

Envelhecimento de compósitos à base de escória de alto-forno reforçados com polpa celulósica residual de eucalipto

Aging of composites based on blast furnace slag and reinforced with eucalyptus residual cellulose pulp

Aluizio Caldas e Silva
Holmer Savastano Junior
Vanderley Moacyr John

Resumo

Este trabalho analisou compósitos cimentícios reforçados com fibras de celulose, moldados, em escala laboratorial, por meio de adaptações dos processos industriais adotados pelas empresas do setor do fibrocimento. O desempenho físico e mecânico dos compósitos foi avaliado por meio de propriedades macroscópicas consideradas importantes no emprego do material como componente construtivo. A análise dos resultados confirmou a eficiência da incorporação da celulose nas propriedades mecânicas do compósito. A matriz ativada com gipsita e cal hidratada (EGCH) foi menos agressiva às fibras, porém apresentou hidratação incipiente nas primeiras idades e perda de resistência em decorrência da carbonatação. A matriz ativada com cimento Portland (ECP), mais alcalina, apresentou resultados superiores de resistência mecânica nas primeiras idades. Entretanto, ela decompôs as fibras e prejudicou as propriedades mecânicas durante o envelhecimento. A carbonatação reduziu o ataque alcalino da matriz ECP, com a estabilização da resistência e a perda menos acentuada da tenacidade.

Palavras-chave: Fibrocimento. Durabilidade. Escória. Celulose. Sustentabilidade.

Abstract

This study evaluated cement-based composites reinforced with cellulose fibers. The production of composites in laboratory scale is an adaptation of industrial processes for fiber-cement manufacturing. The physical and mechanical behaviors were evaluated using macroscopic properties, considered to be important when that material is used in construction. The results confirmed the benefits of cellulose pulp incorporation for the mechanical properties of the composites. The matrix activated by gypsum and hydrated lime (EGCH) was less aggressive to the fibers, but presented incipient hydration in the initial ages and strength loss as a consequence of carbonation. The matrix activated with Portland cement (ECP) developed higher alkalinity and presented higher mechanical strength values in the initial ages. However, fibers decomposed and impaired mechanical properties during the aging process. Carbonation reduced the alkaline attack of the ECP matrix, stabilizing strength and promoting less intense reduction of toughness.

Keywords: Fiber-cement. Durability. Slag. Cellulose. Sustainability.

Aluizio Caldas e Silva
Escola Politécnica
Universidade de São Paulo
Av. Prof. Almeida Prado, Trav.
2, n. 83, Ed. Eng. Civil, Cidade
Universitária
São Paulo - SP - Brasil
CEP 05508-900
Tel.: (11) 3091-5459
E-mail: alcaldas@usp.br

Holmer Savastano Junior
Construções & Ambiência -
FZEA Universidade de São Paulo
Av. Duque de Caxias Norte, 225
Pirassununga - SP - Brasil
CEP 13635-900
Tel./Fax: (19) 3565-4153
E-mail: holmersj@usp.br

Vanderley Moacyr John
Escola Politécnica
Universidade de São Paulo
Tel.: (11) 3091-5794
E-mail:
vanderley.john@poli.usp.br

Recebido em 26/10/06
Aceito em 20/11/07

Introdução

O emprego de novas matérias-primas pode contribuir para a redução de impactos ambientais e até mesmo para reduzir os custos dos produtos, o que, no longo prazo, pode favorecer a melhora de vida das populações e a sustentabilidade do planeta. Tradicionalmente destinados a aterros, os resíduos agrícolas, urbanos ou industriais estão disponíveis em grandes quantidades. Muitos deles já são potencialmente recicláveis e se apresentam como alternativa pela utilização de matérias-primas naturais. Desse conjunto de resíduos, destacam-se os oriundos da agroindústria das fibras vegetais ou da produção de papel, bem como as escórias, derivadas do beneficiamento do aço (CALDAS E SILVA, 2002; JOHN, 2000).

Os fibrocimentos têm grande emprego na construção civil por permitirem a produção de componentes cimentícios bastante leves, como telhas corrugadas, painéis, caixas d'água e tubos. Estima-se que a produção anual é de 1.300 milhões de metros quadrados de fibrocimento em todo o mundo (HEINRICKS *et al.*, 2000).

Este trabalho tem por objetivo discutir a durabilidade de compósitos com matriz de cimento de escória de alto-forno ativada com clínquer ou uma combinação de cal hidratada e gipsita, com reforço de fibras de eucalipto geradas como resíduo da indústria de polpa de celulose.

Compósitos cimentícios com polpa celulósica

As fibras celulósicas apresentam, normalmente, comprimento inferior a 5 mm e têm sido empregadas no reforço de matrizes de cimento com ou sem adições, combinadas ou não a fibras sintéticas (BEAUDOIN, 1990). A Austrália, seguida pela Nova Zelândia, foi o primeiro país a produzir comercialmente fibrocimentos sem reforço de amianto (COUTTS, 1992; RONGXI, 1995), reforçados exclusivamente com celulose. Essa tecnologia predomina nesses países e nos EUA. Na Europa, no Japão e recentemente no Brasil, é dominante a tecnologia que combina fibras de celulose com fibras de polímeros sintéticos.

Durabilidade de compósitos cimentícios reforçados com polpa celulósica

O desempenho dos compósitos, particularmente no longo prazo, depende da interação das propriedades das fibras com as da matriz. Matrizes ricas em portlandita (hidróxido de cálcio), por

exemplo, podem apresentar durabilidade reduzida. Esses cristais se concentram na interface fibra/matriz, diminuindo a aderência (SAVASTANO; AGOPYAN, 1999). Adicionalmente, o hidróxido de cálcio pode depositar-se dentro do tecido das fibras de celulose e provocar a mineralização dessas fibras, reduzindo a tenacidade do sistema (SAVASTANO; AGOPYAN, 1999; JOHN *et al.*, 2005).

Os compósitos com reforço de polpa de celulose, usados em telhados ou paredes externas, estão sujeitos a alguns agentes de degradação, que atuam de forma simultânea, muitos deles apresentando sinergia entre si.

A incompatibilidade química é o principal agente atuante e decorre da sensibilidade das fibras, particularmente as de origem vegetal, ao meio alcalino produzido pela hidratação do cimento. A água presente nos poros da matriz cimentícia é rica em álcalis e, portanto, possui pH elevado. Embora a composição dessa água varie significativamente com a composição e o envelhecimento da matriz, de uma forma geral, ela é capaz de quebrar ligações químicas poliméricas das fibras, reduzindo o comprimento de cadeia. Como quase toda reação química, a velocidade desse processo de degradação cresce com a elevação da temperatura (AKERS; STUDINKA, 1989), desde que exista água adsorvida no compósito.

A carbonatação, reação da portlandita com o CO₂ atmosférico, é, na maioria das vezes, considerada como agente de degradação de produtos cimentícios. Nos compósitos, seu efeito é muito mais complexo. Em matrizes de cimento Portland com baixos teores de adições, ela provoca a densificação da interface fibra/matriz, e o aumento da aderência entre fibra e matriz, podendo tanto reduzir quanto aumentar a tenacidade. Nessas matrizes, a carbonatação contribui para a diminuição da alcalinidade do meio e para a redução da porosidade do material com a obturação dos poros. O carbonato de cálcio (CaCO₃) é mais denso que o seu hidróxido (Ca(OH)₂), e torna-se assim benéfico (MARIKUNTE; SOROUSIAN, 1994).

No entanto, quando se empregam matrizes cimentícias mais ácidas (menor relação entre CaO e SiO₂), por exemplo, ricas em pozolanas e escória de alto-forno, a carbonatação pode ocasionar a decomposição do silicato de cálcio hidratado (C-S-H), o aumento da porosidade e, conseqüentemente, a redução da resistência mecânica. Esse é o caso de matrizes produzidas pela ativação da escória

granulada de alto-forno por cal hidratada e gipsita (JOHN *et al.*, 2005).

A água, embora fundamental para a hidratação que provoca o crescimento da resistência da matriz, também é um importante fator de degradação (JOHN; AGOPYAN; PRADO, 1997). Ela viabiliza o ataque alcalino e também a carbonatação. A sua capacidade solvente pode levar à decomposição de compostos presentes na fibra e à lixiviação de produtos hidratados ou de produtos da carbonatação. Tanto as matrizes cimentícias como as fibras naturais apresentam variações dimensionais diferentes, se submetidas a variações de umidade. Como essas variações dimensionais são de magnitude diferente, surge o mecanismo chamado incompatibilidade física. Variações de umidade heterogêneas dentro do componente ou que são restringidas por fixações levam ao surgimento de tensões. Ciclos repetidos podem levar à fadiga pela propagação de microfissuras, em mecanismo conhecido como dano progressivo (JOHN *et al.*, 2005; SAVASTANO JUNIOR, 2000), que pode reduzir a resistência mecânica e a ligação entre as fibras e a matriz.

Em menor proporção, dependendo da alcalinidade do material, a ação de fungos também pode ser descrita como agente de degradação (JOHN; AGOPYAN; PRADO, 1997). Os fungos agem pela quebra e pela diminuição das cadeias poliméricas, com a redução do seu grau de polimerização e a destruição progressiva da capacidade de reforço das fibras.

Avaliação da durabilidade

A avaliação da durabilidade pode ser feita por uma combinação de ensaios acelerados, ensaios de envelhecimento natural e até mesmo ensaios em uso (JERNBERG *et al.*, 2004).

Nos ensaios de envelhecimento natural, os compósitos são expostos aos fatores de degradação climáticos, aos quais serão submetidos durante o uso. Para tanto, os corpos-de-prova são geralmente colocados em bancadas voltadas para o equador. Os fatores agem simultaneamente e estão em sua intensidade normal, o que facilita a observação dos efeitos sinérgicos entre eles. Por outro lado, não se tem controle da intensidade dos fatores, uma vez que o clima é bastante variável. O ensaio é considerado lento e requer períodos longos de exposição para que os fatores de degradação possam agir no material (AKERS; STUDINKA, 1989; BENTUR; AKERS, 1989). A bibliografia chega a apresentar resultados de ensaios realizados

em corpos-de-prova após 25 anos de exposição ao meio ambiente (BENTUR; AKERS, 1989).

Os ensaios acelerados possuem a vantagem da rapidez. Possibilitam respostas em menor intervalo de tempo a respeito do desempenho do material ao longo da sua vida útil. Eles se baseiam na simulação de fatores de degradação importantes em intensidades elevadas. Apesar de eficientes no tocante a respostas rápidas, podem fornecer resultados imprecisos, pois é difícil submeter o material a vários fatores simultaneamente e porque a elevada intensidade pode provocar reações diferentes. A degradação acelerada de compósitos fibrosos por meio da carbonatação acelerada do material e do uso de ciclos rápidos de imersão e secagem é técnica consolidada na área (MACVICAR; MATUANA; BALATINECZ, 1999; SOROUSHAN *et al.*, 1994).

Plano experimental

Compósitos produzidos com cimento de escória de alto-forno granulada moída, ativada com clínquer ou uma combinação de cal hidratada e gipsita, reforçados com fibras de celulose de eucalipto geradas como resíduo da produção de polpa celulósica comercial, foram submetidos a ensaios de envelhecimento natural em São Paulo, SP, Brasil, por nove meses e envelhecimento acelerado. As propriedades físicas (como porosidade) e mecânicas (módulo de ruptura e tenacidade) foram utilizadas como indicadores de degradação.

Materiais

Para os compósitos produzidos em laboratório, foram selecionadas duas formulações de matrizes cimentícias: EGCH (88% escória de alto-forno + 10% gipsita + 2% cal hidratada) e ECP (60% escória + 40% cimento Portland). O uso de composições com características químicas e propriedades diferentes teve por finalidade a análise do efeito da alcalinidade sobre as fibras, além das diferenças na cinética de hidratação e degradação. O teor de fibras adicionadas foi de 12% da massa total de sólidos. Esse teor foi escolhido por ter sido o que apresentou melhores respostas em pesquisas anteriores (SAVASTANO JUNIOR, 2000), tanto sob o aspecto de reforço, quanto pela exequibilidade da moldagem.

Para fins de comparação, foi também ensaiado compósito de cimento-amianto comercial retirado de placas planas produzidas pelo método Hatscheck, fornecido pela Infibra - Permatex, de Leme, SP, Brasil.

Fibras

As fibras empregadas são resíduos da produção de pasta celulósica de *Eucalyptus grandis*, pelo processo Kraft, fornecidas pela Aracruz Celulose, ES, Brasil. Essas fibras são resíduos da filtragem dos efluentes do processo de polpação e de branqueamento. As polpas foram secas em estufa com circulação de ar a 65°C até constância de massa, previamente à estocagem em laboratório.

As fibras apresentaram comprimento médio igual a 0,66 mm e espessura de 10,9 µm, medidos respectivamente por analisador óptico automatizado Kajaani FS-200 e por microscopia eletrônica de varredura (MEV). O teor de finos (fibras com menos de 0,2 mm) foi igual a 7,01% em massa, e o *coarseness* (massa por unidade de comprimento) igual a 0,107 mg/m. O número Kappa, uma medida indireta do teor de lignina da polpa celulósica, foi de 6,1 (TECHNICAL ASSOCIATION..., 1986), sendo o valor apresentado próximo ao de polpas químicas submetidas ao processo de branqueamento. A drenabilidade CSF (*Canadian Standard Freeness*) é uma medida da capacidade de filtração da polpa, associada à sucção de água do compósito, e foi igual a 685 mL (STANDARDS AUSTRALIA, 1988). O valor encontrado está próximo ao de polpas não refinadas.

Em decorrência de sua natureza residual, as fibras apresentavam contaminantes, principalmente pequenos cavacos de madeira (aglomerados de fibras não totalmente desintegrados durante o processo de polpação). No entanto, a presença desses contaminantes não gerou nenhum inconveniente em sua aplicação.

Antes do uso, as fibras foram dispersas em água para sua desintegração, com agitador de alta rotação. O agitador utilizado foi um liquidificador industrial, no qual eram colocadas as polpas, na concentração de 5 g a 6 g de fibra por litro de água, e processadas durante 10 min.

Escória de alto-forno

A escória granulada de alto-forno, proveniente da Companhia Siderúrgica Tubarão (CST), ES, Brasil, foi moída até a finura Blaine de 510 m²/kg (ABNT, 1984b). A escolha do tipo e da procedência se deu em razão do conhecimento prévio das características do material, disponíveis em trabalhos científicos de Agopyan (1991), John (1995), Oliveira (2000) e Silva (1998). A finura adotada foi recomendada nas pesquisas citadas, pois alia velocidade de hidratação aceitável da escória a viabilidade técnica e custos de moagem razoáveis. A massa específica da escória,

determinada de acordo com a NBR 6474 (ABNT, 1984a), foi de 2,88 kg/m³.

Os dados da análise química e do teor de álcalis solúveis da escória foram obtidos por Oliveira (2000) e estão apresentados nas Tabelas 1 e 2. A relação CaO/SiO₂ da escória é 1,3 (em massa), sendo definida como básica. O teor de vidro, obtido por meio de contagem em microscópio óptico, de 99,5%, é elevado.

Para avaliação e quantificação de seu poder aglomerante em relação à finura apresentada, foi empregado o método sugerido por Cincotto, Battagin e Agopyan (1992), que consiste na moldagem e na ruptura à compressão de corpos-de-prova cilíndricos de 5 cm x 10 cm, com ativação por soda cáustica. As escórias foram ativadas com solução sódica na concentração de 200 g de soda por litro de água, para relação soda/escória igual a 0,50, e comparadas a misturas confeccionadas com substituição de 40% de escória por cimento Portland e relação água/aglomerante também igual a 0,50. Os resultados das resistências mecânicas são apresentados na Tabela 3.

Os resultados da resistência mecânica das escórias ratificaram a opção pelo uso da finura de 500 m²/kg. Os valores obtidos, acima de 3 MPa às 6 h de idade, confirmam a boa qualidade da escória utilizada (CINCOTTO; BATTAGIN; AGOPYAN, 1992).

Cimento Portland

O cimento Portland, empregado como outra opção de ativador, foi o CP V ARI marca Ciminas, escolhido por sua finura mais próxima à da escória (450 kg/m²) e por seu menor conteúdo de adições. Seus teores de álcalis solúveis e sua composição química são apresentados nas Tabelas 2 e 4 respectivamente. A massa específica do cimento é de 3,01 kg/m³ e situou-se dentro da faixa de variação dos cimentos nacionais entre 2,80 kg/m³ e 3,20 kg/m³.

Gipsita

A gipsita utilizada é proveniente da região do Araripe, PE, Brasil, e sua composição química provável segue na Tabela 5. Seu alto grau de pureza e ausência de resíduos insolúveis contribuiu para sua melhor solubilidade, favorável ao processo de hidratação da escória, de dissolução-precipitação. A massa específica da gipsita é de 2,30 kg/m³, e sua finura Blaine, de 353 m²/kg. O teor de gipsita empregado foi de 10% em relação à massa total de aglomerante.

Determinação	Teor em massa (%)
Perda ao fogo	1,67
SiO ₂	33,78
Al ₂ O ₃	13,11
Fe ₂ O ₃	0,51
CaO	42,47
MgO	7,46
SO ₃	0,15
Na ₂ O	0,16
K ₂ O	0,32
S ²⁻	1,14
CaO livre	0,10
Resíduo insolúvel	0,53

Tabela 1 - Composição química da escória determinada por via úmida (OLIVEIRA, 2000)

Álcali solúvel	Escória	Cimento Portland
Na ⁺	0,004	0,006
K ⁺	0,001	0,303

Tabela 2 - Teores de álcalis solúveis (em %) da escória e do cimento Portland determinados por fotometria de chama segundo o método ASTM C-114 (OLIVEIRA, 2000; ASTM, 2000b)

Aglomerante		Ativador	Resistência mecânica (MPa)			
Tipo	Finura (m ² /kg)		6 h	24 h	48 h	28 dias
Escória	350	Solução sódica	3,1	5,9	7,1	18,0
Escória	500	Solução sódica	5,2	9,2	10,5	23,0
Escória	350	Cimento Portland	0,3	6,9	13,4	39,0

Tabela 3 - Resistências mecânicas das argamassas de escória ativada com solução sódica ou com cimento Portland a diversas idades

Cal hidratada

A cal empregada foi do tipo CH-I (classificação conforme NBR 7175 (ABNT, 1992)), com massa específica igual a 2,28 kg/m³ (ABNT, 1984a) e área específica Blaine de 1.090 m²/kg (ABNT, 1984b). A composição química da cal segue na Tabela 6. A elevada finura da cal contribui com a velocidade de hidratação da escória, por acelerar o processo de dissolução e aumentar sequencialmente a saturação do meio.

Metodologia

Moldagem e adensamento

A mistura foi realizada com o uso de um agitador de eixo vertical, com rotação aproximada de 2.000 RPM, com uma concentração de sólidos de 20% em massa, de forma a permitir a perfeita dispersão das fibras celulósicas e, conseqüentemente, sua melhor distribuição no interior do compósito.

Depois de misturado, o material foi lançado em câmara com dimensões internas de 120 mm x 120 mm, acoplada a bomba de pressão reduzida, para sucção de água do compósito. Depois de retirado o excesso de água, a placa foi compactada manualmente com soquete metálico, e a sucção voltou a ser acionada por mais 2 min. Nesse processo, não existe o controle da relação água/cimento, até porque, dadas a absorção e a

porosidade interna das fibras de celulose, esse valor é pouco relevante.

Após a moldagem, grupos de três placas de uma mesma série, com dimensões aproximadas de 120 mm x 120 mm x 6 mm, intercaladas pela colocação de placas metálicas e telas de drenagem entre elas, foram submetidas à prensagem de 3,2 MPa por 5 min, conforme recomendação de Coutts e Warden (1990). A prensagem das placas retira o excesso de água ainda presente, através de telas colocadas sobre as placas, além de aumentar sua compactação. Os detalhes de moldagem e adensamento das placas estão apresentados na Figura 1.

Cura

As placas prensadas foram acondicionadas, três a três, em sacos plásticos selados e com pouco ar em seu interior, de forma a manter a umidade. Essas embalagens foram mantidas em temperatura ambiente pelo período de sete dias.

Cada placa foi cortada em serra de disco diamantado lubrificado com água e deu origem a três corpos-de-prova com as dimensões nominais de 120 mm x 40 mm x 6 mm.

Os corpos-de-prova foram deixados por mais sete dias em ambiente de laboratório, para, a partir daí, serem submetidos aos diferentes tratamentos de envelhecimento, conforme descrição da Figura 2.

Determinação	Teor (%)
SiO ₂	19,2
Al ₂ O ₃	4,98
Fe ₂ O ₃	3,17
CaO	65,6
MgO	0,36
SO ₃	2,96
Na ₂ O	0,02
K ₂ O	0,57
CO ₂	1,76
Na ₂ O _e	0,40

Tabela 4 - Composição química do cimento Portland (OLIVEIRA, 2000)

Determinação	Teor (%)
CaSO ₄ .2H ₂ O	88,90
CaSO ₄	7,12
CaCO ₃	1,54
MgCO ₃	0,42
MgO	0,16
SiO ₂ + Fe ₂ O ₃ + Al ₂ O ₃	0,84

Tabela 5 - Composição química provável da gipsita (OLIVEIRA, 2000)

Determinação	Teor (%)
Ca(OH) ₂	91,00
Mg(OH) ₂	0,56
CaSO ₄	3,17
CaCO ₃	5,60
SiO ₂	1,50
Al ₂ O ₃ + Fe ₂ O ₃	0,89
H ₂ O livre	0,36
Óxidos totais na base não volátil	92,00

Tabela 6 - Composição química provável da cal hidratada (OLIVEIRA, 2000)

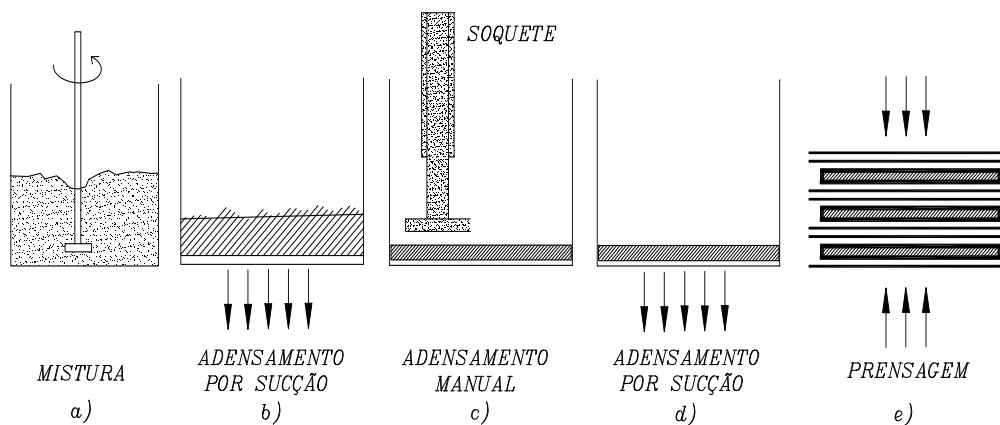


Figura 1 - Esquema da seqüência de produção do compósito

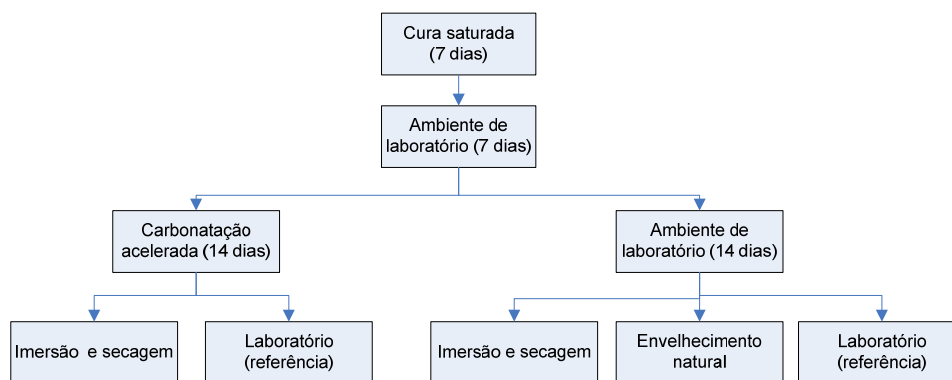


Figura 2 - Sequência e distribuição dos períodos de cura

Caracterização do compósito

Os compósitos foram caracterizados no que se refere a suas propriedades físicas e mecânicas.

As propriedades físicas avaliadas foram massa específica e porosidade do compósito, obtidas de acordo com a norma ASTM C-948-81 (ASTM, 2000a), pela média dos valores de, no mínimo, seis corpos-de-prova previamente ensaiados à flexão.

As propriedades mecânicas foram determinadas pelo ensaio de flexão com três cutelos (vão inferior de 100 mm), para determinação do módulo de ruptura (MOR), do módulo elástico e da energia específica (EE) dos compósitos. Para tanto, utilizou-se máquina universal de ensaios EMIC DL 30000, com velocidade de carga (deslocamento do braço da prensa) de 0,5 mm/min, célula de carga com capacidade última de 5 kN, controlada por programa M-Test (versão 1.01/96). Em cada tratamento, foram ensaiados nove corpos-de-prova das séries produzidas em laboratório (item Moldagem e adensamento).

As deformações correspondentes às cargas aplicadas foram medidas por um transdutor linear variável diferencial (*linear variable displacement transducer* – LVDT) instalado no centro do corpo-de-prova. A energia específica do compósito foi calculada pela relação entre a energia absorvida, obtida da integração da área abaixo da curva carga x deslocamento até o ponto de redução de 50% da carga máxima aplicada, dividida pela área da seção transversal do corpo-de-prova na região da fratura.

Ensaio de envelhecimento

A durabilidade foi avaliada com ensaios de envelhecimento natural, pela exposição dos corpos-de-prova em ambiente externo, e por ensaios de envelhecimento acelerado, por meio de ciclos de imersão e secagem, eventualmente combinados com carbonatação acelerada.

Envelhecimento natural

Os métodos denominados de envelhecimento natural costumam demandar um período de tempo extenso de exposição dos espécimes às intempéries.

Os ensaios de envelhecimento natural dos compósitos seguiram as recomendações de Agopyan (1991), John, Agopyan e Prado (1997) e Akers e Studinka (1989). Os corpos-de-prova foram expostos ao ambiente externo no *campus* da Cidade Universitária da USP, em São Paulo, SP (21°57'02"S, 47°27'50"W, 630 m de altitude), apoiados em bancadas com inclinação de 30° em relação ao eixo horizontal e voltados para o norte magnético. Tal ambiente é classificado como urbano/industrial, com temperatura média anual de 19,1°C, média das temperaturas máximas de 33,4°C, no verão, média das temperaturas mínimas de 18,2°C, no inverno, e precipitação anual de 1.548 mm. No presente trabalho, o envelhecimento natural foi de até nove meses de idade.

Envelhecimento acelerado

Os ciclos de envelhecimento escolhidos neste experimento buscaram simular a ação isolada ou conjunta da água, do CO₂ e da temperatura, na forma de carbonatação acelerada e ciclos de imersão e secagem.

A carbonatação total foi realizada conforme orientação de Akers e Studinka (1989). Utilizou-se câmara fechada, com ambiente saturado de CO₂ e umidade relativa controlada, entre 70% e 75%. O acompanhamento da profundidade da carbonatação dos exemplares foi feita com solução de 2% de fenolfaleína em álcool.

Os ciclos de imersão e secagem compreendiam:

- (a) 6 h de imersão em água potável a 70°C, temperatura que foi escolhida para acelerar o processo de decomposição da fibra pela extração de seus componentes, principalmente a lignina (AGOPYAN, 1991); e

(b) em seguida, 6 h de secagem em estufa com circulação de ar à mesma temperatura.

Corpos-de-prova foram ensaiados após 10, 20 e 40 ciclos, seguidos pela caracterização física e mecânica dos corpos-de-prova.

Cimento-amianto

As placas planas de cimento-amianto comercial foram produzidas pelo método Hatschek em escala industrial e cortadas em corpos-de-prova com as mesmas dimensões e procedimentos descritos para o cimento-celulose. Como nesse processo as fibras estão parcialmente orientadas na direção longitudinal das placas, foram ensaiados seis corpos-de-prova cortados em cada direção (longitudinal e transversal).

Os corpos-de-prova de cimento-amianto foram submetidos a tratamentos de envelhecimento acelerado idênticos aos empregados para os corpos-de-prova de cimento-celulose, antes da determinação de suas propriedades físicas e mecânicas. Esses corpos-de-prova não foram submetidos a envelhecimento natural.

Análise estatística

Para cada série de corpos-de-prova, fez-se o cálculo da média (\bar{X}) e do desvio padrão (DP), e exclusão dos valores espúrios, fora do intervalo ($\bar{X} \pm 2DP$).

Para a determinação das variáveis que influíram significativamente nas propriedades dos compósitos, foi empregada a análise de variância (Anova) de fator único. Em seguida, realizaram-se testes de comparação de médias para análise da diferença significativa entre grupos no nível de significância adotado de 5%.

Resultados e discussão

As Tabelas 7 a 9 trazem os principais resultados dos ensaios físicos e mecânicos realizados para os compósitos à base de escória (EGCH e ECP) e para o cimento-amianto de referência (CA).

Desempenho dos compósitos aos 28 dias

As matrizes ECP e EGCH são significativamente diferentes na composição de produtos hidratados e no grau de hidratação, conforme demonstrado por Oliveira (2000), que estudou matrizes de composição similar confeccionadas com a mesma escória de alto-forno. Segundo a autora, as matrizes EGCH possuem água do poro com pH inferior à das matrizes produzidas pela mistura de 10% de cimento Portland com escória de alto-forno, além de menor grau de hidratação, medido pela água combinada ou pela

escória reagida, do que as matrizes de escória ativada com cimento Portland.

Como consequência do maior grau de hidratação e de diferenças na composição, a matriz ECP apresentou valores de MOR superiores (Tabela 7). Essa formulação também apresentou maior aderência entre fibra e matriz, o que resultou em ganho de resistência à flexão, mas também diminuição da tenacidade, comparativamente com a matriz EGCH aos 28 dias. Isso ocorre porque a energia necessária para arrancamento das fibras é superior à necessária para sua ruptura, sendo esse fator o principal responsável pelo aumento de tenacidade (COUTTS; WARDEN, 1990). Os resultados se mostraram de acordo com publicações precedentes e confirmaram a teoria geral de que há uma compensação entre o aumento de tenacidade e a perda de resistência mecânica e vice-versa (ZHU *et al.*, 1994).

Como consequência do menor grau de hidratação e, possivelmente, de diferenças de empacotamento de partículas, área superficial e reologia, as matrizes EGCH apresentaram massa específica inferior e porosidade maior que as matrizes ECP com mesmo teor de fibras (Tabela 7).

O problema da baixa hidratação da matriz EGCH limitou seu desempenho mecânico. No entanto, esse problema pode ser corrigido pela adoção de técnicas mais sofisticadas de cura ou cura por tempo mais longo, aumento na finura da escória de alto-forno e variação nos teores dos ativadores (cal hidratada e gesso).

Como consequência do menor grau de hidratação e, possivelmente, de diferenças de empacotamento de partículas, área superficial e reologia, as matrizes EGCH apresentaram massa específica inferior (e porosidade maior) que as matrizes ECP com mesmo teor de fibras (Tabela 7).

O problema da baixa hidratação da matriz EGCH limitou seu desempenho mecânico. No entanto, esse problema pode ser corrigido pela adoção de técnicas mais sofisticadas de cura ou cura por tempo mais longo, aumento na finura da escória de alto-forno e variação nos teores dos ativadores (cal hidratada e gesso).

Envelhecimento natural

Os resultados do envelhecimento natural, apresentados na Tabela 7 e resumidos na Figura 3, mostram redução significativa de MOR e EE dos compósitos EGCH no decorrer do tempo.

Matriz	Idade (meses)	Módulo de ruptura (MPa)		Energia específica (kJ/m ²)		Massa específica (g/cm ³)		Porosidade (% em volume)	
		Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP
EGCH	1	8,7	0,6	0,94	0,20	1,26	0,02	44,8	0,4
	3	8,1	0,7	1,18	Nd	1,25	0,03	45,0	0,8
	9	4,4	0,4	0,66	0,08	1,23	0,04	47,4	2,0
ECP	1	12,5	1,2	0,74	0,18	1,42	0,03	35,6	0,9
	3	14,2	2,8	0,34	0,08	1,51	0,01	31,4	0,7
	9	12,4	0,9	0,52	0,05	1,47	0,03	32,8	1,6
CA	1	17,6	0,8	0,36	0,03	1,66	nd	34,9	0,3

Obs.: nd = não disponível

Tabela 7 - Envelhecimento natural. Compósitos à base de escória com 12% de fibra de eucalipto, comparados ao cimento-amianto. Condição prévia: corpos-de-prova não carbonatados

Matriz	Número de ciclos	Módulo de ruptura (MPa)		Energia específica (kJ/m ²)		Massa específica (g/cm ³)		Porosidade (% em volume)	
		Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP
EGCH	0	8,7	0,6	0,94	0,20	1,26	0,02	44,8	0,4
	10	16,5	1,3	0,59	0,10	1,21	0,04	43,4	1,6
	20	15,5	1,5	0,50	0,05	1,23	0,04	40,5	3,0
	40	17,0	1,3	0,47	0,05	1,23	0,02	44,8	0,9
ECP	0	12,5	1,2	0,74	0,18	1,42	0,03	35,6	0,9
	10	9,5	0,6	0,26	0,04	1,35	0,03	36,8	0,7
	20	10,7	1,5	0,17	0,03	1,38	0,04	35,4	1,1
	40	8,8	0,6	0,13	0,03	1,34	0,01	36,4	0,8
CA	0	17,6	0,8	0,36	0,03	1,66	nd	34,9	0,3
	10	17,9	0,2	0,37	0,01	nd	nd	27,9	4,9
	20	19,2	0,9	0,37	0,02	1,57	nd	36,6	0,4
	40	20,4	0,7	0,40	0,01	1,57	nd	37,0	0,3

Obs.: nd = não disponível

Tabela 8 - Ensaio cíclico. Compósitos à base de escória com 12% de fibra de eucalipto, em comparação ao cimento-amianto. Condição prévia: corpos-de-prova não carbonatados

Matriz	Número de ciclos	Módulo de ruptura (MPa)		Energia específica (kJ/m ²)		Massa específica (g/cm ³)		Porosidade (% em volume)	
		Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP
EGCH	0	9,7	1,0	1,05	0,20	1,29	0,04	43,4	1,0
	10	5,0	0,8	0,71	0,19	1,30	0,03	41,4	1,2
	20	nd	nd	nd	nd	nd	nd	37,4	0,8
	40	5,4	0,8	0,83	0,16	1,26	0,04	42,8	1,8
ECP	0	14,8	0,5	0,64	0,06	1,51	0,01	31,3	0,3
	10	15,7	0,7	0,32	0,05	1,50	0,02	29,9	0,5
	20	14,9	1,3	0,33	0,04	1,48	0,03	29,3	0,8
	40	15,9	1,6	0,35	0,05	1,51	0,04	30,4	1,4
CA	0	21,6	0,4	0,33	0,02	1,84	nd	25,1	0,6
	10	22,0	1,3	0,31	0,02	1,83	nd	27,0	4,7
	20	21,5	0,8	0,30	0,03	1,77	nd	28,9	0,2
	40	20,7	1,3	0,29	0,02	1,74	nd	30,0	0,4

Obs.: nd = não disponível

Tabela 9 - Ensaio cíclico. Compósitos à base de escória com 12% de fibra de eucalipto, em comparação ao cimento-amianto. Condição prévia: corpos-de-prova carbonatados

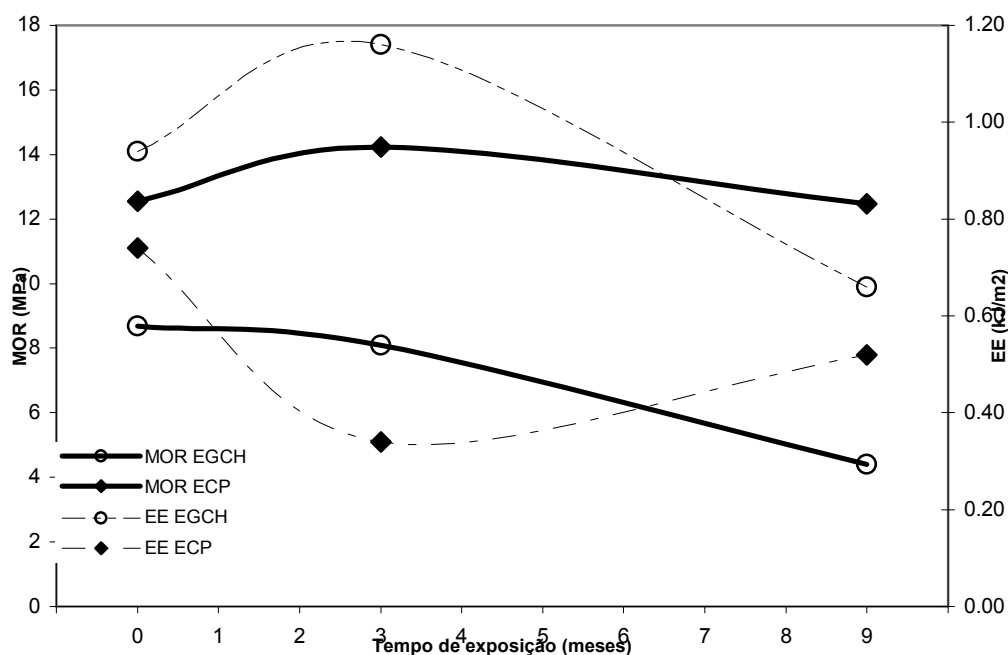


Figura 3 - Evolução do módulo de ruptura e da tenacidade ao longo do tempo de exposição sob envelhecimento natural em São Paulo

O uso de solução de fenolftaleína indicou que os corpos-de-prova de ambas as formulações estavam totalmente carbonatados aos três meses de idade. Ambos os compósitos carbonataram depois de três meses de exposição, corroborando as afirmações de John, Agopyan e Prado (1997), em estudo com argamassas e fibras de coco. Tal fato é atribuído à alta porosidade do material, que facilita a difusão de CO₂, e ao baixo teor de Ca(OH)₂ livre, que reduz a quantidade de CO₂ necessária para realizar a carbonatação.

Os compósitos ECP apresentaram MOR estável no período, porém com redução acentuada da energia específica, que ocorre já nos primeiros três meses de idade. Essa redução deve ser decorrente da densificação da interface fibra/matriz provocada pela carbonatação. O efeito da carbonatação pode ser observado na redução da porosidade (Tabela 7).

Nos primeiros três meses, o MOR do EGCH foi constante (variação de 8,7 MPa para 8,1 MPa, sem

significância para o nível adotado), justificável pelo pequeno intervalo de exposição às intempéries (dois meses). A porosidade, no período, também se manteve constante, apesar de ser esperado que a carbonatação já tivesse atingido toda a espessura do corpo-de-prova. No entanto, nesse mesmo período, houve aumento significativo da energia específica (Figura 3). Esse aumento da energia específica é resultado de mudanças na interface fibra/matriz associadas à carbonatação, que resultaram em aumento da energia dissipada durante a fissuração, provavelmente por arrancamento das fibras. A ocorrência de hidratação, que diminui a porosidade, provocou a densificação na interface fibra/matriz. O eventual ganho de resistência da hidratação foi anulado pela carbonatação, o que resulta em aumento da porosidade da matriz EGCH, observação realizada por John *et al.* (2005) e John, Agopyan e Prado (1997), em ensaio de envelhecimento acelerado de compósitos com fibras de coco e esse mesmo cimento.

Entre os três e os nove meses de idade, a formulação EGCH apresentou queda de aproximadamente 50% de sua resistência mecânica (de 8,1 MPa para 4,4 MPa). Durante esse período, toda a espessura do corpo-de-prova já se encontrava carbonatada, o que elimina a possibilidade de avanço na hidratação da escória de alto-forno, sem afastar a possibilidade de que uma maior fração dos produtos hidratados esteja sendo decomposta pela carbonatação. Assim, o prosseguimento da carbonatação provocou o início da lixiviação do sulfato de cálcio produzido pela decomposição da etringita, com ligeiro aumento da porosidade de 45,0% para 47,4% e redução do MOR, conforme descrito por John *et al.* (2005). Além da perda de MOR, registrou-se a queda de tenacidade (de 1,18 kJ/m² para 0,66 kJ/m²), também visível na Figura 3. A degradação da matriz pode ter reduzido a aderência entre fibra e matriz e os ciclos de imersão e secagem, provocando a mineralização das fibras; daí a queda da tenacidade (BENTUR; AKERS, 1989).

O compósito ECP não apresentou variação estatisticamente significativa de MOR durante os três meses (de 12,5 MPa para 14,2 MPa) para o nível de significância adotado (5%), embora tenha apresentado pequena redução da porosidade, provavelmente decorrente da combinação de hidratação e carbonatação da matriz (Tabela 7). No mesmo período,

houve queda na tenacidade de 0,74 kJ/m² para 0,34 kJ/m². Esse comportamento pode ser explicado pelo efeito conjugado da densificação da interface fibra/matriz pela carbonatação e hidratação e também pela mineralização das fibras (BENTUR; AKERS, 1989).

Carbonatação acelerada

A carbonatação atuou de forma diferente para cada matriz estudada. Ela causou o aumento no MOR da matriz ECP de 12,5 MPa para 14,8 MPa, como resultado da densificação do material, pela transformação da portlandita em carbonatos, e com redução da porosidade em 12% (Tabelas 8 e 9). Por outro lado, a carbonatação reduziu, de forma não significativa, a energia específica dos compósitos ECP de 0,74 kJ/m² para 0,64 kJ/m². A queda da tenacidade (Figura 4) deve estar relacionada ao aumento da rigidez da interface, decorrente da densificação do material.

Não houve efeito estatístico significativo da carbonatação acelerada sobre as propriedades mecânicas da matriz EGCH, nem tampouco na porosidade. Os valores de MOR não variaram significativamente para o nível de significância adotado (de 8,7 MPa para 9,7 MPa). Ao contrário, trabalhos anteriores (JOHN; AGOPYAN; PRADO, 1997) reportaram a redução na resistência mecânica de matrizes de cimento de escória de alto-forno com baixos teores de portlandita e altos teores de etringita em seus produtos hidratados. Até o momento, não se dispõe de evidência conclusiva para explicar essa diferença, mas variáveis relativas ao processo de carbonatação como umidade da câmara de carbonatação, diferenças no grau de hidratação no início do processo e teor de CO₂ podem explicar essa discrepância.

A carbonatação aumentou significativamente o MOR (17,6 MPa para 21,6 MPa) e diminuiu a porosidade do cimento-amianto, produto que foi confeccionado com cimento com baixo teor de adição. O efeito da carbonatação nessa matriz é diferente do medido na ECGH, o que revela a influência da composição da matriz no comportamento ante a carbonatação.

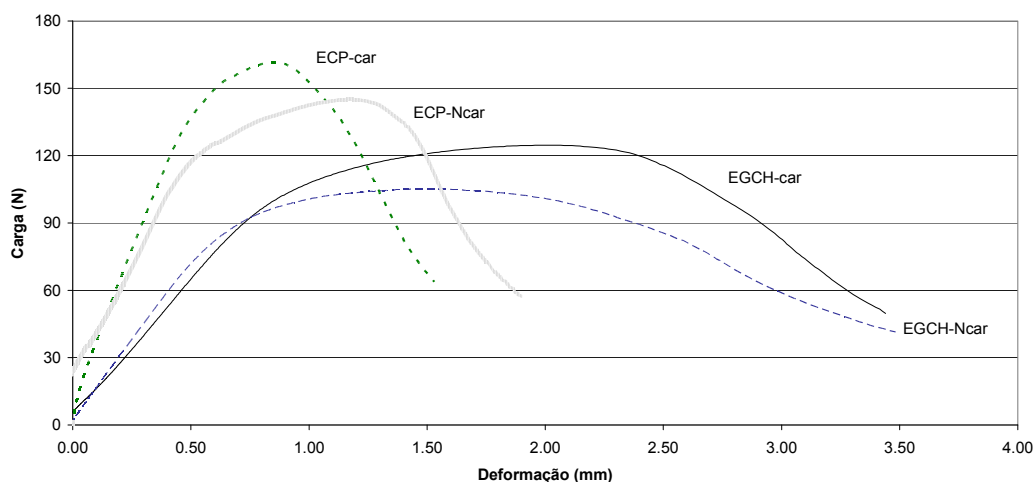


Figura 4 - Curvas típicas de carga x deformação em ensaio de flexão dos compósitos com e sem carbonatação acelerada aos 28 dias de idade

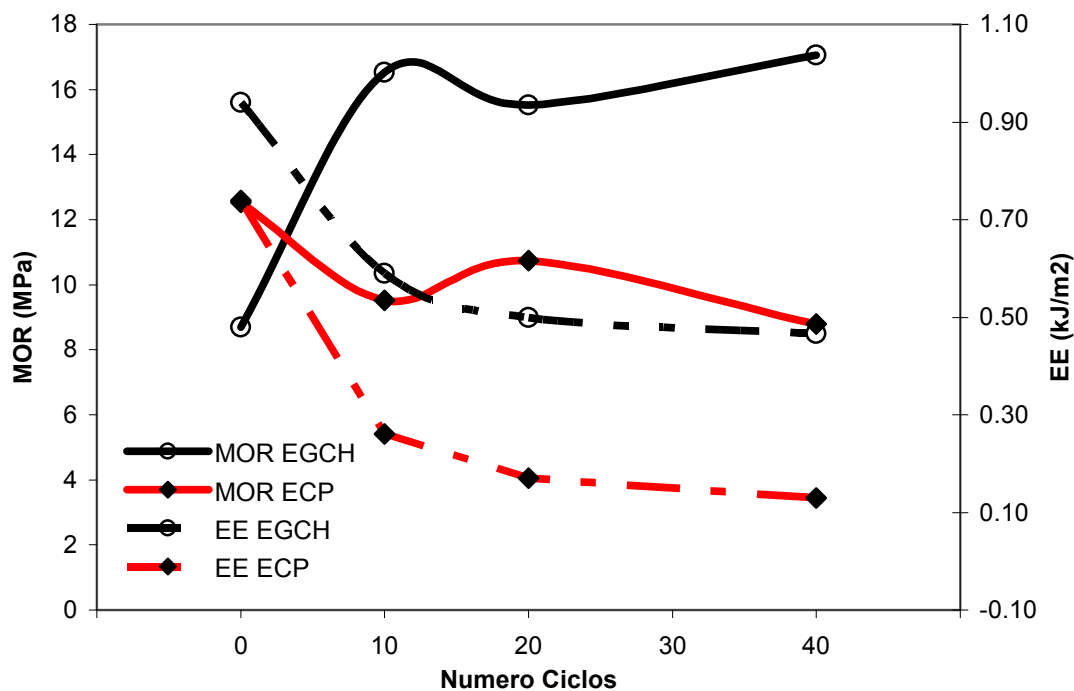


Figura 5 - Módulo de ruptura e energia específica dos compósitos não carbonatados em relação à quantidade de ciclos de envelhecimento

Ciclos de imersão e secagem de compósitos não carbonatados

Os resultados das propriedades mecânicas e físicas estão apresentados respectivamente na Figura 5 e na Tabela 8. Os ciclos atuaram de forma diferente em razão da composição das matrizes.

O valor do MOR das matrizes EGCH com 12% de fibras dobrou após a aplicação dos ciclos, passando de, inicialmente, 8,7 MPa para 17 MPa, valor comparável aos reportados por outros pesquisadores (COUTTS; WARDEN, 1990; ZHU *et al.*, 1994). Ao contrário das polpas comerciais e do cimento Portland empregados nos trabalhos citados, as fibras aqui são de origem residual e o cimento experimental à base de escória de alto-forno. Esse aumento acentuado da resistência

mecânica pode ser explicado pelo efeito de cura que a combinação de umidade e calor exerce sobre essa matriz, quando a alcalinidade do sistema ainda não foi reduzida pelo processo de carbonatação. Esse resultado expõe claramente as limitações do processo de cura adotado.

A energia específica dessa formulação apresentou queda com o aumento da quantidade de ciclos, pois foi reduzida à metade (de 0,94 kJ/m² para 0,47 kJ/m²), o que se atribui principalmente à densificação da interface fibra/matriz combinada com a mineralização das fibras. Essa queda é mais um exemplo do compromisso existente entre o aumento de uma das propriedades (MOR ou tenacidade) em detrimento da outra.

O significativo aumento do MOR não foi acompanhado de redução da porosidade da matriz (Tabela 8). Como alguma carbonatação deve ter ocorrido nesse período, é provável que o aumento no grau de hidratação tenha sido parcialmente compensado por alguma carbonatação natural durante o processo. No entanto, são necessários estudos mais aprofundados da estrutura interna desses compósitos.

Na matriz ECP, a aplicação dos ciclos reduziu o MOR dos compósitos em 30% (de 12,5 MPa para 8,8 MPa). Essa redução no MOR foi seguida de redução considerável (0,74 kJ/m² para 0,13 kJ/m²) na energia específica do material. Ao contrário do ocorrido na matriz EGCH, na qual a queda de tenacidade foi acompanhada do aumento do MOR, na matriz ECP há uma relação direta entre a queda da resistência e a da tenacidade, o que indica claramente a decomposição das fibras ou, menos provável, a degradação das interfaces. A alcalinidade da água do poro desta matriz é superior à da ECGH. Assim, é esperado um ataque alcalino mais intenso às fibras, como consequência da liberação de hidróxido de cálcio pela matriz ECP em sua hidratação, o que também permite a mineralização das fibras durante os ciclos de imersão e secagem, conforme observado por outros autores (KNILL; KENNEDY, 2003; PAVASARS *et al.*, 2003).

Efeito combinado da carbonatação e dos ciclos

Os resultados da variação do MOR e da tenacidade após os ciclos, para os compósitos carbonatados, estão apresentados na Tabela 9 e na Figura 6.

Diferentemente do apresentado nos ciclos de imersão e secagem sem carbonatação prévia, quando o compósito EGCH foi submetido previamente à carbonatação, ocorreu significativa queda na resistência mecânica, de 9,7 MPa para 5,0 MPa, em evolução similar à observada para nove meses de

envelhecimento natural (Figura 3). A exposição a ciclos de imersão e secagem da amostra não carbonatada possibilitou o aumento do grau de hidratação e o conseqüente aumento acentuado do MOR, que foi numericamente mais importante que a degradação, mascarando os efeitos desta última. Para os corpos-de-prova submetidos a carbonatação prévia, a exposição à água e ao calor não provoca o aumento da hidratação, pois o pH do material é baixo, limitando a solubilização da escória. Nessa situação, prevalecem os efeitos da degradação. Da mesma forma, a tenacidade do material foi reduzida de 1,05 kJ/m² para 0,83 kJ/m², o que indica a perda de capacidade de reforço das fibras.

De maneira similar ao observado para compósitos submetidos ao envelhecimento natural, os resultados de porosidade não foram significativamente afetados.

Os resultados do compósito ECP mostraram o efeito benéfico da carbonatação prévia aos ciclos de imersão e secagem no envelhecimento. Nesse compósito, não houve variação estatisticamente significativa do MOR em decorrência da aplicação dos ciclos. O mesmo não ocorreu com os compósitos não carbonatados, que perderam resistência depois dos ciclos (Tabelas 8 e 9). Isso indica que a carbonatação pode ter estabilizado o hidróxido de cálcio presente, com a conseqüente atenuação da mineralização das fibras, além de ter diminuído a alcalinidade do meio, o que reduz o ataque alcalino.

O envelhecimento por imersão e secagem dos compósitos ECP previamente carbonatados causou redução na energia específica em torno de 45%. Essa redução é inferior à obtida pelo mesmo tratamento dos compósitos não carbonatados (em torno de 80%). Esses resultados indicam que a integridade das fibras é decisiva nessa propriedade e que a redução da alcalinidade do meio, propiciada pela carbonatação, foi capaz de diminuir o ataque alcalino. Comportamento semelhante pode ser observado para o compósito EGCH.

Os resultados obtidos após carbonatação em conjunto com os ciclos são consistentes com os de envelhecimento natural e se mostraram mais eficientes e de acordo com as conclusões reportadas por Akers e Studinka (1989). No envelhecimento acelerado dos produtos carbonatados, no entanto, a degradação parece ocorrer já nos primeiros ciclos. Também é evidente que o nível de hidratação da matriz interfere no comportamento do compósito ante os ciclos de envelhecimento acelerado e que, antes de permitir a carbonatação, é recomendável prover cura adequada ao compósito.

As Figuras 7 e 8 resumem a influência da carbonatação nos resultados do envelhecimento acelerado.

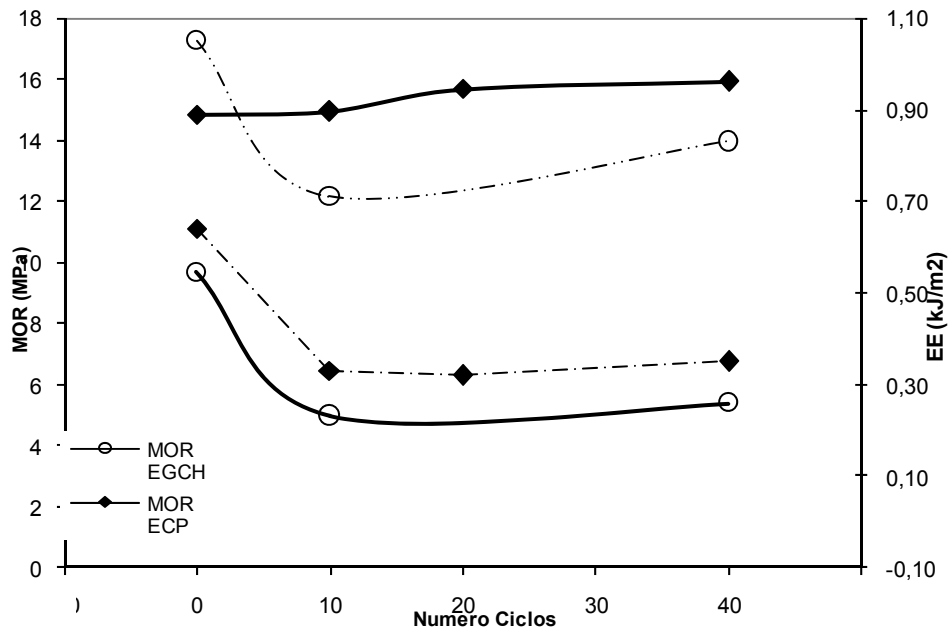


Figura 6 - Módulo de ruptura e energia específica dos compósitos carbonatados em relação à quantidade de ciclos de envelhecimento

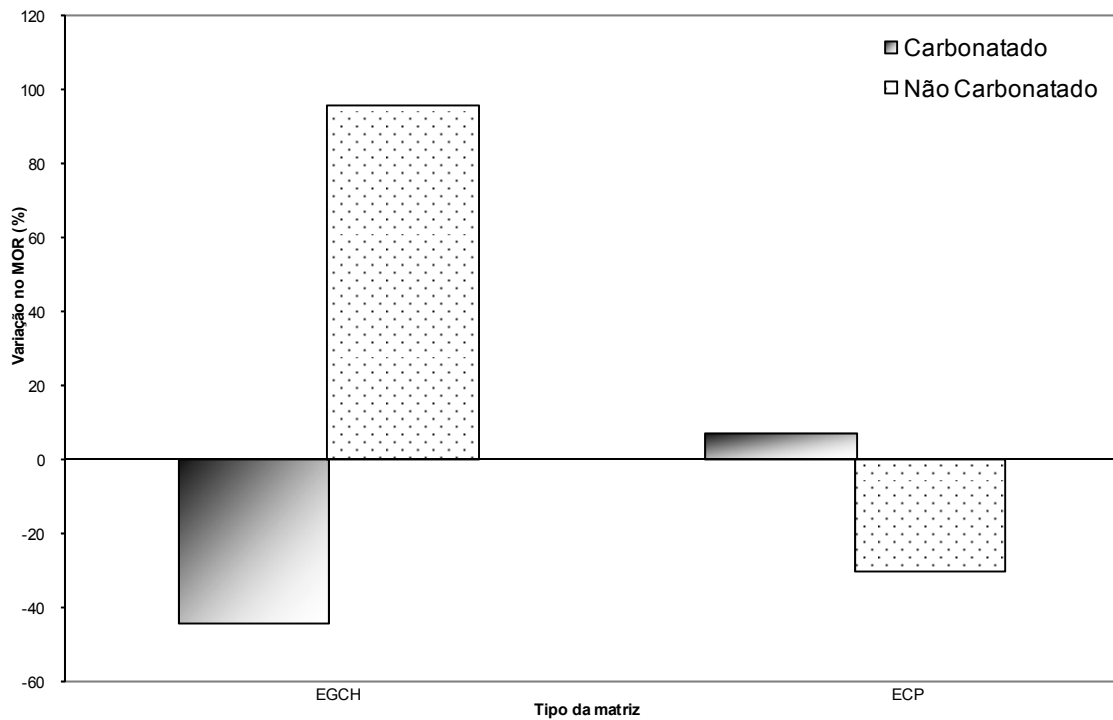


Figura 7 - Comparação entre a variação do módulo de ruptura dos compósitos carbonatados e não carbonatados antes e após a aplicação dos ciclos de envelhecimento

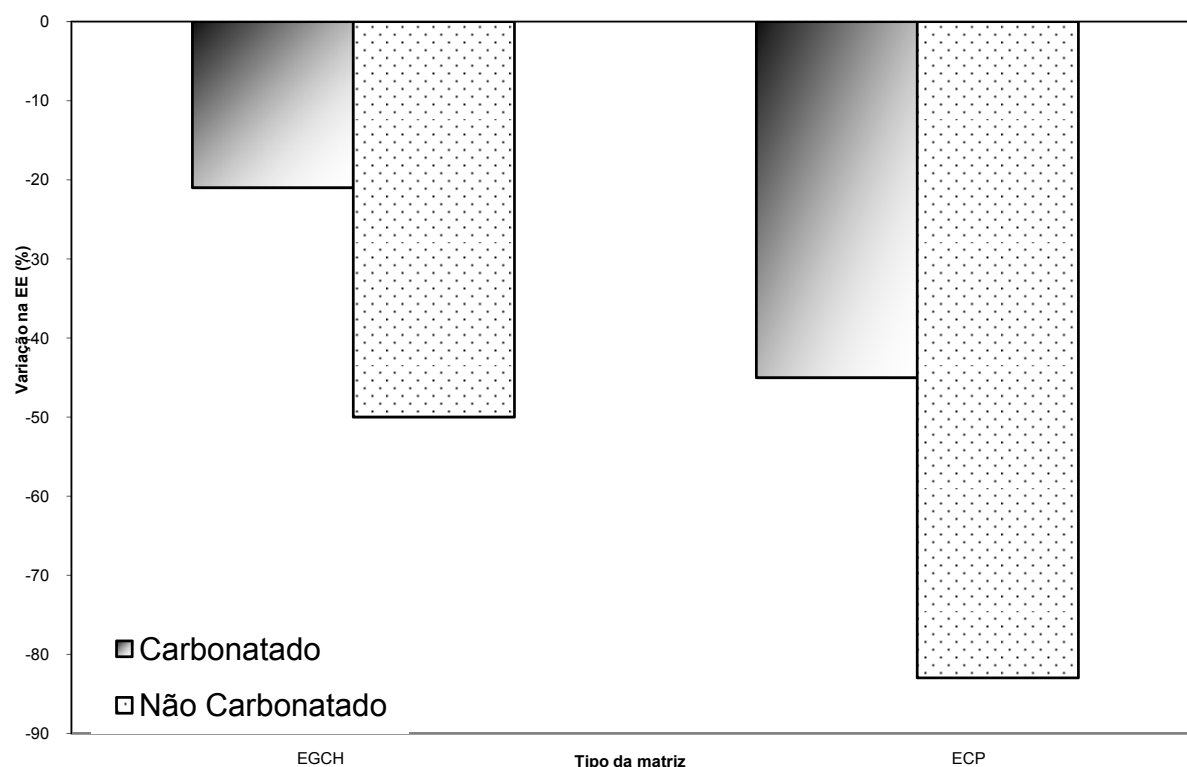


Figura 8 - Comparação entre a variação da energia específica dos compósitos carbonatados e não carbonatados antes e após a aplicação dos ciclos de envelhecimento

Comparação dos compósitos com o cimento-amianto

O cimento-amianto apresentou resultados melhores de resistência mecânica (média em torno de 20 MPa) se comparado às outras formulações com reforço de 12% de celulose (Figura 9). Nas primeiras idades, a tenacidade do cimento-amianto foi notadamente inferior à do cimento-celulose (Figura 10). A carbonatação provocou aumento de até 23% no MOR desses compósitos (de 17,6 MPa para 21,6 MPa), variação essa similar à dos compósitos ECP. A densificação do cimento-amianto foi atestada pela redução de 28% na porosidade, com o conseqüente aumento da massa específica do material, conforme observado nas Tabelas 8 e 9.

Foi também medida uma redução da tenacidade de aproximadamente 13% nos corpos-de-prova submetidos a envelhecimento acelerado após a carbonatação, justificada provavelmente pela densificação da interface fibra/matriz e pela conseqüente redução da capacidade de deformação do compósito (Figura 11).

Aparte do relatado, o produto não sofreu degradação que provocasse redução no desempenho, ao ser submetido aos diferentes tratamentos. Essas observações estão coerentes com o comportamento típico desses produtos em uso, por serem duráveis e freqüentemente apresentarem problemas associados a sua fragilidade, como, por exemplo, perfuração de telhas de menor espessura por granizo.

Os resultados detalhados são apresentados por Caldas e Silva (2002).

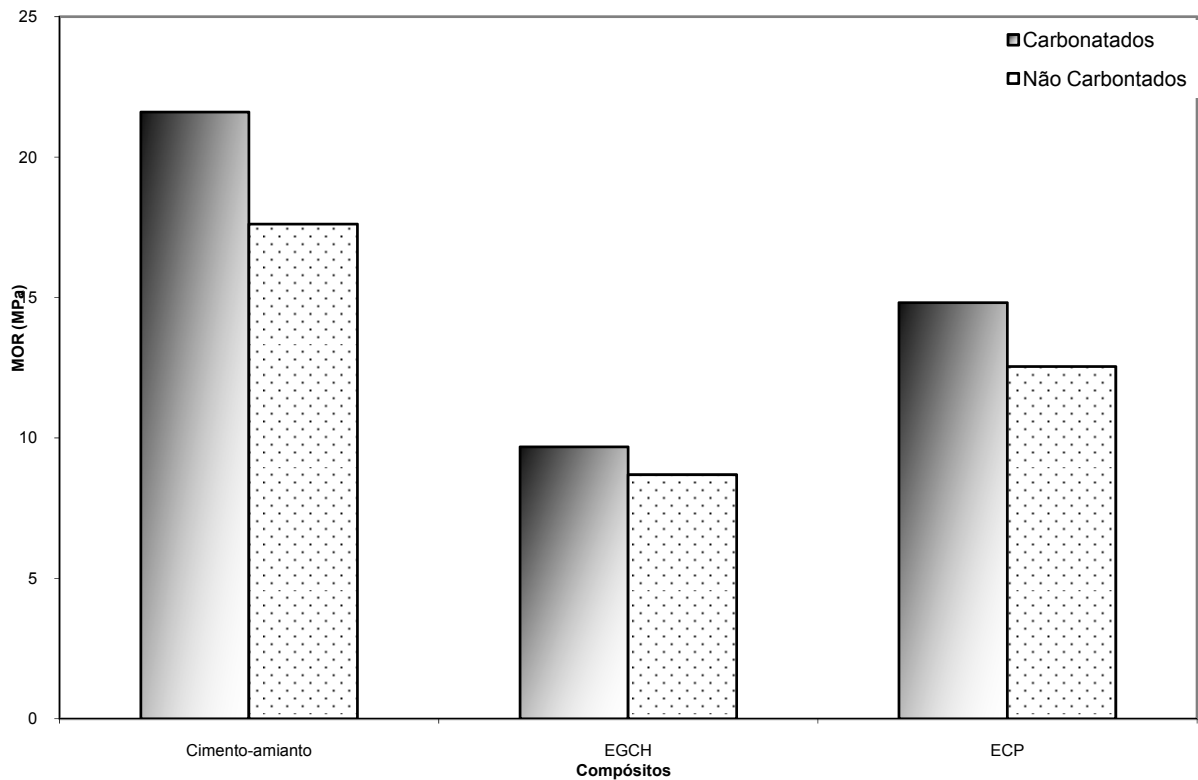


Figura 10 - Energia específica dos compósitos de cimento-amianto comparada à de cimento-celulose aos 28 dias de idade

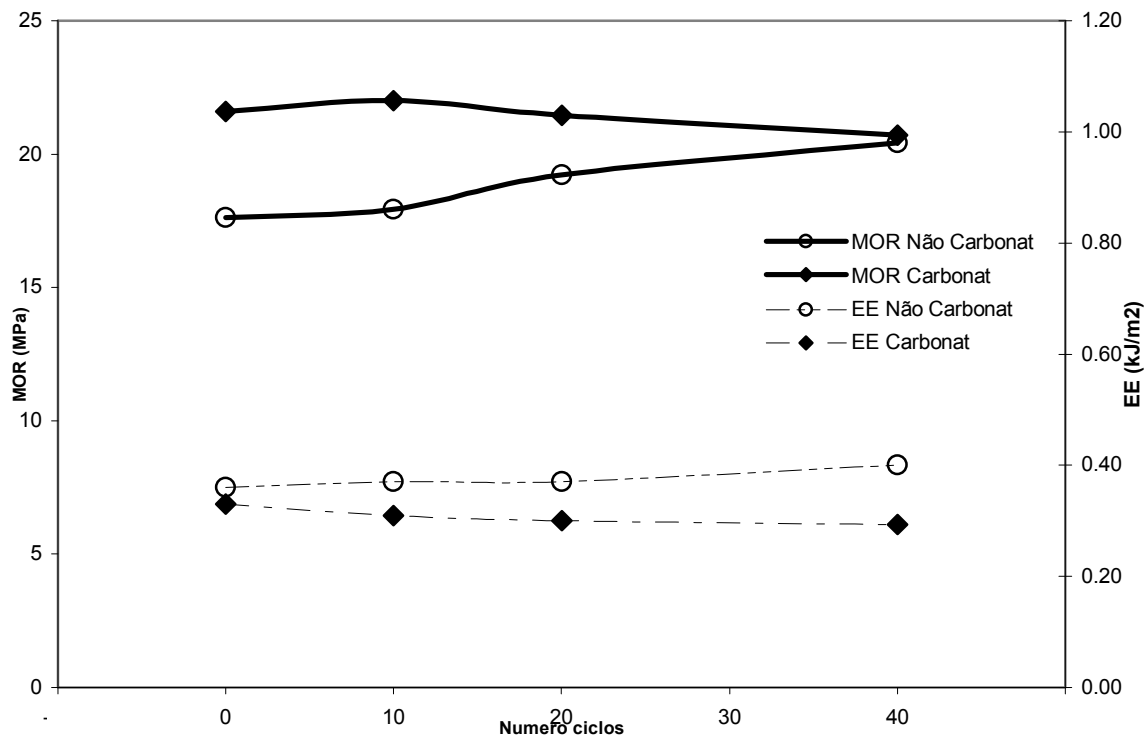


Figura 11 - Módulo de ruptura e energia específica dos compósitos de cimento-amianto carbonatados e não carbonatados aos 28 dias de idade e após envelhecimento acelerado

Conclusões

Os valores de MOR dos produtos contendo fibras residuais de celulose foram compatíveis com os reportados por outros pesquisadores da área usando fibras virgens, mas inferiores aos obtidos com cimento-amianto. Essa diferença na resistência mecânica se relaciona, em parte, com a elevada porosidade dos compósitos com celulose, muito influenciada pela presença do lúmen das fibras, e pela substituição parcial do cimento Portland por *filler* calcário nos produtos de cimento-amianto, o que reduz a porosidade. As fibras de amianto possuem melhores propriedades mecânicas e encontram-se parcialmente orientadas, o que contribui ainda mais para o desempenho mecânico. O menor grau de hidratação dos compósitos com celulose também contribuiu para a maior porosidade.

O método de envelhecimento acelerado, que combina ciclos de imersão e secagem precedidos de carbonatação, simulou de forma eficiente os efeitos do ambiente externo sobre as propriedades dos compósitos. Os resultados se mostraram similares aos observados no envelhecimento natural até os nove meses de idade, período pequeno considerando a vida útil esperada para compósitos dessa natureza. Existe, pois, a demanda por mais estudos, com maior quantidade de ciclos de imersão e secagem e idades mais avançadas de exposição a ambientes externos e sob diversas condições climáticas.

A carbonatação dos compósitos sob envelhecimento natural ocorreu de forma rápida por causa da alta porosidade do material, uma vez que, aos três meses de idade, a carbonatação estava completa. Estudos futuros poderiam contemplar medidas da profundidade de carbonatação com maior frequência, bem como a quantidade de produtos formados. Juntamente com a evolução da carbonatação, a porosidade deve ser acompanhada para avaliação do efeito global da degradação na microestrutura.

A matriz de escória ativada com gipsita e cal hidratada (EGCH) teve seu desempenho mecânico, particularmente o MOR, reduzido pelo envelhecimento natural e pelo envelhecimento acelerado após a carbonatação. Essa matriz foi a mais prejudicada pelo curto período de cura antes dos procedimentos de envelhecimento natural ou carbonatação, como atesta o grande ganho da resistência mecânica dessa formulação ao ser submetida a ciclos de imersão e secagem sem carbonatação prévia. Em razão das particularidades da carbonatação e de sua baixa alcalinidade, essa matriz foi a que mais preservou tenacidade durante o envelhecimento. A matriz EGCH resultou no compósito com maior tenacidade após o envelhecimento acelerado e com tenacidade similar à

do cimento ECP após o envelhecimento natural. Assim, a formulação EGCH não pode ser descartada, desde que melhorada sua cura inicial.

A matriz de escória ativada com cimento Portland (ECP) apresentou melhores resultados de resistência mecânica às primeiras idades e após o envelhecimento natural e acelerado após carbonatação. Foi, sob esse ponto de vista, melhor que a matriz EGCH.

O cimento-amianto apresentou resistência mecânica superior ao cimento-celulose. Entretanto, os valores de tenacidade foram inferiores, como característica de seu comportamento frágil. Ele não se mostrou sensível aos efeitos do envelhecimento acelerado e manteve seu desempenho inalterado.

Os compósitos de cimento-celulose demonstraram potencialidades que os credenciam a futuros estudos como alternativa à produção de fibrocimento em escala comercial. Suas vantagens podem traduzir-se em produtos com maior capacidade de deformação, maior absorção de impactos, menores cargas, decorrentes de materiais menos densos, e produtos finais com custo inferior.

Referências

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6474**: cimento Portland: determinação da massa específica. Rio de Janeiro, 1984a.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7224**. cimento Portland e outros materiais em pó: determinação da área específica. Rio de Janeiro, 1984b.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7175**: cal hidratada para argamassas. Rio de Janeiro, 1992.

AGOPYAN, V. **Materiais Reforçados com Fibras para a Construção Civil nos Países em Desenvolvimento**: o uso de fibras vegetais. 1991. 204 f. Tese (Livre Docência) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1991.

AKERS, S. A. S.; STUDINKA, J. B. Ageing Behaviour of Cellulose Fibre Cement Composites in Natural Weathering and Accelerated Tests. **The International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete**, v. 11, n. 2, p. 93-97, maio 1989.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Dry and Wet Bulk Density, Water Absorption, and Apparent Porosity of Thin Sections of Glass-Fiber Reinforced Concrete**. Philadelphia, 2000a.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Chemical Analysis of Hydraulic Cement**. Philadelphia, 2000b.

BEAUDOIN, J. J. **Handbook of Fiber-Reinforced Concrete**: principles, properties, developments and applications. Park Ridge, Noyes, 1990. 332 p.

BENTUR, A.; AKERS, S. A. S. The Microstructure and Ageing of Cellulose Fibre Reinforced Cement Composites Cured in a Normal Environment. **The International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete**, v. 11, n. 2, p. 99-109, maio 1989.

CALDAS E SILVA, A. **Estudo da Durabilidade de Compósitos Reforçados com Fibras de Celulose**. 2002. 128 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.

CINCOTTO, M. A.; BATTAGIN, A. F.; AGOPYAN, V. **Caracterização de Escória Granulada de Alto Forno e seu Emprego com Aglomerante Agregado**. São Paulo, IPT, 1992.

COUTTS, R. S. P. From Forest to Factory to Fabrication. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FIBRE REINFORCED CEMENT AND CONCRETE, 4., Sheffield, 1992. **Proceedings...** London: FN Spon, 1992. p. 31-47.

COUTTS, R. S. P.; WARDEN, P. G. Effect of Compaction on the Properties of Air-Cured Wood Fibre Reinforced Cement. **Cement and Concrete Composites**, v. 12, n. 1, p. 151-156, jan. 1990.

HEINRICKS, H. *et al.* Global Review of Technologies and Markets for Building Materials. In: INORGANIC-BONDED WOOD AND FIBER COMPOSITE MATERIALS, 7., 2000, Sun Valley. **Proceedings...** Moscow: University of Idaho, 2000. 12 p.

JERNBERG, P. *et al.* Service Life and Durability Research. In: HAAGENRUDS, E. **Guide and Bibliography to Service Life and Durability Research for Buildings and Components**. Rotterdam, CIB, Mar. 2004, p. 1.1-59. [CIB Publication 295].

JOHN, V. M. **Cimentos de Escória Ativada com Silicatos de Sódio**. 1995. 200 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1995.

JOHN, V. M. **Reciclagem de Resíduos na Construção Civil**: contribuição à metodologia de pesquisa e desenvolvimento. 2000. 102 f. Tese (Livre Docência) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000.

JOHN, V. M.; AGOPYAN, V.; PRADO, T. A. Durabilidade de Compósitos de Cimento e Fibras Vegetais. In: WORKSHOP DURABILIDADE DAS CONSTRUÇÕES, 1997, São Leopoldo. **Anais...** São Leopoldo: Unisinos/Antac, 1997. p. 19-29.

JOHN, V. M. *et al.* Durability of Slag Mortar reinforced with Coconut Fibre. **Cement and Concrete Composites**, v. 27, n. 5, p. 565-574, maio 2005.

KNILL, C. J.; KENNEDY, J. F. Degradation of Cellulose Under Alkaline Conditions. **Carbohydrate Polymers**, v. 51, n. 3, p. 281-300, 2003.

MACVICAR, R.; MATUANA, L. M.; BALATINECZ, J. J. Aging Mechanisms in Cellulose Fiber Reinforced Cement Composites. **Cement and Concrete Composites**, v. 21, n. 3, p. 189-196, jan. 1999.

MARIKUNTE, S.; SOROUSHIAN, P. Statistical Evaluation of Long-Term Durability Characteristics of Cellulose Fiber Reinforced Cement Composites. **ACI Materials Journal**, v. 91, n. 6, p. 607-616, 1994.

OLIVEIRA, C. T. A. **Água do Poro de Pastas de Cimento de Escória**. 2000. 162 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000.

PAVASARS, I. *et al.* Alkaline Degradation of Cellulose: mechanisms and kinetics. **Journal of Polymers and the Environment**, CIDADE, v. 11, n. 2, p. 39-47, 2003.

RONGXI, S. Current Status, Trends of World Fibre-Cement Industry and Its Impact on China Fibre-Cement Industry. In: NATIONAL FIBRE-CEMENT TECHNOLOGY, STANDARDS AND INFORMATION CONFERENCE, 1995, Beijing. **Proceedings...** Beijing, 1995. 1 CD-ROM.

SAVASTANO JUNIOR, H. **Materiais à Base de Cimento Reforçados com Fibra Vegetal:** reciclagem de resíduos para a construção de baixo custo. 2000. 144 f. Tese (Livre Docência) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000.

SAVASTANO JUNIOR, H.; AGOPYAN, V. Transition Zone Studies of Vegetable Fibre-Cement Paste Composites. **Cement and Concrete Composites**, v. 21, n. 1, p. 49-57, fev. 1999.

SILVA, M. G. **Influência da Cura Térmica em Pastas e Argamassas de Cimentos de Escória de Alto-Forno.** 1998. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1998.

SOROUSHIAN, P. *et al.* Durability and Moisture Sensitivity of Recycled Wastepaper-Fiber-Cement Composites. **Cement and Concrete Composites**, v. 16, n. 2, p. 115-128, jan. 1994.

STANDARDS AUSTRALIA. **Freeness of Pulp:** AS 1301.206s-88. Sydney: Standards Australia, 1988.

TECHNICAL ASSOCIATION OF THE AUSTRALIAN AND NEW ZEALAND PULP AND PAPER INDUSTRY. **Kappa Number of Pulp.** JSA, 1986. 10 p. [Appita P201 m-86: Victoria].

ZHU, W. H. *et al.* Air-Cured Banana-Fibre-Reinforced Cement Composites. **Cement and Concrete Composites**, v. 16, n. 1, p. 03-08, jan. 1994.

Agradecimentos

Às agências financiadoras do grupo de pesquisa: CNPq (bolsas de mestrado e produtividade em pesquisa), FAPESP PITE, FINEP Habitar e CAPES PROCAD. Às empresas parceiras Permatex Ltda. e Imbralit Indústria e Comércio de Artefatos de Fibrocimento Ltda.