ANÁLISE TEÓRICA E EXPERIMENTAL DE COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE SISAL

Paulo Roberto Lopes Lima

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA CIVIL.

Aprovada por:

Prof. Romildo Dias Toledo Filho, D. Sc.

Prof. Eduardo de Miranda Batista, D. Sc.

Prof. Eduardo de Moraes Rego Fairbairn, Dr. Ing.

Prof. Holmer Savastano Júnior, D. Sc.

Prof. Khosrow Ghavami, Ph. D.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

JANEIRO DE 2004

Livros Grátis

http://www.livrosgratis.com.br

Milhares de livros grátis para download.

LIMA, PAULO ROBERTO LOPES

Análise teórica e experimental de compósitos reforçados com fibras de sisal [Rio de Janeiro] 2004

XXIV, 263 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, D.Sc., Engenharia Civil, 2004)

Tese – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

- 1. Compósitos
- 2. Modelagem
- 3. Argamassa Reforçada com Fibra de sisal
- 4. Laminados
 - I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

A Lílian,

pelo companheirismo e compreensão,

pelo amor que vem me dedicando ao longo de todos esses anos,

por me permitir amá-la cada vez mais.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por toda a vida e inspiração.

A minha esposa Lílian, por abrir mão de seu trabalho, afastar-se de sua família e desafiar um mundo novo para compartilhar de um sonho meu. Sua presença e o seu carinho me trouxeram o bem estar, a confiança e a paz necessária para realizar esse trabalho.

Aos meus pais, João e Tereza, pela atenção, carinho e pela oportunidade de poder estudar. Aos irmãos e irmãs, cunhadas, sobrinhos e sobrinhas, que tornaram minha vida sempre mais alegre.

A Seu Lio, Dona Mair, Junior e Mara, que me acolheram e se tornaram pais e irmãos em meu coração.

Ao amigo José Mário, companheiro de sonhos e realizações.

A Reila Velasco, pela amizade e cumplicidade nas alegrias e tristezas compartilhadas durante os anos do curso.

A Koji e Carminha e a Anderson e Andréa pelo companheirismo, nesses anos de Rio de Janeiro, que tornou a nossa vida, minha e de Lílian, mais tranqüila e feliz. A Anderson e Andréa serei eternamente grato por me receberem em vossa casa nos meses finais do doutorado.

Aos demais amigos que me acompanharam e ajudaram ao longo dessa tarefa sou muito grato. Certamente sem eles seria ainda mais difícil suprir toda a ausência da família e dos velhos amigos, ora distantes. Muito obrigado a Chiquinho, George, Jardel, Silvoso, Vinicius, Roberto, Wendell, Guilherme e Sidclei.

Ao professor Romildo, por ter sido, além de excelente orientador, um grande amigo Suas idéias e atitudes me ensinaram a compreender o que é ser, verdadeiramente, um pesquisador.

Ao professor Eduardo Batista por ter aberto as portas do Doutorado e por permitir depois que eu seguisse os meus próprios passos.

Aos demais professores do Programa de Engenharia Civil (PEC) que estiveram sempre prontos para ajudar: Taborda, Eduardo Fairbain e Carlos Magluta.

Aos técnicos e funcionários do Laboratório de Estruturas (LABEST), do Programa de Engenharia Civil (PEC) e da Biblioteca do Centro de Tecnologia. É importante e tranqüilizador poder contar com a eficiência de pessoas como Anísio e Luzidele.

Aos amigos do Centro de Pesquisa da Petrobrás (CENPES), Murilo, Marcos e Julio, que muito me ajudaram na realização dos primeiros ensaios mecânicos. Ao Dr. Reiner Neumman, um amigo do Centro de Tecnologia Mineral (CETEM), pela realização e interpretação de todas as analises microscópicas deste trabalho. Ao Prof. Jô Dweck, da Escola de Química da UFRJ, pelo execução dos ensaios termogravimétricos nas pastas. Ao Núcleo de Catálise pelo realização dos ensaios termogravimétricos nas argamassas.

A Associação dos Pequenos Agricultores do Município de Valente (APAEB) pelo fornecimento das fibras de sisal.

V

À Universidade Estadual de Feira de Santana e aos professores e funcionários do Departamento de Tecnologia, notadamente aos membros da Área de Estruturas, que permitiram a minha saída para o doutorado assumindo minhas atividades.

À CAPES, FAPERJ e CNPq pelo apoio financeiro.

Ao Ensino Publico Brasileiro, que me permitiu chegar gratuitamente até aqui.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

ANÁLISE TEÓRICA E EXPERIMENTAL DE COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE SISAL

Paulo Roberto Lopes Lima

Janeiro/2004

Orientador: Romildo Dias Toledo Filho Programa: Engenharia Civil

Na presente tese foi estudado o comportamento mecânico em tração, compressão e flexão de compósitos a base de cimento reforçados com fibras curtas de sisal e de laminados reforçados com fibras longas de sisal. Nos compósitos com fibras curtas investigou-se influência do volume de fibras (1-3%), do volume do misturador (5 dm³ e 20 dm³), do tamanho da amostra (50 mm x 100 mm e 75 mm x 150 mm) e da idade dos compósitos (28 dias e 505 dias) sobre o comportamento do material. Nos laminados foram realizados ensaios de tração e flexão, antes e após envelhecimento acelerado. Foi investigada a influência do tipo de matriz (com e sem adição de metacaolinita ou tijolo moído), do volume de fibras (3% e 6%) e do número de camadas (2 e 3) de reforço no comportamento dos laminados. Os resultados indicam que a adição de fibras curtas aumenta a tenacidade da matriz de cimento. Compósitos laminados duráveis, tenazes e com elevada resistência à tração e flexão podem ser obtidos com a adição de fibras longas de sisal e com a substituição parcial do cimento por metacaolinita. Para avaliação da tensão de aderência fibra-matriz e predição das relações tensão-deformação, em tração e compressão, e cargadeflexão, na flexão, foram desenvolvidos e adaptados modelos analíticos cujos resultados, quando comparados aos experimentais, apresentaram boa aproximação.

vii

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL ANALYSIS OF COMPOSITES REINFORCED WITH SISAL FIBRE

Paulo Roberto Lopes Lima

January/2004

Advisor: Romildo Dias Toledo Filho Department: Civil Engineering

This thesis studies the behaviour in direct tension, compression and bending of short sisal fibre reinforced mortars composites and the behaviour in direct tension and bending of cement based laminates reinforced with continuous sisal fibres. For the short fibres mortar composites it was studied the influence of fibre volume fraction (1-3%), mixer volume (5 dm³ and 20 dm³), size of specimen (50 mm x 100 mm and 75 mm x 150 mm) and age of composites (28 and 505 days) on the material mechanical behaviour. The properties of laminates were assessed under direct tension and bending before and after accelerated ageing. It was evaluated the influence of type of matrix (with and without metakaolin and calcined clay brick), fibre volume fraction (3% and 6%) and number of laminas of reinforcement (2 and 3) on the laminate behaviour. The results indicate that the addition of short sisal fibre increases the toughness of the cement based matrix. Tough, durable and high strength composites can be obtained using continuous sisal fiber as reinforcement and metakaolin as a partial substitute of portland cement. To predict the fiber-matrix bond stresses, the constitutive law in tensile and compressive and the load-deflection behaviour in bending of the composites analytical models were developed or adapted from literature. The results of these models showed a good agreement with the experimental results.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO

1.1 INTRODUÇÃO	1
1.2 JUSTIFICATIVA	2
1.3 OBJETIVO	7
1.4 ESTRUTURA DA TESE	8

2. ADERÊNCIA FIBRA-MATRIZ

2.1 INTRODUÇÃO	10
2.2 MECANISMOS DE INTERAÇÃO EM MATRIZ NÃO-FISSURADA	11
2.2.1 Transferência de tensão elástica	11
2.2.2 Transferência de tensão friccional	14
2.3 MECANISMOS DE INTERAÇÃO EM MATRIZ FISSURADA	15
2.4 MODELAGEM DA INTERAÇÃO FIBRA-MATRIZ	18
2.4 1 Modelo Elastoplástico	18
2.4.2 Mecânica da Fratura	24
2.5 DETERMINAÇÃO DA ADERÊNCIA EM COMPÓSITOS REFORÇADOS	
COM FIBRA DE SISAL	30
2.5.1 Determinação do diâmetro médio da fibra	32
2.5.2 Determinação da tensão de aderência máxima	34
2.5.3 Determinação da tensão de aderência última	36
2.5.4 Aplicação da Mecânica da Fratura	38
2.6 EFICIÊNCIA DO REFORÇO	40
2.6.1 Influência do comprimento	41
2.6.2 Influência da orientação	43
2.7 CONCLUSÕES	46

3. ANÁLISE DE COMPÓSITOS SOB TRAÇÃO DIRETA

3.1 INTRODUÇÃO	48					
3.2 COMPORTAMENTO SOB TRAÇÃO DIRETA	49					
3.3 MODELAGEM DO COMPORTAMENTO SOB TRAÇÃO						
3.3.1 Compósitos com fibras alinhadas	51					
3.3.2 Compósitos com fibras curtas	55					
3.4 PROGRAMA EXPERIMENTAL	58					
3.4.1 Configuração do ensaio	58					
3.4.2 Materiais	63					
3.4.3 Apresentação e discussão dos resultados experimentais	64					
3.4.4 Comparação com o modelo teórico	68					
3.5 AVALIAÇÃO DA RUPTURA DOS COMPÓSITOS	70					
3.6 CONCLUSÕES	73					

4. ANÁLISE DE COMPÓSITOS SOB COMPRESSÃO

4.1 INTRODUÇÃO	75
4.2 MODELAGEM DO DIAGRAMA TENSÃO-DEFORMAÇÃO	76
4.2.1 Modelos existentes	76
4.2.2 Modelo proposto	77
4.2.3 Definição dos parâmetros principais	78
4.3 PROGRAMA EXPERIMENTAL	85
4.3.1 Materiais e métodos	85
4.3.2 Avaliação da tenacidade	87
4.4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	88
4.4.1 Resultados experimentais	88
4.4.2 Validação do modelo teórico proposto	99
4.5 FORMA DE RUPTURA	104
4.5.1 Influência da fibra na fissuração	104
4.5.2 Estudo experimental	106

4.6 CONCLUSÕES	108
----------------	-----

5. ANÁLISE DE COMPÓSITOS SOB FLEXÃO

5.1 INTRODUÇÃO 11 ⁷	1
5.2 COMPORTAMENTO DOS COMPÓSITOS SOB FLEXÃO 112	2
5.2.1 Avaliação da tenacidade 114	4
5.3 MODELOS PARA CÁLCULO DA RESISTÊNCIA A FLEXÃO 110	6
5.4 ANÁLISE TEÓRICO-COMPUTACIONAL NÃO-LINEAR 122	2
5.4.1 Cálculo da deflexão 12	5
5.5 VALIDAÇÃO DO MODELO TEÓRICO-COMPUTACIONAL 120	6
5.5.1 Programa experimental 120	6
5.5.2 Apresentação e discussão dos resultados experimentais 128	8
5.5.3 Validação do modelo proposto 130	6
5.6 MODO DE RUPTURA 139	9
5.7 CONCLUSÕES	0

6. DESENVOLVIMENTO E ANÁLISE DE COMPÓSITOS LAMINADOS

(6.1 INTRODUÇÃO	143
(6.2 MATERIAIS E MÉTODOS	145
	6.2.1 Processo de produção	145
	6.2.2 Materiais	148
	6.2.3 Métodos de ensaio	150
(6.3 TRAÇÃO DIRETA DE LAMINADOS	153
	6.3.1 Apresentação dos resultados	154
	6.3.2 Discussão dos resultados	157
	6.3.3 Ruptura dos laminados sob tração	161
(6.4 FLEXÃO DE PLACAS LAMINADAS ESPESSAS	163
	6.4.1 Apresentação dos resultados	163
	6.4.2 Discussão dos resultados	166

6.4.3 Ruptura das placas espessas	175		
6.5 FLEXÃO DE PLACAS LAMINADAS ESBELTAS	177		
6.5.1 Apresentação dos resultados			
6.5.2 Discussão dos resultados	180		
6.5.3 Forma de ruptura	184		
6.6 CONCLUSÕES	185		

7. DURABILIDADE DOS COMPÓSITOS

7.1 INTRODUÇÃO	188					
7.2 DURABILIDADE DAS FIBRAS DE SISAL						
7.2.1 Composição química da fibra						
7.2.2 Morfologia						
7.2.3 Comportamento sob ataque químico	192					
7.2.4. Absorção de água e inchamento das fibras	196					
7.3 DESENVOLVIMENTO DE MATRIZ LIVRE DE HIDRÓXIDO DE CÁLCIO	197					
7.3.1 Reações pozolânicas	198					
7.3.2 Fabricação da metacaolinita	199					
7.3.3 Determinação de teor de hidróxido de cálcio	201					
7.4 AVALIAÇÃO DA DURABILIDADE SOB ENVELHECIMENTO						
ACELERADO	208					
7.4.1 Materiais	209					
7.4.2 Produção do compósito e métodos de ensaio	211					
7.4.3 Comportamento sob flexão	214					
7.4.4 Análise termogravimétrica	219					
7.4.5 Análise microestrutural	224					
7.5 DURABILIDADE DOS COMPÓSITOS LAMINADOS	228					
7.6 CONCLUSÕES	234					

8. CONCLUSÃO

8.1 CONCLUSÕES	236
8.1.1 Aderência fibra-matriz	236
8.1.2 Análise de compósitos com fibras curtas	237
8.1.3 Laminados compósitos	240
8.1.4 Durabilidade dos compósitos	241
8.2 PROPOSTAS PARA ESTUDOS POSTERIORES	242

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	244
----------------------------	-----

LISTA DE TABELAS

Capítulo 1

Tabela 1.1 Produção mundial de sisal (em mil toneladas)

Tabela 1.2 Exportação mundial de sisal (em mil toneladas)

Capítulo 2

Tabela 2.1 Análise estatística de diâmetro de fibras de sisal

Tabela 2.2 Valores teóricos de comprimento de decoesão e carga máxima de arrancamento para $\tau_{fu} = 0.3 \text{ MPa e } \kappa = 6.0 \text{ N/mm}^3$

Capítulo 3

Tabela 3.1. Resultados experimentais do ensaio de tração direta

Capítulo 4

- Tabela 4.1. Misturas utilizadas no programa experimental para avaliação do comportamento a compressão
- Tabela 4.2. Resultados experimentais do ensaio de compressão
- Tabela 4.3. Propriedades físicas da matriz e compósitos
- Tabela 4.4. Resultados experimentais do ensaio de compressão após 505 dias de cura
- Tabela 4.5. Comparação entre resultados experimentais após 28 dias e após 505 dias de cura

Tabela 4.6. Comparação entre resultados analíticos e experimentais

Capítulo 5

- Tabela 5.1. Resultados experimentais do ensaio de flexão
- Tabela 5.2. Resistência e tenacidade de compósitos sob flexão
- Tabela 5.3. Índices de tenacidade definidos pela NBN B15-238 (1992)

- Tabela 6.1 Programa experimental dos laminados
- Tabela 6.2 Resultados do ensaio de tração direta em laminados
- Tabela 6.3 Resultados do ensaio de flexão em 4 pontos em laminados
- Tabela 6.4 Resultados do ensaio de flexão em 3 pontos em placa esbelta

Tabela 7.1 Composição química do caulim e da metacaolinita

Tabela 7.2 Composição química do cimento CP III - 40

Tabela 7.3 Teor de hidróxido de cálcio nas pastas mistas em várias idades

Tabela 7.4 Composição química do resíduo de tijolo moído

- Tabela 7.5 Valores de resistência e tenacidade para espécimes submetidos ao envelhecimento acelerado
- Tabela 7.6 Teor de hidróxido de cálcio livre nas misturas M1, M2 e M3, em várias idades
- Tabela 7.7 Composição química de pasta de cimento em argamassa obtida através de análise semi-quantitativa por EDS
- Tabela 7.8 Valores de FCS, T_{JCI} , σb e P* para laminados submetidos ao envelhecimento acelerado

LISTA DE FIGURAS

Capítulo 2

- Figura 2.1 Representação esquemática de uma fibra embebida na matriz, e do campo de deformações ao redor da mesma, antes e após carregamento.
- Figura 2.2 Distribuição de tensões na interface fibra matriz: (a) distribuição esquemática; (b) simulação para interface sisal-concreto
- Figura 2.3 Distribuição de tensões de cisalhamento e de tração na fibra, antes e após a decoesão
- Figura 2.4 Modelagem de arrancamento para simular a interação fibra-matriz.
- Figura 2.5 Curvas idealizadas: (a) carga x deslocamento; (b) tensão x deslocamento
- Figura 2.6 Distribuição típica de tensões de aderência para casos: (a) $P = P_{crit}$; (b)

 $P = P_1 > P_{crit}$ e (c) $P = P_2 > P_1$.

- Figura 2.7 Curvas R_{int} e G_{int} para propagação de fraturas em problemas de arrancamento de fibras de matriz de concreto
- Figura 2.8 Configuração e corpo de prova usado no ensaio de arrancamento
- Figura 2.9 Espécimes usadas no ensaio de arrancamento após a desmoldagem
- Figura 2.10 Curvas experimentais carga x deslocamento ("pull-out") para fibra de sisal com diferentes tamanhos de embebimento
- Figura 2.11 Micrografia de argamassa reforçada com fibras curtas de sisal

Figura 2.12 Análise estatística de diâmetro de fibras de sisal

- Figura 2.13 Curva carga de decoesão-comprimento de embebimento teórica: ajuste de coeficiente κ e de τ_{au}
- Figura 2.14 Carga de arrancamento para vários valores de zona de decoesão e comprimento de embebimento
- Figura 2.15 Carga de arrancamento máxima versus comprimento de embebimento para diferentes valores de τ_{fu} .
- Figura 2.16 Relação entre curva-R_{int} e curva-G_{int} para arrancamento de fibras de sisal de argamassa
- Figura 2.17 Comparação dos valores de carga de arrancamento experimentais com resultados teóricos utilizando modelo Elastoplástico e Mecânica da Fratura
- Figura 2.18 Tensão de aderência ao longo da fibra em função do comprimento
- Figura 2.19 Relação entre carga de arrancamento e comprimento de embebimento para compósitos reforçados com fibras de sisal: resultados teóricos e experimentais.

Figura 2.20 Curva idealizada de tensão x deslocamento de arrancamento de fibras de sisal em matriz de argamassa

- Figura 3.1 Curvas esquemáticas do comportamento tensão-deformação de compósitos tracionados
- Figura 3.2 Diagrama esquemático de distribuição de tensões na fibra e matriz do compósito: (a) região pré-fissuração; (b) primeira fissura; (c) pós-fissuração
- Figura 3.3 Espaçamento entre fissuras teórico para compósitos reforçados com fibras longas de sisal
- Figura 3.4 Descrição esquemática da curva tensão-deformação baseada no modelo ACK
- Figura 3.5 Curvas esquemáticas da relação tensão-deformação na tração para compósitos com fibras curtas de baixo módulo de elasticidade (E_f < E_m)
- Figura 3.6 Aparato desenvolvido para ensaio de tração direta em placas a base de cimento: a) Descrição esquemática; b) detalhe do sistema de transmissão de cargas
- Figura 3.7 Amostra instrumentada para ensaio de tração direta
- Figura 3.8 Ensaio de tração direta: a) vista geral do ensaio de tração direta; b) detalhe da amostra fissurada.
- Figura 3.9 Equipamento para realização do ensaio de tração direta
- Figura 3.10 Curva tensão-deformação típica para argamassa sob tração
- Figura 3.11 Curva tensão-deformação típica para compósito reforçado com 1% de fibra curta de sisal sob tração
- Figura 3.12 Curva tensão-deformação típica para compósito reforçado com 2% de fibra curta de sisal sob tração
- Figura 3.13 Curva tensão-deformação típica para compósito reforçado com 3% de fibra curta de sisal sob tração
- Figura 3.14 Comparação da curva tensão-deformação experimental com a teórica para compósito reforçado com 1% de fibra curta de sisal sob tração
- Figura 3.15 Comparação da curva tensão-deformação experimental com a teórica para compósito reforçado com 2% de fibra curta de sisal sob tração
- Figura 3.16 Comparação da curva tensão-deformação experimental com a teórica para compósito reforçado com 3% de fibra curta de sisal sob tração
- Figura 3.17 Forma de ruptura típica da matriz e compósitos reforçados com fibras curtas de sisal sob tração

- Figura 3.18 Detalhe da abertura de fissura de compósitos com fibras curtas de sisal sob tração
- Figura 3.19 Superfície de fratura de compósito tracionado
- Figura 3.20 Ruptura da fibra por tração do compósito

- Figura 4.1 Diagrama tensão-deformação típico do concreto em compressão
- Figura 4.2 Configuração do ensaio de compressão
- Figura 4.3 Definição do índice de tenacidade $I_{\rm T}$
- Figura 4.4 Curvas tensão-deformação para matriz M1 e compósitos com 1% (M1S1), 2% (M1S2) e 3% (M1S3) de volume de fibras
- Figura 4.5 Curvas tensão-deformação para matriz M2 e compósito com 2% (M2S2) de volume de fibras
- Figura 4.6 Curvas tensão-deformação para matriz M3 e compósito com 2% (M3S2) de volume de fibras
- Figura 4.7 Influência do tamanho do corpo de prova no comportamento tensãodeformação na compressão dos materiais compósitos
- Figura 4.8 Influência do tipo de misturador no comportamento tensão-deformação na compressão dos materiais compósitos
- Figura 4.9 Variação da resistência e tenacidade em função do volume de fibras
- Figura 4.10 Variação da deformação de pico em função do volume de fibras
- Figura 4.11 Curvas tensão-deformação para matriz M1 após 28 dias e após 505 dias de cura
- Figura 4.12 Curvas tensão-deformação para compósito M1S1 após 28 dias e após 505 dias de cura
- Figura 4.13 Curvas tensão-deformação para compósito M1S3 após 28 dias e após 505 dias de cura
- Figura 4.14 Relação entre a resistência à compressão e propriedade das fibras
- Figura 4.15 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para matriz M1
- Figura 4.16 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para o compósito M1S1
- Figura 4.17 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para o compósito M1S2
- Figura 4.18 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para o compósito M1S3
- Figura 4.19 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para a matriz M2

- Figura 4.20 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para o compósito M2S2
- Figura 4.21 Mecanismo de falha de um elemento comprimido: (a) concreto puro (b) concreto reforçado com fibra.
- Figura 4.22 Corpos-de-prova, de matriz de argamassa e compósito com 1% de fibra de sisal, submetidos a compressão.
- Figura 4.23 Fissuração e ruptura da matriz
- Figura 4.24 Fissuração e ruptura do compósito com 1% de fibra
- Figura 4.25 Forma de ruptura do compósito com 3% de fibra

- Figura 5.1 Curva carga-deflexão esquemática para compósitos com fibras de baixo módulo
- Figura 5.2 Definição dos pontos para cálculo dos índices de tenacidade segundo a ASTM C1018 (1992)
- Figura 5.3 Definição do índice de tenacidade segundo a NBN B15-238 (1992)
- Figura 5.4 Bloco de tensões para carga última de flexão de acordo com Aveston *et al* (1974)
- Figura 5.5 Bloco de tensões para carga última de flexão: a) Hannant (1975); b) Mangat e Gurusamy (1987)
- Figura 5.6 Modelo teórico aplicado a compósito com fibra de baixo módulo na falha por flexão de acordo com Swift e Smith (1979)
- Figura 5.7 Modelo teórico aplicado a compósito com fibras vegetais na falha por flexão de acordo com Tegola e Ombres (1990)
- Figura 5.8 Tensões e deformações em seção de viga compósita submetida a momento fletor M
- Figura 5.9 Configuração do ensaio de flexão em 4 pontos
- Figura 5.10 Curvas carga-deflexão experimentais obtidas com utilização do dispositivo Yoke e obtidos pela máquina de ensaio
- Figura 5.11 Curva carga-deflexão para matriz de argamassa
- Figura 5.12 Curva carga- deflexão para compósito reforçado com 1% de fibra de sisal
- Figura 5.13 Curva carga- deflexão para compósito reforçado com 2% de fibra de sisal
- Figura 5.14 Curva carga- deflexão para compósito reforçado com 3% de fibra de sisal
- Figura 5.15 Índices de tenacidade da ASTM C1018 para compósitos com fibras de sisal
- Figura 5.16 Influência do volume de fibras sobre a tenacidade calculada de acordo com a norma JCSE-SF4 (1983)

- Figura 5.17 Índice de resistência adimensional P_n^* para compósitos reforçados com fibras curtas de sisal
- Figura 5.18 Índice de Tenacidade FT, calculado de acordo com a NBN B15-238(1992), para compósitos reforçados com fibras curtas de sisal
- Figura 5.19 Curva carga-deflexão experimental e analítica para compósito reforçado com 1% de fibras curtas de sisal
- Figura 5.20 Curva carga-deflexão experimental e analítica para compósito reforçado com 2% de fibras curtas de sisal
- Figura 5.21 Curva carga-deflexão experimental e analítica para compósito reforçado com 3% de fibras curtas de sisal
- Figura 5.22 Curvas tensão-deformação analíticas para compósito reforçado com 2% de fibras curtas de sisal sob flexão
- Figura 5.23 Posição da linha neutra ao longo da deformação de tração em vigas compósitas
- Figura 5.24 Modo de ruptura de viga compósita reforçada com fibras curtas de sisal: (a) localização da fissura; (b) detalhe de fibras cruzando fissuras

- Figura 6.1 Lançamento da argamassa no molde metálico (a) e verificação da espessura da camada (b).
- Figura 6.2 Lançamento das fibras: (a) colocação manual de fibras alinhadas; (b) imersão de fibras com rolo plástico
- Figura 6.3 Detalhes do molde: (a) molde sobre mesa vibratória; (b) furos no fundo do molde
- Figura 6.4 Prensagem do corpo de prova (placa compósita): (a) vista superior; (b) detalhe das placas de aço e corpo de prova
- Figura 6.5 Processo de prensagem da placa laminada: a) relação carga-tempo; b)relação carga-deslocamento.
- Figura 6.6 Expulsão de água durante o processo de prensagem do laminado
- Figura 6.7 Separação das fibras
- Figura 6.8 Configuração do ensaio de tração direta: (a) amostra de 200 mm com clip gage (b) amostra de 400 mm com strain gage
- Figura 6.9 Configuração do ensaio de flexão em 4 pontos
- Figura 6.10 Configuração do ensaio de flexão em placa quadrada: (a) vista do ensaio; (b) posição dos flexímetros

- Figura 6.11 Ensaio de flexão em três pontos: (a) distribuição do carregamento; (b)apoio móvel da placa
- Figura 6.12 Curva típica tensão-deformação na tração para placa PSF (matriz)

Figura 6.13 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P3C2

Figura 6.14 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P3C3

Figura 6.15 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P3C21

Figura 6.16 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P6C2

Figura 6.17 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P6C3

- Figura 6.18 Influência do volume de fibras na resistência à tração
- Figura 6.19 Influência do volume de fibras no comportamento tensão-deformação na tração
- Figura 6.20 Influência do número de camadas no comportamento tensão-deformação na tração de laminados
- Figura 6.21 Influência do número de camadas no processo de fissuração de laminados sob tração
- Figura 6.22 Influência do tamanho do corpo de prova no comportamento dos laminados sob tração
- Figura 6.23 Fissuração de laminados: (a) abertura de fissura única; (b) múltipla fissuração
- Figura 6.24 Delaminação do corpo de prova no momento da ruptura
- Figura 6.25 Fissuração de laminado P6C2 em corpo prova de 200 mm
- Figura 6.26 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa PSF (matriz)
- Figura 6.27 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P3C2
- Figura 6.28 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P3C3
- Figura 6.29 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P3C21
- Figura 6.30 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P6C2
- Figura 6.31 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P6C3
- Figura 6.32 Tensão versus volume de fibra
- Figura 6.33 Influência do volume de fibra no comportamento tensão-deflexão dos laminados sob flexão
- Figura 6.34 Influência do número de camadas e volume de fibra sobre a tenacidade dos laminados
- Figura 6.35 Influência do número de camadas de fibra no comportamento tensãodeflexão de laminados sob flexão
- Figura 6.36 Influência da orientação das camadas de fibra no comportamento tensãodeflexão de laminados sob flexão

- Figura 6.37 Influência da orientação das camadas de fibra na tenacidade de laminados sob flexão
- Figura 6.38 Curva tensão-deformação na tração e tensão-deslocamento na flexão para compósito P3C2
- Figura 6.39 Curva tensão-deformação na tração e tensão-deslocamento na flexão para compósito P3C3
- Figura 6.40 Curva tensão-deformação na tração e tensão-deslocamento na flexão para compósito P6C2
- Figura 6.41 Curva tensão-deformação na tração e tensão-deslocamento na flexão para compósito P6C3
- Figura 6.42 Comparação entre o comportamento tensão-deflexão de placas reforçadas com fibras de asbesto, vidro e polipropileno (NAAMAN et al, 1984) e com 5,4% de fibras de sisal
- Figura 6.43 Fissuração de laminados sob flexão em 4 pontos: a) P3C2; b) P3C3; c) P6C3; d) P6C2
- Figura 6.44 Forma de fissuração transversal de laminados sob flexão em 4 pontos: (a) reforço em 3 camadas; (b) reforço em 2 camadas
- Figura 6.45 Ruptura de laminados sob flexão em 4 pontos
- Figura 6.46 Curva típica tensão-deflexão para placa esbelta PSF (matriz)
- Figura 6.47 Curva típica força-deflexão para a placa esbelta P3C2
- Figura 6.48 Curva típica força-deflexão para a placa esbelta P3C3
- Figura 6.49 Curva típica força-deflexão para a placa esbelta P3C21
- Figura 6.50 Curva típica força-deflexão para a placa esbelta P3C21SP
- Figura 6.51 Influência do número de camadas no comportamento a flexão de laminados
- Figura 6.52 Influência da orientação da camada no comportamento a flexão de laminados
- Figura 6.53 Influência da pressão de moldagem no comportamento a flexão de laminados

Figura 6.54 Deflexões em vários pontos da placa P3C3

Figura. 6.55 Fissuração de placas laminadas (a) localização das primeiras fissuras; (b)fissura principal em placa; (c) fissuração típica dos vários tipos de placas

Capítulo 7

Figura 7.1 Estrutura de fibra de sisal: a) Micrografia de fibra de sisal; b) desenho esquemático de uma fibrocélula individual; c) estrutura interna de parede da fibra Figure 7.2 Figura esquemática da decomposição de fibra de sisal por ataque alcalino

Figure 7.3 Absorção de água de fibra de sisal

- Figure 7.4 Difractogramas de raios X: (a) caulim; (b) produto calcinado a 550 °C por 2h; (c) produto calcinado a 80 °C por 1h + 120 °C por 1,5h + 550 °C por 2h
- Figura 7.5a Granulometria e imagem ao MEV (elétrons secundários) de grãos constituintes das amostras de caulim;
- Figura 7.5b Granulometria e imagem ao MEV (elétrons secundários) de grãos constituintes das amostras de metacaolinita
- Figura 7.5c Granulometria e imagem ao MEV (elétrons secundários) de grãos constituintes das amostras de metacaolinita moida em moinho vibratório
- Figura 7.6 Granulometria de amostras de cimento (CP III 40) e metacaolinita moída em moinho vibratório
- Figura 7.7 Análise termogravimétrica (a), e diferencial (b), de pastas de cimento em várias idades
- Figura 7.8 Análise termogravimétrica (a), e diferencial (b), de pastas de cimento com metacaolinita em várias idades
- Figura 7.9 Análise termogravimétrica e diferencial, após 28 dias de cura, de pastas de cimento (CP) e pastas com 20% (0,8CP + 0,2MK) e 40% (0,6CP + 0,4MK) de substituição de cimento por metacaolinita
- Figura 7.10 Análise termogravimétrica e diferencial, após 7 dias de cura, de pastas de cimento (CP) e pastas com 30% (0,7CP + 0,3MK) e 40% (0,6CP + 0,4MK) de substituição de cimento por metacaolinita
- Figura 7.11 Análise termogravimétrica e diferencial, após 2 anos de cura, de pastas de cimento (CP) e pastas com 20% (0,8CP + 0,2MK) e 40% (0,6CP + 0,4MK) de substituição de cimento por metacaolinita
- Figura 7.12 Evolução do teor de hidróxido de cálcio livre para pasta de cimento portland CP II F32 e de cimento CP III 40
- Figura 7.13 Caracterização do resíduo cerâmico moído : a) Curva granulométrica; b) Difração de raio-X de pozolanas
- Figura 7.14 Configuração do ensaio de flexão
- Figura 7.15 Curvas típicas carga-deflexão para mistura M1-OPC submetida a envelhecimento acelerado
- Figura 7.16 Curvas típicas carga-deflexão para mistura M2-MK submetida a envelhecimento acelerado
- Figura 7.17 Curvas típicas carga-deflexão para mistura M3-TM submetida a envelhecimento acelerado

- Figura 7.18 Ruptura frágil das fibras após o processo de envelhecimento acelerado dos compósitos
- Figura 7.19 Superfície de fratura de compósitos antes (0 ciclos) e após o envelhecimento acelerado (12 ciclos e 25 ciclos)

Figura 7.20 Análise termo-diferencial para mistura M1 após cura e após 12 e 25 ciclos

Figura 7.21 Análise termo-diferencial para mistura M2 após cura e após 12 e 25 ciclos

- Figura 7.22 Análise termo-diferencial para mistura M3 após cura e após 12 e 25 ciclos
- Figura 7.23 Análise termogravimétrica para mistura M1 após cura e após 12 e 25 ciclos
- Figura 7.24 Análise termogravimétrica para mistura M2 após cura e após 12 e 25 ciclos
- Figura 7.25 Análise termogravimétrica para mistura M3 após cura e após 12 e 25 ciclos
- Figura 7.26 Imagem de elétrons retroespalhados de superfície do compósito: fibras de sisal, grão de areia e vazios imersos em pasta de cimento
- Figura 7.27 Imagem de elétrons retroespalhados de superfíce de fibra em matriz M1 após cura (a) e após 12 ciclos de envelhecimento (b)
- Figura 7.28 Espectro de raio-X durante análise EDS de fibra de sisal em matriz M1 após 12 ciclos
- Figura 7.29 Espectro de raio-X de matriz M1 durante análise EDS: a) 0 ciclos; b) 12 ciclos
- Figura 7.30 Espectro de raio-X de matriz M2 após 12 ciclos de envelhecimento
- Figura 7.31 Curvas típicas carga-deflexão para laminado P3C2-M1 submetido a envelhecimento acelerado
- Figura 7.32 Curvas típicas carga-deflexão para laminado P3C2-M2 submetido a envelhecimento acelerado
- Figura 7.33 Fissuração do laminado P3C2-M2 durante secagem em estufa
- Figura 7.34 Delaminação do laminado P3C2-M2 durante ensaio de flexão após o envelhecimento acelerado: a) inicio do ensaio; b) momento da ruptura
- Figura 7.35 Variação de P* para mistura P3C2-M1
- Figura 7.36 Variação de P* para mistura P3C2-M2
- Figura 7.37 Comprimento de arrancamento de fibras após a ruptura de amostras submetidas a 25 ciclos de envelhecimento

Capítulo 1 INTRODUÇÃO

1.1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento tecnológico depende, em grande parte, dos avanços na área de materiais. Muitas das estruturas concebidas nos mais diversos campos da engenharia foram possíveis devido ao melhor aproveitamento das propriedades de materiais tradicionais, tais como aço, alumínio, cerâmica e concreto. No entanto, os materiais tradicionais apresentam limites de aplicação que forçam seu aperfeiçoamento ou mesmo o desenvolvimento de novos materiais. Sob essa ótica, os materiais compósitos representam um grande passo na otimização dos materiais, uma vez que estende as potencialidades dos seus componentes individuais, combinando-os de forma a obter, com materiais tradicionais, produtos com propriedades de engenharia mais avançadas.

A idéia de materiais compósitos não é nova ou recente. A natureza apresenta inúmeros exemplos onde a idéia dos compósitos está presente. A madeira, por exemplo, é um compósito fibroso constituído de uma matriz de lignina e pectina reforçada com fibras de celulose. Além dos compósitos naturais, o homem, desde a antiguidade, utiliza intuitivamente o conceito de materiais compósitos ao combinar, por exemplo, palha e barro. Os avanços dos materiais tradicionais e o surgimento de novos materiais, como os polímeros, por exemplo, ampliaram significativamente as possibilidades de desenvolvimento de materiais compósitos. Assim surgiram os compósitos com matriz metálica ou matriz polimérica reforçados com fibras de vidro, carbono ou de aço. Atualmente, os materiais compósitos possuem várias aplicações nos mais diversos campos da engenharia, notadamente na industria naval e de aviação.

Na engenharia civil, os compósitos mais empregados são aqueles a base de cimento utilizados sob a forma de concreto com fibras, de argamassa armada (ferrocimento) e de cimento amianto (fibrocimento). Apesar de conhecido há muito tempo, o concreto com fibra representa somente uma pequena porcentagem do concreto produzido no mundo. Já o ferrocimento e o fibrocimento ainda são produzidos essencialmente com fibras de aço e asbesto, respectivamente, apesar da imensa disponibilidade de outras fibras para reforço. Essas limitações aconteceram porque somente nos últimos vinte e

cinco anos os princípios relativos à utilização de fibras como reforço de matrizes frágeis (tais como pasta de cimento, argamassa e concreto) começaram a ser compreendidos. Com a adição de fibras, a fissuração da matriz frágil é reduzida, uma vez que as fissuras são interligadas pelas fibras, e como resultado há um aumento na tenacidade e na resistência à tração e ao impacto. A forma como essas propriedades vão ser modificadas vai depender do tipo de matriz, das propriedades físicas e geométricas das fibras e da interação entre a fibra e a matriz.

O aperfeiçoamento dos estudos a cerca das propriedades dos compósitos tende a melhorar o desempenho e abrir novos campos de aplicação. Para isso é preciso que, além do aperfeiçoamento do material em si, os métodos de análise e dimensionamento sejam adaptados ou mesmo desenvolvidos, permitindo a aplicação dos materiais compósitos de forma otimizada e segura.

Neste trabalho vários estudos foram desenvolvidos na tentativa de melhorar a compreensão a cerca dos compósitos de matriz de cimento reforçada com fibras vegetais, notadamente a fibra de sisal. O objetivo principal era entender o comportamento dos compósitos, e tentar associar suas propriedades mecânicas a modelos teóricos de análise e dimensionamento. Como grande parte dos estudos desenvolvidos nessa área até agora, foram direcionados para compósitos reforçados com fibras de aço, novos modelos teóricos tiveram que ser desenvolvidos e outros, já existentes, tiveram que ser adaptados.

O estudo teórico foi complementado por estudos experimentais. Além de servir para validação dos modelos, através da análise de algumas propriedades especificas, o programa experimental culminou com o desenvolvimento de um produto, placas compósitas reforçadas com fibras longas de sisal, e com o estudo de suas propriedades mecânicas e de sua durabilidade.

1.2 JUSTIFICATIVA

O uso global de laminados fibrosos a base de cimento é estimado em 2,5 milhões de toneladas ao ano, consumindo 0,3 milhões de toneladas de fibra. O mercado de fibras, para estes produtos, foi dominado pelo asbesto (cimento amianto) nas décadas de 1970 e 1980, e abrangeu quase todos os países do mundo (SOROUSHIAN; LEE, 1994).

Algumas pesquisas demonstraram, porém, que o asbesto pode causar várias doenças (SELIKOFF *et al*, 1969; DEMENT *et al*, 1994). No Brasil, somente em uma das empresas produtoras de elementos de amianto para construção civil, foram registrados 222 casos de funcionários doentes com distúrbios respiratórios, 188 casos de placas neurais, 98 casos de asbestose e 4 casos de câncer. Entre as mortes associadas ao amianto confirmadas pela empresa, 6 foram por asbestose, 5 por câncer, 2 por mesotelioma e 1 por câncer de laringe (BRUM, 2001).

A incidência dos danos à saúde, fez com que vários países do mundo, como França e Suíça, proibissem a utilização do asbesto. Na Áustria, Alemanha e Espanha foram proibidas a fabricação e importação de produtos contendo asbesto. No Brasil, somente o uso do amianto crisotila ainda é permitido por Lei, conforme o disposto na Lei n° 9.055, de 1º de junho de 1995, regulamentada pelo Decreto nº 2.350, de 15 de outubro de 1997, que proibiu a produção, a industrialização, utilização e comercialização das fibras de amianto do tipo anfibólio de produtos que a contenham. No entanto, segundo o Critério Saúde Ambiental nº 203 de 1998 da Organização Mundial de Saúde-OMS, a exposição ao amianto crisotila aumenta os riscos de asbestose, câncer de pulmão e mesotelioma da maneira dependente em funcão da dose. Em função disso, o Conselho Nacional do Meio Ambiente (CONAMA), em PROPOSTA DE MOÇÃO ITEM 7.18, aprovada na Câmara Técnica Permanente de Controle Ambiental, realizada em 04.09.2001 e na 67ª CT de Assuntos Jurídicos, realizada em 17.10.2001, que Dispõe sobre o Banimento Progressivo do Amianto, decidiu pela proibição da utilização do uso das fibras de amianto crisotila em artefatos de uso domésticos, comerciais e industriais, como telhas e caixas d'água, a partir de 31 de dezembro 2005. No estado do Rio de Janeiro, desde 13 de junho de 2001 estão proibidas a extração, a utilização, a pulverização e a venda a granel de asbesto.

Devido à proibição do amianto, os países desenvolvidos iniciaram o desenvolvimento de pesquisas para substituição desta fibra nos produtos para construção civil. Desde 1976, vários tipos de fibras manufaturadas, tais como vidro, polipropileno, polyester, rayon, polyvinylalcohol e carbono, têm sido testados como reforço de matrizes à base de cimento, mas nenhuma delas conseguiu substituir o asbesto com o mesmo sucesso. Dentre os problemas mais comuns, encontra-se a baixa durabilidade, com perda de tenacidade e resistência devido à alta alcalinidade da matriz, a baixa adesão ao cimento e a instabilidade química (STUDINKA,1989).

Além das fibras manufaturadas, existem estudos desenvolvidos com fibras naturais, como celulose, coco, juta e sisal, que têm apresentado resultados satisfatórios. O estudo sobre a utilização de polpa de celulose como reforço de matrizes frágeis foi iniciado na década de 40 pela James Hardie and Copy Pty Ltd, visando obter um substituto econômico para o asbesto. Em 1964 já eram fabricadas placas planas substituindo o asbesto por polpa de celulose, obtendo-se excelentes produtos. Em 1985, as indústrias do Reino Unido já haviam substituído o asbesto em 50% dos produtos laminados a base de cimento, utilizando como reforço polpa de celulose. Esses produtos passaram também a ser utilizados comercialmente em países como a Malásia, Nova Zelândia e Austrália, sob a forma de paredes estruturais, forros e telhas, fachadas, cercas, deques de ponte e tubos de baixa pressão para irrigação. Muitos dos problemas apresentados pela polpa de celulose, principalmente quanto à durabilidade, foram resolvidos satisfatoriamente, mostrando a viabilidade do emprego de fibras à base de celulose (COUTTS, 1988).

Os estudos sobre a utilização da fibra de sisal como reforço de matrizes à base de cimento iniciaram na Suécia em 1971 (NILSSON, 1975). Em 1978, Swif e Smith (1979) produziram telhas corrugadas, sugerindo que compósitos com fibra de sisal poderiam ser utilizados na construção de casas de baixo custo. Neste mesmo ano, Persson e Skarendahl (1978) também apresentavam a utilização de concreto com fibra de sisal para utilização em placas de coberturas. Na década de 80, estudos foram desenvolvidos com o intuito de aplicar o concreto fabricado com sisal em construções de baixo custo. Destacam-se os estudos realizados por Swift e Smith (1985), alguns estudos relatados por Youngquist *et al* (1994) na África, em 1985, e na Tanzânia em 1987, e estudos apresentados pelo Governo do Quênia (UNCHS-HABITAT, 1991). Em 1990, Schafer e Brunssen (1990) buscaram desenvolver um material estrutural: um sistema de formas para vigas e lajes, de baixo custo, utilizando compósitos de cimento reforçado com fibra de sisal em substituição ao compensado. Esse exemplo, deixa claro que é possível, com a tecnologia existente, desenvolver elementos estruturais utilizando a fibra de sisal.

No Brasil, os primeiros estudos sobre a aplicação de fibras naturais no concreto foram desenvolvidos pelo Centro de Pesquisas e Desenvolvimento, na Bahia, com a utilização de fibras de coco, sisal, bambu, piaçava e bagaço de cana-de-açúcar. Foram produzidas vigas e placas de concreto-fibra e fibro-cimento, sendo detectado uma melhor performance da fibra de sisal em comparação com as demais fibras (CEPED, 1982). Os resultados desta pesquisa culminaram, no entanto, com o

desenvolvimento de telhas e pias artesanais, sem a qualidade necessária para substituir o cimento amianto. A partir da experiência do CEPED, vários outros centros iniciaram seus estudos sobre o aproveitamento dos materiais vegetais na construção civil, como bambu (GHAVAMI, 1989), fibras de sisal e coco (TOLEDO FILHO *et al*, 1990), e fibras e resíduos vegetais (AGOPYAN, 1991; SAVASTANO *et al*, 1997).

Apesar dos avanços nas pesquisas, o desenvolvimento de produtos compósitos reforçados com fibras vegetais, como sisal e coco, ainda é incipiente, não sendo comercializado ainda, no Brasil, nenhum produto reforçado com as mesmas. Considerando a abundância de tipos de fibras naturais, sua disponibilidade e o baixo custo na produção, percebe-se um grande potencial ainda inexplorado. Aliado aos estudos experimentais, é preciso investigar mais profundamente os mecanismos internos de desenvolvimento de tensões e deformações entre fibra e matriz, de forma a entender o comportamento mecânico dos produtos quando submetidos a situações de serviço. Os mecanismos de deterioração do material ao longo do tempo precisam também ser compreendidos, de forma a se manter a integridade do produto por um tempo compatível com a vida útil daqueles ora utilizados. Somente desta forma é possível a utilização de compósitos de cimento reforçados com fibras vegetais, como as fibras de sisal, em elementos estruturais e produtos para construção civil.

A utilização da fibra de sisal, por exemplo, é estratégica para o desenvolvimento nacional, uma vez que o Brasil é o principal produtor e exportador mundial dessa fibra, conforme mostram as tabelas 1.1 e 1.2. A exportação de sisal chegou a representar, para o país, receitas superiores a 100 milhões de dólares (SILVA E BELTRÃO, 1999). O sisal, apesar do declínio na produção nos últimos anos, ainda era em 2001 o maior produto de exportação do estado da Paraïba e o 12º na pauta de exportações do estado da Bahia, ficando atrás apenas dos produtos petroquímicos e dos derivados do cacau (SUDENE, 2001).

A importância real da cultura do sisal na economia do Brasil é a sua capacidade de tornar produtivas regiões semi-áridas, sem outras alternativas econômicas, sendo um fator de sobrevivência para a população rural. Como exige um grande volume de mãode-obra, essa cultura abre mercado de trabalho para aproximadamente 800 mil pessoas em mais de 40 municípios dos estados da Bahia e mais de uma dezena de municípios nos estados da Paraíba e do Rio Grande do Norte, desde o processo produtivo até o beneficiamento, fixando assim, o homem do campo e evitando o êxodo rural e a desertificação daquela região.

PAÍS/REGIÃO	1992-1994	1995	1996	1997	1998	1999
África*	82,9	80,8	71,2	60,1	60,1	57,5
América Latina**	16,7	18,3	18,0	14,8	13,9	12,0
China	32,0	40,0	40,0	35,0	35,0	35,0
Brazil	153,9	118,1	129,2	145,0	115,9	110,0
	285,5	257,2	258,4	254,9	224,9	214,5

TABELA 1.1 Produção mundial de sisal (em mil toneladas) (FAO, 2000)

* Angola, Etiopía, Quênia (maior produtor), Madagascar, Moçambique, África do Sul e Tanzânia

** Haiti, Jamaica e Venezuela

PAÍS/REGIÃO	1992-1994	1995	1996	1997	1998	1999
África*	66,0	63,2	55,7	38,1	45,4	38,7
América Latina**	14,0	12,6	14,8	12,9	10,4	9,5
China	-	8,0	5,7	4,3	2,5	2,5
Brazil	107,2	103,0	87,1	111,3	96,9	82,0
Outros países***	11,5	7,9	7,9	11,5	11,5	11,5
	198,7	194,7	171,2	178,1	166,7	144,2

TABELA 1.2 Exportação mundial de sisal (em mil toneladas) (FAO, 2000)

* Quênia (maior exportador), Madagascar, Moçambique e Tanzânia

** Haiti e México

*** Costa Rica, Cuba, El Salvador, Africa do Sul e Venezuela

As áreas susceptíveis de desertificação no Brasil são aquelas correspondentes às regiões semi-áridas e sub-úmica seca, localizadas em sua grande maioria na Região Nordeste e no norte do estado de Minas Gerais, totalizando cerca de 980000 km². A região semi-árida brasileira caracteriza-se por evapotranspiração elevada, ocorrência de períodos de seca, solos de pouca profundidade, alta salinidade, baixa fertilidade e reduzida capacidade de retenção de água, o que limita seu potencial produzido. Além disso, o processo de desertificação é intensificado pela pobreza, e vice-versa. Nessa região, onde vivem 42% da população do Nordeste são verificados os indicadores sociais mais alarmantes do Brasil. Dados do Ministério do Meio Ambiente indicam que uma área de 181.000 km² na região semi-árida vem sendo seriamente afetada pelo processo de desertificação. Segundo o mesmo Ministério, as perdas econômicas podem chegar a US\$ 800 milhões por ano devido à desertificação, e os custos de recuperação das áreas mais afetadas forma estimados em US\$ 2 bilhões para um período de 20 anos (MINISTÉRIO DA CIÊNCIA E TECNOLOGIA, 2003).

Dentre as medidas possíveis para se evitar a desertificação estão a recuperação ecológica dos núcleos ou clareiras desprovidos de vegetação, através de plantio

experimental de espécies nativas e/ou invasoras, como o sisal; a agricultura irrigada e o estabelecimento de um preço mínimo para os produtos agrícolas (RODRIGUES, 1997). A utilização das fibras de sisal como reforço de componente para construção deverá agregar valor ao produto além de garantir uma maior demanda para as fibras. Esse aumento de preço e de consumo propiciará ao produtor de sisal maiores condições de manter-se na região semi-árida, evitando o êxodo e a conseqüente desertificação da região.

Dessa forma, observa-se que o desenvolvimento de produtos laminados à base de cimento reforçado com fibras de sisal passa a ter então não só uma importância ao nível de desenvolvimento tecnológico, mas principalmente sócio-econômico. Devido a disponibilidade do material e do baixo custo para produção e beneficiamento, a utilização dos produtos de compósitos de cimento reforçado com fibras de sisal ajudará a reduzir o custo final das habitações, sendo, portanto uma alternativa viável para a solução do problema da habitação popular. Além do enfoque econômico e social, a pesquisa tem uma importância ecológica muito grande uma vez que visa a utilização de materiais naturais e biodegradáveis, em contraste com outras alternativas que vêm sendo propostas para o amianto como os materiais plásticos, por exemplo.

1.3 OBJETIVO

O objetivo principal deste trabalho é aprimorar os estudos sobre utilização de fibras de sisal como reforço de matrizes a base de cimento, determinando as bases necessárias para a dosagem adequada do material e para o dimensionamento e produção de elementos estruturais seguros e duráveis.

Para isso tornou-se necessário definir alguns objetivos específicos, a saber:

- a) Determinação da tensão de aderência entre a fibra de sisal e matriz de cimento;
- b) Determinação experimental e teórica do comportamento tensão-deformação de compósitos reforçados com fibras de sisal quando submetidos a esforços de tração e compressão;
- c) Determinação experimental e teórica do comportamento à flexão de vigas reforçadas com fibras de sisal;
- d) Investigação dos principais mecanismos de ataque das fibras de sisal embebidas na matriz de cimento, com determinação experimental de uma composição ótima de matriz que permitisse um compósito com vida útil maior.

Atingidos os objetivos específicos, foram fabricadas placas laminadas reforçadas com fibras curtas e fibras longas e alinhadas de sisal, buscando a caracterização mecânica teórica e experimental e a determinação da durabilidade de produtos estruturais.

1.4 ESTRUTURA DA TESE

A tese está dividida em 8 capítulos, descritos a seguir.

Capítulo 1: Introdução – Esse capítulo apresenta as considerações gerais a respeito da definição e utilização de compósitos na construção civil e da necessidade e importância da utilização de fibras de sisal como reforço de matrizes frágeis. Define ainda os objetivos e a estrutura da pesquisa.

Capítulo 2: Aderência fibra-matriz – Neste capítulo são apresentados os mecanismos de aderência entre a fibra e a matriz, e a forma como estes influenciam o comportamento do compósito sob carregamento. A partir de curvas de arrancamento experimentais são utilizados modelos teóricos para determinação da tensão de aderência entre a fibra de sisal e argamassa de cimento portland.

Capítulo 3: Análise de compósitos sob tração direta – Neste capítulo é apresentado um estudo teórico e experimental sobre o comportamento tensão-deformação de argamassas reforçadas com fibras de sisal submetidas à tração direta. Uma lei constitutiva tensão-deformação é proposta e comparada com resultados experimentais, mostrando boa correlação. A forma de ruptura é avaliada a partir da observação microscópica, por microscopia eletrônica de varredura, da superfície de fratura de amostras submetidas ao ensaio de tração direta.

Capítulo 4: Análise de compósitos sob compressão – O comportamento de compósitos reforçados com fibras curtas de sisal quando submetidos à compressão direta é analisado, teórica e experimentalmente. A partir dos resultados experimentais, são determinadas a forma de ruptura, a tenacidade na compressão, e a influência do método de produção e do tamanho do corpo de prova nas propriedades mecânicas do compósito. É proposto um modelo para predição das curvas tensão-deformação na compressão em função das propriedades da matriz e das propriedades das fibras

Capítulo 5: Análise de compósitos sob flexão – Para quantificar a relação entre carga e deflexão em vigas compósitas é utilizada uma análise numérica secional nãolinear, considerando as leis constitutivas tensão-deformação à tração e à compressão propostas nos capítulos anteriores. Um programa experimental é desenvolvido para validação do modelo e determinação da tenacidade na flexão de vigas compósitas reforçadas com fibras curtas. Verifica-se que a adição de fibras reduz a tensão de primeira fissura, mas aumenta a tenacidade dos compósitos. O modelo proposto apresenta boa correlação com a curva carga-deflexão experimental.

Capítulo 6: Desenvolvimento e análise de compósitos laminados - Placas laminadas de cimento reforçadas com camadas de fibras longas de sisal foram moldadas sob pressão. Ensaios de flexão em placas quadradas esbeltas e placas retangulares espessas e ensaios de tração direta foram realizados. As principais variáveis investigadas foram volume de fibra, número e orientação de camadas. Verifica-se que, com cerca de 6% de fibras longas de sisal, é possível obter um produto com resistência a tração e a flexão máxima maior que o da matriz.

Capítulo 7: Durabilidade dos compósitos – A avaliação dos principais mecanismos de ataque da fibra na matriz de argamassa foi desenvolvida, culminando com a determinação de uma matriz com substituição de cimento por tijolo moído e metacaolinita para redução do processo de mineralização da fibra por íons cálcio. Ensaios de envelhecimento acelerado, com molhagem e secagem, foram desenvolvidos nos compósitos e nos laminados. Ensaios termogravimétricos e DTS semi-quantitativos foram utilizados para determinação do teor de cálcio nas misturas e na fibra após envelhecimento do compósito. A durabilidade foi avaliada a partir de ensaios de flexão em 4 pontos nos laminados envelhecidos. Os resultados discutem a influência das adições na durabilidade dos compósitos, demonstrando que a utilização de metacaolinita incrementa a durabilidade do compósito.

Capítulo 8: Conclusão – É discutido o comportamento dos compósitos reforçados com fibras curtas e a validade dos modelos propostos. É avaliado comportamento dos laminados reforçados com fibras longas sisal sob esforços de tração e flexão, e a performance dos compósitos sob efeito de envelhecimento acelerado. São apresentadas propostas para continuidade das pesquisas visando a utilização de fibras de sisal na construção civil.

Capítulo 2 ADERÊNCIA FIBRA-MATRIZ

2.1 INTRODUÇÃO

Nos materiais compósitos, as tensões solicitantes são resistidas por uma ação composta, onde parte da força é resistida pela matriz e parte é resistida pelas fibras. A transmissão de forças entre a fibra e a matriz é obtida por aderência que é definida como uma tensão cisalhante na interface entre a fibra e a matriz que a envolve.

A natureza da aderência fibra-matriz é resultante da ação combinada de muitos componentes, que incluem: adesão físico-química entre a fibra e a matriz; uma componente mecânica de ancoragem; e atrito fibra-matriz, que é influenciado pelo confinamento (NAAMAN *et al*, 1991). Cada uma dessas componentes é influenciada pelas características da fibra (volume, geometria, tipo de material, orientação, condição superficial) e da matriz (composição, propriedades físicas e mecânicas e condição de fissuração).

A condição da matriz, fissurada ou não, é essencial para determinação das tensões de aderência desenvolvidas, sendo que os tipos principais identificados são: tensões de aderência por cisalhamento, tensões de aderência por tração e tensões de aderência mecânica.

A aderência por cisalhamento controla a transferência de tensões paralelas ao eixo longitudinal da fibra. Em matrizes fissuradas, as tensões de cisalhamento desenvolvidas resistem ao arrancamento da fibra transferindo a carga para pontos da matriz ainda não fissurados. Dessa forma, esse tipo de tensão de aderência influencia significativamente o mecanismo de ruptura dos compósitos.

Inicialmente a aderência por cisalhamento é composta de um componente físicoquímico de aderência. As deformações entre fibra e matriz são compatíveis e as tensões de cisalhamento desenvolvidas são proporcionais às deformações. Neste estágio a aderência por cisalhamento é denominada *elástica*. Com o aumento das tensões de cisalhamento, devido a esforços ou deformações externos, a aderência físico-química tende a romper, gerando uma decoesão entre a fibra e a matriz. A partir desta tensão limite, chamada resistência ao cisalhamento adesional τ_{au} , a componente principal da aderência de cisalhamento é o atrito, e a aderência de cisalhamento é denominada *friccional*.

A aderência por tração resiste aos deslocamentos causados por forças que atuam perpendicularmente em relação à interface fibra-matriz, geralmente resultantes do efeito de Poisson, de variações volumétricas e de carregamentos bi ou tri-axiais. (BENTUR; MINDESS, 1990). A determinação exata da aderência por tração nos compósitos fibrosos é muito difícil e, conseqüentemente, muito pouco se sabe sobre esse fenômeno.

A aderência mecânica é resultado da ancoragem mecânica obtida com a utilização de fibras com ganchos ou de seção geométrica variável, e é utilizada para incrementar a resistência ao arrancamento dessas fibras. O incremento dessa componente tem sido conseguido com a utilização de fibras com seção torcida, quando comparadas com fibra de seção lisa (NAAMAN,1998).

A aderência por cisalhamento é o principal e mais estudado mecanismo de interação fibra-matriz, sendo que sua determinação é feita através de ensaios de arrancamento ("pull-out") de fibra. A partir da análise das cargas e deslocamentos desenvolvidos é possível definir, com a utilização de modelos analíticos, as tensões correspondentes ao fim da aderência por cisalhamento elástico e ao fim da tensão por cisalhamento friccional, que corresponde à ruptura ou arrancamento da fibra.

2.2 MECANISMOS DE INTERAÇÃO EM MATRIZ NÃO-FISSURADA

2.2.1 Transferência de tensão elástica

Durante os primeiros estágios de carregamento, a interação entre fibra e matriz é de natureza elástica. O primeiro modelo analítico para descrever a transferência de tensões nesta fase foi desenvolvido por Cox (1952). Posteriormente, outros modelos foram desenvolvidos com base neste primeiro modelo, variando apenas em alguns parâmetros numéricos, e dando origem às chamadas *teorias de "shear lag"* (BENTUR; MINDESS, 1990). Esses modelos são baseados na análise do campo de tensões ao redor de uma fibra curta embebida em uma matriz elástica, conforme mostra a figura 2.1.


Figura 2.1 Representação esquemática de uma fibra embebida na matriz, e do campo de deformações ao redor da mesma, antes e após carregamento. (BENTUR; MINDESS, 1990)

No cálculo das tensões desenvolvidas devido às deformações impostas, as seguintes hipóteses são assumidas:

- 1. A matriz e a fibra são ambos materiais elásticos;
- 2. A interface fibra-matriz é muito fina;
- Não há deslizamento entre a fibra e a matriz na interface, ou seja, há uma aderência perfeita;
- 4. As propriedades da matriz na vizinhança da fibra são as mesmas que em qualquer outro ponto da matriz;
- 5. As fibras são arranjadas de forma regular, em arranjos simétricos;
- 6. A deformação de tração na matriz, ε_m , a uma distância R da fibra, é igual à deformação de tração do compósito, ε_c ;
- 7. Não há transmissão de tensões pela extremidade das fibras;
- 8. Não há interação de tensões entre fibras vizinhas.

Baseado nestas hipóteses, Cox (1952) desenvolveu as seguintes equações para determinar as tensões axiais de tração na fibra, $\sigma(x)$, e as tensões de cisalhamento elásticas na interface, $\tau(x)$, a uma distância *x* do final da fibra:

$$\sigma_{f}(x) = E_{f} \varepsilon_{m} \left[1 - \frac{\cosh\left(\beta_{1}\left(\frac{L_{f}}{2} - x\right)\right)}{\cosh\left(\frac{\beta_{1}L_{f}}{2}\right)} \right]$$
(2.1)

$$\tau_{f}(\mathbf{x}) = E_{f} \varepsilon_{m} \frac{\sinh\left(\beta_{1}\left(\frac{L_{f}}{2} - \mathbf{x}\right)\right)}{\cosh\left(\frac{\beta_{1}L_{f}}{2}\right)} \sqrt{\frac{G_{m}}{2E_{f} \ln(R/r)}}$$
(2.2)

com

$$\beta_1 = \sqrt{\frac{2G_m}{E_f r^2 \ln(R/r)}}$$
(2.3)

onde, com referência à figura 2.1:

R é o raio da matriz em torno da fibra;

 E_{f} , L_{f} e *r* são, respectivamente, o módulo de elasticidade, o comprimento e o raio da fibra;

 G_m é o módulo de cisalhamento da matriz na vizinhança da fibra. Para materiais isotrópicos essa propriedade é relacionada às demais pela seguinte equação:

 $G_m = \frac{E_m}{2(1 + v_m)}$. Onde E_m e v_m são o módulo de elasticidade e o coeficiente de

Poisson da matriz, respectivamente.

O valor de R/r depende do arranjo e do volume de fibras, V_f , do compósito. As seguintes equações para fibras longas de seção circular têm sido apresentadas:

$$\ln(R/r) = \begin{cases} \frac{1}{2} \ln\left(\frac{\pi}{V_f}\right), \text{ para arranjo retangular de fibras} \\ \frac{1}{2} \ln\left(\frac{2\pi}{\sqrt{3V_f}}\right), \text{ para arranjo hexagonal de fibras} \end{cases}$$
(2.4)

A distribuição de tensões cisalhantes na interface, e a distribuição de tensões axiais de tração na fibra são apresentadas esquematicamente na figura 2.2a. A tensão máxima de cisalhamento acontece nos finais da fibra reduzindo até zero no centro. As tensões de tração têm comportamento distinto: incremento do final da fibra até atingir seu valor máximo no centro. No gráfico da figura 2.2b está apresentada uma simulação do desenvolvimento de tensões em uma fibra de sisal embebida em matriz de cimento, utilizando as equações de (2.1) a (2.4), admitindo arranjo retangular de fibras.



Figura 2.2 Distribuição de tensões na interface fibra matriz: (a) distribuição esquemática; (b) simulação para interface sisal-concreto

A eficiência do reforço depende em grande parte da tensão de tração máxima que pode ser transferida para a fibra. O máximo valor poderia ser, obviamente, a resistência à tração da fibra, σ_{fu} , mas isto vai depender da tensão de cisalhamento máxima que pode ser desenvolvida na interface fibra-matriz antes de ser atingida a resistência ao cisalhamento adesional.

Utilizando a simulação indicada na figura 2.2b pode-se verificar que, quando há a fissuração da matriz, em deformações da ordem de 150 $\mu\varepsilon$, a tensão axial na fibra ainda é bem menor que a tensão de ruptura da mesma, em torno de 577 MPa. Isso garante que a fibra terá resistência suficiente para retransmitir os esforços. Por outro lado, verifica-se que há também o desenvolvimento de tensões cisalhantes na interface fibra-matriz, que podem ocasionar uma decoesão na interface, caso a resistência de aderência τ_{au} seja inferior a 1 MPa, e o desenvolvimento de tensões friccionais.

2.2.2 Transferência de tensão friccional

O desenvolvimento de tensões friccionais implica no surgimento de um descolamento entre a fibra e a matriz, em um fenômeno denominado decoesão. Este fenômeno pode causar a perda total de aderência e falha do compósito, ou deslizamento na zona decoesa, resultando na ativação de um mecanismo resistente de deslizamento friccional, o qual é muito comum nos compósitos à base de cimento.

Na região decoesa, de comprimento de decoesão u, é assumido que a resistência

friccional ao deslizamento resulta em uma distribuição uniforme de tensões cisalhantes, τ_{fu} , na interface, enquanto na região íntegra a tensão cisalhante encontra-se ainda no regime elástico. Á medida que se aumenta o carregamento, os dois estados de tensões cisalhantes continuam coexistindo, como pode ser observado na Figura 2.3, até que a fissura se propague por toda a interface ao longo da fibra ou até que a tensão axial atinja a resistência à tração da fibra.



Figura 2.3 Distribuição de tensões de cisalhamento e de tração na fibra, antes e após a decoesão (BENTUR; MINDESS, 1990).

2.3 MECANISMOS DE INTERAÇÃO EM MATRIZ FISSURADA

Os modelos que fornecem uma solução analítica para a simulação da interação fibramatriz em matrizes fissuradas são baseados no arrancamento de fibra, Figura 2.4.

Antes da fissuração da matriz, a transferência de tensões elásticas é o mecanismo dominante e os deslocamentos da matriz e fibra são geometricamente compatíveis. A tensão desenvolvida na interface é uma tensão cisalhante τ , não uniforme, necessária para distribuir a carga externa *P* entre a fibra e a matriz.



Figura 2.4 Modelagem de arrancamento para simular a interação fibra-matriz (BENTUR; MINDESS, 1990).

Em estágios mais avançados de carregamento, acontece a perda de aderência (decoesão) na interface ocasionando deslocamento relativo entre a matriz e a fibra. O processo que controla a transferência de tensões nesse estágio advém de um deslizamento friccional. A tensão de atrito ou tensão friccional desenvolvida é uma tensão cisalhante, usualmente assumida como uniformemente distribuída ao longo da interface matriz-fibra. Este processo é mais importante no caso pós-fissuração, em que as fibras cruzam as fissuras. Propriedades como resistência e deformação última do compósito são controladas por esse processo de transferência de tensões.

A transição de tensão elástica para tensão friccional ocorre quando a tensão cisalhante interfacial devido ao carregamento excede a resistência ao cisalhamento fibra-matriz, conhecida como tensão cisalhante de aderência τ_{au} , ou resistência de aderência τ_{max} . A carga correspondente é denominada carga crítica, P_{crit}. A resistência última cisalhante na interface fibra-matriz, denominada τ_{fu} , acontece quando a carga aplicada atinge a carga máxima, P_{max}. Estes valores estão apresentados nas curvas de arrancamento ideais da Figura 2.5.



(b)

Figura 2.5 - Curvas idealizadas: (a) carga x deslocamento; (b) tensão x deslocamento

Observa-se que a curva carga-deslocamento de arrancamento de uma fibra em uma matriz de cimento inicia-se de forma linear elástica até que a tensão cisalhante na interface atinja a resistência de aderência. A partir deste ponto inicia-se uma não linearidade na curva associada ao surgimento e propagação de uma fissura de decoesão entre a fibra e a matriz. Esta decoesão interfacial propaga-se estavelmente até que a carga atinja o pico, isto é, a decoesão se propaga somente quando a carga de arrancamento aumenta. O comprimento do decoesão correspondente ao pico é denominado comprimento de decoesão crítico, denominado como u_c . Após a carga de pico, um desenvolvimento não-estável ocorre, o que significa que a decoesão se desenvolve mesmo com o decréscimo da carga de arrancamento, até que toda a interface fibra-matriz esteja descolada, ou seja, até que o comprimento de decoesão seja igual ao comprimento de embebimento da fibra. Como resultado, observa-se um amolecimento ("softening") da curva carga-deslocamento de arrancamento. É importante observar que a carga máxima de arrancamento é atingida pouco antes da decoesão total da fibra, após a qual se inicia o processo de deslizamento entre a fibra e a matriz.

2.4 MODELAGEM DA INTERAÇÃO FIBRA-MATRIZ

2.4 1 Modelo Elastoplástico

Relações entre tensões cisalhantes e carga de arrancamento foram propostas por vários pesquisadores (LAWRENCE, 1972; LAWS *et al*, 1973; NAAMAN *et al*, 1991), baseadas, em geral, nos estudos desenvolvidos para análise do fenômeno da aderência no concreto armado. A seguir é descrito o modelo proposto por Naaman *et al* (1991), com o objetivo de definir a relação entre tensão de aderência e carga de arrancamento para compósitos reforçados com fibras de sisal. Esse modelo é denominado aqui como modelo elastoplástico, visto que a tensão de aderência tem seu comportamento idealizado pela figura 2.5b.

2.4.1.1 Equações básicas

O diagrama de corpo livre de um segmento infinitesimal de fibra, apresentado na figura 2.4, leva à:

$$dF - \tau \psi dx = 0 \tag{2.5}$$

onde *F* é a força local na fibra a uma distância *x* da extremidade embebida da fibra; τ a tensão de cisalhamento na interface fibra-matriz e ψ é o perímetro da fibra, dado por:

$$\psi = \pi . \boldsymbol{d}_{f} \tag{2.6}$$

onde d_f é o diâmetro de uma fibra de seção transversal circular.

A equação (2.5) pode ser reescrita como:

$$\frac{dF}{dx} = \tau \psi \tag{2.7}$$

O produto $\tau \psi$ é definido como a força cortante por unidade de comprimento (*t*), ou fluxo cortante interfacial. Então:

A força local *F* na fibra pode ser associada à deformação local na fibra, ε_f , através da seguinte relação:

$$F = A_f E_f \varepsilon_f \tag{2.9}$$

onde E_f é o módulo de elasticidade da fibra e A_f é a área da seção transversal dada por $A_f = \frac{\pi . d_f^2}{4}$.

Além disso, na região elástica, a tensão cisalhante local τ pode ser associada ao deslizamento local *S* através do módulo de aderência κ da seguinte forma:

$$\tau = \kappa S \tag{2.10}$$

onde κ é assumido constante e S é definido por:

$$S = \left(\delta_f - \delta_m\right) = \int_0^x \left[\varepsilon_f - \varepsilon_m\right] dx$$
(2.11)

e δ_f e δ_m são os deslocamentos locais, variáveis ao longo de *x*, na fibra e na matriz, respectivamente, e ε_f e ε_m são as deformações correspondentes.

Para satisfazer o equilíbrio estático, a força total aplicada P na extremidade livre da fibra tem que ser resistida em algum ponto da seção pela força local na fibra F, juntamente com a força local na matriz T, ou

$$P = F + T \tag{2.12}$$

$$P = A_f E_f \varepsilon_f + A_m E_m \varepsilon_m \tag{2.13}$$

onde A_m e E_m são, respectivamente, a área e o módulo de elasticidade da matriz.

Diferenciando (2.7) e (2.10) teremos:

$$\frac{d^2 F}{dx^2} = \frac{\psi d\tau}{dx}$$
(2.14)

$$\frac{d\tau}{dx} = \kappa \left(\frac{d\delta_f}{dx} - \frac{d\delta_m}{dx} \right)$$
(2.15)

Substituindo (2.15) em (2.14), e reconhecendo o fato que a primeira derivada da função deslocamento local é a deformação local, pode ser provado que:

$$\frac{d^2 F}{dx^2} = \psi \kappa (\varepsilon_f - \varepsilon_m)$$
(2.16)

substituindo em (2.16) o valor de ε_m extraído de (2.13) obtém-se:

$$\frac{d^2 F}{dx^2} = -KP + KQF(x)$$
(2.17)

onde

$$K = \frac{\psi \kappa}{A_m E_m}$$
(2.18)

е

$$Q = 1 + \frac{A_m E_m}{A_f E_f}$$
(2.19)

A equação (2.17) é uma equação diferencial de 2° grau em *F* da forma:

$$\frac{d^2 F}{dx^2} - \lambda^2 F = -KP \tag{2.20}$$

onde

$$\lambda = \sqrt{KQ} \tag{2.21}$$

Resolvendo a equação diferencial (2.20), NAAMAN et al (1991) expressou a força F e

o fluxo cortante interfacial t por:

$$F = P(Ae^{\lambda x} + Be^{-\lambda x} + \frac{1}{Q})$$
(2.22)

$$t = P\lambda(Ae^{\lambda x} - Be^{-\lambda x})$$
(2.23)

onde

$$A = \frac{1}{1 - e^{-2\lambda Le}} \left[\left(1 - \frac{1}{Q} \right) e^{-\lambda Le} + \frac{1}{Q} e^{-2\lambda Le} \right]$$
(2.24)

$$B = \frac{1}{1 - e^{-2\lambda Le}} \left[-\left(1 - \frac{1}{Q}\right) e^{-\lambda Le} - \frac{1}{Q} \right]$$
(2.25)

sendo L_e o comprimento de embebimento ou ancoragem da fibra.

Pela equação (2.23), o fluxo de cisalhamento interfacial é diretamente proporcional à carga *P*, e vai atingir seu valor máximo sempre no ponto onde a fibra penetra na matriz $(x = L_e)$.

2.4.1.2 Carga crítica

Dada uma relação aderência-deslizamento, existirá uma força crítica P_{crit} que induzirá uma tensão cisalhante, em $x = L_e$, igual a τ_{max} , ou um fluxo de cisalhamento igual a t_{max} , onde:

$$t_{\max} = \tau_{\max} \psi \tag{2.26}$$

Fazendo $t(L) = t_{max}$ resulta num valor de P_{crit} igual a:

$$P_{crit} = \frac{\tau_{max}\psi}{\lambda} \left[\frac{1 - e^{-2\lambda Le}}{\left(1 - \frac{1}{Q}\right)\left(1 + e^{-2\lambda Le}\right) + \frac{1}{Q}2e^{-\lambda Le}} \right]$$
(2.27)

Quando a força $P \le P_{crit}$, tensões elásticas prevalecem na interface, e não ocorre decoesão, isto é, as fibras permanecem totalmente aderidas à matriz que as envolve. O deslocamento da extremidade livre da fibra (em $x = L_e$) pode ser avaliado usando:

$$\Delta = \int_{0}^{L_{e}} \left[\varepsilon_{f}(x) - \varepsilon_{m}(x) \right] dx$$
(2.28)

que integrando resulta:

$$\Delta = \frac{P(Q-2)}{\lambda A_m E_m} \left(\frac{1 - e^{-\lambda Le}}{1 + e^{-\lambda Le}} \right)$$
(2.29)

A equação (2.29), apresenta a relação entre a força aplicada *P* e o deslocamento da extremidade livre da fibra.

2.4.1.3 Zona de decoesão

Quando a força aplicada *P* excede *P*_{crit}, a região identificada como zona de decoesão começará a se desenvolver proporcionalmente à carga aplicada. Em outras palavras, duas zonas interfaciais coexistirão simultaneamente, uma que está aderida e outra que está solta da matriz porque a tensão de cisalhamento excedeu τ_{max} . A figura 2.6 apresenta distribuição de tensões de aderência típicas para diferentes valores de carga *P*.



Figura 2.6 Distribuição típica de tensões de aderência para casos: (NAAMAN *et al*, 1991): (a) $P = P_{crit}$; (b) $P = P_1 > P_{crit}$ e (c) $P = P_2 > P_1$.

As forças resistentes em cada uma dessas zonas serão identificadas como força aderida P_b e força decoesa P_d , respectivamente. Para satisfazer o equilíbrio estático teremos:

$$P = P_b + P_d \tag{2.30}$$

Baseado na relação assumida na figura 2.5b, a tensão de cisalhamento interfacial que prevalece na zona decoesa é constante e igual a τ_{fu} . Isto significa que a distribuição da força normal na fibra é linear, decrescendo a uma razão de t_f por unidade de comprimento, onde:

$$t_f = \tau_{fu} \psi \tag{2.31}$$

Denotando a zona de coesão como *u*, o comprimento aderido será *(L-u)*. Sobre este comprimento aderido, prevalece a mesma distribuição de tensões de cisalhamento elástica, com $P \le P_{crit}$, sendo que a carga máxima resistente agora é dada por $P' = (P - t_f u)$, onde P é a carga externa.

Então, pela utilização da distribuição apropriada da tensão de aderência interfacial, e utilizando a equação (2.27), pode-se concluir que:

$$P_{b} = \frac{t_{\max}}{\lambda} \frac{1 - e^{-2\lambda(Le-u)}}{\frac{2}{Q}e^{-\lambda(Le-u)} + \left(1 - \frac{1}{Q}\right)\left[1 + e^{-2\lambda(Le-u)}\right]}$$
(2.32)

$$P_d = t_f u \tag{2.33}$$

Então, P, que é igual a soma de P_b e P_d , será:

$$P = t_{f}u + \frac{t_{\max}}{\lambda} \frac{1 - e^{-2\lambda(Le-u)}}{\frac{2}{Q}e^{-\lambda(Le-u)} + \left(1 - \frac{1}{Q}\right)\left[1 + e^{-2\lambda(Le-u)}\right]}$$
(2.34)

Para encontrar o deslocamento da extremidade livre, a equação (2.28) é ainda válida,

sendo que a integral será resolvida separadamente para cada uma das duas zonas. Assim:

$$\Delta = \frac{\left\{ P(Q-1)u - \frac{t_f u^2}{2} (Q-2) + (P - t_f u) \left[\frac{1 - e^{-\lambda(Le-u)}}{1 + e^{-\lambda(Le-u)}} \right] \frac{Q-2}{\lambda} - t_f u Le \right\}}{A_m E_m}$$
(2.35)

2.4.2 Mecânica da Fratura

O fenômeno da decoesão entre a fibra e a matriz pode ser descrito como o surgimento e propagação de uma fissura em uma material quase-frágil e, desta forma, pode ser avaliado a partir dos conceitos estabelecidos pela Mecânica da Fratura. Alguns estudos têm sido desenvolvidos com esse objetivo, modelando o comportamento de compósitos de cimento reforçados com fibras através do equilíbrio de energia (STANG *et al*, 1990; MOBASHER *et al*, 1991; OUYANG *et al*, 1994). No presente estudo pretende-se aplicar o conceito de equilíbrio energético para modelagem do fenômeno de decoesão em compósitos reforçados com fibras de sisal.

De acordo com os princípios de energia, que governam o desenvolvimento de fratura em materiais frágeis, a condição para que um elemento estrutural atinja um estado de equilíbrio durante a propagação de fissura é que a derivada de primeira ordem da energia potencial, Π , seja igual a zero:

$$\frac{\partial \Pi}{\partial a} = \frac{\partial}{\partial a} (U - F + W) = 0 \text{ ou } \frac{\partial W}{\partial a} = \frac{\partial}{\partial a} (F - U)$$
(2.36)

onde *U* é a energia de deformação do elemento, *F* é o trabalho realizado pela força aplicada, *W* é a energia necessária para a formação da fissura e *a* o comprimento da fissura. A equação (2.36) pode ser reescrita como:

$$G_q = R \tag{2.37}$$

onde $G_q = \frac{1}{t} \frac{\partial (F - U)}{\partial a}$ é a taxa de energia para propagação de comprimento unitário de fissura em um elemento com uma espessura unitária, $R = \frac{1}{t} \frac{\partial W}{\partial a}$ é a resistência à

fratura do material, e t é a espessura do elemento estrutural.

Para materiais quase-frágeis, R é uma função crescente com o incremento do comprimento da fissura antes da falha do material. Quando o valor de G_q aumenta devido ao incremento da carga aplicada, o valor de R também incrementa. Desta forma a equação (2.37) serve somente como uma condição necessária para a falha de uma estrutura para materiais quase-frágeis. Como G_q geralmente incrementa tão rápido quanto R, uma segunda condição, dada abaixo, pode ser satisfeita para um certo comprimento de fissura:

$$\frac{\partial G_q}{\partial a} = \frac{\partial R}{\partial a} \tag{2.38}$$

A equação (2.38) pode ser indicada como condição suficiente para o início de propagação instável de fissuras em materiais quase-frágeis. A combinação das equações (2.37) e (2.38) fornecem as condições necessárias e suficientes para a falha de uma estrutura fabricada com um material quase-frágil.

Como observado no item 2.3, o fenômeno da decoesão interfacial fibra-matriz pode ser entendido como a propagação de uma fissura em materiais quase-frágeis, e, desta forma, obedece a condição estabelecida pelas equações (2.36) a (2.38), sendo necessário então determinar o equilíbrio de energia para que a interação entre a fibra e a matriz seja definida.

2.4.2.1 Formulação da curva de resistência (curva-R)

A determinação da curva-R para materiais quase-frágeis está apoiada em algumas hipóteses básicas:

a) Hipótese 1: Devido a existência de desenvolvimento estável de fissura, é assumido que o comprimento crítico da fissura, u_c, é proporcional ao comprimento de decoesão inicial u_o, isto é:

$$u_c = u_o + \Delta u_{dc} = \alpha u_o \tag{2.39}$$

onde Δu_{dc} é o desenvolvimento pré-critico da fissura e α é um parâmetro que

representa a relação entre o comprimento critico efetivo da fissura e o comprimento inicial da fissura ("notch") para uma dada geometria de carregamento;

b) Hipótese 2: Para materiais a base de cimento, o desenvolvimento da fissura pode ser dependente da geometria. Desta forma, uma curva-R para uma dada geometria é definida como uma envoltória de curvas de taxa de energia de fratura critica, G_c, para diferentes tamanhos de espécimes com o mesmo comprimento crítico inicial;

c) Hipótese 3: A condição de balanço energético, representada pela equação (2.37), é válida para cada comprimento de fissura dado.

Aplicando uma expansão em série de Taylor para a taxa de energia de deformação na vizinhança do comprimento de decoesão crítico u_c , e usando a condição G=0 para u=0, a taxa de energia critica pode ser expressa como:

$$G_{c} = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n!} \left[\frac{d^{n}G}{d\Delta u^{n}} \right]_{c} (u_{o} - \Delta u_{c})^{n}$$
(2.40)

Substituindo (2.39) em (2.40) resulta:

$$G_{c} = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n!} \left[\frac{d^{n}G}{d\Delta u^{n}} \right]_{c} \left[\frac{\alpha}{\alpha - 1} \right]^{n} (-\Delta u)^{n}$$
(2.41)

A equação (2.41) é válida para qualquer comprimento de decoesão, resultando em uma equação diferencial com coeficientes variáveis. Quando os termos de segunda ordem na série de Taylor são considerados, a seguinte solução aproximada desta equação diferencial é obtida (Ouyang *et a*l, 1990):

$$R = G_c = \beta (u - u_o)^d \tag{2.42}$$

com

$$d = \frac{1}{2} + \frac{\alpha - 1}{\alpha} - \left[\frac{1}{4} + \frac{\alpha - 1}{\alpha} - \left(\frac{\alpha - 1}{\alpha}\right)^2\right]^{\frac{1}{2}}$$
(2.43)

onde $\alpha = u_c/u_o$, u_o é o comprimento de decoesão inicial e u_c é comprimento de decoesão na carga de pico.

As equações (2.42) e (2.43) indicam que a resistência a fratura é uma função do desenvolvimento pré-critico da fissura. As propriedades do material e o efeito da geometria estão incluídos nos parâmetros α e β .

2.4.2.2 Formulação da curva de taxa de energia (curva-G)

De acordo com a Mecânica da Fratura Elástica Linear (LEFM), a taxa de energia é:

$$G = \frac{P^2}{2t} \frac{\partial C}{\partial u}$$
(2.44)

onde C é a flexibilidade do elemento estrutural no ponto de aplicação da carga P.

Aplicando a equação (2.44) para problema de arrancamento de fibras em uma matriz de cimento, baseado na distribuição de tensões obtidas de uma análise "shear lag", Stang *et al* (1990) avaliaram a taxa de energia de deformação na interface fibra-matriz, G_{int} , como:

$$G_{int} = \frac{(P - \tau_{fu}u)^{2} \operatorname{coth}^{2}[\omega_{int}(L_{e} - u)]}{4E_{f}\pi^{2}r_{f}^{3}} - \frac{\tau_{fu}(P - \tau_{fu}u)\operatorname{coth}[\omega_{int}(L_{e} - u)]}{2E_{f}\pi^{2}r_{f}^{3}\omega_{int}} + \frac{\tau_{fu}}{4\pi r_{f}\kappa}$$
(2.45)

onde *P* é a carga de arrancamento, τ_{fu} é a tensão friccional entre a fibra e a matriz, *u* é o comprimento de decoesão na interface, aqui representando o comprimento de fissura, L_e é o comprimento de embebimento da fibra, r_f o raio da fibra, E_f o módulo de elasticidade da fibra, κ é a inclinação inicial entre a tensão de cisalhamento e o deslocamento, ω_{int} é o parâmetro que quantifica a rigidez da interface frágil entre a fibra e a matriz e é definida como

$$\omega_{int} = \sqrt{\frac{\kappa}{E_f \pi r_f^2}}$$
(2.46)

onde, o subscrito int representa a interface.

Oyuang *et al* (1994) têm usado curvas de resistência (curvas R) e de energia (curvas G), para descrever o processo de propagação estável de decoesão. Eles admitem que, como o comprimento decoeso na carga de pico é menor que L_e , o deslocamento de arrancamento na carga de pico é relativamente pequeno, e o efeito da tensão friccional sobre o comportamento do arrancamento pode ser desprezado durante este estágio. Como resultado, a equação (2.45) pode ser simplificada como ($\tau_{fu} = 0$):

$$G_{\rm int} = \frac{P^2 \coth^2[\omega_{\rm int}(L_e - u)]}{4E_f \pi^2 r_f^3}$$
(2.47)

Para arrancamento de fibras em uma matriz, as curvas de resistência (curva- R_{int}) podem ser interpretadas como uma envoltória de uma série de curvas de energia (curva- G_{int}) com diferentes comprimentos de embebimento de fibras, mas com mesmo comprimento de decoesão inicial, u_o , como mostra a figura 2.7.



Figura 2.7 Curvas R_{int} e G_{int} para propagação de fraturas em problemas de arrancamento de fibras de matriz de concreto (SHAH *et al*, 1995)

Se somente o efeito do comprimento de fibras é avaliado para a curva-G_{int}, dada pela equação (2.47), a seguinte curva-R_{int} pode ser associada:

$$R_{\rm int} = \beta (u - u_o)^d \tag{2.48}$$

Que é a mesma equação (2.42) aplicada ao problema em estudo. Os dois parâmetros

 α e β devem ser conhecidos para que a equação (2.48) possa ser utilizada. Estas duas constantes podem ser determinadas das condições de instabilidade dadas pelas equações (2.37) e (2.38), o que resulta (SHAH *et al*, 1995):

$$\frac{u_c^* - u_o}{d} - \frac{1}{2\omega_{\text{int}}} \operatorname{coth} \left[\omega_{\text{int}} \left(L_e^* - u_c^* \right) \right] \sin h^2 \left[\omega_{\text{int}} \left(L_e^* - u_c^* \right) \right] = 0$$
(2.49)

onde L_e^* e u_c^* são, respectivamente, o comprimento de embebimento e seu correspondente comprimento de decoesão na carga máxima, para um espécime de referência. Ou seja, para determinação dos parâmetros α e β torna-se necessário conhecer um resultado experimental, no qual possa ser conhecido o comprimento de embebimento L_e^* e sua carga máxima P_c^* . O valor de u_c^* pode ser obtido substituindo o valor de L_e^* na equação (2.49). Pode ser observado da equação (2.48) que o termo d é uma função de u_c^* . O valor de $\alpha = u_c/u_o$ pode, então, ser calculado. O valor de β pode ser determinado da condição $G_{int} = R_{int}$ e do valor medido de P_c^* :

$$\beta \left(u_{c}^{*} - u_{o}^{*} \right)^{d} = \frac{\left(P_{c}^{*} \right)^{2} \coth^{2} \left[\omega_{\text{int}} \left(L_{e}^{*} - u_{c}^{*} \right) \right]}{4 E_{f} \pi^{2} r_{f}^{3}}$$
(2.50)

A curva-R_{int} obtida aqui é interpretada como a envoltória de curvas-G_{int}, nos pontos correspondentes aos comprimentos de decoesão críticos, para fibras com mesmo raio, mas comprimento de embebimentos diferentes, para uma dada matriz. Isto significa que a série de espécimes nessas condições segue a mesma curva-R_{int}, mas tem diferentes valores críticos correspondentes a carga de pico.

2.4.2.3 Determinação da relação carga-deslocamento de arrancamento

Após o conhecimento da curva-R e da curva-G, o comportamento de arrancamento das fibras de matrizes de cimento podem ser preditos. Da condição $G_{int} = R_{int}$, a seguinte relação entre a carga de arrancamento e o comprimento de decoesão pode ser obtida:

$$P = \sqrt{\frac{4E_{f}\pi^{2}r_{f}^{3}\beta(u-u_{o})^{d}}{\coth^{2}[\omega_{int}(L_{e}-u)]}}$$
(2.51)

Para uma dada matriz, a carga de arrancamento de pico de uma série de fibras, que tem mesmo diâmetro, mas diferente comprimento de embebimento, pode ser predita substituindo os diferentes valores de L_e na equação (2.51).

2.5 DETERMINAÇÃO DA ADERÊNCIA EM COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRA DE SISAL

Comparado com as fibras de aço, existem poucos estudos para avaliação da aderência entre matrizes de cimento e fibras vegetais (Bessel; Mutuli, 1982; Morrisey *et al*, 1985; Toledo Filho, 1997). Uma das principais dificuldades existentes na avaliação da aderência entre a fibra e a matriz é a grande variação na forma e na área da seção transversal, que variam de uma fibra para outra e mesmo ao longo da mesma fibra. Apesar de assumir uma forma arredondada, com um diâmetro equivalente, na avaliação da aderência Bessel e Mutuli (1982) admitem que a área real da fibra pode ser bem maior que a estimada. A dificuldade na experimentação de fibras de celulose individuais foi também observada por Morissey *et al* (1985) que optaram por avaliar a aderência através de ensaios de arrancamento em fios de sisal, ao invés de ensaiar fibras isoladas.

Toledo Filho (1997) realizou ensaios de arrancamento de fibras individuais de sisal, com diferentes comprimentos de embebimento. Os ensaios de arrancamento foram realizados numa configuração de uma única fibra, concêntrica, sendo arrancada da matriz a uma taxa de 0,2 mm/min, como se mostra na figura 2.8.



Figura 2.8 Configuração e corpo de prova usado no ensaio de arrancamento (TOLEDO FILHO, 1997)

A matriz consistiu de um bloco prismático de concreto, de seção transversal quadrada (25 mm x 25 mm), com uma fibra de sisal passando através do centro. O comprimento do bloco foi de 50 mm e os comprimentos de embebimento foram (L_e) foram: 7,5 cm; 12,5 cm; 25,0 cm; 35,0 cm e 50 cm. A figura 2.9 apresenta os espécimes utilizados no ensaio para o L_e de 35,0 cm.



Figura 2.9 Espécimes usadas no ensaio de arrancamento após a desmoldagem (TOLEDO FILHO, 1997)

As curvas experimentais de carga versus deslocamento obtidas no ensaio de arrancamento estão apresentadas na figura 2.10.



Figura 2.10 Curvas experimentais carga x deslocamento ("pull-out") para fibra de sisal com diferentes tamanhos de embebimento (TOLEDO FILHO, 1997)

A partir dessas curvas, e utilizando o modelo elastoplástico descrito no item 2.4.1, é possível estimar as tensões de aderência elástica e última para compósitos de argamassa de cimento reforçados com fibras de sisal. Antes disso, no entanto, é preciso determinar o diâmetro médio da fibra de sisal, visto que as equações estabelecidas anteriormente admitem que a fibra é circular. Estudos desenvolvidos por Oksman *et al* (2002) sobre a morfologia das fibras de sisal demonstram que o formato da seção transversal varia significativamente.

2.5.1 Determinação do diâmetro médio da fibra

Um dos primeiros problemas encontrados quando da modelagem de compósitos com fibras naturais diz respeito ao formato da fibra. Nos modelos apresentados anteriormente parte-se da hipótese que a seção da fibra é circular, com o diâmetro d_f , perímetro $\psi = \pi d_f$ e área $A_f = \frac{\pi d_f^2}{4}$. No entanto, a forma das fibras de sisal, como pode ser observado na micrografia apresentada na figura 2.11, não são circulares e nem possuem uma dimensão homogênea. Ou seja, as fibras possuem dimensões e formato variados, dificultando o cálculo do perímetro e área de seção transversal.



Figura 2.11 Micrografia de argamassa reforçada com fibras curtas de sisal

Para solucionar este problema, admite-se que a fibra tem formato circular com um diâmetro médio equivalente. Para minimizar o erro da hipótese adotada, o diâmetro equivalente foi calculado a partir de 405 medidas de diâmetro de fibra de sisal, realizadas por Toledo Filho (2002c) quando da realização dos ensaios de arrancamento mostrados na figura 2.8. Inicialmente os valores foram distribuídos em classes sendo calculada a freqüência, f_j , e o diâmetro médio, x_j , de cada classe, como mostra a tabela 2.1.

Classes	f_{j}	x _j	$f_j x_j$
0,09 - 0,10	6	0,095	0,570
0,11 0,12	86	0,115	9,890
0,13 0,14	100	0,135	13,500
0,15 0,16	110	0,155	17,050
0,17 0,18	63	0,175	11,025
0,19 0,20	27	0,195	5,265
0,21 0,22	13	0,215	2,795
	$\sum f_j = 405$		$\sum f_j x_j = 60,095$

TABELA 2.1 Análise estatística de diâmetro de fibras de sisal

Uma vez definida as classes e freqüência o diâmetro médio equivalente, $\overline{d_f}$, foi então

calculado, utilizando a expressão:

$$\overline{d_f} = \frac{\sum f_j x_j}{\sum f_j} = 0,148 \text{ mm}$$
(2.52)

onde f_j é a freqüência de cada classe e x_j é o diâmetro médio de cada classe.

O cálculo do desvio padrão, s, resultou:

$$s = \sqrt{\frac{\sum (x_j - \overline{d_f})^2 f_j}{(\sum f_j) - 1}} = 0,027 \text{ mm}$$
(2.53)

Calculando o coeficiente de variação, $CV=100\frac{s}{d_f}$, encontra-se um valor de 18,24%

que é razoável diante da dispersão de formas e tamanhos verificados na figura 2.11. Desta forma, será utilizado neste trabalho um valor de diâmetro de fibra igual a 0,148 mm, com valor máximo e mínimo de 0,175 mm e 0,121 mm, respectivamente. A curva de distribuição de freqüência em função do diâmetro médio está apresentada na figura 2.12.



Figura 2.12 Análise estatística de diâmetro de fibras de sisal

2.5.2 Determinação da tensão de aderência máxima

Utilizando a equação (2.27), e os dados de fibra e matriz apresentados por Toledo Filho (1997), foi realizada uma retroanálise para determinar quais valores de tensão de

aderência, τ_{max} ou τ_{au} , e módulo de aderência, κ , melhor se ajustariam aos resultados experimentais. Para tanto foi preciso realizar um estudo paramétrico de κ e τ_{au} , na equação (2.27), e compará-lo aos resultados experimentais para definir os valores ótimos.

Utilizando as curvas de carga de decoesão versus deslocamento experimental como referência, foram encontrados diversos pares ordenados que se ajustam aos dados, conforme mostra a figura 2.13. A partir dessa primeira análise constata-se que os valores de τ_{au} variam entre 0,52 MPa, para de κ = 4,5 N/mm³, e 0,80 MPa, para κ = 10,0 N/mm³.

Pela análise do coeficiente de correlação, R, verifica-se que todas as curvas apresentadas na figura 2.13 se ajustam muito bem aos dados experimentais, sendo que a curva obtida com $\tau_{au} = 0,60 \text{ MPa}$ e $\kappa = 6,0 \text{ N/mm}^3$ é a que obtém a maior aproximação.



Figura 2.13 Curva carga de decoesão-comprimento de embebimento teórica: ajuste de coeficiente κ e de τ_{au}

Os valores $\tau_{au} = 0,60 \text{ MPa e}$ $\kappa = 6,0 \text{ N/mm}^3$ serão utilizados a seguir para determinação da tensão de aderência última, τ_{fu} , em um estudo iterativo semelhante a esse.

2.5.3 Determinação da tensão de aderência última

Para determinar o comportamento do compósito após a decoesão é possível utilizar o modelo elastoplástico ou o modelo baseado na Mecânica da Fratura. Com o modelo elastoplástico é possível determinar, a partir da carga máxima de arrancamento experimental, a tensão de aderência última, τ_{fu} , utilizando a equação (2.34). Para tanto, é necessário definir também qual o comprimento de decoesão, u_c , corresponde à carga máxima, uma vez que, como pode ser observado na figura 2.5a, a decoesão máxima acontece para uma carga menor que a de arrancamento.

Utilizando a equação (2.34), pode-se calcular, para cada comprimento de embebimento, L_e , a relação entre a carga de arrancamento e o comprimento da zona de decoesão crítica, u_c . Seja, por exemplo, a curva da figura 2.14, calculada com os valores arbitrários $\tau_{fu} = 0.3$ MPa e $\kappa = 6.0$ N/mm³. Observa-se que a máxima carga de arrancamento, para um dado comprimento de embebimento, acontece antes da decoesão da fibra ser total (u = L_e). Verifica-se ainda que quanto maior o comprimento de embebimento maior a zona de decoesão necessária para se atingir a carga máxima.



Figura 2.14 Carga de arrancamento para vários valores de zona de decoesão e comprimento de embebimento

Para o valor de τ_{fu} adotado, os valores de decoesão variaram entre cerca de 30% e 83% do comprimento de embebimento, como mostra a tabela 6.2.

L _e (mm)	u /L _e	u (mm)	P _{max} (N)
5	0,27	1,35	1,468
10	0,27	2,7	2,541
15	0,43	6,45	3,215
20	0,57	11,4	3,863
25	0,65	16,25	4,471
35	0,75	26,25	5,727
50	0,83	41,5	7,61

TABELA 6.2 Valores teóricos de comprimento de decoesão e carga máxima de arrancamento para $\tau_{fu} = 0.3 \text{ MPa e } \kappa = 6.0 \text{ N/mm}^3$

Com o valor máximo de cada curva, obtém-se a carga máxima de arrancamento e a decoesão equivalente, para o comprimento de embebimento dado. Assim a curva carga de arrancamento versus comprimento de embebimento pode ser obtida, para vários pares τ_{fu} e κ .

Para determinação do valor de τ_{fu} , foram utilizados os valores de κ e τ_{au} obtidos na analise anterior. Variou-se τ_{fu} e a curva resultante foi correlacionada com o valor experimental médio. A figura 2.15 mostra as curvas obtidas para valores de τ_{fu} iguais a 0,13 MPa, 0,24 MPa e 0,30 MPa.



Figura 2.15 Carga de arrancamento máxima versus comprimento de embebimento para diferentes valores de τ_{fu} .

Dentre os valores obtidos nas curvas da figura 2.15 que se ajustam bem aos dados experimentais, o valor de τ_{fu} de 0,24 MPa foi o que teve o maior coeficiente de correlação.

Assim, assumindo $\kappa = 6 \text{ N/mm}^3$ teremos para fibra de sisal $\tau_{au} = 0,6 \text{ MPa} \text{ e } \tau_{fu} = 0,24 \text{ MPa}$. Esses valores situam próximos daqueles apresentados pela literatura (BENTUR;MINDESS, 1990): para compósitos reforçados com fibra de celulose observa-se τ_{fu} entre 0,35 e 0,45 MPa; e para monofilamentos de polipropileno, também fibra de baixo módulo, observa-se valores τ_{au} entre 0,70 MPa e 1,23 MPa e valores de τ_{fu} entre 0,34 MPa e 0,48 MPa.

2.5.4 Aplicação da Mecânica da Fratura

Utilizando a Mecânica das Fraturas, o comprimento de decoesão é calculado a partir do equilíbrio de energia, equação (2.37). Assim, utilizando as equações (2.47) e (2.48) obtemos, para interface argamassa-sisal, as curvas representadas pela figura 2.16.

Observa-se na figura 2.16 que para maiores comprimentos de embebimento maior a

taxa de energia, G_{int}, necessária para propagação da fissura na interface fibra-matriz.



Figura 2.16 Relação entre curva-R_{int} e curva-G_{int} para arrancamento de fibras de sisal de argamassa

O ponto de interseção entre a curva- R_{int} e a curva- G_{int} corresponde ao comprimento de decoesão crítico *u* para o correspondente comprimento de embebimento. Para estabelecimento das curvas de energia, é necessário adotar uma curva de arrancamento experimental como referência, que neste caso, foi a curva carga-deslocamento, com comprimento de embebimento de 25 mm, apresentada por Toledo Filho (1997).

Com o comprimento de decoesão e comprimento de embebimento obtidos, foi possível obter, pela equação (2.51) a curva de arrancamento. Os resultados encontram-se na figura 2.17 juntamente com os valores experimentais e os valores analíticos calculados pelo modelo elastoplástico.

Pode-se observar que, a despeito da simplificação adotada para τ_{hu} , os valores de carga máxima de arrancamento calculados pela Mecânica da Fratura situaram-se próximos aos valores calculados pelo modelo elastoplástico. Sendo que os dois métodos aproximaram-se muito bem dos valores experimentais, indicando que o valor estimado para τ_{fu} é satisfatório.



Figura 2.17 Comparação dos valores de carga de arrancamento experimentais (TOLEDO FILHO, 1997) com resultados teóricos utilizando modelo Elastoplástico e Mecânica da Fratura.

Avaliando o coeficiente de correlação, verifica-se que o modelo elastoplástico apresentou uma melhor aproximação com os dados experimentais médios.

2.6 EFICIÊNCIA DO REFORÇO

Como visto anteriormente as tensões de aderência são influenciadas por vários parâmetros físicos e geométricos da fibra e da matriz. Além disso, a eficiência do reforço no compósito é função do comprimento e da orientação das fibras. Como descrito nos itens 2.3 e 2.4, o comprimento da fibra tem papel fundamental na determinação da tensão de aderência. Quanto à orientação, é importante observar que as análises feitas anteriormente consideravam que a carga de arrancamento estava sendo aplicada com direção paralela ao comprimento da fibra. Quando a fibra tem uma orientação diferente, somente uma parcela das tensões de cisalhamento será desenvolvida, e a contribuição da fibra será menor que a da fibra alinhada.

2.6.1 Influência do comprimento

2.6.1.1 Comprimento crítico

O efeito do comprimento pode ser analisado em termos do mecanismo de transferência de tensão discutido no item 2.3. Um comprimento crítico, L_c , pode ser definido como o comprimento mínimo necessário para que a tensão axial atinja a resistência à tração da fibra, como mostra a figura 2.18.

Para $L_f < L_c$, figura 2.18a, não há comprimento de fibra suficiente para desenvolvimento de uma tensão igual à resistência à tração da fibra, que é, portanto, subtilizada. Somente se o comprimento da fibra exceder L_c , figura 2.18c, a tensão desenvolvida ao longo da fibra alcançará sua resistência, mobilizando então todo o potencial do reforço.



Figura 2.18 Tensão de aderência ao longo da fibra em função do comprimento (BENTUR; MINDESS, 1990)

Para uma transferência de tensão cisalhante friccional, o valor calculado de L_c será:

$$L_c = \frac{\sigma_{fu}r}{\tau_{fu}}$$
(2.54)

O comprimento crítico pode ser usado como um critério limite na identificação de possíveis modos de falha do compósito:

- Falha total devido ao arrancamento quando o comprimento da fibra é menor que L_c; ou
- 2. Falha devido à fratura da fibra e perda de aderência combinadas que é possível somente quando L_f é maior que L_c .

Para compósitos reforçados com fibras de sisal ($\tau_{fu} = 0,24$ MPa, $\sigma_{fu} = 577$ MPa e $d_f = 0,148$ mm) o comprimento crítico, calculado pela equação (2.54), é igual a 170,80 mm.

2.6.1.2 Caso pré-fissuração

Durante o desenvolvimento de tensões elásticas de aderência, pré-fissuração, Laws (1971) indica que a contribuição da fibra, e conseqüentemente sua eficiência, são função da deformação do compósito $\varepsilon_c(x)$. Para transferência de tensão elástica, figura 2.2, a tensão média na fibra, $\overline{\sigma}_f$, como função de $\varepsilon_c(x)$ é:

$$\overline{\sigma}_{f} = E_{f} \varepsilon_{c} \left(x \right) \left(1 - \frac{\tanh\left(\frac{\beta_{1}L_{f}}{2}\right)}{\frac{\beta_{1}L_{f}}{2}} \right)$$
(2.55)

Sendo esta equação derivada das equações (2.1) a (2.3). Para tensão friccional, τ_{fu} , a tensão média na fibra será:

$$\overline{\sigma}_{f} = E_{f} \varepsilon_{c} \left(x \right) \left(1 - \frac{L_{x}}{2L_{f}} \right)$$
(2.56)

onde $L_x/2\acute{e}$ o comprimento necessário para uma tensão de $E_c \varepsilon_c(x)$ ser desenvolvida na fibra, sendo que:

$$L_{x} = \frac{E_{f}\varepsilon_{c}(x)r}{\tau_{fu}}$$
(2.57)

O fator de eficiência no caso pré-fissuração para o mecanismo de transferência de cisalhamento friccional pode ser calculado da equação (2.56), e seu valor é função da deformação no compósito:

$$\eta_L = 1 - \frac{L_x}{2L_f} = 1 - \frac{E_f \varepsilon_c(x) r}{\tau_{fu}} \frac{1}{2L_f}$$
(2.58)

Na deformação última da matriz ε_{mu} , que indica o fim do caso pré-fissuração, o fator de eficiência do comprimento pode ser calculado por:

$$\eta_L = 1 - \frac{L_c}{2L_f} \frac{\varepsilon_{mu}}{\varepsilon_{fu}}$$
(2.59)

2.6.1.3 Caso pós-fissuração

No caso pós-fissuração, assume-se que as fibras cruzam a fissura, sendo que o menor comprimento embebido da fibra na matriz variará entre 0 e $L_x/2$. A uma deformação $\varepsilon_c(x)$, fibras cujo comprimento embebido é menor que L_x irão deslizar, e não contribuirão para resistência. A probabilidade que a fibra tem de deslizar é L_x/L_f , e a tensão média suportada pelas fibras a uma deformação no compósito de $\varepsilon_c(x)$ será (BENTUR; MINDESS, 1990):

$$\overline{\sigma}_{f} = \left(1 - \frac{L_{x}}{L_{f}}\right) E_{f} \varepsilon_{c}(x) = \left(1 - \frac{L_{c}}{L_{f}} \frac{\varepsilon_{c}(x)}{\varepsilon_{fu}}\right) E_{f} \varepsilon_{c}(x)$$
(2.60)

o que indica que, no caso pós-fissuração,

$$\eta_L = 1 - \frac{L_c}{L_f} \frac{\varepsilon_c(\mathbf{x})}{\varepsilon_{fu}}$$
(2.61)

Baseados nestes conceitos Laws (1971), citado por Bentur e Mindess (1990), derivou as seguintes equações para o fator de eficiência das fibras relacionado à resistência dos compósitos:

$$\eta_{L} = \begin{cases} 1 - \frac{L_{c}}{L_{f}}, & \text{para } L_{f} >> 2L_{c} \\ \frac{L_{f}}{4L_{c}}, & \text{para } L_{f} << 2L_{c} \end{cases}$$
(2.62)

2.6.2 Influência da orientação

A eficiência do reforço é avaliada pelo número de fibras que atravessam uma determinada seção transversal, e que permitem o cálculo do volume de reforço V_f ,

como a relação entre a área total de fibra sobre a área de matriz. Para fibras alinhadas, o número de fibras por unidade de área, *N*, pode ser calculado como:

$$N = \frac{V_f}{A_f}$$
(2.63)

Se as fibras estão orientadas randomicamente, o número de fibras cruzando um plano com ângulo θ por unidade de área daquele plano será $N.sen(\theta)$. Se todos os ângulos θ entre 0 e $\pi/2$ tem a mesma probabilidade de ocorrer, então o número de fibras cruzando qualquer plano, N_{θ} , em um ângulo entre θ e ($\theta + d\theta$), por unidade de área do plano será:

$$N_{\theta} = N \operatorname{sen}(\theta) \frac{d\theta}{(\pi/2)}$$
(2.64)

Conseqüentemente, o número total de fibras cruzando a unidade de área de qualquer plano será:

$$N_{\theta} = \int_{0}^{\pi/2} N \frac{2}{\pi} \operatorname{sen}(\theta) d\theta = N \frac{2}{\pi}$$
(2.65)

Se a direção das fibras é randômica nas três direções, o número de fibras por unidade de volume levando os ângulos entre θ e (θ + $d\theta$) para qualquer direção $N.\cos(\theta)d\theta$ será:

$$N_{\theta} = \int_{0}^{\pi/2} N\cos(\theta) \sin(\theta) d\theta = \frac{N}{2}$$
(2.66)

As equações (2.65) e (2.66), apresentadas inicialmente por Aveston e Kelly (1973) indicam que a eficiência das fibras devido à orientação pode ser indicada por um fator η_{θ} dado por:

$$\eta_{\theta} = \begin{cases} \frac{2}{\pi}, \text{ para fibras randomicamente orientadas no plano} \\ \frac{1}{2}, \text{ para fibras randomicamente orientadas no volume} \end{cases}$$
(2.67)

Outras definições para o cálculo do fator de orientação são apresentadas por Ganeshalingam *et al* (1981), que apresenta um resumo dos trabalhos desenvolvidos por Rajagopalan *et al* (1974), Romualdi *et al* (1964) e Parimi *et al* (1973).

Mais recentemente, Soroushian e Lee (1990) definiram o fator de orientação em função do comprimento da fibra e da área de seção transversal retangular ($h \times w$) do compósito. Estes autores consideram que, na prática, a vibração do concreto durante a compactação tende a reorientar as fibras em planos horizontais. Assim, para fibras com orientação 2-D, sugerem:

$$\eta_{\theta} = \begin{cases} \sqrt{6} \frac{L}{w} \tan^{-1} \left(\frac{w}{L\sqrt{6}} \right), \text{ para } w \le L \\ 0,31 \frac{L}{w} + 0,64, \text{ para } w > L \end{cases}$$
(2.68)

e para fibras orientadas 3-D:

$$\eta_{\theta} = \begin{cases} 6 \frac{L^2}{wh} \tan^{-1} \left(\frac{w}{\sqrt{6L}} \right) \tan^{-1} \left(\frac{h}{\sqrt{6L}} \right), \text{ para h, } w \le L \\ \frac{L}{h} \tan^{-1} \left(\frac{h}{\sqrt{6L}} \right) \left(1,56 + 0.766 \frac{L}{w} \right), \text{ somente para h} \le L \\ 0,098 \frac{L^2}{wh} + 0,2L \left(\frac{w+h}{wh} \right) + 0,405, \text{ para h, } w > L \end{cases}$$

$$(2.69)$$

Utilizando as equações (2.68) e (2.69) para compósitos reais submetido à tração direta, Soroushian e Lee (1990) encontraram fatores de orientação variando entre 0,545 e 0,812.

Laws (1971), citado por Bentur e Mindess (1990) sugere a adoção de η_{θ} = 1/3 para orientação 2-D e η_{θ} = 1/6 para orientação 3-D. Para o cálculo de compósitos de cimento reforçados com fibras de celulose Andonian *et al* (1979) utilizaram η_{θ} = 0,41 considerando fibras dispersas na matriz (orientação 3-D).

Apesar de ser consenso a redução do índice de reforço, e possivelmente da eficiência da fibra devido a sua orientação randômica, ainda não há uma definição exata para um coeficiente de orientação, visto que, a dispersão das fibras na matriz não segue a uma tendência definida, podendo inclusive seguir uma orientação preferencial. A incerteza quanto à quantidade de fibras orientadas em uma determinada direção impede a avaliação mais criteriosa do coeficiente de eficiência.

2.7 CONCLUSÕES

A aderência entre a fibra e a matriz é um dos mecanismos mais importantes na determinação do comportamento dos compósitos, sendo responsável pela distribuição de tensões entre os componentes, o que permite que o compósito, mesmo fissurado, possa resistir às cargas aplicadas. No entanto, a aderência é influenciada por diversos fatores o que dificulta a avaliação teórica das tensões desenvolvidas. Sua determinação é possível através do ensaio de arrancamento, e da relação carga x deslizamento experimental obtida, onde é possível determinar as tensões de cisalhamento máxima e friccional, sendo que seus valores ainda são dependentes do comprimento de embebimento da fibra.

Utilizando métodos analíticos e as curvas experimentais carga-deslocamento, obtidas em ensaio de arrancamento por Toledo Filho (1997), foi possível concluir nesse trabalho que, para fibras de sisal em matriz de argamassa, podem ser utilizados valores iguais a 0,60 MPa e 0,24 MPa para a tensão adesional máxima e a tensão friccional respectivamente. A figura 2.19 mostra as curvas experimentais e as curvas teóricas obtidas com os valores de tensão apresentados.



Figura 2.19 Relação entre carga de arrancamento e comprimento de embebimento para compósitos reforçados com fibras de sisal: resultados teóricos e experimentais.

Com os valores de tensão de aderência, $\tau_{au} e \tau_{fu}$, e módulo de aderência, κ , é possível, então, determinar a curva idealizada tensão de aderência versus deslocamento de arrancamento, que está apresentada na figura 2.20.



Figura 2.20 Curva idealizada de tensão x deslocamento de arrancamento de fibras de sisal em matriz de argamassa

Utilizando a mecânica das fraturas verificou-se que, quanto maior o comprimento de embebimento da fibra, maior será a energia necessária para causar decoesão total e, conseqüentemente, o arrancamento da fibra de dentro da matriz.

Como as tensões de aderência por cisalhamento são desenvolvidas ao longo da fibra, o comprimento da fibra tem papel fundamental na determinação da ruptura do compósito, que pode acontecer por arrancamento da fibra, para valores de comprimento de fibra L_f menor que o comprimento crítico L_c , ou por ruptura da fibra, para L_f maior que L_c . Para fibra de sisal, o comprimento crítico é igual a 170,80 mm.

Além do comprimento, a orientação da fibra exerce papel fundamental na eficiência do compósito, sendo que, para fibras orientadas randomicamente no volume de compósito a área de reforço na direção do carregamento pode variar de 0,167 a 0,812 da área obtida com compósitos alinhados.
Capítulo 3 ANÁLISE DE COMPÓSITOS SOB TRAÇÃO DIRETA

3.1 INTRODUÇÃO

Os materiais à base de cimento, como concretos e argamassas, são reconhecidamente frágeis quando submetidos a esforços de tração. Isto motivou o surgimento do concreto armado, do concreto protendido e dos materiais compósitos, onde as fibras foram adicionadas para resistir aos esforços de tração aos quais a maioria dos elementos estruturais está submetido, direta ou indiretamente.

A influência da fibra sobre o comportamento a tração vai depender de vários parâmetros, como tipo, comprimento e diâmetro da fibra, teor de fibra incorporado e forma de distribuição na matriz. O objetivo principal da introdução das fibras é garantir a manutenção de resistência mesmo após a fissuração da matriz, permitindo uma maior deformação do compósito antes da ruptura, e propiciando resistência ao impacto e tenacidade maiores que os da matriz.

As aplicações dos compósitos reforçados com fibras podem ser resumidas em dois tipos principais: concretos e argamassas reforçados com fibras curtas, que incorpora pequenos volumes de fibras, até 3%, distribuídos randomicamente na matriz; e elementos construtivos manufaturados que incorporam grande volume de fibras longas e alinhadas.

Neste capítulo será avaliado, teórica e experimentalmente, o comportamento de argamassas compósitas reforçadas com fibras curtas de sisal sob tração direta. Um aparato para realização do ensaio de tração foi desenvolvido buscando minimizar os efeitos de tensões estranhas que podem se desenvolver devido a concentração de tensões nas garras ou desalinhamento do espécime. Os resultados demonstram que a configuração do ensaio foi satisfatória, e que, para fibras curtas de sisal, o comportamento pós-fissuração é caracterizado pelo arrancamento das fibras da matriz com redução de resistência até a ruptura. No capítulo 7, o ensaio de tração direta foi realizado em compósitos reforçados com fibras longas de sisal.

3.2 COMPORTAMENTO SOB TRAÇÃO DIRETA

Os compósitos com fibras longas e alinhadas, fabricados com moldagem sob pressão ou por extrusão, usualmente permitem o incremento da resistência a tração da matriz e comportamento pós-fissuração com ganho de resistência (SHAH, 1991). O longo comprimento das fibras permite a redistribuição das tensões ao longo do comprimento do compósito, permitindo que novas fissuras sejam formadas. O processo de produção destes compósitos incrementa a tensão de aderência fibra-matriz, o que resulta em uma múltipla fissuração mesmo quando se utilizam fibras de baixo módulo de elasticidade, como polipropileno, por exemplo. Esse compósito apresenta um comportamento pós-fissuração regido pela fibra, caracterizado pelo ganho de resistência ou endurecimento. Na figura 3.1, a curva (a) é obtida quando se utiliza reforço rígido e alinhado como fibras de aço e de vidro (AVESTON et al, 1971) ou carbono (AVESTON et al, 1974). Verifica-se que, antes da fibra ser totalmente mobilizada, há um processo de múltipla fissuração com um pequeno aumento de tensão. Quando as fibras não são suficientemente rígidas, durante e após o processo de múltipla fissuração não há incremento significativo da tensão, como mostra a curva (b) da figura 3.1. Esse comportamento foi observado para compósitos reforçados com feixes de fibras de vidro (SHAH; NAAMAN, 1976) e com fibras longas de polipropileno (SHAH, 1991).



Figura 3.1 Curvas esquemáticas do comportamento tensão-deformação de compósitos tracionados

É importante ressaltar que, para permitir múltipla fissuração, além de possuir um comprimento maior que o comprimento crítico, dado pela equação (2.54), é preciso

que o volume de fibra seja suficiente para mobilizar tensões maiores que a tensão de fissuração do compósito, σ_{mu} . Esse teor de fibras, denominado volume crítico de fibras, é dado por (BENTUR; MINDESS, 1990):

$$V_f^{crit} = \frac{E_c}{E_m} \frac{\sigma_{mu}}{\sigma_{fu}}$$
(3.1)

onde E_c e E_m são os módulos de elasticidade do compósito e da matriz, respectivamente, e σ_{fu} é resistência a tração da fibra.

Os compósitos com fibras curtas ($L_f << L_c$), e randomicamente orientadas, usualmente não apresentam múltipla fissuração. Isto porque, quando da fissuração do compósito, a fibra que cruza a fissura não apresenta comprimento de embebimento suficiente para transmitir, ao longo deste comprimento, tensões maiores que σ_{mu} . Inicia-se então um processo de arrancamento das fibras, onde a tensões desenvolvidas são aquelas decorrentes do processo de decoesão da interface fibra-matriz e posteriormente do deslizamento friccional. O comportamento pós-fissuração na tração direta é então caracterizado pela queda da resistência, ou amolecimento, até a ruptura do compósito, após arrancamento das fibras, como mostra a curva (c) da figura 3.1.

A curva (c) representa o comportamento esperado quando se utilizam fibras curtas e fibras de baixo módulo, visto que a aderência fibra-matriz é baixa e implicaria em comprimento de ancoragem muito grande para se obter múltipla fissuração. Experimentalmente esse comportamento na tração direta foi observado para compósitos reforçados com fibras de juta (MANSUR; AZIZ, 1982), com micro-fibras de polipropileno (BANTHIA *et al*, 1994), e com fibras de sisal (LIMA *et al*, 2001).

O comportamento sob tração direta de compósitos com fibras curtas além de sofrer influência do tipo e do volume de fibra, é muito dependente da orientação das fibras, que, não sendo perfeitamente definida, podem gerar dispersão de resultados para o mesmo tipo de compósito, fabricado em diferentes épocas. A resistência a tração desses compósitos depende muito do processo de mistura e lançamento, visto que qualquer movimentação da mistura durante o lançamento pode alinhar as fibras na direção do fluxo e fibras próximas ao molde tendem a alinhar-se paralelamente a este.

3.3 MODELAGEM DO COMPORTAMENTO SOB TRAÇÃO

3.3.1 Compósitos com fibras alinhadas

Considere o elemento compósito submetido à carga de tração N₁, mostrado na figura 3.2a.





Com o aumento do carregamento, de N_1 para N_2 , uma fissura inicial se forma quando a resistência à tração da matriz é excedida em uma seção mais frágil localizada em um ponto qualquer, como mostra a figura 3.2b. Na fissura, a matriz é livre de tensão e a fibra resiste às cargas externas. Tensões de tração estão presentes na matriz, visto que as tensões são transferidas por aderência de um lado a outro da fissura.

Aumentando o carregamento uma nova fissura pode ocorrer a uma distancia x da primeira, como mostra a figura 3.2c, assim que a resistência da matriz for novamente atingida. A magnitude e distribuição de tensões de aderência fibra-matriz, entre as fissuras, determina a distribuição de tensões de tração no compósito. Fissuras adicionais se formam entre as fissuras iniciais a carregamentos maiores, sendo que o espaçamento entre fissuras pode ser reduzido apenas a um certo valor mínimo x_{min} . Este limite é alcançado quando a força de tração é grande o suficiente para formar uma fissura adicional entre duas existentes.

Para compósitos alinhados, o valor de x_{min} , definido por Aveston e Kelly (1973), é dado por:

$$x_{min} = \frac{V_m}{V_f} \frac{\sigma_{mu} r_f}{2\tau_{av}}$$
(3.2)

onde $V_m, V_f, \sigma_{mu}, \tau_{av}$ e r_f são, respectivamente, o volume de matriz, o volume de fibra, a resistência de fissuração do compósito, a tensão média de aderência fibra-matriz e o raio da fibra.

Para que ocorra o processo de múltipla fissuração é necessário, portanto que o comprimento da fibra seja suficiente para transmissão do carregamento. Na figura 3.3 é apresentada uma simulação para um compósito reforçado com fibras longas de sisal, onde o espaçamento entre fissuras é calculado pela equação (3.2) e expresso como função do volume de fibras. A tensão de aderência foi estimada como a média das tensões adesional e última.



Figura 3.3 Espaçamento entre fissuras teórico para compósitos reforçado com fibras longas de sisal

Verifica-se que, como a tensão de aderência sisal-cimento é relativamente baixa, para volume de fibras de 1% o espaçamento mínimo entre fissuras é da ordem de 25 mm. Sob as mesmas condições, para um compósito com fibra de aço, $\tau_{av} = 4 \text{ MPa}$, o espaçamento seria da ordem de 3 mm.

É importante observar que, para que uma segunda fissura ocorra em um compósito com fibras alinhadas, é preciso que o comprimento da fibra seja, pelo menos, o dobro do espaçamento entre fissuras. Caso a primeira fissura ocorra próxima a extremidade

das fibras, a tendência de arrancamento das mesmas da matriz é maior que a possibilidade de abertura de uma nova fissura.

O primeiro modelo a tentar prever o comportamento dos compósitos tracionados foi desenvolvido por Aveston *et al* (1971). Segundo esse modelo, denominado ACK, até o surgimento da primeira fissura, figura 3.2a, o comportamento do compósito é linear, como mostra a figura 3.4. As tensões são definidas por uma média ponderada das propriedades individuais de cada elemento, fibra e matriz: $\sigma_c = E_f V_f \varepsilon_c + E_m V_m \varepsilon_c$

Após o surgimento da primeira fissura, figura 3.2b, inicia-se um processo de múltipla fissuração, à tensão constante igual a $E_c \varepsilon_{mu}$, onde ε_{mu} é a deformação de primeira fissura e $E_c = E_f V_f + E_m V_m$. Esta região da curva tensão-deformação é horizontal, conforme mostra a figura 3.4.



Figura 3.4 Descrição esquemática da curva tensão-deformação baseada no modelo ACK (AVESTON *et al*, 1971)

Após a múltipla fissuração, cargas adicionais são resistidas pelas fibras que se alongam propiciando um aumento na capacidade resistente do compósito até a ruptura (ε_{cu}), a uma tensão igual a σ_{fu} .V_f. Nessa fase a relação tensão-deformação é dada por $\sigma_c = E_f V_f \varepsilon_c$.

O modelo ACK foi alterado por Aveston e Kelly (1973), para incorporar a aderência

elástica entre a fibra e a matriz mesmo após a fissuração, o que resultaria no desenvolvimento de tensões elásticas nos blocos entre fissuras. No entanto, a aderência elástica só seria mantida durante o processo de múltipla fissuração se o volume de fibras excedesse 30%, 38% e 50% para fibras de carbono, aço e vidro, respectivamente. Além de esses valores serem bem maiores do que se utiliza usualmente na prática, a adoção dessa hipótese não altera significativamente os valores obtido pelo modelo ACK.

Novas alterações no modelo ACK foram implementadas por Laws (1987) visando considerar fibras curtas. Neste caso, após a múltipla fissuração, o compósito poderia apresentar um ganho de rigidez até a ruptura da fibra ou até o início do arrancamento das fibras que resultaria em uma perda gradual de rigidez, desviando o ramo ascendente pós-fissuração da linearidade.

Em 1994, Ohno e Hannant (1994) apresentaram uma nova adaptação do modelo ACK, para compósitos reforçados com feixes de fibras de polipropileno, que quando submetidos à tração apresentam um deslizamento entre fibras. Neste caso, a múltipla fissuração apresenta um ramo horizontal e um ramo levemente inclinado, denominados como primeira região de múltipla fissura e segunda região de múltipla fissura, respectivamente.

Mesmo para compósitos com fibras longas, o comportamento pós-pico com ganho de resistência só é possível quando o teor de fibras é maior que o volume crítico de fibras.

Segundo Bentur e Mindess (1990), para teores de fibra menores que o volume crítico o comportamento do compósito é frágil, sem manutenção de resistência, após a fissuração inicial.

Para compósitos reforçados com fibras de baixo módulo, nem sempre é verdadeira a suposição de que para volume de fibras maior que o crítico há uma múltipla fissuração. Devido à baixa tensão de aderência fibra-matriz há a possibilidade do arrancamento da fibra antes da transferência de tensões. Por isso, esses compósitos não podem ser descritos adequadamente com o modelo ACK: mesmo com volume de fibras maior que o volume crítico, e comprimento de fibra maior que o comprimento crítico, esses compósitos podem não apresentar múltipla fissuração, mas mantêm uma resistência pós-pico menor que a resistência de fissuração. Para volume de fibra maior que o comprimento crítico, mas comprimento menor que o comprimento crítico,

comportamento semelhante pode acontecer. Esse comportamento é denominado quase-frágil e sua modelagem será descrita a seguir.

3.3.2 Compósitos com fibras curtas

Alguns estudos (VISALVANICHM; NAAMAN, 1983; LI, 1990; STANG *et al*, 1995; BREYSSE *et al*, 1997) têm sido realizados com o objetivo de desenvolver a relação tensão-abertura de fissura para compósitos tracionados que apresentam perda de resistência após a fissuração da matriz. Baseados em resultados experimentais para compósitos com fibras curtas de aço, esses modelos não se aplicam a compósitos reforçados com fibras curtas de baixo módulo, como as fibras de sisal, por exemplo.

Os compósitos com fibras de baixo módulo usualmente não apresentam tensão de aderência fibra-matriz suficiente para ocasionar o desenvolvimento de múltipla fissuração. Para isso seria necessário utilizar altos teores de fibra longa, muito maior que o crítico. Para baixos teores, a ruptura é caracterizada geralmente pela abertura de uma fissura única e redução de tensão. Com o incremento das deformações, e conseqüente abertura da fissura há uma mobilização de tensões no reforço com manutenção de resistência, e às vezes até um incremento, e posterior arrancamento das fibras. Devido a essa particularidade, os modelos apresentados no item 3.3.1 não conseguem descrever adequadamente o comportamento tensão-deformação na tração para esses tipos de compósitos, notadamente para aqueles com fibras curtas.

Com fibras curtas ($L_f \ll L_c$), e randomicamente orientadas, somente uma parte do reforço atua na direção do carregamento, o que gera uma redução significativa na tensão resistente. Além disso, após a primeira fissura, parte das fibras passa a ser arrancada da matriz, por não possuir comprimento de ancoragem suficiente para desenvolver tensões normais resistentes. Assim, imediatamente após a fissuração há uma queda brusca de resistência, como mostra a figura 3.5.

No estágio inicial de carregamento, a matriz influencia mais significativamente o comportamento do compósito, e a relação tensão-deformação é linear:

$$\sigma_c = E_f V_f \varepsilon_c + E_m V_m \varepsilon_c \tag{3.3}$$

Após a primeira fissura, a tensão no compósito é definida pela contribuição do reforço

que liga as fissuras e pela tensão residual da matriz fissurada. Estudos experimentais (GOPALARATNAM; SHAH, 1985; CARREIRA; CHU, 1986; STANG *et al*, 1995; LI *et al*, 1998) têm indicado que, após o início da fissuração, a matriz apresenta uma tensão resistente, σ_m , que vai diminuindo gradualmente com o aumento da deformação. No compósito este fato é acentuado pela presença das fibras que impede a propagação da fissura e ruptura imediata da amostra.



Figura 3.5 Curva esquemática da relação tensão-deformação na tração para compósitos com fibras curtas de baixo módulo de elasticidade ($E_f < E_m$)

Dessa forma, a tensão resistida pelo compósito após a fissuração continua sendo constituída por uma componente referente à matriz, σ_m , e outra componente referente à fibra, σ_f . Assim:

$$\sigma_c = \sigma_m + \sigma_f \tag{3.4}$$

A transferência de tensões entre a matriz e a fibra, para este tipo de compósito, acontece de forma brusca, visto que a rigidez da fibra é menor que a da matriz. Apesar de incrementar a ductilidade pós-fissuração, não há incremento na resistência e, imediatamente após a fissuração, há uma rápida queda de tensão. Para a mesma deformação ε_{mu} , a tensão passa de σ_{mu} para σ_o , como mostra a figura 3.5. O comportamento pós-fissuração é regido pelo arrancamento das fibras. Assumindo uma resistência de aderência friccional constante, τ_{fu} , o valor da máxima tensão pós-

fissuração do compósito é dada por (AVESTON et al, 1974):

$$\sigma_o = \eta_\theta \tau_{fu} V_f \frac{L_f}{d_f}$$
(3.5)

A tensão no reforço, σ_f , é definida pela tensão média resistida pela fibra durante a fase pós-fissuração, dada pela equação (2.60) do capítulo 2. Assim:

$$\sigma_f = \left(1 - \frac{L_c}{L_f} \frac{\varepsilon_c}{\varepsilon_{fu}}\right) E_f V_f \varepsilon_c$$
(3.6)

Avaliando a figura 3.5 verifica-se que a contribuição máxima da matriz fissurada, σ_m , para a resistência do compósito é dada por σ_m^* , no momento da fissuração. A partir daí, essa contribuição vai diminuindo com o incremento da deformação ε_c do compósito. Essa relação inversamente proporcional pode ser definida como:

$$\sigma_m \alpha \frac{1}{\varepsilon_c} \Rightarrow \sigma_m = \frac{K}{\varepsilon_c}$$
(3.7)

aplicando as condições de contorno, $\sigma_m = \sigma_m^*$ para $\varepsilon_c = \varepsilon_{mu}$, pode-se afirmar que $K = \sigma_m^* \varepsilon_{mu}$. Substituindo na equação (3.7) tem-se:

$$\sigma_m = \sigma_m^* \frac{\varepsilon_{mu}}{\varepsilon_c} \tag{3.8}$$

onde ε_c é a deformação no compósito fissurado para um carregamento qualquer, e ε_{mu} é a deformação de primeira fissura. Para compósitos reforçados com fibras curtas de baixo módulo, o valor de ε_{mu} pode ser considerado igual ao da matriz.

Pela figura 3.5, pode-se definir σ_m^* como:

$$\sigma_m^* = \sigma_o - \sigma_f^* \tag{3.9}$$

onde

$$\sigma_f^* = \left(1 - \frac{L_c}{L_f} \frac{\varepsilon_{mu}}{\varepsilon_{fu}}\right) E_f V_f \varepsilon_{mu}$$
(3.10)

Substituindo em (3.8), teremos:

$$\sigma_{m} = \sigma_{o} \frac{\varepsilon_{mu}}{\varepsilon_{c}} - \left(1 - \frac{L_{c}}{L_{f}} \frac{\varepsilon_{mu}}{\varepsilon_{fu}}\right) E_{f} V_{f} \frac{\varepsilon_{mu}^{2}}{\varepsilon_{c}}$$
(3.11)

Substituindo (3.6) e (3.11) em (3.4) resulta:

$$\sigma_{c} = \sigma_{o} \frac{\varepsilon_{mu}}{\varepsilon_{c}} + \frac{E_{f}V_{f}}{\varepsilon_{c}} \left(\varepsilon_{c}^{2} - \varepsilon_{mu}^{2}\right) + \frac{L_{c}}{L_{f}\varepsilon_{fu}} \frac{E_{f}V_{f}}{\varepsilon_{c}} \left(\varepsilon_{c}^{3} - \varepsilon_{mu}^{3}\right)$$
(3.12)

Desta forma o comportamento sob tração de compósitos reforçados com fibras curtas pode ser expresso pela equação (3.3), para o ramo ascendente, e pela equação (3.12) para o ramo descendente.

3.4 PROGRAMA EXPERIMENTAL

3.4.1 Configuração do ensaio

A realização de ensaio de tração direta em materiais a base de cimento sempre consistiu um desafio na área de materiais de construção, devido à complexidade e do grande número de fatores envolvidos. Essa dificuldade motivou a adoção de outros ensaios para obtenção dos valores de tração, como o ensaio de tração na flexão e o ensaio de tração por compressão diametral.

Esses ensaios, conhecidos como ensaio de tração indireta, apesar de permitirem uma boa correlação com valores de resistência a tração direta em matrizes a base de cimento, não são suficientes para descrever o comportamento pós-fissuração dos compósitos. Devido a isso, vários pesquisadores vêm tentando aprimorar o ensaio de tração direta com o objetivo de aplicá-lo aos compósitos, e conseqüentemente, às matrizes.

Não existe teste padrão para determinar a curva tensão-deformação do concreto

reforçado com fibra na tração direta. As curvas observadas dependem do tamanho do espécime, do método de ensaio, da rigidez da máquina de ensaio, do comprimento de leitura das deformações, e da possibilidade da fissuração iniciar dentro do comprimento de leitura especificado. A parte descendente da curva depende dos parâmetros do reforço, notadamente da forma da fibra, do volume de fibra e da relação de aspecto (ACI COMMITTEE 544, 1988).

Os primeiros ensaios de tração direta em materiais a base de cimento foram realizados da mesma forma que o ensaio de barras de aço. Isso ocasionou o surgimento de alguns problemas na sua realização, ou na interpretação dos resultados, devido a dois fatores principais: i) Esmagamento da amostra devido a pressão da garra da máquina de ensaio: além de gerar uma deterioração da amostra induz a concentração de tensões; ii) Falta de alinhamento da amostra, gerando excentricidade e o surgimento de tensão composta na seção transversal, visto que o estado de carregamento deixa de ser tração direta para ser flexo-tração.

Para alguns pesquisadores o material compósito, por ser mais tenaz, não sofre os mesmos danos que a matriz, e a amostra pode ser colocada diretamente na máguina de ensaio (OHIGASHI, 1984; KRSTULOVIC-OPARA; MALAK, 1997; TOUTANJI, 1999). Uma primeira alternativa para solucionar o problema do esmagamento, foi a colagem de placas de alumínio nas laterais da amostra, evitando o contato direto com a garra da máquina de ensaio e distribuindo as tensões de esmagamento (AKIHAMA et al, 1984; LANGE et al, 1996; PURNELL et al, 1999). Outros pesquisadores optaram pela transmissão indireta de carregamento e as amostras passaram a ser coladas, com adesivo epóxi, à uma estrutura auxiliar que seria presa na garra da máquina de ensaio. Com isso, a transmissão de carregamento poderia ser por tração, no caso de colagem do topo da amostra (SHAH; S.P.; RANGAN, V., 1971; HUGHES, 1981; KORMELING; REIHHARDT, 1987; WANG et al, 1990; LIMA et al, 2001), ou por cisalhamento, no caso de placas auxiliares coladas nas laterais das amostras (LI et al, 1998; OUYANG et al, 1997; QIAN et al, 2003). Essa última opção foi adotada neste trabalho, sendo que novas modificações foram implementadas, com a colocação de um sistema auxiliar rotulado, para tentar minimizar o efeito da excentricidade causada pela falta de alinhamento do espécime.

Em todos os casos, cuidados devem ser tomados durante o alinhamento do espécime, visto que mesmo pequenos valores de excentricidade no carregamento, da ordem de 5 a 10%, por exemplo, podem resultar em uma redução de carga de 25 a 50% no

calculo da resistência a tração direta (TOUTANJI, 1999). Para amostra presa diretamente nas garras da prensa, é preciso garantir que durante a colocação a mesma esteja alinhada com a direção do carregamento. No caso de amostras com placas auxiliares, deve-se garantir durante a colagem que todas as placas vão estar com o mesmo alinhamento. É preciso também que a estrutura de transmissão de carregamento, entre a amostra e a garra da máquina de ensaio, não introduza excentricidade. Para isso, a ligação entre os diversos elementos deve ser rotulada, permitindo a livre acomodação na direção do carregamento.

Outro fator que também interferem nos resultados obtidos do ensaio de tração direta é o tipo de espécime utilizado. Para permitir a obtenção de uma resposta estável após a fissuração, os primeiros ensaios de compósitos foram realizados com espécimes com ranhuras ou entalhes. No entanto, o entalhe provoca a concentração de tensão e impõe a seção de ruptura. Os valores de resistência a tração são então subestimados e não podem ser utilizados como referência para o material. Em muitos casos, o objetivo deste tipo de ensaio é calcular a energia de fratura do material a partir da medida da abertura do entalhe.

Tomado os devidos cuidados, o ensaio de tração direta dos compósitos permite avaliar o comportamento da curva tensão-deformação, a qual reflete o efeito das fibras sobre a tenacidade do compósito e seu potencial para controle de fissuração (BENTUR; MINDES, 1990).

Neste trabalho um novo aparato foi desenvolvido para a realização de ensaio de tração direta em materiais a base de cimento. Esse aparato consiste de dois acessórios ligados por rótulas esféricas entre si, e de placas de aço que são coladas à amostra. A descrição esquemática está mostrada na figura 3.6.

O primeiro acessório é feito de aço maciço e fica conectado diretamente nas garras da máquina de ensaio, sendo desenvolvido para evitar concentrações de tensões devido ao esmagamento do espécime. Uma vez fixado nas garras ele só é retirado no final dos ensaios de todas as amostras, evitando o risco de desalinhamento a cada novo ensaio. Para ligar esse acessório fixo à amostra, foi desenvolvido um acessório com placas de aço, ligado ao primeiro por uma rotula esférica e ligado a amostra por uma rótula pino ou parafuso de aço. A transferência de cargas para a amostra era finalmente feita através de placas de aço coladas na lateral por meio de um adesivo epóxi de alta resistência, como mostra a figura 3.7.







b)

Figura 3.6 Aparato desenvolvido para ensaio de tração direta em placas a base de cimento: a) Descrição esquemática; b) detalhe do sistema de transmissão de cargas



Figura 3.7 Amostra instrumentada para ensaio de tração direta

Dessa forma, o alinhamento do espécime era garantido por um sistema com duas rótulas esféricas, com movimento em todas as direções, e uma rótula pino, com movimento no plano da amostra. A vista geral do ensaio e o detalhe do sistema de transmissão de carga estão apresentados na figura 3.8.



Figura 3.8 Ensaio de tração direta: a) vista geral do ensaio de tração direta; b) detalhe da amostra fissurada.

O ensaio foi realizado em uma máquina Shimadzu 1000 kN, servocontrolada, com faixa de carregamento de 20 kN e com controle de deslocamento do travessão da máquina de ensaio, a uma taxa de 0,1 mm/min. Para medição das deformações foram utilizados dois "strain gage" da Kyowa com 70 mm de comprimento, colados no terço central de ambos os lados da amostra, como mostra a figura 3.7. As deformações foram lidas por um sistema de aquisição ADS 2000, de 16 bits, da Lynx. A configuração dos equipamentos utilizados no ensaio de tração direta está apresentada na figura 3.9.



Figura 3.9 Equipamento para realização do ensaio de tração direta

Como a leitura do "strain gage" só é válida até o inicio da fissuração, para avaliação das deformações pós-fissuração foi realizada uma correção na medida do deslocamento do travessão, δ_t . Foram realizados os seguintes passos: i) determinação do deslocamento do "strain gage", δ_{sg} , multiplicando-se a deformação lida, ε_{sg} , por 70 mm, que é comprimento do mesmo; ii) determinação da inclinação k_{sg} da curva $\sigma - \delta_{sg}$; iii) determinação da inclinação k_t da curva $\sigma - \delta_t$; iv) correção do valor do deslocamento do travessão: $\delta_t^{corr} = \delta_t \frac{k_t}{k_{sg}}$; iv) determinação da

deformação do travessão:
$$\varepsilon_t = \frac{\delta_t^{corr}}{70}$$
.

Após a realização da correção, a curva $\sigma - \varepsilon_t$ possui o mesmo ramo ascendente que a curva $\sigma - \varepsilon_{sg}$, e o ramo descendente com deformações menores que as medidas inicialmente pelo travessão.

3.4.2 Materiais

Para avaliação da influência das fibras de sisal sobre o comportamento a tração de

compósitos a base de cimento foram moldadas argamassas, M1, no traço 1:1:0,4 em massa, reforçadas com fibras de sisal curtas dispersas na matriz. O volume de reforço, com relação a matriz, foi de 1%, para mistura MS1, 2%, para a mistura MS2, e 3% para a mistura MS3.

As misturas foram produzidas em argamassadeira de 20 dm³. Após o lançamento do cimento, areia e parte da água, as fibras foram sendo lançadas aos poucos. Após o lançamento de toda a fibra, o restante da água foi adicionado. A mistura foi então lançada sobre moldes metálicos de dimensões 100 mm x 400 mm, formando uma placa de 15 mm de espessura. Durante o lançamento foi realizada vibração externa com mesa vibratória. Após 24 horas da moldagem, as amostras foram levadas para câmara úmida, com umidade relativa acima de 95%, para cura durante 28 dias.

Após a cura, as placas foram cortadas com serra adiamantada para produzir 4 corpos de prova de dimensões 50 mm x 200 mm.

3.4.3 Apresentação e discussão dos resultados experimentais

Os resultados do ensaio de tração direta estão apresentados na tabela 3.1. Os valores experimentais foram obtidos com a média de três ensaios para cada mistura. Na mesma tabela é apresentado o valor da resistência e módulo de elasticidade obtidos em ensaio de compressão de referência. O ensaio de compressão foi realizado em cilindros de diâmetro 50 mm e comprimento 100 mm, com taxa de deformação axial de 0,05 mm/min.

Ensaio de Tração Direta*					Ensaio de Compressão*		
Mistura	Volume	Tensão de	Deformação	Módulo de	Resistência à	Deformação	Módulo de
	de fibra	pico	de pico	Elasticidade	compressão	de pico	Elasticidade
	Vf (%)	$\sigma_{\text{pico}} \text{ (MPa)}$	ε _{pico} (με)	Es (GPa)	fc (MPa)	ε _{co} (με)	Ec (MPa)
M1	-	3,00 (3,7)	155,96 (12,9)	19, 43 (16,6)	42,71 (0,4)	2242,0 (13,8)	26,17 (9,1)
MS1	1,00	2,58 (15,6)	129,17 (5,7)	20,05 (19,2),	41,60 (8,8)	2538,5 (9,5)	25,34 (2,1)
MS2	2,00	2,59 (22,3)	157,61 (-)	26,53 (-)	27,18 (4,9)	1660,0 (4,3)	24,88 (1,8)
MS3	3,00	2,79(21,8)	169,16 (27,6)	21,06 (11,9)	32,19 (6,4)	2045,0 (5,9)	21,58 (1,4)

Tabela 3.1. Resultados experimentais do ensaio de tração direta

* Os valores entre parênteses representam o coeficiente de variação em porcentagem

Nas figuras 3.10 a 3.13 são apresentadas as curvas típicas tensão-deformação para todas as misturas estudadas.



Figura 3.10 Curva tensão-deformação típica para argamassa sob tração



Figura 3.11 Curva tensão-deformação típica para compósito reforçado com 1% de fibra curta de sisal sob tração



Figura 3.12 Curva tensão-deformação típica para compósito reforçado com 2% de fibra curta de sisal sob tração



Figura 3.13 Curva tensão-deformação típica para compósito reforçado com 3% de fibra curta de sisal sob tração

Avaliando os resultados da tabela 3.1 e as curvas tensão-deformação apresentadas verifica-se que a adição de fibras curtas de sisal reduzem a resistência a tração mas aumentam o módulo de elasticidade e a deformação última do compósito, com relação à matriz.

Para resistência a tração (σ_{pico}) verifica-se que a adição de 1%, 2% e 3% de fibras ocasionou uma redução, com relação a matriz, de 14,00%, 13,67% e 7,00%, respectivamente. A relação $\frac{\sigma_{pico}}{f_c}$, entre resistência a tração e resistência a compressão, foi igual a 0,07 para a matriz. Para os compósitos foi de 0,06, 0,10 e 0,09 com a adição de 1%, 2% e 3% de fibras, respectivamente. Esses valores situam-se dentro da faixa usualmente admitida para materiais a base de cimento. Para materiais com resistência a compressão de até 30 MPa a relação $\frac{\sigma_{pico}}{f_c}$ é de cerca 0,10, sendo que este valor vai reduzindo à medida que a resistência a compressão aumenta. Swaddiwudhipong *et al* (2003) encontraram valores entre 0,10 e 0,04 para a relação entre resistência a tração e a resistência a compressão de concretos com f_c variando

de 20 MPa a 70 MPa

A deformação de pico aumentou de 17,18% para 1% de adição e reduziu de 1,06% e 8,46% para 2% e 3% de adição, respectivamente.

O módulo de elasticidade foi avaliado tanto na tração quanto na compressão. Na tração o módulo apresentado corresponde ao Módulo Secante (E_s) calculado com a carga de pico, enquanto na compressão o módulo de elasticidade (E_c) foi calculado a uma carga de 45% da carga de pico. Para ensaio de tração verifica-se um aumento do módulo de elasticidade com o aumento de fibras, enquanto para compressão verifica-se o inverso. Houve um aumento no valor de E_s de 3,20%, 36,54% e 8,39% para adições de 1%, 2% e 3% de fibra, respectivamente. Para E_c houve redução de 3,17%, 4,93% e 17,54%, respectivamente. Comparando-se os dois módulos verifica-se que a relação E_c/E_s para a matriz foi de 1,35. Para os compósitos foi de 1,26, 0,94 e 1,02 para 1%, 2% e 3% de reforço, respectivamente. Usualmente, para concretos e argamassas, é admitido que o módulo de elasticidade é o mesmo, seja obtido por ensaio de tração ou de compressão. Essa hipótese, válida para materiais isotrópicos, pode não ser obedecida para os materiais compósitos, visto que a contribuição da fibra para a resistência aos esforços de tração é maior que para os esforços de

compressão. Uma maior quantidade de ensaios e misturas torna-se necessária para estabelecer adequadamente essa relação.

O comportamento pós-fissuração dos materiais demonstra que, enquanto a matriz apresentou uma ruptura brusca, os compósitos conseguiram manter certo valor de carregamento até deformações bem maiores que a de pico. A máxima tensão pós-fissuração resistida pelos compósitos, σ_o , foi de 0,32 MPa, 0,74 MPa e 1,19 MPa, para reforço de 1%, 2% e 3%, respectivamente. Essa tensão, atingida logo após a deformação de pico, vai lentamente reduzindo até zero à deformações da ordem de 1100 $\mu\varepsilon$.

3.4.4 Comparação com o modelo teórico

Obtidas as curvas experimentais, os resultados foram comparados com o modelo proposto neste trabalho, dado pelas equações (3.3) e (3.12). Os resultados estão apresentados nas figuras 3.14 a 3.16. As propriedades utilizadas para a fibra de sisal foram definidas no capítulo 2, $\tau_{fu} = 0,24$ MPa e $d_f = 0,148$ mm, e por Toledo Filho (1997): $\sigma_{fu} = 577$ MPa e $E_f = 19300$ MPa. O fator de eficiência do reforço η_{θ} foi adotado como 0,83.



Figura 3.14 Comparação da curva tensão-deformação experimental com a teórica para compósito reforçado com 1% de fibra curta de sisal sob tração



Figura 3.15 Comparação da curva tensão-deformação experimental com a teórica para compósito reforçado com 2% de fibra curta de sisal sob tração



Figura 3.16 Comparação da curva tensão-deformação experimental com a teórica para compósito reforçado com 3% de fibra curta de sisal sob tração

Verifica-se que, para compósitos com 1% de fibra de sisal, o modelo proposto descreve exatamente a curva experimental. Para os demais compósitos, com volume de fibra igual a 2% e 3% o modelo proposto consegue se aproximar bem da curva experimental.

A máxima tensão pós-fissuração teórica, σ_o , foi de 0,34 MPa, 0,68 MPa e 1,01 MPa, para reforço de 1%, 2% e 3%, respectivamente. Isso corresponde a uma variação de 6,2%, -8,0% e 15,0%, respectivamente, com relação aos valores experimentais.

3.5 AVALIAÇÃO DA RUPTURA DOS COMPÓSITOS

O programa experimental desenvolvido, além de servir para validação do modelo teórico, permitiu a análise da forma de ruptura dos compósitos. Após a formação da primeira fissura, o comportamento foi caracterizado pela abertura dessa fissura única até a ruptura. A figura 3.17 apresenta os corpos de prova de todas as misturas após a ruptura. A maioria das amostras fissurou próximo ao centro, ainda que, devido à seção constante das amostras, a localização da primeira fissura é definida por uma fragilidade isolada, como vazios, de um ponto qualquer do corpo de prova.



Figura 3.17 Forma de ruptura típica da matriz e compósitos reforçados com fibras curtas de sisal sob tração

Após a primeira fissura, as tensões foram transferidas para as fibras que cruzavam essa fissura, como mostra a figura 3.18.



Figura 3.18 Detalhe da abertura de fissura de compósitos com fibras curtas de sisal sob tração

Devido à aleatoriedade na distribuição e orientação das fibras verificou-se que a seção fissurada não se deformou por igual. Isto implica que algumas fibras estarão mais carregadas e dessa forma podem romper inicialmente, dando origem a um colapso progressivo do reforço. Esse fenômeno contraria as hipóteses geralmente adotadas de que, para pequenos comprimentos de embebimento, as fibras seriam arrancadas da matriz sem romper. Outro fato que contribui para a quebra das fibras é a variação na seção transversal das mesmas: fibras de menor seção tendem a desenvolver uma tensão mais elevada que as demais.

A análise da superfície de fratura do compósito reforçado com 3% de fibra curta foi feita através de microscopia eletrônica de varredura, que indicou que parte das fibras foi arrancada e parte foi rompida, como pode ser visto nas figuras 3.19 e 3.20.

A resistência ao arrancamento da fibra ocasionou uma decoesão parcial ao redor da fibra e a fissuração da matriz, como pode ser visto na figura 3.20. Pode ser observado também que algumas fibrocélulas não foram arrancadas, permanecendo ainda aderidas à fibra embebida na matriz. Isto indica que antes, ou durante a ruptura, um mecanismo de deslizamento entre fibrocélulas pode ter ocorrido.



Figura 3.19 Superfície de fratura de compósito tracionado



Figura 3.20 Ruptura da fibra por tração do compósito

3.6 CONCLUSÕES

Um estudo teórico e experimental foi realizado em argamassas reforçados com fibras curtas de sisal (L_f = 25 mm e V_f = 1%, 2% e 3%) submetidos a tração direta.

Para o desenvolvimento do estudo experimental foi fabricado um novo aparato para realização do ensaio de tração direta, com o objetivo de impedir o surgimento de excentricidade de carregamento e esmagamento da amostra na região da garra. O aparato foi produzido em aço, sendo constituído de dois acessórios bi-rotulados e com transmissão de carga para amostra por meio de placas coladas na mesma com adesivo epóxi. Pela avaliação das tensões e deformações resultantes do ensaio verificou-se que o sistema empregado apresentou excelentes resultados.

Pela avaliação das curvas tensão-deformação experimentais verifica-se que a adição de fibras curtas de sisal reduz a resistência a tração mas aumentam o módulo de elasticidade e a deformação última do compósito, com relação a matriz:

- Para resistência a tração (σ_{pico}) verifica-se que a adição de 1%, 2% e 3% de fibras ocasionou uma redução, com relação a matriz, de 14,00%, 13,67% e 7,00%, respectivamente;
- A relação ^{σ_{pico}}/_{f_c}, entre resistência a tração e resistência a compressão, foi igual a 0,07 para a matriz. Para os compósitos foi de 0,06, 0,10 e 0,09 com a adição de 1%, 2% e 3% de fibras, respectivamente;
- A deformação de pico aumentou de 17,18% para 1% de adição e reduziu de 1,06% e 8,46% para 2% e 3% de adição, respectivamente.
- Para ensaio de tração verifica-se um aumento do módulo de elasticidade (E_s) com o aumento do volume de fibras. Houve um aumento no valor de E_s de 3,20%, 36,54% e 8,39% para adições de 1%, 2% e 3% de fibra, respectivamente. Para o módulo de elasticidade na compressão, E_c, houve redução de 3,17%, 4,93% e 17,54%, respectivamente.
- Comparando-se os dois módulos verifica-se que a relação E_c/E_s para a matriz foi de 1,35. Para os compósitos foi de 1,26, 0,94 e 1,02 para 1%, 2% e 3% de reforço, respectivamente.
- O comportamento pós-fissuração dos materiais demonstra que, enquanto a matriz apresentou uma ruptura brusca, os compósitos conseguiram manter certo valor de carregamento até deformações bem maiores que a de pico;

• A máxima tensão pós-fissuração resistida pelos compósitos, σ_o , foi de 0,32 MPa, 0,74 MPa e 1,19 MPa, para reforço de 1%, 2% e 3%, respectivamente.

A forma de ruptura para esses compósitos foi caracterizado pela abertura de uma fissura única até a ruptura. Análises microscópicas da superfície de fratura demonstram que parte das fibras foi arrancada da matriz e parte sofreu ruptura com destacamento de fibrocélula.

Para avaliação teórica dos compósitos sob tração direta uma nova equação é proposta para descrever a curva tensão-deformação. Até a primeira fissura o comportamento é linear e a relação tensão-deformação segue a regra das misturas. Após a primeira fissura o novo modelo prevê uma queda abrupta de resistência e uma relação não-linear até a ruptura.

Comparando com os resultados experimentais verifica-se que, para compósitos com 1%, 2% e 3% de fibra de sisal, o modelo proposto descreve muito bem a curva experimental.

Capítulo 4 ANÁLISE DE COMPÓSITOS SOB COMPRESSÃO

4.1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo analisa-se a forma como a adição de fibras de sisal altera o comportamento tensão-deformação na compressão de argamassas. Muitos estudos têm sido realizados sobre a influência dos diversos tipos de fibras sobre a resistência à compressão de matrizes a base de cimento. Para as fibras vegetais é consenso que a adição das fibras resulta em uma diminuição da resistência a compressão (TOLEDO FILHO, 1997; PAKOTIPRAPHA *et al*, 1983; KHALOO, 1998; OKAFOR *et al*, 1996). Para as fibras manufaturadas, o efeito sobre a resistência à compressão é variado. Resultados apresentados por Li (1995) indicam que para compósitos reforçados com fibras de aço e carbono há incremento da resistência à compressão, enquanto para compósitos reforçados com fibras de kevlar e polipropileno houve um decréscimo da resistência à compressão quando comparado à matriz.

Além do tipo de fibras, outros fatores que interferem na resistência à compressão de compósitos são: o teor, a geometria (tamanho e seção transversal) e o módulo de elasticidade da fibra; a resistência da matriz; o tamanho, a forma e o método de preparação do espécime. O tamanho e o teor de fibra interferem diretamente no método de produção do compósito. Para os métodos tradicionais de mistura de concreto e argamassas, com betoneiras e argamassadeiras, é necessário ter uma dispersão uniforme das fibras e prevenir a formação de novelos durante a mistura. Os principais fatores que afetam a produção do compósitos com fibras são a relação de aspecto (relação entre comprimento e diâmetro da fibra), volume de fibras e tamanho do agregado. Para volume de fibras muito alto ou grande comprimento de fibra há um aumento na tendência de formação de novelos, aumentando da porosidade e conseqüentemente reduzindo a resistência à compressão e o módulo de elasticidade do material.

Apesar de uma possível redução da resistência à compressão, a simples adição de fibras resulta em um comportamento mais dúctil do material após a fissuração (FANELLA; NAAMAN,1985; NATARAJA *et al*, 1999; TOLEDO FILHO, 1997), uma vez que as fibras inibem a formação e propagação de fissuras de tração e de cisalhamento na matriz comprimida. Como resultado o comportamento pós-fissuração é

caracterizado pela manutenção de uma carga maior que aquela observada para matriz isoladamente.

Devido a grande influência do método de produção sobre as propriedades dos compósitos, foram analisadas neste trabalho argamassas com teor de fibra variando entre 1% e 3% fabricadas com argamassadeiras de 5 dm³ e 20 dm³. Para avaliação do efeito de escala foram moldadas e analisadas amostras cilíndricas com dimensões 50 mm x 100 mm e 75 mm x 150 mm. Curvas tensão-deformação na compressão foram obtidas após 28 dias e após cerca de 505 dias de cura. A partir dos resultados experimentais foi verificada a validade das equações analíticas existentes para modelagem do comportamento e compósitos com fibras, que resultou no desenvolvimento de novas equações, agora utilizando uma base de dados mais abrangente.

4.2 MODELAGEM DO DIAGRAMA TENSÃO-DEFORMAÇÃO

4.2.1 Modelos existentes

Desde a década de 50 (SMITH; YOUNG, 1956) várias equações foram propostas para descrever a relação entre as tensões e as deformações no concreto comprimido, sendo que os principais fatores que afetam a relação tensão-deformação do concreto são: a resistência de pico f_o , o módulo de Elasticidade E_m e a deformação correspondente à tensão de pico ε_o , como pode ser visto na figura 4.1. As equações mais utilizadas para descrever o comportamento completo do concreto normal são a de Sargin (1971), e mais recentemente, a de Carreira e Chu (1985).



Figura 4.1 Diagrama tensão-deformação típico do concreto em compressão

Com a utilização cada vez maior do concreto com fibras, cujo comportamento mecânico é diferente do concreto convencional, notadamente após a fissuração, tornase necessário a definição de novas equações, visto que as atuais não conseguem descrever com precisão a relação entre as tensões e deformações deste material. Utilizadas na análise e dimensionamento de estruturas de concreto, as equações que definem o diagrama tensão-deformação na compressão são de importância fundamental na determinação do comportamento a compressão e a flexão. Principalmente quando se utiliza uma análise não-linear de elementos estruturais, onde curvas tensão-deformação mais próximas das experimentais são necessárias.

Para materiais compósitos com fibras, sob compressão, alguns estudos foram realizados com o objetivo de adaptação dos modelos propostos para concreto simples. Fanella e Naaman (1985), Shimizu e Jorillo (1992) e Toledo Filho (1997) adaptaram o modelo proposto por Sargin (1971) para concretos com fibras de aço, coco e sisal,, respectivamente.

Apesar de obter boas aproximações com os resultados experimentais apresentados, a adaptação do modelo de Sargin implica no cálculo de vários coeficientes para definição da curva completa. Isto porque é adotada uma única equação para definição de toda a curva tensão-deformação, ou seja, do ramo ascendente e do ramo descendente. Além de tornar o processo lento e trabalhoso, verifica-se pela análise do dos compósitos reforçados com fibras curtas submetidos a compressão que, enquanto o trecho ascendente tem comportamento similar ao da matriz, o trecho descendente é muito influenciado pelo reforço, e tem comportamento completamente distinto do da matriz. Torna-se muito difícil adaptar as equações já existentes sem incorrer em erros ou limitações e, por isso, propõe-se neste trabalho a adoção de duas equações distintas para descrição do comportamento dos compósitos comprimidos.

4.2.2 Modelo proposto

Analisando a curva tensão-deformação para compósitos comprimidos, verifica-se que para o trecho ascendente da curva, onde as deformações ε_c são menores que a de pico, ε_{co} , o comportamento do compósito é muito similar ao da matriz, e as equações utilizadas para a descrever o comportamento da mesma podem ser utilizadas diretamente, adaptando apenas os valores de f_c , E_c e ε_{co} . Onde f_c é a tensão de pico, E_c é o módulo de elasticidade, e ε_{co} é a deformação de pico do compósito. Foi

adotada para este trecho a equação proposta por Carreira e Chu (1985), já utilizada anteriormente por Nataraja *et al* (1999) para compósitos reforçados com fibras de aço, dada por:

$$\sigma_{c} = f_{c} \left(\frac{\beta \left(\frac{\varepsilon_{c}}{\varepsilon_{co}} \right)}{\beta - 1 + \left(\frac{\varepsilon_{c}}{\varepsilon_{co}} \right)^{\beta}} \right)$$
(4.1)

com

$$\beta = \frac{1}{1 - \frac{f_c}{\varepsilon_{co} E_c}}$$
(4.2)

Para o ramo descendente, $\varepsilon_c > \varepsilon_{co}$, a curva apresenta o mesmo comportamento de uma curva exponencial e a seguinte equação é proposta:

$$\sigma_{c} = f_{c} \left(\frac{\varepsilon_{co}}{\varepsilon_{c}}\right)^{\alpha}$$
(4.3)

O coeficiente α , define a forma do ramo descendente da curva, sendo dado por:

$$\alpha = 4.27e^{\eta V_f \frac{L_f}{d_f}}$$
(4.4)

Onde η é um coeficiente de ajuste experimental influenciado pelo tipo de fibras, pelas propriedades da matriz e pelas condições do ensaio.

4.2.3 Definição dos parâmetros principais

Como visto no item anterior, para avaliação da curva tensão-deformação do compósito, torna-se necessário o estabelecimento da resistência a compressão, do módulo de elasticidade e da deformação de pico do compósito. Esses parâmetros, que têm sido determinado para compósitos com fibras de aço e com fibras vegetais, são apresentados a seguir.

4.2.3.1 Resistência à compressão

A resistência à compressão está relacionada com a tensão requerida para causar fratura e, no diagrama tensão deformação está associada à tensão de pico, a partir da qual a matriz de cimento é incapaz de resistir carga maior. A maioria dos estudos sobre compósitos estabelece a resistência em função do volume, comprimento e diâmetro das fibras.

Para compósitos com fibras de aço, o seguinte tipo de equação foi estabelecido:

$$f_c = \mathbf{a} \cdot V_f \frac{L_f}{d_f} + f_o \tag{4.5}$$

sendo f_o a resistência a compressão da matriz, L_f , o comprimento da fibra, d_f o diâmetro da fibra e V_f o teor de fibras em volume. O parâmetro *a* foi determinado experimentalmente por Fanela e Naaman (1985) e por Nataraja *et al* (1999), como 1,90 e 6,91, respectivamente.

Para fibras de sisal, o seguinte tipo de equação é encontrado na literatura:

$$f_{c} = b \cdot f_{o} \left(1 - V_{f} \right) + c \cdot V_{f} \frac{L_{f}}{d_{f}}$$

$$\tag{4.6}$$

Para compósitos reforçados com fibras de sisal, Toledo Filho (1997) encontrou valores de *b* e *c* iguais a 0,674 e 0,237, respectivamente. Para reforço em fibras de coco, Shimizu e Jorillo (1992) encontraram valores iguais a 0,866 e -2,610, respectivamente.

Para compósitos com fibras de aço, a equação (4.5) prevê um aumento da resistência a compressão do compósito com o aumento do volume de fibras de aço, enquanto para compósitos reforçados com fibras naturais, a equação (4.6) indica uma redução desta resistência.

Considerando que, para qualquer tipo de fibras curtas, a matriz tende a aumentar sua porosidade, e conseqüentemente, reduzir sua resistência, pode-se concluir que a contribuição das fibras de aço, cuja rigidez é cerca de 15 vezes maior que matriz, para

a resistência à compressão é maior que o dano imposto para a matriz. Para as fibras naturais, cuja rigidez é menor que a matriz, a redução de resistência da matriz não consegue ser compensada pelo reforço, resultando em perda de resistência para o compósito com a adição de fibras.

Em todas as equações verifica-se a existência de coeficientes numéricos experimentais, *a*, *b* e *c*, além dos parâmetros associados à fibra ou a resistência da matriz. Isso está associado a heterogeneidade da composição da matriz, a influência do método de produção e da dosagem dos compósitos sobre as propriedades físicas e mecânicas e mesmo às alterações das resistências medidas em função das condições do ensaio.

O estabelecimento de equações mais abrangentes só será conseguido a partir de um volume mais significativo de ensaios sob condições mais variadas, para um mesmo tipo de compósito. Para compósitos com fibras de sisal, novos ensaios foram realizados neste trabalho com o objetivo de validar a equação (4.6) ou fornecer mais dados para obtenção de coeficientes *b* e *c* mais amplos.

4.2.3.2 Módulo de elasticidade

Para efeito de projeto de estruturas de concreto, várias equações têm sido estabelecidas associando o módulo de elasticidade à resistência à compressão e à densidade do concreto. O código ACI 318 (1992) adota a seguintes expressões (4.7) e (4.8) para concretos normais e concretos leves, respectivamente.

$$\boldsymbol{E}_m = 4,73\sqrt{f_o} \tag{4.7}$$

$$E_m = 43 \cdot 10^{-6} \rho^{1.5} \sqrt{f_o} \tag{4.8}$$

onde E_m é o módulo de elasticidade, em GPa, f_o é a resistência à compressão, em MPa, determinada em cilindros e ρ a massa específica do concreto em kg/m³. Essa expressão é válida para valores de massa específica entre 1440 kg/m³ e 2480 kg/m³, e para resistência de até 41 MPa.

O código CEB MC 90 (1991) adota a seguinte expressão para o módulo tangente,

 E_{mt} , na origem do diagrama tensão-deformação:

$$E_{mt} = 2,15 \cdot 10^4 \,\alpha_E \left(\frac{f_o}{10}\right)^{\frac{1}{3}} \tag{4.9}$$

onde f_o é a resistência do concreto aos 28 dias e α_E considera o efeito do módulo de elasticidade do agregado sendo igual a 1 para agregados de quartzo; 1,2 para basaltos; 0.9 para pedras calcárias e 0,7 para arenitos.

Para materiais compósitos o módulo de elasticidade pode ser calculado pela regra das misturas:

$$\boldsymbol{E}_{c} = \boldsymbol{E}_{m} \boldsymbol{V}_{m} + \boldsymbol{E}_{f} \boldsymbol{V}_{f} \tag{4.10}$$

sendo E_m e E_f os módulos de elasticidade da matriz e da fibra, respectivamente.

Essa expressão, inicialmente estabelecida para determinação do módulo de elasticidade de compósitos em ensaios de tração, é estritamente válida para compósitos com fibras contínuas, propriedades elásticas dos componentes na ausência de deslizamento entre a fibra e a matriz (ACI 544.1R-82, 1986). Devido a isso, alguns pesquisadores têm estabelecido novas equações para a determinação do módulo de elasticidade dos compósitos, notadamente para aqueles produzidos com fibras curtas e randomicamente orientadas, uma vez que a orientação e comprimento da fibra tem influência sobre a transmissão de tensões e sobre a mistura e lançamento do material.

Para compósitos com fibras de aço, polipropileno e vidro, Fanella e Naaman (1985) estabeleceram uma única equação para o módulo de elasticidade a partir de correlações lineares com a resistência à compressão (f_c) dos compósitos. A equação obtida para o módulo de elasticidade, em MPa, está apresentada abaixo:

$$E_c = 162f_c + 8.27 \cdot 10^3 \tag{4.11}$$

Na equação (4.11) a resistência à compressão do compósito, f_c , foi admitida igual à da matriz para as fibras de vidro e polipropileno. Para compósitos reforçados com fibra

de aço, a resistência à compressão será dada pela equação (4.5). Para fibras de aço, a equação (4.11) prescreve, então, um aumento no módulo de elasticidade com o aumento da relação de aspecto $(\frac{L_f}{d_s})$.

Para compósitos com fibras vegetais a resistência à compressão e o módulo de elasticidade geralmente decrescem com o aumento do volume de fibras, e a equação proposta por Fanella e Naanman (1985) não pode ser aplicada.

Pakotiprapha *et al* (1983a), analisando compósitos com bambo, definiram o módulo de elasticidade do compósito em compressão incorporando um fator de eficiência do comprimento da fibra, η_L , na equação (4.10). Assim,

$$\boldsymbol{E}_{c} = \boldsymbol{E}_{m} \boldsymbol{V}_{m} + \eta_{L} \boldsymbol{E}_{f} \boldsymbol{V}_{f} \tag{4.12}$$

A expressão (4.12) apresentou um desvio de 5% a 8% para compósitos com fibras de bambo. Segundo os autores, correções foram realizadas sobre o módulo de elasticidade da matriz devido à porosidade incorporada como resultado da presença das fibras. O módulo de elasticidade foi encontrado como variando com $(1 - p_o)^3$ onde p_o é a porosidade do compósito (PAKOTIPRAPHA *et al*,1983a).

Para compósitos com fibras de sisal e compósitos com fibras de coco, Toledo Filho (1997) adaptou a equação (4.8) obtendo a seguinte expressão:

$$E_c = 34 \cdot 10^{-6} \rho_c^{1.5} \sqrt{f_c} \tag{4.13}$$

onde E_c é o módulo de elasticidade do compósito, em GPa, f_c a resistência à compressão do compósito, em MPa, e ρ_c a massa específica do compósito, em kg/m³. Essa expressão subestimou os valores experimentais do módulo de elasticidade de 1,8% a 14,8%. Toledo Filho (1997) propõe ainda uma segunda equação para determinação do módulo de elasticidade dos compósitos, a depender da resistência do compósito e do reforço:

$$E_c = 0.4858f_c + 0.8815V_f \frac{L_f}{d_f}$$
(4.14)

82

onde f_c é dada pela equação (4.6). Essa equação mostrou um coeficiente de correlação igual a 0,99 para compósitos com fibras curtas de sisal.

O estabelecimento de propriedades físicas, como a massa específica do compósito, ρ_c , associadas às propriedades mecânicas parece ser uma solução adequada para o estabelecimento de equações mais abrangentes para os compósitos. O processo de produção do compósito, por exemplo, pode influenciar significativamente a porosidade do material, que por sua vez tem importância fundamental nas propriedades mecânicas. Observando a influência da fibra sobre a porosidade da componente matriz dentro do compósito, Ngolle e Pêra (1997) definiram a seguinte equação para cálculo do módulo de elasticidade E_{mc} da componente matriz com porosidade p_{mc} :

$$\boldsymbol{E}_{mc} = \boldsymbol{E}_{m} \left(\frac{1 - \boldsymbol{p}_{mc}}{1 - \boldsymbol{p}_{o}} \right)^{3} \tag{4.15}$$

onde, segundo Allen (1971), citado por Negolle e Pêra (1997), a porosidade da matriz na presença de fibras é dada pela relação:

$$\rho_{mc} = \rho_o + rV_f \tag{4.16}$$

sendo p_o é a porosidade da matriz sem fibras e r é um coeficiente que depende das propriedades da matriz e da fibra.

Admitindo que a porosidade da fibra, p_f , contribui muito pouco para a porosidade total do compósito, p_c , pode-se admitir esta é igual a porosidade da componente matriz, ou seja, $p_c = p_{mc}$.

O grande mérito da equação (4.15) é tentar associar um parâmetro físico, no caso a porosidade, a uma propriedade mecânica, ao invés de utilizar constantes experimentais. No entanto, tem-se observado que a associação entre a resistência e a porosidade de materiais a base de cimento não tem conduzido a resultados satisfatórios. Segundo Kolias (1994) a medida total de porosidade é influenciada pela dosagem da mistura e, mesmo assim, ainda existem casos onde misturas completamente diferentes têm quase que a mesma porosidade. Isto significa que uma
boa correlação entre porosidade e resistência não pode ser satisfatória.

4.2.3.3 Deformação de pico

A deformação de pico, da mesma forma que a tensão de pico, depende da composição da mistura, condições de produção, forma e tamanho do espécime, e é muito sensível às condições do ensaio. Para concretos normais, a deformação de pico aumenta com o aumento da resistência à compressão. Utilizando regressão linear, Carreira e Chu (1985) obtiveram a seguinte relação para deformação de pico:

$$\varepsilon_{o} = (0.71f_{o} + 168) \cdot 10^{-5} \tag{4.17}$$

onde f_o é a tensão de pico.

Para concretos com agregados leves e concretos de alto desempenho, a deformação de pico é maior do que em concretos normais. Isso porque, naqueles concretos o módulo de elasticidade da matriz é próximo do módulo do agregado, e as tensões tangenciais que se desenvolvem na interface matriz-agregado conseqüentemente são menores (TASDEMIR *et al*, 1998).

Para compósitos, a deformação de pico varia com o tipo e volume de fibra. Para fibras de aço, observa-se, que há um aumento da deformação de pico, com relação à deformação de pico da matriz, com o aumento do índice de reforço. Utilizando regressão linear a seguinte equação foi proposta por Nataraja *et al* (1999), para determinação da deformação de pico de compósitos com fibras de aço:

$$\varepsilon_{co} = \varepsilon_o + 0.00192 V_f \frac{L_f}{d_f}$$
(4.18)

onde ε_o é a deformação de pico da matriz.

Essa tendência de aumento da deformação de pico, para compósitos com fibras de aço, também foi observada por Fanella e Naaman (1985) que propuseram a seguinte equação para deformação de pico:

$$\varepsilon_{co} = 0.00079V_f \frac{L}{d_f} + 0.0041 \frac{f_c}{f_o}$$
(4.19)

onde f_c , dado pela equação (4.5), e f_o são a resistência de pico do compósito e da matriz, respectivamente.

Para compósitos reforçados com fibras de coco, Shimizu e Jorillo (1992) definiram a seguinte equação, para determinar a deformação de pico:

$$\varepsilon_{co} = 106.9V_f + 4.484f_c \tag{4.20}$$

onde f_c é a resistência à compressão do compósito dada por (4.6).

Para compósitos com fibras de sisal, Toledo Filho (1997) verificou uma tendência de redução da deformação com o aumento do volume de fibras. Isto foi traduzido sob a forma da seguinte equação:

$$\varepsilon_{co} = 37,024f_c + 238,25V_f \frac{L_f}{d_f}$$
 (4.21)

onde f_c é dada pela equação (4.6)

4.3 PROGRAMA EXPERIMENTAL

Para determinação da influência da adição de fibra de sisal sobre o comportamento de matrizes a base de cimento submetidas à compressão, foi desenvolvido um programa experimental com matrizes de argamassa e reforço de fibras curtas de sisal variando de 1 a 3%, em volume. Além do teor de fibra, foi avaliada a influência do método de mistura, do tamanho do corpo de prova e da idade sobre o comportamento dos compósitos.

4.3.1 Materiais e métodos

Foram utilizadas fibras de sisal provenientes do Nordeste brasileiro, cujas propriedades foram definidas por Toledo Filho (1997) e apresentadas no capítulo 3 desta tese, com comprimento de 25 mm. O cimento utilizado foi o CP III-40 da

Votoran. Água de torneira foi utilizada. O agregado miúdo utilizado na produção das argamassas foi uma areia quartzosa de rio com módulo de finura 2,37 e massa específica de 2,64 g/cm³, disponível comercialmente.

A matriz foi uma argamassa (M1), com traço 1 : 1 : 0,4 em massa, e os compósitos foram reforçados com volume de fibras de sisal de 1% (M1S1), 2% (M1S2) e 3% (M1S3). A mistura foi realizada em argamassadeira de 20 dm³ na seguinte ordem: primeiro adicionou-se o material seco, depois parte da água, a fibra curta e o restante da água. A moldagem foi realizada em corpos de prova cilíndricos, com 50 mm de diâmetro e 100 mm de altura, em três camadas com adensamento externo por mesa vibratória. Terminada a moldagem os corpos de prova eram mantidos em ambiente úmido por um tempo de 24 horas, após o qual eram submersos até a data do ensaio, em 28 dias.

O efeito do tamanho da amostra e do tipo de misturador foram avaliados em compósitos com 2% de fibras de sisal.

Para estudar o efeito do tamanho da amostra, as misturas M2 e M2S2, matriz e compósito, respectivamente, foram moldadas em moldes cilíndricos de dimensões 75 x 150 mm. Para estudar o efeito do tipo de misturador sobre as propriedades de argamassas (M3) e compósitos (M3S2), essas misturas foram confeccionadas em argamassadeiras de 5 dm³, e moldadas em corpos de prova cilíndricos de dimensões 50 x 100 mm. A tabela 4.1 apresenta o programa experimental.

Mistura	Volume Argamassadeira (dm ³)	Dimensões da amostra (mm)	Volume de fibra (%)	$V_f \frac{L_f}{d_f}$
M1	20	50 x 100	-	-
M1S1	20	50 x 100	1	1,69
M1S2	20	50 x 100	2	3,38
M1S3	20	50 x 100	3	5,07
M2	20	75 x 150	-	-
M2S2	20	75 x 150	2	3,38
M3	5	50 X 100	-	-
M3S2	5	50 x 100	2	3,38

Tabela 4.1. Misturas utilizadas no programa experimental para avaliação do comportamento a compressão

Outro fator investigado neste trabalho foi a influência da maturidade do material. Para matrizes a base de cimento é esperada uma melhora nas propriedades mecânicas ao

longo do tempo, devido a maior hidratação do cimento. Para os compósitos, no entanto, é possível que a fibra seja atacada quimicamente pelos compostos formados na hidratação, como será visto no capítulo 7, gerando uma perda de eficiência do reforço ao longo do tempo. Desta forma, as misturas M1, M1S1 e M1S3 foram ensaiadas após 28 dias e após cerca de 505 dias de cura.

Os ensaios de compressão foram realizados em uma máquina servo-controlada Shimadzu de 1000 kN a uma velocidade de deformação axial de 0,0025 mm/min. Os deslocamento axiais foram medidos por dois extensômetros posicionados na região central da amostra, como mostra a figura 4.2.



Figura 4.2 Configuração do ensaio de compressão

Foram realizados também ensaios para avaliação de algumas propriedades físicas dos compósitos como porosidade total, absorção e densidade. Após a mistura dos materiais, a consistência foi medida em uma mesa de adensamento, para avaliação da influência da fibra sobre a trabalhabilidade da mistura.

4.3.2 Avaliação da Tenacidade

Tenacidade é a medida da capacidade de absorção de energia de uma material e é utilizada para caracterizar a habilidade do material para resistir à fratura quando submetido a deformações estáticas ou à cargas dinâmicas. O aumento da tenacidade das misturas é uma das principais vantagens do compósito reforçado com fibras de sisal, visto que a sua contribuição para a resistência à compressão é negativa.

Geralmente a tenacidade de materiais compósitos é avaliada através de ensaios de flexão, através da curva carga-deslocamento. No entanto, é possível avaliar a tenacidade dos compósitos a partir do diagrama tensão-deformação na compressão. Para avaliar a influência da inclusão de fibra sobre a tenacidade é proposto e avaliado neste trabalho um Índice de Tenacidade (I_T) como uma relação entre a área sob a curva tensão-deformação do compósito (curva OPQC da figura 4.3) e a área de uma curva tensão-deformação de uma material elasto-plástico com mesmo módulo de elasticidade e mesma tensão máxima (curva OABC da figura 4.3). O índice I_T foi calculado para valores de ε_c iguais a 6000 $\mu \varepsilon$, em função dos dados experimentais disponíveis, apesar de ser reconhecido que a deformação última dos compósitos a compressão são da ordem de 15000 $\mu \varepsilon$.



Figura 4.3 Definição do índice de tenacidade I_T

4.4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.4.1 Resultados experimentais

Foram realizados ensaios em três amostras para cada mistura. Curvas típicas tensãodeformação, obtidas experimentalmente para amostras curadas por 28 dias, estão apresentadas nas figura 4.4 a 4.6. A partir das curvas tensão-deformação experimentais foram determinadas as principais propriedades mecânicas que as caracterizam e que estão apresentadas na tabela 4.2. O módulo de elasticidade foi calculado de acordo com a especificação da ASTM C 469 (ASTM, 1987). Na tabela 4.3 são apresentados os resultados de caracterização física das misturas.

Mis. Tensão de pico (CV)		Deformação de pico (CV)	Módulo de Elasticidade (CV)	∮ Índice de CV) Tenacidade (CV)	
	MPa (%)	με (%)	GPa (%)	- (%)	
M1	51,6 (1,8)	3073,2 (3,7)	25,9 (1,4)	0,48 (1,8)	
M1S1	42,5 (3,2)	2688,6 (3,9)	21,8 (4,2)	0,76 (11,1)	
M1S2	38,0 (3,6)	2594,0 (3,0)	19,7 (2,5)	0,80 (6,4)	
M1S3	37,5 (2,3)	2643,9 (4,4)	21,1 (1,9)	0,86 (3,3)	
M2	47,4 (4,1)	3035,0 (5,5)	25,7 (3,4)	0,44 (9,6)	
M2S2	34,1 (0,4)	2353,0 (1,3)	21,8 (2,6)	0,89 (4,7)	
M3	47,6 (2,3)	3353,5 (11,9)	24,0 (4,7)	0,52 (-)	
M3S2	25,2 (4,2)	2010,1 (2,6)	21,8 (11,0)	0,86 (0,4)	

Tabela 4.2. Resultados experimentais do ensaio de compressão

Tabela 4.3. Propriedades físicas da matriz e compósitos

Mis.	Consistência	Porosidade total	Índice de vazio	Massa especifica seca	Massa especifica saturada	Absorção por capilaridade
	mm	%	%	g/cm ³	g/cm ³	%
M1	317 (0,8)	24,28 (0,6)	12,38 (0,4)	1,96 (0,3)	2,20 (0,3)	1,15 (6,4)
M1S1	287 (0,9)	25,47 (1,1)	13,43 (0,2)	1,90 (1,0)	2,15 (1,1)	1,12 (2,7)
M1S2	275 (-)	24,34 (0,5)	13,45 (0,7)	1,81 (0,2)	2,05 (0,1)	-
M1S3	202 (1,2)	24,19 (1,2)	13,11 (1,5)	1,85 (0,3)	2,09 (0,1)	0,77 (11,3)
M3	-	25,31 (2,2)	13,56 (2,2)	1,87 (0,4)	2,12 (0,2)	-
M3S2	-	26,55 (1,0)	15,03 (1,5)	1,77 (0,6)	2,03 (0,4)	-



Figura 4.4 Curvas tensão-deformação para matriz M1 e compósitos com 1% (M1S1), 2% (M1S2) e 3% (M1S3) de volume de fibras



Figura 4.5 Curvas tensão-deformação para matriz M2 e compósito com 2% (M2S2) de volume de fibras



volume de fibras

a) Influência do tamanho da amostra

Devido ao efeito parede, exercido pelo molde durante o lançamento, as propriedades do concreto podem sofrer variações em função do tamanho da amostra utilizada nos ensaios. Para avaliar de que forma esse efeito pode se estender às argamassas e compósitos, as propriedades mecânicas das misturas M1 e M1S2, moldadas em corpos de prova cilíndricos de dimensões 50 x 100 mm, foram comparadas com as das misturas M2 e M2S2, moldadas em corpos de prova com dimensões 75 x 150 mm. Os resultados encontram-se apresentados na tabela 4.2.

Para a mistura M2S2, reforçada com 2% de fibras, a redução da resistência foi de 28,06%, quando comparado com a matriz M2, enquanto que para mistura M1S2 a redução foi de 26,36%, com relação a M1. Os valores estão na mesma ordem de grandeza, indicando que os corpos de prova utilizados não interferiram significativamente na resistência à compressão do compósito. Na figura 4.7 são apresentadas as curvas de tensão relativa (f_c/f_o) versus deformação para as matrizes M1 e M2 e para os compósitos M1S2 e M2S2. Observa-se que a curva para a mistura M2S2, transladada para melhor visualização dos gráficos, realmente encontra-se um pouco abaixo da curva para a mistura M1S2.



Figura 4.7 Influência do tamanho do corpo de prova no comportamento tensãodeformação na compressão dos materiais compósitos

Avaliando a deformação de pico, o módulo de elasticidade e o índice de tenacidade, verifica-se que há a influencia do tamanho da amostra também sobre outras

propriedades. A relação entre as propriedades do compósito, M2S2, e as da matriz, M2, foram: deformação de pico relativa ($\varepsilon_{co}/\varepsilon_o$) igual a 0,77; o módulo de elasticidade relativo (E_c/E_m) igual a 0,85, e a tenacidade relativa ($I_T^{composito}/I_T^{matriz}$) igual a 1,65. Para as misturas M1S2 e M1, os respectivos valores foram 0,84, 0,76 e 1,67.

Em termos absolutos, verifica-se que a matriz, M2, ensaiada com amostra maior (75 mm x 150 mm) apresentou uma redução de 8,14% na resistência a compressão, de 1,24% na deformação de pico e de 7,34% no módulo de elasticidade e um incremento de 8,33% no índice de tenacidade, quando em comparação com M1. Para os compósitos, M2S2, houve redução de 10,26% na resistência a compressão e de 9,29% na deformação de pico, e incremento de 10,66% no módulo de elasticidade e de 11,25% no índice de tenacidade, quando comparado com M1S2.

b) Influência do tipo de misturador

As misturas M3 e M3S2 foram produzidas e ensaiadas sob as mesmas condições que M1 e M1S2, sendo diferenciado apenas o tipo, ou capacidade, do misturador. Analisando os resultados apresentados na tabela 4.2, observa-se que a redução da resistência com a adição de fibras foi de 23,28%, para a mistura M1S2 produzida com misturador de 20 dm³, enquanto que para a mistura M3S2, produzida com misturador de 5 dm³, a redução foi de 49,37%. Comparando as curvas tensão relativa-deformação, como mostra a figura 4.8, é possível verificar a queda de resistência.



Figura 4.8 Influência do tipo de misturador no comportamento tensão-deformação na compressão dos materiais compósitos

Com relação a matriz de origem, a utilização de misturador de 5 dm³ implica na redução da deformação de pico (42,75%), do módulo de elasticidade (12,18%) e no aumento da tenacidade (63,46%), para compósitos reforçados com 2% de fibras.

Utilizando misturador de 5 dm³ de capacidade, Lima e Toledo Filho (2001) encontraram uma redução de 39,28% na resistência a compressão de compósitos reforçados com 2% de fibras de sisal, quando comparado com a matriz de referência. Este valor de redução é muito próximo do encontrado neste trabalho para a mistura M3S2, produzida com o mesmo misturador.

Toledo Filho (1997) utilizando misturador planetário obteve compósitos com 2% de fibra de sisal que apresentaram redução de 26,82% na resistência a compressão da matriz. O tamanho das amostras era de 75 x 150 mm. Essa mistura é comparável à M2S2, que possui o mesmo tamanho de amostra, mas foi produzida com argamassadeira de 20 dm³. A redução de resistência à compressão da matriz para essa mistura foi de 28,06%, que está próxima daquela encontrada para misturador planetário.

A utilização de argamassadeiras pequenas, 5 dm³, geralmente é aconselhada apenas para avaliação das propriedades de argamassa, sendo seu uso desaconselhável quando da utilização de fibras. Este misturador gera um enrolamento das fibras nas pás do equipamento, formando novelos que impedem a mistura adequada e formam nichos vazios, aumentando a porosidade. Infelizmente, seu uso é mais freqüente em laboratórios de materiais de construção, dado o menor custo do equipamento quando em comparação com o de 20 dm³. Isto fez com que os primeiros estudos sobre compósitos reforçados com fibras vegetais, realizados em regiões com menos recursos financeiros, passassem a falsa idéia de que a simples introdução da fibra reduziria significativamente a resistência da matriz.

A argamassadeira de 20 dm³, por sua vez, mostrou uma boa dispersão das fibras durante a mistura e sua performance, na produção de materiais compósitos, é compatível com a de um misturador planetário, para volume de fibras de sisal de 2%.

Avaliando as propriedades físicas das matrizes M1 e M3, tabela 4.3, verifica-se que a utilização do misturador de 5 dm³ de capacidade implica no aumento de 4,24% na porosidade total, de 9,53% no índice de vazios, e na redução de 4,59% na massa

específica seca e de 3,63% na massa específica saturada.

Para os compósitos M1S2 e M3S2, a utilização do menor misturador resultou no aumento de 9,08% na porosidade total, de 11,75% no índice de vazios, e na redução de 2,21% na massa especifica seca e de 0,97% na massa especifica saturada.

c) Influência do volume de fibra

Observando os diagramas da figura 4.4 verifica-se que a adição de fibras tem uma influência significativa no comportamento pós-pico do material. Enquanto a matriz de argamassa, M1, apresenta um comportamento frágil após a fissuração, com um ramo descendente da curva quase vertical, as misturas com fibras, M1S2, M2S2 e M2S3, conseguem manter uma resistência pós-fissuração para valores maiores de deformação, aumentando a deformação última do material.

Pelos dados apresentados na tabela 4.2, verifica-se também que a introdução de fibras de sisal implica na redução da resistência de pico, da deformação de pico e do módulo de elasticidade. Para um mesmo compósito, ou seja, produzido da mesma forma, a intensidade da redução está diretamente associada ao volume de fibra, sendo proporcional ao mesmo. Para a mistura com matriz M1, a introdução de 1%, 2% e 3% de fibras implicou na redução de resistência de 7,89%, 23,28% e 24,90%, respectivamente. Observa-se que a influência do volume de fibra sobre a resistência não é linear: após a adição de 2% de fibras a redução de resistência não foi tão significativa.

Fato parecido acontece com a tenacidade do compósito. Para 1% de adição de fibras há um aumento de 60,78% do índice de tenacidade, com relação à matriz. Para adição de 2% e 3% esse aumento foi de 76,47% e 66,67%, respectivamente. Verifica-se que, para tenacidade, a adição de 3% causa inclusive uma redução com relação ao compósito com 2% de fibras. Com isso, podemos concluir que uma adição de 2% apresenta um valor ótimo com relação a perda de resistência e ganho de tenacidade. Isso pode ser mais bem visualizado no gráfico da figura 4.9 que apresenta a curvas de resistência relativa (f_c/f_o) versus volume de fibras e de tenacidade relativa ($I_T^{composito}/I_T^{matriz}$) versus volume de fibras.



Figura 4.9 Variação da resistência e tenacidade em função do volume de fibras.

Assim como observado para a compressão, há uma redução da deformação de pico com o aumento do volume de fibras. Isto pode estar associado à redução da resistência, como acontece com matrizes de concreto com resistências menores, mas, pode ser influenciado também pela ação das fibras. Avaliando-se a mistura M1, verifica-se que a deformação de pico decresce até o teor de 2% e incrementa para teor de fibra igual a 3%, como mostra a figura 4.10. Esses valores confirmam o comportamento atípico da deformação de pico com a introdução da fibra, observado por Toledo Filho (1997) para fibras de sisal, e que está também expresso na figura 4.10.

Para o módulo de elasticidade, observou-se que adição de 1%, 2% e 3% de fibras reduziu essa propriedade em 16,14%, 20,08% e 15,75%, respectivamente, quando comparado com a matriz M1. Observa-se que a adição de 3% de fibras resultou em um módulo de elasticidade maior que a mistura com 2% de fibras, exibindo um comportamento semelhante ao da deformação de pico.

A influência do volume de fibra sobre as propriedades físicas pode ser observada na tabela 4.3. Inicialmente, a adição de fibras reduz a consistência da mistura, reduzindo sua trabalhabilidade, ou seja, reduzindo sua capacidade de ser misturada, manuseada, e colocada nos moldes. Conseqüentemente, as misturas compósitas tendem a possuir mais vazios que a matriz de origem. O índice de vazios incrementou

em 8,48%, 8,64% e 5,90% com a adição de 1%, 2% e 3% de fibras de sisal. Para os mesmos volumes de fibra, a massa especifica seca reduziu de 3,06%, 7,65% e 5,61%, e a massa especifica saturada reduziu de 2,72%, 6,82% e 5,00%, respectivamente.



Figura 4.10 Variação da deformação de pico em função do volume de fibras

Para adição de 1% e 2% de fibras, a porosidade da mistura M1 incrementou em 4,90% e 0,25%, enquanto para adição de 3% de fibra houve uma redução de 0,37%. Esse fato pode estar associado à redução da absorção por capilaridade que para mistura com 1% de fibras, M1S1, foi de 2,61% e para mistura com 3% de fibra, M1S3, foi de 33,04%. Ou seja, a adição de fibra apesar de aumentar o índice de vazios e reduzir a massa especifica, reduz o tamanho dos poros ou a interconectividade entre eles.

Desta forma, como a porosidade total é determinada após a amostra estar submersa durante 72 horas, é possível que apenas uma pequena parte dos poros existentes na mistura M1S3 tenha sido saturado neste intervalo de tempo, resultando em um valor de porosidade menor que a matriz. Para confirmar a tendência de aumento da porosidade com a inserção de fibras outro tipo de ensaio deve ser realizado, como porosimetria por mercúrio, por exemplo. É importante determinar também, além da quantidade, o tamanho e distribuição dos poros e vazios capilares.

d) Influência do tempo de cura

Para avaliação da influência da maturidade do concreto no comportamento tensãodeformação na compressão foram ensaiadas três amostras que foram mantidas em água durante 505 dias desde a moldagem. Os resultados estão apresentados nas figuras 4.11 a 4.13, para matrizes e compósitos, e na tabela 4.4.

Mis. Tensão de pico (CV)		Deformação de pico (CV)	Módulo de Elasticidade (CV)	Índice de Tenacidade (CV)	
	MPa (%)	με (%)	GPa (%)	(%)	
M1	65,29 (7,2)	3638,5 (21,4)	26,36 (15,1)	0,71 (1,3)	
M1S1	52,35 (11,2)	2598,3 (1,8)	26,2 (6,0)	0,64 (-)	
M1S3	35,20 (9,7)	2348,4 (8,9)	22,93 (16,4)	0,86 (4,7)	

Tabela 4.4. Resultados experimentais do ensaio de compressão após 505 dias de cura

A relação entre as propriedades das misturas após 28 dias e após 505 dias de imersão está apresentada na tabela 4.5.

Tabela 4.5. Comparação entre resultados experimentais após 28 dias e após 505 dias de cura em água

Mis.	f _{c505} /f _{c28}	$\left. \mathcal{E}_{c505} \right $	E_{c505}/E_{c28}	I ₇₅₀₅ / I ₇₂₈	
	MPa (%)	με (%)	GPa (%)	(%)	
M1	1,26	1,18	1,02	1,48	
M1S1	1,23	0,97	1,20	0,84	
M1S3	0,94	0,89	1,09	1,00	



Figura 4.11 Curvas tensão-deformação para matriz M1 após 28 dias e após 505 dias de cura



Figura 4.12 Curvas tensão-deformação para compósito M1S1 após 28 dias e após 505 dias de cura



Figura 4.13 Curvas tensão-deformação para compósito M1S3 após 28 dias e após 505 dias de cura

Verifica-se na tabela 4.5, e nas curvas tensão-deformação da figura 4.11, que todas as propriedades da matriz foram majoradas após 505 dias de cura em água.

Para os compósitos percebe-se que, com 1% de fibra, houve aumento de 23% na tensão de pico e no módulo de elasticidade. Por outro lado, houve redução de 13% na deformação de pico e de 16% na tenacidade. Para adição de 3% de fibra houve redução de 6% e 11%, na tensão e na deformação de pico, respectivamente, e aumento de 9% no módulo de elasticidade. A tenacidade permaneceu inalterada.

Observando-se as curvas das figuras 4.12 e 4.13, percebe-se que o ramo descendente das curvas tensão-deformação para misturas com idade de 505 dias permanece sempre abaixo do ramo descendente obtidos com misturas curadas aos 28 dias. Este fato pode estar associado à deterioração da fibra após 505 dias de exposição ao ambiente alcalino do cimento.

Para amostras seladas após a cura e mantidas ao ar em ambiente de laboratório, Toledo Filho (1997) observou que, com 560 dias de idade, a matriz aumentou a resistência a compressão em 12%, quando comparada com a matriz curada em água por 28 dias. O compósito com 3% de fibra apresentou aumento de 29% da resistência a compressão quando comparado com amostras curadas em água aos 28 dias. No entanto, o compósito com 560 dias de idade não apresentaram ramo descendente da curva tensão-deformação, indicando uma possível deterioração da fibra.

4.4.2 Validação do modelo teórico proposto

A partir das curvas experimentais obtidas foi possível avaliar a validade das equações existentes para compósitos com fibras de sisal, e avaliar a curva tensão-deformação teórica proposta neste trabalho.

Observou-se que as equações (4.6), (4.14) e (4.21), com os índices propostos para fibras de sisal, não apresentam boa aproximação com os resultados obtidos experimentalmente neste trabalho. Para tentar estabelecer um modelo mais abrangente para compósitos com fibras de sisal, foram definidas novas equações teóricas utilizando os resultados apresentados na tabela 4.3 (para as amostras produzidas com misturado de 20 dm³), os resultados de compressão apresentados na tabela 3.1 do capitulo 3, e os resultados experimentais apresentados por Toledo Filho (1997). A figura 4.14 mostra o conjunto de dados experimentais utilizados, expressos de forma a se obter, por regressão linear, os parâmetros *b* e *c* da equação (4.6).

A equação para determinação da resistência a compressão dos compósitos, obtida é dada por:

$$f_c = 0.941 f_o (1 - V_f) - 2.976 V_f \frac{L_f}{d_f}$$
 (R = 0.96) (4.22)

onde f_c, em MPa, é a resistência a compressão do compósito, f_o a resistência a

compressão da matriz, V_f o volume de fibras, L_f o comprimento de fibras e d_f o diâmetro das fibras.



Figura 4.14 Relação entre resistência à compressão e propriedades das fibras

Análise similar foi realizada para determinação das equações teóricas da deformação de pico e do módulo de elasticidade, mostradas a seguir:

$$\varepsilon_{co} = 53,854 f_o (1 - V_f) - 81,357 V_f \frac{L_f}{d_f}$$
 (R = 0,94) (4.23)

$$E_{c} = 0.439 f_{o} (1 - V_{f}) + 0.2975 V_{f} \frac{L_{f}}{d_{f}} \qquad (R = 0.89)$$
(4.24)

A comparação entre os resultados teóricos e os valores experimentais está apresentada na tabela 4.6.

Mis.	Tensão	Tensão de pico		Deformação de pico		Módulo de Elasticidade	
	Teórico	Erro	Teórico	Erro	Teórico	Erro	
	(MPa)	(%)	(με)	(%)	(MPa)	(%)	
M1S1	43.04	1.28	2613.65	-2.79	22.93	7.43	
M1S2	37.53	-1.24	2448.43	-5.61	23.20	14.48	
M1S3	32.02	-14.62	2283.22	-13.61	23.48	11.07	
M2S2	37.53	-11.69	2448.43	-8.93	23,20	6,44	

Tabela 4.6. Comparação entre resultados analíticos e experimentais

A maior diferença entre os valores calculados pelas equações (4.22) a (4.24) e os

valores experimentais foi de 14,62%, o que significa uma boa aproximação visto que 10 compósitos diferentes foram utilizados, com volume de fibra variando de 1% a 3% e comprimento de fibra igual a 15 mm e a 25 mm.

Os bons resultados habilitam as equações a serem utilizadas no cálculo do comportamento de compósitos reforçados com fibras de sisal sob compressão. No entanto, o estabelecimento de novas equações, no mesmo formato daquelas já preditas por outros pesquisadores, torna clara a necessidade de investigação das propriedades físicas dos compósitos, e da sua relação com as propriedades mecânicas e com os métodos de produção. Só assim será possível substituir as constantes experimentais presentes em tais equações por fatores controláveis durante a dosagem dos compósitos.

Estabelecido os parâmetros f_c , ε_c e E_c , a curva tensão-deformação completa foi definida analiticamente utilizando as equações (4.1) a (4.4), e comparada com a curvas experimentais, como pode ser observado nas figuras 4.15 a 4.18. O coeficiente η , na equação (4.4) foi obtido experimentalmente como -0,62.



Figura 4.15 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para matriz M1



Figura 4.16 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para o compósito

M1S1



Figura 4.17 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para o compósito M1S2



Figura 4.18 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para o compósito M1S3



Figura 4.19 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para a matriz M2



Figura 4.20 Curvas tensão-deformação experimental e analítica para o compósito M2S2

As curvas analíticas apresentaram boa aproximação com as curvas experimentais, demonstrando que as equações propostas conseguem prescrever o comportamento tensão-deformação dos compósitos reforçados com fibras de sisal sob compressão axial.

4.5 FORMA DE RUPTURA

4.5.1 Influência da fibra na fissuração

Quando submetido a esforços de compressão, os elementos de concreto desenvolvem, além de tensões axiais de compressão, tensões internas de tração e cisalhamento. Parte dessas tensões internas acontecem devido ao efeito de Poisson na matriz e também devido à concentração de tensões em microfissuras, vazios e nas proximidades do agregado ou fibra, no caso de compósitos. Essas tensões localizadas são, inclusive, as principais responsáveis pela fratura de materiais frágeis que normalmente acontece pela propagação de uma fissura superficial, de fissuras na zona de transição matriz-agregado ou pela iniciação de fissuras a partir dos poros internos.

O desenvolvimento de tensões e deformações, geralmente representado pelo diagrama tensão-deformação, está associado à fissuração do material, visto que a

tensão de fissuração do concreto é muito baixa. Inicialmente, a fissuração inicia como microfissuras distribuídas desprezíveis. Nesta fase, a relação tensão-deformação é linear e a resistência final é denominada resistência à primeira fissura. Após este ponto, as microfissuras ainda permanecem estáveis, o que significa que elas vão se desenvolvendo a medida que a carga vai aumentando, até cerca de 30% da carga de pico.

Aumentando o carregamento, as microfissuras se desenvolvem devido a um campo de tensão localizado em suas extremidades causando a iniciação de fissuras de cisalhamento (LI, 1995). Durante este estágio, as fissuras internas são isoladas e randomicamente distribuídas sobre o volume do espécime, e a distribuição de deformações na direção do carregamento é aproximadamente uniforme sobre o comprimento do espécime (SHAH *et al*, 1995). Quando a carga atinge 70% a 90% da resistência final, as fissuras se abrem através do espécime e se interligam formando um padrão de fissuração contínua. Uma aceleração da fissuração acontece e a formação de macrofissuras se inicia. As macrofissuras se propagam de forma estável até que uma delas atinja o seu comprimento crítico, fazendo com que a tensão atinja seu ponto de pico. A partir daí, as macrofissuras tornam-se instáveis e a sua propagação continua apesar da carga diminuir.

Após a carga de pico, durante a propagação das macrofissuras, o concreto apresenta ainda uma resistência residual que vai diminuindo à medida que aumenta a deformação. Este processo é chamado amolecimento ("tension softening"), e termina quando o material atinge a sua deformação de ruptura. As fissuras desenvolvidas póspico resultam, finalmente, em um mapa de fissuração contínuo que divide o volume de concreto em um número de elementos triangulares ou cônicos que poderão romper por cisalhamento. Este formato de fissuração é apresentado na figura 4.21. A configuração das fissuras pode ser levemente inclinada na direção da máxima carga de compressão. Após o concreto ter fissurado em várias colunas a falha pode ocorrer por flexão ou flambagem das mesmas.

O principal efeito das fibras sobre o comportamento dos compósitos ocorre após o início da microfissuração. Quando as fibras estão presentes elas afetam a propagação da fissura pelo incremento da resistência ao escorregamento de microfissuras iniciais. As fibras ligam as superfícies da fissura, como uma ponte, retardando sua propagação e prevenindo uma falha catastrófica. Na figura 4.22, observa-se dois corpos-de-prova submetidos à compressão. Enquanto a matriz apresenta ruptura significativa, com

fissuração visível e destacamento de argamassa, o compósito, com 1% de fibra de sisal, apresenta apenas algumas microfissuras verticais.



Figura 4.21 Mecanismo de falha de um elemento comprimido: (a) concreto puro (b) concreto reforçado com fibra.

Figura 4.22 Corpos-de-prova, de matriz de argamassa e compósito com 1% de fibra de sisal, submetidos a compressão.

Devido à influência das fibras na fissuração do concreto, há uma mudança significativa no comportamento tensão-deformação do concreto comprimido, notadamente no póspico. A presença das fibras faz com que a resistência residual (pós-pico) do material seja maior do que a da matriz isoladamente. Com isso, mesmo a grandes deformações, o material ainda apresenta uma resistência significativa que usualmente varia entre 20% a 50% da carga de pico, a depender do tipo de reforço. Enquanto na matriz observam-se fraturas em forma de tronco de cone e cisalhantes que dividem a amostra em vários pedaços, nos compósitos o modo de ruptura é caracterizado com uma propagação de fissura por tração vertical. As fibras reduzem a tensão de cisalhamento, agindo sobre as fissuras de escorregamento e de cisalhamento, devido a resistência friccional para arrancamento das fibras cruzando essas fissuras (LI, 1995). A energia necessária para arrancamento das fibras ligando as fissuras é responsável também pelo aumento da ductilidade dos compósitos reforçados com fibras quando comparados com a matriz.

4.5.2 Estudo experimental

Devido à influência das fibras na fissuração da matriz, há uma mudança significativa no modo de ruptura, a depender do tipo de reforço, como pode ser observado nas figuras 4.23 a 4.25. Para uma deformação de 4000 $\mu\epsilon$, a matriz apresenta grandes fissuras com destacamento de material, enquanto o compósito com fibras apenas

apresenta microfissuras pouco visíveis a olho nu. Para uma deformação de 6800 $\mu\epsilon$ a matriz apresenta quebra da amostra, figura 4.23, e aumentando-se a deformação há a ruptura total com fissuras inclinadas, em forma de cone.

Para avaliação das fissuração dos compósitos foi analisado a forma de fissuração a uma carga de 10 kN, no ramo descendente. Para compósito com 1% de fibra, a deformação equivalente foi 20000 $\mu\epsilon$, e a amostra apresentou fissuras verticais levemente inclinadas, figura 4.24, com posterior afundamento da parte superior na ruptura da amostra. A amostra com 3% de fibras apresentou desenvolvimento de uma fissura vertical a uma deformação de 30000 $\mu\epsilon$, figura 4.25, com a ruptura sendo caracterizada pela abertura dessa fissura mas sem desagregação da amostra.



Figura 4.23 Fissuração e ruptura da matriz



Figura 4.24 Fissuração e ruptura do compósito com 1% de fibra



Figura 4.25 Forma de ruptura do compósito com 3% de fibra

Enquanto na matriz observam-se fraturas em forma de tronco de cone e cisalhantes que dividem a amostra em vários pedaços, nos compósitos o modo de ruptura é caracterizado pela propagação de fissuras por tração vertical, sendo a ruptura caracterizada por fissuras inclinadas. Como observado nas figura 4.24 e 4.25, as fibras cruzam as fissuras impedindo o desenvolvimento das fissuras de escorregamento e de cisalhamento, devido a resistência friccional para arrancamento das fibras. A energia necessária para arrancamento das fibras ligando as fissuras é responsável também pelo aumento da ductilidade dos compósitos reforçados com fibras quando comparados com a matriz.

4.6 CONCLUSÕES

A utilização de fibras de sisal, como reforço de argamassa de cimento, consegue aumentar a deformação de ruptura do material, provendo maior tenacidade. Este fato está associado à presença das fibras ligando as macrofissuras e, conseqüentemente, reduzindo intensidade de propagação das mesmas. Para misturas com 1%, 2% e 3% de fibras, o índice de tenacidade aumentou de 60,78%, 76,47% e 66,67%, respectivamente, com relação a matriz.

Além da influencia sobre a tenacidade, as fibras reduzem a tensão de pico e o módulo de elasticidade do material. Para misturas com 1%, 2% e 3% de fibras, a resistência a compressão reduziu de 7,89%, 23,28% e 24,90%, respectivamente, com relação a matriz, e o módulo de elasticidade reduziu de 16,14%, 20,08% e 15,75%, respectivamente.

Essa redução na intensidade das propriedades mecânicas pode estar associada à diminuição da rigidez do material, já que a fibra tem módulo de elasticidade menor que

a matriz, e também ao aumento da porosidade. A inclusão de fibras tende a tornar a mistura menos trabalhável e conseqüentemente uma quantidade grande de vazios pode ser incorporada durante a mistura se não houver homogeneização adequada. Usando uma mesa de abatimento, verificou-se que a consistência da mistura reduziu de 317 mm, na matriz, para 202 mm, com a adição de 3% de fibras. O índice de vazios aumentou em até 8,64% e a massa especifica seca reduziu em até 7,65% com a adição de fibras.

A importância da homogeneização da mistura foi investigada através da avaliação do tipo de misturador. Para compósitos produzidos com argamassadeira de capacidade igual a 5 dm³, M3S2, a redução de resistência foi da ordem de 49,37% enquanto que para compósitos produzidos com argamassadeira de 20 dm³, M1S2, a redução de resistência, com relação a matriz, foi de 23,28%. Além disso, quando comparadas as misturas M1S2 e M3S2, verifica-se que houve um aumento de 4,24% na porosidade, de 9,53% no índice de vazios e uma redução de 2,21% na massa especifica seca. Isso demonstra a importância da correta homogeneização durante a produção dos compósitos.

Foi investigada também a influência do tamanho da amostra na avaliação das propriedades mecânicas dos compósitos. A variação do tamanho do corpo de prova, de 50 mm x 100 mm para 75 mm x 150 mm, não mostrou influência significativa na resistência a compressão de compósitos reforçados com 2% de fibras de sisal.

Para amostras submetidas a 505 dias de cura, verificou-se que a matriz incrementa a sua resistência à compressão, quando comparada com o ensaio realizado aos 28 dias de cura. Para os compósitos percebe-se que, com 1% de fibra, houve aumento de 23% na tensão de pico e no módulo de elasticidade. Por outro lado, houve redução de 13% na deformação de pico e de 16% na tenacidade. Para adição de 3% de fibra houve redução de 6% e 11%, na tensão e na deformação de pico, respectivamente, e aumento de 9% no módulo de elasticidade. A tenacidade permaneceu inalterada. Observando-se as curvas das figuras 4.12 e 4.13, percebe-se que o ramo descendente das curvas tensão-deformação para misturas com idade de 505 dias permanece sempre abaixo do ramo descendente obtidos com misturas curadas aos 28 dias. Este fato pode estar associado à deterioração da fibra após 505 dias de exposição ao ambiente alcalino do cimento.

A partir de resultados experimentais, novas equações foram propostas para

determinação analítica da resistência a compressão, do módulo de elasticidade e da deformação de pico. Essas equações apresentaram um erro máximo de 14,62% quando comparadas com os resultados experimentais. Uma nova equação é proposta também para avaliação do ramo descendente do diagrama tensão-deformação dos compósitos, visto que a adição de fibras influencia mais significativamente o comportamento após a fissuração. Para o ramo ascendente foi utilizada a equação proposta por Carreira e Chu (1985). A comparação com os diagramas experimentais demonstrou que o modelo proposto pode ser utilizado convenientemente na modelagem de compósitos reforçados com fibras curtas de sisal sob compressão.

Capítulo 5 ANÁLISE DE COMPÓSITOS SOB FLEXÃO

5.1 INTRODUÇÃO

A resistência à flexão dos materiais a base de cimento é uma importante propriedade para várias aplicações como pavimentos rodoviários, vigas, lajes e painéis de cobertura, tubulações e mesmo paredes estruturais. No entanto, devido a natureza frágil das argamassas e concretos, que apresentam baixa resistência à tração e baixa capacidade de deformação, é preciso que sejam adicionadas fibras ou barras de armadura para que sua resistência e deformação na flexão sejam incrementadas, aumentando também a capacidade de absorção de energia desses materiais.

As fibras dúcteis adicionadas ao material permitem a continuidade da transferência de tensão entre as fissuras, mantendo a integridade estrutural e a coesão do material. O colapso do elemento deixa de ser abrupto e acontecerá agora pela ruptura das fibras ou pelo seu arrancamento de dentro da matriz, o que leva a um significante incremento na capacidade de absorção de energia.

O tipo de ruptura dos elementos compósitos fletidos é influenciado pelo tipo, teor e comprimento de fibras. Para fibras longas e alinhadas ocorre incremento da capacidade portante após a fissuração da matriz, mesmo para fibras de sisal. Para fibras curtas e randomicamente orientadas, após a fissuração da matriz, na região tracionada do elemento, há uma redução imediata da capacidade portante, mas sem ruptura: o compósito continua a resistir a cargas aplicadas até que as fibras sejam arrancadas da matriz. O comportamento pós-pico é geralmente caracterizado pela abertura de uma fissura única, e, após a perda de carga inicial, pode haver aumento da capacidade portante, ou não, a depender do volume do reforço.

De uma maneira geral, o comportamento à flexão é definido pelas propriedades dos compósitos quando submetidos a esforços de tração e compressão. Como visto nos capítulos anteriores, quando as fibras curtas de sisal são adicionadas a matriz de cimento elas reduzem a resistência à compressão e não incrementam a resistência a tração pós pico. No entanto, a deformação de ruptura em ambas as situações incrementa significativamente o que resulta em um incremento no momento portante pelo traslado da linha neutra da viga. O comportamento a flexão é dessa forma

controlado pelas curvas tensão-deformação do compósito na tração e na compressão, que devem ser descritas para que se possa determinar os valores de resistência na flexão.

Muitos estudos têm sido apresentados sobre o comportamento à flexão dos compósitos. Geralmente eles estão baseados na análise das tensões que se desenvolvem ao longo da seção transversal de um elemento fletido, a partir das quais é possível estabelecer a resistência de primeira fissura, a resistência máxima e a relação carga-deflexão para o elemento estrutural. A diferença significativa nas principais teorias diz respeito justamente à forma dos diagramas tensão-deformação que são utilizados para representar o comportamento na tração e compressão dos compósitos.

Neste capítulo uma análise teórico-computacional foi desenvolvida com o objetivo de descrever o comportamento não-linear de vigas compósitas reforçadas com fibras curtas de sisal. Para isso, foram utilizadas as equações teóricas para determinação do diagrama tensão-deformação na tração e compressão de compósitos com fibras curtas de sisal definidas nos capítulos 3 e 4, respectivamente. Para validar a análise teórico-computacional, foram moldadas vigas de argamassa com reforço de 1%, 2% e 3% de fibras curtas de sisal.

A partir dos resultados experimentais verificou-se que as fibras curtas de sisal conseguem aumentar o deslocamento último, aumentando a tenacidade do material. A ruptura acontece por abertura de uma fissura única e arrancamento de fibras. O modelo teórico proposto consegue prever com boa aproximação o comportamento carga-deslocamento das vigas, e pode ser utilizado para a previsão do comportamento de vigas compósitas reforçadas com fibras curtas.

5.2 COMPORTAMENTO DOS COMPÓSITOS SOB FLEXÃO

Os resultados dos ensaios de flexão são expressos por meio de curvas de carga versus deflexão, sendo a mesma utilizada tradicionalmente na determinação das propriedades principais dos compósitos fletidos, como tenacidade, carga de fissuração e capacidade portante. A forma da curva carga-deflexão é definida pelo tipo de fibra, pelo volume e orientação do reforço. Para fibras curtas de sisal, ela pode ser esquematizada como mostra a figura 5.1, e pode ser dividida em duas partes: região I, que é a zona elástica antes da fissuração, e região II, que é a zona inelástica até a ruptura.



Figura 5.1 Curva carga-deflexão esquemática para compósitos com fibras de baixo módulo

Na região I, considera-se que a matriz controla o comportamento do compósito. De forma teórica, o fim da região I é definido quando acontece a fissuração e a curva desvia da linearidade. Muitas vezes é difícil estabelecer experimentalmente este ponto e a carga de fissuração, P_{cr}, é muitas vezes associada à carga máxima, P_m, atingida antes da transferência de tensões para as fibras. Como a carga de fissuração é usualmente utilizada para cálculo da tenacidade dos compósitos, sua determinação correta é fundamental para caracterização dos compósitos.

Na região II, as fibras suportam quase toda a tensão de tração contando com uma pequena contribuição da matriz durante a propagação inicial da fissura. Quando se utiliza fibra curta, o comportamento na região II é definido pela curva da figura 5.1, sendo obtido experimentalmente para compósitos com fibras poliméricas de baixo módulo (KHAJURA *et al*, 1994;HUGHES; FATTUHI, 1977; BARR; HASSO, 1985) e fibras de sisal (CASTRO; NAAMAN, 1981; TOLEDO FILHO *et al*, 2002).

Após a fissuração, há uma redistribuição de tensões e a carga é transmitida da matriz para as fibras, até atingir uma deflexão δ_o . Logo após, as cargas passam a ser resistidas pelas fibras, podendo aumentar um pouco a capacidade de suporte da viga até atingir um valor máximo pós-pico, P_{mo} . A partir deste ponto, há um redução suave da capacidade portante até a ruptura do compósito, que é caracterizada pelo arrancamento das fibras da matriz na região tracionada. A carga máxima atingida pós pico não supera a carga de pico, ou seja, $P_{mo} < P_m$.

Para alguns compósitos, o ganho de resistência após a redistribuição de tensões é mais significativo, e a carga máxima resistida pela viga é maior que a carga de pico. Esse comportamento, com $P_{mo} > P_m$, é comum para compósitos reforçados com grande quantidade de fibras (ASTM 544.4R-88, 1988), ou com fibras longas e alinhadas, mesmo quando se utiliza fibras de baixo módulo como sisal (TOLEDO FILHO *et al*, 2002).

A partir do diagrama carga-deflexão dois valores de resistência são comumente avaliados. O primeiro, denominado resistência de primeira fissura, σ_{cr} , é calculado a partir da carga, P_{cr}. O segundo valor corresponde à resistência máxima obtida e é usualmente denominado resistência à flexão última ou módulo de ruptura, σ_b . Para compósitos com perda de carga no pós-pico, o cálculo do módulo de ruptura é feito utilizando a carga P_m. O cálculo da resistência é feito admitindo distribuição linear de tensões e deformações, a partir das cargas correspondentes:

$$\sigma = \frac{6M}{bd^2}$$
(5.1)

Para $M = M_{cr}$ temos $\sigma = \sigma_{cr}$, onde M_{cr} é o momento de fissuração. Para $M = M_u$ temos $\sigma = \sigma_b$, onde M_u é o momento máximo após a fissuração. Para compósitos com fibras curtas de sisal, M_u é calculado com a carga P_m . As variáveis *b* e *d* representam a base da viga e a altura útil da viga, respectivamente.

5.2.1 Avaliação da tenacidade

Além da determinação da resistência sob flexão, a partir do diagrama carga-deflexão é possível determinar a tenacidade dos compósitos. A tenacidade é uma importante característica para os concretos com fibras, sendo geralmente aceito que um dos principais papéis desempenhados pelas fibras é prover tenacidade às matrizes frágeis (TOLEDO FILHO *et al*, 2002b). Muitos ensaios podem ser aplicados para caracterização da tenacidade dos compósitos tais como tração, compressão, impacto e flexão. O ensaio de flexão é o mais comum, pois ele simula mais realisticamente as condições em muitas situações práticas e é mais fácil de ser realizado que o ensaio de tração, por exemplo.

Os resultados do ensaio de flexão permitem caracterizar a tenacidade através de um

ou mais dos seguintes parâmetros: capacidade de absorção de energia absoluta; índices dimensionais relacionados à capacidade de absorção de energia ou resistência a flexão equivalente em limites de deflexão pós-fissuração prescritos (GOPALARATNAM; GETTU, 1994). No entanto, tem-se observado que a curva cargadeflexão completa do ensaio de flexão depende de vários fatores como: (i) tamanho do espécime; (ii) configuração da carga (ensaio de três pontos versus ensaio de quatro pontos); (iii) tipo de controle (carga; deflexão no ponto de carga; deslocamento do travessão, etc); (iv) taxa de carregamento e (v) instrumentação para medida das deflexões. Mesmo a direção do ensaio, com relação a direção da moldagem da viga compósita, afeta significativamente os resultados do ensaio de flexão. Quando a direção do ensaio é perpendicular a direção da moldagem, espécimes reforçados com fibras de aço exibiram redução na resistência a flexão e tenacidade quando comparados a espécimes cuja direção do ensaio e da moldagem são paralelas. (TOUTANJI; BAYASI, 1998)

Para garantir a homogeneidade e permitir a comparação de resultados, a medida de tenacidade dos compósitos tem sido normalizada em vários países. Neste trabalho foram utilizados, para avaliação da tenacidade, as normas ASTM C1018 (1992), NBN B15-238 (1992) e JCSE-SF4 (1983). A norma ASTM C 1018 (1992), define a tenacidade na flexão em termos de relações entre as áreas sob a curva carga-deflexão em múltiplos de deflexão de primeira fissura e a área sob a curva carga-deflexão até a primeira fissura. Essas várias relações (I₅, I₁₀, I₂₀, I₃₀) são chamadas índices de tenacidade, e são calculadas como relações das áreas sob a curva carga-deflexão até deflexões 3, 5,5, 10,5 e 15,5 vezes a deflexão de primeira fissura, respectivamente, como está apresentado na figura 5.2. Os índices I₅, I₁₀, I₂₀, I₃₀ têm valores 5, 10, 20 e 30, respectivamente, para comportamento elasto-plástico ideal.

A norma belga NBN B15-238 (1992) utiliza índices de resistência adimensionais (relações entre cargas, P*) para caracterizar a forma da curva carga-deflexão no regime pós-fissuração, como definido na figura 5.3, e o índice de tenacidade, *FT*, definido a partir da energia absoluta, *T_n*, calculada como a área sob a curva até uma deflexão $\delta_n = L/n$, onde *L* é o vão livre e *n* são parâmetros limites (n = 600, 450, 300, 150), ou seja:

$$FT = \frac{nT_n}{bd^2}$$
(5.2)



Figura 5.2 Definição dos pontos para cálculo dos índices de tenacidade segundo a ASTM C1018 (1992)

A norma japonesa JCSE-SF4 (1983) usa a capacidade de absorção de energia, $T_n = T_{JCL}$, até uma deflexão limite, no meio do vão, igual a *L/150*. Dessa forma o índice de tenacidade na flexão, *FT*, é definido pela equação (5.2) com n = 150. As variáveis *b* e *d* representam a base e a altura da viga, respectivamente.



Figura 5.3 Definição do índice de tenacidade segundo a NBN B15-238 (1992)

5.3 MODELOS PARA CÁLCULO DA RESISTÊNCIA À FLEXÃO

Para matriz pura, o momento resistente último é obtido quando da fissuração da matriz na região tracionada. O valor da tensão de ruptura da matriz (σ_{bm}) é calculado pela equação (5.1), com o momento igual ao momento de ruptura ou momento resistente

ultimo.

Muitos modelos têm sido desenvolvidos para estabelecer o momento resistente último das vigas compósitas, a partir da tensão resistente dos materiais. As principais variações entre eles são a escolha dos diagramas tensão-deformação, na compressão e tração, e a definição da posição da linha neutra no instante da ruptura.

Em 1974, um modelo foi desenvolvido por Aveston, Mercer e Sillwood (1974), para compósitos com fibras de aço longas e alinhadas, assumindo-se que a curva tensãodeformação do material na tração é prevista pelo modelo ACK (Aveston *et al*, 1971) e na compressão é linear, conforme mostra a figura 5.4.



Figura 5.4 Bloco de tensões para carga última de flexão de acordo com Aveston *et al* (1974)

Essa teoria considera que a ruptura na flexão ocorre quando a deformação na face de tração da viga alcança o valor $\varepsilon_1 = \varepsilon_{fu} - \frac{\alpha_1 \varepsilon_{mu}}{2}$. Neste momento, a resistência à tração última do compósitos com fibras contínuas e alinhadas é igual a $\varepsilon_{fu}E_fV_f$. Onde ε_{fu} é a deformação de ruptura da fibra; ε_{mu} é a deformação de fissuração do compósito sob tração direta e $\alpha_1 = \frac{E_m V_m}{E_f V_f}$.

Para o cálculo da relação entre o módulo de ruptura σ_b e a resistência à tração última do compósito σ_{cu} , um valor de σ_b/σ_{cu} = 2,6 foi encontrado pelos autores para concreto reforçado com fibras de aço.

No modelo proposto por Hannant (1975), o material é considerado idealmente elástoplástico no instante da ruptura, sendo que a distribuição de tensões na seção transversal da viga é linear na compressão e retangular na tensão, conforme mostra a figura 5.5a.



Figura 5.5 Bloco de tensões para carga última de flexão: a) Hannant (1975); b) Mangat e Gurusamy (1987)

Neste modelo, a ruptura acontece quando a linha neutra atinge a altura de 0,75d. Assumindo o bloco de tensão elástica, segundo a teoria de Hannant, o módulo aparente de ruptura vale $\sigma_b = 2,44\sigma_{cu}$.

De acordo com Mangat e Gurusamy (1987), a teoria desenvolvida por Hannant tem sérias limitações por causa da omissão da contribuição da resistência da matriz tracionada para a resistência última do compósito. Desta forma, eles propõem um modificação na região tracionada do modelo, acrescentando uma parcela relativa a contirbuição da matriz, como mostra a figura 5.5b. Apesar dos autores admitirem que as tensões apresentadas na figura 5.5b não representam precisamente a distribuição de tensões últimas na fibra e na matriz, as quais tendem a ser não-lineares, eles argumentam que tal fato não altera a natureza básica das equações de flexão. A distribuição de tensões na compressão é assumida linear porque, segundo Mangat e Gurusamy (1987), "a não-linearidade da curva carga-deflexão é causada primeiramente pela inelasticidade da zona de tração e pela variação da posição do eixo neutro".

As teorias apresentadas acima foram desenvolvidas a partir do comportamento de

compósitos reforçados com fibras de alto módulo e aplicadas a fibras de aço, vidro e polipropileno. Um modelo para determinação da resistência à flexão de compósito de cimento com fibras longas de sisal foi desenvolvido por Swift e Smith (1979).

Segundo o modelo de Swift e Smith (1979), para a região comprimida é assumido um diagrama tensão deformação retangular, derivado do diagrama real não-linear, com tensão constante igual a $\alpha \sigma_{cu}$, sendo σ_{cu} a tensão de pico à compressão no diagrama real e α um fator de correção que varia entre 0,4 e 0,7. Para a região tracionada da viga adotou-se um diagrama linear, conforme mostra a figura 5.6.



Figura 5.6 Modelo teórico aplicado a compósito com fibra de baixo módulo na falha por flexão de acordo com Swift e Smith (1979)

A falha, neste modelo, é presumida para acontecer na região comprimida, sendo o módulo aparente de ruptura dado por:

$$\sigma_b \equiv \frac{2\sigma_T + 3\alpha\sigma_{cu}\beta^2}{(1+\beta)^2}$$
(5.3)

onde

 $\beta = \frac{E_1 \varepsilon_{cu}}{\sigma_T}$ $\sigma_T = \sqrt{2E_1 \alpha \sigma_{cu} \varepsilon_{cu}}$

 $\varepsilon_{\it cu}$ é a deformação de ruptura do compósito comprimido;

 $\sigma_{\rm T}$ é a tensão no bordo tracionado no momento da ruptura;

 E_1 é o módulo efetivo para a região fissurada, dado por $E_1 = \eta_{\theta} V_f E_f$, onde η_{θ} é o
fator de eficiência devido à orientação das fibras.

As condições para a qual o modelo é válido são:

- As fibras devem ser suficientemente longas para garantir a perfeita aderência, não ocasionando arrancamento nas regiões tracionadas da viga;
- A resistência e quantidade de fibras devem ser suficientes para que não haja falha à tração antes da falha à compressão.

Satisfeitas essa condições, espera-se que as fibras de baixo módulo incrementem a resistência à flexão dos compósitos quando a resistência de primeira fissura do compósito for maior que a da matriz. Como as fibras inibem o desenvolvimento das microfissuras na matriz, devido ao efeito de "costura", pode-se esperar um aumento na resistência de primeira fissura do compósito.

Para compósitos reforçados com fibras vegetais curtas, cuja curva carga-deflexão aproxima-se da curva carga-deflexão, apresentada na figura 5.1, um modelo foi proposto por Tegola e Ombres (1990). Os diagramas para descrever o comportamento a tração e compressão na determinação do comportamento a flexão estão apresentados na figura 5.7.



Figura 5.7 Modelo teórico aplicado a compósito com fibras vegetais na falha por flexão de acordo com Tegola e Ombres (1990)

Na parte comprimida é utilizado o diagrama parábola-retangulo usualmente utilizado para dimensionamento de estruturas de concreto. Na parte tracionada é utilizado um

diagrama simplificado, que prevê que após a fissuração da matriz o compósito continua resistindo as cargas aplicadas a uma tensão constante dada por:

$$\sigma_{tu} = \begin{cases} 2\eta_L \eta_\theta V_f \tau_{fu} \frac{L_f}{d_f}, & L_f < L_c \\ \eta_L \eta_\theta \left[L_c / L_f \left(2\tau_{fu} \frac{L_f}{d_f} \right) + \left(1 - \frac{L_f}{d_f} \right) \sigma_{fu} \right], & L_f > L_c \end{cases}$$
(5.4)

$$\operatorname{com} L_{c} = 0.5 \frac{\sigma_{fu} d_{f}}{\tau_{fu}} \,.$$

Uma outra forma de prever a resistência à flexão é através da formulação de materiais compósitos, ou seja, do estabelecimento de equações empíricas que relacionam essa propriedade com a resistência da matriz e as propriedades da fibra. A partir de uma análise de regressão de vários resultados experimentais de flexão de compósitos reforçados com fibras curtas (25,4 mm) de aço, Swamy e Mangat (1974) estabeleceram a seguinte relação para a resistência à flexão:

$$\sigma_f = 0.843\sigma_{bm}(1-V_f) + 0.82\tau_f \left(V_f \frac{L_f}{d_f}\right)$$
(5.5)

Para a resistência a flexão de primeira fissura teremos: $\sigma_f = \sigma_{cr}$ e $\tau_f = \tau_{av}$. Para resistência a flexão última: $\sigma_f = \sigma_{cu}$ e $\tau_f = \tau_{fu}$. Onde τ_{av} é a tensão de aderência média fibra-matriz antes da fissuração e τ_{fu} é a tensão de aderência última, definidas pelos autores como 3,57 MPa e 4,15 MPa, respectivamente. σ_{bm} é a resistência a tração na flexão da matriz.

Shimizu e Jorillo (1992) utilizaram o mesmo tipo de equação para determinação da resistência à flexão de compósitos com fibras de coco a partir de dados experimentais. No primeiro termo do lado direito da equação (5.5) o valor foi corrigido de 0,843 para 0,9542 e, no segundo termo foi adotado $0.82\tau_f = 0.22$. Isto implica $\tau_f = 0.268$ MPa.

Toledo Filho aplicou diretamente a equação (5.5) a compósitos com fibras de sisal e encontrou dispersão de 0,51 a 1,30 vezes no valor de resistência a flexão. É importante ressaltar que a equação (5.5) foi desenvolvida para compósitos com fibras

curtas de aço, que tem características diferentes das fibras de sisal, notadamente a rigidez.

Analisando os modelos descritos acima, verifica-se que algumas simplificações foram adotadas para facilitar o desenvolvimento das equações, notadamente a adoção de diagramas tensão-deformação lineares, tanto para compressão como para tração, que pode não representar o comportamento real do material no instante da ruptura e, conseqüentemente, resulta em valores errôneos de momento último.

A forma de falha em um compósito reforçado com fibras vai depender das propriedades dos materiais e da quantidade de fibras adicionada. A ruptura pode acontecer por esmagamento da região comprimida ou por escoamento da região tracionada, sendo que cada bloco de tensões descritos acima definem, individualmente, o momento último para apenas um tipo de ruptura, não sendo aplicáveis, portanto, para os demais casos.

Os modelos descritos foram definidos com o objetivo principal de determinar o momento máximo para seções compósitas variadas, cumprindo, em alguns casos, esse objetivo de forma satisfatória. No entanto, os mesmos não podem ser utilizados para descrever o comportamento do compósito sob flexão, ou seja, a partir dos modelos apresentados não é possível descrever a curva carga-deflexão. A equação proposta por Swamy e Mangat (1974), equação (5.5), pode servir para uma primeira estimativa da resistência a flexão de compósitos, mas deve ser ajustada para compósitos com outros tipos de fibra para se tornar mais abrangente.

Para que se possa desenvolver e dimensionar elementos estruturais compósitos, o conhecimento do comportamento sob flexão torna-se fundamental. É preciso prever como as propriedades da matriz e da fibra vão influenciar o desenvolvimento de tensões e deformações ao longo do carregamento do elemento. Dessa forma, é apresentado a seguir um modelo de análise não-linear da flexão, que permite a definição não só do modo de ruptura do compósito, como também da curva carga-deflexão completa. Esse modelo permite então calcular as cargas de fissuração e ruptura e a tenacidade teórica dos compósitos.

5.4 ANÁLISE TEÓRICO-COMPUTACIONAL NÃO-LINEAR

Para uma melhor descrição do comportamento dos compósitos reforçados com fibras

submetidos à flexão, foi desenvolvido neste trabalho um algoritmo computacional utilizando as relações tensão-deformação não-lineares para tração e compressão, estabelecidas nos capítulos 3 e 4, respectivamente.

Utilizada para avaliação da ductilidade de seções de concreto armado em flexão (COHN; GHOSH, 1973; FARAGE, 1995) e para análise de seções de concreto armado reforçado com fibras de aço (NAAMAN *et al*, 1993; EZELDIN; SHIAH, 1995), a análise secional não linear permite descrever um comportamento mais próximo do comportamento real da estrutura, devido à possibilidade de incorporar diagramas teóricos não-lineares, na tração e na compressão, ou mesmo diagramas obtidos a partir de resultados experimentais.

Seja uma seção retangular (b x d) de compósito de matriz a base de cimento reforçada com fibras curtas de sisal, submetida a ação de um momento fletor M, conforme mostra a figura 5.8.





Após a aplicação do esforço solicitante, a seção tende a buscar o equilíbrio através da rotação da seção. Com a notação da figura 5.8, as equações de equilíbrio de forças e momentos para a seção, simétrica com relação aos dois eixos e carregada no plano de simetria, podem ser expressas como:

$$N = \int_{0}^{kd} (\sigma_c.b) dy - \int_{0}^{d-kd} (\sigma_t.b) dy = 0$$
(5.6)

$$M = \int_{0}^{kd} (\sigma_c.b.y) dy + \int_{0}^{d-kd} (\sigma_t.b.y_t) dy$$
(5.7)

onde

N é a resultante de força normal na seção; *M* é o momento atuante na seção; σ é tensão no nível do centróide da área $dA = b \cdot dy$; *y* é a distância da área dA à linha neutra; *kd* é a posição da linha neutra;

Assumindo que a distribuição de deformações é linear, a curvatura da seção ϕ pode ser dada por:

$$\phi = \frac{\varepsilon_c}{kd} = \frac{\varepsilon}{y}$$
(5.8)

A curvatura da seção é utilizada para determinar a deformação ε_i em qualquer ponto da seção a partir da deformação da fibra mais comprimida ε_c :

$$\varepsilon_i = \varepsilon_c - \phi \mathbf{y} \tag{5.9}$$

Utilizando as relações (5.6) a (5.9), a relação momento-rotação teórica é calculada para a seção, utilizando um programa computacional em linguagem FORTRAN desenvolvido neste estudo. O método numérico de solução se resume nas seguintes etapas:

- 1) Definir as propriedades geométricas e dos materiais;
- 2) Entrar com um valor inicial de ε_c ;
- 3) Estabelecer um valor para k;
- 4) Integrar numericamente as tensões de tração e compressão dos compósitos, sobre suas respectivas áreas, para determinar o valor da força normal e verificar a igualdade (5.6). Para descrever o diagrama tensão-deformação na tração foram utilizadas as equações (3.3) e (3.12), propostas no capítulo 3. Para descrever o diagrama tensão-deformação na compressão foram utilizadas as equações (4.1) e (4.13), propostas no capítulo 4.
- 5) Se o valor de k não satisfizer a igualdade, os passos 3 e 4 são repetidos até as

forças normais internas serem balanceadas;

- 6) Determinar o momento atuante, utilizando a equação (5.7);
- 7) Calcular a curvatura ϕ , utilizando a equação (5.8);
- 8) Calcular a deflexão;
- Repetir os passos 2 a 4, incrementando ε_c, até que a deformação máxima atinja um dos valores de ruptura, na tração ou na compressão.

5.4.1 Cálculo da deflexão

O algoritmo computacional utilizado permite a obtenção direta da relação momentocurvatura, a partir dos dados da seção e das propriedades do material. No entanto, a curva usualmente obtida nos ensaios experimentais de flexão associa a carga aplicada à deflexão da viga, de forma que é necessário estabelecer a relação entre a curvatura e a deflexão para que se possa utilizar o algoritmo desenvolvido de forma prática.

Para materiais isotrópicos, a curvatura está diretamente associada ao momento fletor M, sendo a relação entre ambos estabelecida pela Resistência dos Materiais como:

$$\phi = \frac{M}{El} \tag{5.10}$$

onde, *E* é o módulo de elasticidade do material e *I* o momento de inércia da seção.

Determinada a curvatura, a deflexão δ pode, então, ser obtida pela relação:

$$\frac{d^2\delta}{dx^2} = \phi \tag{5.11}$$

ou seja, a relação momento-deflexão máxima pode ser obtida pela integração das curvaturas ao longo da viga.

A deflexão em elementos a base de cimento, no entanto, é influenciada pela fissuração e a equação (5.11) só pode ser aplicada na fase inicial, pré-fissuração. Para concreto armado, e para ferrocimento, é possível assumir a hipótese de que o material continua linear após a fissuração, mudando apenas a rigidez *EI*, que passa a ser definida como EI_{cr} onde I_{cr} é o momento de inércia da seção fissurada (ACI 318, 1992;

NAAMAN, 2000). Neste caso, as relações (5.10) e (5.11) continuam válidas e a curvatura passa a ser calculada pela equação:

$$\phi_{cr} = \frac{M}{EI_{cr}} \tag{5.12}$$

Assim, para um ensaio de 4 pontos, viga bi-apoiada submetida a duas cargas concentradas, geralmente utilizado na definição das propriedades de vigas compósitas fletidas (ASTM 1018, 1992), a deflexão máxima pode ser definida como:

$$\delta = \frac{M}{24EI_{cr}} \left(3L^2 - 4a^2\right) \tag{5.13}$$

ou

$$\delta = \frac{\phi_{cr}}{24} \left(3L^2 - 4a^2 \right) \tag{5.14}$$

onde *L* é o vão da viga, *a* é a distância entre o apoio e a carga concentrada, e M = Pa, onde *P* é a carga aplicada.

Para compósitos com fibras curtas, como visto na figura 5.1, a relação pós-pico entre a carga e a deflexão é não linear e a definição de uma equação teórica para a inércia fissurada I_{cr} , torna-se mais complicado que para o ferrocimento, por exemplo, dificultando o cálculo da deflexão. Por outro lado, como o algoritmo desenvolvido neste trabalho calcula diretamente o valor da curvatura, ϕ , ao longo do carregamento da viga, o cálculo da deflexão pode ser realizado pela aplicação da equação (5.14).

5.5 VALIDAÇÃO DO MODELO TEÓRICO-COMPUTACIONAL

5.5.1 Programa experimental

Para avaliação do comportamento à flexão de vigas compósitas reforçadas com fibras curtas de sisal, foi desenvolvido neste trabalho um programa experimental com a moldagem e ensaio de vigas (100x100x400mm) utilizando o mesmo material definido no capítulo 4, com matriz de argamassa (M1) e reforço de 1% (M1S1), 2% (M1S2) e 3% (M1S3) de fibras.

Foi realizado ensaio de 4 pontos, com vão de 300 mm, e controle de deslocamento a uma taxa de 0,5 mm/min. A deflexão foi medida por um extensômetro no meio do vão acoplado a um dispositivo tipo Yoke desenvolvido para este trabalho. A figura 5.9 mostra a configuração do ensaio de flexão.

Uma das principais críticas quanto aos métodos de cálculo da tenacidade baseados na deflexão de fissuração diz respeito à acuidade na medida experimental das deflexões, visto que vários fatores influenciam essa medida como movimentação dos apoios, rigidez da máquina de ensaio e tipo de controle. Dois problemas comuns são a incorporação de deflexões estranhas ao corpo de prova, devido à movimentação dos apoios e cutelos, e a instabilidade imediatamente após a fissuração. A interferência desses fatores é sempre significante devido ao pequeno valor da deflexão correspondente à primeira fissura, δ_{cr} . Esta deflexão é da ordem de centésimo de milímetros.



Figura 5.9 Configuração do ensaio de flexão em 4 pontos

Para garantir precisão nos ensaios, foram utilizados uma máquina servo-controlada Shimadzu, com controle de deflexão, e um dispositivo "Yoke", que permitiu medir a deflexão líquida entre a parte superior da viga e a linha neutra sobre os apoios. Para que se possa avaliar a influência da utilização do dispositivo Yoke, a figura 5.10 apresenta as deflexões medidas por um extensômetro acoplado ao dispositivo e as deflexões registradas internamente pelo travessão da máquina de ensaio. Observa-se uma diferença muito significativa entre as curvas apresentadas na figura 5.10, indicando que a deflexão registrada pelo deslocamento do travessão da máquina de ensaio incorpora todas as deflexões causadas pelo deslocamento dos apoios, assentamento da rótula de ensaio e assentamento dos cutelos de carga.

Muitos ensaios utilizam, alternativamente ao dispositivo Yoke, extensômetros apoiados na base da máquina de ensaio, mas mesmo estes conduzem a valores errôneos de deslocamento, conforme verificado por Banthia e Trottier (1995), a não ser que a deflexão no meio do vão seja corrigida através da medição dos deslocamentos dos apoios, conforme descrito por Toledo Filho (1997).



Figura 5.10 Curvas carga-deflexão experimentais obtidas com utilização do dispositivo Yoke e obtidos pela máquina de ensaio

5.5.2 Apresentação e discussão dos resultados experimentais

a) Comportamento carga-deflexão

Foram realizados ensaios em três amostras para cada mistura. Curvas típicas cargadeflexão, obtidas experimentalmente para as diversas misturas estudadas, estão apresentadas nas figuras 5.11 a 5.14. A carga apresentada é a carga total resistida pela viga.



Figura 5.11 Curva carga-deflexão para matriz de argamassa



Figura 5.12 Curva carga-deflexão para compósito reforçado com 1% de fibra de sisal



Figura 5.13 Curva carga-deflexão para compósito reforçado com 2% de fibra de sisal



Figura 5.14 Curva carga-deflexão para compósito reforçado com 3% de fibra de sisal

Verifica-se que, enquanto a matriz apresenta ruptura frágil, os compósitos mantem uma carga pós-fissuração até deflexões bem superiores a de fissuração.

A partir das curvas experimentais foram obtidos os valores da carga de fissuração, P_{cr} , da carga máxima, P_m , e da carga máxima pós-pico, P_{mo} . As deflexões respectivas a cada carga também foram avaliadas e estão apresentadas na tabela 5.1.

V _f	Carga de Primeira fissura		Carga	de pico	Carga máxima pós-pico	
-	P_{cr} (CV)	$\delta_{\it cr}$ (CV)	$P_m(CV)$	δ_m (CV)	P_{mo} (CV)	$\delta_{\it mo}$ (CV)
(%)	kN (%)	mṃ (%)	kN (%)	mṃ (%)	kŅ (%)	Mm (%)
0	19,36 (8,1)	0,062 (6,3)	24,92 (4,4)	0,082 (7,1)	-	-
1	9,58 (2,2)	0,029(12,3)	12,46 (4,2)	0,043 (0,9)	4,08 (3,0)	0,222 (24,8)
2	10,02(11,3)	0,041 (1,2)	12,54(12,6)	0,058 (3,1)	6,12 (11,5)	0,314 (1,3)
3	13,76 (0,5)	0,042 (5,1)	15,36 (0,2)	0,051 (4,3)	8,62 (5,0)	0,348 (7,3)

Tabela 5.1. Resultados experimentais do ensaio de flexão

Verifica-se que a adição de fibras reduz significativamente a carga de primeira fissura da viga e sua respectiva deflexão. Para adições de 1%, 2% e 3% as reduções de P_{cr} foram de 50,51%, 48,24% e 28,92%, respectivamente, com relação a matriz. Este fato pode estar associado ao enfraquecimento da matriz, devido à incorporação de vazios durante a mistura. Esta redução da resistência a flexão reflete a redução verificada na resistência a tração e na resistência a compressão quando se adiciona fibras curtas de sisal à matriz de argamassa.

Após a primeira fissura todas as curvas apresentaram incremento na carga até atingir uma carga de pico, P_m , após a qual há a ruptura, no caso da matriz, ou uma queda brusca de resistência, no caso dos compósitos. Com relação a matriz, a carga máxima foi reduzida de 50,00%, 49,68% e 38,36%, com a adição de 1%, 2% e 3% de fibras, respectivamente. Verifica-se, então, que a adição de fibras reduz a carga de fissuração e a carga máxima, quando comparado com a matriz, sendo que quanto maior o volume de fibras menor a redução.

Após a fissuração, os compósitos apresentam uma carga residual, P_{mo} , que não é observada na matriz. Quanto maior o volume de fibra, maior essa carga. Comparado com a resistência máxima da matriz, P_m , essa carga residual do compósitos é de 16,37%, 24,56% e 34,59%, para adição de 1%, 2% e 3% de fibras, respectivamente. Esse incremento da carga pós-fissuração com o aumento do volume de fibra está associado a maior resistência ao arrancamento das fibras da matriz na região tracionada, como verificado para os compósitos avaliados sob tração direta no capítulo 3.

Apesar da redução na carga de fissuração e na carga de pico, verifica-se que os compósitos mantém uma carga pós-fissuração: enquanto a matriz rompe a 0,082 mm, os compósitos com fibras apresentam deflexão ultima superior a 3 mm. Esse comportamento caracteriza um ganho de tenacidade e a garantia de um material mais

seguro ao usuário, visto que a ruptura deixa de ser frágil.

b) Resistência e tenacidade

A partir das cargas apresentadas na tabela 5.1 é possível calcular os momentos respectivos e, utilizando a equação (5.1), as tensões nos compósitos. A tabela 5.2 apresenta a tensão de primeira fissura e o módulo de ruptura calculado para as vigas estudadas. O módulo de ruptura das vigas é calculado com a carga de pico obtida logo após a fissuração, que representa a carga máxima resistida.

V_{f}	$\sigma_{\rm cr}~{\rm (CV)}$	$\sigma_{\rm b}{\rm (CV)}$	Índices de Tenacidade (CV)					
			I_5	I ₁₀	I ₂₀	I ₃₀	FT	T _{JCL}
(%)	MPa (%)	MPạ (%)	- (%)	- (%)	- (%)	- (%)	MPa (%)	KN.mm (%)
0	5,81 (8,1)	7,48 (4,4)	-	-	-	-		
1	2,88 (2,2)	3,74 (4,3)	3,97 (9,0)	6,34 (13,4)	10,01 (14,8)	12,72 (10,1)	1,21 (2,9)	8,06 (2,9)
2	3,01 (11,3)	3,76 (12,6)	3,49 (6,1)	5,65 (5,0)	9,95 (3,8)	13,88 (3,8)	1,59 (10,8)	10,61(10,8)
3	4,13 (0,5)	4,61 (0,2)	4,11(18,3)	6,33 (9,5)	10,70 (7,2)	14,32 (5,4)	1,85 (5,1)	12,37 (5,1)

Tabela 5.2. Resistência e tenacidade dos compósitos sob flexão

Os valores de resistência sofreram a mesma influência, devido a adição de fibras, que os valores de carga. Verifica-se uma redução da resistência do compósito com relação a matriz e, para os compósitos, um aumento da resistência com o aumento do volume de fibras.

Para matriz verifica-se que a tensão de pico, ou módulo de ruptura σ_b , é 28,74% maior que a resistência de primeira fissura. Para os compósitos esse aumento é de 29,86%, 24,92% e 11,62%, para adição de 1%, 2% e 3% de fibras, respectivamente. Enquanto o compósito com 1% de fibra possui relação σ_b/σ_{cr} próxima à matriz, os compósitos com 2% e 3% de fibra conseguiram aumentar a tensão de primeira fissura, tornando-a mais próxima do módulo de ruptura.

Para caracterizar a tenacidade foram calculados os índices I_5 , I_{10} , I_{20} e I_{30} , propostos pela ASTM C1018 (1992), e os valores de FT e T_{jcl} , proposto pela norma japonesa JCSE-SF4 (1983). Os valores estão apresentados na tabela 5.2. A tabela 5.3 mostra os índices adimensionais de resistência e o fator de tenacidade calculados de acordo com a norma belga NBN B15-238 (1992).

V_{f}	Índice de Resistência (CV)				Tenacidade na Flexão (CV)				
(%)	- (%)			MPa (%)					
-	P_{150}^{*}	P ₃₀₀ *	P ₄₅₀ *	P ₆₀₀	FT ₁₅₀	FT ₃₀₀	FT ₄₅₀	FT ₆₀₀	
1	0.29 (12.6)	0.35 (8.6)	0.38 (7.7)	0.40 (6.4)	1.21 (2.6)	1.51 (3.3)	1.72 (8.1)	1.93 (10.9)	
2	0.40 (10.1)	0.50 (1.2)	0.56 (0.3)	0.59 (0.3)	1.58 (10.8)	1.84 (11.6)	1.96 (11.4)	2.04 (11.4)	
3	0.24 (7.2)	0.41 (0.9)	0.53 (0.6)	0.61 (1.5)	1.84 (5.1)	2.45 (2.5)	2.76 (1.1)	2.94 (0.1)	

Tabela 5.3. Índices de tenacidade definidos pela NBN B15-238 (1992)

Para os índices I_5 e I_{10} os melhores resultados de tenacidade foram obtidos com a adição de 1% de fibras, enquanto para os índices I_{20} e I_{30} , os melhores resultados foram obtidos com a adição de 3% de fibras, conforme mostra a figura 5.15.





O índice I5 é bastante afetado pela deformação de primeira fissura que, apesar dos cuidados tomados neste trabalho, é difícil de ser avaliada com precisão. Estudos anteriores tem demonstrado inclusive que a tenacidade medida a deflexões muito baixas é insensível ao volume de fibra (KHAJURIA *et al*, 1994). Além disso, é importante salientar que I₅, I₁₀, I₂₀ e I₃₀ são índices de proporcionalidade, e que, portanto, são afetados também pela forma da curva carga-deflexão. Eles apresentam uma comparação entre a energia absorvida durante o processo de carregamento e aquela necessária para iniciar a fissuração da viga.

Para os índices propostos pela norma japonesa JCSE-SF4 (1983), FT e T_{jcl}, verifica-se

um aumento da tenacidade proporcional ao aumento da adição de fibras, culminando a maior tenacidade para uma adição de 3%, como mostra a figura 5.16.



Figura 5.16 Influência do volume de fibras sobre a tenacidade calculada de acordo com a norma JCSE-SF4 (1983)

A forma da curva carga-deflexão pode ser observado no índice adimensional de resistência P_n^* definido pela norma NBN B15-238 (1992) e calculado para as curvas experimentais, como mostra a tabela 5.3 e a figura 5.17.



Figura 5.17 Índice de resistência adimensional P_n^* para compósitos reforçados com fibras curtas de sisal

Verifica-se que, com o aumento da deformação, o índice P_n^* foi reduzindo para todos

os compósitos, indicando um amolecimento da curva carga-deflexão, que pode ser observado visualmente nas curvas 5.12 a 5.14. Em termos absolutos, o índice P_n^* é maior para mistura com 3% de fibra, para a deflexão igual a 0,5 mm, enquanto para deflexões maiores, de 0,75 mm a 2,0 mm, esse índice é maior para mistura com 2% de fibra. Avaliando a relação $\frac{P_{150}^*}{P_{600}^*}$ encontra-se valores iguais a 0,73, 0,68 e 0,39, para adição de 1%, 2% e 3% de fibras. Ou seja, a mistura com 1% de fibra apresenta menor perda de resistência ao longo da deformação, enquanto a matriz com 3% de fibra apresenta maior perda de resistência ou maior amolecimento pós-fissuração.

Observando que a carga máxima pós-fissuração para mistura com 3% de fibra é 2,11 vezes maior que a carga da mistura com 1% de adição, e que, para a deformação de 2,00 mm essas misturas apresentam cargas aproximadamente iguais, seria mais correto concluir que esse índice demonstra o quanto a adição de 3% de fibra incrementou a resistência dos compósitos imediatamente após a fissuração. Para avaliar isso, foi calculado o índice FT proposto pela norma NBN B15-238 (1992), que indica o valor absoluto da área sob a curva e dessa forma incorpora em sua definição também o aumento da resistência causado pela fibra. Assim, de acordo com esse índice, se a fibra gera um incremento na carga conseqüentemente apresentará maior tenacidade, conforme mostra a figura 5.18.



Figura 5.18 Índice de Tenacidade FT, calculado de acordo com a NBN B15-238 (1992), para compósitos reforçados com fibras curtas de sisal

Assim, pode-se dizer que o compósito com 1% de fibras apresenta um menor amolecimento pós-fissuração, ou perda relativa de resistência, enquanto o compósito com 3% de fibra apresenta maior resistência e maior capacidade de absorver energia.

5.5.3 Validação do modelo proposto

Utilizando o modelo descrito no item 5.4, proposto neste trabalho, foram obtidas numericamente as curvas carga-deflexão para os mesmos compósitos ensaiados experimentalmente. A seção foi dividida em 300 laminas e o incremento de deformação de compressão foi de 0,5 $\mu\epsilon$.

Os dados da matriz sob compressão foram obtidos da tabela 4.2, do capítulo 2, visto se tratar da mesma mistura. A resistência à tração da matriz, f_t , foi obtida a partir da tensão de fissuração experimental σ_{cr} apresentada na tabela 5.2, utilizando a relação proposta pelo CEB FIP (1991):

$$f_t = \sigma_{cr} \frac{2\left(\frac{d}{d_o}\right)^{0,7}}{1 + 2\left(\frac{d}{d_o}\right)^{0,7}}$$
(5.15)

onde *d* é a altura da viga e $d_o = 100$ mm.

As curvas analíticas, em comparação com as curvas experimentais, estão apresentadas nas figuras 5.19 a 5.21. Observa-se que o formato da curva cargadeflexão analítica aproxima-se razoavelmente bem da curva experimental, podendo ser utilizada para prescrever o comportamento dos compósitos com fibras curtas de sisal.

A partir da modelagem das vigas, verificou-se que a ruptura é atingida quando a região tracionada atinge a deformação última à tração, como pode ser visto na figura 5.22.



Figura 5.19 Curva carga-deflexão experimental e analítica para compósito reforçado com 1% de fibras curtas de sisal



Figura 5.20 Curva carga-deflexão experimental e analítica para compósito reforçado com 2% de fibras curtas de sisal



Figura 5.21 Curva carga-deflexão experimental e analítica para compósito reforçado com 3% de fibras curtas de sisal

Na figura 5.22 estão apresentados os diagramas teóricos de tensão na seção transversal de um elemento com 2% de fibras submetido a flexão, no momento em que a superfície mais tracionada atinge a ruptura. Verifica-se que, na ruptura, o diagrama tensão-deformação na compressão encontra-se ainda em regime linear.



Figura 5.22 Curvas tensão-deformação analíticas para compósito reforçado com 2% de fibras curtas de sisal sob flexão

Até a primeira fissura, a linha neutra encontrava-se a uma posição k = 0,52, ou seja a 52 mm da superfície comprimida, como mostra a figura 5.23. A partir da fissuração, a linha neutra passa a sofrer um translado na direção da superfície comprimida. Para a configuração de tensões mostrada na figura 5.22, a posição da linha neutra é aproximadamente igual a k = 0,10 (10 mm).



Figura 5.23 Posição da linha neutra ao longo da deformação de tração em vigas compósitas

Através do método computacional apresentado é possível então obter o diagrama carga-deflexão e determinar as tensões de tração e compressão na viga. Alterando os diagramas tensão-deformação teóricos utilizados pelo modelo, é possível simular o comportamento a flexão de compósitos reforçados com qualquer tipo ou arranjo de fibras. A convergência do método pode ser alterada pela modificação do número de subdivisões da seção transversal ou pela modificação do incremento de deformação ε_c . Na análise realizada no presente trabalho adotou-se 300 divisões na seção e incremento de deformação de 5 $\mu\varepsilon$.

5.6 MODO DE RUPTURA

Para compósitos com fibras curtas a ruptura é geralmente caracterizada pela abertura de uma fissura única. Isto acontece porque o comprimento da fibra é insuficiente para

transferir uma tensão superior à tensão de fissuração ao longo da fissura. No caso de compósitos com fibras de baixo módulo, a baixa aderência fibra-matriz é um fator que contribui ainda mais para má transferência de tensões.

Na figura 5.24a é apresentada a forma de ruptura típica das vigas ensaiadas neste trabalho. Essa ruptura foi caracterizada pela abertura de uma fissura única no terço central da amostra, localizada entre o extensômetro e o cutelo de aplicação da carga. A figura 5.24b ilustra a participação das fibras cruzando a fissura na parte inferior da viga.



(a)

(b)

Figura 5.24 Modo de ruptura de viga compósita reforçada com fibras curtas de sisal: (a) localização da fissura; (b) detalhe de fibras cruzando fissuras

Todas as vigas compósitas apresentaram a forma de ruptura indicada na figura 5.24, com abertura de uma única fissura, independente do volume de fibra.

5.7 CONCLUSÕES

Foram analisadas, teórico e experimentalmente, vigas compósitas de dimensões 100x100x400 mm formadas com matriz de argamassa e reforçadas com fibras curtas $(L_f = 25 \text{ mm e } V_f = 1, 2 \text{ e } 3\%)$ de sisal, submetidas a ensaio de flexão de 4 pontos.

Do programa experimental percebe-se que:

 As deflexões de primeira fissura dos materiais a base de cimento são da ordem de centésimo de milímetros. Para conseguir uma medida precisa dessas deflexões é necessário utilizar um dispositivo tipo Yoke de forma a evitar a incorporação de medidas estranhas à deflexão do corpo de prova, como movimentação de apoio, por exemplo;

- O modo de ruptura das vigas é caracterizado pela abertura de uma fissura única;
- Verifica-se que a adição de fibras reduz significativamente a carga de primeira fissura da viga P_{cr} e a tensão de primeira fissura. Para adições de 1%, 2% e 3% o valor de P_{cr} reduziu de 50,51%, 48,24% e 28,92%, respectivamente, com relação a matriz.
- Após a fissuração, os compósitos apresentam uma carga residual, P_{mo}, que não é observada na matriz. Comparado com a resistência máxima da matriz, P_m, essa carga residual do compósitos é de 16,37%, 24,56% e 34,59%, para adição de 1%, 2% e 3% de fibras, respectivamente.
- Enquanto a matriz rompe a uma deflexão de 0,082 mm os compósitos com fibras apresentam deflexão ultima superior a 3 mm, caracterizando um ganho significativo de tenacidade. Utilizando os índices de tenacidade FT, propostos pela norma japonesa JCSE-SF4 (1983) e pela norma NBN B15-238 (1992), verifica-se um aumento da tenacidade proporcional ao volume de fibras.
- Avaliando a relação $\frac{P_{150}}{P_{600}^*}$ encontra-se valores iguais a 0,73, 0,68 e 0,39, para adição de 1%, 2% e 3% de fibras. Ou seja, a mistura com 1% de fibra apresenta menor perda de resistência ao longo da deformação;
- Utilizando os índices de tenacidade propostos pela norma ASTC C1018 (1992), verifica-se que para os índices I₅ e I₁₀ os melhores resultados de tenacidade foram obtidos com a adição de 1% de fibras, enquanto para os índices I₂₀ e I₃₀, os melhores resultados foram obtidos com a adição de 3% de fibras;

A análise teórico-computacional, utilizando análise secional com diagramas tensãodeformação não-lineares, permitiu obter as seguintes conclusões:

- O modelo permitiu obter curvas teóricas carga-deflexão na flexão muito próximas daquelas obtidas experimentalmente;
- Verifica-se que o colapso da viga reforçadas com fibras curtas de sisal acontece quando a deformação de tração atinge a deformação última;
- Na ruptura, a relação tensão-deformação na região comprimida encontra-se ainda no regime elástico;
- A posição da linha neutra, quando da ruptura, situa-se a cerca de 10 mm da superfície comprimida.

Isto valida o modelo proposto a ser utilizado no dimensionamento de vigas compósitas reforçadas com fibras curtas de sisal.

Capítulo 6 DESENVOLVIMENTO E ANÁLISE DE COMPÓSITOS LAMINADOS

6.1 INTRODUÇÃO

Componentes laminares (de seção fina) para construção civil são conhecidos desde o século XVIII, quando, na Áustria, Ludwing Hatschek produziu placas de cimento e asbesto com uma máquina de prensar papel modificada (GALE, 1994). O aperfeiçoamento desse processo de fabricação, denominado Hatschek, fez com que o cimento amianto (cimento + fibras de asbesto) se tornasse o principal produto laminado utilizado na construção civil sob a forma de telhas, caixa d'água, painéis, etc. A importância desse tipo de produto pode ser avaliada pelo consumo mundial de asbesto que chegou a ser da ordem de 1,5 milhões de metros cúbicos no inicio da década de 80 (VINSON; DANIEL, 1990).

Devido ao progressivo banimento da fibra de asbesto, outras fibras alternativas têm sido testadas e novos processos de fabricação têm sido desenvolvidos para preencher essa lacuna do mercado de produtos laminares a base de cimento. As dificuldades em substituir a fibra de asbesto estão associadas às suas excelentes propriedades de resistência e à capacidade de reter finos do cimento. Além disso, o asbesto é quimicamente inerte, o que provê uma grande durabilidade quando exposto ao meio ambiente.

Muitas fibras sintéticas têm sido testadas, como fibras de PVA, polipropileno, carbono, aço ou vidro (BALAGARU; SHAH, 1992; BANTHIA *et al*, 1994; PARAMASIVAM *et al*, 1994; EL DEBS; NAAMANN, 1995), no desenvolvimento de produtos laminares. Em comparação com o cimento amianto, esses produtos livres de asbesto têm apresentado menor resistência à tração e flexão e maior alongamento de ruptura (GALE, 1994). Isso porque, além do asbesto, nenhuma das fibras consegue obter simultaneamente boas propriedades de aderência fibra-matriz e de estabilidade química.

Além das fibras manufaturadas, as fibras naturais têm sido utilizadas como alternativa ao asbesto em produtos laminares. Destaca-se a utilização da fibra de celulose, que inicialmente foi utilizada como um aditivo na produção do cimento amianto, e posteriormente demonstrou ser um substituto, como reforço, tão bom quanto algumas fibras manufaturadas (SOROUSHIAN *et al*, 1994). Atualmente, há ao redor do mundo um renascimento na produção dos compósitos de cimento reforçados com derivados da madeira, notadamente na Austrália, Ásia e América do Norte, com ampliação da indústria destes produtos e aumento na diversidade de aplicações dos mesmos (EVANS, 2002). As denominadas fibras de celulose são na verdade subprodutos da indústria da madeira e podem ser usadas sob a forma de lã ("wood-wool"), de lascas de madeira ("wood-chips"), ou de polpa de celulose ("wood-pulp"), gerando laminados com diferentes propriedades.

Além dos produtos desenvolvidos com as fibras de celulose retiradas de toras de madeira, placas planas e corrugadas também têm sido fabricadas utilizando como reforço malha de bambo (MANSUR; AZIZ, 1983), fibras de sisal (BARADYANA, 1987; PERSSON; SKARENDAHL, 1980), polpa de sisal (COUTTS, WARDEN, 1992), fibras de coco (PARAMASIVAM *et al*, 1984) e mesmo fibras de papel reciclado (SOROUSHIAN *et al*, 1994). No Brasil, estudos têm sido desenvolvidos para a substituição de asbesto por fibras de coco (GHAVAMI; HOMBECK, 1982), polpa de bambu (RODRIGUES, 2001), polpa de celulose de fibras vegetais (SAVASTANO *et al*; 2000), polpa de sisal (PADILHA *et al*, 2001) e fibras de sisal (CEPED, 1984; TOLEDO FILHO *et al*, 2003) na fabricação de produtos laminares de até 20 mm de espessura.

Nenhum dos compósitos laminares produzidos com fibras manufaturadas ou vegetais conseguiu as excelentes propriedades que podem ser alcançadas pela incorporação de fibras de asbesto à matriz de cimento. Os estudos realizados nas últimas décadas têm demonstrado que o asbesto não poderá ser substituído por outro tipo de fibra sem sacrificar algumas de suas propriedades. Segundo Balaguru e Shah (1992) "o asbesto não poderá ser substituído por uma única fibra para todos os tipos de aplicações". O objetivo passa a ser, portanto, desenvolver produtos que atendam as demandas de resistência e durabilidade para aplicações específicas.

Nesse trabalho foram desenvolvidas placas de cimento laminadas reforçadas com fibras longas de sisal. Além de possuir excelente resistência a tração, o aumento do comprimento de ancoragem da fibra conseguiu suprir a deficiência causada pela baixa aderência fibra de sisal-matriz, permitindo o crescimento da resistência após a fissuração da matriz e o desenvolvimento de múltipla fissuração sob tração ou flexão.

6.2 MATERIAIS E MÉTODOS

6.2.1 Processo de produção

O processo mais conhecido para a fabricação de placas de cimento é o processo Hatschek, utilizado na produção do cimento amianto. Ele é empregado quando se utilizam microfibras e tem sido estendido a compósitos reforçados com polpas celulósicas, como polpa de sisal (COUTTS, WARDEN, 1992), bambu (RODRIGUES, 2000) e outras polpas vegetais (SAVASTANO, 2000). Nesse processo, as fibras estão dispersas na matriz gerando um reforço aleatório, caracterizando o que chamamos de produtos laminares.

Para a produção de placas de concreto reforçadas com malhas de fibras de sisal ou fibras isoladas, Persson e Skarendahl (1980) classificam os métodos de produção em três níveis, a depender do desenvolvimento tecnológico empregado: nível manual; escala semi-industrial e mecanizado. No processo semi-industrial a matriz é produzida em betoneira simples e lançada sobre um molde plano ou corrugado, onde já se encontra o reforço. A mistura é então compactada sobre uma mesa de vibração. Antes de ser colocada para curar a superfície sofre um acabamento final. Esse processo gera produtos laminados, com camadas de propriedades bem definidas, seja na geometria seja no tipo de material.

O processo semi-industrial, com a utilização de fibras longas e curtas, foi utilizado para a produção dos laminados deste trabalho, cujas etapas estão descritas a seguir:

 a) Lançamento de uma camada de argamassa com 5 mm de espessura, reforçada com 0,5% de fibras curtas, na parte inferior do molde (Figura 6.1a). Essa camada foi vibrada durante aproximadamente 1 minuto, após o qual a espessura foi verificada com paquímetro (Figura 6.1b).



Figura 6.1 Lançamento da argamassa no molde metálico (a) e verificação da espessura da camada (b).

- b) Um rolo plástico era passado para uniformizar a espessura da camada, e, caso a espessura estivesse foram dos limites especificados, mais argamassa era colocada ou retirada do molde;
- c) Uma camada de fibras longas era adicionada, sendo distribuída manualmente (Figura 6.2a). Novamente era passado um rolo para que a fibra imergisse na argamassa (Figura 6.2b).







Figura 6.2 Lançamento das fibras: (a) colocação manual de fibras alinhadas; (b) imersão de fibras com rolo plástico

- d) Nova camada de argamassa era colocada e vibrada. A vibração era feita de forma externa, com o molde apoiado sobre uma mesa vibratória (Figura 6.3a).
- e) Os passos a) e d) eram repetidos até que todas as camadas tivessem sido lançadas.

Os laminados foram produzidos em um molde metálico com dimensões internas de 400 x 400. O fundo do molde era furado de forma a permitir a saída de água durante a moldagem e vibração (Figura 6.3b). Para evitar a perda de finos do cimento, o fundo era forrado com um geotêxtil e um filtro de papel. Na figura 6.1a nota-se o filtro de papel sobre o qual era lançado o material.

Após o lancamento da última camada de argamassa, os corpos de prova eram retirados e levados sobre uma placa de madeira até a prensa para serem submetidos a pressão. Para garantir uma distribuição homogênea de tensão sobre todo o laminado, a amostra era prensada entre duas placas de aço de 30 mm de espessura cada (Figura 6.4).



(a)

(b)

Figura 6.3 Detalhes do molde: (a) molde sobre mesa vibratória; (b) furos no fundo do molde



Figura 6.4 Prensagem do corpo de prova (placa compósita): (a) vista superior; (b) detalhe das placas de aço e corpo de prova

A pressão de moldagem foi de 2 MPa, aplicada duas vezes em um período de 30 minutos. O carregamento foi aplicado de forma a carga máxima ser atingida após 5 minutos. Mantinha-se a carga constante durante 5 minutos, e descarregava-se em 5 minutos. A relação carga-tempo está apresentada graficamente na figura 6.5a.

A relação entre a carga aplicada e o deslocamento do atuador está apresentada na figura 6.5b. Observa-se que, após o primeiro e segundo ciclos de prensagem, há uma deformação permanente na placa, de cerca de 2 a 3 mm, resultante da expulsão de água e ar incorporado e da deformação transversal da placa. Na foto da figura 6.6 é possível observar a expulsão de água durante a prensagem.



Figura 6.5 Processo de prensagem da placa laminada: a) relação carga-tempo; b) relação carga-deslocamento.



Figura 6.6 Expulsão de água durante o processo de prensagem do laminado

Após a prensagem, os laminados eram mantidos sobre a placa de aço, e cobertos com pano úmido, durante 24 horas, após as quais eram imersos em tanque de cura coberto, com temperatura de 25° C, por 28 dias.

6.2.2 Materiais

Na produção dos laminados foram utilizados os mesmos materiais utilizados no estudo do comportamento a compressão, apresentados no capítulo 4. Foi utilizada matriz de argamassa no traço 1 : 1 : 0,3, em massa, e 0,5% de superplastificante a base de neftaleno. Devido à expulsão de água durante o processo de moldagem, vibração e prensagem o fator água-cimento final da mistura fica abaixo de 0,3, não sendo, no entanto, avaliado quantitativamente neste trabalho.

Foram utilizadas fibras de sisal fornecidas pela Associação dos Pequenos Agricultores do Município de Valente (APAEB), produzidas no município de Valente, Bahia, com comprimento de 400 mm. Antes de serem incorporadas a matriz, as fibras foram lavadas em água morna, para retirar graxas e resinas naturais da sua superfície, e "penteadas" para separá-las em unidades individuais, como mostra a figura 6.7.



Figura 6.7 Separação das fibras

Foi avaliada nesse capítulo a influência do volume de fibras, do número de camadas de fibras longas e da orientação dessas camadas sobre o comportamento do laminado na flexão e na tração, como pode ser observado no programa experimental apresentado na tabela 6.1. O reforço foi constituído de 0,5% de fibras curtas dispersas na matriz e 3% de fibras longas (P3C2, P3C3 e P3C21) ou 6% de fibras longas (P6C2 e P6C3). Foram moldadas placas com duas camadas de fibras longas e alinhadas (P3C2 e P6C2), com três camadas alinhadas (P3C3 e P6C3) e com duas camadas alinhadas e uma ortogonal (P3C21). Placas sem fibra longa (PSF) e sem pressão (P3C21SP) foram também moldadas para servir como referência.

Apesar do controle da espessura durante a moldagem, alguns laminados apresentaram-se mais espessos, notadamente aqueles com três camadas, o que alterou o volume de fibras dosado inicialmente. Dessa forma, o volume de fibras teórico (V_f^T) foi determinado para cada laminado após a medição das suas espessuras finais, utilizando a equação apresentada por Naaman (2000), a saber:

$$V_{f}^{T} = \frac{NW_{f}}{e\gamma_{f}}$$
(6.1)

onde *N* é o número de camadas; W_f o peso unitário de cada camada (peso por unidade de área); *e* é a espessura do elemento e γ_f é a densidade do material do reforço, adotada como 0,95 g/cm³.

Placa	Espessura	V_{f}	V_f^T	Número	Orientação	Tipo de Ensaio*		
	(mm)	(%)	(%)	de camadas	(graus)			
PSF	11,47 (3,9)	0,00	0,00	0		F3, F4, T		
P3C2	13,64 (4,6)	3,00	2,90 (4,6)	2	0	F3, F4, T		
P3C3	14,26 (6,2)	3,00	2,78 (6,2)	3	0	F3, F4, T		
P3C21	13,65 (0,4)	3,00	2,89 (0,4)	2	0	F3, F4, T		
F 302 I				1	90			
P3C21SP**	14,77 (1,5)	3,00	2,67 (1,5)	2	0	F3		
				1	90			
P6C2	14.63 (1,9)	6,00	5,40 (1,9)	2	0	F4, T		
P6C3	17,84 (3,3)	6,00	4,43 (3,4)	3	0	F4, T		
* E4 Elavão	Looptoo: C2 - Clové	ia 2 nantaa: T	Tração	**Maldada aam n				

Tabela 6.1 Programa experimental dos laminados

* F4 – Flexão 4 pontos; F3 – Flexão 3 pontos; T – Tração ** Moldada sem pressão

Verifica-se na tabela 6.1 que, para compósitos projetados com 3% de volume de fibra, P3C2, P3C3 e P3C21, a variação na espessura não foi tão significante e o volume teórico de fibras foi 3,33%, 7,33% e 3,67%, respectivamente, menor que o projetado. Para compósitos projetados com 6% de volume de fibras, P6C2 e P6C3, essa redução foi de 10,00% e 26,16%, respectivamente, indicando que o maior volume de fibras dificultou ainda mais o controle de produção do laminado.

6.2.3 Métodos de ensaio

Para avaliação mecânica dos laminados foram utilizados ensaio de tração direta, discutidos em detalhes no capítulo 3, ensaio de flexão em 4 pontos e ensaio de flexão em 3 pontos.

Ao final da moldagem as placas laminadas apresentavam dimensões de 420 mm x 420 mm, sendo posteriormente cortadas com serra adiamantada nos tamanhos de corpos de prova necessários para cada ensaio.

a) Tração direta

Para realização do ensaio de tração os laminados foram cortados em placas com largura de 50 mm e comprimento de 200 mm ou 400 mm. O ensaio foi realizado com controle de deslocamento do travessão da máquina de ensaio, a uma taxa de 0,1

mm/min. Para medição das deformações foi utilizado, em um primeiro momento, um "clip gage" MTS localizado no centro da amostra, como mostra a figura 6.8a. Como o "clip gage" utilizado não possuía precisão suficiente para medir os deslocamentos e essas medidas foram desprezadas. A vantagem da utilização do "clip gage" é a sua reutilização para todos os ensaios. Verificado o problema, o "clip gage" foi substituído por um "strain gage" da Kyowa com 70 mm, colados no centro da amostra, como mostra a figura 6.8b. Essas medidas foram bastante satisfatórias. A partir da relação entre o deslocamento do travessão e a deformação medida pelo "strain gage" foi possível estimar as deformações das amostras ensaiadas anteriormente com o "clip gage". As medidas pós-fissuração foram obtidas pela correção do deslocamento do travessão da máquina, como descrito no item 3.4.1, do capítulo 3.



(a)



(b)

Figura 6.8 Configuração do ensaio de tração direta: (a) amostra de 200 mm com clip gage; (b) amostra de 400 mm com strain gage.

b) Flexão em quatro pontos

Usualmente, a resistência dos compósitos a flexão é avaliada pelo ensaio de 4 pontos, em placas com relação largura-vão livre igual a 3. Esse tipo de ensaio é padronizado pelas normas ASTM C947 (ASTM, 1999) "Standard test method for flexural properties of thin-section glass-fibre-reinforced concrete", ASTM C459 (ASTM, 1997) "Standard test methods for asbestos-cement flat products" e pelo RILEM TECHNICAL COMMITTEE 49 TFR (1984). As placas desse ensaio são classificadas como espessas, devido às relações geométricas entre espessura e largura. Em termos de análise estrutural isso significa que a placa passa a sofrer influência mais significativa das tensões cisalhantes, que pode interferir nas tensões axiais de flexão avaliadas. Para determinação da resistência à flexão dos compósitos laminados, foram realizados ensaios de 4 pontos, em placas com dimensões 400 x 100 x 15 mm, com vão interno de 300 mm e carga a 100 mm dos apoios, conforme mostra a figura 6.9. As medidas de deflexão foram realizadas no meio do vão através de um extensômetro apoiado sobre a máquina de ensaio.



Figura 6.9 Configuração do ensaio de flexão em 4 pontos

c) flexão em três pontos

A configuração desse ensaio está baseada nas indicações da norma NBR 5641 (ABNT, 1977) "Chapas estruturais de cimento amianto – determinação da resistência à flexão", e seu objetivo é avaliar o comportamento de uma placa de fibro-cimento esbelta sob um carregamento que simule uma carga de serviço.

Foram realizados ensaios de flexão em três pontos em placas retangulares 420 mm x 400 mm (caracterizando-se como placas esbeltas, cuja menor dimensão lateral é vinte vezes maior que sua espessura), com vão de 400 mm e carregamento linearmente distribuído no meio do vão, como mostra a figura 6.10a. Para medição das deflexões, a placa foi dividida em quatro partes, sendo colocado 5 flexímetros (relógios comparadores) como mostra a figura 6.10b. Os sinais obtidos pelos flexímetros eram condicionados e adquiridos automaticamente por um sistema de aquisição de sinais da Lynx.





A carga era transmitida para a placa através de um travessão de madeira de dimensões 50 mm x 30 mm (figura 6.11a). A extremidade do travessão em contato com a placa era arredondada e coberta com um filme de borracha de silicone de aproximadamente 2 mm. Os apoios da placa eram constituídos de barras de aço redondas, um fixa e outra móvel, como mostra a figura 6.11b.



Figura 6.11 Ensaio de flexão em três pontos: (a) distribuição do carregamento; (b) apoio móvel da placa

6.3 TRAÇÃO DIRETA DE LAMINADOS

Nessa investigação foram avaliadas, além do volume de fibra, a influência do

comprimento do corpo de prova e da quantidade de camadas.

6.3.1 Apresentação dos resultados

Curvas típicas força-deformação estão apresentadas nas figuras 6.12 a 6.17, para laminados de dimensões 50 mm x 200 mm submetidos ao ensaio de tração direta. Estão apresentados também os valores tensão, calculados a partir da equação:

$$\sigma = \frac{F}{be}$$
(6.2)

onde *F* é a força. *b* e e representam a largura e a espessura da placa, respectivamente. Os valores de tensão de pico, σ_{pico} , e de tensão máxima pós-pico, σ_{bt} , calculados com a equação (6.2), conjuntamente com as deformações de pico, ε_{pico} , estão apresentados na tabela 6.2.

Placa V_{f}^{T} (CV) F_{pico} (CV) $\sigma_{\it pico}$ (CV) ε_{pico} (CV) σ_{bt} (CV) % (%) KN (%) MPa (%) με (%) MPa (%) 3,47 (6,5) 99,44 (9,6) 0,00 PSF 0,00 2,35 (4,6) 2,60 (3,8) P3C2 2,90 (4,6) 3,50 (3,9) 91,40 (2,4) 2,58 (8,0) 157,50 (4,8) 3,52 (6,2) 4,00 (6,1) P3C3 2,78 (6,2) 3,05 (11,5) P3C21 1,93 (0,4)* 2,49 (5,9) 3,74 (9,0) 108,27 (9,8) 2,30 (11,4) P6C2 5,40 (1,9) 3,39 (6,6) 5,02 (4,9) 166,67 (15,8) 4,94 (10,5) P6C3 4,43 (3,4) 4,10 (2,4) 4,43 (2,5) 330,0 (7,3) 3,88 (13,0) * Na direção longitudinal

Tabela 6.2 Resultados do ensaio de tração direta em laminados



Figura 6.12 Curva típica tensão-deformação na tração para placa PSF (matriz)



Figura 6.13 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P3C2


Figura 6.14 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P3C3



Figura 6.15 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P3C21



Figura 6.16 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P6C2



Figura 6.17 Curva típica tensão-deformação na tração para placa P6C3

6.3.2 Discussão dos resultados

a) Influência do volume de fibras

O volume de fibras analisado aqui é aquele na direção do carregamento, conforme mostrado na tabela 6.2. Verifica-se um incremento na tensão máxima resistida pelo laminado com o aumento do volume de fibras, conforme mostra a figura 6.18. Calculando o volume crítico de fibras, dado pela equação (3.1), capítulo 3, encontra-se

um valor de cerca de 1,00%, para compósitos reforçados com fibras longas de sisal. Isso explica porque, para todos os laminados analisados, a tensão máxima foi maior que a da matriz.



Figura 6.18 Influência do volume de fibras na resistência à tração

Com relação ao comportamento pós-pico, verifica-se que, para os laminados analisados, somente aqueles com volume de fibra maior igual a 4,43%, P6C2 e P6C3, apresentaram múltipla fissuração. Os laminados P2C2, P2C3 e P2C21 apresentaram queda brusca após o pico, com um pequeno incremento de tensão antes da perda gradual de resistência. Na figura 6.19 é apresentada uma comparação entre o comportamento de compósitos com diferentes volumes de fibras, mas mesma quantidade de camadas. Observa-se uma diferença significativa entre o comportamento tensão-deformação de ambos, com aumento da resistência, da deformação de pico e última e o surgimento de múltiplas fissuras para o laminado com maior volume de fibras.



Figura 6.19 Influência do volume de fibras no comportamento tensão-deformação na tração

b) Influência do número de orientação de camadas

O laminado P3C3, apesar de apresentar um volume de fibras 4,14% menor que o laminado P3C2, apresentou tensão máxima 14,28% maior. Aumento na deformação de pico foi também verificado, conforme mostra a figura 6.20.



Figura 6.20 Influência do número de camadas no comportamento tensão-deformação na tração de laminados

Para laminados com múltipla fissuração, percebe-se que duas camadas (P6C2) permitem o desenvolvimento de maior quantidade de fissuras que laminado com três camadas (P6C3), como mostra a figura 6.21. Novamente é observado que a deformação de pico é maior para laminados com mais camadas.





Comparando os laminados com três camadas, mas com orientação diferente, verificase que ao alinharmos uma camada na direção ortogonal perde-se reforço na direção do carregamento o que diminui a tensão máxima atingida. A tensão do laminado P3C21 foi 6,50% menor que aquela obtida pelo compósito P3C3.

c) Influência do tamanho do corpo de prova

Para verificar a influência do comprimento do corpo de prova, e conseqüentemente, do tamanho da fibra longa, os laminados P6C2 foram ensaiados com comprimento de 200 mm e 400 mm. Curvas típicas tensão-deformação estão apresentadas na figura 6.22.

Observa-se na figura 6.22 que o maior comprimento de fibra permitiu uma maior ancoragem e maior fissuração do laminado. Isso porque, para os laminados com 200 mm, nas fissuras próximas à extremidade do corpo de prova, as fibras começam a ser arrancadas da matriz e há uma perda gradual de resistência. Para os laminados com

400 mm, esse arrancamento só acontece a uma deformação muito maior que a de pico, caracterizando um comportamento pseudoplástico bem definido.



Figura 6.22 Influência do comprimento do corpo de prova no comportamento dos laminados sob tração

6.3.3 Ruptura dos laminados sob tração

Os laminados sob tração tiveram sua fissuração influenciada pelo volume de fibras, quantidade de camadas e tamanho do corpo de prova, como visto nas curvas tensãodeformação apresentadas anteriormente.

Enquanto alguns laminados apresentaram abertura de uma única fissura, o laminado P6C2 chegou a apresentar o surgimento de 18 fissuras. A figura 6.23 apresenta a forma de ruptura dos dois tipos de laminados. No primeiro tipo, figura 6.23a, à medida que a deformação aumentava as fibras eram arrancadas e/ou apresentavam ruptura. No laminado com múltipla fissuração, figura 6.23b, no estágio mais avançado de fissuração, as fibras que cruzavam as fissuras mais próximas da extremidade do corpo de prova eram arrancadas da matriz, devido ao pequeno comprimento de ancoragem: observa-se que a fissura próxima à garra superior apresenta abertura maior que as demais.

Além do arrancamento ou quebra das fibras, uma outra forma de ruptura observada após a fissuração do laminado foi a delaminação na região da garra, conforme mostra a figura 6.24.

Esse tipo de ruptura é passível de ocorrer também quando há concentração de tensões devido à má colagem das garras, que podem ficar desalinhadas.

O tamanho do corpo de prova influenciou a forma de fissuração pela quantidade de fissuras desenvolvidas, sendo que a forma de ruptura dos laminados apresentou-se semelhante, como mostra a figura 6.25, que apresenta o mesmo laminado da figura 6.23b.



Figura 6.23 Fissuração de laminados: (a) abertura de fissura única; (b) múltipla fissuração



Figura 6.24 Delaminação do corpo de prova no momento da ruptura



Figura 6.25 Fissuração de laminado P6C2 em corpo prova de 200 mm

6.4 FLEXÃO DE PLACAS LAMINADAS ESPESSAS

O comportamento a flexão das placas laminadas espessas foi avaliado através do ensaio de flexão em quatro pontos. O objetivo do ensaio é avaliar a resistência a flexão, antes e depois da fissuração, e calcular a absorção de energia na flexão através da avaliação da área sobre a curva força-deflexão ou da curva tensão-deflexão.

6.4.1 Apresentação dos resultados

Curvas típicas força-deflexão estão apresentadas nas figuras 6.26 a 6.31, para laminados de dimensões 100 mm x 400 mm submetidos ao ensaio de flexão em 4 pontos. Estão apresentados também os valores de tensão equivalente na flexão (σ), calculados pela equação:

$$\sigma = \frac{6M}{be^2} \tag{6.3}$$

onde *M* é o momento fletor; *b* e *e* representam a largura e a espessura da placa, respectivamente. Os valores de tensão de pico, σ_{pico} , e tensão máxima pós-pico, σ_b , calculados com a equação (6.3), conjuntamente com suas respectivas deflexões, estão apresentados na tabela 6.3.

Placa	V_f^T	Espessura	$\sigma_{\it pico}$ (CV)	$\delta_{\it pico}$ (CV)	$\sigma_{\rm b}{\rm (CV)}$	δ_{b} (CV)
_	(%)	(mm)	MPa (%)	mṃ (%)	MPa (%)	mṃ (%)
PSF	0,00	11,47 (3,9)	13,20 (6,2)	0,474 (7,8)	-	
P3C2	2,90 (4,6)	13,64 (4,6)	11,76 (5,6)	0,412 (10,6)	9,29 (4,1)	3,423 (19,7)
P3C3	2,78 (6,2)	14,26 (6,2)	11,66 (4,3)	0,423 (12,0)	7,92 (14,0)	4,391 (17,5)
P3C21	1,93 (0,4)*	13,65 (0,4)	10,62 (1,3)	0,384 (9,3)	7,76 (2,7)	2,930 (8,6)
P6C2	5,40 (1,9)	14.63 (1,9)	10,47 (5,4)	0,369 (12,6)	15,30 (0,6)	16,339 (17,5)
P6C3	4,43 (3,4)	17,84 (3,3)	11,74 (2,7)	0,387(7,3)	12,89 (11,4)	7,809 (10,1)

Tabela 6.3 Resultados do ensaio de flexão em 4 pontos em laminados

* Na direção longitudinal



Figura 6.26 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa PSF (matriz)



Figura 6.27 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P3C2



Figura 6.28 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P3C3



Figura 6.29 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P3C21



Figura 6.30 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P6C2



Figura 6.31 Curva típica tensão-deflexão para placa espessa P6C3

6.4.2 Discussão dos resultados

a) Influência do volume de fibras

A adição de fibras reduz a tensão de pico para todos os laminados, independente da forma do reforço. Para volume de fibra igual a 5,4%, placa P6C2, essa redução chegou a 29,68%. Após a fissuração, o aumento da tensão é proporcional ao teor de fibra. Para placa P6C2, o aumento foi de 15,91%, com relação à resistência da matriz.

A variação da tensão com o volume de fibra pode ser observada no gráfico da figura 6.32.



Figura 6.32 Tensão versus volume de fibra

Avaliando as linhas de tendência para cada curva (linhas tracejadas na figura 6.32) pode-se subtender que a tensão pós-pico nos laminados será maior que a de pico para volumes de fibra maiores que cerca de 4%, que pode ser definido como volume de fibras crítico para flexão das placas laminadas.

Além da influência sobre a tensão, percebe-se que o maior volume de fibra incrementa o número de fissuras e as deflexões correspondentes à carga máxima e à ruptura do laminado, como pode ser observado na figura 6.33, que compara placas com duas camadas de reforço, mas com diferentes volumes de fibras. Maior deformação última e maior carga conduzem a um laminado mais tenaz, resistente e com maior diversidade de aplicação.

A influência da fibra no comportamento pós-pico dos laminados pode melhor ser avaliada pela análise da tenacidade, ou capacidade de absorção de energia, das placas. Para placas finas, a norma RILEM (RILEM, 1984) sugere que a absorção de energia na flexão deve ser avaliada pela área do diagrama carga-deslocamento, obtido com o ensaio de 4 pontos. Alguns autores sugerem, como medida de tenacidade, dividir a área encontrada sob a curva pelas dimensões da seção transversal do espécime, de forma a possibilitar a comparação entre espécimes com dimensões diferentes. Nesse trabalho, foi utilizada a área do diagrama tensãodeflexão como forma de medir a tenacidade, que, de certa forma, incorpora as sugestões indicadas.



Figura 6.33 Influência do volume de fibra no comportamento tensão-deflexão dos laminados sob flexão

Na figura 6.34 estão apresentados os valores de tenacidade (N/mm) medidos em vários pontos de deflexão: no pico, a 1 mm, 2 mm, 3 mm, 5 mm, 10 mm e 15 mm.



Figura 6.34 Influência do número de camadas e volume de fibra sobre a tenacidade dos laminados

O objetivo de avaliar os vários pontos foi caracterizar como se comportam os laminados à medida que o mesmo vai de deformando. Para todos os pontos medidos as placas com 6% de fibra (P6C2 e P6C3) mostraram-se mais tenazes que as placas com 3% de fibra (P3C2 e P3C3).

b) Influência do número e orientação de camadas

Com relação à influência da quantidade de camadas, uma observação importante dever ser feita concernente à variação que o aumento do número de camadas causou no volume de fibras da placa. Devido à maior dificuldade de moldagem, as camadas de argamassa ficaram mais espessas que o previsto inicialmente, de forma que a relação entre a quantidade de fibra e a quantidade de matriz diminui, reduzindo a eficiência do reforço.

Para laminados com aproximadamente 3% de fibras, o reforço em duas camadas, placa P3C2, conduziu a tensão de pico e tensão no pós-pico, σ_b , ligeiramente maiores, 0,86% e 17,39%, respectivamente, que os laminados com reforço em três camadas, placa P3C3. Para laminados com aproximadamente 6% de fibras, o reforço em duas camadas, placa P6C2, conduziu a uma menor tensão de pico, 10,82%, e a uma maior tensão pós-pico, 18,69%, que o reforço em três camadas de fibra, placa P6C3. A figura 6.35 mostra a diferença entre curvas tensão-deflexão para laminados com número diferente de camadas.



Figura 6.35 Influência do número de camadas de fibra no comportamento tensãodeflexão de laminados sob flexão

Considerando-se que a influência da fibra é mais acentuada no pós-pico, podemos concluir que o reforço em duas camadas conduz melhores resultados de resistência. Esse fato pode ser explicado pela distribuição de maior quantidade de fibras na região tracionada, visto que no laminado com três camadas parte da fibra é deslocada da região de maior tensão, próximo ao bordo inferior, para o centro da seção transversal da placa. Essa região, até a fissuração e pouco depois dela, apresenta baixos níveis de deformação e tensão axial, visto está localizada na linha neutra da seção transversal.

A presença de maior quantidade de fibras próximo ao bordo, para a placa P6C2, permitiu o desenvolvimento de múltiplas fissuras no laminado, de forma que a deflexão, δ_b , correspondente à máxima carga pós-pico, σ_b , foi 44 vezes maior que a deflexão de pico. Para a placa P6C3 essa relação foi de cerca de 20 vezes.

Esse aumento na deflexão δ_b fez com que a tenacidade medida a uma deflexão de 10 mm apresentasse maior valor para as placas com três camadas, enquanto que para a tenacidade medida a uma deflexão de 15 mm a placa com 2 camadas apresentou maior valor, como pode ser avaliado na figura 6.34.

A orientação das camadas foi avaliada comparando-se a placa P3C21 com a placa P3C3. Verifica-se que, apesar da placa P3C21 apresentar uma camada ortogonal aos esforços axiais, que, dessa forma, não contribuía para a resistência do laminado, ela apresentou uma tensão pós-pico apenas 2,02% menor que a da placa P3C3, que apresentava todas as camadas na direção dos esforços axiais solicitantes. Isso reforça a tese de que a camada localizada no centro da seção transversal pouco contribui para a resistência dos laminados submetidos a esse de solicitação, qual seja, em estrutura bi-apoiada. Quanto a deflexão, observa-se na figura 6.36 que a placa com três camadas alinhadas apresentou uma deformação, δ_b , 1,5 vezes maior que aquela obtida pela placa com uma camada ortogonal, o que conduz a uma maior tenacidade, como poder ser visto na figura 6.37.



Figura 6.36 Influência da orientação das camadas de fibra no comportamento tensão-deflexão de laminados sob flexão



Figura 6.37 Influência da orientação das camadas de fibra na tenacidade de laminados sob flexão

c) Comparação com resultados de tração direta

O comportamento dos laminados sob flexão está diretamente ligado ao

comportamento sob tração direta, visto que a ruptura acontece por fissuração na região tracionada. Nas figuras 6.38 a 6.41 são apresentadas conjuntamente as curvas tensão-deslocamento, para compósitos submetidos a flexão, e tensão-deformação, para compósitos submetidos a tração direta.



Figura 6.38 Curva tensão-deformação na tração e tensão-deslocamento na flexão para compósito P3C2



Figura 6.39 Curva tensão-deformação na tração e tensão-deslocamento na flexão para compósito P3C3



Figura 6.40 Curva tensão-deformação na tração e tensão-deslocamento na flexão para compósito P6C2



Figura 6.41 Curva tensão-deformação na tração e tensão-deslocamento na flexão para compósito P6C3

Verifica-se que quando o compósito apresenta queda de tensão após a fissuração na tração, sem abertura de uma nova fissura, tal comportamento se repete na flexão. É o caso dos compósitos P3C2 e P3C3, mostrados nas figuras 6.38 e 6.39. Para os

compósitos que apresentam múltipla fissuração na tração direta, o mesmo comportamento é verificado na flexão, como mostram as figura 6.40 e 6.41, para os compósitos P6C2 e P6C3, respectivamente.

A relação entre a tensão de pico na flexão e na tração foi igual a 3,80 para a matriz. Para os compósitos essa relação variou de 2,09 a 3,36. Após a fissuração, a relação entre a tensão máxima na flexão e máxima na tração para os compósitos variou de 2,25 a 3,38.

d) Comparação com resultados da literatura

Na figura 6.42 é apresentada uma comparação da curva tensão-deflexão na flexão da placa P6C3, produzida neste trabalho, com curvas para placas finas reforçadas com fibras de polipropileno, vidro, aço e asbesto, apresentadas por Naaman *et al* (1984), e citadas por Balagaru e Shah (1992).



Figura 6.42 Comparação entre o comportamento tensão-deflexão de placas reforçadas com fibras de asbesto, vidro e polipropileno (NAAMAN *et al*, 1984) e com 5,4% de fibras de sisal

Verificam-se valores de tensão máxima de 15,30 MPa, 17,5 MPa, 17,8 MPa, 22,5 MPa e 29,80 MPa, para compósitos reforçados com fibras de sisal, polipropileno, aço, vidro

e asbesto. Em nível de tensão, a placa com fibra de sisal compara-se bem com a placa com fibras de polipropileno, ainda que apresente maior volume de fibras. É importante ressaltar que os compósitos apresentados na figura 6.42 não foram produzidos necessariamente da mesma forma.

Fibras de sisal, assim como de polipropileno, provem melhor ductilidade que as outras fibras. Devido ao baixo módulo de elasticidade, quando comparado ao da matriz de cimento, a fibra de polipropileno acaba gerando compósitos com propriedades semelhantes as dos compósitos reforçados com fibras de sisal, também de baixo módulo. Outro ponto comum entre ambas é a baixa tensão de aderência fibra-matriz.

Os compósitos com fibras de asbesto, além das excelentes propriedades desta fibra, permitem a inclusão de um grande volume de fibras. A resistência de placas planas de cimento-asbesto é determinada pela norma ASTM C 220 (ASTM, 1991), a partir do resultado do ensaio de flexão em 4 pontos, descrito pela norma ASTM C 459 (ASTM, 1997). De acordo com essas normas, as placas de cimento-asbesto com dimensões 305 x 152 mm, com vão livre de 254 mm e espessura de 12 mm, devem resistir a uma força de 2330 N, para que possam ser utilizadas em exteriores e interiores em aplicações de alta resistência, e devem resistir a uma força de 1470 N para que tenham resistência suficiente para uso geral e em construção. Aplicando a equação (6.3) à essa placa, as forças de 2330 N e 1470 N corresponderiam, respectivamente, a tensões de 27,04 MPa e 17,06 MPa.

Considerando as tensões acima, verifica-se que o laminado P6C2, com resistência máxima de 15,3 MPa, apresenta resistência apenas 10,32% menor que aquela exigida para placas de cimento-asbesto. Essa pequena redução pode ser eliminada através de um pequeno aumento no volume de fibras ou mesmo através do aumento na pressão de moldagem, tornando a placa argamassa-sisal compatível com as demais placas citadas.

6.4.3 Ruptura das placas espessas

A ruptura das placas se caracterizou pela fissuração no terço central, geralmente com desenvolvimento de uma ou mais fissuras, a depender da quantidade e tipo do reforço, como pode ser visto na figura 6.43.



Figura 6.43 Fissuração de laminados sob flexão em 4 pontos: (a) P3C2; (b) P3C3; (c) P6C3; (d) P6C2

A propagação da fissura ao longo da espessura do laminado aconteceu de dois modos característicos: abertura de uma fissura transversal única (figura 6.44a) em compósitos com três camadas de fibra, ou abertura de fissuras radiais com decoesão entre fibra e matriz (figura 6.44b) para compósitos com duas camadas de fibra.



Figura 6.44 Forma de fissuração transversal de laminados sob flexão em 4 pontos: (a) reforço em 3 camadas; (b) reforço em 2 camadas

Todos os ensaios foram interrompidos antes da ruptura total da placa, visto que a mesma apresentava, apesar da pequena resistência, grandes deflexões. Na figura 6.45, observa-se a magnitude da deflexão desenvolvida pela placa laminada antes ruptura. Note-se que a instrumentação do ensaio foi retirada para evitar danos ao equipamento.



Figura 6.45 Ruptura de laminados sob flexão em 4 pontos

6.5 FLEXÃO DE PLACAS LAMINADAS ESBELTAS

O objetivo desta análise é avaliar o comportamento de uma placa de fibro-cimento esbelta sob um carregamento que simule uma carga de serviço.

6.5.1 Apresentação dos resultados

Na tabela 6.4 são apresentados os resultados médios (duas amostras por mistura) de carga de pico e carga pós-pico, com suas respectivas deflexões, medidas no centro da placa. Como nem todas as placas apresentam a mesma espessura, para efeito de comparação direta entre as diversas misturas foi adotada uma tensão aparente, σ_p , obtida utilizando a equação elástica de tensão adotada para o cálculo de vigas biapoidas com carga concentrada no meio do vão, dada por:

$$\sigma_p = \frac{My}{I} = \frac{3P}{2e^2} \tag{6.4}$$

onde $M = \frac{PL}{4}$, $y = \frac{e}{2}$, $l = \frac{Le^3}{12}$, sendo *P* a carga total aplicada, *e* a espessura do elemento e *L* o vão livre da placa. Apesar da equação (6.4) ser desenvolvida para análise de vigas, a sua aplicação para a placa bi-apoiada apresenta resultados satisfatórios para tensões desenvolvidas no meio da placa, ou seja, para regiões distantes dos bordos livres e dos cantos da placa os quais apresentam algumas peculiaridades que invalidam a hipótese de viga.

Curvas força-deflexão, obtidas experimentalmente, e curvas tensão-deflexão são apresentadas nas figuras 6.46 a 6.50.

Placa	V_f^T	$F_{\it pico}$ (CV)	${\delta}_{_{pico}}$ (CV)	$F_{pos-pico}$ (CV)	$\sigma_p^{\it pico}$ (CV)	$\sigma_p^{\mathit{pos-pico}}$ (CV)
	(%)	kN (%)	mm (%)	kN (%)	N/mm ² (%)	N/mm ² (%)
PSF	0,00	1,04 (4,8)	0,67 (14.4)	-	11,96 (12,6)	-
P3C2	2,90 (4,6)	1,29 (4,65)	0,55 (24,3)	0,96 (4,8)	10,16 (5,5)	8,29 (3,6)
P3C3	2,78 (6,2)	1,31 (11,4)	0,70 (11,8)	1,44 (24,4)	9,64 (0,9)	10,45 (12,4)
P3C21	1,92 (0,4)*	1,29 (25,3)	0,64 (25,1)	1,08 (30,2)	10,33 (24,5)	8,70 (29,5)
P3C21SP	1,78 (1,5)*	1,37 (-)	0,50 (-)	1,10 (-)	9,15 (-)	7,38 (-)

Tabela 6.4 Resultados do ensaio de flexão em 3 pontos em placa esbelta

* Na direção longitudinal



Figura 6.46 Curva típica tensão-deflexão para placa esbelta PSF (matriz)



Figura 6.47 Curva típica força-deflexão para a placa esbelta P3C2



Figura 6.48 Curva típica força-deflexão para a placa esbelta P3C3



Figura 6.49 Curva típica força-deflexão para a placa esbelta P3C21



Figura 6.50 Curva típica força-deflexão para a placa esbelta P3C21SP

6.5.2 Discussão dos resultados

a) Influência do volume de fibras

Analisando os valores apresentados na tabela 6.4, observa-se que os compósitos laminados reforçados com fibras de sisal apresentam uma redução da tensão de pico, σ_p^{pico} , quando comparados com a matriz. Para compósitos com reforço longitudinal de cerca de 3%, a redução é da ordem de 15,05% para 2 camadas alinhadas (P3C2) e 19,40% para 3 camadas alinhadas (P3C3). Quando o reforço longitudinal é de cerca de 2% (P3C21) a redução é de 13,63%. Ou seja, a simples introdução de fibras reduziu a tensão de pico. Quanto mais fibra menor a tensão de pico.

Após a fissuração, no entanto, as fibras conseguem manter as placas coesas, aumentando a deformação última e conseguindo manter tensões residuais até maiores que a tensão de pico, conforme mostra a tabela 6.4. Para a placa P3C2 a máxima tensão pós-fissuração foi de 81,59% da tensão de pico. Para placa P3C3 foi de 108,40% e para placa P3C21 foi de 84,22%. É importante observar que, imediatamente após a fissuração, as três placas mencionadas apresentaram uma queda brusca de resistência até cerca de 7,00 MPa. Somente após essa tensão iniciou-se uma redistribuição de tensões entre fibra e matriz com posterior incremento de tensão.

b) Influência do número e orientação de camadas

Para verificação da influência do número de camadas, foram moldadas placas com reforço de 3% de fibras de sisal longas e alinhadas distribuídas em 2 camadas (P3C2) e em 3 camadas (P3C3). Observando as curvas tensão-deflexão apresentadas na figura 6.51, verifica-se que a placa com três camadas apresenta-se mais resistente antes e depois da fissuração.



Figura 6.51 Influência do número de camadas no comportamento a flexão de laminados

Com relação à orientação a placa P3C3, moldada com três camadas longitudinais (perpendicular aos bordos apoiados), foi comparada com a placa P3C21, moldada com duas camadas alinhadas e uma ortogonal. Observando a figura 6.52, nota-se uma diferença significativa na tensão de pico, sendo que, imediatamente após a fissuração a tensão residual para ambas as placas é praticamente a mesma, em torno de 7,00 MPa. Após a transferência de tensão da matriz para a fibra, há um incremento de tensão até que a placa P3C3 sofre nova fissuração, com queda de resistência, enquanto a placa P3C21 apresenta nova fissuração a uma deflexão um pouco maior. Após essa segunda fissuração da placa P3C21 há um decréscimo de tensão até a ruptura, sendo que para a placa com três camadas alinhadas, após uma múltipla fissuração a carga incrementa até atingir o seu máximo em uma deflexão dez vezes maior que a sua deflexão de pico.



Figura 6.52 Influência da orientação da camada no comportamento a flexão de laminados

É importante ressaltar que o tipo de ensaio realizado, com a placa biapoiada, favorece o desenvolvimento de tensões na direção longitudinal, e, portanto, para esse tipo de estrutura, a camada ortogonal não exerce uma função importante.

c) Influência da pressão de moldagem

A aplicação de pressão durante a moldagem de materiais a base de cimento tende a aumentar consideravelmente sua resistência, pela redução do fator água-cimento e pela redução do ar incorporado durante a mistura da massa. Analisando as placas P3C21 e P3C21SP, moldadas com pressão e sem pressão, respectivamente, verifica-se um aumento de 29,18% para tensão aparente de pico com a aplicação da pressão de moldagem de 2 MPa. Além do aumento na carga de pico, pode ser observado nas curvas tensão-deflexão, figura 6.53, que a tensão aparente para as placas com pressão mantém-se sempre superior, indicando que há uma melhoria na aderência entre a fibra e a matriz.



Figura 6.53 Influência da pressão de moldagem no comportamento a flexão de laminados

d) Medida da deflexão

Além da deflexão no meio da placa, apresentada nas figuras 6.46 a 6.50, foram realizadas medições em mais quatro pontos da placa, como mostra a figura 6.10b, com os flexímetros sendo nomeados como E1, E2, E3, E4 e E5. O objetivo era avaliar se a placa estava sofrendo alguma rotação ou empenamento durante o ensaio. Pela posição dos sensores, era esperado inicialmente que E1 e E4 mostrassem a mesma deflexão, assim como E2, E3 e E5, por sua vez, deveriam também mostrar medidas iguais. Na fase pós-fissuração, que apresenta comportamento não-elástico, as deformações são totalmente influenciadas pela forma da fissuração da placa, e os sensores não apresentam a mesma relação inicial. Nessa fase, a deflexão é mais acentuada nos pontos fissurados.

A figura 6.54 apresenta as leituras de deflexão realizadas pelos flexímetros E1, E3, E4 e E5, durante o ensaio de flexão da placa P3C3. O flexímetro E2 apresentou problemas durante o ensaio e suas leituras foram descartadas.



Figura 6.54 Deflexões em vários pontos da placa P3C3

Verifica-se que, como esperado, as deflexões no centro da placa (E1 e E4) apresentaram-se maiores que as deflexões a um quarto do vão (E3 e E5), sendo que até a primeira fissura essa diferença era da ordem de décimos de milímetros. Com a fissuração da placa essa diferença foi aumentando gradativamente até que, no momento da última leitura, a diferença era de cerca de 6 mm. Verifica-se também que, à medida que aumenta a deflexão, aumenta, ou surge, uma diferença entre as leituras dos flexímetros E1 e E4 e entre E3 e E5, indicando que a fissuração afeta de maneira assimétrica o comportamento a flexão das placas laminadas. Isso pode ser explicado pela aleatoriedade da distribuição das fissuras, como será apresentado a seguir.

6.5.3 Forma de ruptura

A fissuração das placas laminadas aconteceu primeiramente ao longo do eixo de carregamento no meio do vão, como pode ser observado nas figuras 6.55a e 6.55b. A depender do reforço, outras fissuras se desenvolveram devido à transferência de tensão ao longo da fissura principal. As configurações das fissuras nos diversos tipos de placa ensaiados estão apresentadas na figura 6.55c.



(a)

(b)



Figura. 6.55 Fissuração de placas laminadas (a)localização das primeiras fissuras; (b)fissura principal em placa; (c)fissuração típica dos vários tipos de placas

A placa P3C3 foi a que apresentou maior quantidade de fissuras, sendo também a que apresentou maior tensão enquanto fissurada. A placa sem reforço (PSF) e a placa sem pressão de moldagem (P3C21SP) apresentaram uma única fissura enquanto as demais placas apresentaram fissuração em forma de Y.

A fissuração das placas pode ser acompanhada pelo diagrama força-deflexão, visto que a cada abertura de uma nova fissura corresponde uma queda de resistência. Enquanto a curva da figura 6.48, placa P3C3, apresenta vários picos de tensão, a curva da figura 6.50, placa P3C21SP, apresenta um único pico após o qual descreve uma curvatura suave até o fim da leitura.

6.6 CONCLUSÕES

Neste capítulo foram produzidos e ensaiados experimentalmente laminados compósitos de matriz de argamassa de cimento reforçados com fibras longas de sisal. O método de produção empregado foi a moldagem sob pressão com distribuição manual de reforço ("hand-lay up"). A partir dos resultados podemos chegar às

seguintes conclusões:

- Os laminados estudados apresentaram resistência à flexão máxima da ordem de 15 MPa e resistência à tração da ordem de 5 MPa, caracterizando-se como um produto com grande potencial para aplicações estruturais e semi-estruturais;
- Para os laminados sob flexão, a adição de fibra reduz a tensão de primeira fissura visível, quando comparado com a matriz. Para volume de fibras maior ou igual a 4,43% houve incremento da tensão após a primeira fissura com o desenvolvimento de múltipla fissuração. Para todos os laminados, houve incremento na deformação última e na tenacidade sob flexão;
- Sob tração, os laminados apresentaram incremento de tensão, quando comparado com a matriz. Assim como na flexão, laminados com volume de fibra maior ou igual a 4,43% apresentaram múltipla fissuração e incremento na deformação última;
- 4. A distribuição do reforço em três camadas de fibras permitiu a melhor distribuição de fissuração e ganho de resistência para placas esbeltas sob flexão em três pontos. Para placas espessas sob flexão em quatro pontos observou-se o contrário, com o reforço em duas camadas permitindo um melhor desempenho com relação a tensão máxima e tenacidade. Para os laminados com múltipla fissuração sob tração, percebe-se que duas camadas (P6C2) de reforço permitem o desenvolvimento de maior quantidade de fissuras que laminado com três camadas (P6C3). A deformação de pico é maior para laminados com mais camadas;
- 5. Comparando com placas reforçadas com outros tipos de fibras, verifica-se que as placas com reforço de sisal apresentam comportamento a flexão semelhante ao das placas reforçadas com fibras de polipropileno. Com relação à resistência à flexão, percebe-se que os laminados reforçados com 5,4% de fibras de sisal apresentam resistência 10% menor que a exigida pelas normas de cimento amianto.
- 6. A pressão de moldagem influenciou significativamente o comportamento dos laminados sob flexão. Além do aumento na carga de pico, pode ser observado ao longo da curva tensão-deflexão, no pós-pico, que a tensão para as placas moldadas sob pressão mantém-se sempre superior àquela moldada sem pressão, indicando que há uma melhoria na aderência entre a fibra e a matriz;
- A fissuração afeta de maneira assimétrica o comportamento à flexão das placas laminadas, indicando que as teorias elásticas de dimensionamento não tem validade para placas fissuradas;
- 8. O comprimento do corpo de prova, e conseqüentemente da fibra, influencia

significativamente a fissuração do laminado, sendo que laminados com 400 mm apresentaram aproximadamente o dobro da quantidade de fissuras que os laminados com 200 mm de comprimento. Nesses laminados a ruptura aconteceu pelo arrancamento das fibras em fissuras próximas à extremidade do corpo de prova, após a múltipla fissuração.

Dos resultados apresentados verifica-se que, mesmo utilizando fibras vegetais, com baixo módulo de elasticidade e baixa aderência fibra-matriz, é possível obter compósitos laminados com resistências, à tração e à flexão, superiores às da matriz. Alem disso, obtém-se um produto com maior tenacidade e deformação de ruptura, o que conseqüentemente lhe confere mais utilidade e segurança. Comparando as resistências obtidas com as especificações para placas de cimento amianto, percebe-se que as placas laminadas reforçadas com fibras de sisal têm grande potencial para substituição do mesmo em algumas aplicações específicas.

Capítulo 7 DURABILIDADE DOS COMPÓSITOS

7.1 INTRODUÇÃO

Um esforço considerável tem sido dirigido para a aplicação de fibras vegetais, como a fibra de sisal, em substituição às fibras de asbesto, por causa da disponibilidade, baixo custo e baixo consumo de energia. Considerando que os principais produtores de fibras de sisal são países subdesenvolvidos ou em desenvolvimento, o seu aproveitamento na construção civil passa a ser ainda mais atrativo, seja no barateamento da habitação seja como forma de agregar valor às essas fibras.

Entretanto, uma das grandes preocupações na aplicação das fibras de sisal é a durabilidade dos compósitos, visto que alguns produtos têm apresentado perda de resistência e rigidez com o tempo: placas fabricadas com matriz de cimento e reforçadas com fibras de sisal apresentaram fragilização e perda de ductilidade após seis meses de exposição em clima tropical (GRAM, 1983; BERHANE, 1994). Esses problemas de durabilidade estão associados com a deterioração e enfraquecimento da fibra causados por uma combinação de diversos fenômenos, como ataque alcalino da fibra, mineralização da fibra devido à migração de produtos de hidratação do cimento para seu interior, e variação volumétrica da fibra devido a alta absorção de água. As formas possíveis para aumentar a durabilidade dos compósitos seriam a impermeabilização da matriz, a proteção superficial da fibra, ou a redução da alcalinidade e do teor de hidróxido de cálcio livre da matriz.

Tratamentos das fibras de sisal com produtos tais como silicato de sódio, sulfito de sódio, tanino e óleos vegetais foram estudados por Gram (1983) e Canovas *et al* (1990). Em geral, houve apenas uma breve redução na velocidade do processo de mineralização da fibra, não garantindo a durabilidade da mesma na matriz a base de cimento. A selagem dos poros da matriz, com produtos tais como tanino e cera, foi estudada por Canovas *et al* (1990 e 1992) e os resultados indicaram uma redução na absorção de água e porosidade da matriz e uma tendência de aumento na durabilidade das fibras.

O uso de materiais pozolânicos tem se mostrado um tratamento efetivo na proteção das fibras de sisal no compósito a base de cimento. Isso porque, a adição de

pozolanas em substituição ao cimento, como a metacaolinita, por exemplo, aumenta a resistência à compressão, a resistência química, reduz o teor de hidróxido de cálcio livre, reduz o pH e a concentração de íon hidroxila (OH⁻) na água de poro, além de reduzir a permeabilidade da matriz. (GRUBER *et al*, 2001; WILD *et al*, 1996; MALHORTA; DAVE, 1999; COLEMAN; PAGE, 1997; FRIAS; CABRERA, 2000; ROY *et al*, 2001; GONÇALVES *et al*, 2003).

Gram (1983) mostrou que a substituição em peso de 40% cimento Portland por sílica ativa reduziu significativamente a perda de tenacidade do compósito. Chatveera e Nimityongskul (1987) estudaram a influência da adição de cinza de casca de arroz sobre as propriedades e durabilidade dos compósitos de argamassa reforçado com fibra e polpa de sisal e concluíram que a adição de polpa e cinza de casca de arroz na matriz incrementa a durabilidade do compósito. Tolêdo Filho *et al* (2003) observou que houve melhoria na durabilidade pela adição de microssílica não densificada à matriz de cimento, pela sua carbonatação ou pela imersão das fibras em microssílica líquida antes das mesmas serem imersas na matriz. Nesse estudo, placas compósitas reforçadas com fibras curtas randomicamente distribuídas e fibras longas orientadas foram submetidas a ciclos de envelhecimento acelerado (molhagem-secagem) e a 12 meses de exposição ao ar (em Londres, Inglaterra).

Outra solução empregada, para tentar minimizar o ataque alcalino às fibras na matriz de cimento, tem sido a substituição total do cimento portland comum por um aglomerante de baixa alcalinidade produzido, sem clínquer, a partir de escória de alto forno ativada com sulfato de cálcio. No entanto, após 16 meses de exposição ao ambiente natural, em região tropical do Brasil, os compósitos fabricados com essa matriz, e reforçados com fibras de sisal, fibras de coco ou polpa de eucalipto, sofreram uma severa degradação, com redução significativa da resistência a flexão e da tenacidade de fratura. Esse comportamento foi associado a carbonatação da matriz, mineralização da fibra vegetal e degeneração da interface fibra-matriz (SAVASTANO et al,2002). Compósitos reforçados com polpa de sisal e polpa de banana, obtidas por processo termoquímico-mecânico, e matriz a base de escória foram submetidos a 13 meses de envelhecimento natural e também apresentaram perda de resistência e tenacidade. A redução foi atribuída à carbonatação da matriz seguido de lixiviação e progressiva microfissuração. (SAVASTANO et al, 2003). Em outro estudo utilizando escória de alto forno, foi verificado que a substituição de 40% do cimento portland não evitou a fragilização dos compósitos reforçados com fibras de sisal (TOLEDO FILHO et al. 2003).

Neste estudo, optou-se pela modificação da matriz de argamassa para melhoria da performance dos compósitos reforçados com fibras de sisal, com utilização de adições pozolânicas em substituição de parte do cimento com o objetivo principal de reduzir o teor de hidróxido de cálcio livre. Foram escolhidas duas argilas calcinadas: a metacaolinita, resultante da calcinação de argila caolinítica; e tijolo moído, proveniente da moagem de resíduos de tijolo da indústria cerâmica. O objetivo é aperfeiçoar os materiais compósitos e fornecer uma utilização mais nobre para resíduos industriais. Nesse aspecto, a própria metacaolinita pode ser inserida, visto que pesquisas recentes têm demonstrado que a mesma pode ser fabricada a partir de resíduos da indústria do papel (BARATA, 1998) e do lodo da produção de chumbo (SHI *et al*, 1999).

Para avaliação da performance dos compósitos, placas de argamassa reforçadas com fibras longas de sisal foram produzidas e submetidas a ensaios de envelhecimento acelerado, em ciclos de molhagem por imersão e secagem em estufa a 70° C. A durabilidade dos compósitos foi avaliada através dos resultados dos ensaios de flexão em 4 pontos com placas sem envelhecimento, placas submetidas a 12 ciclos e 25 ciclos molhagem-secagem.

7.2 DURABILIDADE DAS FIBRAS DE SISAL

7.2.1 Composição química da fibra

Para entender a forma como a fibra de sisal reage ao ataque de agentes químicos é importante entender sua composição química e sua morfologia. Quimicamente as fibras de sisal são compostas de celulose (70%), hemicelulose (12%), lignina (10%) e uma pequena quantidade de pectina (polissacarídeo estrutural), graxas e gordura (2%).

Celulose $(C_6H_{10}O_5)_n$ é um polímero derivado da glicose pertencente a uma família de monossacarídeos que tem a mesma composição química $C_6H_{12}O_6$. O grau de polimerização da celulose da fibra de sisal é de cerca de 25000, o que significa maior resistência do arranjo cristalino (GRAM, 1983).

Hemicelulose são polissacarídeos amorfos, muito similares ao açúcar, e raramente se

encontram na forma cristalina. A hemicelulose é quimicamente ligada ou parcialmente misturada com as moléculas de celulose, apresentam um baixo grau de polimerização e são solúveis em álcalis. De acordo com Gram (1983), a hemicelulose ocorre principalmente na parede primária da fibra (ver item 7.2.2) e seu grau de polimerização na fibra de sisal está entre 50 e 200.

Lignina é uma cadeia isotrópica e não cristalina fabricada de unidades de fenilpropano. É encontrada na lamela média da fibra e nas paredes da fibrila. Lignina é um valioso polímero fenólico que dá a madeira sua cor marron característica, sua densidade e massa. Lignina pode ser dissolvida em soluções de cloreto de sódio e de sulfito de sódio. Seu grau de polimerização é 60, mas ela não pode ser quebrada em unidades monoméricas menores porque, mesmo quando hidrolisada, é muito susceptível de oxidação e prontamente sofre reações de condensação. Nenhuma estrutura regular tem sido demonstrada para a lignina. Ela é totalmente amorfa, e só pode ser descrita em termos gerais. De acordo com Gram (1983), a lignina pode ser removida em ambiente alcalino. Isto gera um problema para as fibras, visto que a lamela média é formada praticamente por lignina (cerca de 70%).

7.2.2 Morfologia

As fibras de sisal são extraídas das folhas da planta de sisal (*agave sisalana*). A folha de sisal é uma estrutura sanduíche que contém aproximadamente 700-1400 fibras com comprimento variando de 0,5 a 1,0 m (OKSMAN *et al*, 2002). Cada fibra contém ainda numerosas fibrocélulas individuais com cerca de 1-8 mm de comprimento e 6-10 μ m de diâmetro. Cada fibrocélula individual é formada por quatro partes, chamadas parede primária, parede secundária espessa (S₁ e S₂), parede terciária e lúmen. A morfologia da fibra de sisal pode ser vista na figura 7.1. As fibrocélulas são mantidas unidas por meio da lamela média, que consiste de hemicelulose e lignina. O lúmen varia em tamanho, mas é usualmente bem definido. Cada parede é formada por um conjunto de fibrilas unidas por lignina. Na parede primária a fibrila tem uma estrutura reticulada. Na parede secundária exterior (S₁) a fibra é arranjada em espirais que formam um ângulo de 40° com a direção longitudinal da fibra. Na parede secundária interna (S₂), a fibrila tem um declive mais acentuado entre 18° e 25° (MWAMILLA, 1987). Fina e mais interna, a parede terciária tem uma estrutura fibrilar paralela e próxima ao lúmen.

As fibrilas são, por sua vez, constituídas de micro-fibrilas com espessura de cerca de
20 nm, compostas de cadeias de moléculas de celulose com espessura de 0,7 nm e comprimento de poucos nm. Essas cadeias são unidas por meio de hemicelulose (GRAM, 1983).



Figura 7.1 Estrutura de fibra de sisal: a) Micrografia de fibra de sisal; b) desenho esquemático de uma fibrocélula individual; c) estrutura interna de parede da fibra

7.2.3 Comportamento sob ataque químico

As fibras de sisal estão sujeitas a deterioração devido a agentes biológicos, ao ataque de ácidos e de substâncias alcalinas e à mineralização devido a migração do hidróxido de cálcio para o lúmen das fibras.

A deterioração devida aos agentes biológicos é minimizada em fibras envolvidas pela matriz de cimento. Canos de concreto reforçados com fibra de celulose, utilizados para esgoto sanitário, têm sido estudados sob serviço e, apesar da deterioração da matriz

com perda de massa, verifica-se que a continuidade do reforço de fibras através do compósito mantém a integridade do cano enquanto a resistência da matriz satisfaça a carga de projeto. Nesse tipo de aplicação, a produção de ácido sulfúrico por processos biológicos é o principal agente agressivo. A perda de massa da matriz foi atribuída principalmente à dissolução e lixiviação do hidróxido de cálcio pelo ácido (FISHER *et al*, 2001).

Quanto ao ataque por ácidos, tem-se verificado que a fibra de sisal em solução de 60% de ácido sulfúrico incha após 4 minutos de exposição, e as fibras tendem a separar-se longitudinalmente. Com solução de 65% as fibras começam a desintegrar-se após 3,5 minutos. Para pouco tempo de exposição as fibras de sisal são totalmente resistentes à ação dos ácidos. (LEWIN; PEARCE, 1985). Após 24 h embebida em solução decinormal de HCI e em água destilada fibras de sisal reduziram sua carga de ruptura em 33,4% e 30,4%, respectivamente (CHAUDRI *et al*, 1972).

O ataque alcalino acontece pela quebra da cadeia polimérica de celulose pela ação de álcalis concentrados, formando celulose sódica. As reações entre os álcalis e a celulose vão depender da concentração, temperatura e tipo de base (NaOH, KOH, CaOH, etc) e do grau de polimerização da celulose. Para baixas concentrações da base (até 10% aproximadamente) esta é absorvida simplesmente na superfície das fibrilas primárias (grupo de moléculas em forma cristalina) da celulose, não gerando grandes reações (MARÍAS, 1976). Para concentrações maiores o ataque alcalino remove a lignina e a hemicelulose o que afeta as características de tração das fibras.

O comportamento das fibras vegetais quando expostas a soluções alcalinas tem sido observado e utilizado de forma benéfica na fabricação de compósitos com matriz polimérica. Assim, um tratamento alcalino geralmente é utilizado para tratar a superfície da fibra e permitir melhor aderência fibra-matriz polimérica. Quando a hemileculose é removida, a região interfibrilar fica menos densa e menos rígida e desse modo torna as fibrilas mais capazes de se re-arranjar ao longo da direção da deformação de tração (GASSAN, 2002). Quando as fibras são esticadas o rearranjo entre as fibrilas resultará em uma melhor capacidade de suportar carga e em altas tensões desenvolvidas nas fibras. Usando tratamento alcalino suave (5% solução aquosa a 28° C por 72-76 h) em fibras de coco conseguiu-se incrementar o módulo de elasticidade e a resistência à tração da fibra em 40% e 15%, respectivamente (LEWIN; PEARCE,1985).

Por outro lado o enfraquecimento da matriz interfibrilar afeta adversamente a transferência de tensões entre as fibrilas e, desta forma, as tensões totais desenvolvidas na fibra sob deformação de tração (GASSAN; BLEDZKI, 1999). Com a dissolução da hemicelulose a estrutura da fibra fica aberta para penetração profunda do álcali, que causa inchamento ("swelling") intercristalino ou interfibrilar (LEWIN; PEARCE, 1985). As fibras vegetais reduzem então sua capacidade de reforço no concreto uma vez que ela quebra em numerosas e pequenas fibrocélulas, ver figura 7.2. Cada fibrocélula individual pode então estar submetida a tensões maiores ocasionando uma ruptura precoce que dará origem a um colapso progressivo do reforço.



Figure 7.2 Figura esquemática da decomposição de fibra de sisal por ataque alcalino (baseado em Gram, 1983)

O ataque alcalino tem sido um dos principais fatores associados ao enfraquecimento das fibras de celulose no concreto em clima tropical. Admite-se que a fibra é atacada quimicamente pela água alcalina contida nos poros do concreto que, após 180 dias de hidratação de pastas de cimento com baixo teor de álcali, apresenta concentrações típicas de 0.08 mol/l para Na⁺, de 0.24 mol/l para K⁺ e de 0.32 mol/l para OH⁻ (TAYLOR,1997). Gram (1983) relata a ação de dois mecanismos de decomposição: i) efeito de "peeling-off", no qual o fim da cadeia molecular da celulose é desprendido e os grupos terminais são continuamente liberados; e ii) hidrólise alcalina, que provoca a divisão da cadeia molecular e reduz o grau de polimerização da celulose. Os dois mecanismos agem de forma combinada e podem causar sérios danos as fibras vegetais, no entanto, a quebra da cadeia polimérica, que causa a decomposição da hemicelulose, só acontece em alta escala, segundo Gram (1983), para temperaturas maiores que 75°C.

Uma vez que o grau de polimerização da fibra de sisal é alto, o mecanismo de "peeling-off" não é muito perigoso. Tem-se observado que fibras de sisal, condicionadas em soluções contendo íons de cálcio, decompõem-se mais que fibras condicionadas em soluções contendo íons de sódio ou potássio, mesmo quando o pH da mistura é maior (Gram, 1983; Toledo Filho, 1997). Estes resultados sugerem que outro mecanismo, além do ataque alcalino, deve estar agindo para deterioração das fibras.

No caso de fibras de vidro, também sensíveis ao ataque alcalino, tem-se observado que, mesmo utilizando fibras resistentes a álcalis, os problemas de performance ao longo do tempo têm ocorrido nos compósitos, com redução da resistência à flexão e tenacidade. Uma das hipóteses levantadas sugere que a redução das propriedades mecânicas está associada ao desenvolvimento de Ca(OH)₂ denso entre os filamentos do reforço, mudando a natureza das fibras de flexível para rígida. (BENTUR, 1994).

Soroushian *et al* (1996) determinaram que os produtos de hidratação do cimento são fundamentais no processo de envelhecimento de compósitos cimento-fibra de celulose, sendo que uma forma para controlar esse processo é a redução do teor de hidróxido de cálcio da matriz. Sob efeito dos agentes de envelhecimento, tem sido observado uma tendência do hidróxido de cálcio, constituinte do produto de hidratação do cimento, dissolver na água do poro e precipitar dentro do núcleo das fibras e em sua superfície porosa. Este processo é acompanhado pela carbonatação do hidróxido de cálcio, que produz carbonato de cálcio e acelera o processo, petrificando as fibras. As fibras petrificadas tendem a ter maior aderência fibra-matriz, mas tendem também a ser mais frágeis, o que faz com haja a fratura da fibra antes do seu arrancamento da matriz. Isto elimina a absorção de energia associada com o arrancamento da fibra e causa, então, o enfraquecimento do compósito.

Fibras de coco e sisal, submetidas a 182 dias em solução de hidróxido de cálcio com pH 12, reduziram a carga de ruptura em 62,9% e 94,2%, respectivamente (AGOPYAN *et al*, 1989). Após exposição de fibras de sisal e coco a solução de hidróxido de cálcio por 300 dias, Toledo Filho *et al* (2000) observou uma perda completa na flexibilidade das fibras. Este fato foi atribuído principalmente à cristalização do Ca(OH)₂ no lúmen, parede e vazios na fibra. Como o teor total de Ca(OH)₂, encontrado em pastas de cimento portland comum curadas de 3-12 meses, é tipicamente de 15 a 25%, com relação a massa inicial (TAYLOR, 1997), é de se esperar que dentro da matriz de cimento as fibras estejam sujeitas a esse tipo de ataque.

7.2.4 Absorção de água e inchamento das fibras

A capacidade de absorção de fibras de sisal naturalmente secas foi determinada por Toledo Filho (1997) após imersão em água até a saturação, como mostra a figura 7.3. A saturação completa, 230%, só foi atingida 10 dias após a imersão em água, sendo que após o primeiro dia a absorção já chegava a cerca de 60% do total. Medidas da seção transversal durante o processo de saturação revelaram que, apesar da grande absorção de água, a variação dimensional foi de apenas 15% nos 8 primeiros dias.



Figure 7.3 Absorção de água de fibra de sisal (Toledo Filho, 1997)

Acredita-se que a presença de umidade se concentre nas regiões amorfas da fibra de sisal, devido a pontes de hidrogênio que ligam as moléculas de água e grupos de hidroxilas na celulose. Quando as moléculas de água entram em uma região amorfa, as moléculas individuais de celulose são afastadas uma das outras e, por isso, a fibra incha quando molhada. Na área cristalina (70 a 80% da fibra de sisal), a penetração de outras moléculas, como a de água ou de outros compostos químicos, é mais difícil e o inchamento não acontece. A penetração de água em outras regiões da fibra, que não entre moléculas de celulose, é facilitada pela estruturas aleatória e desorganizada dos arranjos cristalinos. Assim, é possível uma grande penetração de água, sem que a mesma conduza a um inchamento da fibra. Dados sobre o inchamento em água de algumas fibras, apresentados por Lewin e Pearce (1985) indicam uma variação de volume média de 39,5% para fibra de sisal.

Apesar de apresentar uma absorção de água muito grande, da ordem de 200%, percebe-se que a variação do diâmetro é de 15% e a volumétrica é de 39,5%. Apesar dos valores de variação volumétrica ainda serem de magnitude considerável, é importante observar que os mesmos foram medidos em fibras isoladas, não inseridas

em matrizes de cimento. A proteção física da matriz, com relativa impermeabilidade, e a aderência fibra-matriz, seja química seja mecânica, tendem a limitar essa variação.

7.3 DESENVOLVIMENTO DE MATRIZ LIVRE DE HIDRÓXIDO DE CÁLCIO

O uso de materiais pozolânicos tem-se mostrado um tratamento efetivo na proteção das fibras de sisal no compósito a base de cimento uma vez que a reação pozolânica altera o pH da mistura e consome o hidróxido de cálcio livre, gerando novos produtos de hidratação (Gram,1983; Chatveera; Nimityongskul,1987; Toledo Filho, 1987). Berhane (1994) observou que, após a adição de materiais pozolânicos naturais em substituição a 40% do cimento, placas com fibras de sisal não apresentaram nenhum sinal de degradação após 2 anos de exposição.

Os materiais pozolânicos naturais mais comumente encontrados são as cinzas vulcânicas, terras diatomáceas e argilas calcinadas. Alguns subprodutos industriais têm grande aplicação como pozolanas como a sílica de fumo ou microssílica, a casca de arroz e a cinza volante. Existem também materiais de sílica amorfa obtidos por processamento. Um deles é a metacaolinita, obtido pela calcinação de argila caulinítica (caulim), pura ou refinada, a temperaturas entre 500 ° C e 850 ° C, e moída até a finura de 700 m²/kg ou 900 m²/kg, o que resulta num material de grande pozolanicidade.

O caulim beneficiado é utilizado como cobertura na fabricação de papel, sendo que durante o processo de beneficiamento uma grande quantidade de rejeito é produzida. Segundo Barata (1998) esse rejeito, que não possui atualmente nenhuma aplicação comercial, é constituído essencialmente de caulinita sendo uma excelente matériaprima para a produção de metacaolinita. Outro rejeito que é rico em caulinita é o lodo resultante da produção de alumínio, e que tem sido estudado para fabricação de metacaolinita por Shi *et al* (1999). Sendo o caulim abundante no Brasil (a produção de 2000 atingiu quase dois milhões de toneladas (DNPM, 2000), representando 7,9% da produção mundial), e já visando uma aplicação para um rejeito industrial, a metacaolinita foi utilizada nesta pesquisa como adição à matriz de cimento com o objetivo de reduzir o teor de hidróxido de cálcio livre da mistura. Para comprovar a redução do teor de hidróxido de cálcio, ensaios termogravimétricos foram realizados em pasta de cimento e pastas com substituição de 40% de cimento por metacaolinita. Além da metacaolinita, outra pozolana utilizada foi aquela resultante da moagem do resíduo da fabricação de blocos cerâmicos.

7.3.1 Reações pozolânicas

A denominação das pozolanas abrange todos os materiais silicosos ou silicoaluminosos que não possuem propriedades cimentícias, mas que, quando finamente subdivididos e na presença de umidade, reagem quimicamente com o hidróxido de cálcio (reação pozolânica) formando compostos com propriedades cimentícias. Em termos muito simplificados, a atividade pozolânica pode ser descrita pelas seguintes reações (PAPADAKIS *et al*, 1992):

$$C + H \to CH \tag{7.1}$$

$$2S + 3CH \rightarrow C_3 S_2 H_3 \tag{7.2}$$

$$A + F + 8CH + 18H \rightarrow C_8 AFH_{26} \tag{7.3}$$

$$A + C\overline{S}H_2 + 3CH + 7H \rightarrow C_4 A\overline{S}H_{12}$$
(7.4)

$$A + 4CH + 9H \rightarrow C_4 AH_{13} \tag{7.5}$$

Onde C = CaO, S = SiO₂, A = AI₂O₃, F = Fe₂O₃, H = H₂O e \overline{S} = SO₃.

O hidróxido de cálcio necessário para as reações (7.2) a (7.4) vem da própria pozolana, reação (7.1), ou da hidratação do cimento portland, dada por:

$$2C_3S + 6H \rightarrow C_3S_2H_3 + 3CH \tag{7.6}$$

$$2C_2S + 4H \rightarrow C_3S_2H_3 + CH \tag{7.7}$$

$$C_4AF + 4CH + 22H \rightarrow C_8AFH_{26} \tag{7.8}$$

$$C_3A + C\overline{S}H_2 + 10H \to C_4A\overline{S}H_{12} \tag{7.9}$$

$$C_3A + CH + 12H \to C_4AH_{13}$$
 (7.10)

Uma diferença significativa entre as reações de hidratação do cimento Portland (7.6 e 7.7) e as reações pozolânicas principais (7.2 a 7.5) é que as primeiras produzem hidróxido de cálcio enquanto as outras consomem-no.

7.3.2 Fabricação da metacaolinita

A metacaolinita utilizada foi obtida por calcinação, à temperatura de cerca de 550°C, de um caulim proveniente do sul da Bahia. As composições químicas da metacaolinita

e do caulim de base estão apresentadas na tabela 7.1

Composição química (% massa)						
	Caulim	Metacaolinita				
SiO ₂	45,7	52,46				
Al ₂ O ₃	38,6	44,24				
TiO ₂	1,1	1,28				
Fe ₂ O ₃	1,8	2,06				
P ₂ O ₅	0,37	-				
Perda ao fogo	14,1	-				

Tabela 7.1 C	Composição	química do	caulim e	da metacaolinita
--------------	------------	------------	----------	------------------

A calcinação é feita com o objetivo de mudar a estrutura cristalina do caulim, tornandoa amorfa e passível de reação com os compostos do cimento. A conversão de caolinita para metacaolinita, com perda da água estrutural e sua amorfização, ocorre a partir de aproximadamente 500°C, sendo que a temperatura ideal de calcinação vai depender das propriedades iniciais do caulim. Para o caulim estudado, a temperatura ideal obtida foi de 550°C. Na figura 7.4 são apresentados os difractogramas de raio-X do caulim de origem e da metacaolinita obtida após calcinação a 550° C, com e sem rampeamento inicial de temperatura. Percebe-se que, após a calcinação, há uma redução significativa dos picos cristalinos.

Após a calcinação, observou-se um incremento sensível do tamanho dos grãos da metacaolinita obtida quando em comparação ao caulim de partida. Como a finura é um dos fatores que influenciam significativamente a reação pozolânica, foi então realizada uma moagem da metacaolinita em moinho vibratório para redução do tamanho dos grãos. A avaliação da granulometria foi realizada de forma qualitativa, por microscopia eletrônica de varredura, e de forma quantitativa, como mostra a figura 7.5. A densidade da metacaolinita moída, medida com picnômetro a hélio, é de 2,5755 g/cm³ e a área superficial, medida por fisissorcão (BET multiponto, com N₂) é de 40,6987 m^2/g .



Figure 7.4 Difractogramas de raios X: (a) caulim; (b) produto calcinado a 550 °C por 2h; (c) produto calcinado a 80 °C por 1 h + 120 °C por 1,5 h + 550 °C por 2 h



Figura 7.5a Granulometria e imagem ao MEV (elétrons secundários) de grãos constituintes das amostras de caulim;



Figura 7.5b Granulometria e imagem ao MEV (elétrons secundários) de grãos constituintes das amostras de metacaolinita



Figura 7.5c Granulometria e imagem ao MEV (elétrons secundários) de grãos constituintes das amostras de metacaolinita moida em moinho vibratório

7.3.3 Determinação de teor de hidróxido de cálcio

O teor de hidróxido de cálcio de pastas de cimento hidratadas pode ser obtido por diversos métodos, incluindo termogravimetria (TG), termogravimetria diferencial (DTG) e difração de raio-X quantitativa (QXDA), sendo que o TG e o QXDA são os mais satisfatórios (TAYLOR, 1997).

O hidróxido de cálcio Ca(OH)₂ quando exposto a temperaturas entre 420°C e 550°C se decompõe quimicamente e perde água em um processo de desidratação (ou desidroxilação). Dessa forma, através de uma análise termogravimétrica, onde a pasta de cimento é aquecida até temperaturas de 1000°C é possível determinar a perda de massa na região onde possivelmente ocorrerá a desidratação, a qual corresponderá à perda de água quimicamente combinada no hidróxido de cálcio. A reação química desse processo de desidratação é dada por: (CABRERA; LYNSDALE,1996)

$$\begin{array}{c}
Ca(OH)_2 \rightarrow CaO + H_2O \\
(74g) (18g)
\end{array}$$
(7.11)

Desta equação pode ser vista que o peso perdido correspondente a uma molécula grama de água (18 g) é originado da desidratação de uma molécula grama de hidróxido de cálcio (74 g). Assim, a massa de hidróxido de cálcio livre é igual a 74/18 vezes a massa de água perdida na reação.

Para comprovar a eficiência da metacaolinita na redução do teor de hidróxido de cálcio da mistura, foi realizado um estudo experimental termogravimétrico em pastas de

cimento puro e em pastas contendo metacaolinita em substituição ao cimento. O fator água/material cimentício foi igual a 0,4. Foi utilizado o cimento votoran CP III – 40, com densidade de 2,4 g/cm³ e área superficial, medida por fisissorcão (BET multiponto, com N₂) de 0,2974 m²/g. A composição química do cimento está apresentada na tabela 7.2. A granulometria do cimento foi também obtida, e comparada com a da metacaolinita moída na figura 7.6.

Composição química (% massa)							
CaO SiO2 MgO Al2O3 Fe2O3 K2O Na2O Perda ao fog							Perda ao fogo
53,05	24,94	5,34	7,5	2,62	0,85	0,12	2,63

Tabela 7.2 Composição química do cimento CP III - 40



Figura 7.6 Granulometria de amostras de cimento (CP III – 40) e metacaolinita moida em moinho vibratório

As análises termogravimétricas foram realizadas no Laboratório de Química Inorgânica da Escola de Química da UFRJ, em equipamento modelo SDT 2960, da TA Instruments, com razão de aquecimento de 10°C/min, desde 35°C até 1000 °C, após secagem das amostras a 35 °C por uma hora no próprio equipamento, em presença de corrente de gás de arrasto 100 ml/min de N₂. As técnicas de análise térmica utilizadas foram termogravimetria (TG), termogravimetria derivada (DTG) e diferencial (DTA). As amostras foram dosadas, misturadas e curadas dentro de sacos plásticos para minimizar a carbonatação externa.

Uma análise inicial, para determinação do teor ótimo de substituição de cimento por pozolana, foi realizado em pastas de cimento (CP) e metacaolinita (MK). Foram

realizados ensaios a 4h, 10h, 24h, 7 dias, 28 dias, 120 dias e 2 anos, com teores de substituição de 20, 30 e 40%.

Para as primeiras idades foram analisadas pastas de cimento e misturas com 40% de adição, como mostram as figuras 7.7 e 7.8, respectivamente. Nas figuras 7.7a e 7.8a, para permitir uma melhor comparação das curvas a diferentes idades, e com diferentes massas iniciais, a variação de massa foi calculada como a massa da amostra dividida pela massa a 980° C.



		۰.
1	\mathbf{a}	۱
	~	
۰.	ັ	
•		



Figura 7.7 Análise termogravimétrica (a), e diferencial (b), de pastas de cimento em várias idades









Figura 7.8 Análise termogravimétrica (a), e diferencial (b), de pastas de cimento com metacaolinita em várias idades

Observa-se, na figura 7.7, que para temperatura próxima a 440° C há uma rápida perda de massa, que corresponde à desidroxilação do Ca(OH)₂. A reação correspondente a desidroxilação, descrita acima, pode ser avaliada qualitativamente pelos diagramas de DTA, que apresentam picos quando na presença de reações exotérmicas. Para a mistura com 4 horas essa perda não é identificada, uma vez que não houve tempo suficiente de hidratação para formação do hidróxido de cálcio. Nas demais misturas, as perdas de água corresponderam a 0,75%, 1,50%, 1,76% e 1,93%

da massa à 36 °C, para idades de 10h, 24h, 7 dias e 28 dias, respectivamente. Isso corresponde a uma desidroxilação de 3,08%, 6,17%, 7,24% e 7,90% de hidróxido de cálcio, respectivamente.

Para metacaolinita, observa-se na figura 7.8a que, nas curvas da análise termogravimétrica, não há o aparecimento dos picos característicos da desidroxilação do Ca(OH)₂, na temperatura de cerca 440°C, vistos anteriormente para a pasta de cimento. A ausência dessa reação é confirmada pelas curvas DTA, mostradas na figura 7.8b. Isso indica a ausência de Ca(OH)₂ na mistura.

Constatada a ausência de $Ca(OH)_2$ na mistura com 40% de metacaolinita foram avaliadas pastas com 20% e 30% de metacaolinita. Amostras com 20% de metacaolinita (0,8CP + 0,2MK) foram avaliadas termicamente, e comparadas com pastas de cimento (CP) e pastas com 40% de substituição (0,6CP + 0,4MK), aos 28 dias de idade, como mostram as análises TG e DTA da figura 7.9. Na curva TG, a ordenada indica a variação de massa, tomando como referência a massa da amostra à temperatura de 980°C.



Figura 7.9 Análise termogravimétrica e diferencial, após 28 dias de cura, de pastas de cimento (CP) e pastas com 20% (0,8CP + 0,2MK) e 40% (0,6CP + 0,4MK) de substituição de cimento por metacaolinita

Para a mistura com 20% de adição (0,80CP + 0,20MK), percebe-se apenas uma

pequena variação de massa no TG e um pequeno pico exotérmico no DTA entre as temperaturas de 340 °C e 440 °C, indicando a presença de 0,82% de hidróxido de cálcio na mistura hidratada. Novo ensaio foi realizado com 120 dias de idade e os resultados indicaram a presença de 0,77% de hidróxido de cálcio para misturas com 20% de metacaolinita e 7,20% para misturas sem adição.

Baseado nos resultados mostrados acima foi moldada outra mistura, com substituição de cimento portland por 30% de metacaolinita, visando a redução total do teor de hidróxido de cálcio livre com quantidade de adição menor que 40%. Isso é justificável pela influência negativa que grandes quantidades de substituição de metacaolinita tem sobre a trabalhabilidade e resistência das misturas com cimento portland. As misturas com 30% de metacaolinita foram analisadas após 7 dias e após 2 anos de idade, como mostram as figuras 7.10 e 7.11, respectivamente.



Figura 7.10 Análise termogravimétrica e diferencial, após 7 dias de cura, de pastas de cimento (CP) e pastas com 30% (0,7CP + 0,3MK) e 40% (0,6CP + 0,4MK) de substituição de cimento por metacaolinita



Figura 7.11 Análise termogravimétrica e diferencial, após 2 anos de cura, de pastas de cimento (CP) e pastas com 20% (0,8CP + 0,2MK) e 40% (0,6CP + 0,4MK) de substituição de cimento por metacaolinita

O resultado apresentado na figura 7.11 demonstra que, mesmo após 2 anos de envelhecimento, não é verificado a presença de hidróxido de cálcio livre nas misturas com metacaolinita. Para a mistura sem adição observa-se, ainda, a perda de massa inerente e pico exotérmico inerente a desidroxilação do hidróxido de cálcio. Calculado com relação a massa a 36° C, o teor de hidróxido de cálcio encontrado foi de 6,67%. Os resultados de teor de hidróxido de cálcio calculados para todas as idades e teores de substituição estão apresentados na tabela 7.3.

		•					
Proporção das pastas (em massa)			Teor de h	idróxido de	cálcio livre		
Aglomerante (CP + adição): A/C	(% massa)						
	4h	10h	24h	7d	28d	120d	2anos
CP : 0.4	0,00	3,08	6,17	7,24	7,90	7,20	6,67
(0.8CP + 0.2MK) : 0.4		-	-	-	0,82	0,77	-
(0.7CP + 0.3MK) : 0.4		-	-	0,00	-	-	0,00
(0.6CP + 0.4MK) : 0.4	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	-	0,00

Tabela 7.3 Teor de hidróxido de cálcio nas pastas mistas em várias idades

Observa-se, para a pasta de cimento portland, que o teor de hidróxido de cálcio livre incrementa significativamente nas primeiras 24 horas, e continua a crescer, mais

suavemente, até ao 28 dias. A evolução do teor de hidróxido de cálcio com o tempo, para o cimento CP III 40, está apresentada na figura 7.12, conjuntamente com os valores para cimento CP II F32 obtidos por Dweck *et al* (2000).



Figura 7.12 Evolução do teor de hidróxido de cálcio livre para pasta de cimento portland CP II F32 (Dweck *et al*, 2000) e de cimento CP III 40

Observa-se na figura 7.12 que, apesar de apresentarem o mesmo comportamento, o cimento CP II F32 apresenta teores de hidróxido maiores que o cimento CP III 40.

O objetivo da adição de metacaolinita era fabricar uma matriz de cimento livre de hidróxido de cálcio, o que foi conseguido com substituição de 30% e de 40% do teor de cimento. Com relação às propriedades mecânicas o teor ótimo de adição de metacaolinita é 20%, a partir do qual a resistência à compressão começa a decair (GONÇALVES *et al*, 2003). Dessa forma, optou-se pela utilização de 30% de adição nas argamassas utilizadas para avaliação da durabilidade dos compósitos. Além de manter a matriz livre de hidróxido de cálcio, a menor quantidade de adição tende a deixar a mistura mais trabalhável.

7.4 AVALIAÇÃO DA DURABILIDADE SOB ENVELHECIMENTO ACELERADO

Considerando que a mineralização da fibra devido à migração do hidróxido de cálcio para o lúmen e parede da fibra tem sido apresentada como a principal razão para a redução da tenacidade apresentada pelos compósitos a base de cimento reforçados com fibras de sisal, foi desenvolvido neste trabalho um estudo sobre o comportamento

de compósitos fabricados com matrizes sem hidróxido de cálcio livre. Foram moldados compósitos cujas matrizes eram compostas por argamassa de cimento e por argamassa de cimento com adições pozolânicas, a saber, metacaolinita e tijolo moído.

A avaliação da durabilidade dos compósitos foi feita através da análise do desempenho de placas retangulares, de dimensões 100 x 400 x15 mm, ensaiadas sob flexão em quatro pontos, antes e após serem submetidas a ensaio de envelhecimento acelerado. Ensaios termogravimétricos e análise microscópica de varredura foram realizadas nas placas ensaiadas para investigação da variação de parâmetros químicos e mineralógicos.

7.4.1 Materiais

As fibras de sisal utilizadas foram extensamente caracterizadas por Toledo Filho (1997) e apresentam densidade de 0,95 g/cm³, módulo de elasticidade de 19300 MPa e resistência a tração de 577 MPa. Foi utilizada areia de rio, com módulo de finura de 2,37 e massa especifica 2,64. As composições químicas da metacaolinita e do cimento estão apresentadas nas tabelas 7.1 e 7.3, respectivamente. Água de torneira foi utilizada em todas as misturas.

Uma indústria de cerâmica, localizada em Itaboraí - RJ, forneceu o resíduo cerâmico (RC) de sua produção de tijolos furados (queimados a uma temperatura de cerca de 850° C), o qual foi moído em moinho vibratório até que ficasse com uma granulometria que atendesse aos requisitos da NBR 12653 (ABNT, 1992) para uso como material pozolânico (GONÇALVES *et al*, 2003). A composição química do resíduo de tijolo moído está apresentada na tabela 7.4, e a sua curva granulométrica encontra-se na figura 7.13a. Os materiais pozolânicas foram analisados por difração de raio-X para identificação das fases cristalinas, como mostra a figura 7.13b.

Composição química (% massa)							
CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	K ₂ O	Na ₂ O	Perda ao fogo
0,29	63,89	0,04	25,49	7,73	0,95	-	-



Figura 7.13 Caracterização do resíduo cerâmico moído (GONÇALVES *et al*, 2003): a) Curva granulométrica; b) Difração de raio-X

A composição química do resíduo cerâmico moído indica que o mesmo possui um teor de Al₂O₃+SiO₂+Fe₂O₃ de cerca de 97,11%, teores de SiO₂ e Al₂O₃ superiores a, respectivamente, 60% e 20%, e teores de CaO e MgO inferiores a, respectivamente, 10% e 3%, atendendo aos limites da NBR 12653 (ABNT, 1992) para o uso como material pozolânico em misturas com cimento Portland. O teor de óxido de ferro de cerca de 7,73 % fez com que as argamassas produzidas com resíduo cerâmico moído tivessem cor avermelhada. Apenas a composição química, no entanto, não é suficiente para determinar a potencialidade do resíduo como material pozolânico, já

que ela não distingue a sílica cristalina da amorfa. A difração de raios-X possibilita essa determinação e o difratograma obtido indica a presença de material amorfo, além de picos de quartzo e mulita. A metacaolinita é composta basicamente de Al_2O_3 e SiO₂, com grande quantidade de material amorfo, considerada uma pozolana altamente reativa. A finura do aditivo é também de grande importância no desenvolvimento de sua atividade pozolânica, sendo recomendado pela NBR 12653 (ABNT, 1992) que o percentual máximo retido na peneira de 325 malhas (45 µm) não ultrapasse 34%, o que foi observado para os materiais em estudo.

Com os materiais apresentados, foram preparados compósitos reforçados com 0,5% de fibras curtas (25 mm), randomicamente distribuídas, mais 1% de fibras longas (400 mm) e alinhadas, mas com três diferentes matrizes:

- Argamassa de cimento portland (M1-OPC), com traço, em massa, de 1 : 1 : 0,4 (cimento : areia : fator Agua/Aglomerante). Foi utilizado 2% de superplastificante.
- Argamassa de cimento portland e metacaolinita (M2-MK), com traço, em massa, de 0,7 : 0,3 : 1 : 0,475 (cimento : metacaolinita : areia : fator Agua/Aglomerante). Observe que o fator água/aglomerante foi incrementado, porque mesmo utilizando 2% de aditivo superplastificante a mistura não possuía trabalhabilidade suficiente.
- Argamassa de cimento portland e tijolo moído (M3-TM), com traço, em massa, de 0,7 : 0,3 : 1 : 0,4 (cimento : tijolo moído : areia : fator Agua/Aglomerante). Foi utilizado 2% de superplastificante.

A diferença entre os teores de água da mistura M2 com as demais não foi considerada um problema porque o objetivo desse capítulo é comparar a durabilidade da mistura envelhecida com relação à propria mistura sem envelhecimento.

7.4.2 Produção do compósito e métodos de ensaio

Os compósitos foram produzidos usando o seguinte procedimento. A matriz, de argamassa e fibras curtas, foi primeiramente misturada em um argamassadeira de 20 dm³: a) Os materiais cimentícios foram pré-misturados com a areia durante 2 minutos; b) a água com superplastificante foi então lentamente adicionada a mistura; c) após colocar toda água, as fibras foram adicionadas com a mistura em movimento durante 5 minutos.

Os espécimes foram moldados em moldes metálicos com dimensões 100 x 100 x 400 mm, colocados sobre uma mesa vibratória. Uma camada de 5 mm foi lançada e vibrada. Sobre essa camada foi colocada manualmente uma camada de fibras longas. Sobre essa camada de fibras, nova camada de argamassa, com 10 mm de espessura, foi lançada e vibrada. Os moldes foram cobertos com uma manta de lã úmida durante 24 h, após o qual foram imersos em água, a 25° C, até as datas dos ensaios.

A durabilidade dos compósitos foi avaliada com base nas propriedades a flexão dos espécimes antes e após a exposição ao envelhecimento acelerado. Dez espécimes foram moldados para cada mistura. Aos 28 dias da cura, três espécimes foram ensaiados para servir como referência. Três foram ensaiados após serem submetidos a 12 ciclos de molhagem e secagem e três foram ensaiados após 25 ciclos.

Um espécime de cada mistura foi utilizado para definir o período do ciclo acelerado de molhagem e secagem. Após completamente saturado, em 30 h, esses espécimes foram secos por 17 horas em estufa a 70° C até perderem 65% da massa ganha. O ciclo de 48 horas foi então estabelecido, sendo 17 horas em água a 22° C, 30 horas em estufa a 70° C e 1 hora esfriando ao ar, antes da próxima saturação, para evitar fissuração por choque térmico. O ciclo foi estabelecido com base no ciclo de envelhecimento, estabelecido por Toledo Filho (1997) para molhagem-secagem ao ar, com perda de massa de 72%. O valor de perda de massa de 65% é um pouco menor, mas para atingi-lo seria necessário aumentar a temperatura de secagem na estufa para cerca de 80° C. Como os agentes de ataque alcalino são mais acelerados a partir de 75° C, optou-se por não superar essa temperatura.

O ensaio de flexão foi realizado em uma máquina Shimadzu de capacidade igual a 1000 kN usando configuração de quatro pontos, com vão de 300 mm e taxa de deformação de 0,5 mm/min. As amostras encontravam-se saturadas com superfície seca em todos os ensaios. As deflexões no meio do vão foram medidas utilizando um transdutor elétrico, LVDT, sendo os sinais de carga e deflexão medidos com um sistema de aquisição de sinais de 32 bits a uma taxa de quatro leituras/minutos. A configuração do ensaio de flexão está apresentada na figura 7.14.



Figura 7.14 Configuração do ensaio de flexão

A partir das curvas carga x deflexão, obtidas no ensaio de flexão, alguns parâmetros foram calculados para a avaliação da eficiência do reforço e, conseqüentemente, da sua durabilidade ou fragilização com o tempo:

- (i) O módulo de ruptura na flexão do material (σ_b) determinado da carga máxima resistida pelo compósito após a primeira fissura usando a fórmula de flexão elástica dada pela equação (5.1). Quando o espécime apresenta perda de carga após o primeiro pico, o valor de *M* na equação (5.1) é calculado com a carga resistida pelo compósito a uma deflexão de L/150.
- (ii) Resistência de primeira fissura (FCS), correspondente ao primeiro pico de fissuração. É calculada pela equação (5.1);
- (iii) O índice de tenacidade (T_{JCI}) da norma japonesa JCI-JCSCE SF-4 (JCI SF4 1983) e a relação entre cargas, $P^* = P_n/P_f$, dada pela norma Belga NBN B15-238 (1992), ambos definidos no item 5.2.1;

Ensaios termogravimétricos foram realizados para determinação do teor de hidróxido de cálcio livre nos compósitos, antes e após o envelhecimento acelerado. Os ensaios foram realizados no Núcleo de Catálise da UFRJ, em maquina SHIMADZU TGA-50, em atmosfera de nitrogênio, a uma taxa de 10,0 °C/min.

Análise de microscopia de varredura (MEV), com EDS semiquantitativo, foi realizada no Centro de Tecnologia Mineral (CETEM), em seção polida contendo fibra e matriz, para possível identificação de migração de íons cálcio para o lúmen da fibra.

7.4.3 Comportamento sob flexão

a) Resultados experimentais

Nas figuras 7.15 a 7.17 são apresentadas as curvas tensão-deflexão para as misturas M1-OPC, M2-MK e M3-TM, respectivamente, após cura em água (0 ciclos) e após serem submetidas a 12 ciclos e 25 ciclos de envelhecimento acelerado. As curvas para 12 ciclos e 25 ciclos foram transladadas de 4 mm e 8 mm, respectivamente, para permitir uma melhor comparação entre curvas.



Figura 7.15 Curvas típicas carga-deflexão para mistura M1-OPC submetida a envelhecimento acelerado



Figura 7.16 Curvas típicas carga-deflexão para mistura M2-MK submetida a envelhecimento acelerado



Figura 7.17 Curvas típicas carga-deflexão para mistura M3-TM submetida a envelhecimento acelerado

Valores médios da resistência de primeira fissura (FCS), módulo de ruptura (σ_b), relação de cargas P* e do índice de tenacidade T_{JCI} dos compósitos, com os respectivos coeficiente de variação (CV), são apresentados na tabela 7.5.

<u> </u>	<u>.</u>	=====			_*	*	*		*	*	_*
Mis	Ciclos	FCS (CV)	T _{ICI} (CV)	σ _b (CV)	P _{0.5}	P _{0.7}	P _{1.0}	P _{2.0}	P _{3.0}	P _{6.0}	P _{12.0}
		(MPa)(%)	501	(MPa)(%)							
			(KN.mm) (%)	(
	0	6.20 (20.77)	0.58 (15.54)	5.59 (24.35)	0.55	0.55	0.61	0.79	0.83	0.86	0.23
РС	12	5.05 (14.39)	0.39 (26.28)	0.44 (10.85)	0.86	0.71	0.54	0.08	0.07	0.06	-
41-0	25	4.17 (22.68)	0.20 (32.26)	-	0.23	0.15	-	-	-	-	-
2											
	0	3.96 (8.93)	0.77 (16.46')	4.78 (12.03)	0.74	0.73	0.76	0.93	0.81	1.06	0.84
Ϋ́	12	3.81 (9.82)	0.59 (5.89)	4.06 (2.34)	0.51	0.50	0.58	0.81	1.01	1.04	1.04
M2	25	2.24 (26.97)	0.54 (21.50)	3.48 (17.16)	0.85	0.89	1.01	1.09	1.24	1.52	1.40
-	28	4.16 (2.16)	0.57 (15.28)	6.07 (10.34)	0.75	0.78	0.78	0.88	0.85	1.13	1.31
S-TN	12	2.70 (7.17)	0.35 (9.60)	0.47 (10.26)	0.94	0.89	0.48	0.17	0.13	0.01	-
ž	25	1.92 (5.73)	0.21 (31.80)	0.68 (19.20)	0.97	0.91	0.74	0.38	0.21	0.14	-

Tabela 7.5 Valores de resistência e tenacidade para espécimes submetidos ao envelhecimento acelerado

b) Discussão dos resultados

Uma comparação dos valores de resistência de primeira fissura (FCS) entre amostras não-envelhecidas e envelhecidas demonstra que houve uma redução deste valor para todas as misturas. Para a mistura M1, o ciclo de envelhecimento acelerado usado neste estudo reduziu FCS de cerca de 18,55% e 32,74% após 12 ciclos e 25 ciclos, respectivamente. Para mistura M2 estas reduções foram de 3,78% e de 43,43%, respectivamente. Para a mistura M3 os valores de redução foram 35,10% e de 53,85%, respectivamente. O decréscimo dessa propriedade pode ter ocorrido porque o gradiente térmico utilizado foi muito intenso, causando danos à matriz por fadiga térmica, ou por alterações químicas na própria estrutura da pasta de cimento causadas pela temperatura. Em um estudo realizado por Singh e Garg (1997), foi relatado que o material cimentício estudado perdeu 35,4% da sua resistência após 50 ciclos de aquecimento e resfriamento (6h em estufa a 60° C e 18h em ar no laboratório), sendo a causa relacionada com a decomposição da fase etringita com o incremento da temperatura.

Comparando-se as misturas sem envelhecimento, verifica-se que a mistura M1 apresenta o maior valor de FCS. A mistura M2 apresenta um valor de FCS de 64% do

valor de M1, devido, provavelmente, ao maior fator A/C dessa mistura. O valor de FCS da mistura M3 é de 67% do valor de M1. Essa redução de resistência mecânica de misturas com altos teores de adição de tijolo moído, com relação à mistura sem adição, foi observada por GONÇALVES *et al* (2003).

Apesar de apresentar menor deterioração da resistência inicial, FCS, após a ciclagem, observa-se para a mistura M1 uma maior redução da tensão pós-fissuração, quando comparado com as demais misturas. Enquanto para mistura sem envelhecimento o valor de σ_b equivale a 98,4% de FCS, para a amostra submetida a 12 ciclos de molhagem-secagem esse valor foi reduzido a 8,71%. Após 25 ciclos a ruptura acontece após a primeira fissura visível. Este comportamento implica na redução da tenacidade (T_{JCI}) de 32,7% e de 65,5% para amostras submetidas a 12 e 25 ciclos, respectivamente, com relação a amostras sem envelhecimento.

Para amostras com metacaolinita, verifica-se na figura 7.16 que há um aumento na capacidade portante das placas após a fissuração, sendo que esse comportamento se mantém mesmo após 12 e 25 ciclos de envelhecimento, apesar de uma redução da tenacidade do compósito de 23,4% e de 29,9%, respectivamente, com relação à amostra sem envelhecimento. As reduções no módulo de ruptura foram de 15,1% e 27,2 % após 12 e 25 ciclos de envelhecimento, respectivamente.

Para as amostras com resíduo de tijolo cerâmico, figura 7.17, verifica-se um comportamento frágil após o envelhecimento acelerado, similar ao verificado na mistura M1. Após 12 e 25 ciclos a perda de tenacidade foi de 38,6% e 63,2%, respectivamente, com relação à amostra sem envelhecimento. As reduções no módulo de ruptura foram de 92,25% e 88,79% após 12 e 25 ciclos de envelhecimento, respectivamente.

Avaliando o índice de resistência P*, verifica-se que, para todas as misturas curadas em água, há um aumento gradual de $P_{0,5}^*$ a $P_{2,0}^*$. Para as misturas M1 e M3 submetidas a 12 ciclos de envelhecimento, verifica-se uma redução gradual até o índice $P_{1,0}^*$ com uma redução brusca no índice $P_{2,0}^*$. Isto porque, para essa deflexão, há uma transferência gradual de tensões entre a fibra e a matriz. Quando a matriz está toda fissurada e a tensão tem que ser resistida pelas fibras verifica-se que, devido a deterioração da fibra, a capacidade portante do elemento reduz bruscamente. Este mesmo comportamento é observado para as misturas M1 e M3 submetidas a 25 ciclos

de envelhecimento, sendo que para a mistura M1, há a ruptura do elemento a deflexões inferiores a L/300.

Para a mistura M2, submetida a 12 ciclos de envelhecimento, verifica-se uma redução gradual do índice $P_{0,5}^*$ ao $P_{1,0}^*$, sendo que após a fase de transferência de tensões há uma aumento no índice $P_{2,0}^*$, demonstrando que as fibras ainda conseguem resistir ao carregamento aplicado. Após 25 ciclos de envelhecimento verifica-se que os índices de resistência aumentam do índice $P_{0,5}^*$ a $P_{2,0}^*$ e chegam ser maiores que a unidade. Isto se deve ao fato da matriz ter se deteriorado com o envelhecimento, resultando em uma carga P_f baixa, e a fibra continuar mantendo uma resistência considerável.

c) Forma de ruptura

Para as misturas sem envelhecimento, a ruptura foi precedida da abertura de duas fissuras, no caso das misturas M1 e M2, ou da abertura de múltiplas fissuras, como foi o caso da mistura M3. Após 12 e 25 ciclos de envelhecimento somente a mistura M2 apresentou o surgimento de duas fissuras, sendo que as demais misturas romperam após a abertura de uma única fissura. Esse comportamento frágil foi devido ao enrijecimento e redução de resistência das fibras, que, após o envelhecimento acelerado, podia ser rompida pela força dos dedos, como pode ser visto na figura 7.18.



Figura 7.18 Ruptura frágil das fibras após o processo de envelhecimento acelerado dos compósitos

Esse fenômeno pode ser observado também pela redução do comprimento de arrancamento das fibras, apresentado na figura 7.19. Observa-se que as misturas M1 e M3, figuras 7.19a e 7.19c, respectivamente, apresentam redução significativa do

comprimento da fibra após a ruptura, indicando que as mesmas não foram arrancadas da matriz e sim romperam na superfície de fratura.

Comportamento oposto foi observado na mistura M2, figura 7.19b, onde o comprimento de arrancamento foi igual ou maior para as misturas envelhecidas. Isso porque, alem da fibra manter sua integridade estrutural a matriz sofreu redução de resistência devido à ação térmica, reduzindo a aderência fibra-matriz.



(a) M1-OPC



(b) M2-MK



(c) M3-TMFigura 7.19 Superfície de fratura de compósitos antes (0 ciclos) e após o envelhecimento acelerado (12 ciclos e 25 ciclos)

7.4.4 Análise termogravimétrica

Análises termogravimétricas (TG) e termogravimétricas diferencias (DTA) foram realizadas com as amostras curadas em água e com as amostras envelhecidas para

determinação da presença e teor de hidróxido de cálcio livre de cada mistura. As amostras foram obtidas após a moagem das placas utilizadas no ensaio de flexão. Como havia um reforço de 0,5% de fibras curtas dispersas na mistura, é provável que as amostras contivessem porções de fibras, visto que era difícil a separação total, notadamente nas placas envelhecidas.

Nas análises diferenciais para a argamassa de cimento portland, figura 7.20, pode-se observar a ocorrência de uma reação exotérmica entre as temperaturas de 430 e 490°C que corresponde à desidratação do hidróxido de cálcio.



Figura 7.20 Análise termo-diferencial para mistura M1 após cura e após 12 e 25 ciclos

Para as amostras com metacaolinita, mistura M2, não é verificada nas análises diferenciais, figura 7.21, a reação entre as temperaturas indicadas, o que demonstra que não há hidróxido de cálcio livre nessas misturas.



Figura 7.21 Análise termo-diferencial para mistura M2 após cura e após 12 e 25 ciclos

Para a amostra com resíduo de tijolo, mistura M3, não envelhecida, é detectada a presença da reação exotérmica, figura 7.22, para as mesmas temperaturas verificadas para a mistura M1, mas com intensidade menor. Isto indica a presença de hidróxido de cálcio. Para as amostras submetidas a 12 ciclos e 25 ciclos não se verifica a reação citada, o que indica que o hidróxido de cálcio livre pode ter sido lixiviado ou carbonatado durante o envelhecimento.



Figura 7.22 Análise termo-diferencial para mistura M3 após cura e após 12 e 25 ciclos

A partir das curvas diferenciais (DTAs) é possível identificar as reações de desidratação do hidróxido de cálcio e as temperaturas de início e fim das mesmas. A partir daí, é possível calcular o teor de hidróxido de cálcio nas curvas termogravimétricas (TG) apresentadas nas figuras 7.23 a 7.25. Os resultados estão apresentados na tabela 7.6.



Figura 7.23 Análise termogravimétrica para mistura M1 após cura e após 12 e 25 ciclos



Figura 7.24 Análise termogravimétrica para mistura M2 após cura e após 12 e 25 ciclos



Figura 7.25 Análise termogravimétrica para mistura M3 após cura e após 12 e 25 ciclos

•		
Т	eor de Ca(OH)2
	(% massa)	
0 ciclos	12 ciclos	25 ciclos
3,11	3,16	3,40
0,00	0,00	0,00
1,15	0,00	0,00
	7 0 ciclos 3,11 0,00 1,15	Teor de Ca(OH (% massa) 0 ciclos 12 ciclos 3,11 3,16 0,00 0,00 1,15 0,00

TABELA 7.6 Teor de hidróxido de cálcio livre nas misturas M1, M2 e M3, em várias idades

Verifica-se que a adição de resíduo de tijolo reduz o teor de hidróxido de cálcio de 3,11% para 1,15%. Com a adição de metacaolinita todo o hidróxido de cálcio é consumido pelas reações pozolânicas. Na mistura sem adição (M1), o teor de hidróxido de cálcio apresenta um leve aumento com a ciclagem, devido à aceleração das reações de hidratação do cimento com a idade e com a temperatura.

É importante ressaltar que, ao contrário das pastas analisadas termicamente no item anterior, as amostras acima se apresentavam expostas ao ambiente durante o processo de cura e durante os testes, podendo sofrer carbonatação. Durante a carbonatação de amostras de cimento, parte do hidróxido de cálcio livre combina-se com o CO₂ formando carbonato de cálcio. Além disso, a lixiviação do hidróxido de cálcio durante o processo de ciclagem reduz o teor de hidróxido de cálcio livre presente nas amostras. Na mistura com resíduo de tijolo a redução do teor de hidróxido de cálcio livre está associado a aceleração da reação pozolânica, e a lixiviação e carbonatação durante o envelhecimento.

Foi observado também que o teor de hidróxido de cálcio das pasta de cimento é maior que aquele observado para argamassa de cimento. Este fato também foi observado por Wild e Khatib (1997) que associaram o fenômeno à absorção de água pela areia, à iteração entre o hidróxido de cálcio e a areia, e à diferença entre o grau de compactação entre a argamassa e a pasta.

7.4.5 Análise microestrutural

Após o ensaio de flexão, a 0 ciclos e 12 ciclos, a superfície de fratura das placas foram analisados em microscópio eletrônico de varredura (MEV), usando imagem de elétrons retroespalhados e espectroscopia de raio-X por energia dispersiva (EDS). Para realização da análise microscópica, a amostra foi embutida em resina epóxi, lixadas, polidas e cobertas com carbono. O objetivo era avaliar a superfície e determinar, semiquantitativamente, os elementos e compostos químicos presentes na matriz e nas fibras.

Na figura 7.26 é mostrada uma vista geral, do modo elétrons retroespalhados, da superfície do compósito em matriz M1, com seus componentes principais: pasta de cimento, grãos de areia, fibra e vazios.



Figura 7.26 Imagem de elétrons retroespalhados de superfície do compósito: fibras de sisal, grão de areia e vazios imersos em pasta de cimento

Na figura 7.27 observa-se a imagem de uma fibra de sisal em matriz M1, após cura, 7.27a, e após 12 ciclos, 7.27b. Não se percebe danos na superfície da fibra. Ao redor das fibras percebe-se uma zona de decoesão causada pelo arrancamento da fibra durante o processo de tração. Na figura 7.27b essa região está totalmente preenchida por resina.



(a)



(b)

Figura 7.27 Imagem de elétrons retroespalhados de superfíce de fibra em matriz M1 após cura (a) e após 12 ciclos de envelhecimento (b)

Para identificar o tipo de material presente sobre a superfície das fibras foram realizadas analises por EDS para mapeamento dos elementos químicos Si, Ca, K e Na. Como a análise por EDS é pontual, foram realizadas várias análises na mesma

fibra e em outras fibras do mesmo compósito. Um dos espectros obtidos da análise na fibra 7.27b, submetida a 12 ciclos de envelhecimento, está apresentado na figura 7.28. Além da presença de carbono e oxigênio, constituintes da fibra vegetal, verifica-se a presença de cálcio e, em proporção menos significante, de sílica, que são elementos provenientes da matriz de cimento. A relação Ca/O encontrada nessa análise foi igual a 1,99. É importante ressaltar que as análises são semi-quantitativas e devem ser complementadas por métodos químicos quantitativos.



Figura 7.28 Espectro de raio-X durante análise EDS de fibra de sisal em matriz M1 após 12 ciclos

A análise por EDS dos componentes químicos das matrizes M1 e M2 foram realizadas para avaliar possíveis alterações da estrutura com a ciclagem. Os resultados estão apresentados na tabela 7.7.

Composto	Matri	z M1	Matr	iz M2
	0 ciclos	12 ciclos	0 ciclos	12 ciclos
Na ₂ O	1.49 (16,2)	0.70 (11,9)	1.02 (1,1)	1.15 (5,6)
MgO	3.98 (6,9)	7.63 (10,5)	2.60 (13,5)	2.81 (32,9)
AI_2O_3	9.77 (11,2)	16.74 (10,2)	29.01 (1,1)	29.39 (4,3)
SiO ₂	33.53 (2,7)	47.24 (3,8)	44.72 (8,5)	43.50 (2,8)
SO ₃	4.51 (19,6)	0.63 (24,0)	1.60 (11,9)	1.11 (22,2)
K ₂ O	3.76 (7,4)	0.80 (61,8)	0.40 (31,7)	0.47 (25,3)
CaO	39.73 (6,3)	20.99 (14,9)	17.65 (24,9)	17.28 (16,3)
TiO ₂	0.74 (35,3)	0.92 (26,0)	0.91 (3,1)	1.50 (38,4)
MnO	0.48 (3,9)	0.64 (17,9)	0.20 (75,4)	0.30 (35,0)
FeO	2.02 (44,7)	3.72 (43,4)	1.89 (10,0)	2.50 (36,2)

Tabela 7.7 Composição química de pasta de cimento em argamassa obtida através de análise semi-quantitativa por EDS

Pela análise semi-quantitativa, mostrada na tabela 7.7, verifica-se que a relação

CaO/SiO₂ para a mistura M1 reduziu de 1,18 para 0,44. Comparando os espectros da matriz M1, antes e após envelhecimento em 12 ciclos, mostrados nas figuras 7.29a e 7.29b, verifica-se que há uma redução do pico correspondente ao cálcio, indicando uma possível lixiviação. Para a mistura M1, a relação AI_2O_3/SiO_2 variou pouco, aumentando de 0,29 para 0,35.



Figura 7.29 Espectro de raio-X de matriz M1 durante análise EDS: a) 0 ciclos; b) 12 ciclos

Para a mistura M2 a relação CaO/SiO₂ manteve-se praticamente constante, variando de 0,41, para mistura sem ciclagem, para 0,40, para mistura submetida a 12 ciclos de envelhecimento. A relação Al₂O₃/SiO₂ variou pouco, aumentando de 0,65 para 0,68. Espectros de raio-X, obtidos por EDS, da matriz M2 após 12 ciclos de envelhecimento está apresentado na figura 7.30.



Figura 7.30 Espectro de raio-X de matriz M2 após 12 ciclos de envelhecimento

A análise semi-quantitativa por EDS demonstrou que na matriz M1 houve uma redução do teor de óxido de cálcio (CaO) após o envelhecimento acelerado. Nas fibras de sisal embutidas nesta matriz, por sua vez, foi identificada a presença de elementos químicos provenientes da matriz de cimento, como sílica e cálcio. A matriz M2, não apresentou redução significativa do teor de CaO após os 12 ciclos de envelhecimento.
7.5 DURABILIDADE DOS COMPÓSITOS LAMINADOS

Constatada a influência positiva da adição metacaolinita na resistência ao envelhecimento acelerado, foram produzidos laminados com a blenda cimentometacaolinita. A mistura de referência foi a P3C2, descrita no capítulo 6, produzida com reforço de 3% de fibras longas de sisal, distribuídas em duas camadas, e matriz de argamassa no traço 1:1:0,3, em massa. Para mistura com metacaolinita o fator água/aglomerante aumentou de 0,3 para 0,325, visto que durante o processo de fabricação verificou-se que a trabalhabilidade da mistura não era adequada para uma perfeita moldagem. O processo de produção dos laminados foi descrito em detalhes no capítulo 6.

Os laminados com metacaolinita, juntamente com o laminado sem adição (referência), foram submetidos a 12 ciclos e a 25 ciclos de molhagem e secagem, como descrito no item 7.4.2. A avaliação da resistência ao envelhecimento dos laminados foi feita também através de ensaio de flexão em quatro pontos de placas com dimensões 400 mm x 100 mm.

É importante ressaltar que, ao serem cortadas da placa de 420 x 420 mm, as placas submetidas ao ensaio de envelhecimento apresentavam o reforço de fibra exposto, ao longo de sua lateral. Como se esperava então um maior desgaste de fibra, foi colocada uma nata de cimento (cimento + água) ao redor da lateral de forma a tentar simular a camada que naturalmente seria formada junto a parede do molde.

a) Resultados

Nas figuras 7.31 e 7.32 são apresentadas as curvas tensão-deflexão para as misturas P3C2-M1, sem adição, e P3C2-M2, respectivamente, após cura em água (0 ciclos) e após serem submetidas a 12 ciclos e 25 ciclos de envelhecimento acelerado. As curvas para 12 ciclos e 25 ciclos foram transladadas de 4 mm e 8 mm, respectivamente.



Figura 7.31 Curvas típicas carga-deflexão para laminado P3C2-M1 submetido a envelhecimento acelerado



Figura 7.32 Curvas típicas carga-deflexão para laminado P3C2-M2 submetido a envelhecimento acelerado

Valores médios de FCS, σ_b , P^{*} e do índice de tenacidade T_{JCI} dos compósitos, com os respectivos coeficiente de variação (CV), são apresentados na Tabela 7.8.

Mis.	ciclos	FCS (CV) (MPa)(%)	T _{JCI} (CV) (KN.mm) (%)	σ _b (CV) (MPa)(%)	P [*] _{0.5}	P [*] _{0.7}	P [*] _{1.0}	P [*] _{2.0}	P [*] _{3.0}	P [*] _{6.0}	P [*] _{12.0}
P3C2 - M1	0	10,88 (8,3)	1,21 (12,0)	8,40 (2,15)	0,52	0.54	0.60	0.72	0.71	0.55	0.29
	12	9,97 (3,4)	0,71 (3,1)	0,00	0.92	0.56	0.41	0.15	0.11	0.07	0,00
	25	9,85 (7,8)	0,29 (24,5)	0,00	0,24	0,19	0,11	0,03	0,00	0,00	0,00
P3C2 - M2	0	5,48 (2,4)	0,49 (13,4)	6,27 (4,5)	0.65	0.58	0.59	0.76	0.78	0.84	0.77
	12	3,47 (1,5)	0,30 (14,5)	3,66 (8,9)	0.77	0.52	0.58	0.74	0.82	0.71	0.65
	25	3,46 (16,9)	0,32 (22,9)	3,00 (6,4)	0.71	0.54	0.50	0.72	0.81	0.77	0.43

Tabela 7.8 Valores de FCS, T_{JCI} , $\sigma_b \in P^*$ para laminados submetidos ao envelhecimento acelerado

b) Discussão dos resultados

Antes da discussão dos resultados numéricos é interessante fazer algumas observações a respeito do estado das placas após o envelhecimento acelerado. Observações visuais durante o período de ciclagem demonstraram que as placas com metacaolinita apresentavam intensa microfissuração gerada pelo gradiente térmico. Fissuras transversais, na face superior e na face inferior, e fissuras longitudinais na lateral, ao longo da linha de reforço, também foram observadas, como mostra a figura 7.33. As fissuras transversais surgiram possivelmente devido à grande diferença de coeficiente de dilatação térmica entre a camada de matriz e a fibra. Assim, tensões térmicas surgiram na camada superior ou inferior devido à restrição imposta pelas fibras, que não permitiram que a mesma se movimentasse livremente. As fissuras longitudinais podem ter surgido pela variação térmica, e também pela maior variação volumétrica das fibras que estavam expostas diretamente a água. Essa fissuração não foi observada nos compósitos com metacaolinita apresentados anteriormente neste capítulo. Acredita-se que, como a prensagem aumentou a densidade da mistura, houve aumento do seu coeficiente de dilatação térmica.

Todos esses fatores contribuíram significativamente para a redução da resistência do laminado com matriz M2, ao longo do envelhecimento acelerado. Além da perda de resistência devido a fissuração propriamente dita, foi observado durante o ensaio de flexão o surgimento de delaminação, com as camadas de matriz deslizando sobre a camada de reforço, figura 7.34a, e acelerando o processo de ruptura, figura 7.34b. O laminado P3C2-M1, por outro lado, não apresentou nenhum dos problemas indicados acima.



Figura 7.33 Fissuração do laminado P3C2-M2 durante secagem em estufa



Figura 7.34 Delaminação do laminado P3C2-M2 durante ensaio de flexão após o envelhecimento acelerado: a) inicio do ensaio; b) momento da ruptura

Assim como nas placas estudadas anteriormente nesse capítulo, verifica-se que, antes do envelhecimento, o valor de FCS para o laminado P3C2-M2 é menor que para o laminado P3C2-M1. Este fenômeno está associado a dois fatores: maior relação água/aglomerante dessa mistura antes da prensagem e maior retenção de água pela pozolana, que dessa forma não pode ser expulsa durante a prensagem das amostras.

Com relação à perda de resistência FCS com o incremento de temperatura, observa-

se que a mistura M1 apresentou redução de 8,36% e 9,46% após ser submetida a 12 ciclos e 25 ciclos de envelhecimento, respectivamente. A mistura M2, por outro lado, apresentou perdas maiores de resistência, da ordem de 36,68% e 36,86%, para 12 e 25 ciclos, respectivamente.

Na análise do comportamento pós-fissuração, verifica-se, no entanto, que o laminado sem adição, P3C2-M1, perde toda a sua resistência após ser submetido a 12 e 25 ciclos. O módulo de ruptura não pode ser avaliado e o índice de tenacidade T_{JCI} reduziu, com relação ao laminado sem envelhecimento, de 41,33% e de 76,03%, após 12 e 25 ciclos, respectivamente. O laminado P3C2-M2 apresenta também redução no módulo de ruptura e na tenacidade, mas com menor intensidade que o compósito sem adição. O valor de σ_b reduziu de 41,6% e de 52,1% após 12 ciclos e 25 ciclos de envelhecimento, respectivamente. Já o índice de tenacidade reduziu de 38,77% e de 34,69% após o referido envelhecimento.

Quando se compara o módulo de ruptura com sua respectiva resistência de pico, verifica-se que a deterioração do laminado P3C2-M2 foi realmente agravada pela deterioração da matriz por tensões térmicas. Os valores de σ_b/FCS foram 1,14, 1,05 e 0,87 após cura e após 12 e 25 ciclos, respectivamente. Os valores de P* confirmam essa hipótese. Nos gráficos das figuras 7.35 e 7.36 estão apresentadas as variações de P* para os laminados P3C2-M1 e P3C2-M2.



Figura 7.35 Variação de P* para mistura P3C2-M1



Figura 7.36 Variação de P* para mistura P3C2-M2

Enquanto para o laminado P3C2-M1 há uma redução significativa de P* após 12 ciclos e 25 ciclos de envelhecimento, para o laminado P3C2-M2 o comportamento de P* é praticamente o mesmo para todas as situações de envelhecimento. Destaca-se somente o índice P_{12}^* que, para laminado submetido a 25 ciclos, realmente apresenta uma redução significativa, quando comparado com o índice P_{12}^* obtido para o laminado sem envelhecimento, mas mantém-se ainda maior que o mesmo índice obtido para a matriz P3C2-M1 sem envelhecimento.

Outro fator que confirma a proteção da fibra e a deterioração da matriz é o comprimento de arrancamento das fibras após os 25 ciclos de envelhecimento, mostrado na figura 7.37.

Observa-se que, para o laminado P3C2-M1, as fibras rompem junto a superfície de fratura, demonstrando a fragilização das mesmas, enquanto para o laminado P3C2-M2 as fibras apresentam grande comprimento de arrancamento devido à manutenção de sua resistência e também devido à fragilização da matriz, que reduziu a tensão de aderência fibra-matriz e conseqüentemente o nível de tensões na fibra.



Figura 7.37 Comprimento de arrancamento de fibras após a ruptura de amostras submetidas a 25 ciclos de envelhecimento

7.6 CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos neste estudo, observa-se que os compósitos com matriz de cimento portland reforçados com fibras de sisal, quando expostos a 12 ou 25 ciclos de molhagem e secagem, apresentaram redução significativa da resistência à flexão e da tenacidade. O comprimento de arrancamento das fibras, após ensaio de flexão, foi reduzido a quase zero para misturas submetidas a 25 ciclos. As fibras, nesse caso, puderam ser rompidas com a força dos dedos. Essa mistura apresentava um teor de hidróxido de cálcio livre de cerca de 8%, ao 28 dias de hidratação.

Para evitar a perda precoce de resistência, materiais pozolânicos foram utilizados para reduzir a alcalinidade do meio e o teor de hidróxido de cálcio da mistura. A utilização de 30% de resíduo de tijolo cerâmico, em substituição ao cimento portland, mostrou-se ineficaz quanto à melhoria da durabilidade dos compósitos sob ciclos de envelhecimento acelerado de molhagem-secagem.

A utilização de metacaolinita em substituição a 30% do teor de cimento conseguiu reduzir a zero o teor de hidróxido de cálcio em pastas hidratadas e argamassas de cimento. O compósito fabricado com esta mistura apresentou, mesmo após 25 ciclos de envelhecimento acelerado, menos de 30% de perda de resistência e tenacidade. O

comprimento de arrancamento, após a ruptura por flexão, mostrou-se inalterado, quando comparado com a mistura sem envelhecimento, visto que as fibras não apresentavam qualquer tipo de alteração visível.

Para o laminado produzido com matriz de cimento-metacaolinita houve uma fragilização da matriz com o envelhecimento acelerado, o que causou a redução da tenacidade e módulo de ruptura. Essa fragilização foi caracterizada pelo surgimento de fissuras de origem térmica na matriz, que ocasionou delaminação durante o ensaio de flexão. A análise do índice P*, e do comprimento de arrancamento das fibras após o envelhecimento acelerado, demonstrou que as fibras ainda mantinham resistência significativa mesmo com o enfraquecimento da matriz, garantindo certa resistência ao laminado.

Os resultados apresentados indicam que, com a substituição de parte do cimento por metacaolinita, os compósitos reforçados com fibra de sisal não apresentam a deterioração precoce observada para compósitos com matriz de cimento somente, sendo, portanto, uma alternativa promissora para aplicação na construção civil. Ensaios sob condição real de utilização devem ainda ser realizados para atestar a validade da solução proposta.

Capítulo 8 CONCLUSÃO

8.1 CONCLUSÕES

O objetivo principal deste trabalho é aprimorar os estudos sobre a utilização de fibras de sisal como reforço de matrizes a base de cimento, determinando as bases necessárias para a dosagem adequada do material e para o dimensionamento e produção de elementos estruturais seguros e duráveis. A motivação para tal estudo encontra-se na importância socioeconômica do cultivo de sisal no Brasil. Além de tornar produtivas regiões semi-áridas, com grande população e sem outras alternativas econômicas, a utilização do sisal na construção civil agrega valor a uma fibra que tem o Brasil como o seu principal produtor mundial.

Os estudos iniciais foram direcionados no sentido de determinar o comportamento de compósitos reforçados com fibras curtas de sisal, quando submetidos à tração direta, compressão e flexão. Ensaios experimentais foram realizados e comparados com modelos teóricos de predição do comportamento, desenvolvidos neste trabalho. O volume de fibras variou de 1% a 3%, e o comprimento da fibra foi 25 mm. Um fator importante na determinação das propriedades mecânicas dos compósitos é a tensão de aderência fibra-matriz, que foi investigada teoricamente a partir de resultados experimentais apresentados por Toledo Filho (1997).

Após a avaliação dos compósitos com fibras curtas, foram produzidos e avaliados experimentalmente laminados compósitos reforçados com fibras longas de sisal. Os laminados foram submetidos a ensaio de tração direta e flexão. Para determinação da durabilidade dos compósitos reforçados com fibras longas, os mesmos foram submetidos a envelhecimento acelerado, com ciclos de molhagem por imersão e secagem em estufa, e depois ensaiados sob flexão em quatro pontos. Três tipos de matrizes foram investigadas: argamassa de cimento portland; argamassa de cimento mais metacaolinita e argamassa de cimento mais tijolo moído.

8.1.1 Aderência fibra-matriz

A aderência entre a fibra e a matriz é um dos mecanismos mais importantes na determinação do comportamento dos compósitos, sendo responsável pela distribuição

de tensões entre os componentes, o que permite que o compósito, mesmo fissurado, possa resistir às cargas aplicadas. Utilizando um método analítico proposto por Naaman *et al* (1991) e curvas experimentais apresentadas por Toledo Filho (1997), foi possível concluir nesse trabalho que, para fibras de sisal em matriz de argamassa, podem ser adotados para a tensão adesional máxima e a tensão friccional valores iguais a 0,60 MPa e 0,24 MPa, respectivamente. Para determinação destes valores foi utilizado um diâmetro de fibra de 0,148 mm, determinado pela análise estatística de 405 medidas reais de diâmetro de fibra. Para fibras de sisal o comprimento critico, a partir do qual a fibra é totalmente mobilizada quando submetida a tração é igual a 170,80 mm.

Verificou-se também que, utilizando os conceitos da Mecânica das Fraturas, é possível modelar a curva carga versus comprimento de embebimento, obtida no ensaio de arrancamento de fibras de sisal em matrizes a base de cimento.

8.1.2 Análise de compósitos com fibras curtas

a) Comportamento sob tração direta

O comportamento à tração de compósitos reforçados com fibras curtas de sisal é governado pela matriz até o surgimento da primeira fissura. Após a fissuração há uma redução brusca de resistência, com transferência de carga para as fibras. O comportamento pós-fissuração é caracterizado pela abertura de uma fissura única com redução de carga até a ruptura, que acontece pelo arrancamento das fibras da matriz e ruptura de parte das fibras.

Para caracterizar experimentalmente o comportamento a tração direta dos compósitos, um aparato de aço foi desenvolvido, reduzindo a excentricidade do carregamento e evitando o esmagamento da amostra. Para resistência a tração (σ_{pico}) verifica-se que a adição de 1%, 2% e 3% de fibras ocasionou uma redução, com relação a matriz, de 14,00%, 13,67% e 7,00%, respectivamente. A resistência a tração da matriz foi de 3,00 MPa. A tensão máxima pós-fissuração é diretamente proporcional ao volume de fibras, e foi de 0,32 MPa, 0,74 MPa e 1,19 MPa, para reforço de 1%, 2% e 3%, respectivamente. A deformação de ruptura aumentou de cerca de 150 $\mu\epsilon$, na matriz, para valores da ordem de 1100 $\mu\epsilon$ com a adição de fibras.

Um modelo teórico foi desenvolvido para descrever a relação tensão-deformação na

tração e, comparando com os resultados experimentais, apresentou boa correlação.

b) Comportamento sob compressão

Após realização de ensaios de compressão, sob deformação controlada, verificou-se que a adição de fibras curtas de sisal reduz a tensão de pico e o módulo de elasticidade da matriz. Para misturas com 1%, 2% e 3% de fibras, a resistência a compressão reduziu de 7,89%, 23,28% e 24,90%, respectivamente, com relação a matriz, e o módulo de elasticidade reduziu de 16,14%, 20,08% e 15,75%, respectivamente. Por outro lado, a utilização de fibras de sisal, como reforço de argamassa de cimento, consegue aumentar a deformação de ruptura do material, provendo maior tenacidade. Para misturas com 1%, 2% e 3% de fibras, o índice de tenacidade aumentou de 60,78%, 76,47% e 66,67%, respectivamente, com relação a matriz.

A redução na intensidade das propriedades mecânicas pode estar associada aumento da porosidade, já que a inclusão de fibras tende a tornar a mistura menos trabalhável e conseqüentemente uma quantidade grande de vazios pode ser incorporada durante a mistura. Usando uma mesa de abatimento, verificou-se que a consistência da mistura reduziu de 317 mm, na matriz, para 202 mm, com a adição de 3% de fibras. O índice de vazios aumentou em até 8,64% e a massa especifica seca reduziu em até 7,65% com a adição de fibras.

Comparando a resistência a compressão de compósitos misturados com argamassadeira de diferentes capacidades volumétricas, verificou-se que para compósitos produzidos com argamassadeira de capacidade igual a 5 dm³, a adição de 2% de fibras resultou em uma redução de resistência, com relação a matriz, da ordem de 49,37% enquanto que para compósitos produzidos com argamassadeira de 20 dm³, essa redução de resistência foi de 23,28%.

Foi investigada também a influência do tamanho da amostra na avaliação das propriedades mecânicas dos compósitos. A variação do tamanho do corpo de prova, de 50 mm x 100 mm para 75 mm x 150 mm, não mostrou influência significativa na resistência a compressão de compósitos reforçados com 2% de fibras de sisal.

Para amostras submetidas a 505 dias de cura, verificou-se que a matriz incrementa a sua resistência à compressão, quando comparada com o ensaio realizado aos 28 dias

de cura. Para os compósitos percebe-se que, com 1% de fibra, houve aumento de 23% na tensão de pico e no módulo de elasticidade. Por outro lado, houve redução de 13% na deformação de pico e de 16% na tenacidade. Para adição de 3% de fibra houve redução de 6% e 11%, na tensão e na deformação de pico, respectivamente, e aumento de 9% no módulo de elasticidade. A tenacidade permaneceu inalterada.

A partir dos resultados experimentais, novas equações foram propostas para determinação analítica da resistência a compressão, do módulo de elasticidade e da deformação de pico. Essas equações apresentaram um erro máximo de 14,62% quando comparadas com os resultados experimentais. Uma nova equação é proposta também para avaliação do ramo descendente do diagrama tensão-deformação dos compósitos, visto que a adição de fibras influencia mais significativamente o comportamento após a fissuração. Para o ramo ascendente foi utilizada a equação proposta por Carreira e Chu (1985). A comparação com os diagramas experimentais demonstrou que o modelo proposto pode ser utilizado convenientemente na modelagem de compósitos reforçados com fibras curtas de sisal.

c) Comportamento sob flexão

Foram analisadas, teórico e experimentalmente, vigas compósitas de dimensões 100x100x400 mm, formadas com matriz de argamassa e reforçadas com fibras curtas de sisal, submetidas a ensaio de flexão de 4 pontos. Verifica-se que a adição de fibras reduz significativamente a carga de primeira fissura: para adições de 1%, 2% e 3% as reduções foram de 50,51%, 48,24% e 28,92%, respectivamente, com relação a matriz.

Por outro lado, enquanto a matriz rompe a 0,082 mm os compósitos com fibras apresentam deflexão ultima superior a 3 mm, caracterizando um ganho de tenacidade. Utilizando os índices de tenacidade FT, propostos pela norma japonesa JCSE-SF4 (1983) e pela norma NBN B15-238 (1992), verifica-se um aumento da tenacidade proporcional ao volume de fibras. Utilizando os índices de tenacidade propostos pela norma ASTM C1018 (1992), verifica-se que para os índices I₅ e I₁₀ os melhores resultados de tenacidade foram obtidos com a adição de 1% de fibras, enquanto para os índices I₂₀ e I₃₀, os melhores resultados foram obtidos com a adição de 3% de fibras.

Após a fissuração, os compósitos apresentam uma carga residual, Pmo, que não é

observada na matriz. Comparado com a resistência máxima da matriz, P_m , essa carga residual do compósitos é de 16,37%, 24,56% e 34,59%, para adição de 1%, 2% e 3% de fibras, respectivamente.

Uma análise teórico-computacional, utilizando análise secional com diagramas tensãodeformação não-lineares, permitiu obter curvas teóricas carga-deflexão na flexão muito próximas daquelas obtidas experimentalmente. Isto valida o modelo proposto a ser utilizado no dimensionamento de vigas compósitas reforçadas com fibras curtas de sisal. Verifica-se que o colapso da viga reforçadas com fibras curtas de sisal acontece quando a deformação de tração atinge a deformação última e que, na ruptura, a relação tensão-deformação na região comprimida encontra-se ainda no regime elástico. A posição da linha neutra, quando da ruptura, situa-se a cerca de 10 mm da superfície comprimida.

8.1.3 Laminados compósitos

Foram produzidos e ensaiados experimentalmente laminados compósitos de matriz de argamassa de cimento reforçados com fibras longas de sisal. O método de produção empregado foi a moldagem sob pressão com distribuição manual de reforço. Foram realizados ensaios de tração direta, flexão em quatro pontos de placas espessas e flexão em três pontos de placas esbeltas.Os laminados estudados apresentaram resistência à flexão máxima da ordem de 15 MPa e resistência à tração da ordem de 5 MPa, caracterizando-se como um produto com grande potencial para aplicações estruturais e semi-estruturais.

Para os laminados sob flexão, a adição de fibra reduz a tensão de primeira fissura visível, quando comparado com a matriz. Para volume de fibras maior ou igual a 4,43% houve incremento da tensão após a primeira fissura com o desenvolvimento de múltipla fissuração. Para todos os laminados, houve incremento na deformação última e na tenacidade sob flexão. Sob tração, os laminados apresentaram incremento de tensão, quando comparado com a matriz, e para volume de fibra maior ou igual a 4,43% apresentaram múltipla fissuração e incremento na deformação última.

A distribuição do reforço em três camadas de fibras permitiu a melhor distribuição de fissuração e ganho de resistência para placas esbeltas sob flexão em três pontos. Para placas espessas sob flexão em quatro pontos observou-se o contrário, com o reforço em duas camadas permitindo um melhor desempenho com relação a tensão

máxima e tenacidade. Para os laminados com múltipla fissuração sob tração, percebese que duas camadas de reforço permitem o desenvolvimento de maior quantidade de fissuras que laminado com três camadas. A deformação de pico é maior para laminados com mais camadas.

Comparando com placas reforçadas com outros tipos de fibras, apresentados na literatura, verifica-se que as placas com reforço de sisal apresentam comportamento a flexão semelhante ao das placas reforçadas com fibras de polipropileno. Com relação à resistência à flexão, percebe-se que os laminados reforçados com 5,4% de fibras de sisal apresentam resistência 10% menor que a exigida pelas normas de cimento amianto.

A pressão de moldagem influenciou significativamente o comportamento dos laminados sob flexão. Além do aumento na carga de pico, pôde ser observado ao longo da curva tensão-deflexão, no pós-pico, que a tensão para as placas moldadas sob pressão mantém-se sempre superior àquela moldada sem pressão, indicando que há uma melhoria na aderência entre a fibra e a matriz.

O modo de ruptura dos laminados sob flexão em três pontos é caracterizada pela abertura de uma fissura principal, ao longo do carregamento, e de fissuras radiais a partir do centro. Sob tração, verifica-se que o comprimento do corpo de prova, e conseqüentemente da fibra, influencia significativamente o modo de fissuração do laminado, sendo que laminados com 400 mm apresentaram aproximadamente o dobro da quantidade de fissuras que os laminados com 200 mm de comprimento. Nesses laminados a ruptura aconteceu pelo arrancamento das fibras em fissuras próximas à extremidade do corpo de prova, após a múltipla fissuração.

Dos resultados apresentados verifica-se que, mesmo utilizando fibras vegetais, com baixo módulo de elasticidade e baixa aderência fibra-matriz, é possível obter compósitos laminados com resistências, à tração e à flexão, superiores às da matriz. Além disso, obtém-se um produto com maior tenacidade e deformação de ruptura, o que conseqüentemente lhe confere mais utilidade e segurança.

8.1.4 Durabilidade dos compósitos

Laminados compósitos e placas compósitas reforçadas com fibras longas de sisal foram submetidos a 12 e 25 ciclos de envelhecimento acelerado, sendo que cada ciclo

era composto de molhagem por imersão e secagem em estufa a 70° C. Dos resultados obtidos neste estudo, observa-se que os compósitos com matriz de cimento portland reforçados com fibras de sisal, quando expostos a 12 ou 25 ciclos de molhagem e secagem, apresentaram redução significativa da resistência à flexão e da tenacidade. O comprimento de arrancamento das fibras, após ensaio de flexão, foi reduzido a quase zero para misturas submetidas a 25 ciclos. As fibras, nesse caso, puderam ser rompidas com a força dos dedos. Essa mistura apresentava um teor de hidróxido de cálcio livre de cerca de 8%, ao 28 dias de hidratação.

Para evitar a perda precoce de resistência, tentou-se reduzir a alcalinidade do meio e o teor de hidróxido de cálcio da mistura através da substituição de 30% do cimento por metacaolinita ou resíduo de tijolo cerâmico. A adição de resíduo tijolo cerâmico mostrou-se ineficaz quanto a melhoria da durabilidade dos compósitos sob ciclos de envelhecimento acelerado de molhagem-secagem. A utilização de metacaolinita, por outro lado, conseguiu reduzir a zero o teor de hidróxido de cálcio em pastas hidratadas, e as placas compósitas fabricados com esta mistura apresentaram, mesmo após 25 ciclos de envelhecimento acelerado, menos de 30% de perda de resistência e tenacidade. O comprimento de arrancamento, após a ruptura por flexão, mostrou-se inalterado, quando comparado com a mistura sem envelhecimento, visto que as fibras não apresentavam qualquer tipo de alteração visível.

Para o laminado produzido com matriz de cimento-metacaolinita houve uma fragilização da matriz com o envelhecimento acelerado, o que causou a redução da tenacidade e módulo de ruptura. Essa fragilização foi caracterizada pelo surgimento de fissuras de origem térmica na matriz, que ocasionou delaminação durante o ensaio de flexão. A análise do comprimento de arrancamento das fibras após o envelhecimento acelerado, demonstrou que as fibras ainda mantinham resistência significativa mesmo com o enfraquecimento da matriz, garantindo certa resistência ao laminado.

Os resultados apresentados indicam que, com a substituição de parte do cimento por metacaolinita, os compósitos reforçados com fibra de sisal não apresentam a deterioração precoce observada para compósitos com matriz de cimento somente, sendo uma alternativa promissora para aplicação na construção civil.

8.2 PROPOSTAS PARA ESTUDOS POSTERIORES

Alguns estudos devem ser feitos para que se possa obter um perfeito entendimento do

comportamento físico e mecânico dos compósitos reforçados com fibras de sisal, e para permitir sua utilização como elemento construtivo:

- Determinação de correlação entre propriedades físicas e mecânicas de compósitos reforçados com fibras de vários tamanhos e volumes;
- Avaliação de vigas compósitas reforçadas com fibras longas de sisal;
- Desenvolvimento de laminados com novos formatos (placas corrugadas) e com variada pressão de moldagem;
- Determinação do teor ótimo de reforço para compósitos laminados;
- Avaliação do comportamento dos compósitos com matriz cimento-metacaolnita sob envelhecimento natural;
- Avaliação das variações dimensionais dos laminados devido ao efeito de temperatura e umidade.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT-ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, **NBR 5641 Chapas** estruturais de cimento amianto: determinação da resistência à flexão, 1977

ABNT-ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NBR 6118 (NB-1) Projeto e execução de obras de concreto armado - procedimento, 1978

ABNT-ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NBR 7215 Ensaio de cimento Portland, 1979

ACI COMMITTEE 318 ACI 318-89 (revised 1992) - Building code requirements for reinforced Concrete and ACI 318R-89 (revised 1992) - comentary, **Manual of Concrete Practice**, july 1992

ACI COMMITTEE 544 ACI 544.1R-82 State-of-the-Art on fiber reinforced concrete, 1982.

ACI COMMITTEE 544 ACI 544.4R-88 Design considerations for steel fiber reinforced concrete. **ACI Structural Journal**, p. 563-590, sept-oct.1988

ACI COMMITTEE 544 ACI 544.2R-89. Measurement of Properties of fiber reinforced concrete. **Matériaux et Constructions**, V.17, N.102, Nov/Dez, 1989.

ACI COMMITTEE 363 ACI 363-92 State-of-the-Art Report on High Strength Concrete, 1992, 55 p.

AFNOR P18-409, **Beton avec fibres métalliques** - Essai de flexion, P18-509, L'association Française de Normalisacion y Certification (AFNOR), France, 8 p.

AGOPYAN, V. Materiais reforçados com fibras para a construção civil nos países em desenvolvimento: o uso de fibras vegetais. São Paulo, 1991. 204p. Tese (livre-docência) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1991

AGOPYAN, V.; CINCOTTO, M.A.; DEROLLE, A. Durability of vegetable fibre reinforced materials. In: QUALITY FOR BULIDING USERS TROUGHT THE WORLD. **Anais...** Paris, CIB, V. 1, p. 353-363, 1989

AHMAD, S. & SHAH, S. Complete stress-strain curve of concrete and nonlinear desigN. In: NONLINEAR DESIGN OF CONCRETE STRUCTURES, Waterloo. **Simposyum...**, Waterloo, 1979

AKIHAMA, S.; SUENAGA, T.; BANNO, T., The behvaiour of carbon fibre reinforced cement composites in direct tension, **The international journal of cement composites and lightweight concrete,** V.6, N.3, 1984.

ALLEN, H.G., Stiffness and Strength of two glass fibre reinforced cement laminates, **Journal Composite Materials**, N. 3, p.151-158, 1971

ARGON, A & SHACK, W. Theories of fibre cement and fibre concrete. In: FIBRE REINFORCED CEMENT AND CONCRETE, London, 1975. **Symposium...**The Construction Press, London, 1975.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM C 220 Standard specification for flat asbestos-cement sheets, **Annual Book of ASTM Standards**, 1991

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM C 1018 – 92, Standanrt Test Method foe Flexural Toughness and First-Crack Strength of Fibre-Reinforced Concrete (Using beam with Third Point-Loading), **Annual Book of ASTM Standards**, Vol. 04.02, ASTM, Philadelphia, 1992.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM C 459 Standard test methods for asbestos-cement flat products, **Annual Book of ASTM Standards**, V.04.05, 1997

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM C 947 Standard test method for flexural properties of thin-section glass-fiber-reinforced concrete (using simple beam with third-point loading), **Annual Book of ASTM Standards**, 1999.

AVESTON, J.; COOPER & KELLY, A. Single and multiple fracture. In: THE PROPERTIES OF FIBRE COMPOSITES, **Proceedings...**United King, 1971

AVESTON, J.; KELLY, A. Theory of multiple fracture of fibrous composites, **Journal of Materials Science**, V.8, p.352-362, 1973.

AVESTON, J.; MERCER, R.A.; SILLWOOD, J.M. Fibre-Reinforced Cements – Scientific Foundations for Specifications, **Composites – Standards, Testing and Design national Physical Laboratory**, 8-9, p. 93-103, April 1974.

BALAGURU, P.N.; SHAH, S.P. **Fiber-reinforced cement composites**, McGraw-Hill, Inc., New York, 1992.

BANTHIA, N; MONCEF, A.; SHENG, J. Uniaxial tensile response of cement composites reinforced with high volume fractions of carbon, steel, and polypropylene fibers. In: ACI SP146 THIN REINFORCED CONCRETE PRODUCTS AND SYSTEMS, Porto Rico, 1992 **Symposium...**, Edited by P. Balaguru, Detroit, 1994. 160p.

BANTHIA, N.; TROTTIER, J., Test methods for flexural toughness characterization of fiber reinforced concrete: some concerns and a proposition, **ACI Materials Journal**, V.92, N. 1, p.48-57, jan-feb 1995.

BARANDYANA, J.S. Sisal fibre concrete roofing sheets, In: BUILDING MATERIALS FOR LOW-INCOME-HOUSING IN ASIA AND ...SCAP-RILEM CIB, Bankok, **Symposium...**, p.57-63, 1987

BARATA, M.S. Concreto de alto desempenho no Pará: estudo da viabilidade técnica e econômica da produção de concreto de alto desempenho com os materiais disponíveis em Belém e através do emprego de adições de sílica ativa e metacaulim. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 1998.

BARR, B.; DAWOOD HASSO, E.B., The precision of toughness indexes based on multiples of first-crack deflections, **ACI Journal**, November-December 1985.

BENTUR, A. Long term performance of fibre reinforced cements and concretes. **Proceedings...** 1994

BENTUR, A.; MINDESS. **Fibre reinforced cimentitious composites**, London: Elsevier Science Publishers LTD, 1990.

BERHANE, Z. Performance pf natural fibre reinforced mortar roofing tiles. **Materials** and **Structures**, V.27, p.347-352, 1994.

BESSEL, T. J.; MUTULI, S.M., The interfacial bond strength of sisal-cement composites using tensile test, **Journal of Materials Science Letters**, p.244-246, 1982.

BREYSSE, D., ATTAR, A., SOULIER, B., MESUREUR, B. Modélisation de la réponse en traction du béton renforcé de fibres metalliques, **Materials and Structures/Matériaux et Constructions,** V.30, p.259-268, jun. 1997.

BRUM, E. A maldição do amianto **Revista Época**, 16 de abril de 2001.

CABRERA, J.G.; LYNSDALE, C.J. The effect of superplasticisers on the hydration of normal portland cement. L'industria italiana del cimento, V.7-8, p.532-541, 1996

CARREIRA, D.J. & CHU, K., Stress-strain relationship for plain concrete in compression, **ACI Materials Journal**, p.797-804, Nov-dec. 1985.

CARREIRA, D.J. & CHU, K., Stress-strain relationship for reinforced concrete in tension, **ACI Materials Journal**, p.21-28, Jan-feb. 1986

CANOVAS, M. F.; KAWICHE, G..M.; SELVA, N.H. Possible ways of preventing of vegetable fibres in cement mortar. In: 2ND INTERNATIONAL RILEM, **Symposium...**, p. 120-129, 1990.

CANOVAS, M. F.; SELVA, N.H.; KAWICHE, G..M. New economical solutions for improvement of durability of Portland cement mortars reinforced with sisal fibres. **Materials and structures**, V. 25, p. 417-422, 1992.

CASTRO, J.; NAAMAN, A.E., Cement mortar reinforced with natural fibers, **ACI Journal**, p.69-78, January-February 1981.

CEPED **Utilização de fibras vegetais no fibro-cimento e no concreto-fibra** BNH-DEPEA, Rio de Janeiro, 1982.

CHAUDRI, M. A.; JAMIL; N.A. A study of physical properties of indigenous sisal fibres under various conditions. **Pakistan Journal Sci. Ind. Research.** V. 15, N. 6, p. 405-412, December 1972.

CHATVEERA, B.; NIMITYONGSKUL, P. Mechanical properties of sisal fiber-mortar composites containing rice husk ash, In: SYAMI, R.N. **Fibre reinforced cement and concrete**, RILEM, 1992.

COHN, M. & GHOSH, S. Ductility of reinforced concrete sections in bending. In: INELASTICITY AND NON-LINEARITY IN STRUCTURAL CONCRETE, Waterloo, 1973. **Symposium...** University of Waterloo Press, Canada, 1973.

COLEMAN, N.J.; PAGE, C.L. Aspects of the pore solution chemistry of hydrated cement pastes containing metakaoliN. **Cement and concrete research**. V. 27, N. 1, p. 147-154, 1997.

COMMITTEE EURO-INTERNATIONAL DU BETON (CEB) & FEDERATION INTERNATIONALEDE LA PRÉCONTRAINTE (FIP). **Model Code 1990 - Design code**, Lausanne: Thomas Telford Services Ltd, 1991.

COMMITTE EURO-INTERNATIONAL DU BETON (CEB) **Durable concrete structures : design guide**, Lausanne: Thomas Telford Services Ltd, 1992.

COUTTS, R.S.P. Wood fibre reinforced cement composites. In: NATURAL FIBRE REINFORCED CEMENT AND CONCRETE, V.5, **Anais...** Edited by R.N.Swamy, Blackie and Son Ltd, London, 1988.

COUTTS, R.; WARDEN, P. Sisal pulp reinforced cement mortar. **Cement & concrete composites**, V. 14, p.17-21, 1992.

COX, H. L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. **British journal of applied physics**, V.3, p.72-79, march 1952.

CRAIG, R. Flexural behavior and design of reinforced fiber concrete members. In: American Concrete Institute **SP-105: Fiber reinforced concrete properties and applications**, Detroit, 1987.

DEMENT, J.M; BROWN, D.P. AND OKUN, A. Follow-up study of chrysotile asbestos textile workers: cohor mortality and case-control analyses. **American Journal of Ind. Med.**; 26:431-437, 1994.

DNPM (DEPARTAMENTO NACIONAL DE PESQUISA MINERAL) **Sumário Mineral 1999**, Rio de Janeiro, 2000.

DWECK, J. BUCHLER, P.M.; COELHO, A.C.V.; CARTLEDGE, F.K. Hydration of a Portland cement blended with calcium carbonate. **Termochimica acta**, V.346, p.105-113, 2000.

EL DEBS, M.K.; NAAMAN, A.E. Bending behaviour of mortar reinforced with steel meshes and polymeric fibers, **Cement and concrete composites**, V.17, p.327-338, 1995.

EVANS, P.D., An Introduction to Wood–Cement Composites, In: WOOD-CEMENT COMPOSITES IN THE ASIA-PACIFIC REGION, Canberra, 2000. **Proceedings...**Canberra, Australian Centre for International Agricultural Research, V.1, p.7-12, 2002.

EZELDIN, A.; SHIAH, T., Analytical immediate and long-term deflections of fiberreinforced concrete beams. **Journal of structural engineering**, V. 121, N. 4, April 1995.

FANNELA, D.A.; NAAMAN, A.E., Stress-strain properties of fiber reinforced mortar in compression, **ACI Journal**, p.475-483, Jul-aug 1985.

FAO (FOOD AND AGRICULTURE ORGANIZATION OF THE UNITED NATIONS), **HF/ST/2000 - Compendium of statistics on hard fibres**, june 2000.

FARAGE, M.C.R., **Influência da resistência do concreto na ductilidade de vigas**. 1995. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil), PEC/UFRJ, Rio de janeiro, 1995.

FISHER, A.K.; BULLEN, F.; BEAL, D., The durability of cellulose fibre reinforced concrete pipes in sewage applications. **Cement and concrete research.** V. 31, p.543-553, 2001.

FRIAS, M.; CABRERA, J. Pore size distribution and degree of hydration of metakaolincement pastes. **Cement and concrete research.** V. 30, p. 561-569, 2000.

GALE, D.M. Synthetic fibers in thin-section cement products: a review of the state of the art. In: ACI SP146 THIN REINFORCED CONCRETE PRODUCTS AND SYSTEMS, Porto Rico, 1992 **Symposium...**, , Edited by P. Balaguru, Detroit, 1994. 160p.

GANESSHALINGAM, R.; PARAMASIVAM, P.; NATHAN, G. Na evaluation of theories and a design method of fibre cement composites. **The international journal of cement composites and lightweight concrete,** V.3, N.2, may 1981.

GASSAN, J.; BLEDZKI, A.K. Possibilities for improving the mechanical properties of jute/epoxy composites by alkali treatment of fibres. **Composites science and technology**, V.59, p.1303-1309, 1999.

GASSAN, J. A study of fibre and interface parameters affecting the fatigue behaviour of natural fibre composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**. V.33, March 2002.

GHAVAMI, K.; VAN HOMBEECK Application of coconut husk as an insulating material In: SYMPOSIUM ON BUILDING CLIMATOLOGY. Moscow, 1982. **Symposium...** CIB, Moscow, p.1-10, 1982.

GHAVAMI, K Application of Bamboo as Low-Cost Energy Material In: Civil Engineering CIB / RILEM. MEXICO, p.526 - 639, 1989.

GONÇALVES, J. P.; LIMA, P. R. L.; TOLEDO FILHO, R. D.; FAIRBAIRN, E. M. R. Penetração de água em argamassas de argila calcinada-cimento portland In: V SIMPOSIO BRASILEIRO DE TECNOLOGIA DE ARGAMASSAS: ARGAMASSAS PARA O FUTURO, 2003, São Paulo. **Anais...**, p.399 – 410, 2003.

GOPALARATNAM, V.S.; SHAH, S.P., Softening response of plain concrete in direct tension, **ACI Materials Journal**, p.310-323, May-Jun 1985.

GOPALARATNAM, V.S.; GETTU, R., On the characterization of flexural toughness in Fibre Reinforced Concretes, **Cement and Concrete Composites**, p.239-254, 1995.

GRAM, H.E. Durability of natural fibres in concrete, Swedish cement and concrete research institute, **Research Fo.1:83**, Stockolm. 1983, 255p.

GRUGER, K.A. RAMLOCHAN, T.; BODDY, A.; HOOTON, R.D.; THOMAS, M.D.A. Increasing concrete durability with high-reactivity metakaoliN. **Cement and concrete composites**, V.23, p.479-484, 2001.

HANNANT, D.J., The effect of post cracking ductility on the flexural strength of fibre cement and fibre concrete. In: FIBRE REINFORCED CEMENT AND CONCRETE, RILEM. **Symposium**... Vol. 2, p. 499-5081975.

HUGHES, B.P.; FATTUHI,N.I., Load-deflection curves for fibre-reinforced concrete beams in flexure, **Magazine of Concrete Research**, V.29, N.101, p.199-206, december 1977.

HUGHES, B.P., Experimental test results for flexure and direct tension of fibre cement composites, **The international journal of cement composites and lightweight concrete**, V.3, N.1, February 1981.

JCI SF4, **Method of test for flexural strength and flexural toughness of fibre reinforced concrete**. JCI Standards for test methods of fibre reinforced, Japan Concrete Institute, pp-45-51, Japan, 1983.

JENG, F.; LIN, M.; YUAN,S., Performance of toughness indices for steel fiber reinforced shotcrete, **Tunnelling and underground space Technology**, V17, p.69-82, 2000.

JIANG, H.; VALDEZ, J.A.; ZHU, Y.T.; BEYERLEIN, I.J./ LOWE, T.C., The strength and toughness of cement reinforced with bone-shaped steel wires, **Composites science and technology**, V. 60, p.1753-1761, 2000.

KHAJURIA, A.; EL-SHAKRA, Z.; GOPALARATNAM, S.; BALAGURU, P. Influence of test control on the load-deflection behavior of FRC, In: FIBER REINFORCED CONCRETE – DEVELOPMENT AND INOVATIONS, **Proceedings...**Edited by S.P.Shah and J. Daniel, ACI SP-142, 1994

KHALOO, A. R. Behavior of date-leaf fiber reinforced mortar. **Concrete International**, Aug. 1998.

KOLIAS, S., Investigation of the possibility of estimating concrete strength by porosity measurements, **Materials and structures**, V.27, p.265-272, 1994.

KORMELING, H.A.; REIHHARDT, H.W., Strain rate effects on steel fibre concrete in uniaxial tension, **The international journal of cement composites and lightweight concrete**, V.9, N.4, p.197-204, November 1987.

KRSTULOVIC-OPARA, N.; MALAK, S., Micromechanical tensile behaviour of slurry infiltrated continuous-fiber-mat reinforced concrete (SIMCON), **ACI material journal**, V.94, N.5, September-October 1997.

LANGE, D.A.; OUYANG, C.; SHAH, S.P., Behaviour of cement based matrices reinforced by randomly dispersed microfibers, **Advanced cement based materials**, 3: 20-30, 1996.

LAWS, V., The efficiency of fibrous reinforcement of brittle matrices, **Journal of Physics series D: applied Physics**, V.4, p. 1737-1746, 1971.

LAWS, V., LAWRENCE, P; NURSE, R. Reinforcement of brittle material by glass fibers, **Journal of Physics series D: applied Physics**, V.6, N. 19-B, p.523-537, 1973.

LAWS, V. & ALI, M.A., The tensile Stress/Strain curve of brittle matrices reinforced with Glass-Fibre, In: FIBRE-REINFORCED MATERIALS, Institute of Civil Engineers, London, **Conference ...** p.101-109, 1977.

LAWS, V., Stress/Strain curve of Fibrous composites, **Journal of Materials Science Letters**, N.6, p.675-678, 1987.

LAWRENCE, P., Some theoretical considerations of fiber pullout form elastic matrix, **Journal of Materials Science Letters**, V.7, N.1, p.1-6, 1972.

LEWIN; PEARCE Fiber chemistry, 1985

LI, V.C., MISHRA. D.K., WU, H., Matrix design for pseudo-strain-harding fibre reinforced cementitious composites, **Materials and Structures**, V.28, p. 586-595, 1995.

LI, V.C., Postcrack scaling relations for fiber reinforced cementitious composites, **Journal of Materials in Civil Engineering**, V.4, N. 1, p.41-57, February 1992.

LI, V.C.; WANG, Y.; BACKER, S. A micromechanical model of tension-softening and bridging toughnening of short random fiber reinforced brittle matrix composites, **Journal Mech. Phys. Solids**, V.39, N. 5, p.607-625, 1991.

LI; MIHASI; WI; ALWAN; BRINCKER; HORII; LENG; MAALEJ and STANG Micromechanical models of mechanical response of HPFRCC. In: HIGH PERFORMANCE FIBER REINFORCED CEMENT COMPOSITES 2, **Proceedings...**1995, Edited by A E Naaman and H.W. Reinhardt, USA, June 1995.

LI, Z.; LI, F.; CHANG, T.P.; MAI, Y., Uniaxial tensile behaviour of concrete reinforced with randomly distributed short fibers, **ACI materials journal**, V.95, N.5, September-October 1998.

LIMA, P.R.L.; TOLEDO FILHO, R.D., Stress-strain stress-strain behaviour of SISAL fibre-cement mortar composites in compression, In: CONFERENCE ON SCIENCE AND TECHONOLOGY OF COMPOSITES, Mar del Plata, **Anais...**, 2001.

LIMA, P.R.L.; TOLEDO FILHO, R.D.; FREITAS. S.M., Modelling the tensile stressstrain behaviour of sisal fibre-cement mortar composites, In: CONFERENCE ON SCIENCE AND TECHONOLOGY OF COMPOSITES, Mar del Plata, **Anais...**, 2001.

MAALEJ, M. LI, V.C.; Flexural strength of fiber cimentitious composites, **Journal of Materials in Civil Engineering**, V. 6, N.3, p.390-406, august 1994.

MALHORTA, S.K.; DAVE, N.G. Investigation into the effect of addition of flyash and burnt clay pozzolana on certain engineering properties of cement composites. **Cement and concrete composites**, V. 21, p. 285-291, 1999.

MANGAT, P.S. & GURUSAMY, K., Flexural strength of steel fibre-reinforced cement composites, **Journal of Materials Science**, 22, p.3103-3110, 1987.

MANSUR, M.; AZIZ, M. A study of jute fibre reinforced cement composites, **The International journal of cement composites and lightweight concrete**, V.4, N.2, May 1982.

MANSUR, M.; AZIZ, M. Study of bamboo-mesh reinforced cement composites, **The International journal of cement composites and lightweight concrete**, V.5, N.3, p.165-171, May 1982.

MARÍAS, Quimica y fisica de las fibras textiles. Madrid, 1976

MINISTÉRIO DA CIÊNCIA E TECNOLOGIA, Convenção sobre mudança do clima, **Desertificação**, Disponível em <u>http://www.mct.goV.br/clima/comunic_old/desert.htm</u>, Acessado em 23 de julho de 2003.

MEHTA, P.; MONTEIRO, P. Concreto: estrutura, propriedades e materiais. São Paulo: PINI, 1994.

MOBASHER, B.; OUYANG, C.; SHAH, S.P., Modelling of fiber toughening in cementitious materials using an R-curve approach, **International Journal of fracture**, V.50, 199-219, 1991.

MORRISEY, F.E., COUTTS, R.S.; GROSSMAN, P.U., Bond between cellulose fibres and cement, **International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete**, V.7, N.2, p.73-80, May 1985.

MWAMILLA, B.L.M. Characteristics of natural fibrous reinforcement in cement-based matrices. In: BUILDING MATERIALS FOR LOW-COST HOUSING. Bankok, **Symposium...** p.87-93, 1987.

NAAMAN, A.E., NAMUR, G.G., ALWAN, J.M., NAJM, H.S., Fiber pullout and bond slip. I: Analytical study, **Journal of structural engineering**, V. 117, p.2769-2800, Sep.1991.

NAAMAN, A.E.; SHAH, S.P.; THRONE, J.L. Some developments in polypropylene fibers in concrete. In: FIBER REINFORCED CONCRETE-INTERNATIONAL SYPOSIUM, SP 81, American Concrete Institute, **Symposium...** Detroit, p.375-396, 1984.

NAAMAN, A.E. New fiber technology. Concrete international, p. 57-62, July 1998.

NAAMAN, A.E. Ferrocement & laminates cementitious composites, Techno Press 3000, Ann Arbor, 2000, 372p.

NATARAJA, M.C., DHANG, N. GUPTA, A.P.,. Stress-strain curves for steel-fiber reinforced concrete under compression, **Cement and concrete composites**, 21, p.383-390, 1999.

NBN B 15 238 Essais des betons reforce de fibres – Essai de flexion sur éprouvettes prismatiques, Insitute Belge de Normalisation (IBN), Brussels, Belgium, 1992, 9 p.

NGOLLÈ, A. ; PÉRA, J., Microstructural based modelling of the elastic modulus of fiber reinforced cement composites. **Advanced cement based materials**, 6, p.130-137, 1997.

NILSSON, L. Reinforced of concrete with sisal and other vegetable fibres. Swedish Council for Research, **Document no. 12**, Stockolm, 1975.

OHIGASHI, T., Fracture energy of glass fiber reinforced cement composites: method of determination, **Cement and concrete research**, V.14, p.349-359, 1984.

OHNO, S., HANNANT, D.J., Modelling the stress-strain response of continuous fiber reinforced cement composites, **ACI Materials Journal**, V.91, N.3, p.306-312, May-June 1994.

OKAFOR,F.; EZE-UZOMAKA, O,; EGBUNIWE, N. The structural properties and optimum mix proportions of palmnut fibre-reinforced mortar composite. **Cement and concrete research**, V.26, N.7, p. 1045-1055, 1996.

OKSMAN, K.; WALLSTROM, L.; BERGLUND, L.; TOLEDO FILHO, R.D. Morphology and mechanical properties of unidirectional sisal-epoxy composites. **Journal Applied Polymer Science**, p.2358-2365, 2002.

OUYANG, C; ALVAREZ, A. P. SHAH, S.P. Pull-out of aligned and inclined fibers from cement-based matrices, **Journal of engineering mechanics**, ASCE, V. 120, N. 12, p.2641-2659, December 1994.

OUYANG, C; WOLLRAB, E.; KULKARNI, S.M.; SHAH, S.P. Prediction of cracking response of reinforced concrete tensile members, **Journal of structural engineering**, V. 123, N. 1, p.70-78, january 1997.

PADILHA, J. A. S.; TOLEDO FILHO, R. D.; LIMA, P. R. L.; JOSEPH, K.; LEAL, A.F. Argamassa leve reforçada com polpa de sisal: compósito de baixa condutividade térmica para uso em edificações rurais. **Engenharia agrícola** V.21, N.01, p.1-11, 2001.

PAPADAKIS, V.G.; FARDIS, M.N.; VAYENAS, C.G. Hydration and carbonation of pozzolanic cements. **ACI Materials journal**, V.89, N.2, p. 119-130, March-April 1992.

PARAMASIVAM, P.; FWA, T.F.; LAU, C.M., Bending behaviour of concrete sections with thin cement composite overlay for pavement application, In: Thin Reinforced concrete products and systems, ACI SP-146. **Symposium...**, Edited by Balaguru, p.91-110, 1994.

PARIMI, S.; SRIDHAR RAO, J. Fracture toughness of fibre concrete. In: International symposium of fibre reinforced concrete, ACI SP-44. **Symposium...**, p.80-92, oct. 1973.

PAKOTIPRAPHA, B.; PAMA, R.; LEEM S., Behavior of a bamboo fibre-cement paste composite. **Journal of ferrocement**, V. 13, N.2, April 1983.

PAKOTIPRAPHA, B.; PAMA, R., LEEM S. Behavior of a bamboo fibre-cement paste composite. **Journal of ferrocement**, V. 13, N. 3, July 1983.

PARAMASIVAM, P.; NATHAN, G.K.; DAS GUPTA, N.C. Coconut fibre reinforced corrugated slabs, **International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete**, V.6, N.1, p.19-27, February 1984.

PERSSON, H.; SKARENDAHL, A. IN. FORUM ON APPROPRIATE INDUSTRIAL TECHNOLOGY, Edited by United Nations industrial development organization (UNIDO), New Delhi, India, 1978, 57p.

PERSSON, H.; SKARENDAHL, A. Sisal-fibre concrete for roofing sheets and other purposes, In: APPROPRIATE INDUSTRIAL TECHNIQUE FOR CONSTRUCTION AND BUILDING MATERIALS. **Monographs on appropriate industrial technique**, N.12, 1980, United Nations, 1980.

PURNELL, P.; SHORT, N.R.; PAGE, C.L. *et al*, Accelerated ageing characteristicis of glass-fibre reinforced cement mada with new cementitious matrices, **Composites: part A**, 30, p.1073-1080, 1999.

QIAN, X.; ZHOU, X.; MU, B.; LI, Z., Fiber alignment and property direction dependency of FRC extrudate, **Cement and concrete research**, 33, p. 1575-1581, 2003.

RAJAGOPALAN, K; PARAMESWARAN, V; RAMASWAMY, G. Strength of steel fibre reinforced concrete beams. **Indian concrete journal**, V.48, N.1, p.17-25, jan.1974,

RILEM THECNICAL COMMITIEE 49 TFR. Testing methods for fibre reinforced cement-based composites., **Matériaux et Constructions**, V.17, N.102, Nov/Dez, 1984.

RODRIGUES, V., **Pesquisa dos estudos e dados existentes sobre desertificação no brasil,** PROJETO BRA 93/036 , Plano Nacional de Combate à Desertificação, Ministério do Meio Ambiente, dos Recursos Hídricos e da Amazônia Legal, Brasília/1997

RODRIGUES, **Compósitos a base de cimento reforçado com polpa de bamboo: produção e caracterização quanto a durabilidade**, Proposta de Tese (Doutorado em Engenharia), DEC-PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2001.

ROMUALDI, J.; BATSON, G., Mechanics of crack arrest in concrete. **Journal of the** engineering mechanics division, V.89, p.147-168, 1963.

ROY, D.M.; ARJUNAN, P. SILSBEE, M.R. Effect of silica fume, metakaolin, and lowcalcium fly ash on chemical resistance of concrete. **Cement and concrete research.** V. 31, p. 1809-1813, 2001. SARGIN, M. Stress-strain relationship for concrete and the analysis of structural concrete sections. **Study N.4**, Solid Mechanics Division, University of Waterloo, Waterloo, Ontario, Canada, 1971.

SAVASTANO JR, H., NOLASCO, A. M., LUZ, P. H. C., Análise dos resíduos e subprodutos da agroindústria de fibras vegetais do Brasil para uso em materiais de construção. In: SIMPOSIO DE CIENCIAS DA ENGENHARIA AMBIENTAL, 2., E SIMPÓSIO DO CURSO DE CIENCIAS DA ENGENHARIA AMBIENTAL, 4., 1997, São Carlos SP. **Anais...** Sao Carlos SP: CRHEA-EESC-USP, p.85–87, 1997.

SAVASTANO JR, H., WARDEN, P. G., COUTTS, R. S. P. Brazilian Waste Fibres As Reinforcement For Cement Based Composites. **Cement and Concrete Composites**. V.22, N.5, p.379-384, 2000.

SAVASTANO, H.; JOHN, V.M.; AGOPYAN, V.; FERREIRA, O.P. Weathering of vegetable fibre-clinquer free cement composites. **Materials and Structures**, V.35, p.64-68, January-February 2002.

SAVASTANO, H. Materiais à base de cimento reforçados com fibra vegetal: reciclagem de resíduos para construção de baixo custo. Tese (Livre-docência). Departamento de Engenharia de Construção Civil/EPUSP. São Paulo, 2000.

SCHAFER,H.G.; BRUNSSEN,G.W. Sisal fibre reinforced lost form work for floor slabs, vegetable plants and their fibres as building material, In VEGETABLE PLANTS AND THEIR FIBRES AS BUILDING MATERIAL RILEM N.7.Salvador, **Proceedings...**1990

SELIKOFF, I.J.; HAMMOND, E.C. AND CHURG, J. Mortality experiences of asbestos insulation workers, 1943-1968. In: PNEUMOCONIOSIS. PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL CONFERENCE,.**Proceedings...** Oxford University Press, Johannesburg, Cape Town, p. 180-186, 1969.

SHAH, S.P., CHANDRA,S. Critical stress volume change and Micro-cracking of concrete, **Journal of the ACI**, V. 65, N. 57, p.770-781, Sep. 1968.

SHAH, S.P.; RANGAN, R, Fiber reinforced concrete properties, **ACI Journal**, p.126-135, February 1971.

SHAH, S.P.; NAAMAN, A.E, Mechanical properties of glass and steel fiber reinforced mortar, **ACI Journal**, p.50-53, January 1976.

SHAH, S.P., Do fibers increase the tensile strength of cement-based matrixes?, **ACI materials journal**, V.88, N.6, p.595-602, November-December 1991.

SHAH, S.P.; SWARTZ, S.E.; OUYANG, C.; **Fracture mechanics of concrete:** applications of fracture mechanics to concrete, rock and other quasi-brittle materials, New York, John Wiley & Sons Inc., 1995.

SHI, C.; GRATTAN-BELLEW, P.E.; STEGEMANN, J.A. Conversion of a waste mud into a pozzolanic material. **Construction and building materials**, V.13, p.279-284, 1999.

SHIMIZU,G.; JORILLO, P., Coir fibre reinforced cement based composite Part I: Microstructure and Properties of the fibre mortar, In: FIBRE REINFORCED CEMENT AND CONCRETE, 4th RILEM, 1992, Sheffield. **Symposium...** Published by E & FN Spon, London, 1992, p.1080-1095.

SINGH, M.; GARG, M. Durability of cementitious binder derived from industrial wastes. **Materials and structures/ Matériaux et constructions**, V.30, p.607-612, December 1997.

SILVA, O.; BELTRÃO, N. **O agronegócio do sisal no Brasil**, Brasília: Embrapa-SPI; Campina Grande: Embrapa-CNPA, 1999.

SMITH, G.M.; YOUNG, L.E., Ultimate flexural analysis based on stress-strain curves of cylinders, **Journal of the American Concrete Institute**, V.28, N.6, p.597-609. December 1956.

SOROUSHIAN, P.; LEE, C. Consitutive modeling of steel fiber reinforced concrete under direct tension and compressioN. In: FIBER CEMENTS AND CONCRETES: RECENT DEVELOPMENTS, Ed. Elsevier, p.363-177, 1989. SOROUSHIAN, P.; SHAH, Z.; WON, J.P; HSU, J.W. Durability and moisture sensitivity of recycled wastepaper-fiber-cement composites, **Cement and concrete composites**, V.16, p.115-128, 1994.

SOROUSHIAN, P.; SHAH, Z.; WON, J.P. Aging effects on the structure and properties of recycled wastepaper fiber cement reinforced. **Materials and Structures**, V.29, p. 312-317, June 1996.

STANG, H.; LI, V.C., KRENCHEL, H., Design and structural applications of stress-crack width relations in fibre reinforced concrete, **Materials and Structures**, V.28, , p.210-219, 1995.

STANG, H.; MOBASHER, B.; SHAH, S.P. Quantitative damage chacterization in polypropylene fiber reinforced concrete, **Cement and concrete research**, V. 20, p.540-558, 1990

STUDINKA, J.B, Asbestos sibstitution in the fibre cement industry, **The international** jounal of cement and lightweight concrete. V.11, N.2, May 1989.

SUDENE,BoletimConjuntural,Disponívelemhttp://www.sudene.goV.br/economicos/boletim/CoexpPrdoBA.htmlehttp://www.sudene.goV.br/economicos/boletim/CoexpPrdoPB.html,Acessoemdezembro de 2001.

SWADDIWUDHIPONG, S.; LU, H.; WEE, T. Direct tension test and tensile strain capacity of concrete at early age. **Cement and concrete research**, V.33, p.2077-2084, 2003.

SWAMY, R.N.; MANGAT, P.S. A theory for the flexural strength of steel fiber reinforced concrete, **Cement and concrete research**, p.313-325, 1974.

SWIFT, D.; SMITH, R. The flexural strength of cement based composites using low modulus (sisal) fibres, **Composites**, p.145-148, July 1979.

SWIFT, D.; SMITH, R., Sisal-cement composites and their potential for rural, **Composite Structure**, Elsevier Applied Science Publisher, Edited by I.H. Marshall, p.774-787, 1985.

TASDEMIR, M.A., TASDEMIR, C., AKYÜZ, JEFFERSON, A.D., LYDON, F.D., BARR, B.I.G., Evaluation of strains at peak stresses in concrete: A three-phase composite model approach, **Cement and concrete composites**, 20, p.301-318, 1998.

TEGOLA, A.; OMBRES, L., Limit state of crack widths in concrete structural elements reinforced with vegetable fibres, In: VEGETABLE PLANTS AND THEIR AS BUILDING MATERIALS, 1990, Salvador, **Proceedings...** Second International Symposium RILEM, 1990

TAYLOR, H.F.W. Cement Chemistry, Academic Press Ltd, 1990.

TOLEDO FILHO. R. D.. BARBOSA. N. P... GHAVAMI, Κ Applications of sisal and coconut fibres in adobe blocks In: VEGETABLE PLANTS AND AS BUILDING THEIR FIBRES MATERIALS, 1990. Salvador. RILEM 7, Proceedings..., Londres: Chapman & Hall, V.01. p.139 – 149, 1990.

TOLEDO FILHO, R.D Natural fibre reinforced mortar composites: experimental characterisation, 1997. Tese (Doutorado em Engenharia) - DEC-PUC-Rio/DEC-Imperial College, Rio de Janeiro, 1997.

TOLEDO FILHO, R.D.; GHAVAMY, K. ENGLAND, G.L.; SCRIVENER, K. Development of vegetable fibre-mortar composites of improved durability, **Cement and concrete composites**, 2002.

TOLEDO FILHO, R. D.; GHAVAMI, K.; LIMA, P. R. L. Flexural toughness of sisal and coconut fibre reinforced cement mortar composites IN. FOURTH INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON NATURAL POLYMERS AND COMPOSITES, 2002, Sao Pedro, 2002

TOLEDO FILHO, R.D.; GHAVAMI, K.; ENGLAND, G.L; SCRINEVER, K. Development of vegetable fibre-mortar composites of improved durability. **Cement And Concrete Composites**. V.25, N.2, p.185 - 196, 2003.

TOUTANJI, H.A., Evaluation of the tensile strength of cement-based advanced composite wrapped specimens, **Composites science and technology**, 59, p.2261-2268, 1999

UNCHS (United Nations Centre for Human Settlements - HABITAT) **CO-OPERATION WITH LEAST DEVELOPED COUNTRIES,** Nairobi, 1990

VINSON, K.; DANIEL, J.I., Specialty cellulose fibers for cement reinforcement. In: ACI SP-124 THIN SECTION FIBER REINFORCED CONCRETE AND FERROCEMENT, p.99-124, 1990.

VISALVANICH, K., NAAMAN, A.E., Fracture model for fiber reinforced concrete, **ACI Materials Journal**, p.128-38, March-April 1983.

WANG,Y.; LI, V.C.; BACKER, S., Experimental determination of tensile behaviour of fiber reinforced concrete, **ACI material journal**, V.87, N.5, p.461468, 1990.

WILD, S; KHATIB, J.M.; JONES, A. Relative strength, pozzolanic activity and cement hydration in superplaticised metakaolin concrete. **Cement and concrete research**, V. 26, N. 10, p. 1537-1544, 1996.

WILD, S; KHATIB, J.M. Portlandite consumption in metakaolin cement pastes and mortars, **Cement and concrete research**, V.27, N.1, p.137-146, 1997.

YOUNGQUIST, J.A; ENGLISH,B.E,; SCHARMER, R.C.; CHOW, P.; SHOOK, S.R. Literature review on use of nonwood plat fibers for building materials and panels. **General Technocal Report FPL-GTR-80**. United States Department Agriculture Forest Service, Forest Products Laboratory, Madison, 1994.
Livros Grátis

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

Milhares de Livros para Download:

Baixar livros de Administração Baixar livros de Agronomia Baixar livros de Arquitetura Baixar livros de Artes Baixar livros de Astronomia Baixar livros de Biologia Geral Baixar livros de Ciência da Computação Baixar livros de Ciência da Informação Baixar livros de Ciência Política Baixar livros de Ciências da Saúde Baixar livros de Comunicação Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE Baixar livros de Defesa civil Baixar livros de Direito Baixar livros de Direitos humanos Baixar livros de Economia Baixar livros de Economia Doméstica Baixar livros de Educação Baixar livros de Educação - Trânsito Baixar livros de Educação Física Baixar livros de Engenharia Aeroespacial Baixar livros de Farmácia Baixar livros de Filosofia Baixar livros de Física Baixar livros de Geociências Baixar livros de Geografia Baixar livros de História Baixar livros de Línguas

Baixar livros de Literatura Baixar livros de Literatura de Cordel Baixar livros de Literatura Infantil Baixar livros de Matemática Baixar livros de Medicina Baixar livros de Medicina Veterinária Baixar livros de Meio Ambiente Baixar livros de Meteorologia Baixar Monografias e TCC Baixar livros Multidisciplinar Baixar livros de Música Baixar livros de Psicologia Baixar livros de Química Baixar livros de Saúde Coletiva Baixar livros de Servico Social Baixar livros de Sociologia Baixar livros de Teologia Baixar livros de Trabalho Baixar livros de Turismo