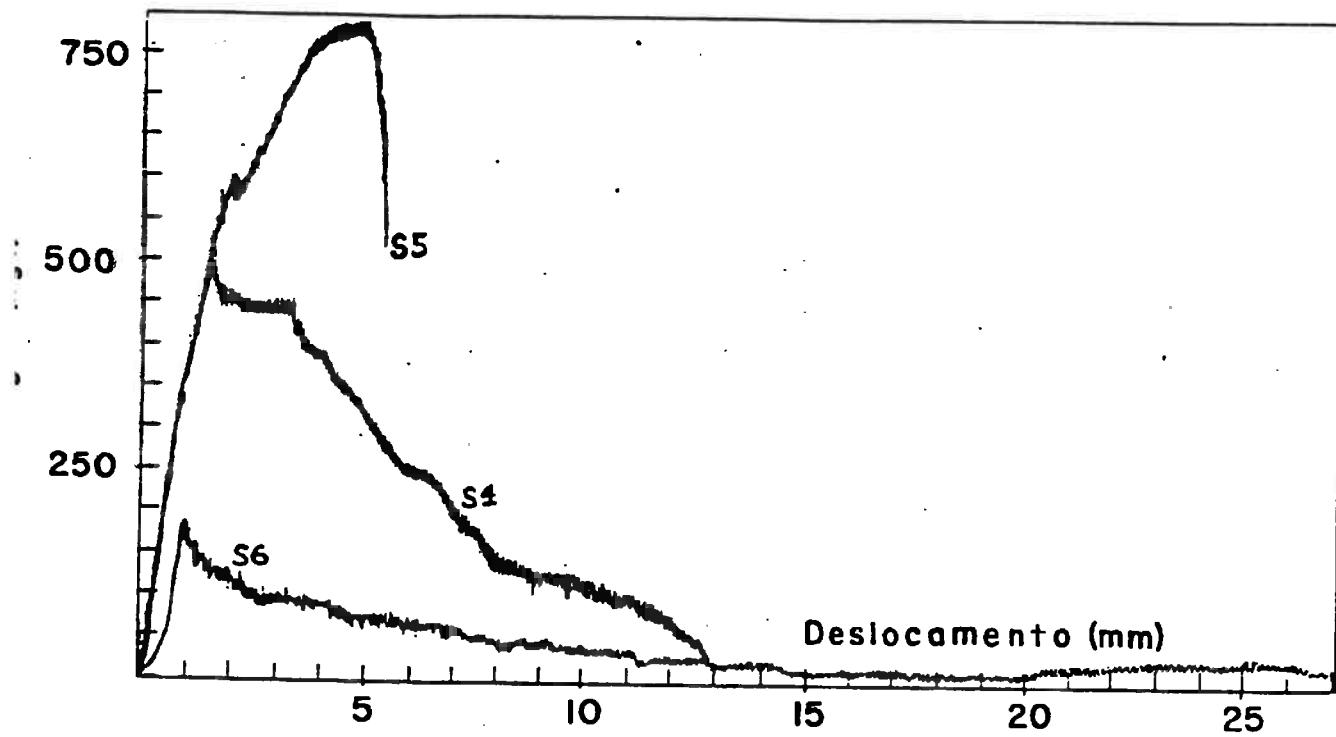


Figura 34) Resultados dos ensaios de sacamento para diferentes comprimentos de fibra imersos na matriz. Estes comprimentos representam as situações  $L < L_{crít}$ , curvas S4 e S6, e  $L > L_{crít}$ , curva S5.

Table 1 Metal Matrix composite with nonoxide ceramic fibers

Fibers	Matrix	Fabrication method	Field of application
SiC coated B	Al	Powder metallurgy; the composite article is clad with a sheet of Ti by diffusion bonding	Turbine blades
C (graphite, amorphous carbon)	Ni/Co aluminide	Coating C fibers with Ni or Co; mixing with Ni-Co-Al powder; hot pressing	
C coated with boride of Ti, Zr, Hf	Al or Al alloys, Mg, Pb, Sn, Cu, Zn	Melt impregnation	
C	Al alloy containing carbide-forming metal, e.g., Ti and Zr	Melt impregnation	
SiC with W core	Al-Cu alloy	Coating the filaments with Cu; passing the Cu-coated filaments through an Al melt	
C	Mg or Mg alloy	Melt impregnation; the molten Mg matrix contains small amounts of magnesium nitride to enhance wetting of the fibers	Turbine fan blades, pressure vessels, armor plates
SiC	Be or alloys with Ca, W, Mo, Fe, Co, Ni, Cr, Si, Cu, Mg, and Zr	Vacuum impregnation with molten Be or plasma spraying fibers with Be and consolidation by metallurgical process	Aerospace and nuclear industries
B + stainless steel; Borsic + Mo fibers	Al, Ti	Impregnation, spraying, etc.; combination of high-strength ductile and brittle fibers	Aerospace industry
SiC	Ti or alloy Ti-3 Al-2.5V	Hot pressing of interposed layers of fibers and matrix sheets; SiC fibers are previously coated with Zr diffusion barrier layer	Compressor blades, airfoil surfaces
Carbides of Nb, Ta, and W	Ni-Co and Fe-Cr alloys	Unidirectional solidification	Aircraft industry
SiC containing 0.01-20% free carbon	Cr-based alloys	Powder metallurgy; the free carbon reacts with the Cr to form carbides, thus improving bonding	High-strength, heat-resistant material, e.g., vanes and blades for turbines, rocket nozzles

Table -

Fibers	Matrix	Fabrication method	Field of application
SiC containing 0.01-30% free carbon	Co or Co-based alloys	Powder metallurgy or melt impregnation; carbide formation between the fibers and the Co matrix	High-strength, heat-resistant material, e.g., vanes and blades for turbines, rocket nozzles
SiC containing 0.01-20% free carbon	Mo-based alloys	Powder metallurgy	High-strength, heat-resistant material, e.g., vanes and blades for turbines, rocket nozzles
C coated with carbides	Ni or Ni alloys	Melt impregnation	Aeronautical industry
B	Cu-Ti-Sn alloy	Liquid phase sintering	Cutting tools
C	Bronze	Various processes	Bearing materials
C	Cu alloy	Powder metallurgy; the fibers are mixed with a slurry of Cu powder and 2% of a carbide-forming metal powder (Ti or Cr)	High strength, electrically conductive materials
C coated with Ti boride	Al, Cu, Sn, Pb, Ag, Zn, and Mg	The matrix contains alloying elements of Ti and B to prevent deterioration of the TiB coating of the fibers	Aeronautical industry
C coated with Ni	Metals with melting point lower than that of Ni	Melt impregnation	
C coated with $\text{SiO}_2 + \text{SiC}$	Al, Mg, Ti, and Ni	Melt impregnation, powder metallurgy	
Monocarbides of Ta, Ti, and W	Al, Al-Si alloy, Ag or Ag alloys, and Cu or Cu alloys	Melt impregnation	Abrasion-resistant materials
$\beta$ -SiC	Ag or Ag alloys		Electrical conductors, contacts
C <sub>SiC</sub>	Si	Powder metallurgy	Abrasive materials
C coated with TiB	Al		
	Mg, Pb, Zn, Cu, Al	Melt impregnation	

**Table 2** Metal matrix composite systems with metallic fibers

Fibers	Matrix	Fabrication method	Field of application
Stainless steel	Al	Powder metallurgy, lamination	Aircraft industry
Be ribbons	Al, Ti	Al or Ti clad Be rods are inserted in drilled Al or Ti preforms; mechanical deformation of the preform	Shafts for high-speed rotating engines, e.g., rotor shafts in helicopters and control rods in aircraft
Fe	Mg	Infiltration technique	Aircraft industry
Mo	Ti or Ti alloy	Powder metallurgy, fiber alignment by extrusion, rolling, etc.	Supersonic aircraft rocket propulsion
Be or Ti clad Be	Ti alloy, pure Ti	Explosive welding of interposed layers of Ti and Be fibers	Aircraft construction
Be	Ti Ti-6 Al-4V Ti-6 Al-6V 2Sn Ti-5 Al-2.5Sn	Hot extrusion of mixed precursor of Ti and Be; the latter can be present as fiber preforms	Aircraft industry
Ni <sub>3</sub> Al	Ni, (2-10%) Al	Powder metallurgy; the fiberlike phase is formed in situ during the mechanical working	Oxidation resistant, high strength at high and low temperatures
Ni-Cr-Al-Y	Ni alloy	Powder metallurgy	Sealing elements in turbines and compressors
W 1% ThO <sub>2</sub>	Superalloy	Investment casting	Jet engines
W	W-Ni-Fe alloy	Liquid phase sintering; the W-fibers are recrystallized to avoid dissolution	
Stainless steel	Ni alloys	Electroforming	Rocket engines
Mo, Ti, Nb	Ni superalloys	Powder metallurgy	
W	Cu	Melt impregnation	Electrical machinery
Nb filaments	Ni, Cu, Ag	Nb filaments embedded in a Cu, Ni, or Ag matrix are passed through a molten bath of Sn to form Nb <sub>3</sub> Sn	Superconductors

Table 3 Metal Matrix composite systems with oxide ceramic fibers

Fibers	Matrix	Fabrication method	Field of application
$\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{SiC}$ , $\text{Al}$ oxynitride	Al-Cu alloy	Mixing minute filaments in molten matrix; after solidification, the filaments penetrate through grain boundary regions	
$\text{Al}_2\text{O}_3$	Al-Li alloy	Infiltration with a molten 1-8% Li alloy; reaction occurs between $\text{Al}_2\text{O}_3$ fiber and the Li	
$\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{SiO}_2$ , $\text{Y}$ $\text{Al}_2\text{O}_3$	Al, Al-Zn alloy	Melt impregnation, powder metallurgy, etc.	Aeronautical industry
Ni-coated glass ceramic fibers	Al	Powder metallurgy	Sliding parts
$\text{Al}_2\text{O}_3$ continuous and polycrystalline	Mg or Mg alloy	Melt impregnation of aligned fibers	Turbine blades, shafts
C, B, glass, ceramic, and metal fibers	Mg alloy	Powder metallurgy; the composite contains two different Mg alloy phases	Multiple applications
Metal-coated glass fibers	Fe, Be, Ti, Al, and Sn	Chopped metal-coated glass fibers are mixed with glass filaments and metal powder; hot pressing	Dimensionally stable machine parts, e.g., friction elements
Glass fibers	Pb	Melt impregnation	Battery plates, bearing materials, acoustic insulation