

**UNIVERSIDADE DO VALE DO RIO DOS SINOS - UNISINOS  
UNIDADE ACADÊMICA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL  
NÍVEL DOUTORADO**

**HINOEL ZAMIS EHRENBRING**

**DESENVOLVIMENTO DE *ENGINEERED CEMENTITIOUS COMPOSITES* (ECC)  
AUTOCICATRIZANTES COM DIFERENTES FIBRAS POLIMÉRICAS E AGENTES  
DE CICATRIZAÇÃO**

**São Leopoldo  
2020**



HINOEL ZAMIS EHRENBRING

**DESENVOLVIMENTO DE *ENGINEERED CEMENTITIOUS COMPOSITES* (ECC)  
AUTOCICATRIZANTES COM DIFERENTES FIBRAS POLIMÉRICAS E AGENTES  
DE CICATRIZAÇÃO**

Tese apresentada como requisito parcial  
para obtenção do título de Doutor em  
Engenharia Civil, pelo Programa de Pós-  
Graduação em Engenharia Civil da  
Universidade do Vale do Rio dos Sinos -  
UNISINOS

Orientador: Prof. Dr. Bernardo Fonseca Tutikian

Coorientador: Prof. Dr. Luis Felipe Silva Oliveira

São Leopoldo

2020

E33d Ehrenbring, Hinoel Zamis.  
Desenvolvimento de Engineered Cementitious Composites (ECC) autocicatrizantes com diferentes fibras poliméricas e agentes de cicatrização / Hinoel Zamis Ehrenbring. – 2020.  
409 f. : il. ; 30 cm.

Tese (doutorado) – Universidade do Vale do Rio dos Sinos, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, 2020.  
“Orientador: Prof. Dr. Bernardo Fonseca Tutikian  
Coorientador: Prof. Dr. Luis Felipe Silva Oliveira.”

1. Engineered Cementitious Composites. 2. Autocicatrização.  
3. Autorregeneração. 4. Fibras poliméricas. 5. Comportamento à tração. I. Título.

CDU 624

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)  
(Bibliotecária: Amanda Schuster – CRB 10/2517)



HINOEL ZAMIS EHRENBRING

**DESENVOLVIMENTO DE *ENGINEERED CEMENTITIOUS COMPOSITES* (ECC)  
AUTOCICATRIZANTES COM DIFERENTES FIBRAS POLIMÉRICAS E AGENTES  
DE CICATRIZAÇÃO**

Tese apresentada como requisito parcial para obtenção do título de Doutor em Engenharia Civil, pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil da Universidade do Vale do Rio dos Sinos - UNISINOS

Aprovado em 25 de novembro de 2020

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Luiz Carlos Pinto da Silva Filho - UFRGS

---

Prof. Dr. Marcos Leandro Silva Oliveira - IMED

---

Prof. Dr. Mauricio Mancio - UNISINOS



## **AGRADECIMENTOS À CAPES**

O presente trabalho foi realizado com apoio da **Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de nível Superior - Brasil (CAPES)** - processo nº 88887.179208/2018-00.



Dedico este trabalho  
Aos meus pais, Dulce e Leoni  
A minha querida avó, Anita (*in memoriam*)  
E a minha companheira Karine Gräbin



## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente aos meus pais, **Dulce Noeci Ehrenbring** e **Leoni José Ehrenbring**, pela educação, carinho e apoio dado ao longo de todas as etapas da minha vida. À **Karine Gräbin**, minha companheira, que compartilhou comigo todas as emoções relacionadas a este trabalho e nunca mediu esforços para me auxiliar. Vocês são tudo para mim.

Ao professor **Bernardo Tutikian**, meu orientador e amigo, por todos os ensinamentos passados, tanto para minha vida acadêmica quanto pessoal. Lá se vão 8 anos de orientação com você, começando como bolsista de iniciação científica até o doutorado. Muito obrigado professor, você é uma inspiração para mim. Ao meu coorientador professor **Luis Felipe Silva Oliveira** por toda a ajuda e esclarecimentos para a elaboração deste trabalho, além das conversas sobre produção científica.

Ao **Roberto Christ** por todas as discussões técnicas sobre matrizes e compósitos cimentícios avançados, além das instrumentações de ensaio utilizadas no programa experimental da sua e da minha tese de doutorado. À **Fernanda Pacheco** pelas conversas sobre a cicatrização de concretos e outros compósitos cimentícios, compartilhando das mesmas angústias durante o período da elaboração da tese. Vocês dois são grandes amigos que levo para a vida.

Aos laboratoristas **Gian, Simone** e **Dayane** por participarem ativamente da execução do programa experimental deste trabalho, sempre disponíveis para as moldagens e os inúmeros rompimentos. Vocês foram fundamentais para o sucesso deste estudo. À **Bruna Kremer, Amanda Bavaresco** e **Maria Luísa** por me auxiliarem no corte e separação das fibras de poliéster. Não foi uma tarefa fácil. Meu muito obrigado aos bolsistas **Jade, Rafael Aires, Richter** e **Tauane** por me ajudarem em algumas moldagens e organização de amostras. Ao **Vinicius Muller** pelos ensinamentos de biologia e pelas discussões sobre a cicatrização de concretos com solução bacteriana, você sempre se mostrou pronto para me auxiliar.

Aos **colegas e amigos do itt Performance** pela compreensão e disponibilidade de agenda para os ensaios do programa experimental, em especial, ao pessoal do Laboratório de Segurança Estrutural (LaSE). À **UNISINOS** e ao **itt Performance** por cederem suas instalações e equipamentos para realização desta pesquisa.

À **Caroline do Laboratório de Microbiologia**, muito obrigado pelo auxílio nos procedimentos de preparação da solução bacteriana. À **Michele do itt Fossil** pela realização de ensaios de caracterização química e por indicar os procedimentos mais adequados para a interpretação dos resultados. Aos demais **colegas do itt Fossil** pelo empréstimo duradouro do microscópio óptico. Aos **colegas e ex-colegas do itt Fuse** pela realização dos ensaios e por sempre estarem prontos para me auxiliar e receber as inúmeras amostras do programa experimental. Muito obrigado **Maurício, Leandro e Leonel**.

Ao **peçoal** do Laboratório de Materiais de Construção (**LMC**), meu muito obrigado pela ajuda nas moldagens e compreensão na organização dos ensaios. As conversas entre uma moldagem e outra também sempre foram produtivas e esclarecedoras. À **Aline** do Laboratório de caracterização e valorização de materiais (**LCVMat**) pelos ensaios de caracterização dos aglomerantes utilizados nesta pesquisa.

Aos **colegas** do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil (**PPGEC**) pelas trocas de informação e acolhimento. Aos **amigos da maquetaria** pela confecção das formas de madeira, sendo muito prestativos e ágeis.

Um agradecimento especial à **equipe** da Cordoaria São Leopoldo (**CSL**) por disponibilizarem as fibras recicladas de poliéster e mostrarem-se atentos ao desenvolvimento de pesquisas em compósitos cimentícios com este coproduto. Vocês vêm me acompanhando desde o mestrado, muito obrigado.

Ao meu grande amigo **Marcelo Krumenauer**, ex-colega de bolsa científica e meu contato dentro da empresa **CONCRESUL**, por viabilizar a doação de uma fração dos materiais utilizados nesta pesquisa. Obrigado por apoiarem a pesquisa e por serem tão generosos. Ao **João Rafael** da empresa **Tecnosil**, que viabilizou a doação da sílica ativa para execução desta pesquisa científica.

Aos membros das bancas de qualificação e defesa final pelas contribuições.

A todos os **colegas** do **Portal de Inovação** (bolsistas, professores e gestores) pelo apoio durante a elaboração da tese. A companhia de vocês sempre foi muito agradável. À **UNISINOS** por todo o suporte dado, desde o lançamento do edital até a infraestrutura laboratorial disponibilizada.



“A verdadeira viagem de descobrimento não consiste em procurar novas paisagens, mas em ter novos olhos” (PROUST, c2020).



## RESUMO

Este trabalho teve como objetivo desenvolver ECCs autocicatrizantes com as fibras de álcool polivinílico (PVA), polipropileno (PP) e recicladas de poliéster (POL). Como agentes de cicatrização utilizou-se sílica ativa (SA), aditivo cristalizante (ADC) e solução bacteriana (BAC). Para os agentes autônomos estipulou-se três teores de adição (T1, T2 e T3), sendo o T3 o de maior concentração. O programa experimental foi dividido em 4 etapas, iniciando pela determinação do teor equivalente de fibras entre os compósitos. Em seguida, realizou-se a etapa de classificação das misturas para atender aos requisitos da classe de ECC com função estrutural. Por fim, executou-se as etapas de cicatrização e regeneração para duas condições de cura, saturada (SAT) e ciclos de molhagem e secagem (MS). Para estas avaliações, fissurou-se os exemplares em dois estágios, o estado-limite de serviço (ELS) e pós-estado-limite de serviço (PELS). Foi possível constatar que os compósitos contendo fibras de POL apresentaram comportamento à tração semelhante aos com PVA, o que levou o PVA2,0SA e POL2,3SA à classificação de ECC estabelecida. Já os compósitos com fibras de PP2,4SA não atingiram os requisitos de classificação devido à matriz apresentar elevado módulo de elasticidade ( $> 28$  GPa), tornando-se incompatível com a fibra de PP, que perdeu eficiência. Na fissuração, os compósitos PVA2,0 apresentaram as fissuras de menor espessura ( $e_{med}$ ), com  $60 \mu m$  no ELS e  $110 \mu m$  no PELS. Tais valores se repetiram para POL2,3. Já os compósitos PP2,4 apresentaram  $e_{med}$  cerca de duas vezes maiores que os demais, que estiveram relacionadas à incompatibilidade entre matriz e fibra, impactando na sua cicatrização e regeneração. As cápsulas contendo solução bacteriana prejudicaram o processo de fissuração dos compósitos. Registrou-se a cicatrização completa de fissuras com até  $60 \mu m$  com SA. Fissuras com  $e_{med}$  maior que  $75 \mu m$  tiveram percentual médio de cicatrização ( $MED_{cic}$ ) de até 90% no SAT e MS. Aumentando o  $e_{med}$ , o  $MED_{cic}$  diminuiu em todos os agentes. A espessura média do produto ( $e_{med,prod}$ ) formado ao longo das fissuras foi próxima de  $100 \mu m$  a todos os agentes, no SAT e MS. A espessura máxima de produto ( $e_{pot,prod}$ ) foi de  $900 \mu m$  com BAC-T3,  $550 \mu m$  no ADC-T3 e  $230 \mu m$  para SA, na saturação em água. O  $e_{pot,prod}$  foi reduzido consideravelmente no MS, em especial, nos cristalizantes. Os principais produtos de cicatrização constatados nas análises químicas foram o C-S-H, C-A-S-H e  $CaCO_3$ . Os

compósitos apresentaram potencial de regeneração ( $POT_{reg}$ ) de 80% na flexão, em média. As menores tensões residuais foram registradas nos compósitos PP2,4 e as maiores no PVA2,0.

**Palavras-chave:** *Engineered Cementitious Composites*. Autocicatrização. Autorregeneração. Fibras poliméricas. Comportamento à tração.

## ABSTRACT

This thesis aimed to develop self-healing ECCs with PVA, polypropylene and recycled polyester fibers. As healing agents, silica fume, crystallizing additive and bacterial solution were used. For autonomous agents, three contents (T1, T2 and T3, ascending order) were stipulated for each one. The experimental program was divided into 4 stages, starting with the determination of the equivalent fiber content between the composites. Then, the classification step of the mixtures was carried out to meet the requirements of the ECC class with structural application. It was possible to verify that composites containing POL fibers presented a similar tensile behavior to those with PVA, which led PVA2.0SA and POL2.3SA to the established ECC classification. Composites with PP2,4SA fibers, on the other hand, did not meet the classification requirements due to the matrix having a high modulus of elasticity ( $> 28$  GPa), making it incompatible with the PP fiber, which lost efficiency. In cracking, the PVA2.0 composites showed the smallest crack thickness ( $e_{med}$ ), with  $60\ \mu\text{m}$  and  $110\ \mu\text{m}$ . Such values were repeated for POL2.3. PP2.4 composites, on the other hand, presented  $e_{med}$  about twice as large as the others, influencing their healing and regeneration. The aggregates containing bacterial solution impaired the cracking process of the composites. Complete healing of cracks up to  $60\ \mu\text{m}$  was recorded with SF. Cracks with  $e_{med}$  greater than  $75\ \mu\text{m}$  had  $MED_{cic}$  of up to 90%. By increasing  $e_{med}$ , the average percentage of healing ( $MED_{cic}$ ) decreased in all agents. The average product thickness ( $e_{med,prod}$ ) formed along the cracks was close to  $100\ \mu\text{m}$  for all agents. The maximum product thickness ( $e_{pot,prod}$ ) was  $900\ \mu\text{m}$  with BAC-T3,  $550\ \mu\text{m}$  in ADC-T3 and  $230\ \mu\text{m}$  for SF, in water saturation. The  $e_{pot,prod}$  was reduced considerably in MS, especially in crystallizers. The main healing products detected through the chemical analyzes were C-S-H, C-A-S-H and  $\text{CaCO}_3$ . The composites presented an average regeneration potential ( $POT_{reg}$ ) into the flexural tests. The lowest residual strength were recorded in composites PP2.4 and the highest in PVA2.0.

**Keywords:** Engineered Cementitious Composites. Self-healing. Self-recovering. Polymeric fibers. Tensile behavior.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Aplicação do ECC em estruturais reais.....	51
Figura 2 – Deflexão acentuada registrada em uma placa de ECC.....	52
Figura 3 – Comportamento à tração de compósitos cimentícios de alta resistência e deformabilidade .....	53
Figura 4 – Microfissuração na face tracionada de uma peça constituída por ECC ...	54
Figura 5 – Curva de crescimento populacional do planeta ao longo dos últimos 2000 anos.....	55
Figura 6 – Comportamento à tração de diferentes compósitos cimentícios (frágeis, quase-frágeis e dúcteis) .....	58
Figura 7 – Concepção estrutural por meio do enrijecimento do conjunto.....	62
Figura 8 – Concepção estrutural do núcleo rígido da edificação com o uso de vigas de ligação em ECC armado .....	63
Figura 9 – Vigas em concreto e ECC armado submetidas aos mesmos esforços de cisalhamento para simulação de ações sísmicas.....	63
Figura 10 – Uso do ECC em ligações de elementos estruturais para ações dinâmicas .....	64
Figura 11 – Passarelas em estrutura mista, contendo placas de ECC e treliças metálicas .....	65
Figura 12 – Estado de conservação das juntas de dilatação em ponte após 15 anos de uso.....	66
Figura 13 – Esquema gráfico representando as juntas de dilatação com sobreposição do revestimento em ECC .....	67
Figura 14 – Projeção de ECC para revestimento em tuneis .....	68
Figura 15 – Aplicações do ECC em diferentes infraestruturas .....	69
Figura 16 – Constatação das fases que compõem o ECC utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) .....	70
Figura 17 – Funcionamento micromecânico para a formação de múltiplas fissuras no ECC.....	72
Figura 18 – Distribuição dos vazios na seção longitudinal de placas de ECC para ensaios de tração na flexão utilizando microscópio óptico (MO).....	72
Figura 19 – Formação de fissuras em matrizes frágeis pelo modelo de Griffith.....	73
Figura 20 – Formação de fissuras em matrizes frágeis pelo modelo de Marshall e Cox	74

Figura 21 – Variação na capacidade de deformação de ECC com vazios de tamanhos diferentes e fibras com baixa capacidade de ligação .....	75
Figura 22 – Indução de vazios artificiais, em um tamanho crítico, para ocorrência da multifissuração no ECC .....	76
Figura 23 – Curva típica de tensão e deformação encontrada no ECC.....	77
Figura 24 – Constatação da zona de interface entre fibra e matriz por meio de MEV, bem como os demais componentes do compósito (cimento, areia, cinza volante e vazios).....	78
Figura 25 – Resistência ao cisalhamento em vigas de diferentes composições .....	80
Figura 26 – Comportamento característico do ECC quando submetido à compressão axial .....	82
Figura 27 – Forma de ruptura entre o ECC e CUAD, ambos com $f_c$ de 100 MPa...	82
Figura 28 – Estado de fissuração do ECC após carregamento por longo período ...	84
Figura 29 – Tipos de vinculação do exemplar para instrumentação do ensaio de tração uniaxial para ECC .....	86
Figura 30 – Formato e dimensões dos testemunhos adotados para caracterização à tração uniaxial do ECC .....	86
Figura 31 – Taxas de deformação com base nas condições de carregamento (estático ou dinâmicos).....	88
Figura 32 – Curva característica do ECC à tração uniaxial .....	88
Figura 33 – Alterações no comportamento à flexão de ECC em diferentes idades de cura.....	92
Figura 34 – Fissuração típica de amostras em ECC quando submetidas à flexão...	93
Figura 35 – Deformabilidade dos compósitos reforçados com fibras de PE (a) e PVA (b) ao longo do tempo.....	95
Figura 36 – Influência da largura da fissura no nível de degradação: (a) permeabilidade; (b) difusão de cloreto; (c) redução do diâmetro do aço induzida pela corrosão para duas espessuras de cobrimento; (d) perda de massa de aço induzida pela corrosão por dois períodos de corrosão acelerada .....	97
Figura 37 – Amostra de argamassa após 95 h de corrosão acelerada (a) e amostra de ECC após 350 h de corrosão acelerada (b).....	98
Figura 38 – Variação da consistência do ECC no estado fresco .....	100
Figura 39 – Curva granulométrica dos componentes da matriz de ECC .....	100



Figura 40 – Distribuição das fibras na seção de ruptura .....	103
Figura 41 – Dispersão e orientações das fibras em um plano de ruptura no ECC ..	105
Figura 42 – Sequência tradicional de mistura dos insumos na produção do ECC ..	109
Figura 43 – Impacto da sequência de mistura dos ECCs no comportamento à tração .....	110
Figura 44 – Índice de consistência da matriz ( $\Gamma_m$ ) de ECC e molde tronco-cônico para ensaio.....	112
Figura 45 – Aspecto do ECC após finalização das etapas de mistura .....	112
Figura 46 – Presença de $\text{CaCO}_3$ ao longo da superfície de uma fissura.....	120
Figura 47 – Constatação da precipitação de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sobre a superfície da fibra de PVA, utilizando a técnica de MEV .....	121
Figura 48 – Constatação visual por microscópio óptico (MO) de precipitado branco no interior de uma fissura em concreto, possivelmente, $\text{CaCO}_3$ , aos 56 dias de cura .....	123
Figura 49 – Representação simplificada da formação de carbonato de cálcio por meio da hidrólise microbiana de uréia .....	124
Figura 50 – Liberação dos microrganismos na matriz para colmatação da fissura .	127
Figura 51 – Selagem da fissura aos 28 dias em matriz cimentícia com o uso de aditivos cristalizantes (constatação visual por MO).....	129
Figura 52 – Variáveis de análise para validação da cicatrização em compósitos cimentícios .....	135
Figura 53 – Ocorrência da cicatrização de ECC por meio da microscopia óptica, após 28 dias de cura .....	136
Figura 54 – Aplicação da microtomografia computadorizada para confirmação da cicatrização em ECC .....	138
Figura 55 – Uso da técnica de MEV para visualização do aspecto físico dos produtos da cicatrização no ECC .....	139
Figura 56 – Investigação da cicatrização e suas consequências no interior de uma fissura em amostra de ECC .....	139
Figura 57 – Ruptura da cápsula de proteção para a solução bacteriana adicionada em concreto constatada com o uso de MEV .....	140
Figura 58 – Aplicação do MEV e EDS em fissuras de ECC autocicatrizante .....	140
Figura 59 – Compostos químicos identificados em amostras de concreto com e sem aditivo cristalizante .....	142

Figura 60 – Curva <i>tensão-deformação</i> residual de amostras de ECC após a cicatrização .....	143
Figura 61 – Curvas de fissuração e residuais em ECC com cinza volante após ciclos de molhagem e secagem.....	144
Figura 62 – Surgimento de nova fissura durante ensaio residual de tração na flexão em ECC (constatação visual por MO).....	145
Figura 63 – Fluxograma geral da pesquisa.....	150
Figura 64 – Fibras utilizadas na confecção dos ECCs desta pesquisa .....	159
Figura 65 – Conformação (a) superficial do reforço por MEV e (b) diâmetro de cada fibra polimérica utilizando o <i>SmartZoom</i> .....	161
Figura 66 – Procedimento de lavagem com uso da solução tampão fosfato.....	164
Figura 67 – Dessecador em vidro utilizado para criar a câmara de vácuo .....	166
Figura 68 – Etapas de polvilhamento do cimento nas cápsulas: (a) após saturação e vácuo, (b) polvilhamento do cimento e (c) perlita com a envoltória em cimento (microscópio óptico) .....	167
Figura 69 – Aspecto dos compósitos no estado fresco.....	169
Figura 70 – Sequência de mistura dos materiais para a produção dos compósitos da pesquisa.....	169
Figura 71 – Parâmetros utilizados para a definição da curva representante (CURV) de cada ECC.....	173
Figura 72 – Formas de madeira preenchidas com o ECCPVA.....	174
Figura 73 – Instrumentação utilizada na realização do ensaio de espalhamento...	175
Figura 74 – Medição das diagonais do ECC.....	175
Figura 75 – Aspecto das placas utilizadas nos ensaios de tração na flexão .....	176
Figura 76 – Instrumentação utilizada para realização do ensaio de flexão por 4 pontos nas placas de ECC.....	177
Figura 77 – Comportamento de uma curva de força x deslocamento de ECC .....	178
Figura 78 – Dimensões das amostras utilizadas no ensaio de resistência à tração direta dos ECCs.....	182
Figura 79 – Instrumentação do tipo engastado-rotulado dos exemplares para o ensaio de tração direta .....	183
Figura 80 – Instrumentação do exemplar prismático no ensaio de tração na flexão 3 pontos .....	184

Figura 81 – Representação gráfica dos limites definidos para fissuração dos compósitos em ELS e PELS .....	188
Figura 82 – Condição de exposição à saturação em água dos exemplares de ECC .....	192
Figura 83 – Condição de exposição aos ciclos de molhagem-secagem dos exemplares de ECC .....	193
Figura 84 – Aspecto no estado fresco da matriz e dos compósitos desenvolvidos.	199
Figura 85 – Curvas representativas na flexão aos 7 dias de cada ECC desenvolvido na primeira etapa pesquisa .....	201
Figura 86 – Alongamento das fibras de PP em fissuras durante o ensaio de tração na flexão (a) amostra submetida ao ensaio (b) aproximação para verificação do formato da fissuração .....	203
Figura 87 – Taxa de fissuração na matriz e nos demais compósitos após ensaio de tração na flexão .....	204
Figura 88 – Energia complementar de cada ECC desenvolvido .....	206
Figura 89 – Variação dos valores de $\sigma_{td}, \sigma_{td}, f_{is}$ ao longo do tempo nos compósitos estudados .....	212
Figura 90 – Padrão de fissuração dos exemplares de ECC após ensaio de tração uniaxial .....	213
Figura 91 – Alongamento das fibras hidrofóbicas de baixo módulo de elasticidade durante o ensaio de tração direta .....	215
Figura 92 – Curvas de comportamento à tração uniaxial dos compósitos nas idades investigadas .....	218
Figura 93 – Alteração de comportamento na flexão do PP2,4SA em diferentes idades .....	222
Figura 94 – Variação dos valores de $\sigma_{tf}, \sigma_{med}, \sigma_{tf}, f_{is}, \sigma_{med}$ ao longo do tempo nos compósitos estudados .....	223
Figura 95 – Curvas de comportamento à tração na flexão dos compósitos nas idades investigadas .....	225
Figura 96 – Alongamento das fibras hidrofóbicas após o ensaio de tração na flexão, utilizando microscópio óptico .....	226
Figura 97 – Forma de ruptura das fibras de PVA no ECC após ensaio de tração na flexão, utilizando microscópio óptico .....	227
Figura 98 – Padrão de fissuração das amostras após ensaio de tração na flexão .....	228

Figura 99 – Constatação do número de fibras presente no plano de ruptura dos compósitos estudados .....	231
Figura 100 – Variação dos valores de $f_t, medf_t, f_{is}, med$ ao longo do tempo nos compósitos estudados .....	232
Figura 101 – Curva de ganho de $f_t, med$ dos compósitos ao longo das idades de investigação .....	233
Figura 102 – Padrão de fissuração das amostras de ECC após ensaio de tração na flexão por 3 pontos .....	234
Figura 103 – Curva de comportamento do $f_c$ dos compósitos nas idades de análise .....	236
Figura 104 – Relação entre a resistência à compressão e taxa de deformação dos compósitos.....	237
Figura 105 – Curva do comportamento na compressão dos compósitos ao longo das idades de cura .....	238
Figura 106 – Forma de ruptura padrão dos compósitos ao longo das idades de análise.....	239
Figura 107 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração uniaxial nos estágios de fissuração ELS e PELS.....	246
Figura 108 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração na flexão nos estágios de fissuração ELS e PELS.....	249
Figura 109 – Variação da dimensão dos poros na matriz do compósito .....	251
Figura 110 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração uniaxial nos estágios de fissuração ELS e PELS.....	253
Figura 111 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração na flexão nos estágios de fissuração ELS e PELS.....	256
Figura 112 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração uniaxial nos estágios de fissuração ELS e PELS.....	258
Figura 113 – Dispersão da PE na seção transversal dos exemplares com diferentes teores de concentração (após análise da regeneração) .....	260

Figura 114 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração na flexão nos estágios de fissuração ELS e PELS .....	261
Figura 115 – Valores de <i>emed</i> dos compósitos para cada estágio de fissuração, tanto na tração uniaxial quanto à flexão .....	263
Figura 116 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo sílica ativa como agente de cicatrização quando imersos em água .....	265
Figura 117 – Diferença na cicatrização de fissuras com variação na espessura (PVA2,0SA no PELS) .....	266
Figura 118 – Constatação da cicatrização total de fissuras .....	267
Figura 119 – Variação da concentração de produtos de cicatrização em trechos de uma mesma fissura .....	268
Figura 120 – Presença de produto da cicatrização na superfície da fibra de PVA..	269
Figura 121 – Formação do produto da cicatrização nas fissuras dos compósitos analisados .....	270
Figura 122 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo a sílica ativa como agente de cicatrização e expostos aos ciclos de molhagem e secagem .....	271
Figura 123 – Cicatrização total de trecho de fissura do PVA2,0SA no ELS quando exposto aos ciclos de molhagem e secagem .....	272
Figura 124 – Precipitação e formação dos produtos de cicatrização nas fissuras dos compósitos com sílica ativa submetidos aos ciclos de molhagem e secagem .....	274
Figura 125 – Evidência de precipitado desprendido e depositado no fundo da fissura .....	275
Figura 126 – Retenção dos produtos de cicatrização e precipitados em trechos sinuosos das fissuras .....	276
Figura 127 – Comparação entre o <i>MEDcic</i> dos compósitos com apenas sílica ativa em cada condição de exposição .....	276
Figura 128 – Início da deposição de precipitado branco nas fibras hidrofóbicas que traspassaram as fissuras nos primeiros ciclos de molhagem e secagem .....	277
Figura 129 – Constatação das fissuras colmatadas nos exemplares de cada compósito contendo apenas sílica ativa .....	279

Figura 130 – Constatação por meio de MEV das características físicas dos produtos precipitados no interior das fissuras através da sílica ativa após saturação em água .....	280
Figura 131 – Elementos e compostos químicos identificados no produto de cicatrização formado nos compósitos contendo apenas sílica ativa, utilizando as técnicas (a) EDS e (b) DRX .....	282
Figura 132 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo o aditivo cristalizante como agente de cicatrização e expostos à saturação em água .....	284
Figura 133 – Constatação da cicatrização contínua provocada pelo agente autogênico e em trecho de fissura (bordas salientes) ocasionada pelo cristalizante .....	286
Figura 134 – Constatação da presença de diferentes produtos de cicatrização em um mesmo trecho da fissura .....	287
Figura 135 – Extravasamento do produto de cicatrização do aditivo cristalizante nas fissuras dos compósitos investigados .....	288
Figura 136 – Propagação horizontal do produto de cicatrização do aditivo cristalizante nas fissuras dos compósitos investigados .....	289
Figura 137 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo o aditivo cristalizante como agente de cicatrização e expostos aos ciclos de molhagem e secagem .....	289
Figura 138 – Concentração de precipitados nas fissuras dos compósitos .....	290
Figura 139 – Comparação entre o <i>MEDcic</i> dos compósitos com aditivo cristalizante em cada condição de exposição .....	291
Figura 140 – Processo de solidificação do produto formado a partir das reações químicas do cristalizante .....	293
Figura 141 – Produto solidificado proveniente das reações do aditivo cristalizante	294
Figura 142 – Condição do produto gerado pelo aditivo cristalizante após exposição aos ciclos de molhagem e secagem .....	295
Figura 143 – Constatação da cicatrização nas fissuras nos exemplares de cada compósito com aditivo cristalizante .....	297
Figura 144 – Constatação por MEV das características físicas dos produtos precipitados no interior das fissuras através do aditivo cristalizante .	298

Figura 145 – Compostos químicos identificados no produto de cicatrização formado nos compósitos contendo aditivo cristalizante (agente autônomo), utilizando as técnicas (a) EDS e (b) DRX.....	300
Figura 146 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo solução bacteriana como agente de cicatrização e expostos à saturação em água .....	302
Figura 147 – Aspecto da cicatrização das fissuras nos compósitos contendo solução bacteriana.....	304
Figura 148 – Aspecto do produto formado pelas soluções bacterianas nas fissuras dos compósitos.....	305
Figura 149 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo solução bacteriana como agente de cicatrização e expostos aos ciclos de molhagem e secagem .....	306
Figura 150 – Presença de $\text{CaCO}_3$ como precipitado dentro da cápsula rompida ...	307
Figura 151 – Comparação entre o <i>MEDcic</i> dos compósitos com solução bacteriana em cada condição de exposição .....	308
Figura 152 – Constatação da cicatrização das fissuras nos exemplares de cada compósito com solução bacteriana .....	311
Figura 153 – Constatação por meio de MEV das características físicas dos produtos precipitados no interior das fissuras através da solução bacteriana..	312
Figura 154 – Compostos químicos identificados no produto de cicatrização formado nos compósitos contendo solução bacteriana (agente autônomo), utilizando as técnicas (a) EDS e (b) DRX.....	313
Figura 155 – Curvas de comportamento dos agentes de cicatrização quando se relaciona o <i>MEDcic</i> com o <i>emed</i> .....	318
Figura 156 – Espessura média ( <i>emed, prod</i> ) e potencial ( <i>epot, prod</i> ) do produto de cicatrização para cada agente na condição de cura SAT e MS .....	320
Figura 157 – Comportamento potencial dos compósitos investigados pela pesquisa no estágio de fissuração ELS.....	324
Figura 158 – Diminuição da espessura da zona de interface entre a fibra de PVA e o produto formado na fissura.....	325
Figura 159 – Comportamento potencial dos compósitos investigados pela pesquisa no estágio de fissuração ELS.....	328

Figura 160 – Constatação do surgimento de novas fissuras próximas às fissuras remanescentes cicatrizadas no PVA2,0SA.....	329
Figura 161 – Constatação do surgimento de novas fissuras próximas às fissuras remanescentes cicatrizadas no POL2,3SA.....	331
Figura 162 – Constatação da propagação da espessura de fissura remanescente já cicatrizada.....	332
Figura 163 – Comportamento potencial dos compósitos investigados pela pesquisa no estágio de fissuração PELS.....	334
Figura 164 – Comportamento potencial dos compósitos investigados pela pesquisa no estágio de fissuração PELS.....	337
Figura 165 – Proporção no surgimento de novas fissuras após reensaio de tração para cada agente de cicatrização.....	341



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classes de ECC e suas correspondentes propriedades .....	60
Tabela 2 – Exemplos de parâmetros micromecânicos utilizados para o desenvolvimento de ECC .....	79
Tabela 3 – Instrumentações já realizadas para ensaios de tração na flexão de ECC .....	91
Tabela 4 – Propriedades dos materiais de reforço .....	103
Tabela 5 – Valores característicos de $\tau_0$ e $Gd$ de diferentes fibras poliméricas em pasta cimentícia.....	104
Tabela 6 – Proporção dos componentes (em massa) concebidos ao ECC .....	107
Tabela 7 – Sequência de mistura do ECC em caminhão betoneira .....	109
Tabela 8 – Pesquisas relacionadas à cicatrização e regeneração de compósitos cimentícios em ciclos de molhagem-secagem (MS).....	118
Tabela 9 – Bactérias utilizadas para a formação de carbonato de cálcio por meio da hidrólise de uréia .....	125
Tabela 10 – Pesquisas que adotaram diferentes métodos de indução mecânica de fissuras .....	131
Tabela 11 – Instrumentação e valores característicos para indução de fissuras em ECC .....	132
Tabela 12 – Idades de fissuração e análise da cicatrização já estudadas em ECC	134
Tabela 13 – Ensaios para avaliação da cicatrização em concretos .....	136
Tabela 14 – Programa experimental da pesquisa .....	153
Tabela 15 – Características químicas e físicas do cimento utilizado.....	154
Tabela 16 – Diâmetros equivalentes do cimento utilizado .....	155
Tabela 17 – Elementos químicos, em percentual, identificados pela técnica de FRX do cimento .....	155
Tabela 18 – Elementos químicos, em percentual, identificados pela técnica de FRX da sílica ativa.....	156
Tabela 19 – Diâmetros equivalentes da sílica ativa .....	156
Tabela 20 – Composição granulométrica do agregado miúdo e suas propriedades .....	157
Tabela 21 – Composição do aditivo superplastificante utilizado na pesquisa .....	158
Tabela 22 – Propriedades dos reforços poliméricos conforme fornecedores.....	160

Tabela 23 – Elementos químicos, em percentual, identificados pela técnica de FRX do aditivo cristalizante.....	162
Tabela 24 – Composição da solução tampão fosfato .....	164
Tabela 25 – Composição química da perlita expandida .....	165
Tabela 26 – Composição da solução de lactato de cálcio .....	166
Tabela 27 – Proporção de materiais para confecção da matriz referência do ECC	168
Tabela 28 – Compósitos investigados à tração na flexão na Etapa 1 .....	170
Tabela 29 – Teores mínimos de fibras definidos pelo modelo teórico de Bentur e Mindess (2007) .....	171
Tabela 30 – Compósitos caracterizados na Etapa 2 .....	180
Tabela 31 – Critérios adotados para a indução de fissuras nos exemplares em ECC .....	188
Tabela 32 – Compósitos caracterizados na Etapa 3 .....	190
Tabela 33 – Informações relacionadas à etapa de análise da cicatrização dos ECCs desenvolvidos .....	191
Tabela 34 – Índice de consistência e área de espalhamento dos compósitos investigados na Etapa 1.....	197
Tabela 35 – Resumo dos valores de $Jb'$ de cada ECC desenvolvido na Etapa 1... 208	
Tabela 36 – Propriedades mecânicas dos compósitos quando submetidos à tração uniaxial.....	210
Tabela 37 – Propriedades mecânicas dos compósitos investigados quando submetidos à tração na flexão .....	220
Tabela 38 – Resultados dos compósitos à tração na flexão em diferentes idades. 229	
Tabela 39 – Valores de $E$ dos compósitos ao longo das idades.....	240
Tabela 40 – Resultados de $AT$ e $Iv$ dos compósitos ao longo das idades de análise .....	241
Tabela 41 – Classificação dos resultados obtidos pelos compósitos ECCPVA, ECCPP2,4 e ECCPOL2,3 com base nas propriedades aos 84 dias de idade .....	243
Tabela 42 – Número ( $\eta_{td}$ ) e espessura das fissuras ( $etd$ ) dos compósitos após ensaio de tração uniaxial .....	247
Tabela 43 – Número ( $\eta_{tf}$ ) e espessura das fissuras ( $etf$ ) dos compósitos após ensaio de tração na flexão .....	250

Tabela 44 – Número ( $\eta_{td}$ ) e espessura das fissuras ( $etd$ ) dos compósitos após ensaio de tração uniaxial.....	254
Tabela 45 – Número ( $\eta_{tf}$ ) e espessura das fissuras ( $etf$ ) dos compósitos após ensaio de tração na flexão .....	257
Tabela 46 – Número ( $\eta_{td}$ ) e espessura das fissuras ( $etd$ ) dos compósitos após ensaio de tração uniaxial.....	259
Tabela 47 – Número ( $\eta_{tf}$ ) e espessura das fissuras ( $etf$ ) dos compósitos após ensaio de tração na flexão .....	262
Tabela 48 – Espessura residual média das fissuras dos compósitos analisados após exposição à saturação em água e ciclos de molhagem e secagem....	315
Tabela 49 – Média do número de novas fissuras formadas ( $\eta_{t, med}$ ) nos compósitos após análise das tensões residuais.....	340
Tabela 50 – Potencial de cicatrização ( $POT_{reg}$ ) obtido por cada compósito investigado e para cada condição de cura após ensaios de flexão.....	343



## LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ACE-MRL	<i>Advanced Cementitious Materials – Materials Research Laboratory</i>
ACI	<i>American concrete institute</i>
ADC	Aditivo químico cristalizante
ASTM	<i>American society for testing and materials</i>
BAC	Solução bacteriana
BET	<i>Brunauer, Emmett e Teller</i>
CA	Concreto armado
CAD	Concreto de alto desempenho
CCA	Cinza de casca de arroz
CP	Cimento Portland
CRF	Concreto reforçado com fibras
CUAD	Concreto de ultra-alto desempenho
CV	Cinza volante
DRX	Difração de raios-X
EAF	Escória de alto forno
ECC	<i>Engineered Cementitious Composites</i>
ECCPP	ECC reforçado com fibras de polipropileno
ECCPVA	ECC reforçado com fibras de álcool polivinílico
EDS	Energia dispersiva de espectroscopia de raios-X
ELS	Estado-limite de serviço
EMBRAPA	Empresa Brasileira de Pesquisa Agropecuária
EVA	Espuma vinílica acetinada
FA-ECC	ECC reforçado com fibras de aço
FR- ECC	Fire resistance ECC
FRX	Fluorescência de raios-X
FTIR	Espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier
GFRC	<i>Glass fiber reinforced concrete</i>
HPFRCC	<i>High-performance fiber reinforced cementitious composites</i>
HS-ECC	<i>High-strength ECC</i>
HVFA	<i>High volume fly ash</i>

IAP	Índice de atividade pozolânica
JCI	<i>Japan Concrete Institute</i>
JSCE	<i>Japan Society of Civil Engineers</i>
LCVMat	Laboratório de Caracterização e valorização dos materiais
LVDT	<i>Linear Variable Differential Transformer</i>
LW-ECC	<i>Light-weight ECC</i>
MCS	Materiais cimentícios suplementares
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscópio óptico
MOR	<i>Modulus of rupture</i>
MS	Ciclos de molhagem e secagem
NBR	Norma brasileira
PE	Polietileno
PE-ECC	ECC reforçado com fibras de polietileno
PELS	Pós-Estado-limite de serviço
PET	Tereftalato de polietileno
PP	Polipropileno
PP-E	Polipropileno de alto módulo de elasticidade
POL	Poliéster
PVA	Álcool polivinílico
RILEM	<i>The International Union of Laboratories and Experts in Construction Materials, Systems and Structures</i>
SA	Sílica ativa
SAT	Saturado
SIFCON	<i>Slurry Infiltrated Fiber Concrete</i>
SP	Aditivo químico superplastificante
TGA	Análise termogravimétrica
UR	Umidade relativa
VU	Vida útil
VUP	Vida útil de projeto

## LISTA DE SÍMBOLOS

%	Percentual	
US\$/kg	Dólares americanos por quilograma	
kg/m <sup>3</sup>	Quilograma por metro cúbico	
Cl <sup>-</sup>	Íons cloreto	
CO <sub>2</sub>	Dióxido de carbono	
μm	Micrômetros	
ε	Deformação específica	
δ	Deflexão	mm
σ <sub>td</sub>	Resistência máxima à tração direta	MPa
ρ	Densidade	g/cm <sup>3</sup>
E	Módulo de elasticidade	GPa
f <sub>c</sub>	Resistência à compressão	MPa
σ <sub>td,fis</sub>	Resistência à primeira fissura (direta)	MPa
ε <sub>td</sub>	Deformação à tração direta	%
f <sub>c</sub>	Resistência à compressão	MPa
ε <sub>fc</sub>	Capacidade de deformação	%
σ <sub>tf</sub>	Resistência máxima à tração na flexão	MPa
σ <sub>ss</sub>	<i>Steady state flat crack propagation</i>	-
e	espessura da fissura	-
e <sub>td</sub>	Espessura das fissuras na tração direta	μm
J <sub>tip</sub>	Tenacidade na ponta da fissura	J
J <sub>b</sub> '	Energia complementar / Energia de contribuição do reforço	J
σ <sub>ss</sub> δ <sub>ss</sub>	Trecho de limite elástico da curva	
τ <sub>0</sub>	Resistência de ancoragem da fibra	MPa
G <sub>d</sub>	Resistência de aderência química	J/m <sup>2</sup>
l <sub>f</sub>	Comprimento da fibra	mm
d <sub>f</sub>	Diâmetro da fibra	μm
E <sub>f</sub>	Módulo de elasticidade da fibra	GPa
σ <sub>fu</sub>	Resistência à tração da fibra	MPa
β	Coefficiente de eficiência da fibra	

$f$	Coeficiente de eficiência da fibra	
$f'$	Coeficiente de eficiência da fibra	
$E_m$	Módulo de elasticidade da matriz	GPa
$\sigma_{mu}$	Resistência à tração da matriz	MPa
$k$	Relação entre momento de fissuração e momento máximo	
$\varepsilon_{fc}$	Deformação específica na compressão	
S	Amplitude de tensão	
N	Ciclos de ocorrência	
S-N	Curva de fadiga	
$\varepsilon_t$	Deformação específica à tração	
$\varepsilon_{td,ult}$	Deformação última à tração direta	%
$M^+$	Momento fletor positivo	
$\varepsilon_{td}$	Deformação específica à tração direta	
$\ell$	Vão teórico	mm
$y$	Distância da borda tracionada para a linha neutra	-
$\delta_{ult}$	Deflexão última	mm
$\varepsilon_{tf,ult}$	Deformação última à tração na flexão	%
$\phi$	Ângulo de inclinação dos reforços	
$\rho(\phi)$	Efeito geométrico entre a matriz e a fibra	-
$l/d$	Fator de forma da fibra	-
$\alpha_1$	Coeficiente de eficiência da fibra	
$\alpha_2$	Coeficiente de eficiência da fibra	
$\lambda_1$	Fator relacionado à probabilidade de arrancamento da fibra	-
$\lambda_2$	Fator de eficiência da orientação das fibras no estado fissurado	-
$\lambda_3$	Fator de redução por área	-
$a/agl$	Relação água-aglomerante	-
$\Gamma$	Índice de consistência	mm
$D_m$	Média aritmética das diagonais no ensaio de consistência	mm
$D_0$	Diâmetro da abertura inferior do molde tronco cônico	mm
$G_c$	Área relativa de espalhamento	-
$\Gamma_m$	Índice de consistência da matriz cimentícia	



C-A-S-H	Silicatos aluminatos de cálcio hidratados (C-A-S-H, forma abreviada de $C_3A.3CaSO_4.32H_2O$ )	
$CaCO_3$	Carbonato de cálcio	
$H_2CO_3$	Ácido carbônico	
$Ca(OH)_2$	Hidróxido de cálcio	
C-S-H	Silicato de cálcio hidratado (C-S-H, forma abreviada de $CaO.SiO_2.H_2O$ )	
$H_2O$	Água	
$OH^-$	Hidróxido	
$MgSiF_6$	Hexafluorossilicato de magnésio	
$SiO_2$	Dióxido de silício	
$CaF_2$	Fluoreto de cálcio	
$MgSiO_3$	Cristais de enstatita	
$C_6ASH_{32}$	Etringita	
$\varepsilon_{tf} (\delta)$	Deformação específica à tração na flexão	
$C_3S$	Silicato tricálcico ( $C_3S$ , forma simplificada de $3CaO.SiO_2$ )	
$C_2S$	Silicato dicálcico ( $C_2S$ , forma simplificada de $2CaO.SiO_2$ )	
$C_3A$	Trialuminatos de cálcio	
$C_4AF$	Ferroaluminato tetracálcico	
$MED_{cic}$	Percentual médio de cicatrização	%
$\sigma_{tf, fis}$	Resistência à primeira fissura (flexão)	MPa
$\varepsilon_{tf}$	Deformação à tração na flexão	%
$A_T$	Absorção total	%
$I_v$	Índice de vazios	%
DRX	Difração de Raios-X	
MEV	Microscopia eletrônica de varredura	
MO	Microscopia óptica	
$POT_{reg}$	Potencial de cicatrização	%
$MgO$	Óxido de magnésio	
$SO_3$	Trióxido de Enxofre	
$CaO$	Óxido de cálcio	
$Fe_2O_3$	Óxido de ferro	
$SiO_2$	Dióxido de silício	

$Al_2O_3$	Óxido de alumínio	
PF	Perda ao Fogo	
RI	Resíduo Insolúvel	
$K_2O$	Óxido de potássio	
$P_2O_5$	Pentóxido de fósforo	
pH	Potencial hidrogeniônico	
$TiO_2$	Dióxido de titânio	
$MnO$	Óxido de magnês	
$ZnO$	Óxido de zinco	
$BaO$	Óxido de bário	
$ZrO_2$	Dióxido de zircônio	
$Cr_2O_3$	Óxido de cromo	
$CuO$	Óxido de cobre	
UFC/ml	Unidade Formadora de Colônias por mililitro	
g/l	Gramas por litro	
°C	Graus Celsius	
$Na_2O$	Óxido de sódio	
<i>CURV</i>	Curva representante	-
<i>DIF</i>	Diferença entre a curva na tração do exemplar para a média	-
$R^2$	Coeficiente de determinação	
mm/min	Milímetros por minuto	
kN	Quilo Newton	
$T_{EQ}$	Teor equivalente de fibras	-
$\delta_{ELS}$	Deflexão no Estado-Limite de serviço	
$\varepsilon_{td,ELS}$	Deformação específica à tração direta no Estado-Limite de serviço	
$\varepsilon_{ult}$	Deformação última	
$\eta_{td}$	Número de fissuras na tração direta	un.
$\eta_{tf}$	Número de fissuras na tração na flexão	un.
$e_{tf}$	Espessura das fissuras na tração na flexão	$\mu m$
$e_{med,inicial}$	Espessura média inicial da fissura	
$e_{med,final}$	Espessura média final da fissura	
$\sigma_{t,residual}$	Resistência à tração residual	
un/dm <sup>3</sup>	Unidades por decímetro cúbico	

$CV_{Jb'}$	Coefficiente de variação para a energia complementar	
$e_{td,med}$	Espessura média da fissura na tração direta	
$K_m$	Tenacidade da matriz cimentícia	
$e_{td,max}$	Espessura máxima da fissura na tração direta	
$e_{med}$	Espessura média da fissura	$\mu m$
CH	Hidróxido de cálcio (CH, forma abreviada de $Ca(OH)_2$ )	
O <sub>2</sub>	Oxigênio	
$e_{res,med}$	Espessura residual média da fissura	$\mu m$
$e_{med,prod}$	Espessura média do produto de cicatrização na fissura	$\mu m$
$e_{pot,prod}$	Espessura máxima do produto de cicatrização na fissura	$\mu m$
$e_{pot}$	Espessura potencial da fissura	
$\eta_{t,med}$	Número médio de fissuras na regeneração	un.



## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>43</b>
1.1 OBJETIVOS .....	50
1.1.1 Objetivo Geral .....	50
1.1.2 Objetivos Específicos .....	50
<b>2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b> .....	<b>51</b>
2.1 <i>ENGINEERED CEMENTITIOUS COMPOSITES</i> (ECC) .....	51
2.1.1 Conceito, histórico e desenvolvimento .....	54
2.1.2 Classificação do ECC .....	60
2.1.3 Aplicações do ECC na construção civil .....	61
2.1.4 Funcionamento micromecânico do ECC .....	70
2.1.5 Propriedades e desempenho mecânico .....	79
2.1.5.1 Comportamento à tração uniaxial .....	85
2.1.5.2 Comportamento à tração na flexão .....	90
2.1.5.3 Comportamento ao longo do tempo e durabilidade .....	94
2.1.6 Processos, dosagem e materiais constituintes .....	99
2.1.6.1 Insumos para confecção do ECC .....	101
2.1.6.2 Determinação do volume crítico de fibras .....	104
2.1.6.3 Dosagem da matriz de ECC .....	107
2.1.6.4 Processos de mistura .....	108
2.1.6.5 Validação das propriedades no estado fresco .....	111
2.2 MECANISMOS DE AUTOCICATRIZAÇÃO APLICÁVEIS AO ECC .....	113
2.2.1 Tipos de autocicatrização na matriz cimentícia e seus mecanismos .....	115
2.2.1.1 Autogênico pela utilização de pozolanas .....	119
2.2.1.2 Autônomo pelo emprego de soluções bacterianas .....	122
2.2.1.3 Autônomo pelo uso de catalisadores cristalinos .....	128
2.2.2 Fissuração e validação da cicatrização .....	129
2.2.2.1 Formação da fissura .....	130
2.2.2.2 Validação da cicatrização .....	135
2.2.2.2.1 <i>Análise visual por imagem</i> .....	135
2.2.2.2.2 <i>Análise química e mineralógica dos precipitados</i> .....	141
2.2.3 Resistência residual .....	143
2.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS DA REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	145

<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>149</b>
3.1 SELEÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS.....	154
<b>3.1.1 Cimento .....</b>	<b>154</b>
<b>3.1.2 Sílica ativa .....</b>	<b>156</b>
<b>3.1.3 Agregados miúdos .....</b>	<b>157</b>
<b>3.1.4 Aditivo químico superplastificante .....</b>	<b>158</b>
<b>3.1.5 Fibras poliméricas .....</b>	<b>158</b>
<b>3.1.6 Agentes de cicatrização .....</b>	<b>162</b>
3.1.6.1 Sílica ativa .....	162
3.1.6.2 Aditivo químico cristalizante.....	162
3.1.6.3 Solução bacteriana .....	163
3.1.6.3.1 <i>Preparação da solução bacteriana .....</i>	<i>164</i>
3.1.6.3.2 <i>Propriedades da perlita e encapsulamento da solução bacteriana.....</i>	<i>165</i>
3.2 PROPORCIONAMENTO DOS MATERIAIS E HOMOGENEIZAÇÃO .....	167
3.3 ETAPA 1 - DETERMINAÇÃO DO TEOR EQUIVALENTE DE ENTRE FIBRAS	170
<b>3.3.1 Determinação dos teores de adição dos reforços (Modelo teórico) .....</b>	<b>171</b>
<b>3.3.2 Definição da curva representante entre os ECCs.....</b>	<b>172</b>
<b>3.3.3 Moldagem e condição de cura das amostras.....</b>	<b>173</b>
<b>3.3.4 Propriedades do ECC no estado fresco .....</b>	<b>174</b>
<b>3.3.5 Resistência à tração na flexão.....</b>	<b>175</b>
<b>3.3.6 Determinação do teor equivalente (<math>V_{f_{eq}}</math>).....</b>	<b>179</b>
3.4 ETAPA 2 - CARACTERIZAÇÃO E CLASSIFICAÇÃO DOS ECCS .....	179
<b>3.4.1 Moldagem e condição de cura das amostras.....</b>	<b>180</b>
<b>3.4.2 Propriedades no estado endurecido.....</b>	<b>180</b>
3.4.2.1 Resistência à compressão axial e módulo de elasticidade .....	180
3.4.2.2 Resistência à tração direta uniaxial .....	181
3.4.2.3 Resistência à tração na flexão .....	184
3.4.2.4 Absorção total de água e índice de vazios .....	185
<b>3.4.3 Critérios para classificação dos ECCs .....</b>	<b>185</b>
3.5 ETAPA 3 – FISSURAÇÃO PARA ANÁLISE DE CICATRIZAÇÃO DOS ECCS	186
<b>3.5.1 Estágios de fissuração.....</b>	<b>186</b>
<b>3.5.2 Idades de fissuração .....</b>	<b>189</b>
3.6 ETAPA 4 – ANÁLISE DA CICATRIZAÇÃO DOS ECCS.....	190
<b>3.6.1 Condições de exposição para cicatrização.....</b>	<b>191</b>

<b>3.6.2 Análise visual</b> .....	<b>193</b>
3.6.2.1 Microscópio óptico .....	193
<b>3.6.3 Análise mineralógica</b> .....	<b>194</b>
3.6.3.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) .....	194
3.6.3.2 Difração de raios-X (DRX).....	194
<b>3.6.4 Percentual médio de cicatrização (MEDcic)</b> .....	<b>194</b>
<b>3.6.5 Análise da regeneração</b> .....	<b>195</b>
<b>4 RESULTADOS</b> .....	<b>197</b>
4.1 ETAPA 1.....	197
4.1.1 Propriedades no estado fresco.....	197
4.1.2 Comportamento na flexão .....	200
4.1.3 Teor equivalente com base no $Jb'$ .....	206
4.1.4 Considerações da Etapa 1 .....	208
4.2 ETAPA 2.....	209
4.2.1 Comportamento à tração uniaxial.....	209
4.2.2 Comportamento à tração na flexão.....	220
4.2.2.1 Amostras laminares (placas) .....	220
4.2.2.2 Amostras prismáticas .....	229
4.2.3 Comportamento à compressão axial.....	235
4.2.3.1 Amostras cilíndricas .....	235
4.2.4 Módulo de elasticidade .....	240
4.2.5 Absorção total e índice de vazios .....	241
4.2.6 Classificação dos compósitos .....	243
4.3 ETAPA 3.....	245
4.3.1 Sílica ativa (Agente autogênico) .....	245
4.3.1.1 Tração uniaxial .....	245
4.3.1.2 Tração na flexão.....	248
4.3.2 Aditivo cristalizante (Agente autônomo).....	252
4.3.2.1 Tração uniaxial .....	252
4.3.2.2 Tração na flexão.....	255
4.3.3 Solução bacteriana (Agente autônomo).....	257
4.3.3.1 Tração uniaxial .....	257
4.3.3.2 Tração na flexão.....	260
4.3.4 Considerações finais .....	263

4.4 ETAPA 4 .....	264
<b>4.4.1 Validação da cicatrização .....</b>	<b>264</b>
4.4.1.1 Sílica Ativa (Agente autogênico).....	264
4.4.1.1.1 <i>Análise por imagem</i> .....	265
4.4.1.1.2 <i>Análise mineralógica dos produtos de cicatrização</i> .....	281
4.4.1.2 Aditivo cristalizante (Agente autônomo).....	284
4.4.1.2.1 <i>Análise por imagem</i> .....	284
4.4.1.2.2 <i>Análise mineralógica dos produtos de cicatrização</i> .....	299
4.4.1.3 Solução bacteriana (Agente autônomo).....	302
4.4.1.3.1 <i>Análise por imagem</i> .....	302
4.4.1.3.2 <i>Análise mineralógica dos produtos de cicatrização</i> .....	313
4.4.1.4 Considerações sobre a cicatrização .....	314
<b>4.4.2 Validação da regeneração.....</b>	<b>323</b>
4.4.2.1 Estado-limite de serviço (ELS).....	323
4.4.2.1.1 <i>Tração direta</i> .....	323
4.4.2.1.2 <i>Tração na flexão</i> .....	327
4.4.2.2 Pós-Estado-limite de serviço (PELS).....	333
4.4.2.2.1 <i>Tração direta</i> .....	333
4.4.2.2.2 <i>Tração na flexão</i> .....	336
4.4.2.3 Considerações sobre a regeneração .....	340
<b>5 CONSIDERAÇÕES FINAIS .....</b>	<b>345</b>
5.1 CONCLUSÕES.....	345
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	355
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>359</b>
<b>APÊNDICE A – GRÁFICOS DE TRAÇÃO NA FLEXÃO ETAPA 1 .....</b>	<b>401</b>
<b>APÊNDICE B – GRÁFICOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL ETAPA 2.....</b>	<b>403</b>
<b>APÊNDICE C – GRÁFICOS DE TRAÇÃO NA FLEXÃO ETAPA 2 .....</b>	<b>407</b>



## 1 INTRODUÇÃO

O crescimento constante da população mundial estimula a procura por novas habitações e é capaz de sobrecarregar a infraestrutura existente, como obras de saneamento e transporte (YIN; LI, 2019). Portanto, novas construções são necessárias para atender as demandas e serem projetadas com sistemas mais eficientes, sustentáveis e duráveis. Nas últimas décadas, o consumo de materiais cimentícios aumentou exponencialmente junto ao crescimento populacional, principalmente, os concretos estruturais (GHALEHNOVI; KARIMIPOUR; BRITO, 2019).

A velocidade de construção também foi alterada ao longo dos anos, estimulando o desenvolvimento de materiais de cura rápida, além das resistências mais elevadas nas idades iniciais (AHSAN; HOSSAIN, 2018; IKOTUN; EKOLU, 2010). O uso de materiais de maior qualidade, como os aditivos químicos e melhorias na qualidade do cimento, auxiliou na evolução dos compósitos cimentícios. Concretos cada vez mais resistentes são desenvolvidos, porém isto não é garantia de durabilidade (LI, V., 2019). Além do mais, quanto maior a resistência à compressão do concreto, maior a sua fragilidade, favorecendo o surgimento de fissuras.

No caso de estruturas em concreto armado, espera-se que o concreto contribua à compressão e na proteção das armaduras (MEHTA; MONTEIRO, 2014). Por apresentar comportamento predominantemente frágil, representado pela sua limitada capacidade de deformação pré-ruptura, projetistas empregam as armaduras (CALLISTER JUNIOR; RETHWISCH, 2016). Com o incremento destes reforços, busca-se alterar a forma de ruptura do conjunto (DANCYGIER; KARINSKI, 2019; XUE, J. *et al.*, 2019).

Inicialmente, imaginava-se que apenas a resistência à compressão dos concretos fosse suficiente para conceber estruturas mais duráveis. Porém, pesquisas indicam a importância de compósitos com baixa permeabilidade, o que dificulta a entrada de agentes agressivos, como os íons cloreto ( $\text{Cl}^-$ ) e dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ), protegendo as armaduras (KAMADA; LI, 2000). Assim, foram desenvolvidos os concretos de alto desempenho (CAD), que, além de possuírem elevada resistência à compressão, apresentam um baixo índice de vazios.

No entanto, em aplicações reais, os sistemas estão submetidos a vários mecanismos de degradação, que provocam manifestações patológicas,

independentemente da resistência da matriz e sua permeabilidade. As movimentações térmicas, retração e vibrações geram esforços de tração na matriz, que superam sua resistência e provocam as fissuras. Quando as fissuras ocorrem, surgem novos caminhos para a penetração dos agentes agressivos, por mais que o compósito tenha baixa permeabilidade (BLUNT; JEN; OSTERTAG, 2015; NEVILLE; BROOKS, 2013). Isto estimula o aumento da periodicidade das manutenções e diminuição da vida útil.

Na concepção de um sistema, deve-se considerar o emprego de materiais de qualidade, aplicação das técnicas de execução adequadas e realização de manutenções periódicas, a fim de que as construções sejam resilientes e possam envelhecer bem (BOLINA; TUTIKIAN; HELENE, 2019). Em sistemas com o uso de materiais cimentícios é, praticamente, inviável projetar sem que haja o surgimento de fissuras ao longo da sua vida útil. A resiliência dos sistemas estruturais, está relacionada à ductilidade dos materiais aplicados. Estruturas em concreto armado podem ser consideradas pouco resilientes, uma vez que a matriz é frágil e proporciona o surgimento descontrolado de fissuras. Para tanto, pesquisas têm sido desenvolvidas para alterar esse comportamento dos compósitos cimentícios.

A incorporação de reforços descontínuos em matrizes cimentícias foi uma das estratégias escolhidas para atingissem a ductilidade (BENTUR; MINDESS, 2007; YU, K. *et al.*, 2018a). Os primeiros estudos foram realizados por Romualdi e Batson (1963, 1964), nos quais foi possível identificar a contribuição das fibras metálicas no comportamento à flexão dos concretos (LE HOANG; FEHLING, 2017). Os estudos foram avançando, com o desenvolvimento de uma série de novos compósitos reforçados com fibras, como o *Slurry Infiltrated Fiber Concrete* (SIFCON), o concreto de ultra alto desempenho (CUAD) e o *glass fiber reinforced concrete* (GFRC) (ABDULKAREEM *et al.*, 2018; AL-GEMEEL; ZHUGE, 2019; CHRIST, 2019; IPEK; AKSU, 2019; MENG, W.; KHAYAT, 2018). Porém, estes ainda apresentavam limitações no controle de propagação e abertura das fissuras, o que refletia na sua capacidade de deformação.

Nos últimos 30 anos, estudos buscaram identificar o funcionamento micromecânico das diferentes fases dos compósitos cimentícios com fibras descontínuas, o que indica os parâmetros necessários para projetar compósitos dúcteis (YU, J.; CHEN; LEUNG, 2018).

O conceito base de ductilidade em concretos, argamassas ou pastas cimentícias foi apresentado inicialmente por Marshall e Cox (1988), os quais apontaram que o requisito fundamental para condicionar flexibilidade à matriz é a multifissuração controlada. Conforme Li, V. *et al.* (2002), a multifissuração controlada é dependente da inserção de fibras e da dispersão dos vazios na matriz. São nos vazios que se formam as fissuras. Já as fibras atuam como pontes de transferência de tensão entre as aberturas e tendem a controlar a propagação das fissuras. Com isso, estes reforços provocam ganhos de resistência à tração e na tenacidade do compósito (RANADE *et al.*, 2017; TURK; NEHDI, 2018; ZHANG, Z.; ZHANG, Q., 2018).

Neste contexto, na década de 90 surge o *Engineered Cementitious Composites* (ECC). Desenvolvido inicialmente pelo professor Victor Li, junto ao grupo de pesquisa do ACE-MRL (*Advanced Cementitious Materials – Materials Research Laboratory*) da Universidade de Michigan, nos Estados Unidos, o ECC é um compósito cimentício reforçado com fibras poliméricas descontínuas que possui elevada capacidade de deformação devido à multifissuração controlada. Projetado para apresentar deformações de até 8% (YU, K. *et al.*, 2017), o ECC tem o comportamento mecânico considerado dúctil, além de atingir resistência à compressão de 205 MPa e à tração de 15 MPa (LI, V., 2019).

O comportamento dúctil do ECC é produto da formação progressiva de múltiplas fissuras, apresentando deflexões de até 500 vezes maiores do que o concreto convencional (QIU; YANG, 2017). Mesmo que tenha características favoráveis à concepção de sistemas mais resilientes, o material ainda não é muito aplicado no setor da construção civil (ASLANI; WANG, 2019; GUAN *et al.*, 2019).

Existem fatores que corroboram para tal cenário, sendo eles a falta de conhecimento sobre o comportamento mecânico do material e seu custo, que pode chegar a 8 vezes o valor de um concreto convencional no Brasil (LI, V., 2008). No entanto, este valor é variável e depende do tipo de reforço a ser empregado no ECC, bem como o material pozolânico que compõem a matriz deste compósito. Ou seja, o custo deste material não é exclusivo e pode ser reduzido. O custo é otimizado quando se utilizam coprodutos, desde que as propriedades mecânicas do ECC não sejam prejudicadas (PAN *et al.*, 2015).

Os reforços usualmente aplicados na concepção do ECC são classificados como polímeros de alta performance, devido as suas propriedades físicas e interação

com a matriz cimentícia. Assim, pode-se garantir a sinergia entre o reforço e a matriz, aumentando os índices de fissuração e, conseqüentemente, a capacidade de deformação do ECC (DING *et al.*, 2018; FISCHER; WANG; LI, 2003). Normalmente, as fibras empregadas no ECC são as de polietileno (PE) ou álcool polivinílico (PVA), que chegam a custar cerca de 15,00 US\$/kg, e o consumo supera os 26 kg/m<sup>3</sup> (FANTILLI; CHIAIA; GORINO, 2016).

Há um número considerável de pesquisas envolvendo a incorporação de fibras de PVA e PE (LI, V.; LEUNG, 1992; MAALEJ; LI, 1994; RANADE *et al.*, 2017; STANG; LI, 1999). Por outro lado, há poucos estudos que investigam o comportamento mecânico do ECC com reforços alternativos, como náilon, polipropileno, poliéster, entre outros (SAID; RAZAK, 2015; YU, K. *et al.*, 2018a). Algumas pesquisas já testaram as fibras de polipropileno de alto módulo de elasticidade (PP-E) (COSTA *et al.*, 2019; GARCEZ, 2009; MUÑOZ RODRÍGUEZ, 2018), fibras recicladas de tereftalato de polietileno (PET) (LIN *et al.*, 2018) e fibra de SMA (*shape memory alloys*) (ALI, 2017; ALI; SOLIMAN; NEHDI, 2017; NEHDI; ALI, 2019) para concepção do ECC.

O ECC ainda é pouco estudado no Brasil (COSTA *et al.*, 2019; GARCEZ, 2009; MAGALHÃES, 2010; MUÑOZ RODRÍGUEZ, 2018). Deste modo, é necessário desenvolver este compósito com base na realidade do país, como, por exemplo, a natureza e acessibilidade à matéria prima, que afetam diretamente sua robustez. Os insumos disponíveis devem ser conhecidos, podendo viabilizar a aplicação em larga escala na indústria nacional da construção civil. Produzir estes compósitos “maleáveis” com os materiais disponíveis em cada região do país é um desafio para os pesquisadores (RIGHI *et al.*, 2017). Outro aspecto que deve ser considerado na elaboração dos estudos com o ECC é a sua viabilidade financeira, facilitando a inserção no mercado regional, bem como a tentativa de diminuir seu impacto ambiental. Como alternativa, há a possibilidade de utilizar fibras produzidas no Brasil, bem como as fibras recicladas (resíduos). Logo, o ECC torna-se mais compatível à realidade do mercado regional.

No Brasil, as fibras de polipropileno (PP) são consumidas em grande volume na produção de argamassas e concretos. Esta pode custar até 4 vezes menos do que as fibras de PVA. Torna-se relevante ampliar ainda mais os estudos sobre o ECCPP (ECC reforçado com fibras de polipropileno) já iniciados por Garcez (2009). É importante salientar a falta de indústrias produtoras de fibras de PVA e PE em território brasileiro, obrigando os profissionais a importarem o reforço e, assim, onerando o

custo final do ECC. Em contrapartida, outra lacuna científica a ser especificada é a adoção de fibras poliméricas recicladas para produção de compósitos flexíveis.

Visto que o funcionamento do ECC depende da compatibilidade entre os insumos e a micromecânica do compósito, pesquisadores optam por fibras novas, sem deficiências microestruturais, as quais tendem a proporcionar um ECC com propriedades mecânicas mais regulares (MAALEJ, 2012; SINGH; SAINI; CHALAK, 2019). Nesse intuito, salienta-se a importância da incorporação de fibras recicladas, originárias de pneus reciclados, garrafas PET ou até de cordas para ancoragem de plataformas petrolíferas (EHRENBRING *et al.*, 2019; SIMONETTI, 2020; YU, J. *et al.*, 2018).

Como material frequentemente empregado pelas indústrias têxteis e de cordoaria, os resíduos de poliéster (POL), gerados na produção ou pós utilização, podem vir a causar problemas ambientais devido a escassez de locais com capacidade para seu descarte. Deste modo, incorporar fibras recicladas de POL em matrizes cimentícias, como já foi feito por Ehrenbring, Tutikian e Quinino (2018) e Ehrenbring *et al.* (2019), mostra ser uma ação relevante para diminuir os volumes deste material dispersos no meio ambiente. Assim, de maneira inédita, neste estudo foram incorporadas fibras recicladas de POL para concepção de um ECC.

Além da escolha do elemento de reforço, o consumo de fibras também é uma etapa para concepção do ECC. O teor de fibras praticados, normalmente, é próximo a 2% em função do volume da mistura, para que o compósito atinja o comportamento *strain-hardening* ou *deflection-hardening*, o qual representa o ganho de resistência contínuo após a primeira fissura (KEWALRAMANI; MOHAMED; SYED, 2017; RANADE; LI; HEARD, 2015).

Com base nos estudos de Bentur e Mindess (2007) e Li, V. *et al.* (2002), é possível determinar previamente qual o volume mínimo de fibras para que o ECC apresente o comportamento à tração previsto. Deste modo, como dados de entrada para a verificação ou dimensionamento destes compósitos é preciso conhecer as propriedades físicas da matriz, do reforço e resistência de ligação entre estas fases.

Assim, no presente estudo, foram desenvolvidos compósitos, variando a natureza dos reforços (PVA, PP e POL), com base no teor equivalente ao ECCPVA com 2% de fibras.

O ECC é constituído por agregados de dimensão inferior a 2,4 mm, ou seja, conceitualmente considerado como uma argamassa estrutural (STANG; LI, 1999).

Como insumos básicos está o cimento hidráulico, agregados miúdos, aditivos químicos superplastificantes, as fibras e uma fração de materiais pozolânicos. Inicialmente, os ECCs eram projetados sem a inclusão de materiais cimentícios suplementares (MCS), elevando o consumo de cimento para mais de 1000 kg/m<sup>3</sup> (ZHU *et al.*, 2014).

Com o passar dos anos, pesquisas foram desenvolvidas para identificar a viabilidade de incorporação de pozolanas junto à matriz cimentícia do ECC, reduzindo o consumo de cimento para patamares de 300 a 550 kg/m<sup>3</sup> (AMMASI; RAGUL, 2018; TURK; NEHDI, 2018). Atualmente, são poucos os trabalhos que não aplicam materiais pozolânicos na dosagem do ECC (ZHU *et al.*, 2014). Por outro lado, há o uso predominante de cinza volante (CV). Cabe analisar o impacto de outros materiais suplementares na reologia e mecânica destes compósitos, como é o caso da incorporação da escória de alto forno (EAF), sílica ativa (SA) e metacaulim, como fizeram inicialmente Alyousif (2016), Singh, Saini e Chalak (2019) e Wang, Q. *et al.* (2020).

A ductilidade do ECC depende da ocorrência das microfissuras (PARRA-MONTESINOS, 2005; QUDAH; MAALEJ, 2014). No entanto, as fissuras devem possuir espessuras próximas a 100  $\mu m$  para dificultar a penetração de agentes agressivos (POURFALAH, 2018). Deste modo, Herbert e Li (2012) investigaram a possibilidade de aprimorar o potencial de autocicatrização destes compósitos. Os materiais autocicatrizantes são aqueles que dispõem da capacidade de selar as aberturas formadas em si (WIKTOR; JONKERS, 2011; XU; WANG, 2018).

Sabe-se que é característica inerente das matrizes cimentícias a possibilidade de colmatar pequenas aberturas na sua microestrutura, sendo elas as fissuras ou os poros. Este fenômeno protege o sistema, mas, por outro lado, é lento e, dependendo da aplicação do material, não acompanha a velocidade de abertura e selagem de novas aberturas (TAKAGI, 2013; XU; WANG, 2018). Como o ECC é composto por materiais cimentícios e pozolânicos, há a possibilidade de autocicatrização suas pequenas fissuras, a fim de promover ganhos ainda maiores na vida útil do sistema aplicado (LU; LI; LEUNG, 2018).

Acredita-se que o processo de autocicatrização seja duradouro em compósitos cimentícios, principalmente no ECC, que exhibe aberturas múltiplas ao longo da seção do elemento em serviço (GHANTOUS *et al.*, 2017; HAMRAT *et al.*, 2016). O mecanismo autógeno de cicatrização apresenta resultados variáveis, uma vez que



seus agentes têm dupla função na matriz, provocando a selagem de fissuras com até 200  $\mu m$  (SAHMARAN; YILDIRIM; ERDEM, 2013). Para que a matriz não dependa dos mecanismos autógenos, é possível adicionar componentes que atuem justamente para aumentar seu potencial de cicatrização, sendo este processo chamado de mecanismo autônomo.

No caso da escolha pelo mecanismo autônomo, é possível aumentar a velocidade de cicatrização das fissuras (WIKTOR; JONKERS, 2011). Independentemente do tipo de mecanismo utilizado, há limitações no potencial de colmatação das aberturas formadas em compósitos cimentícios. Atualmente, é possível selar por completo fissuras com seção inferior a 400  $\mu m$  com o uso de aditivos químicos cristalizantes e até 1000  $\mu m$  com soluções bacterianas (HELENE *et al.*, 2018; ZHANG, Z.; DING; QIAN, 2019; ZHANG, J. *et al.*, 2017).

Estruturas de concreto armado podem apresentar fissuras com abertura entre 200 a 400  $\mu m$ , conforme ABNT NBR 6118:2014 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT), 2014). Para Zhao *et al.* (2012), é comum identificar fissuras em matrizes cimentícias que atinjam espessuras na ordem de 400  $\mu m$ . Visto que o ECC tem potencial de substituir a aplicação do concreto convencional em estruturas, é necessário não superar os intervalos das aberturas permitidos por normas ou documentos técnicos. No ECC, devido ao alto teor de adição de fibras, originam-se inúmeras microfissuras que permanecem com seções inferiores a 100  $\mu m$  (LI, V. *et al.*, 2002).

É necessário entender como ocorre a cicatrização em diversas condições ambientais. Yang, Y. *et al.* (2009) investigaram a cicatrização de ECC em ambientes saturados e durante ciclos de molhagem e secagem, o que simulou a ação das chuvas. Pesquisas estruturadas com programas experimentais para simular o potencial de cicatrização dos compósitos cimentícios são necessárias, aproximando os resultados laboratoriais das condições encontradas em campo.

Desta forma, este trabalho desenvolveu ECC autocicatrizantes com o uso de insumos industriais, diferentes mecanismos de cicatrização e a inserção variada de fibras poliméricas (PVA, PP e POL) com o intuito de identificar o compósito (fibra + agente de cicatrização) com as melhores propriedades de autocicatrização, bem como comportamento mecânico compatível à classificação do ECC.

## 1.1 OBJETIVOS

Essa pesquisa foi desenvolvida de modo que possam ser alcançados os objetivos geral e específicos, envolvendo a classe de ECC autocicatrizante.

### 1.1.1 Objetivo Geral

Esse estudo tem como objetivo geral desenvolver *Engineered Cementitious Composites* (ECC) autocicatrizantes com diferentes fibras poliméricas e agentes de cicatrização com o uso de materiais disponíveis na região do estudo.

### 1.1.2 Objetivos Específicos

Para que seja possível atingir o objetivo principal da pesquisa, são especificados os objetivos secundários envolvendo os compósitos desta pesquisa:

- a) determinar o teor de adição equivalente entre os compósitos com fibras de PP, POL e PVA, quando submetidos à flexão, a fim de que atinjam  $J_b'$  semelhantes aos 7 dias de cura;
- b) realizar a caracterização no estado fresco e endurecido dos compósitos com teor equivalente de fibra ao longo do tempo, atendendo aos requisitos de classificação do ECC;
- c) investigar a contribuição dos diferentes agentes (sílica ativa, aditivo cristalizante e solução bacteriana) na cicatrização média e potencial dos compósitos (PVA, POL e PP) pós-fissuração;
- d) avaliar o impacto na cicatrização dos compósitos quando submetidos a diferentes condições de exposição (ambiente saturado e ciclos de molhagem-secagem);
- e) identificar os produtos da cicatrização precipitados nas fissuras dos compósitos para cada agente de cicatrização;
- f) analisar o potencial de regeneração de cada ECC na flexão e à tração direta, após processo de cicatrização.



## 2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Técnicas de construção, desenvolvimento de materiais e sistemas construtivos avançam com o passar dos anos devido às demandas do setor da construção civil. Novos compósitos cimentícios são projetados com o intuito de diminuir as anomalias das construções de maneira a prezar pela sua segurança estrutural, durabilidade e funcionalidade. Para tanto, esse capítulo apresenta as propriedades e comportamentos do *Engineered Cementitious Composites* (ECC) e mecanismo de autocicatrização de compósitos cimentícios, que fundamentaram a elaboração desta tese.

O referencial teórico em língua estrangeira foi traduzido pelo autor.

### 2.1 ENGINEERED CEMENTITIOUS COMPOSITES (ECC)

O desenvolvimento do ECC iniciou na Universidade de Michigan pelo pesquisador Victor Li e tinha como objetivo tornar as estruturas de concreto armado mais resilientes e, conseqüentemente, prolongar sua vida útil (VU). Ao longo dos anos, com o avanço das pesquisas, foi possível atingir compósitos cimentícios dúcteis, com deformação específica de 3 a 7% e resistência à tração próxima de 15 MPa (FISCHER; WANG; LI, 2003; LI, V., 1993). Desde então, o ECC já foi aplicado em estruturas no Japão, como os Edifícios *Glorio-Tower*, *Nabule Yokohama Tower* e *Kitahama Tower* (ver Figura 1a-c). Todavia, no Brasil, sua aplicação no setor construtivo ainda não foi realizada, sendo uma oportunidade para ampliação dos estudos no país.

Figura 1 – Aplicação do ECC em estruturais reais



(a) Glorio-Tower, Tóquio



(b) Nabule Yokohama  
Tower



(c) Kitahama Tower,  
Osaka

Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 319).

O ECC também é um compósito cimentício reforçado com fibras descontínuas, assim como o concreto reforçado com fibra (CRF) e o concreto de ultra alto desempenho (CUAD). Porém, seu comportamento mecânico difere-se dos demais, apresentando elevadas taxas de deformação e deflexão. O CRF apresenta a suavização das tensões resistentes devido à propagação contínua de poucas fissuras, o que é conhecido como *tension-softening*, e atinge deformação máxima à tração próxima a 0,01%. Esta ação provoca a diminuição gradativa da capacidade resistente do compósito após a formação da primeira fissura e evita um controle eficiente da fissuração, resultando na reposta quase-frágil do material (EHRENBRING *et al.*, 2019).

Já no caso do ECC, ocorre o ganho de resistência com o surgimento de microfissuras, denominado como comportamento *strain-hardening*, e deformação permanece na ordem de 5% (QIU; YANG, 2017). Ou seja, eleva sua capacidade resistente à medida em que as fissuras são formadas. No caso da flexão, esse comportamento pode ser denominado como *deflection-hardening*, como mostra a Figura 2.

Figura 2 – Deflexão acentuada registrada em uma placa de ECC



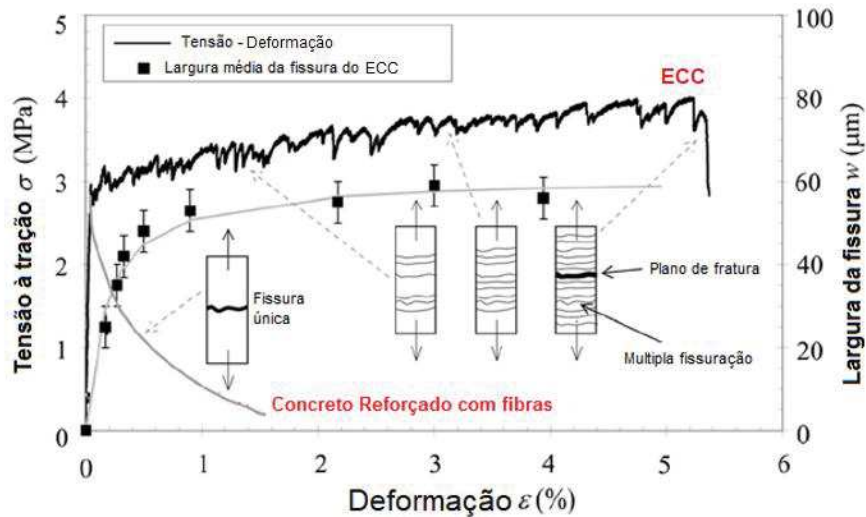
Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 6).

O ECC representa uma família de materiais dúcteis com capacidade de deformação, geralmente, acima de 2% (LI, V.; LEUNG, 1992; YAO, S.; ZHANG; TU, 2011). Os princípios para concepção do ECC baseiam-se no funcionamento micromecânico do compósito, diferente do CRF e CUAD. Por exemplo, a dosagem do CUAD segue a teoria de empacotamento das partículas, tornando a matriz mais densa e ainda mais frágil. Por outro lado, a microestrutura do ECC é concebida pela interação

entre os diferentes elementos inclusos no compósito, sendo que a sinergia entre eles é indispensável, assim como o controle das dimensões dos vazios internos.

A compatibilidade entre reforço e matriz, as propriedades mecânicas da matriz e sua interface são fatores relevantes na produção de um ECC. Estes mecanismos devem ser conhecidos para que o compósito seja projetado adequadamente. Como resultado, possui uma curva *tensão-deformação*, atingindo um patamar de escoamento, representado pela manutenção da tensão e elevação da deformação específica, conforme apresentado na Figura 3.

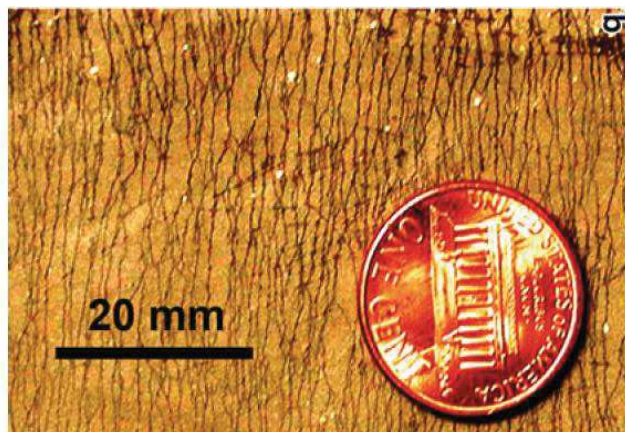
Figura 3 – Comportamento à tração de compósitos cimentícios de alta resistência e deformabilidade



Fonte: Adaptado de Yildirim *et al.* (2015, p. 12).

O aumento dos esforços necessários para romperem o material provocam o alongamento e deflexão da peça, gerando a microfissuração da matriz, conforme apresenta a Figura 4. De fato, o número de microfissuras é elevado, porém, normalmente, com abertura inferior a  $100 \mu m$ . Controlando a espessura das fissuras, é possível projetar estruturas mais resilientes e com a vida útil (VU) estendida.

Figura 4 – Microfissuração na face tracionada de uma peça constituída por ECC



Fonte: Li, V. (2019, p. 6).

As mudanças no comportamento de um compósito que tenha uma resposta de *tension-softening* podem ser feitas com o aumento da quantidade de fibras. Mas, não é apenas a elevação do teor de reforços que resulta na ductilidade. A alta concentração de fibras provoca problemas na dispersão pela matriz, prejudicando as propriedades no estado endurecido, principalmente, a capacidade de alongamento e deflexão do compósito. Além desses, causa maiores dificuldades no processamento do material, lançamento e aumento do custo.

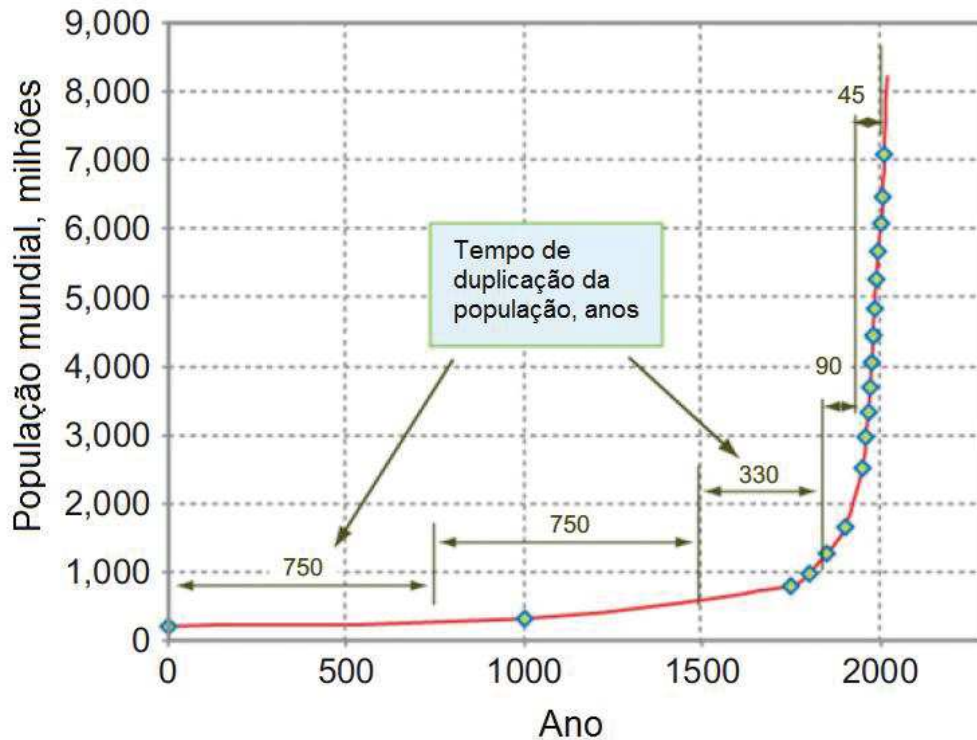
A concentração de reforços não é o único parâmetro de controle para este compósito. As propriedades da fibra (fator de forma e propriedades mecânicas), propriedades da matriz (resistência à compressão, módulo de elasticidade e índice de vazios) e propriedades interfaciais da fibra-matriz (interação química e resistência de aderência) desempenham um papel importante, governando o comportamento *strain-hardening* ou *deflection-hardening* do ECC.

### 2.1.1 Conceito, histórico e desenvolvimento

A população mundial cresce a uma taxa exponencial, como é apresentado na Figura 5. Como consequência, a demanda habitacional e de infraestrutura aumentam na mesma velocidade. Tão importante quanto ter obras que atendam às demandas, é projetar construções cada vez mais duráveis. A evolução dos materiais aplicados no setor construtivo também foi estimulada, o que provocou alterações nos prazos de entrega das construções e edificações. Diferente da maioria dos outros produtos do setor, obras de infraestrutura devem atender às demandas da população por longos

períodos, que podem superar os 100 anos (LI, V., 2019). Deste modo, a evolução dos materiais construtivos é eminente, para que possam ser projetadas construções com a maior VU possível.

Figura 5 – Curva de crescimento populacional do planeta ao longo dos últimos 2000 anos



Fonte: Adaptado de Ashby (2013, p. 18).

O desenvolvimento dos materiais cimentícios foi e ainda é dependente das respostas dadas pela indústria química, como a do cimento e aditivos. Tem-se o concreto como o material mais consumido no setor, com cerca de 33 bilhões de toneladas por ano (MEHTA; MONTEIRO, 2014). As elevadas resistências à compressão atingidas pelos novos concretos contribuíram no surgimento de grandes obras de engenharia. Todavia, na prática, nem sempre só esta propriedade proporcionará estruturas mais duráveis. Ao longo da VU da estrutura, há um grande fluxo de substituição e incorporação de novos materiais em razão das manutenções, que podem elevar os custos operacionais durante o ciclo de vida da edificação.

Desde a introdução do concreto de cimento Portland como material estrutural, este vem apresentando evolução constante aos novos requisitos solicitados pelas aplicações em campo. Inicialmente, a regulação da resistência dos compósitos era feita pelo refinamento dos grãos de cimento, após foram incorporados insumos



minerais, como microsílica, além das contribuições dos aditivos superplastificantes, proporcionando a redução no consumo de água e dando fluidez à mistura (AÏTCIN, 2000).

No entanto, a partir de 1990, verificou-se que o aumento da resistência dos concretos não era suficiente para definir a durabilidade, quando tratada isoladamente. Assim, foram concebidos os concretos de alto desempenho (CAD), que, além de apresentarem microestrutura mais densa e elevada resistência à compressão, possuíam baixa permeabilidade à água (CHRIST, 2019). Todavia, por serem características avaliadas em condições laboratoriais e no estado não fissurado, também não é possível indicar que terão sua vida útil de projeto (VUP) atendida. Ou seja, a durabilidade de uma estrutura em concreto armado não está exclusivamente vinculada à resistência à compressão e permeabilidade a água da matriz, mas sim a sua resiliência (COSTA *et al.*, 2019; LI, V., 2019).

Por exemplo, o uso de um concreto de alta resistência à compressão não torna uma estrutura mais resiliente, em razão de que a maioria das fissuras geradas são provocadas por fenômenos que submetem o sistema à tração. Sabe-se que as matrizes cimentícias apresentam limitada resistência à tração em relação à compressão. Então, estas fissuras podem estar relacionadas aos mecanismos de retração, fluência ou demais movimentações estruturais. Com a formação de fissuras, sem o devido controle da espessura, a durabilidade do sistema é comprometida, mesmo que o compósito possua alta resistência e baixa permeabilidade (LI, V., 2019).

Ainda que o aumento da resistência à compressão dos concretos torne-o mais frágil, é por meio das fissuras formadas que a água e outros agentes de degradação penetram e agredem a estrutura. Ou seja, é prudente desenvolver compósitos que proporcionem resiliência à estrutura, suportando as ações atuantes no conjunto durante a sua VU.

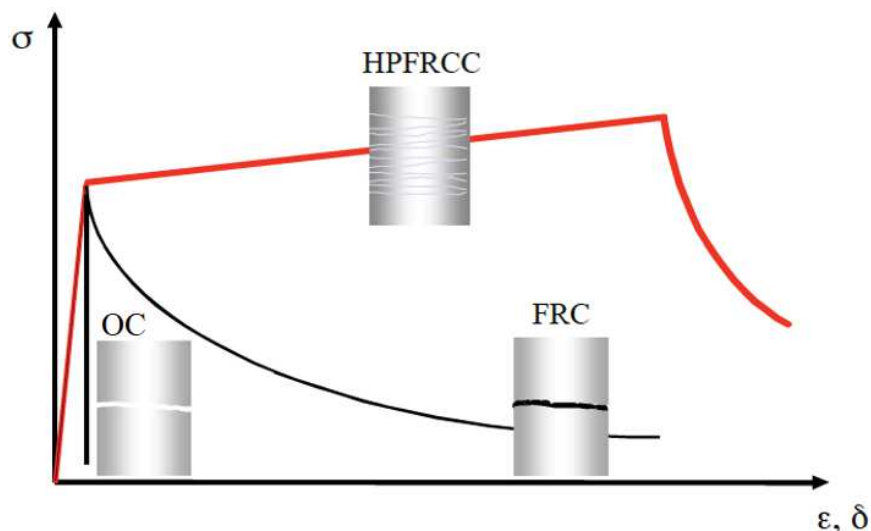
Assim, havia a necessidade de transformar os compósitos cimentícios em materiais dúcteis, a fim de favorecer a fissuração controlada (BENTUR; MINDESS, 2007; FANTILLI; CHIAIA; GORINO, 2016). Essa concepção era feita com o uso de fibras descontínuas, como apresentado inicialmente pelos trabalhos de Romualdi e Batson (1963, 1964). Os primeiros estudos foram desenvolvidos com fibras de aço e, após, foram investigados outros reforços, como as fibras de vidro, carbono, poliméricas, naturais, entre outras (ZOLLO, 1997).

Sabe-se que o incremento de fibras em uma matriz cimentícia altera a sua forma de ruptura, possibilitando o controle de tensão pós-fissuração (BENTUR; MINDESS, 2007). Alterando os tipos de reforços, os compósitos ainda apresentavam o comportamento de suavização das tensões pós-fissuração (*tension-softening*) (BALAGURU; SHAH, 1992; BENTUR; MINDESS, 2007). Ou seja, o CRF apresentava apenas aumento na tenacidade, mas ainda quase-frágeis (YU, K. *et al.*, 2018a).

Então, o desafio estava em elaborar uma matriz reforçada com fibras descontínuas capaz de alcançar um comportamento à tração próximo ao concreto armado (CURBACH; JESSE, 1999; LHONEUX *et al.*, 2002). Allen (1971) estudou o impacto do aumento significativo do volume de fibras de aço, de até 20%, na matriz. O aumento da quantidade de fibras trouxe como consequência melhoria nas propriedades mecânicas, todavia com baixa capacidade de deformação, baixos índices de fissuração e fissuras de espessura considerável (LANKARD, 1985; NAAMAN, 1992). Este compósito foi denominado como *Slurry Infiltrated Fiber Concrete* (SIFCON), uma vez que não apresentava agregados graúdos em sua composição. Além destas limitações, o uso do SIFCON tornava-se inviável financeiramente e apresentava constantemente nichos de concretagem nas peças moldadas (BEGLARIGALE *et al.*, 2016; FARNAM *et al.*, 2010).

Verificou-se que a ductilidade dos compósitos cimentícios com fibras descontínuas tenderia a ocorrer com maior naturalidade quando não houvesse agregados graúdos na matriz (LI, V., 2019). Por outro lado, Blunt e Ostertag (2009) desenvolveram compósitos cimentícios dúcteis com a presença de agregados graúdos com dimensão de até 12,5 mm e hibridização de fibras de aço e PVA. Mesmo assim, os estudos foram direcionados às argamassas e pastas cimentícias com teores de fibras próximos a 3% em relação ao volume (TREJBAL *et al.*, 2018). A partir deste momento, foi possível obter compósitos que se apresentassem dúcteis, como foi o caso do *high-performance fiber reinforced cementitious composites* (HPFRCC) (YU, J. *et al.*, 2017). A Figura 6 esclarece as diferenças entre o concreto convencional, o CRF e o HPFRCC quando submetidos aos esforços de tração.

Figura 6 – Comportamento à tração de diferentes compostos cimentícios (frágeis, quase-frágeis e dúcteis)



Fonte: Wang, S. e Li (2007, p. 239).

Nota: (OC) *Ordinary concrete*; (HPFRCC) *High Performance Fiber Reinforced Cement Composites*; (FRC) *Fiber Reinforced Concrete*.

Nota-se que durante o carregamento à tração, há a formação de microfissuras paralelas ao longo da seção da peça em HPFRCC, o que proporciona sua deformação específica ( $\varepsilon$ ) e deflexão ( $\delta$ ). Nas últimas décadas, foram desenvolvidas duas classes pertencentes ao HPFRCC, a Ductal® e ECC. O composto Ductal foi desenvolvido e patenteado por Chanvillard e Rigaud (2003), o qual apresentou resistência à tração de 12 MPa e deformação de 0,02-0,06%. Já o ECC foi originalmente desenvolvido na Universidade de Michigan pelo professor Victor Li com 2% de fibras poliméricas de PVA, e obteve resistência à tração de 4 a 6 MPa e deformação próxima a 5% (FISCHER; WANG; LI, 2003; LI, V., 1993).

O nome *Engineered Cementitious Composites* (ECC) foi adotado pelo seu desenvolvedor (LI, V., 1993) para enfatizar a base micromecânica por trás da concepção desse material. A micromecânica explica o funcionamento deste composto (WANG, S.; LI, 2007). O ECC foi classificado como uma mistura cimentícia, semelhante às argamassas, reforçada com fibras poliméricas curtas e dispersas aleatoriamente na matriz (GAO *et al.*, 2018; YOO *et al.*, 2017).

O interesse na exploração do ECC foi evoluindo rapidamente, o que proporcionou a elaboração de uma série de publicações sobre o material. Diante deste cenário, indústrias e construtores mostraram interesse na aplicação e validação do ECC no setor. A *Japan Society of Civil Engineers* (JSCE) publicou, em 2008, a diretriz



denominada “*Recommendations for Design and Construction of High Performance Fiber Reinforced Cement Composites with Multiple Fine Cracks (HPFRCC)*”, que apresenta os procedimentos de projeto e ensaio ao ECC (HAMRAT *et al.*, 2016). O comitê técnico do RILEM STAR publicou, em 2013, o documento denominado “*Strain Hardening Cement Composites: Structural Design and Performance*” (ROKUGO; KANDA, 2013), e mais recentemente o desenvolvimento da regulamentação do ECC na China com norma “*Standard Test Method for the Mechanical Properties of Ductile Fiber Reinforced Cementitious Composites*” (CHINA BUILDING MATERIALS FEDERATION, 2018).

No início, Li, V. (1997) investigou a resposta desses compósitos em reparos de estruturas, devido as suas propriedades no estado fresco, facilidade de manuseio e comportamento mecânico no estado endurecido. Além disso, foi empregado em obras de infraestrutura, como zonas de ligação entre tabuleiros de pontes (LI, V., 1993). Para Kamada e Li (2000), a boa performance das misturas nas condições de dispositivos reparadores elevou seu campo de aplicação.

Ao longo dos anos, as aplicações foram aumentando. Trabalhos envolvendo o uso do ECC já estão disponíveis em maior número, apresentando projetos com variação dos tipos de fibras e teores de ação (YU, K. *et al.*, 2018a), aplicações do material em peças pré-fabricadas (AFEFY; MAHMOUD, 2014), métodos de dosagem (FELEKOGLU *et al.*, 2014; YU, J. *et al.*, 2017), comportamento sob carregamentos dinâmicos (FISCHER; LI, 2006; RANADE *et al.*, 2017), pavimentos rodoviários (GARCEZ, 2009; MUÑOZ RODRÍGUEZ, 2018), entre outros.

Assim, os novos compósitos cimentícios devem possuir características que assegurem, simultaneamente, resiliência, durabilidade e sustentabilidade às construções. A geração destes materiais avançados enquadra-se na sua inteligência funcional, na qual devem possuir habilidade de autorreparação sem intervenções humanas. Como exemplo, pode-se citar os concretos autolimpantes (CASSAR, 2004), que possibilitam a redução do número da limpeza, repintura, consumo de água, mão de obra, entre outros, e podem provocar melhorias na qualidade do ar em grandes polos urbanos (LI, V., 2019). Compósitos cimentícios inteligentes favorecem estruturas mais resilientes, duráveis e sustentáveis.

No caso do ECC, pode-se considerá-lo como um compósito inteligente, uma vez que tem o controle de fissuração, dificultando a penetração de agentes agressivos (PARRA-MONTESINOS, 2005). E como novas atribuições ao material, é possível

proporcionar funções autocicatrizantes, autolimpantes e até sensoriais. Materiais com estas propriedades já possuem maior visibilidade, principalmente, em projetos especiais.

### 2.1.2 Classificação do ECC

O ECC deve ter a sua composição compatível às características relacionadas ao seu uso, tanto no estado fresco quanto endurecido. A classificação dos ECCs se dá por meio da variação entre as características de ductilidade, resistência à tração direta ( $\sigma_{td}$ ), densidade ( $\rho$ ), módulo de elasticidade ( $E$ ) e resistência à compressão ( $f_c$ ). Devido à gama de variações das propriedades, definem-se quatro grandes classes de ECC: resistentes ao fogo (*FR-ECC*), leves (*LW-ECC*), estrutural (*ECC*) e de alta resistência (*HS-ECC*). A Tabela 1 apresenta os requisitos de classificação para cada compósito apresentado, conforme Li, V. (2019).

Tabela 1 – Classes de ECC e suas correspondentes propriedades

<i>Propriedade</i>	<i>FR-ECC</i>	<i>LW-ECC</i>	<i>ECC</i>	<i>HS-ECC</i>
$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	550	930 - 1800	1800 - 2100	2300 - 2400
$E$ (GPa)	4,0 – 6,0	8,0 – 12,0	15 – 23	41 – 48
$\sigma_{td, fis}$ (MPa)	0,8 – 1,0	2,0 – 4,0	3,0 – 5,0	8,0 – 10
$\sigma_{td}$ (MPa)	1,0 – 1,5	2,0 – 5,0	4,0 – 8,0	14 – 17
$\varepsilon_{td}$ (%)	1,0 – 3,0	2,0 – 4,0	2,0 – 8,0	3,0 – 8,0
$f_c$ (MPa)	2,5 – 3,5	20 – 40	30 – 80	120 – 205
$\varepsilon_{fc}$ (%)	-	-	0,4 – 0,5	0,3 – 0,4
$\sigma_{tf}$ (MPa)	-	-	10 – 16	28 – 32
Aplicação	Proteção contra incêndio	Elementos de baixa densidade	Estruturas convencionais	Proteção aos impactos e explosões

Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 133).

Nota: FR- ECC: fire resistance ECC; LW-ECC: light weight ECC; HS-ECC: high strength ECC.

Não há classificações que especificam características relacionadas à durabilidade, como o índice de vazios, absorção total de água ou por capilaridade, mas estas propriedades são constantemente investigadas em estudos como os de Gao *et al.* (2018), Liu, J., Wu e Chen (2017), Yu, J. *et al.* (2015) e Costa *et al.* (2019). No entanto, Li, V. (2019) esclarece que conhecer estas características é importante

para aplicações compósito. Segundo o autor, a resiliência do sistema, representada pelas propriedades da Tabela 1, é o principal parâmetro que auxilia na durabilidade. Nota-se também que não há uma idade específica para classificação do ECC. Algumas bibliografias recomendam avaliações em idades mais avançadas, se possível (BOSHOFF; VAN ZIJL, 2007; LEPECH; LI, 2008). Esta avaliação do desempenho ECC ao longo do tempo fornece resultados importantes, que servem de base para os projetistas quando há a concepção estrutural de sistemas utilizando o compósito.

### **2.1.3 Aplicações do ECC na construção civil**

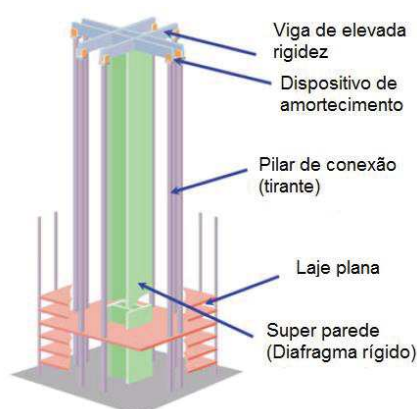
É importante definir qual será a aplicação do ECC, com base na sua classificação, durante o seu desenvolvimento. Uma das justificativas para empregar o ECC em sistemas estruturais é torná-los mais resilientes e aprimorar seus desempenhos mecânicos devido à atenuação das ações (YU, K. *et al.*, 2018a). Também, o ECC é empregado em situações em que o concreto convencional se mostra ineficiente. Com isso, constata-se que o ECC não deve substituir totalmente o concreto armado convencional nas construções, mas sim proporcionar alterações pontuais que tornem estruturas e sistemas construtivos mais eficientes e compatíveis com as solicitações.

No geral, as aplicações deste compósito voltam-se, principalmente, às edificações, infraestruturas de transporte e hidráulicas (WANG, S.; LI, 2007). Nestes segmentos, o ECC pode assumir o papel de material de reparo, reforço ou de construção. O compósito possui diferentes consistências que viabilizam a projeção, fundição (ECC normal e autoadensável) ou extrusão de peças.

Em edificações, o ECC pode ser empregado, tanto no sistema estrutural quanto nos sistemas de revestimento, desde que sejam realizados os devidos ajustes no estado fresco. Muitas estruturas em concreto armado sofrem danos severos quando submetidas às movimentações sísmicas ou térmicas (PARISI; PIAZZA, 2015; ZHANG, J.; WANG; DING, 2018). Isto provocou a busca por modelos estruturais e materiais mais resilientes, econômicos e que proporcionem maior segurança aos usuários durante a VU da edificação (FUKUYAMA, 2006; SAHMARAN; YILDIRIM; ERDEM, 2013).

Algumas alternativas técnicas foram criadas para absorção das energias geradas pela movimentação sísmicas. Estas foram fundamentadas no fracionamento da estrutura por meio de rótulas e amortecedores ou com a concepção de superestruturas com elevada rigidez, como é apresentado na Figura 7. Além de terem um custo relativamente alto, estas soluções de engenharia impossibilitam reparos rápidos na estrutura após um evento sísmico e ocupam uma grande área da edificação (DING *et al.*, 2018).

Figura 7 – Concepção estrutural por meio do enrijecimento do conjunto



Fonte: Adaptado de Kanda *et al.* (2011, p. 290).

Como alternativa aos projetistas, foram desenvolvidas vigas de solidarização em ECC armado entre as paredes do núcleo rígido de edificações submetidas às movimentações sísmicas. O compósito foi testado nestas condições, pois espera-se que estes membros estruturais suportem cargas elevadas e absorvam as energias pela deformação, como um material dúctil (HUANG, X. *et al.*, 2013). Com isso, pode-se otimizar as seções dos elementos estruturais e evitar superestruturas, bem como um número demasiado de amortecedores ao longo do conjunto estrutural. O uso de vigas de solidarização em ECC armado já foi aplicado em prédios do Japão com até 60 pavimentos, como o Kitahama Tower em Osaka (KANDA *et al.*, 2011; LI, V., 2019). A Figura 8 apresenta o modelo estrutural pensados com o uso de vigas em ECC armado.

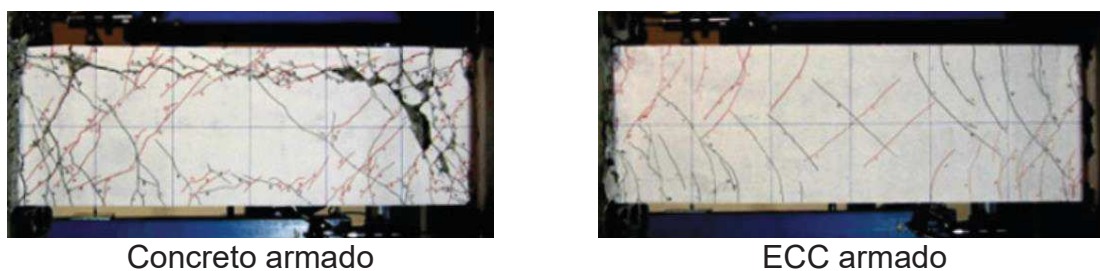
Figura 8 – Concepção estrutural do núcleo rígido da edificação com o uso de vigas de ligação em ECC armado



Fonte: Adaptado de Kanda *et al.* (2011, p. 290-291).

Segundo Zhang, R. *et al.* (2015), a capacidade de absorção dos esforços de cisalhamento das peças em ECC armado está relacionada com a compatibilidade entre a deformação do compósito e do aço da armadura, que são próximas. Este funcionamento integrado resulta na formação de microfissuras no elemento em ECC armado, diferente da fissuração ocorrida no concreto armado (YANG, E.; LI, 2010; ZHOU *et al.*, 2012), como apresenta a Figura 9.

Figura 9 – Vigas em concreto e ECC armado submetidas aos mesmos esforços de cisalhamento para simulação de ações sísmicas



Concreto armado

ECC armado

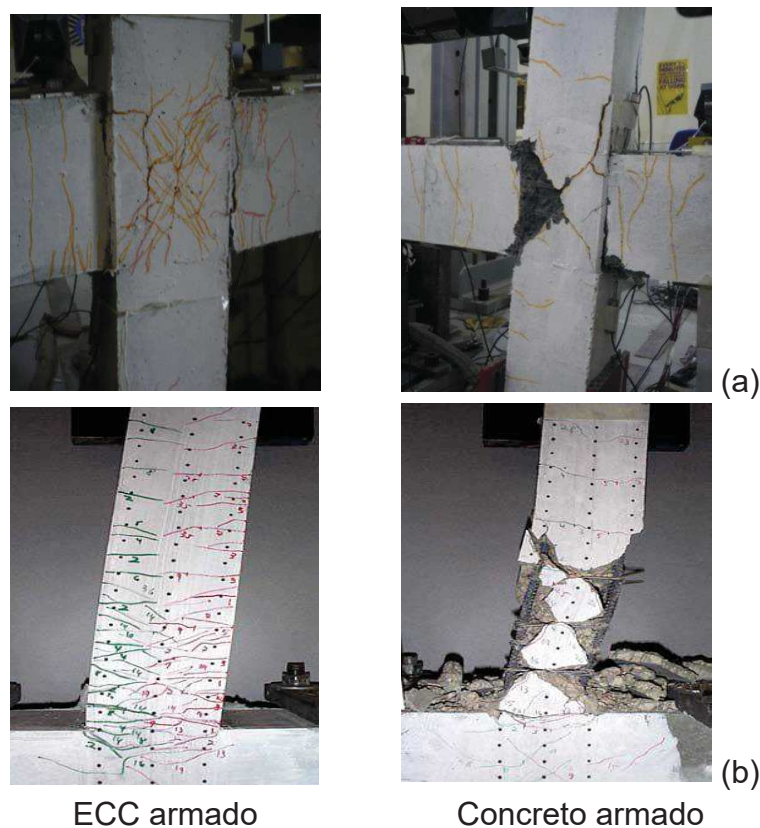
Fonte: Kanda *et al.* (2011, p. 294).

Rupturas frágeis também são identificadas, principalmente, na ligação rígida entre elementos como vigas e pilares (QUDAH; MAALEJ, 2014). Dessa maneira, estudos foram desenvolvidos para aplicar o ECC nessas intersecções, a fim de absorver as tensões originadas pela movimentação sísmica da estrutura (AL-GEMEEL; ZHUGE, 2018; LI, V.; KANDA, 1998; PARISI; PIAZZA, 2015). Como resultado, sistemas estruturais com ECC armado, na ligação de elementos,



desempenharam melhor suas funções, evitando o colapso do elemento, conforme Figura 10 (SAID; RAZAK, 2016).

Figura 10 – Uso do ECC em ligações de elementos estruturais para ações dinâmicas



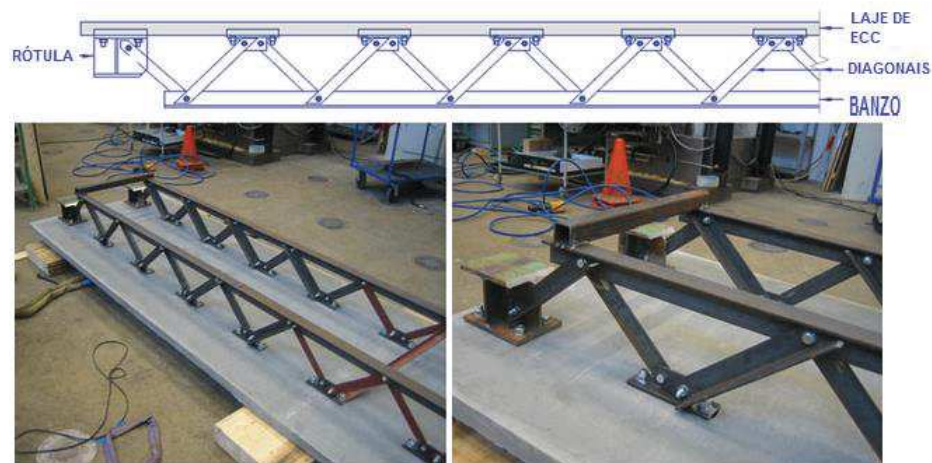
Fonte: (a) Said e Razak (2016, p. 230) e (b) Fischer (2002, p. 29).

A aplicação do ECC como revestimentos em fachadas prediais também ocorre para suprir as deficiências dos compósitos cimentícios convencionais. Os altos índices de deslocamento e infiltrações pelas fissuras mapeadas nos revestimentos externos motivaram projetistas e construtores a testarem o ECC em sistemas de revestimento monocamada e multicamadas nas fachadas prediais, principalmente no Japão. A redução das manifestações patológicas foi expressiva, uma vez que o compósito possui comportamento adequado à tração, que acontece sob os efeitos das movimentações térmicas das fachadas (ZHANG, J., 2014).

É possível produzir painéis ou placas finas em ECC sem a necessidade de armaduras, o que viabiliza a construção de casas modulares de baixa densidade em um pequeno intervalo de tempo (GE *et al.*, 2018). O ECC também estimula a produção de pequenas edificações com a técnica de impressão 3D (SOLTAN; LI, 2018). Além disso, Fischer (2010) propôs o desenvolvimento de elementos estruturais modulares

leves com a integração de estruturas de aço e placas em ECC, como mostra a Figura 11. A integração de estruturas secundárias em aço ocorre devido às limitações normativas para deformação de peças estruturais, já que as placas de ECC possuem baixa rigidez.

Figura 11 – Passarelas em estrutura mista, contendo placas de ECC e treliças metálicas



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 325).

Outro campo de aplicação do ECC é na infraestrutura de transporte, como em tabuleiros de ponte/viadutos e laje de transição entre pavimentos (revestimento sobre as juntas de dilatação). As juntas de dilatação são elementos essenciais para o funcionamento da estrutura devido às movimentações térmicas. Quando seladas, evitam sérios problemas de degradação da construção (ver Figura 12), bem como desconfortos aos usuários durante o tráfego (LIU, H. *et al.*, 2017). Estes componentes requerem manutenções periódicas, que demandam elevados custos aos órgãos competentes.

Figura 12 – Estado de conservação das juntas de dilatação em ponte após 15 anos de uso

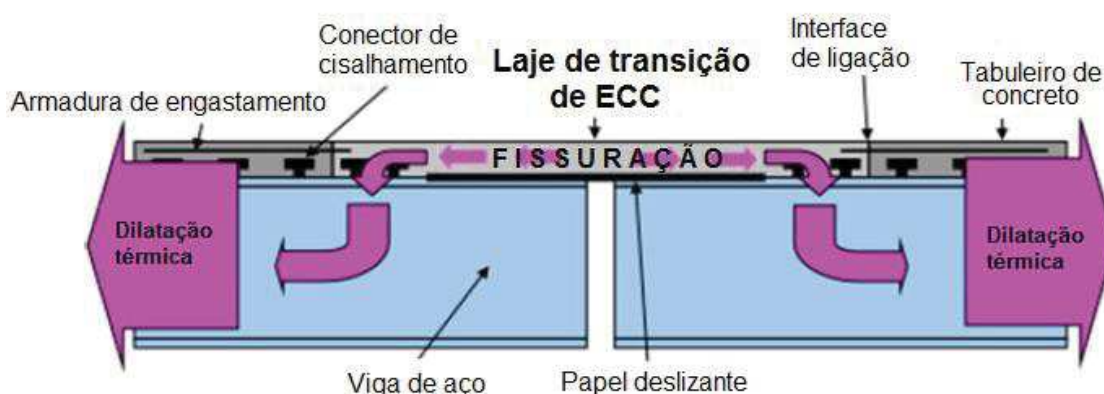


Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 328).

Nestas circunstâncias, o emprego de laje de transição entre tabuleiros com ECC, que elimina a junta de dilatação no pavimento, mostrou ser uma solução eficiente (LEPECH; LI, 2009a). Esta placa de ligação em ECC absorve os movimentos de dilatação e contração do tabuleiro da ponte por meio da deformação do material ECC. A ligação entre a laje de transição em ECC e o tabuleiro é feita por meio de barras de aço ou de *glass fiber reinforced polymer* (GRFP), criando uma vinculação de engastamento. A Figura 13 apresenta a o funcionamento da laje de ligação em ECC. A aplicação do ECC em placas de transição e como material de recapeamento de pavimentos também foi investigada no Brasil, inicialmente, por Garcez (2009) e continuada por Muñoz Rodríguez (2018). Além da caracterização do compósito, os pesquisadores brasileiros identificaram o comportamento dos elementos quando submetidos aos ensaios de fadiga na flexão e de desgaste superficial por rodagem em escala real.



Figura 13 – Esquema gráfico representando as juntas de dilatação com sobreposição do revestimento em ECC



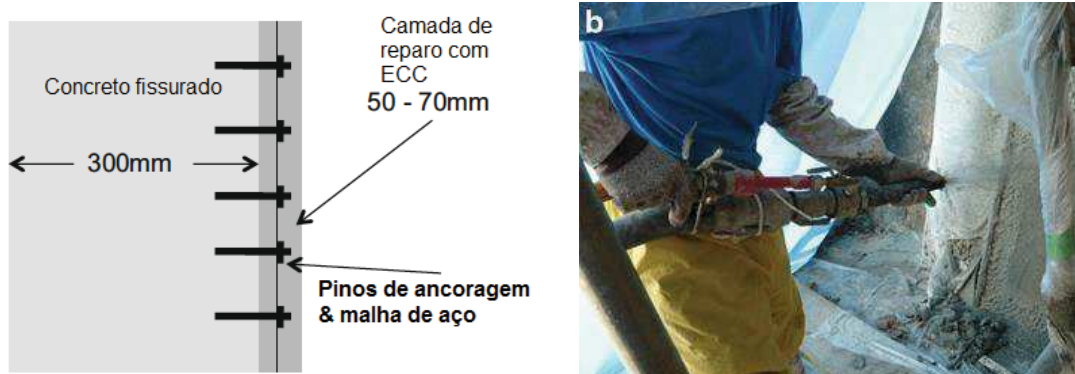
Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 328).

O projeto deve considerar deformações no local da junta de dilatação na ordem de 1 a 2%. Estes alongamentos são atingidos por peças em ECC, ao contrário de concreto convencionais ou até reforçados com fibras, que não acomodam estas deformações. Como resultado, nas lajes de transição com ECC surgem microfissuras com espessuras de até  $100\ \mu\text{m}$  (KEWALRAMANI; MOHAMED; SYED, 2017). A viabilidade de inserir o ECC como pavimento rodoviário também foi investigado por Muñoz Rodríguez (2018), obtendo durabilidade superior aos pavimentos rígidos de concreto convencional.

Também como segmento da infraestrutura de transporte, o ECC é empregado como revestimento para a revitalização de tuneis rodoviários diminuindo a penetração de água proveniente das fissuras nas paredes de concreto. Estas construções estão sujeitas às movimentações de solo, causando danos, além estarem em ambiente subterrâneo, que apresenta umidade constante. Então, é desejável adotar materiais de reparo que tenham deformabilidade à tração superior aos concretos convencionais e que evitem a percolação de água por suas aberturas. Além disso, deve-se evitar o uso de materiais que causem aumento relevante na espessura da parede do túnel, o que diminui sua altura útil com a via (CAO; LI, 2018).

A Figura 14 apresenta um desenho esquemático do sistema de revestimento de túneis com o uso do ECC, bem como seu modo de aplicação. Normalmente, os revestimentos também atuam como elementos estruturais, mesmo possuindo espessuras de 50 a 70 mm, porém devem ser inseridas malhas de aço para estas funções (SOLTAN; LI, 2018).

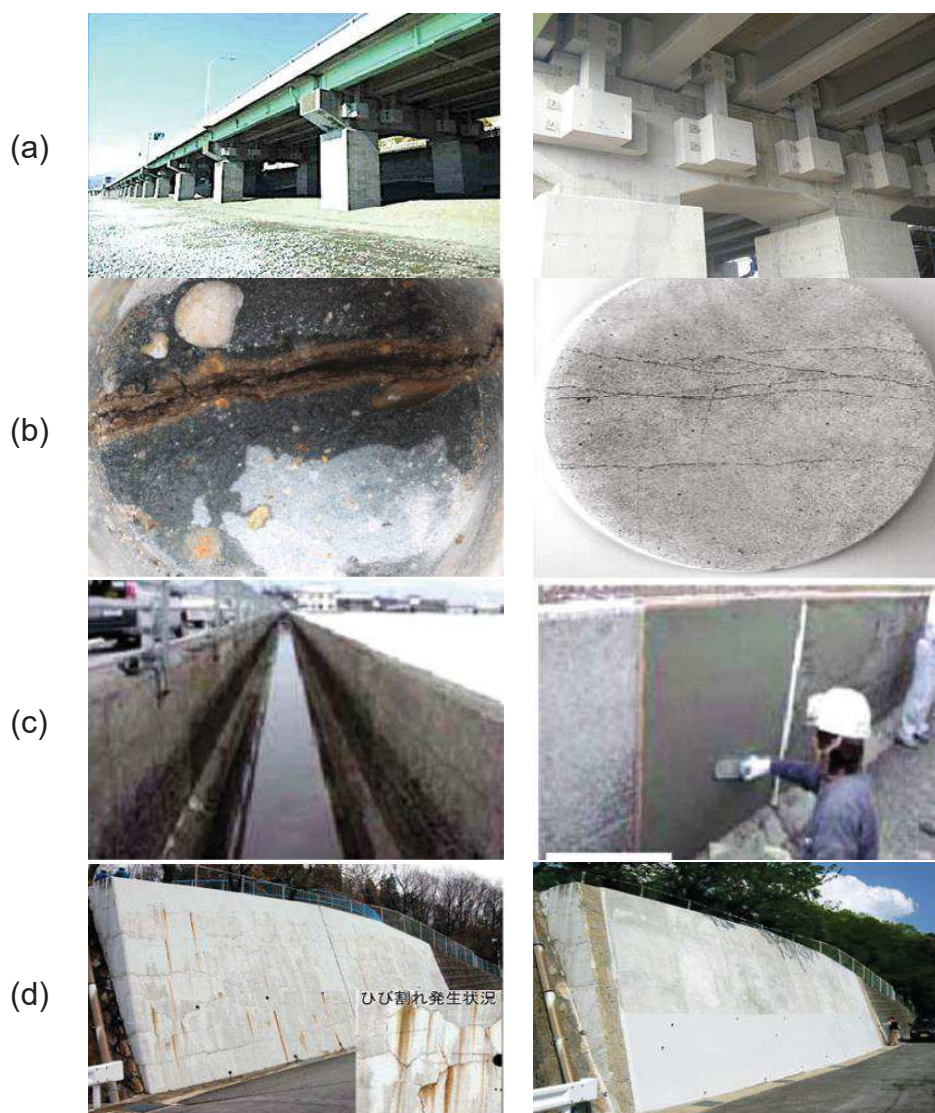
Figura 14 – Projeção de ECC para revestimento em túneis



Fonte: Adaptado de Rokugo e Kanda (2013, p. 336).

Estes compósitos também são utilizados em locais de intensa vibração, como, por exemplo, as bases de fixação para amortecedores de estruturas de pontes e viadutos (ver Figura 15a). Por fim, com aplicações em grandes volumes, o ECC pode ser encontrado em infraestruturas de saneamento ou até no reparo de barragens, conforme Figura 15b e Figura 15c, para manter a estanqueidade do sistema. O uso do ECC em sistemas hidráulicos é viável devido as suas fissuras estreitas, que diminuem a velocidade de percolação da água, que é inferior a  $5 \times 10^{-1} m/s$ , mesmo fissurado (AL-MAJIDI *et al.*, 2018; RANADE *et al.*, 2017). A Figura 15d evidencia a utilização do ECC em sistemas para contenção de solo, principalmente, no que se refere ao reparo da construção.

Figura 15 – Aplicações do ECC em diferentes infraestruturas



Fonte: Elaborada pelo autor, com base em Li, V. (2019, p. 341, 349, 351-352, 355).

Nota: a) Bases pré-fabricadas em ECC para instalação de amortecedores no viaduto de Seisho; (b) Junta horizontal entre blocos estruturais de barragem e sobreposição da junta com revestimento em ECC, diminuindo a espessura das aberturas; (c) Reparo do canal de irrigação de água (*Central Main*) com o uso de ECC aplicado manualmente (consistência plástica); (d) Cortina de contenção de solo fissurada e com infiltração de água antes e após a projeção mecânica do revestimento em ECC, contribuindo para a estabilidade estrutural e estanqueidade do elemento e estanqueidade.

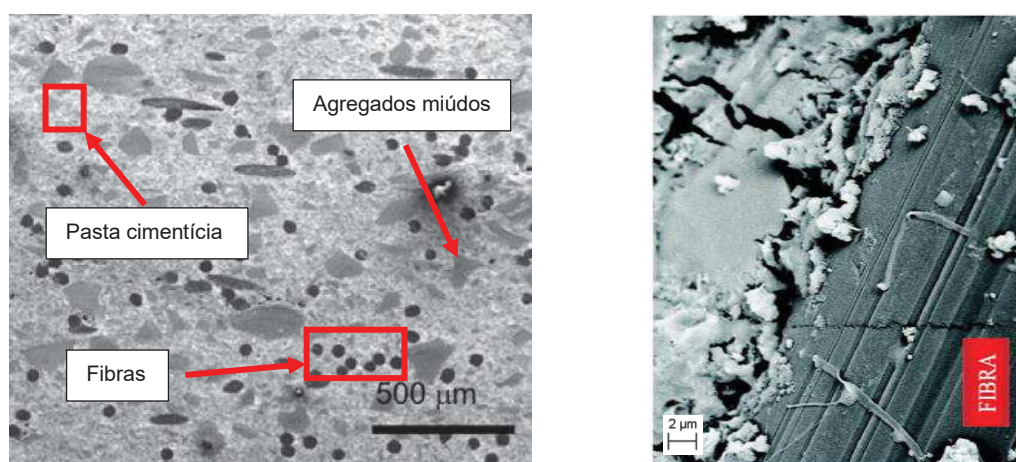
O ECC pode otimizar o desempenho estrutural e custo das construções, como alternativa à atenuação dos danos por movimentações sísmicas e térmicas. Assim, os custos do ciclo de vida da infraestrutura são diminuídos, visto que os períodos de manutenção e deterioração da estrutura são prolongados (WU; JOHANNESON; GEIKER, 2012; ZHENG; ZHANG; XIA, 2018). Então, o potencial de aplicação do ECC na construção civil é justificado pela combinação de suas propriedades,

principalmente, pela sua deformabilidade e resistência à tração, bem como a espessura das fissuras geradas.

#### 2.1.4 Funcionamento micromecânico do ECC

Para que seja possível projetar um ECC, é importante entender o seu funcionamento micromecânico. À medida em que se buscam compósitos cimentícios de alto desempenho, como o CAD, CUAD ou ECC, a microestrutura e as trocas de energia que ocorrem entre seus componentes tornam-se fatores decisivos no processo de concepção. A micromecânica do ECC pode ser compreendida com um modelo composto por três fases (ver Figura 16). A primeira fase corresponde à matriz cimentícia, destacando a importância dos seus parâmetros físicos, como a resistência à compressão, módulo de elasticidade, tenacidade, índice de vazios e dimensão dos grãos. As propriedades do reforço compõem a segunda fase. Já a interface fibra-matriz é a terceira fase da micromecânica do ECC (LI, V.; WANG, 2006; LU; YU; LEUNG, 2018).

Figura 16 – Constatação das fases que compõem o ECC utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV)



Matriz (pasta cimentícia e agregados) e fibra Interface fibra-matriz (6500x)  
 Fonte: Adaptado de Ehrenbring *et al.* (2019, p. 1073) e LI, V. (2019, p. 17).

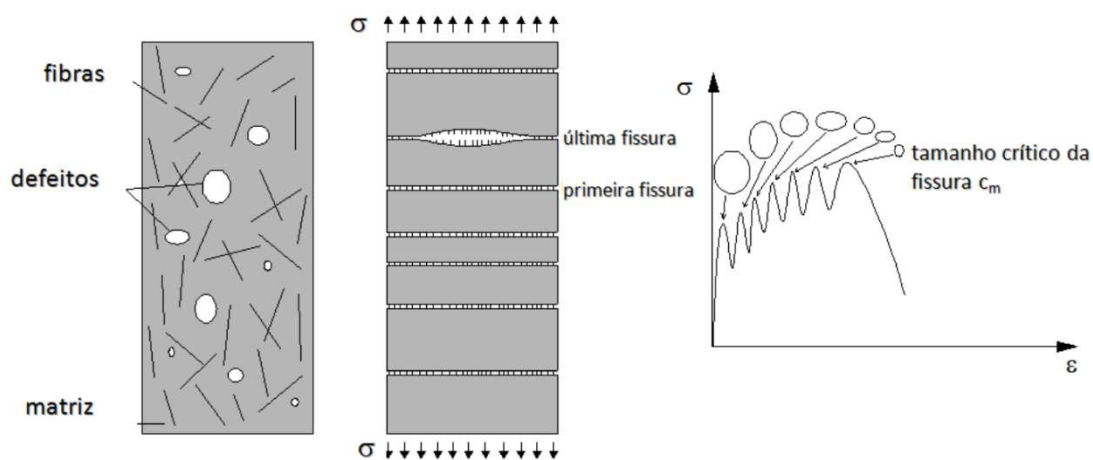
Como o próprio nome sugere, a micromecânica do ECC está relacionada à microestrutura e aos fenômenos que acontecem em escala micrométrica ( $\mu m$ ). As respostas para o comportamento macroscópico destes compósitos são dadas pelo funcionamento das pequenas fibras embutidas na matriz, que possuem diâmetro abaixo  $50 \mu m$ , das interações interfaciais, na escala de  $10 \mu m$ , e na formação de aberturas com aproximadamente  $100 \mu m$  (LI, V., 2019).



As interações entre fases ocorrem após a formação da primeira fissura na matriz. Para tanto, há necessidade de entender a forma de fissuração da matriz para que o modelo teórico micromecânico seja válido e aconteça nos experimentos. A formulação dos mecanismos de formação de fissuras na matriz deve seguir a propagação plana em estado estacionário, também conhecida como *steady state flat crack propagation* ( $\sigma_{ss}$ ). Ou seja, a fissura inicia em um poro e se propaga aos demais, havendo uma interligação dos vazios, que possibilitam o surgimento de uma fissura plana e de espessura constante. Esse modelo de fissuração é dependente do tamanho dos vazios pré-existentes e da tenacidade da matriz (LI, V.; LEUNG, 1992; MARSHALL; COX, 1988).

A formação das fissuras é iniciada nos maiores vazios da matriz do ECC e à medida em que há o acréscimo das tensões de tração, ou uniaxial ou por flexão, a abertura tende a se propagar para os menores vazios. Assim, possibilita a formação de novas fissuras (LI, V., 2019). Quanto menor for o vazio, mais densa é a matriz e maior é a tensão de tração necessária para formar uma nova fissura (WANG, S., 2005). Se a tensão de formação da fissura for superior à resistência de aderência das fibras (ver Figura 17) haverá a fragilização pontual no compósito e resultará em um comportamento *tension-softening* ou quase-frágil. Nesse caso, matrizes mais densas, com vazios menores, necessitam de reforços com resistências de aderência elevadas e em maior número de fibras na seção fissurada, para que seja possível favorecer à múltipla fissuração do ECC e, conseqüentemente, atingir os limites de ductilidade (GARCEZ, 2009).

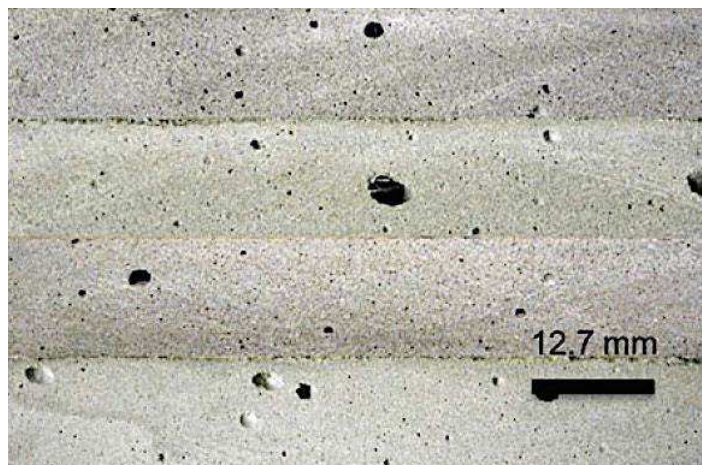
Figura 17 – Funcionamento micromecânico para a formação de múltiplas fissuras no ECC



Fonte: Garcez (2009, f. 44).

Os vazios ao longo do compósito facilitam a propagação das fissuras (GARCEZ, 2009; WANG, S., 2005). Estes são formados naturalmente na matriz durante o processo de mistura do compósito e desempenham um papel importante no comportamento micromecânico do ECC. Vazios com dimensões maiores que 1 mm, normalmente, promovem o início do processo de formação das fissuras por provocarem a redução da resistência à tração neste plano de fratura. A dispersão dos vazios pela matriz e suas dimensões também influenciam na densidade de múltiplas fissuras, o que muitas vezes justifica a variabilidade dos resultados no estado endurecido de um ECC. Uma variação de vazios nas matrizes de ECC pode ser vista na Figura 18.

Figura 18 – Distribuição dos vazios na seção longitudinal de placas de ECC para ensaios de tração na flexão utilizando microscópio óptico (MO)

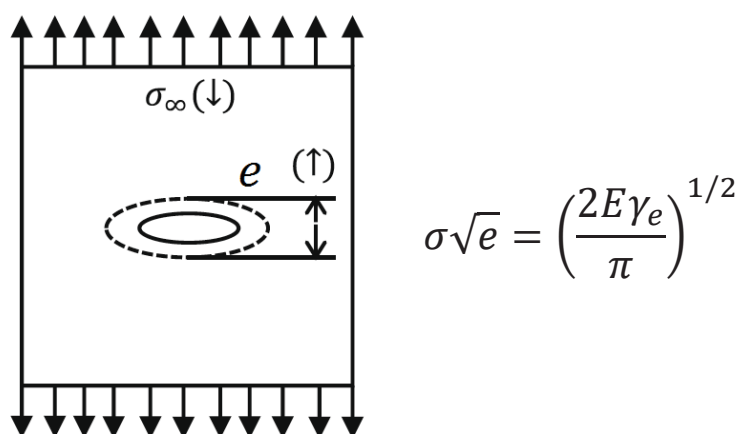


Fonte: Li, V. e Wang (2006, p. 202).

Wang, S. (2005) fez a verificação teórica e experimental de uma matriz de ECC, na qual a resistência à tração de cálculo do compósito sem defeitos era de 6,5 MPa. Todavia, adotando o modelo de Marshall e Cox (1988) para a propagação de fissura, verificou que vazios com tamanho de 1 mm reduziam em 17% a resistência à primeira fissura. Já para vazios de 4 mm, a resistência reduziu em 30%. A partir destes dados, foi possível perceber a influência de vazios maiores na mistura.

Em solicitações normais à tração, as fissuras se propagam de maneira que a espessura máxima da fissura ( $e_{td}$ ) aumenta a uma proporção equivalente a raiz quadrada do comprimento da abertura, conforme apresenta a Figura 19. Este modelo é conhecido como o modo de propagação de fissuras de Griffith e elimina qualquer possibilidade de ocorrer outra fissura. A equação que prevê a propagação de fissuras determinada por Griffith também é indicada na Figura 19. Esse é o caso do concreto normal e do concreto reforçado com fibras. No CRF, este modo de fissuração provoca o arrancamento ou a ruptura das fibras nos pontos mais internos da fissura. Assim, a  $e_{td}$  média aumenta indefinidamente com o comprimento da fissura e os esforços atuantes vão diminuindo até igualarem-se às tensões resistentes internas. Este é um dos mecanismos micromecânicos que explica o comportamento de suavização das tensões pós-fissuração do CRF.

Figura 19 – Formação de fissuras em matrizes frágeis pelo modelo de Griffith

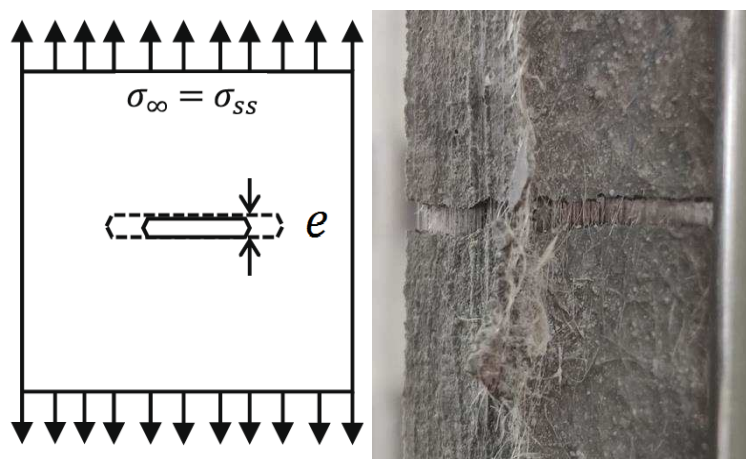


Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 20).

O uso do modo de Griffith para desenvolvimento dos ECCs não é considerado adequado, uma vez que impossibilita a formação de múltiplas fissuras pela distribuição variável dos esforços para as fibras. Então, um modo alternativo de propagação de fissuras planas, e não elípticas, foi sugerido por Marshall e Cox (1988)

para compósitos cerâmicos reforçados com fibras contínuas. Este modelo pode ser aplicado no desenvolvimento do ECC, como realizado por Zhang, D. *et al.* (2020). Nesse modo, a fissura tem abertura constante e elevação das tensões externas para provocar a propagação horizontal da fissura, como apresentado na Figura 20. As fibras atuam conjuntamente e absorvem homoganeamente as tensões solicitantes, já que a espessura é constante ao longo da seção. Com isso, aumenta-se a capacidade resistente da seção, preserva-se a integridade dos reforços e estimula a formação de novas fissuras em pontos menos resistentes devido à resistência de aderência da fibra ser maior que a resistência à tração da matriz, além do módulo de elasticidade da fibra.

Figura 20 – Formação de fissuras em matrizes frágeis pelo modelo de Marshall e Cox



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 20).

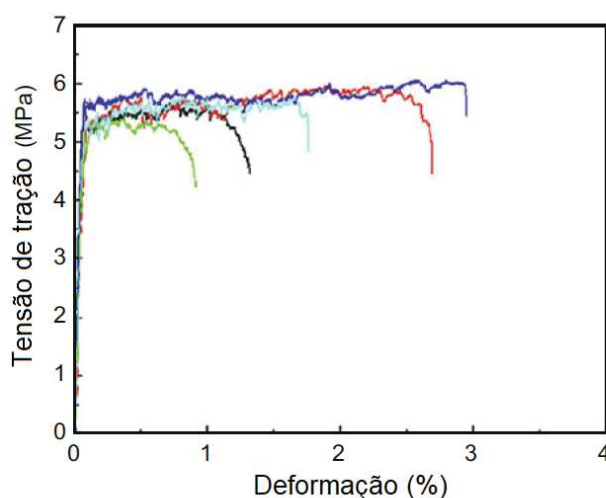
Quando a matriz está fissurada, as fibras dispersas evitam o aumento descontrolado da abertura, mantendo a seção da fissura com espessura próxima a  $100 \mu m$ , enquanto as tensões internas são absorvidas pelos reforços (QIU; YANG, 2017; ZHANG, H. *et al.*, 2018). Assim, Soltan e Li (2018) constataram que a absorção dos esforços na seção fissurada requer mais energia para propagar a microfissura. Esse aumento de energia ocorre naturalmente e ocasiona uma redistribuição dos esforços pela matriz, o que leva ao surgimento outras fissuras, iniciando um novo ciclo de fissuração. Esses ciclos são repetidos muitas vezes ao longo do compósito, de tal modo que seja possível aumentar a deformação do conjunto e evitar a ocorrência da ruptura frágil e da fissuração pontual.

Em testes de tensão uniaxial, Li, V. (2019) observou que o número de fissuras formadas e o seu espaçamento variou consideravelmente em exemplares de um



mesmo lote. Um exemplo extremo desta variação foi apresentado por Li, V. e Wang (2006), evidenciando deformações específicas menores que 1% e próximos a 3% para um mesmo lote, conforme apresenta a Figura 21. Com estas variações consideráveis na capacidade de deformação, o ECC pode sofrer limitações de uso em sistemas estruturais. Nestes casos, utiliza-se uma faixa de ductilidade mais baixa, não aproveitando o potencial do material.

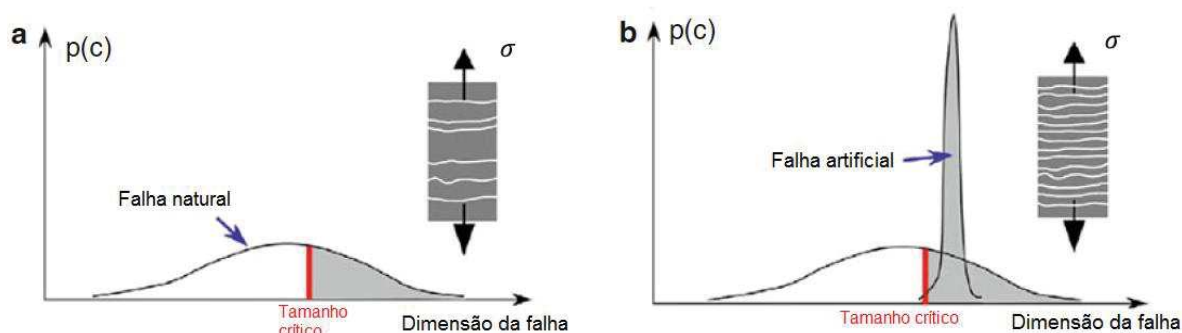
Figura 21 – Variação na capacidade de deformação de ECC com vazios de tamanhos diferentes e fibras com baixa capacidade de ligação



Fonte: Adaptado de Li, V. e Wang (2006, p. 202).

Por outro lado, as variações referentes às falhas naturais do ECC podem ser corrigidas com a incorporação de ar na matriz, uniformizando a distribuição e a dimensão dos vazios. Ou seja, entende-se que possa admitir-se uma porosidade maior da matriz como um mecanismo de controle da microfissuração do compósito. Com isso, obtém-se um compósito com comportamento à tração mais robusto. Este processo é entendido como uma adaptação das características físicas da matriz com a indução de falhas artificiais para que as respostas do compósito sejam mais controláveis e previsíveis. A Figura 22 apresenta a tendência de fissuração de ECC mantendo a distribuição natural dos vazios e com o incremento de vazios artificiais de tamanho crítico (LI, V.; WANG, 2006).

Figura 22 – Indução de vazios artificiais, em um tamanho crítico, para ocorrência da multifissuração no ECC



Fonte: Adaptado de Li, V. e Wang (2006, p. 102).

Nota-se que estas alterações microestruturais auxiliam no comportamento do compósito. A incorporação artificial de falhas na matriz pode ser feita pela inclusão de ar, perlita expandida, EVA, esferas de PP ou até por grumos de materiais não hidratados, como destacaram Li, V. (2019), Wang, S. (2005) e Wang, S. e Li (2006). Adotando as falhas artificiais como mecanismos de controle das microfissuras, entende-se que em matrizes cimentícias mais ricas, estes vazios sejam determinantes para resultar nos alívios de tensão que favorecem o funcionamento do reforço.

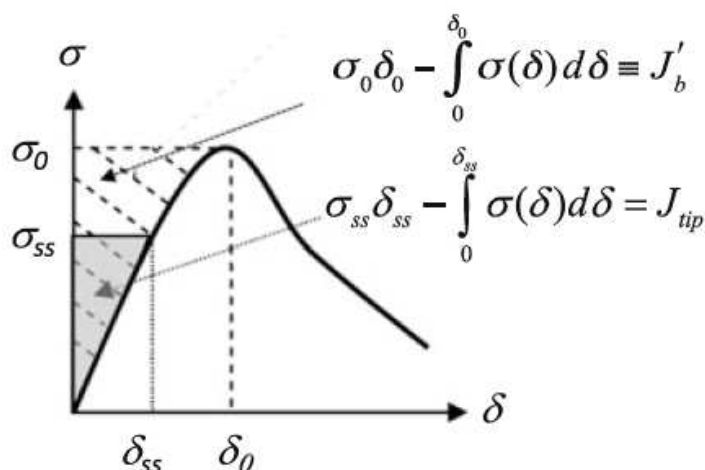
No caso dos agregados, deve-se atentar à distribuição granulométrica, evitando variações dimensionais dos grãos. Para que a propagação das fissuras ( $J_{tip}$ ) ocorra no modo de Marshall e Cox (1988), o conjunto de reforços que atravessam a seção fragilizada devem proporcionar uma energia complementar ( $J_b'$ ) ao ECC.

Dados os fatores que regem o funcionamento micromecânico do ECC, a experimentação empírica é ineficiente devido à complexibilidade do conjunto, resultando em um número efetivamente infinito de combinações. Bentur e Mindess (2007) elaboraram um modelo teórico para otimizar os procedimentos micromecânicos, que resultam em teores mínimos de fibras para estimular o comportamento *strain-hardening* e *deflection-hardening* dos ECCs, bem como a microfissuração com base na energia complementar ( $J_b'$ ).

Tanto no modelo proposto para *strain-hardening* quanto para *deflection-hardening*, espera-se que a energia para formação da fissura ( $J_{tip}$ ) seja menor do que a energia complementar ( $J_b'$ ) formada pela ponte de transferência de esforços da fibra, como mostra a Figura 23. As propriedades da fibra e da interface controlam a formato da curva *tensão-deformação*. Caso a fibra possua altas taxas de alongamento e módulo de elasticidade inferior à matriz, as curvas de *tensão-deformação* têm uma

configuração achatada, diferente daquelas geradas por reforços mais rígidos, como PE e de PVA, que são ascendentes. Porém, fibras mais rígidas devem possuir resistências de aderência mais elevadas, senão serão arrancadas (LI, V.; KANDA, 1998; RANADE *et al.*, 2017).

Figura 23 – Curva típica de tensão e deformação encontrada no ECC



Fonte: Li, V. *et al.* (2002, p. 464).

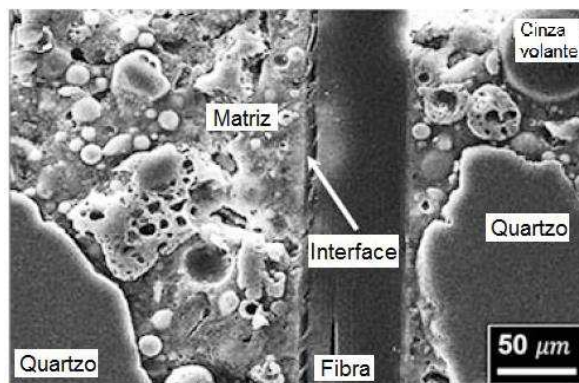
De acordo com Li, V. (2019), a área sobre a curva *tensão-deformação* representa a energia de contribuição dos materiais do compósito devido a sua sinergia. A energia disponível inicialmente é consumida pelos processos de fragilização do material da matriz que dissipam energia na ponta da fissura, conhecido como  $J_{tip}$ . Já, a partir do ponto  $\sigma_{ss}\delta_{ss}$  (limite elástico) ocorre o acionamento dos reforços pelo modelo de propagação de fissura identificado por Marshall e Cox (1988), que auxiliam a compor a energia complementar do compósito ( $J_b'$ ).

As equações evidenciadas na Figura 23 sugerem que a energia complementar máxima  $J_b'$  deve exceder a tenacidade da matriz  $J_{tip}$  para que a propagação de fissura plana prevaleça sobre a do modo de Griffith, bem como a ocorrência de múltiplas fissuras. De acordo com Kanda e Li (2006), verificou-se que, a partir de dados experimentais, a relação  $J_b'/J_{tip}$  deve ser maior ou igual a 2,7 para que seja possível atingir o comportamento *strain e deflection-hardening*.

O funcionamento micromecânico do ECC também é dependente das reações de ligação do reforço com a matriz, o que é conhecido como a fase de interação fibra-matriz (ver Figura 24). A força de ligação entre o reforço e a matriz cimentícia deve ser maior do que os esforços necessários para a fissuração do sistema em qualquer

plano de falha (LI, V. *et al.*, 2002). Ou seja, a melhoria nas propriedades da matriz base exige reforços ainda mais resistentes e com melhor interação.

Figura 24 – Constatação da zona de interface entre fibra e matriz por meio de MEV, bem como os demais componentes do compósito (cimento, areia, cinza volante e vazios)



Fonte: Adaptado de Sakulich e Li (2011, p. 171).

Os maiores desafios na escolha do reforço para o desenvolvimento de um ECC não estão relacionados exclusivamente às suas propriedades mecânicas, mas na sua relação com a matriz cimentícia. A sinergia na interface da fibra com a matriz é dada pela resistência do atrito interfacial ( $\tau_0$ ). Mas, existem reforços que possuem, além da interfacção por atrito, a interação química ( $G_d$ ), como as fibras de PVA. Estas têm superfície hidrofílica e possuem uma ligação química resistente (HORIKOSHI *et al.*, 2006). O  $\tau_0$  é o responsável por proporcionar o bom desempenho de outras fibras poliméricas quando inseridas no ECC, como as de náilon, PET, PP e outras. Isto por terem uma superfície hidrofóbica e não interagirem quimicamente com a matriz, assim estes reforços perdem desempenho e seu potencial não é aproveitado (LI, V., 1993).

Embora muitas pesquisas avaliem as possibilidades de adaptação da interface fibra-matriz, é necessário realizar uma abordagem holística para o seu desenvolvimento do ECC. A adaptação da interface, da matriz e dos reforços deve ser realizada em um esquema interativo (LI, V.; WANG; WU, 2001). Isso reforça a importância de tratar o ECC como um sistema composto, no qual as três fases interagem entre si. A modificação de uma fase pode exigir ajustes em outras para obter um desempenho composto eficiente. Para tanto, a Tabela 2 apresenta um resumo dos parâmetros funcionais da micromecânica do ECC para cada fase, tendo como fundamento alguns reforços alternativos.

Tabela 2 – Exemplos de parâmetros micromecânicos utilizados para o desenvolvimento de ECC

Parâmetros micromecânicos		PVA-REC15	UPET	TPET	HTPP
Fibra	$l_f$ (mm)	12	12	12	8
	$d_f$ ( $\mu\text{m}$ )	39	38	38	11
	$E_f$ (GPa)	41,0	11,5	11,5	11,6
	$\sigma_{fu}$ (MPa)	1600	1160	1095	750
	$G_d$ (J/m <sup>2</sup> )	1,10	0,01	1,24	0,00
	$\tau_0$ (MPa)	1,52-3,50	0,64	0,80	1,02
Interface	$\beta$	0,60	0,00	0,01	0,01
	$f$	0,50	0,39	0,39	0,39
	$f'$	0,33	0,20	0,20	0,10
Matriz	$E_m$ (GPa)		20		
	$\sigma_{mu}$ (MPa)		5		
	$k$		500		

Fonte: Adaptado de Rathod e Patodi (2010) e Yu, J. *et al.* (2018).

Com base na Tabela 2, nota-se a prevalência das fibras de PVA sobre as demais, tanto nas propriedades do reforço quanto na interface. Mesmo assim, o projeto de ECC com outras fibras é possível, desde que se façam manipulações nos teores de adição, incremento de aditivos para melhorar a interação química, e outros.

### 2.1.5 Propriedades e desempenho mecânico

Para que o ECC seja aplicado em sistemas estruturais é preciso caracterizá-lo, principalmente, no que tange ao seu comportamento à tração. Também, as características à compressão, cisalhamento, módulo de elasticidades, fluência, entre outras devem ser investigadas (ŞAHMARAN; Li, 2007; YU, J. *et al.*, 2018). Porém, diferente dos concretos convencionais, outros métodos de ensaio devem ser utilizados como indicado por Blunt e Ostertag (2009).

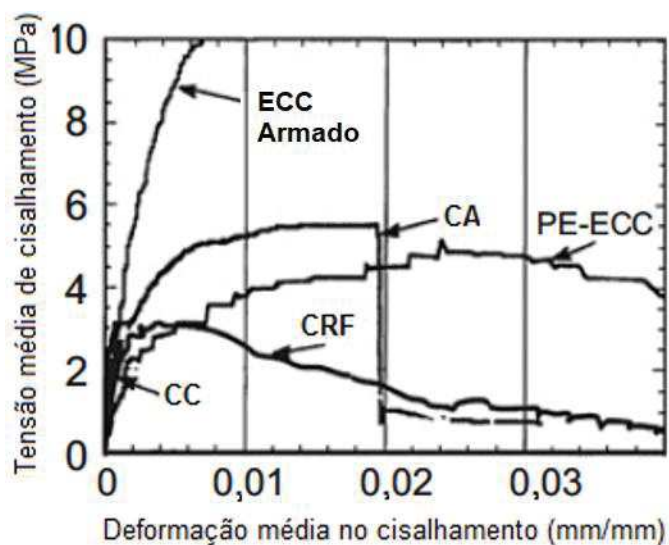
Uma das propriedades necessárias aos projetos estruturais é a resistência característica ao cisalhamento da peça, sendo esta dependente do tipo de compósito cimentícios e reforço utilizados. Com o ECC, é viável dimensionar elementos sem a

necessidade de armadura de cisalhamento, que são os estribos. Porém, devido às restrições normativas, como o ACI 318, ABNT NBR 6118 e EUROCODE 2, ainda não é possível projetar elementos sem a presença destas armaduras transversais.

Muitas pesquisas já foram realizadas para determinar o desempenho do ECC em diversas composições estruturais (KANAKUBO *et al.*, 2006; LI, V. *et al.*, 1994). Pontos da estrutura que estão ou podem estar submetidos aos elevados esforços de cisalhamento são as principais situações testadas em laboratórios. Como cargas dinâmicas, devido às movimentações sísmicas, que inúmeras vezes geram o colapso imediato da estrutura. Estes acontecimentos são frequentemente evidenciados nas estruturas de concreto armado, principalmente, nos elementos como pilares curtos, encontros viga-pilar, consoles e capitéis (CHEN, Z.; YANG; YAO, 2013; LEPECH; LI, 2006).

Li, V. *et al.* (1994) investigaram o desempenho ao cisalhamento de vigas com diferentes composições, utilizando ECC com e sem barras de aço. Verifica-se que o melhor desempenho entre as composições testadas é aquele no qual o ECC está combinado com armadura, seguido pelo concreto armado. A tensão máxima de cisalhamento registrada foi de 10 MPa, cerca de 300% maior que a tensão última obtida pelas vigas só de concreto convencional. Da mesma forma, pode ser visto um aumento de 80% em relação ao concreto armado e 226% do CRF, conforme apresentado na Figura 25.

Figura 25 – Resistência ao cisalhamento em vigas de diferentes composições



Fonte: Adaptado de Li, V. *et al.* (1994, p. 146).

Nota: ECC armado: ECC reforçado com barras de aço; PE-ECC: ECC reforçado com fibras de polietileno; CA: concreto armado; CRF: concreto reforçado com fibras; CC: concreto convencional.

Outros estudos envolvendo o comportamento ao cisalhamento do ECC foram elaborados, como o proposto por Wang, G. *et al.* (2019). Neste estudo, os pesquisadores desenvolveram métodos para prescrever a resistência ao cisalhamento de peças em ECC com base nos resultados de resistência à tração uniaxial e flexão. Já Li, V. e Kanda (1998) verificaram a resposta do ECC sob carregamento de cisalhamento cíclico em ligações viga-pilar, normalmente geradas pelas movimentações sísmicas. No estudo concluiu-se que o ECC possibilitou a exclusão da armadura transversal em vigas com até 250 cm de vão teórico (SHEN *et al.*, 2018; VASSAUX *et al.*, 2016).

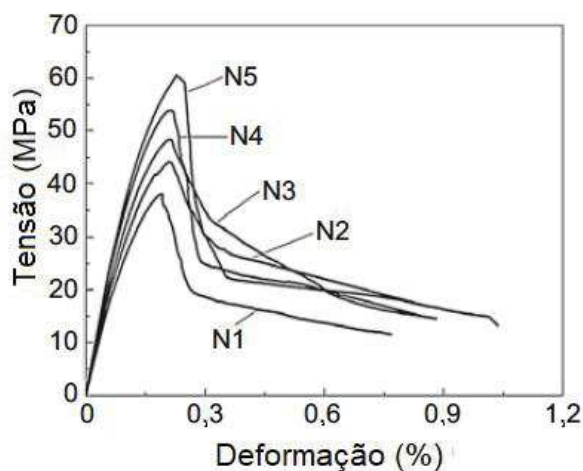
Outra característica mecânica importante para uma estrutura é a resistência à compressão do compósito cimentício. Os valores de resistência do ECC podem ser obtidos por meio da instrumentação de testemunhos cilíndricos ou cúbicos, com dimensões definidas pelas normas ABNT NBR 5739:2018, ASTM C39:2020 e EUROCODE 2 (EN 1992-1-1:2004) (ABNT, 2018a; AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM INTERNACIONAL), 2020; EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION (CEN), 2004). A resistência à compressão considerada é destacada no pico da curva *tensão-deformação* gerada durante o ensaio.

Normalmente, a resistência à compressão do ECC tende a ser inferior a 100 MPa, dependendo da aplicação (FELEKOGLU *et al.*, 2014). Porém, a bibliografia aponta ECC com resistência à compressão de até 205 MPa e, conjuntamente, deformação específica à tração uniaxial de 3% (RANADE, 2014). O coeficiente de variação dos resultados à compressão de exemplares de uma mesma amostra de ECC é abaixo de 5%, todavia pode atingir 10%, devido à dispersão das fibras.

A curva típica de compressão do ECC é considerada próxima de uma parábola, como apresenta a Figura 26. Após o crescimento linear de tensão, a curva tende a apresentar uma inflexão devido ao surgimento de microfissuras. Neste instante, o comportamento do ECC passa de linear para não linear. Com o aumento das tensões, as microfissuras propagam-se verticalmente no exemplar. A propagação é interrompida próxima ao pico de tensão pelo fato das fibras perderem sua capacidade ligação à matriz. A tensão pós-pico não cai para zero, como em um material frágil ou quase-frágil, mas sim para um valor residual com até 50% da tensão máxima.



Figura 26 – Comportamento característico do ECC quando submetido à compressão axial

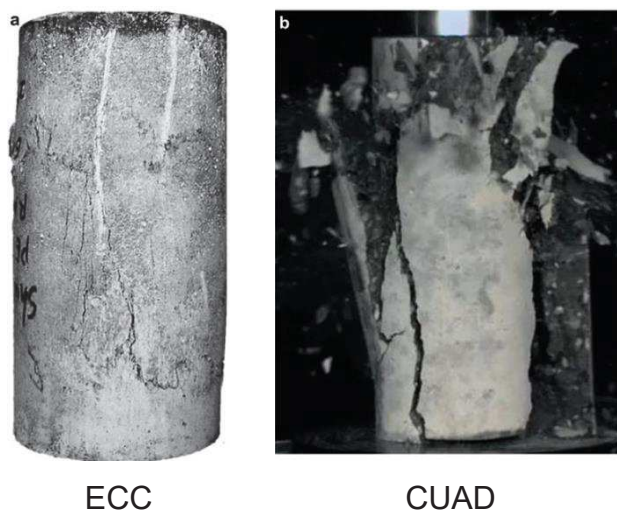


Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 125).

Nota: N1, N2, N3, ...: diferentes compósitos com diferentes resistências à compressão.

Durante o carregamento à compressão, o testemunho sofre deformação sem haver fragmentação. No pico de tensão, o deformação ( $\varepsilon_{fc}$ ) do ECC permanece entre 0,25% a 0,60%, segundo Li, V. (2019). A Figura 27 apresenta a forma de ruptura do ECC em relação a um CUAD. Nota-se uma diferença considerável na ruptura, mesmo que tenham atingido resistência à compressão de 100 MPa (BANDELT *et al.*, 2017).

Figura 27 – Forma de ruptura entre o ECC e CUAD, ambos com  $f_c$  de 100 MPa



ECC

CUAD

Fonte: Zhou, Pan e Leung (2015, p. 6).

Assim como nos demais materiais cimentícios, a resistência à compressão do ECC é dependente da idade de cura. A taxa de crescimento da resistência é estabilizada em idades próximas aos 90 dias, visto que há a incorporação de elevados



teores de material pozolânico na mistura (MINDESS; YOUNG; DARWIN, 2003). No entanto, é necessário reforçar que a resistência à compressão do ECC não é o seu principal parâmetro de escolha, e sim a deformabilidade, módulo de elasticidade e tenacidade. Pesquisadores como Li, V. (2019) e Magalhães (2010) indicam que deve ser evitado o uso de matriz de alta resistência para o desenvolvimento de um ECC.

Peças estruturais em ECC submetidas à flexão também sofrem fadiga. O comportamento à fadiga do ECC é caracterizado pela amplitude de tensão (S) e ciclos de ocorrência (N), formando a curvas S-N. Os procedimentos de ensaio seguem os mesmos dos demais materiais. As vigas são instrumentadas à flexão por 4 pontos e carregadas a uma amplitude de 50% a 90% da resistência à tração na flexão ( $\sigma_{tf}$ ) do compósito (GAO *et al.*, 2018; LIU, H. *et al.*, 2016).

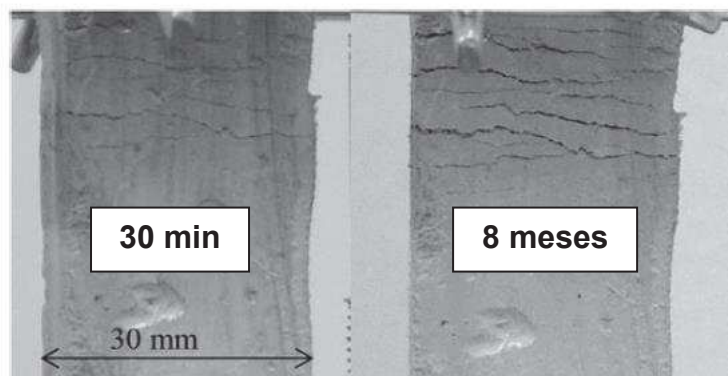
A curva S-N do ECC é considerada como bilinear, semelhante aos materiais metálicos. No ECC há uma redução moderada da tensão resistente nos primeiros ciclos, a qual, a partir dos 1000 ciclos de carregamento, é intensificada (SUTHIWARAPIRAK; MATSUMOTO; KANDA, 2004). Já o CRF apresenta queda constante de tensão, sendo considerada apenas linear, típico de um material frágil ou quase-frágil. No entanto, possui melhor comportamento à fadiga que o ECC nos baixos níveis de tensão (QIU; YANG, 2017). Muñoz Rodríguez (2018) apresentou um ECC reforçado com fibras de PP que atingiu curva S-N linear.

Em altos níveis de tensão, o ECC apresenta um número maior de fissuras, que auxilia no seu comportamento à fadiga. Neste caso, as tensões geradas nos ciclos são absorvidas por mais fibras. Já nos baixos níveis de tensão há a formação de poucas fissuras no ECC, que acaba dependendo da vinculação de poucas fibras e as perdas são mais acentuadas. Ou seja, as tensões não são suficientes para o surgimento de novas falhas, interrompendo o ciclo de fissuração, que é o princípio básico micromecânica do ECC (SUTHIWARAPIRAK; MATSUMOTO; KANDA, 2004).

Durante os ciclos de carregamento, a interface fibra-matriz é a mais prejudicada no ECC. Na interface geram-se atritos entre a matriz e a fibra no instante em que ocorrem as transferências de tensão. Este atrito pode provocar o desprendimento da fibra com a matriz, ou pelo arrancamento ou pelo rompimento do próprio reforço. Fibras que não possuem adesão química sofrem arrancamento. Já aquelas que interagem quimicamente com a matriz, são rompidas (QIU; YANG, 2017; SUTHIWARAPIRAK; MATSUMOTO; KANDA, 2004)

Outra ação que atua nos elementos estruturais é a fluência à tração uniaxial. As investigações sobre a fluência do ECC foram iniciadas por Rouse e Billington (2007), constatando a influência das fibras na intensidade do fenômeno. Boshoff e Van Zijl (2007) e Meng, D., Zhang e Lee (2019) também analisaram a fluência do ECC e identificaram que a inclusão das fibras aumenta significativamente a fluência do compósito. Com isso, a fluência causa no ECC o aumento da largura das fissuras, impactando na durabilidade do sistema. Esta limitação, novamente, é relacionada ao efeito de ponte formado pelas fibras. A Figura 28 apresenta um exemplar de ECC submetido à fluência à tração direta ( $\sigma_{td}$ ), variando o tempo de análise que foi de 30 minutos a 8 meses após a aplicação da tensão. Percebe-se nitidamente a propagação das fissuras remanescentes nos exemplares.

Figura 28 – Estado de fissuração do ECC após carregamento por longo período



Fonte: Adaptado de Rouse e Billington (2007, p. 132).

Rouse e Billington (2007) verificaram o fator de maior influência no comportamento à fluência do ECC foi a interface fibra-matriz. Os compósitos que continham fibras aderidas quimicamente apresentaram as menores taxas de propagação de fissuras remanescentes. Já aquelas fisicamente aderidas atingiram as maiores deformações. Com isso, constata-se que é necessário realizar melhorias na interface fibra-matriz do ECC para que obtenha resultados melhores na fluência.

De modo geral, a investigação completa das propriedades do ECC é necessária. Entretanto, Li, V. (2019) aponta que a resistência à tração uniaxial representa muito bem a qualidade do compósito, podendo reduzir experimentos na prática. Os ensaios de tração na flexão são indicadores eficientes de desempenho estrutural do ECC, principalmente em vigas. Já ensaios de tração direta e deformação

correspondem à caracterização do compósito em si. Com os resultados de tração direta é possível simular o comportamento do ECC ao cisalhamento, fluência e fadiga.

#### 2.1.5.1 Comportamento à tração uniaxial

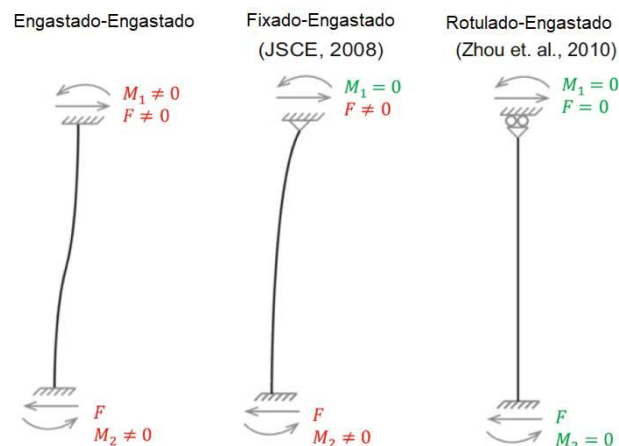
A resposta aos esforços de tração é o que diferencia o comportamento do ECC dos demais compósitos cimentícios reforçados com fibras descontínuas. Um dos critérios a serem avaliados no desenvolvimento do ECC é determinar sua resposta frente aos esforços de tração uniaxial. Os métodos de ensaio para determinar a resistência à tração direta do ECC não possuem normas, apesar de já existirem comitês técnicos, como JSCE 82:2008 e RILEM 208-HFC:2013, que elaboraram protocolos para os testes.

É consenso entre pesquisadores que os testes de tração direta no ECC, independente da sua geometria, devem proporcionar o alongamento longitudinal do corpo de prova. A fixação dos exemplares neste ensaio deve ser cuidadosa. O ato de fixar as extremidades do testemunho provoca a concentração de esforços no local da ancoragem, inevitavelmente. Sendo considerado um comportamento físico e mecânico inerente ao ensaio, os esforços podem ser intensificados caso a superfície irregular do testemunho não proporcione uma correta fixação, o que é comum para os materiais cimentícios, como o ECC (LI, V., 2019). Ou seja, além dos vazios naturais, a irregularidade pode induzir erros na mecânica do ensaio e acrescentar mais uma variável aos resultados de tração direta.

Então, suavizar as tensões próximas às fixações torna-se fundamental para evitar efeitos secundários. Normalmente, a região de análise do exemplar é deslocada dos pontos de fixação. Na tração direta, mesmo que os testemunhos apresentem fissuras próximas aos apoios, o que é aceitável, a ruptura deve ocorrer dentro do trecho de alongamento analisado (parte útil).

A fixação dos exemplares na tração direta pode ser feita de três maneiras, conforme instrumentação apresentada pela literatura, sendo elas: engastado-engastado, fixado-engastado e rotulado engastado, como mostra a Figura 29. Devido à irregularidade superficial dos testemunhos de ECC, podem surgir momentos secundários nas fixações quando há pelo menos uma vinculação de engastamento. Estes momentos também podem ser causados pelo desalinhamento entre garras ou até pela forma de fissuração do ECC, ocasionando excentricidades.

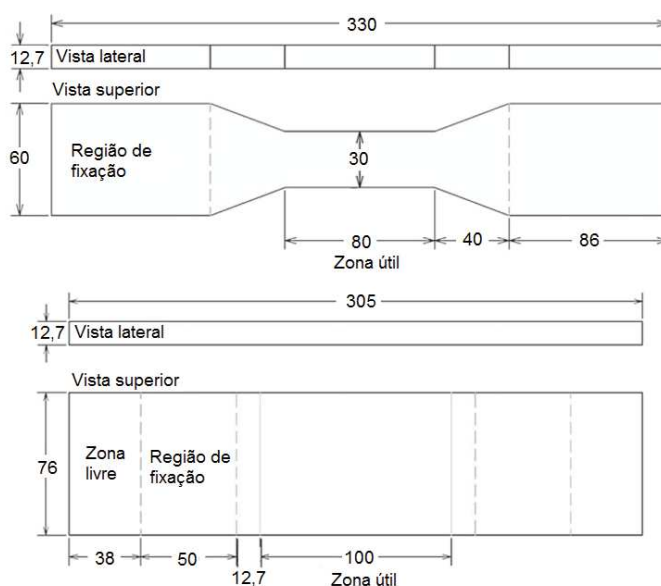
Figura 29 – Tipos de vinculação do exemplar para instrumentação do ensaio de tração uniaxial para ECC



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 107).

Para a caracterização à tração uniaxial do ECC é necessário produzir exemplares que tenham uma geometria favorável para a caracterização dos compósitos e que representem as sollicitações reais. Há duas formas geométricas recomendadas para realização destes ensaios, as planas de seção uniforme (placas ou *coupons*) e as com variações na seção transversal (*dogbone*). Ambas são ilustradas na Figura 30.

Figura 30 – Formato e dimensões dos testemunhos adotados para caracterização à tração uniaxial do ECC



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 104).

Os exemplares na forma de *dogbone* têm uma região de análise com comprimento igual a 80 mm. A largura da seção é de 30 mm, a fim de induzir a fissuração e ruptura no trecho estriacionado, também conhecida como parte útil. O maior número de fissuras ocorre neste trecho. Como principal desvantagem deste formato de amostra, há a microfissuração por retração antes da desforma, causada pelas mudanças na seção transversal.

Uma seção transversal reduzida, como no *dogbone*, pode limitar a distribuição e orientação das fibras, que são normalmente de 12 mm. Seguindo o mesmo formato das amostras especificadas pela JSCE 82:2008 (JAPAN SOCIETY OF CIVIL ENGINEERS (JSCE), 2008), há a possibilidade de aumentar a escala dos exemplares, a fim de que a menor seção tenha, pelo menos, 75 mm. Assim, a distribuição das fibras não é prejudicada e os resultados mais próximos aos reais. Mesmo assim, não há normatização para esta dimensão, apenas recomendações em pesquisas.

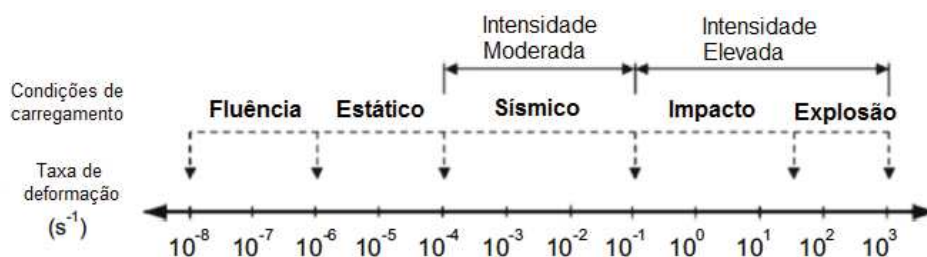
As amostras planas do tipo placa possuem seção transversal constante e, normalmente, apresentam fissuras próximas aos pontos de fixação, pois há sobreposição dos esforços decorrentes das reações das garras. Por outro lado, as placas diminuem as dificuldades na fabricação dos moldes, proporcionam instrumentações mais simples, as fibras têm uma distribuição mais homogênea e não proporcionam fissuras por retração. Além disso, as placas, pós fissuração, possibilitam versatilidade na execução de outras validações, como a autocicatrização.

Durante os ensaios de tração uniaxial são registradas as cargas atuantes nos exemplares, bem como a deformação específica longitudinal da seção analisada. Muitas vezes são instrumentados medidores de deslocamento (LVDTs), mas também extensômetros, como o *clip-gage*. Estes equipamentos são responsáveis pela medição das taxas de deformação do testemunho de ECC, para que seja possível determinar sua deformação específica à tração direta ( $\varepsilon_t$ ).

As estruturas podem ser carregadas com diferentes taxas de deformação, conforme apresenta a Figura 31. A maioria é dimensionada para circunstâncias de carregamento iguais ou inferiores a uma aceleração de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , que são consideradas quase-estáticas. Sob a ação de terremotos ou impactos, as taxas de deformação devem permanecer acima de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Entende-se, então, que a velocidade de carregamento para caracterização à tração direta do ECC é dependente do seu uso, caso for classificado como estrutural (KIM, D.; NAAMAN; EL-TAWIL, 2009). A maioria

dos ensaios de tração direta são realizados por taxa de carregamento por deslocamento prescrito e próximos de 0,5 mm/min, considerando uma condição quase-estática. Este deslocamento é referido pela JSCE 82:2008 (JSCE, 2008) e por outras pesquisas.

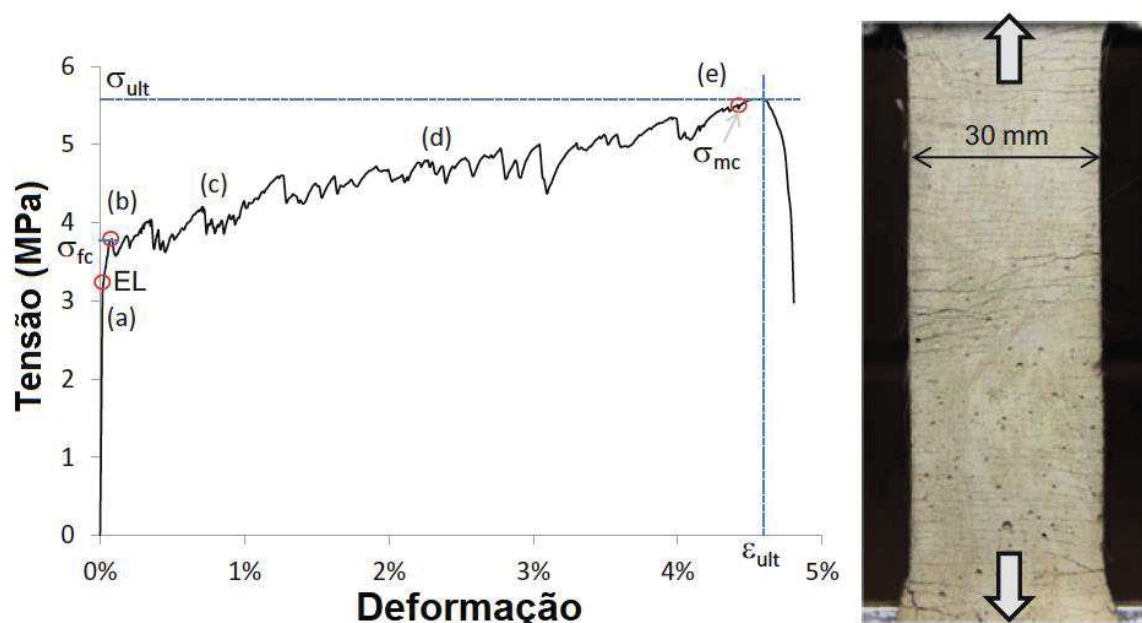
Figura 31 – Taxas de deformação com base nas condições de carregamento (estático ou dinâmicos)



Fonte: Adaptado de Kim, D., Naaman e El-Tawil (2009, p. 123).

A Figura 32 apresenta uma curva típica de tração direta do ECC. Constata-se que há cinco diferentes estágios ao longo da curva, representados pelos pontos (a) até (e). A curva *tensão-deformação* é composta por vários picos de tensão, que representam a formação de fissuras. O acréscimo de carga só é encerrado no instante em que se formam fissuras maiores e há a perda de aderência e capacidade de ligação da fibra nesse plano de ruptura.

Figura 32 – Curva característica do ECC à tração uniaxial



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 108).

Durante o início do carregamento, a curva assume um comportamento linear-elástico até que atinja o limite elástico (a), quando ocorre a mudança de inclinação. Após o atingir o ponto (a), nota-se que há a ocorrência da primeira queda de tensão, que corresponde à formação da primeira fissura ( $\sigma_{td,fis}$ ) (b). Entre o limite elástico e  $\sigma_{td,fis}$  ocorre o surgimento da microfissura nos maiores vazios internos do exemplar, confirmando o funcionamento micromecânico do ECC. Com isso, dá-se início ao ciclo de fissuras planas no compósito. Entre os pontos (b) e (e) ocorre a microfissuração do ECC. Há diversas quedas de tensão de tração devido à perda de capacidade resistente da matriz, mas contidas pela ponte de aderência criada pelas fibras. A tensão de tração aumenta até que outra microfissura surja próxima de outro vazio. Forma-se uma nova fissura e o processo se repete até que seja atingida a capacidade de aderência da fibra ( $G_d$  e  $\tau_0$ ).

A tensão máxima registrada nos ensaios de tração direta é denominada como resistência última ou final ( $\sigma_{td}$ ) e o valor da deformação específica correspondente a esta tensão é denominado como  $\varepsilon_{td,ult}$ . A  $\sigma_{td}$  ocorre no instante em que a microfissuração nos vazios é interrompida. Essa interrupção é devido ao refinamento dos poros e, conseqüentemente, o aumento das tensões necessárias para o surgimento das microfissuras, que é representado no ponto (e) da curva. Esta tensão supera a resistência de ligação da fibra e provoca a propagação de apenas uma abertura, que representará o plano de fratura.

O aspecto de saturação de fissuras no ECC é dado pelo curto espaçamento entre as aberturas. Na teoria, o espaçamento entre fissuras é dado pela profundidade necessária para transferência de tensões da fibra para a matriz e vice-versa, sendo uma das fases da micromecânica do ECC. A saturação de fissuras estimula a ductilidade do compósito. Todavia, é possível obter outro estágio definido como *strain-hardening*, atingido quando a relação entre  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td,fis}}$  é maior que 1,3 (LI, V., 2019).

A resistência à tração direta e capacidade de deformação do ECC é dependente da sua idade de cura, uma vez que a interação fibra-matriz é melhorada e a tenacidade da matriz aumenta. A estabilização da resistência à tração e deformação do ECC também ocorre próximo dos 90 dias, como na compressão. De acordo com Wang, S. (2005), a resistência máxima de aderência química entre o reforço de PVA e a matriz é atingida em até 14 dias de idade, porém, em compósitos cimentícios sem adições pozolânicas. Por outro lado, o aumento na tenacidade da



matriz ocorre gradativamente e tem seu valor máximo atingido após os 14 dias. As alterações mecânicas de cada fase interferem no desempenho final do ECC, pois quanto maior a energia de fissuração mais intensas serão as solicitações nas pontes de fibras para promoverem o ciclo de fissuração. Em projetos estruturais com o ECC, recomenda-se usar sua capacidade de deformação para idades mais avançadas, por motivos de segurança (LI, V., 2019).

São realizadas análises visuais no ECC quando submetido aos esforços de tração direta, a fim de identificar a forma de ruptura, distribuição e número de fibras na seção fragilizada e espessura da fissura. A medição da espessura das fissuras pode ser feita de duas maneiras, conforme JSCE 82:2008 (JSCE, 2008). O primeiro método prescreve uma vistoria detalhada de cada fissura, registrando em, pelo menos, três pontos do seu comprimento a sua espessura. Com isso, é possível identificar a espessura média das aberturas, desvio padrão e a abertura máxima. Normalmente, o local de ruptura apresenta maior espessura, porém estas medidas não são consideradas por não representarem o compósito no uso real.

O segundo método é simples e rápido, porém menos preciso. Faz-se a contagem do número de fissuras na seção de análise e registra-se a deformação última desta região. Para obter a espessura média das aberturas, divide-se a deformação total da amostra pelo número de fissuras. Este método acaba suprimindo a informação de maior abertura. Ocultando este dado, o entendimento sobre a durabilidade do ECC em estruturas é prejudicado.

A caracterização do ECC, quanto a sua resposta frente aos esforços de tração direta, é utilizada como uma ferramenta para validação do compósito desenvolvido. Mesmo sendo feitos em escala reduzida, são essenciais na concepção de um ECC estrutural.

#### 2.1.5.2 Comportamento à tração na flexão

As investigações de comportamento do ECC na flexão são complementares aos constatados nos ensaios de tração uniaxial. Para Li, V. (2019), os ensaios de flexão representam com maior confiabilidade a resposta do ECC em aplicações estruturais, visto que os exemplares avaliados são placas ou vigas. Além disso, a flexão é uma das ações mais comuns em peças estruturais de construções, ao contrário da tração direta, que é mais específica.



O comportamento à flexão do ECC pode ser determinado por meio de exemplares prismáticos, classificados como as vigas, ou laminares, como placas finas. Os elementos laminares são semelhantes àqueles já mencionados para os ensaios de tração direta (ver Figura 30). Nos dois formatos, os corpos de prova são submetidos à flexão por quatro pontos, que é o método mais utilizado em pesquisas de ECC.

As dimensões das amostras prismáticas seguem a especificação da ASTM C1609:2019, que também é utilizada para caracterização à flexão do CRF. As dimensões das placas não são normatizadas, porém há recomendações nos documentos, como a JSCE 82:2008 (ASTM, 2019; JSCE, 2008), Magalhães (2010), Muñoz Rodríguez (2018) e Righi *et al.* (2017). De maneira geral, independente das dimensões dos testemunhos para ensaio de flexão, o comportamento do compósito deve atender ao *deflection-hardening*, não sendo esperada a ruptura frágil ou quase-frágil (*tension-softening*). A Tabela 3 apresenta os parâmetros de ensaio e as dimensões dos exemplares comumente utilizados para o ensaio de tração na flexão em pesquisas.

Tabela 3 – Instrumentações já realizadas para ensaios de tração na flexão de ECC

<i>Autor</i>	<i>Dimensões (mm)</i> <i>H x L x C</i>	<i>Vinculação</i>	<i>Velocidade do ensaio</i>
Magalhães (2010)	12,5 x 60,0 x 400,0	Flexão 4 pontos	0,3 mm/min
Muñoz Rodríguez (2018)	50,0 x 100,0 x 400,0	Flexão 4 pontos	1,2 mm/min
Şahmaran e Li (2007)	50,8 x 76,2 x 355,6	Flexão 4 pontos	0,5 mm/min
Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019)	38,0 x 76,0 x 305,0	Flexão 4 pontos	0,5 mm/min
Alyousif (2016)	50,0 x 75,0 x 360,0	Flexão 4 pontos	0,5 mm/min
Qiu, Phan e Yang (2016)	50,0 x 70,0 x 280,0	Flexão 4 pontos	0,2 mm/min
Siad <i>et al.</i> (2018)	50,0 x 75,0 x 360,0	Flexão 4 pontos	0,5 mm/min
Leung, Cheung e Zhang (2007)	25,0 x 75,0 x 400,0	Flexão 4 pontos	0,15 mm/min
Zhang, Z., Qian e Ma (2014)	16,0 x 70,0 x 400,0	Flexão 4 pontos	0,75 mm/min

Fonte: Elaborada pelo autor.

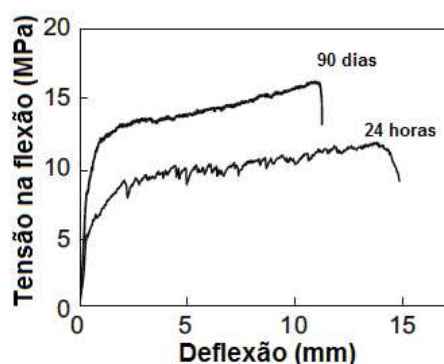
O formato geométrico dos exemplares provoca mudanças nos valores do ECC na flexão, como mostrado por Lepech e Li (2006), principalmente na redução da deflexão com o aumento da seção transversal da peça. Por outro lado, essas variações podem não estar relacionadas apenas pelo tamanho da seção, mas sim na diferença de área disponível para distribuição dos reforços no plano de fratura. Ou

seja, amostras prismáticas provocam melhoras na dispersão das fibras devido à área da seção transversal. Já em placas finas, a orientação das fibras pode ser prejudicada, apresentando resultados variados, o que reflete no desenvolvimento do ECC.

Assim como nos ensaios de tração direta, os resultados de tração na flexão do ECC também sofrem variações consideráveis. Segundo Li, V. e Kanda (1998), o coeficiente de variação da tensão e deflexão pode atingir 20%. Os vazios na matriz influenciam estes resultados, bem como o processo de mistura e moldagem. A homogeneização dos materiais e a fluidez da matriz cimentícia devem beneficiar a dispersão uniforme das fibras. Como resultado, ocorre o aumento da robustez das propriedades mecânicas da mistura. Naturalmente, o ECC é considerado um compósito de menor robustez do que os demais compósitos cimentícios, como o concreto convencional e CRF, devido aos condicionantes para seu funcionamento micromecânico.

A Figura 33 elucida a ocorrência do *deflection-hardening* do ECC com fibras de PVA em diferentes idades de cura. Nota-se que a deflexão da amostra diminuiu com relação à registrada nas primeiras 24 horas de cura. Isto é consequência do aumento da tenacidade da matriz, dificultando a criação das microfissuras, que leva à redução do ciclo de fissuração do ECC.

Figura 33 – Alterações no comportamento à flexão de ECC em diferentes idades de cura

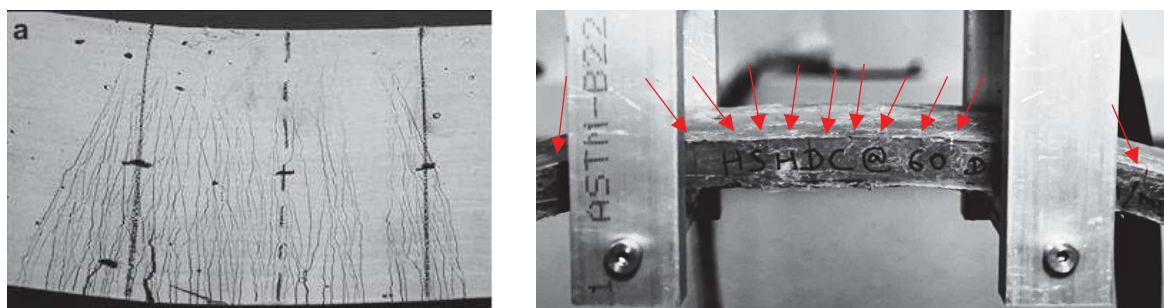


Fonte: Adaptado de Li, V. e Wang (2006, p. 68).

Conforme Li, V. (2019), as deflexões ( $\delta$ ) do ECC são consideradas elevadas, cerca de 250 vezes maiores aos compósitos cimentícios. As deflexões médias chegam a 2,5% do vão ou mais. Esta ductilidade apresentada na flexão é também consequência da multifissuração, representada na Figura 34. Ocorre o surgimento de

fissuras perpendiculares no ECC, que iniciam na borda inferior do exemplar (mais tracionada), e propagam-se até 85% de sua altura (RANADE *et al.*, 2013). Esta propagação é encerrada quando se atinge a linha neutra da peça. Assim, o comportamento *deflection-hardening* do ECC provoca o deslocamento da linha neutra do exemplar para mais próximo da borda comprimida.

Figura 34 – Fissuração típica de amostras em ECC quando submetidas à flexão



Amostra prismática

Amostra laminar

Fonte: Adaptado de Li, V. (2019).

A resistência à tração na flexão ( $\sigma_{tf}$ ) do ECC é considerada como o valor máximo de tensão registrado na curva *tração-deflexão*. Na literatura esta tensão é conhecida como *modulus of rupture* (MOR).

A instrumentação dos ensaios de flexão é menos complexa do que a utilizada na caracterização à tração uniaxial. Os instrumentos de ensaio não provocam esforços secundários aos exemplares, como, por exemplo, os momentos ( $M^+$ ) nas garras de fixação. Algumas pesquisas de ECC são desenvolvidas apenas utilizando a flexão por 4 pontos. Com os resultados na flexão, estes servem como dados para simular o comportamento à tração direta do ECC (KANDA; LI, 1998; MUÑOZ RODRÍGUEZ, 2018; QIAN; LI, 2007).

Algumas das simulações foram desenvolvidas por Qian e Li (2007, 2008) utilizando a integral da curva *tensão-deflexão* de exemplares em ECC nos ensaios de flexão por 4 pontos. Para tanto, foi possível definir sua deformação específica ( $\varepsilon_{td}$ ) com base na deflexão do testemunho. A Equação 1 apresenta a expressão matemática definida por Qian e Li (2007, 2008), tendo  $\ell$  como o vão teórico e  $y$  a distância da borda tracionada para a linha neutra do exemplar, para determinar a deformação específica do ECC com base na flexão por 4 pontos. A deflexão máxima ( $\delta_{ult}$ ) do ECC é proporcional à sua capacidade de deformação ( $\varepsilon_{tf,ult}$ ).

$$\varepsilon_{td} = \frac{y \times \delta_{ult}}{0,1\ell^2} \quad \text{Equação 1}$$

O  $y$  é uma constante que depende do material, porém, como observado por Maalej e Li (1994), as fissuras formam-se em até 85% da altura da seção transversal, o que evidencia a posição da linha neutra. Ou seja, o  $y$  pode ser considerado como 85% da seção da peça de ECC.

Pesquisas realizadas pelo *Japan Concrete Institute* (JCI) (KANAKUBO *et al.*, 2006) utilizaram os métodos propostos por Qian e Li (2007, 2008) e Maalej e Li (1994), porém com algumas adaptações na instrumentação. A deflexão definida por Qian e Li (2007, 2008) é registrada no ponto de apoio do cutelo. Já o método do JCI especifica a medição da deflexão no centro do vão, por meio de um LVDT, que registra a real deflexão do compósito. Pesquisas semelhantes foram feitas na Dinamarca (OSTERGAARD; WALTER; OLESEN, 2005), porém foram empregadas instrumentações mais complexas por meio de inclinômetros instalados nos exemplares.

### 2.1.5.3 Comportamento ao longo do tempo e durabilidade

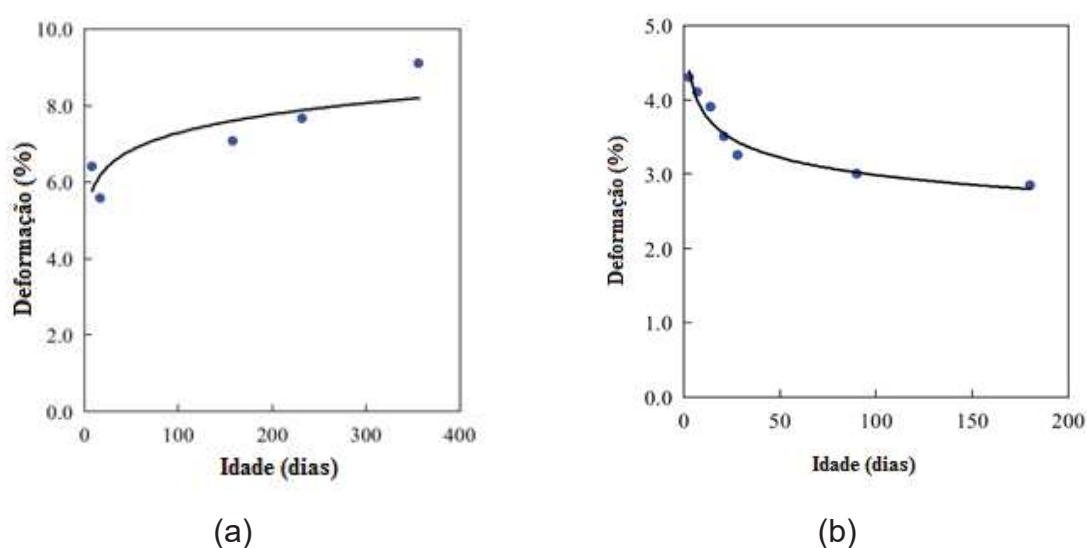
O desenvolvimento do ECC pode ser fundamentado para inúmeras condições, dentre elas a aplicação em sistemas estruturais. Então, as propriedades mecânicas e físicas destes compósitos devem ser determinadas a fim de evitar problemas relacionados à durabilidade e comprometimento estrutural do conjunto. Já existem construções contendo ECC, como material estrutural, com VUP de 75 anos, mesmo o material tendo sido concebido há poucos anos. Pesquisadores, como Boshoff e Van Zijl (2007) e Lepech e Li (2008), perceberam a necessidade de entender o comportamento destes compósitos ao longo do tempo, sendo uma relevante lacuna de pesquisa.

Durante a vida útil do ECC, uma propriedade a ser avaliada seria a sua deformabilidade. Trabalhos como os de Lepech e Li (2006) já estimaram a perda de até 40% da capacidade de deformação do ECC com fibras hidrofílicas aos 180 dias em relação aos resultados obtidos nos primeiros 28 dias de idade. Já para os reforços hidrofóbicos, Lepech e Li (2006) e Yu, J. *et al.* (2018) verificaram que a deformabilidade do compósito não apresentou diminuição ao longo do tempo. Por

outro lado, a interação apenas por atrito entre a fibra e a matriz limitou as contribuições do reforço ao compósito, quando comparada a uma fibra de PVA (SHEN *et al.*, 2018).

O comportamento das curvas de deformação dos compósitos com fibras de PE (hidrofóbicas) e PVA (hidrofílicas) ao longo do tempo é ilustrado na Figura 35. As análises contemplaram idades acima de 180 dias, chegando a 365 dias. Nota-se a perda da capacidade de deformação nos compósitos com fibras de PVA e a manutenção da deformabilidade no ECC contendo fibras de PE.

Figura 35 – Deformabilidade dos compósitos reforçados com fibras de PE (a) e PVA (b) ao longo do tempo



Fonte: Adaptado de Lepech e Li (2006, p. 126).

Nota-se que há uma diferença considerável entre a deformabilidade dos compósitos em idades avançadas, o que deve ser considerado na concepção de projetos estruturais. Conhecendo o comportamento dos materiais, torna-se mais confiável a concepção do ECC em elementos portantes (QIU; YANG, 2017). Então, fibras que transferem as tensões por meio do atrito tendem a conceber compósitos com menores resistências em relação àquelas com interação química. Porém, permitem a manutenção da deformabilidade do ECC, sendo umas das principais propriedades deste tipo de compósito cimentício (ZHANG, Z.; ZHANG, Q., 2018).

Já no caso dos reforços de PVA, sua eficiência é ressaltada nos primeiros meses de idade da matriz (HUANG, X. *et al.*, 2013; LEPECH; LI, 2006). Devido ao processo constante da reação dos insumos cimentícios no ECC, são alteradas as características de integração, melhorando as propriedades mecânicas, mas reduzindo sua ductilidade em relação àquela registrada nas idades iniciais (LEPECH; LI, 2006;

YU, K. *et al.*, 2018b). Em casos práticos, caso o projetista estrutural utilize as propriedades em idades incompatíveis à VUP de uma construção, pode-se por em risco seu funcionamento mecânico (WANG, S. ; LI, 2007).

As preocupações quanto à durabilidade do ECC são mais evidentes quando há uma combinação com as barras de aço, formando o ECC armado. Nestes casos, as propriedades físicas do compósito devem ser entendidas para que seja possível projetar estruturas cada vez mais duradouras. As propriedades de transporte, como penetração e difusão de cloreto no ECC, podem ser significativamente mais baixas quando comparadas ao concreto convencional, e ambos os conjuntos tensionados (LI, V., 2019).

Em elementos compostos pela ECC combinado com barras de aço, as maiores preocupações estão relacionadas à conservação da armadura, a qual é expressa pela sua taxa de corrosão. A espessura das microfissuras e as baixas propriedades de transporte do ECC tornam a taxa de corrosão do aço em um ECC armado extremamente baixa, mesmo quando há multifissuração (KAN *et al.*, 2010; LEPECH; LI, 2009b; LIU, H. *et al.*, 2016).

Frequentemente, presume-se que a verificação da durabilidade do material em laboratório garantirá a durabilidade estrutural no campo. A fragilidade do concreto é, na maioria dos casos, responsável pela formação de fissuras ou deslocamentos que expõe as armaduras e encurtam a vida útil do sistema (LI, V., 2019). Concretos com alto índice de compacidade apresentam maior rigidez e tendem a se tornar ainda mais frágeis, aumentando o potencial de formação de fissuras em estruturas reais (MEHTA; BURROWS, 2001).

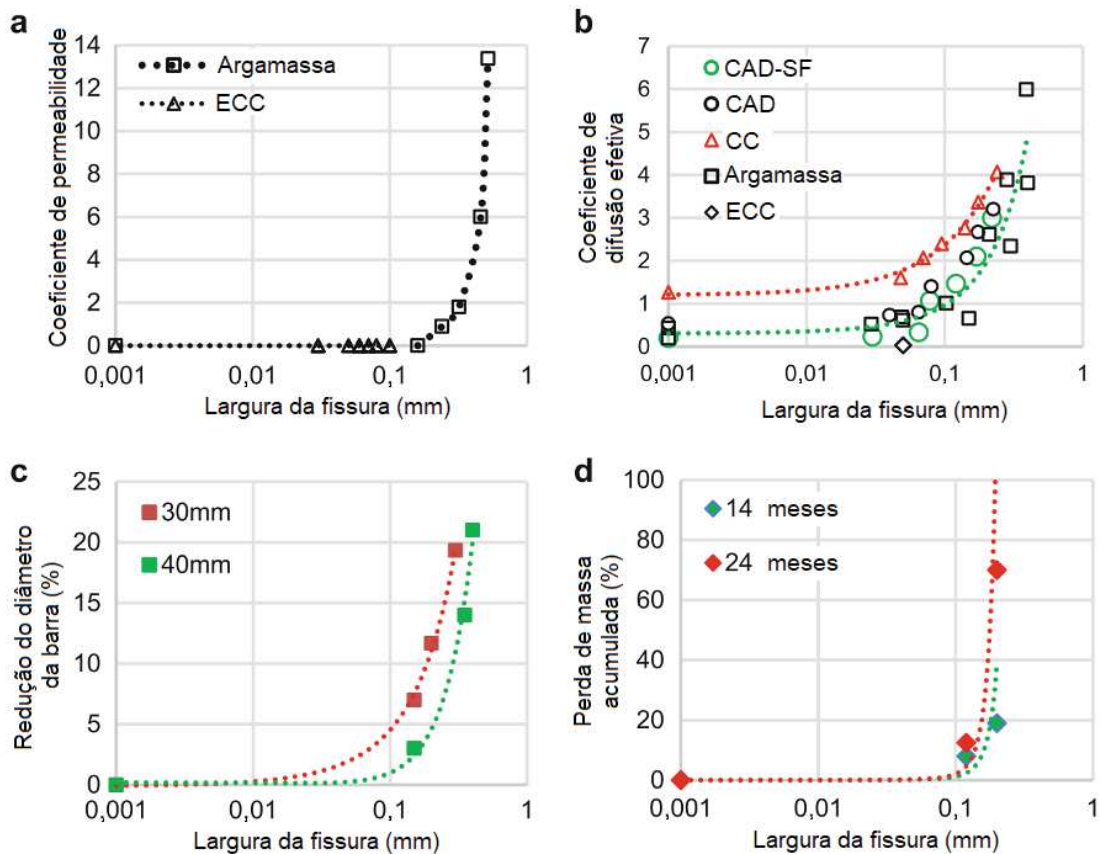
Atualmente, entende-se que a formação de fissuras em elementos estruturais de concreto é inevitável. Estas aberturas permitem que a água, o oxigênio, o dióxido de carbono e outros agentes agressivos passem pela camada de concreto e atinjam as armaduras, levando a sua despassivação e iniciando a corrosão (MEHTA; MONTEIRO, 2014). O produto da corrosão, denominado óxido de ferro, pode aumentar o tamanho das aberturas no concreto devido a sua expansão e, conseqüentemente, aumentar ainda mais a velocidade do processo de corrosão do aço (LI, V., 2019; YAO, Y. *et al.*, 2017).

As propriedades físicas do ECC e a sua capacidade de produzir pequenas fissuras pode aumentar a durabilidade das armaduras embebidas na mistura. Diante destas possibilidades a serem examinadas, um número limitado de estudos tem sido



feito relacionando transporte ou medidas de degradação estrutural em diferentes compósitos cimentícios fissurados (ARYA; OFORI-DARKO, 1996; BLAGOJEVIC, 2016; DJERBI *et al.*, 2008; LEPECH; LI, 2009b; LIU, H. *et al.*, 2016; SAHMARAN; LI, M.; LI, V., 2007; SAHMARAN; YAMAN, 2008). Estruturas contendo ECC armado possuem uma degradação relativamente baixa por apresentarem fissuras abaixo de 100  $\mu\text{m}$ . Porém, fissuras com espessura acima de 100  $\mu\text{m}$  aumentam expressivamente a degradação dos reforços longitudinais. Quando a largura da fissura é inferior a 50  $\mu\text{m}$ , a degradação torna-se praticamente inexistente, comportando-se ao material sem fissuras, como apresentado na Figura 36.

Figura 36 – Influência da largura da fissura no nível de degradação: (a) permeabilidade; (b) difusão de cloreto; (c) redução do diâmetro do aço induzida pela corrosão para duas espessuras de cobrimento; (d) perda de massa de aço induzida pela corrosão por dois períodos de corrosão acelerada



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 228).

Nota: CAD-SF: concreto de alto desempenho sem fibras; CAD: concreto de alto desempenho com fibras; CC: concreto convencional.

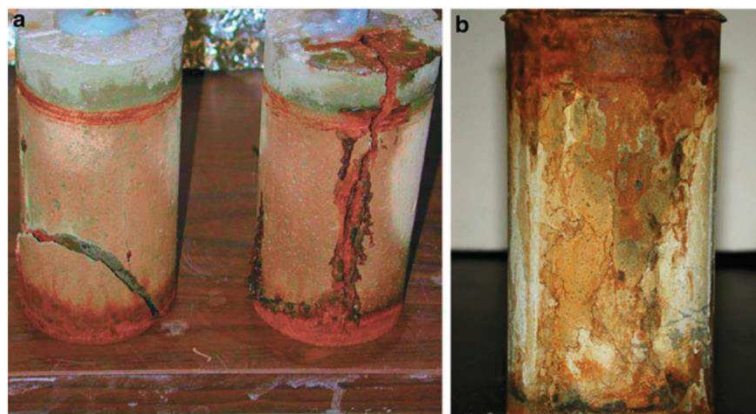
Com base na Figura 36, percebe-se que o controle da espessura de fissura é um parâmetro relevante para garantir durabilidade às estruturas de concreto,

principalmente, quando estas permanecerem com larguras entre 20 e 50  $\mu\text{m}$  (BLAGOJEVIC, 2016; SAHMARAN; YAMAN, 2008). Referente ao comportamento do ECC fissurado quando submetidos aos ensaios que simulam a agressividade de ambientes com altos índices de íons cloreto, alguns pesquisadores buscaram esclarecer os resultados reais para que os parâmetros de durabilidade do material fossem conhecidos (ARYA; OFORI-DARKO, 1996).

Tognazzi *et al.* (1999) identificaram uma proporcionalidade entre o coeficiente de difusão de cloretos e espessura das fissuras com até 66  $\mu\text{m}$ . Aldea, Shah e Karr (1999) realizaram testes acelerados de penetração de cloretos em compósitos cimentícios com fissuras de até 400  $\mu\text{m}$  e concluíram que fissuras menores que 200  $\mu\text{m}$  não afetaram a difusividade do cloreto, enquanto entre 200 e 400  $\mu\text{m}$  resultaram em maior difusividade do cloreto. Djerbi *et al.* (2008), no entanto, descobriram que a difusividade do cloreto em fissuras preenchidas com água comporta-se linearmente conforme se aumenta a largura da abertura até 100  $\mu\text{m}$ . Também descobriram que para uma fissura menor que 30  $\mu\text{m}$ , nenhuma difusão de cloreto parece ocorrer.

Sahmaran, Li e Andrade (2009) investigaram o comportamento do ECC armado quando exposto ao ensaio de corrosão acelerada, analisando o efeito do deslocamento do revestimento. Os pesquisadores evidenciaram que as amostras compostas por material cimentício frágil apresentaram altos índices de corrosão. A Figura 37 apresenta o estado de conservação destas amostras após serem expostas por 95 horas em névoa salina. O produto da corrosão é evidente na superfície dos exemplares, possuindo cor laranja-avermelhada. Já as amostras contendo ECC não apresentaram nenhuma fragmentação, mesmo após 350 horas.

Figura 37 – Amostra de argamassa após 95 h de corrosão acelerada (a) e amostra de ECC após 350 h de corrosão acelerada (b)



Fonte: Li, V. (2019, p. 237).



Sahmaran *et al.* (2009) também mensuraram a perda de massa das armaduras devido à corrosão no material frágil e no ECC. Após 50 horas, a perda de massa da barra na amostra de argamassa foi de 5,3%, enquanto a perda de massa da barra embebida no ECC foi praticamente nula. Ou seja, a taxa de corrosão foi inibida na amostra de ECC, apesar do fato de que o mesmo potencial elétrico foi aplicado. É prudente ter como hipótese que os restos de óxido de ferro tenham maior dificuldade de penetrar nas microfissuras do ECC e permaneçam presos na superfície da barra de aço, formando uma camada protetora contra nova corrosão (CHEN, H. *et al.*, 2018; WANG, K. *et al.*, 1997).

Pode-se perceber que o ECC oferece três níveis de proteção: baixa difusividade do cloreto na camada de revestimento, taxa de corrosão reduzida e resistência à fragmentação da camada de revestimento, como resultado da microfissura e alta ductilidade à tração. Essa observação torna o ECC um material promissor para estruturas localizadas em regiões de severa agressividade, principalmente, em cidades costeiras.

### **2.1.6 Processos, dosagem e materiais constituintes**

Os processos de homogeneização, os fundamentos de dosagem e a seleção dos materiais mais adequados para a constituição do ECC dependem da aplicação. A variação nos insumos e na quantidade de fibras adicionadas, entre outros fatores, impactam na concepção da mistura.

A escolha do método de processamento do ECC pode ser definida, pelo menos, para três condições: fundição de peças (ECC normal e autoadensável), projeção mecânica para revestimentos ou extrusão de peças. Para estas finalidades, as propriedades no estado fresco da mistura são distintas, provocando alterações nas proporções dos principais insumos, bem como na necessidade de incorporar aditivos químicos. Ou seja, um ECC fluido não atenderia a consistência requerida para extrusão de peças estruturais. Devido à versatilidade do ECC, é possível dosar matrizes mais fluidas ou plásticas, conforme apresentado na Figura 38, e a validação da matriz deve ser realizada em experimentos (SOLTAN; LI, 2018).

Figura 38 – Variação da consistência do ECC no estado fresco

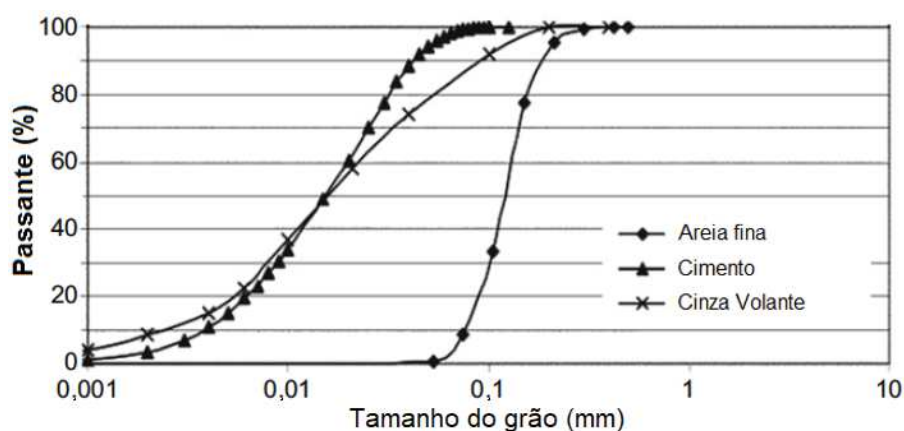


Fonte: Li, V. (2019, p. 83).

Os insumos mais utilizados para a produção do ECC são: o cimentos sem adições pozolânicas, a cinza volante (coproduto), agregados naturais com dimensão de até 2,4 mm, aditivo químico superplastificante e modificadores de viscosidade (KEWALRAMANI; MOHAMED; SYED, 2017). Além desses, há os reforços poliméricos, que na grande maioria das pesquisas, limitam-se às fibras de PVA e PE.

A Figura 39 apresenta a curva granulométrica dos materiais, sendo o cimento, cinza volante e areia fina utilizados na pesquisa de Lepech e Li (2008). Nota-se que o agregado miúdo adotado é de granulometria reduzida, uma vez que objetivava-se desenvolver um ECC autoadensável. No entanto, Li, V. (2019) recomenda o uso de agregados com grãos de até 2,4 mm.

Figura 39 – Curva granulométrica dos componentes da matriz de ECC



Fonte: Adaptado de Lepech e Li (2008).

Projetar o ECC para que atenda uma classe de consistência pré-definida exige estudos experimentais e conhecimento sobre a reologia da mistura. Os maiores

desafios no processamento do ECC estão na dispersão uniforme das fibras pela matriz.

Os teores de adição praticados convencionalmente nestes compósitos são próximos a 2%, em volume. Nestas concentrações, caso a matriz não favoreça a dispersão dos reforços durante o processo de mistura, haverá a formação de grumos de fibras. Estas falhas de dosagem prejudicam severamente suas propriedades no estado endurecido. Além de reduzir as resistências e deformações potenciais, a má dispersão dos reforços aumenta o coeficiente de variação dos resultados, o que gera indefinições quanto ao seu comportamento estrutural.

Para desenvolver um ECC que atinja o comportamento *deflection-hardening* e *strain-hardening*, podem ser empregados modelos teóricos que auxiliam na definição do volume mínimo de fibras, como os de Bentur e Mindess (2007). Para tanto, é crucial conhecer as propriedades das três fases do ECC. A validação destas propriedades também é realizada por meio de ensaios específicos. Desta forma, este item trata dos procedimentos necessários para a produção e dosagem do ECC, bem como os seus principais materiais constituintes.

#### 2.1.6.1 Insumos para confecção do ECC

Os insumos utilizados para a produção do ECC são semelhantes aos empregados na produção de argamassas, porém em proporções mais ricas (WANG, S.; LI, 2007). A constituição básica do ECC é dividida em aglomerantes hidráulicos, agregados, aditivos e as fibras. O ECC de consistência plástica ou fluída deve apresentar coesão entre os componentes da matriz e fibras. Além deste requisito, o tempo de manutenção da consistência também é um fator relevante, principalmente em concretagens nos canteiros de obras (FISCHER; WANG; LI, 2003).

Os aglomerantes podem ser adicionados de maneira isolada, com apenas o cimento, ou combinada, havendo o cimento e um percentual de materiais cimentícios suplementares. A escolha do tipo de cimento a ser empregado dependerá das finalidades definidas pelo projetista, podendo adquirir maiores resistências nas idades iniciais e/ou maior fluidez. Todavia, ainda não há pesquisas que investiguem o impacto do tipo de cimento no estado fresco do compósito, apenas na sua resistência à compressão e à tração (LI, M.; LI, V., 2011; LI, V.; WANG, 2006).

As proporções de material pozolânico são próximas ou até superiores às do cimento (RANADE *et al.*, 2017). A cinza volante é um dos materiais pozolânicos mais empregados no ECC e, quando adicionado em teores maiores que 25% em relação à massa de cimento, pode-se caracterizar o compósito como um *high volume fly ash* (HVFA) ECC (MINDESS; YOUNG; DARWIN, 2003; ZHU *et al.*, 2014). No entanto, há poucos estudos que avaliam o comportamento da mistura com outras adições, como a sílica ativa, metacaulim, cinza de casca de arroz, entre outros (ALYOUSIF, 2016; WANG, Q. *et al.*, 2020).

No caso do uso de cinza de casca de arroz (CCA) como material cimentício suplementar para produção de ECC, Costa (2015) e Righi (2015) iniciaram as pesquisas no Brasil. Os estudos apresentaram os resultados referentes ao comportamento mecânico e durabilidade do ECC com teores de concentração variados de CCA, partindo de um conceito mais sustentável, no qual se admite uma matriz de menor resistência para que as emissões de CO<sub>2</sub> na atmosfera sejam diminuídas.

Os materiais pozolânicos, além de reduzirem o consumo de cimento, que inicialmente atingia valores próximos a 1000 kg/m<sup>3</sup>, proporcionam uma matriz fluida que auxilia na dispersão dos reforços (ALI; SOLIMAN; NEHDI, 2017; HUANG, X. *et al.*, 2013; WANG, S.; LI, 2007). No entanto, estas aferições são dependentes da granulometria do material. Pesquisas que replicam traços de ECC de outros países sofrem com a diferença dos insumos disponíveis na região, necessitando de adequações que viabilizem a concepção do ECC.

O controle no estado fresco do ECC é feito por meio dos aditivos químicos superplastificantes (KONG; BIKE; LI, 2006). Estes atuam nas partículas de cimento suspensas na água da mistura como dispersantes eletrostático. Ou seja, possibilitam a formação de uma película na superfície do grão de cimento de carga negativa para proporcionar o afastamento destas partículas (ZHANG, Z.; ZHANG, Q., 2018).

As fibras poliméricas adicionadas no ECC, normalmente, possuem baixo módulo de elasticidade, quando comparadas às de vidro e aço (MENG, D. *et al.*, 2017). Além desses, o alongamento à tração é alto. Com a combinação destas características do reforço e a tenacidade da matriz, é possível acionar o funcionamento do mecanismo micromecânico (FISCHER; WANG; LI, 2003).

A fibra polimérica tende a exercer a função de ponte de transferência de tensões e acaba absorvendo os esforços, devido a sua elasticidade e não

sobrecarrega a zona de interface fibra-matriz. Para o emprego de fibras com elevado módulo de elasticidade, como as de aço, aumenta-se o potencial de rompimento na interface, por isso a escolha por fibras poliméricas (DING *et al.*, 2018). Em compósitos sem adição de fibras hidrofílicas, normalmente, a interface é o ponto ruptura. A Tabela 4 apresenta as propriedades de fibras poliméricas com potencial de adição em ECC.

Tabela 4 – Propriedades dos materiais de reforço

<i>Composto</i>	<i>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</i>	<i>Módulo de elasticidade (GPa)</i>	<i>Resistência à tração (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>
<i>Acrílico</i>	1,18	14 - 19,5	400-1000	3,0
<i>Náilon</i>	1,14	4,1 - 5,2	750-1000	16-20
<i>Poliéster</i>	1,40	8,0	700-870	11-13
<i>PVA</i>	1,30	39,0	1600	6-7
<i>Polietileno</i>	0,92 - 0,96	5,0	80-600	3-100
<i>Polipropileno</i>	0,90 - 0,95	3,5 - 10	450-760	15-25

Fonte: Adaptado de Bentur e Mindess (2007, p. 3).

A confecção das fibras poliméricas pode ser feita em escalas micrométricas, fornecendo fios com diâmetros de até 30  $\mu\text{m}$ . Devido ao diâmetro micrométrico e elevado fator de forma, o número de fibras por centímetro quadrado que cruzam o plano de ruptura do ECC é de até 2000 unidades (LI, V., 2019), conforme apresentado na Figura 40. Com este número de reforços, há maior potencial de atenuação dos esforços e ocorrência da falha em outros pontos da matriz, estimulando a multifissuração (RANADE; LI; HEARD, 2015).

Figura 40 – Distribuição das fibras na seção de ruptura



2% fibras de PE



2% fibras de aço

Fonte: Elaborada pelo autor.



Além das propriedades físicas do reforço, deve ser definida a contribuição deste material à interface fibra-matriz. Deste modo, é necessário que o reforço apresente uma resistência de aderência à matriz, que pode ser física (atrito/fricção -  $\tau_0$ ) ou química (aderência -  $G_d$ ), sendo os valores apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 – Valores característicos de  $\tau_0$  e  $G_d$  de diferentes fibras poliméricas em pasta cimentícia

<i>Parâmetros de interface</i>	<i>PVA</i>	<i>PET</i>	<i>PP</i>	<i>POL</i>	<i>PE</i>
$\tau_0$ (MPa)	1,52 – 3,5	0,64 - 0,80	0,10 - 1,02	0,20 – 1,80	0,5
$G_d$ (J/m <sup>2</sup> )	1,10	0,005 – 1,24	0	0	0

Fonte: Li, V. (2019), Lhoneux *et al.* (2002), Rathod e Patodi (2010), Yu, J. *et al.* (2015, 2018) e Zhang, Z., Ding e Qian (2019).

#### 2.1.6.2 Determinação do volume crítico de fibras

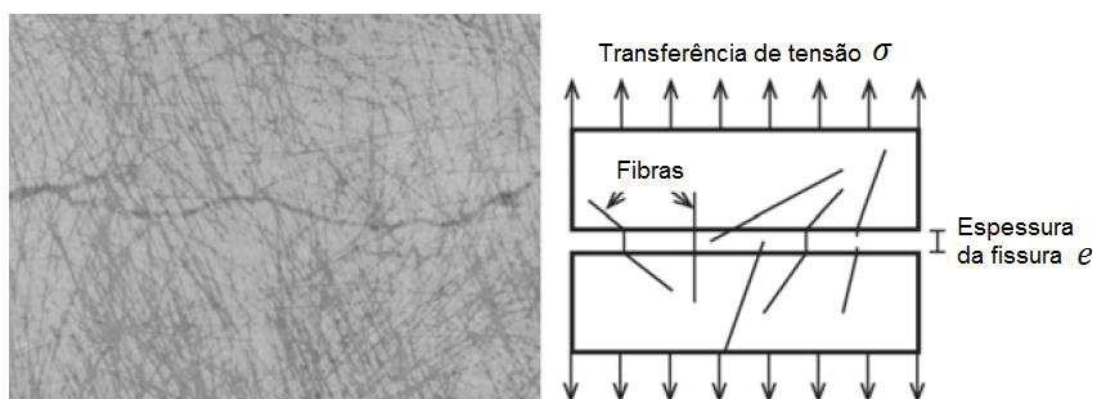
Determinar os teores críticos de fibra para o ECC é um procedimento complexo, dependente das propriedades físicas e das alterações que estes podem provocar nos compósitos (LI, V.; KANDA, 1998; LI, V. *et al.*, 2002; YANG, E.; LI, 2010). Devido à falta de informações, muitas dosagens de ECCs são realizadas empiricamente, partindo de testes experimentais (MAALEJ; LI, 1994; ZHANG, Q.; LI, 2015). Normalmente, os teores praticados permanecem próximos a 2%. A fim de evitar o método de tentativa e erro, há modelos teóricos que possibilitam estimar o teor crítico e mínimo de fibras aplicadas em matrizes cimentícias (CAO; LI, 2018; PAKRAVAN; JAMSHIDI; LATIFI, 2016; ZHOU *et al.*, 2012).

Bentur e Mindess (2007) apresentaram um modelo teórico de previsão do volume mínimo de fibras para desenvolvimento de ECCs embasado nos dois comportamentos que fundamentam esses compósitos: *deflection-hardening* e *strain-hardening*.

Dimensionar o ECC para que atenda aos requisitos de *deflection-hardening* é garantir que este apresentará maleabilidade, denominado *bending* na literatura internacional. Segundo Li, V. (2019), aplicar os modelos para *deflection-hardening* é o procedimento mais adequado quando estão sendo desenvolvidos compósitos com reforços poliméricos de baixo módulo de elasticidade, reduzida resistência de aderência fibra-matriz e taxas de alongamento superiores a 10%.

As fibras controlam a propagação da espessura das fissuras no ECC. A profundidade de ancoragem e o ângulo de inclinação do reforço ( $\phi$ ) com a fissura devem ser considerados nos modelos teóricos. Para o melhor aproveitamento do reforço, este deve estar perpendicular ao plano da ruptura e com profundidade de embutimento igual a  $l/2$ . Todavia, esta situação nem sempre acontece nos programas experimentais, como mostra a Figura 41.

Figura 41 – Dispersão e orientações das fibras em um plano de ruptura no ECC



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 24).

A inclinação das fibras reduz sua contribuição à matriz, principalmente, na restrição de abertura da fissura. Deste modo, o efeito geométrico é descrito como  $\rho(\phi)$  e representa a probabilidade de acontecer variações no ângulo de inclinação dos reforços. Associado ao  $\rho(\phi)$ , tem-se o fator de eficiência das fibras, que varia de 0 a 1. Quanto mais próximo de 0, menores são as contribuições dos reforços à matriz e maior é a quantidade de fibras necessárias para que o desempenho desejado seja atingido.

Para que os resultados do modelo teórico sejam representativos, deve-se conhecer as propriedades mecânicas dos reforços, da matriz cimentícia e da interface. Como propriedade mecânica da matriz, é necessário indicar sua resistência à tração ( $\sigma_{mu}$ ) em uma idade específica. Segundo Bentur e Mindess (2007), é importante conhecer este valor, pois é a partir desta tensão que os reforços são ativados no ECC. Teoricamente, quanto maior a tensão, maior será a energia a ser absorvida pelos reforços pós-fissuração. Caso contrário, pode ocorrer o arrancamento ou ruptura prematura do reforço.

Os dados de entrada do reforço para inserção no modelo são: o fator de forma ( $l/d$ ), relação entre o comprimento ( $l$ ) e diâmetro ( $d$ ), e sua resistência de aderência

com a matriz ( $\tau_0$ ). Além das características inerentes aos materiais que constituem o ECC, é necessário utilizar coeficientes já estabelecidos por Bentur e Mindess (2007). Um destes coeficientes é o  $k$ , que varia entre 0,33 e 1, devido ao momento de resistência à flexão no estágio pós-fissuração, podendo exceder em até 3 vezes o momento de resistência no instante de formação da primeira fissura.

O  $\alpha_1$  é o coeficiente que representa o vínculo de mobilização da fibra na primeira fissura da matriz. Já o  $\alpha_2$  é o coeficiente de orientação da fibra na matriz intacta. O  $\lambda_1$  é o fator relacionado à probabilidade de arrancamento da fibra, sendo fixado em 0,25. O  $\lambda_2$  é o fator de eficiência da orientação das fibras no estado fissurado e  $\lambda_3$  é um fator de redução, que considera o arrancamento das fibras pela unidade de área da seção de ruptura. Assim, para determinar o volume mínimo de fibras a um ECC para *deflection-hardening* utiliza-se a Equação 2.

$$V_{f_{\min, \text{deflexão}}} = \frac{k}{k + \left(\frac{\tau}{\sigma_{mu}}\right) \cdot \left(\frac{l}{d}\right) \cdot (\lambda_1 \lambda_2 \lambda_3 - k \alpha_1 \alpha_2)} \quad \text{Equação 2}$$

O modelo teórico de previsão ao atendimento do comportamento *deflection-hardening* no ECC é dependente dos dados de entrada e das suas validações. As validações devem ocorrer, tanto no compósito já dosado quanto nos reforços empregados, uma vez que as propriedades geométricas ( $l/d$ ) e de aderência da fibra ( $\tau_0$ ) são determinantes no modelo de Bentur e Mindess (2007).

As contribuições das fibras para o funcionamento micromecânico do ECC dependem das propriedades mecânicas e físicas do reforço, como seu módulo de elasticidade, comprimento, fator de forma, resistência à tração e resistência de aderência ( $\tau_0$ ) à matriz. Havendo a aderência química, os teores de fibras podem ser reduzidos, visto que a troca de esforços tende a ser mais eficiente. Todavia, para reforços sem essa interação, uma das únicas alternativas é aumentar o seu consumo em relação às fibras com aderência química ou diminuir a qualidade da matriz cimentícia.



### 2.1.6.3 Dosagem da matriz de ECC

O ECC pode ser produzido para que atenda a diferentes níveis de consistência, que variam de plásticos aos autoadensáveis. No entanto, a maioria das aplicações exige que o ECC apresente consistência semelhante aos concretos convencionais, obtendo um abatimento, ou que tenha características autoadensáveis, apresentando espalhamento. A Tabela 6 apresenta algumas proporções já estudadas ao ECC.

Tabela 6 – Proporção dos componentes (em massa) concebidos ao ECC

<i>Mistura</i>	<i>Cimento</i>	<i>Pozolana</i>	<i>Areia fina</i>	<i>a/agl</i>	<i>Fibras (em volume)</i>	<i>Aditivo Superp.</i>
Kamada e Li (2000)	1,0	0,5	0,0	0,28	1,5%	3,00%
Fischer, Wang e Li (2003)	1,0	1,2	0,8	0,25	2,0%	1,20%
Wang, S. e Li (2007)	1,0	1,1	1,4	0,31	2,0%	1,50%
Huang, X <i>et al.</i> (2013)	1,0	1,3	0,9	0,28	2,0%	1,80%
Pourfalah (2018)	1,0	1,8	0,6	0,29	2,0%	1,00%
Al-Gemeel e Zhuge (2018)	1,0	1,2	0,8	0,26	2,0%	0,55%
Li, V. (2019)	1,0	0,2	0,6	0,33	2,0%	0,54%
	1,0	1,2	0,8	0,25	2,0%	1,20%
	1,0	0,8	1,2	0,32	2,0%	1,20%
Lepech e Li (2008)	1,0	1,2	1,4	0,27	2,0%	1,20%
	1,0	1,2	1,6	0,27	2,0%	1,20%
	1,0	0,8*	0,7	0,21	2,14%	1,76%
Ranade <i>et al.</i> (2017)	1,0	0,8*	1,0	0,21	2,14%	1,51%
Afey e Mahmoud (2014)	1,0	0,1*	0,6	0,27	1,32%	2,21%
Deng (2018)	1,0	0,2*	0,7	0,33	2,00%	2,00%
Qudah e Maalej (2014)	1,0	0,1*	0,0	0,35	2,00%	2,00%
Magalhães (2010)	1,0	1,2	0,8	0,32	2,00%	3,00%

\* sílica ativa

Fonte: Elaborada pelo autor.

Segundo Kim, J. *et al.* (2007), não existem proporções ideais que possam formular uma mistura que atenda todas as condições de aplicação, portanto, para cada caso, o ECC necessita de dosagens independentes.

O uso de misturas plásticas torna o processo de moldagem mais lento, pois há necessidade de utilizar vibração mecânica. As ações promovidas pelos vibradores no ECC melhoram seu comportamento à tração devido à tendência de alinhamento e orientação das fibras em razão das ondas de vibração (TURK; NEHDI, 2018). As misturas autoadensáveis apresentam fibras mais desorientadas, o que diminui sua eficiência, conforme apresentado por Li, V. (2019), mas aceleram o processo de moldagem.

É relevante processar a matriz do ECC em misturadores que viabilizem a dispersão uniforme das fibras pela mistura. Alguns fatores que podem dificultar o espalhamento do reforço pela matriz são o seu elevado fator de forma e teor de adição (ZHANG, J.; WANG; DING, 2018).

Fibras uniformemente dispersas são necessárias para que o ECC obtenha propriedades mecânicas robustas. Para tanto, a matriz deve ter menor índice de viscosidade possível. Não é recomendado utilizar teores baixos de  $a/a_{gl}$  no ECC por aumentar consideravelmente a viscosidade da pasta e dificultar a distribuição dos reforços. No entanto, Li, V. (2019) destaca que para um ECC autocicatrizante, o consumo de água deve ser dosado cuidadosamente para que o estado fresco da matriz não seja prejudicado, bem como no estado endurecido.

#### 2.1.6.4 Processos de mistura

Possibilitar a dispersão uniforme das fibras é um dos principais objetivos no processo de mistura do ECC. Como resultado, pode-se obter curvas de *tensão-deformação* que viabilizam a aplicação do compósito em sistemas estruturais, já que as fibras são mais eficientes quando se encontram em condições de distribuição homogênea. Este resultado é o reflexo de uma sequência adequada de mistura dos materiais.

Não há normatização para o processamento do ECC no estado fresco. Porém, há recomendações e estudos que investigam a sequência de mistura e, conseqüentemente, a melhoria dos resultados mecânicos (LI, V. *et al.*, 2004; YANG, E. *et al.*, 2009; ZHOU *et al.*, 2012). Dentre os procedimentos existentes, o estabelecido por Wang, S. e Li (2007) é considerado um dos mais aplicados para mistura do ECC. Além de Wang, S. e Li (2007), Lepech e Li (2009) especificam que estas etapas de mistura aplicam-se, tanto para centrais de grande volume quanto para pequenos misturadores. A Figura 42 apresenta o fluxo de mistura considerado padrão ao ECC.

Figura 42 – Sequência tradicional de mistura dos insumos na produção do ECC



Fonte: Adaptado de Wang, S. e Li (2007, p. 235).

As etapas de processamento podem ser adaptadas para situações em escala real, nas quais a homogeneização do ECC é feita em caminhões betoneira. Lepech e Li (2009) adequaram o modelo e os tempos de mistura (ver Tabela 7) para a execução das juntas de ligação entre tabuleiros de pontes e viadutos no Japão. Neste caso, a resistência à tração do ECC aos 28 dias foi de 4 MPa e a capacidade de deformação foi de 2%, o que atendia os requisitos de projeto. Já a resistência à compressão foi de 68 MPa na mesma idade.

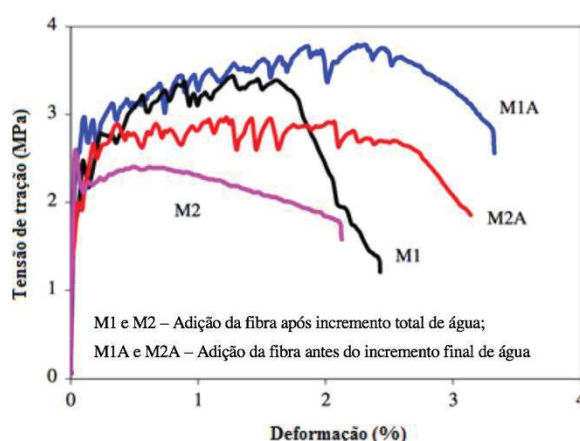
Tabela 7 – Sequência de mistura do ECC em caminhão betoneira

<i>Sequência</i>	<i>Atividade</i>	<i>Tempo (min)</i>
1	Adição de toda a areia	2
2	Adição de 90% da água e todo o aditivo superplastificante	2
3	Adição de toda a cinza volante	2
4	Adição de todo o cimento	2
5	Adição do restante da água	4
6	Mistura em alta rotação	5
7	Adição das fibras de PVA	2
8	Mistura em alta rotação	5

Fonte: Adaptado de Lepech e Li (2009, p. 1191).

Outros modelos de processamento foram desenvolvidos para a mistura do ECC, sendo um deles proposto por Zhou *et al.* (2012). Neste modelo, Zhou *et al.* (2012) definiram o momento ideal para adição dos reforços, com o intuito de provocar uma dispersão uniforme, orientação pré-definida e, conseqüentemente, um compósito com resistências potenciais mais estáveis. A relação  $a/a_{agl}$  utilizada por Zhou *et al.* (2012) foi de 0,30. Neste modelo, considera-se que as fibras já estão aderidos à pasta cimentícia e não tendem a se movimentar livremente pela matriz, como acontece no procedimento proposto por Wang, S. e Li (2007). A influência na ductilidade do ECC devido ao ajuste na sequência de mistura pode ser constatada na Figura 43. Na pesquisa foi verificado que a inserção das fibras, após a última fração de água, causou a redução da capacidade de deformação do ECC.

Figura 43 – Impacto da sequência de mistura dos ECCs no comportamento à tração



Fonte: Adaptado de Zhou *et al.* (2012, p. 345).

Nota: M1A: compósito com relação  $a/a_{agl}$  0,30 e consumo de cimento de 360 kg/m<sup>3</sup>; M2A: compósito com relação  $a/a_{agl}$  0,35 e consumo de cimento de 330 kg/m<sup>3</sup>.

Zhou *et al.* (2012) expuseram que a adição dos reforços deve ser a penúltima etapa do processo de homogeneização, quando a consistência da matriz permite uma distribuição controlada dos reforços sem movimentações aleatórias. Isto acontece, pois as fibras necessitam de um esforço maior de cisalhamento para que percam a orientação original (YANG, E. *et al.*, 2009). Após a inclusão dos reforços, adiciona-se o restante da água para fornecer a consistência desejada.

Os processos de mistura praticados na produção do compósito impactam diretamente no seu desempenho mecânico do ECC devido ao potencial de dispersão dos reforços pela matriz. Cabe ao desenvolvedor determinar o processo de mistura

mais adequado para a aplicação (ECC autoadensável ou normal) desde que as perdas de resistência sejam mínimas, bem como o coeficiente de variação.

#### 2.1.6.5 Validação das propriedades no estado fresco

A consistência final do ECC está relacionada às características da sua matriz. As manipulações feitas na matriz podem transformar a consistência do ECC em plástica ou fluída (KONG; BIKE; LI, 2006; SOLTAN; LI, 2018). A deformabilidade da matriz no estado fresco pode ser quantificada pelo índice de consistência ( $\Gamma$ ).

Por meio deste ensaio, é possível prever o mecanismo de dispersão dos reforços pela matriz cimentícia (TOSUN-FELEKOĞLU *et al.*, 2017). Parâmetros como o tipo de fibra e a energia de cisalhamento aplicada no processo de mistura impactam nas propriedades reológicas do ECC. No entanto, a viscosidade da matriz é um dos principais aspectos a serem ponderados. Segundo Li, V. (2019) e Mendes, Bauer e Silva (2017), uma matriz mais viscosa necessita de um esforço maior de cisalhamento para a separação das fibras na mistura em relação a uma menos viscosa.

A expressão matemática que determina o  $\Gamma$  do compósito é apresentada pela Equação 3, sendo  $D_m$  a média aritmética das diagonais e  $D_0$  o diâmetro da abertura inferior do molde tronco cônico. Além de determinar o  $\Gamma$  dos compósitos, pode-se determinar a área relativa de espalhamento ( $G_c$ ) da matriz de ECC com base no modelo definido por Mehdipour e Khayat (2017). Com isso, utiliza-se a Equação 4 para a determinação da área relativa de espalhamento dos compósitos. Tanto o  $\Gamma$  quanto  $G_c$  podem ser utilizados para validação do compósito final, e não apenas da matriz sem fibras. Muñoz Rodríguez (2018) especificou equação semelhante à do  $\Gamma$ , porém determinou o resultado como fator A.

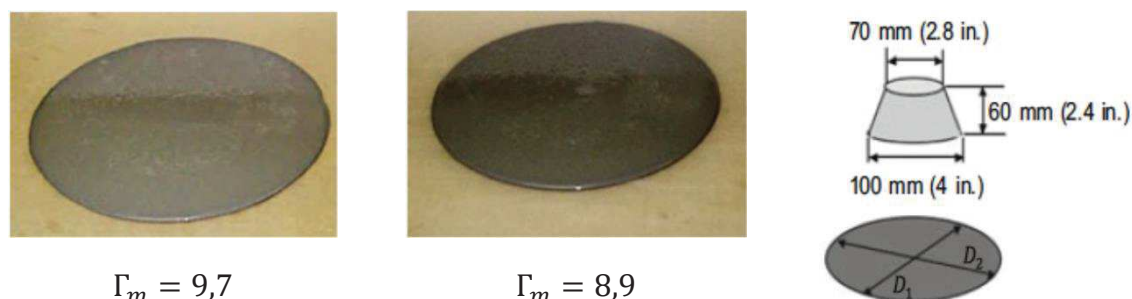
$$\Gamma = \frac{(D_m - D_0)}{D_0} \quad \text{Equação 3}$$

$$G_c = \left( \frac{D_m^2}{D_0} \right) - 1 \quad \text{Equação 4}$$

Quanto maior for o índice de consistência, mais fluído será o compósito. Para a área relativa de espalhamento ( $G_c$ ), interpreta-se da mesma forma. O aspecto de

duas matrizes cimentícias para produção de ECC é apresentado na Figura 44, bem como o as dimensões do molde tronco-cônico utilizado no ensaio.

Figura 44 – Índice de consistência da matriz ( $\Gamma_m$ ) de ECC e molde tronco-cônico para ensaio



Fonte: Li, V. (2019, p. 77).

Para valores de  $\Gamma_m$  entre 8 e 12, pode-se considerar que o ECC terá propriedades autocompactantes (LEPECH; LI, 2007). Para  $\Gamma_m$  abaixo de 8, considera-se que o ECC terá consistência plástica e necessitará de vibração na aplicação (CAO; LI, 2018; DING *et al.*, 2008; LI, V. *et al.*, 2004; SAHMARAN; YURTSEVEN; YAMAN, 2005). O aspecto de um ECC de consistência fluida e plástica é apresentado na Figura 45.

Figura 45 – Aspecto do ECC após finalização das etapas de mistura



ECC normal (consistência plástica)



ECC autoadensável (consistência fluida)

Fonte: Lepech e Li (2006, p. 127) e Muñoz Rodríguez (2018, f. 95).

Considerar as propriedades da matriz no estado fresco é um dos processos mais importantes na concepção do ECC, visto que sua reologia é alterada após a inserção dos reforços. No caso das fibras hidrofílicas, como PVA, a água presente na matriz tende a provocar a lubrificação da superfície dos reforços devido à presença das hidroxilas. Assim, a dispersão é facilitada sem a necessidade de ajustes relevantes na matriz. Entretanto, fibras hidrofóbicas, como PP e PE, não têm a



formação da camada lubrificada, que é formada pela interação de hidroxilas com a água, e necessitam de ajustes na matriz para favorecer sua dispersão. Caso os ajustes não sejam possíveis, deve-se elevar a energia no processo de homogeneização do compósito (YANG, E. *et al.*, 2009).

## 2.2 MECANISMOS DE AUTOCICATRIZAÇÃO APLICÁVEIS AO ECC

O ECC é considerado um compósito cimentício multifuncional (LI, V., 2019). Além das contribuições mecânicas aos sistemas estruturais, tem a capacidade de autolimpeza e a autocicatrização. Quando estas funções são consideradas na concepção do compósito, asseguram-se condições para que as construções conservem seu desempenho por mais tempo.

A função de cicatrização em um ECC possibilita o prolongamento no tempo de serviço do conjunto, no qual, teoricamente, são necessárias poucas intervenções durante a vida útil. Em um ECC autocicatrizante ocorrem processos físicos e químicos que corrigem automaticamente os danos na sua estrutura. Isto leva a uma simplificação dos custos no ciclo de vida do material (ZHANG, Z.; ZHANG, Q.; LI, 2019).

Em compósitos cimentícios não reforçados, a formação das fissuras é instável, assumindo formas geométricas diversificadas, bem como espessuras variáveis. Então, além destas anomalias diminuírem a capacidade portante do material, fornecem caminhos preferenciais para a entrada de agentes agressivos (VAN BREUGEL, 2007; LI, V., 2019).

Dadas as devidas limitações, os compósitos cimentícios têm a capacidade de colmatar poros e fissuras (FERRARA *et al.*, 2018). As funções de autorreparação são classificadas como autorregeneração (*self-healing*) e autocicatrização (*self-repairing/recovering*). Classifica-se um compósito cimentício autorregenerante aquele que possui a capacidade de selar as fissuras e recuperar suas propriedades mecânicas iniciais. Já os autocicatrizantes caracterizam-se apenas pelo fechamento das fissuras.

Estudos são desenvolvidos para melhorar o entendimento sobre o mecanismo de cicatrização e regeneração das matrizes cimentícias em condições diversas de exposição, além de investigar as contribuições de diferentes agentes de cicatrização (PACHECO, 2020). Algumas linhas de pesquisa determinam o potencial de

cicatrização de matrizes cimentícias com a adição de microtubos de vidro contendo produtos químicos poliméricos (LI, V.; LIM; CHAN, 1998; VAN TITTELBOOM *et al.*, 2011, 2016), encapsulamento de bactérias (JONKERS *et al.*, 2010; WANG, J. *et al.*, 2017), agentes químicos expansivos (HELENE *et al.*, 2018; NEVERKOVICA; KORJAKINS, 2015) e adições pozolânicas (PACHECO, 2020).

No ECC, muitos destes agentes ainda não foram pesquisados ou estão em fase inicial de estudo, sendo este o caso das soluções bacterianas, catalisadores cristalinos e das superpozolanas (RICHARD; KRITHIKA, 2019; SISOMPHON; COPUROGLU; KOENDERS, 2013; ZHANG, Z.; DING; QIAN, 2019). Por outro lado, entende-se que, independente do agente, o mecanismo químico da cicatrização no ECC ocorre de maneira semelhante ao concreto. Logo, o que diferencia o potencial de cicatrização entre estes compósitos é a forma de fissuração. No ECC as fissuras têm espessura média de até 100  $\mu\text{m}$ , consideradas baixas para um material cimentício. Ou seja, os resultados de cicatrização do concreto e ECC são dependentes da largura das suas fissuras.

As fissuras em concretos convencionais necessitam da geração de volumes maiores de produtos de cicatrização para colmatação da abertura em relação aos de um ECC. Além das variações que a espessura das fissuras provoca na cicatrização, as condições ambientais, na qual o compósito está submetido, também causam alterações nos resultados. Há pouca informação sobre a robustez do ECC autocicatrizante, sendo uma característica exigida em situações reais (YILDIRIM *et al.*, 2015), tal como ciclos de molhagem e secagem (MS), que simulam períodos chuvosos.

Segundo Li, V. e Herbert (2012), os critérios especificados para que um compósito cimentício com cicatrização robusta são: a conservação do produto precipitado, dispersão pela matriz, qualidade, versatilidade e repetibilidade de ocorrências. Para avaliar a qualidade da cicatrização, pode-se realizar análises visuais (microscópios), químicas (EDS), físicas (permeabilidade à água ou ultrassonografia) e até mecânicas (resistência à tração e módulo de elasticidade).

A autocicatrização proporciona um grau maior de recuperação às estruturas danificadas, dentro dos estados-limites especificados em projeto. Deste modo, investigar o comportamento de ECC autocicatrizantes torna-se conveniente para a produção de estruturas mais resilientes, duradouras e sustentáveis.



### 2.2.1 Tipos de autocicatrização na matriz cimentícia e seus mecanismos

O surgimento de fissuras é considerado um fenômeno inerente aos compósitos cimentícios e, muitas vezes, inevitável em uma edificação (MEHTA; MONTEIRO, 2014; COMBRINCK; STEYL; BOSHOF, 2018). Porém, em sistemas estruturais, deve-se ter ciência de que através das fissuras o desempenho do conjunto pode ser prejudicado, principalmente, os reforços suscetíveis à corrosão (XI; YANG, 2017).

Na maioria dos casos, a reparação de fissuras em estruturas de concreto armado é feita manualmente. Essa prática eleva os custos de manutenção das edificações, causando desconforto aos profissionais e usuários do imóvel (CARMONA FILHO; CARMONA, 2013). Há situações que a selagem manual das fissuras é inviável, pelo fato de estarem em locais de difícil acesso. Devido a esta limitação operacional, o conjunto continua sendo agredido, principalmente, quando em contato com íons cloretos (GJØRV, 2015; HELENE *et al.*, 2018). Cabe então desenvolver a função de autocicatrização nestes compósitos cimentícios (DRY, 1994, 2000; TAN *et al.*, 2016).

Os primeiros desenvolvimentos na cicatrização de matrizes cimentícias surgiram há mais de 50 anos (TAKAGI, 2013; WHITE *et al.*, 2001). Desde então, estudos vêm apresentando sua funcionalidade aos compósitos cimentícios com o uso de aditivos químicos, cápsulas reparadoras, pozolanas, soluções bacterianas, soluções químicas, entre outros agentes (DRY, 2000; FERRARA *et al.*, 2017; HELENE *et al.*, 2018; HUNG; SU, Y.-F.; SU, Y.-M., 2018; LUO; QIAN; LI, 2015; WANG, J. *et al.*, 2014a). No ECC, as linhas de pesquisa referentes à autocicatrização iniciaram há 10 anos, restringindo-se, inicialmente, às validações por meio dos materiais pozolânicos.

Os compósitos à base de cimento possuem, por si só, a função de autocicatrização (NEVILLE, 2016). A autocicatrização pode ser dividida em dois métodos, o autógeno e autônomo (DRY, 2000; JEFFERSON *et al.*, 2010; WHITE *et al.*, 2001). A cicatrização autógena ocorre por meio de agentes que exercem mais de uma função na matriz cimentícia, como as pozolanas (ALGHAMRI; KANELLOPOULOS; AL-TABBAA, 2016). Estas são, muitas vezes, adicionadas para diminuição do consumo de cimento, ganho de resistência ao longo do tempo e podem atuar como agente principais de cicatrização na matriz (VAN TITTELBOOM; DE BELIE, 2013).

A cicatrização autógena ocorre naturalmente nos compósitos cimentícios, porém são sensíveis às condições de cura e disponibilidade de produtos de hidratação (TENG *et al.*, 2014). No caso de matrizes sem adições pozolânicas, a velocidade de cicatrização é menor (SHIVAM *et al.*, 2017; VINKLER; VÍTEK, 2017). Por este motivo, muitas vezes, pesquisadores adotam o uso de materiais cimentícios suplementares, como é o caso do ECC. Geralmente, os produtos formados na cicatrização autógena restringem-se ao C-A-S-H e  $\text{CaCO}_3$ , este último mais próximo da superfície da fissura. Como a autocicatrização autógena é dependente dos processos químicos de hidratação contínua dos aglomerantes, a variabilidade de resultados é inerente para cada matriz (AHN; KISHI, 2010; ROIG-FLORES *et al.*, 2015; TAKAGI, 2013).

A cicatrização autônoma é dependente de agentes que atuam apenas na cicatrização (DRY, 1996; GUPTA; PANG; KUA, 2017; HELENE *et al.*, 2018; VAN TITTELBOOM; DE BELIE, 2013). Como exemplos, há as soluções bacterianas e os catalisadores cristalinos (DE BELIE; WANG, 2016; SISOMPHON; COPUROGLU; KOENDERS, 2012). Dentro deste grupo, Gupta, Pang e Kua (2017) afirmam que há dois mecanismos de cicatrização possíveis, a cicatrização vascular e por encapsulamento. Os produtos da cicatrização gerados nestes mecanismos são  $\text{CaCO}_3$  e C-S-H (NEVILLE, 2016).

A autocicatrização vascular ocorre com o auxílio de um sistema constituído por pequenos tubos interconectados, que formam redes internas capazes de dispersar o produto cicatrizante pelo compósito. O produto de cicatrização nestes canais de irrigação pode ser recarregado quando consumido, o que não ocorre nos sistemas autógenos (DAVIES *et al.*, 2015). No entanto, o sistema de cicatrização vascular é dependente de uma manutenção externa, não atuando por si só (VIJAY; MURMU; DEO, 2017).

Já a autocicatrização por encapsulamento é caracterizada quando há a inserção do agente de cicatrização em agregados leves ou materiais de porosidade compatível, a fim proteger ou conservar o agente. Até que não aconteça a ruptura da cápsula, trocas de pH ou mudanças no teor de umidade, os agentes químicos permanecem em repouso. Caso contrário, liberam-se e proporcionam a selagem das fissuras por meio das reações químicas com ou sem o consumo de componentes da matriz (ALGHAMRI; KANELLOPOULOS; AL-TABBAA, 2016; TAN *et al.*, 2016)

Um dos produtos da cicatrização que tem maior volume é o  $\text{CaCO}_3$ . Este composto mineral é gerado pelos microrganismos encapsulados na matriz ou pela

carbonatação da portlandita. Na carbonatação, o dióxido de carbono do ar dissolve-se na água e forma o ácido carbônico ( $H_2CO_3$ ), que reage com o  $Ca(OH)_2$  presente nos poros da matriz (MEHTA; MONTEIRO, 2014). Por meio deste produto, é possível aumentar o potencial de cicatrização dos compósitos, mas dependerá de outros fatores, como a cura e disponibilidade de reagentes (VAN TITTELBOOM; DE BELIE, 2013).

Normalmente, a cicatrização autônoma possui um custo financeiro mais elevado (VAN TITTELBOOM; DE BELIE, 2013). Por outro lado, é capaz de colmatar fissuras com espessura de até  $400 \mu m$ , no caso dos catalisadores cristalinos, e  $1000 \mu m$  em soluções bacterianas (HELENE *et al.*, 2018; GRIBNIAK; KAKLAUSKAS; BACINSKAS, 2008; LUO; QIAN; LI, 2015). No entanto, quanto maior a fissura a ser selada, maiores as dificuldades para que o compósito tenha suas propriedades mecânicas recuperadas (HILLOULIN *et al.*, 2016). Com isso, é importante haver um controle de fissuração da matriz, como é o caso do ECC.

As investigações envolvendo o impacto das condições ambientais na cicatrização do ECC são realizadas por meio da saturação por imersão em água, saturação por exposição à umidade do ar, secos ao ar e expostos aos ciclos de molhagem e secagem. De acordo com Li, V. (2019) e Yildirim, Sahmaran e Ahmed (2015), a realização dos ciclos de molhagem e secagem representam melhor as condições reais de exposição das estruturas, principalmente, simulando as ações dos ciclos pluviométricos.

Deste modo, a investigação da cicatrização dos ECC deve ocorrer em duas condições, no mínimo. Uma delas é em ambientes saturados com água, que favorecem a ocorrência do fenômeno e a determinação do potencial de cicatrização do ECC. A outra é em exposição aos ciclos molhagem e secagem por representar a realidade.

A Tabela 8 apresenta as pesquisas que avaliaram o potencial de cicatrização e regeneração de compósitos cimentícios submetidos a ciclos de molhagem-secagem (MS).

Tabela 8 – Pesquisas relacionadas à cicatrização e regeneração de compósitos cimentícios em ciclos de molhagem-secagem (MS)

Autores	Período de análise	Duração ciclo		Número de ciclos	Condições na secagem
		Molhagem	Secagem		
Krelani (2015)	3 meses	7 dias	7 dias	6	20 °C 50% UR
Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018)	12 meses	3 dias	4 dias	52	3 a 31 °C 46 a 84% UR
Wang, J. <i>et al.</i> (2014a)	3 meses	16 h	8 h	90	20 °C 60% UR
Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2013)	1 mês	12 h	12 h	30	23 °C 60% UR
Mehdipour, Zoughi e Khayat (2018)	3 meses	4 dias	3 dias	13	22 °C 50% UR
Ferrara <i>et al.</i> (2017)	24 meses	4 dias	3 dias	104	20 °C 50% UR
Kan e Shi (2012)	1 mês	1 dia	1 dia	15	20 °C 50% UR
Fan e Li (2015)	3 meses	1 dia	1 dia	45	20 °C 50% UR
Tziviloglou <i>et al.</i> (2016)	2 meses	12 h	12 h	60	20 °C 60% UR
Snoeck <i>et al.</i> (2016)	1 mês	1 h	23 h	30	20 °C 60% UR
Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019)	1 mês	1 dia	1 dia	15	20 °C 40% UR
Yang, Y. <i>et al.</i> (2009)	1 mês	1 dia	1 dia	15	20 °C 60% UR
Liu, H. <i>et al.</i> (2019)	2 meses	12 h	12 h	60	20 °C 80% UR

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se, pelos dados das pesquisas em ECC, que não há uma padronização no tempo dos ciclos e condições de secagem. Para Yildirim *et al.* (2015), é importante estabelecer os parâmetros para realização dos ciclos de molhagem e secagem com base nas condições ambientais da região em que o compósito estará submetido, por isso a variabilidade entre as pesquisas.

Diferente das pesquisas com concreto convencional, o ECC ainda carece de estudos que avaliam a cicatrização e em outras condições de cura, principalmente, em ambientes agressivos. Em concretos, há verificações quanto à cicatrização em níveis elevados de CO<sub>2</sub> (câmaras de carbonatação), de íons cloreto (névoa salina),

variação do pH, em locais com elevada amplitude térmica, entre outros (PACHECO, 2020).

Nos itens a seguir são apresentados os mecanismos de autocicatrização envolvendo o ECC e outros compósitos cimentícios já desenvolvidos. Além desses, são apresentados novos mecanismos para possível aplicação ao ECC.

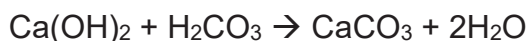
### 2.2.1.1 Autogênico pela utilização de pozolanas

A matriz do ECC é composta por concentrações elevadas de cimento e pozolana, representando até 70% do volume total de materiais. A relação  $^a/agl$  praticada no ECC permanece entre 0,22 a 0,30. Pode haver uma quantidade relevante de grãos de cimento não hidratados e partículas pozolânicas que não reagiram inicialmente no compósito (STUTZMAN, 2001). Assim sendo, no instante em que há a formação da fissura, esta permite a entrada de água e os processos de hidratação e atividades pozolânicas são continuados, gerando os cristais de C-S-H e C-A-S-H (ZAMPIERI, 1993).

Quando hidratado, o cimento forma, basicamente, dois produtos de hidratação, o C-S-H e o hidróxido de cálcio,  $Ca(OH)_2$ . O C-S-H é o principal composto relacionado à resistência mecânica da pasta de cimento, já o  $Ca(OH)_2$  é um cristal frágil, lixiviável e que contribui na manutenção do pH da pasta. Todavia, como benefício, o  $Ca(OH)_2$  é consumido pelo material pozolânico e geram-se cristais de C-A-S-H, favorecendo a cicatrização e ganhos de resistência aos compósitos, conforme a Equação 5. Ou seja, quanto mais  $Ca(OH)_2$  formado na hidratação do cimento, maior será sua disponibilidade para as reações dos agentes de cicatrização pozolânica (MEHTA; MONTEIRO, 2014).



Além dos produtos formados na hidratação do cimento e atividades pozolânicas, pode-se encontrar a presença de  $CaCO_3$  nas fissuras. Estes são formados por meio da carbonatação do hidróxido de cálcio, que é representada na Equação 6.



Equação 6

A Figura 46 indica a presença de  $\text{CaCO}_3$  ao longo da superfície de uma fissura em argamassa. A presença deste precipitado na superfície da fissura ocorre devido à exposição direta ao ar, favorecendo o acontecimento da carbonatação (DONG *et al.*, 2015; VAN BREUGEL, 2007). Já no interior da fissura há uma maior concentração de C-A-S-H, devido às reações da pozolana, e por ter menos contato com o ambiente externo (HUNG; SU Y.-F.; SU, Y.-M., 2018). No entanto, não é uma constante e pode variar conforme a condição de cura (FAN; LI, 2015).

Figura 46 – Presença de  $\text{CaCO}_3$  ao longo da superfície de uma fissura



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 380).

No ECC a cicatrização por pozolanas pode ocorrer em vários ambientes de exposição. Além dos ciclos de molhagem e secagem, foram verificados produtos gerados quando as amostras se encontravam submersas continuamente em água (YANG, Y.; YANG, E.; LI, 2011; YANG, Y. *et al.*, 2009). Ainda sobre as condições de cura, Ravitheja, Reddy e Sashidhar (2019) verificaram que a única situação que não provocou a formação de produtos de cicatrização foi a cura ao ar, devido à baixa disponibilidade de água para ativar as reações químicas.

Ao contrário do concreto convencional, no ECC é possível controlar a espessura das fissuras, que permanecem entre 20 e 100  $\mu\text{m}$  (HUNG; SU Y.-F.; SU, Y.-M., 2018; TERMKHAJORNKIT *et al.*, 2009). Fissuras com menores espessuras, naturalmente, apresentam maior percentual de cicatrização, como mostrou o trabalho realizado por (YANG, Y. *et al.*, 2009), havendo 100% de cicatrização das aberturas com até 50  $\mu\text{m}$  em cura úmida.

Sahmaran, Yildirim e Erdem (2013) analisaram a espessura máxima dos produtos de cicatrização de diferentes tipos de cinza volante (CV). Para amostras

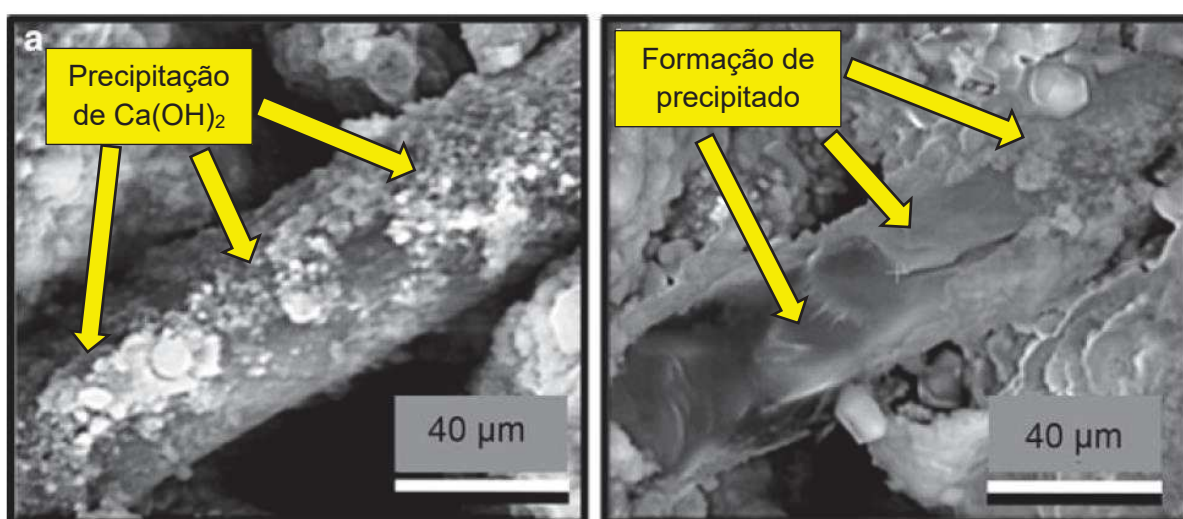


contendo CV de categoria F, o potencial máximo de cicatrização foi de 30  $\mu\text{m}$ . Para a categoria C, de 50  $\mu\text{m}$ . O maior potencial foi para amostras contendo E, com valores de, aproximadamente, 100  $\mu\text{m}$ . Ou seja, melhorando o índice de atividade pozolânica (IAP) destes materiais, pode-se cicatrizar fissuras de maior abertura, até mesmo em condições de cura por molhagem e secagem (FAN; LI, 2015; LIU, H. *et al.*, 2019).

O consumo de cinza volante para a produção de ECC desperta o interesse sustentável ao compósito, porém podem ser investigadas as contribuições de outros materiais pozolânicos com IAP maiores, como é o caso da sílica ativa (WANG, X. *et al.*, 2020). Além disso, a capacidade de dispersão dos grãos de sílica ativa pela matriz cimentícia é maior e mais homogênea quando comparada à cinza volante (RANADE *et al.*, 2017; ZHU *et al.*, 2014).

No ECC com fibras de PVA não são apenas os componentes da matriz e espessura da fissura que contribuem para a cicatrização. Uma das contribuições destas fibras é formação de barreiras físicas para a precipitação de materiais dentro da fissura, favorecendo a contenção de partículas. Outro fator das fibras de PVA é sua superfície hidrofílica ( $\text{OH}^-$ ), que estimula a formação de  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  (FAN; LI, 2015). Tanto barreira formada pelas fibras quanto as reações químicas na sua superfície estimulam as atividades pozolânicas, havendo a precipitação de novos produtos e, geralmente, aumentando as frentes de cicatrização, conforme apresentado na Figura 47.

Figura 47 – Constatação da precipitação de  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  sobre a superfície da fibra de PVA, utilizando a técnica de MEV



Fonte: Adaptado de Li, V. (2019, p. 384).

A formação dos produtos de cicatrização por meio das pozolanas é considerada lenta, quando comparada ao autônomo, porém são processos duradouros (CHEN, H. *et al.*, 2018). Nestas circunstâncias, Yang, Y. *et al.* (2009) avaliaram a cicatrização do ECCPVA ao longo do tempo em condições de molhagem e secagem. A fissuração dos exemplares foi feita por meio da tração uniaxial a uma taxa de deformação de 2,0%. Verificou-se que, além da cicatrização das fissuras, houve a reabilitação das propriedades mecânicas.

Estudos como Herbert e Li (2012) e Yildirim, Sahmaran e Ahmed (2015) também evidenciaram a cicatrização e formação de novas fissuras em ECC após 60 dias de análises, porém as amostras foram tensionadas até atingirem taxas de deformação de 0,5% e 1,0%. A autorregeneração também foi confirmada por Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2013) nos ensaios de na flexão.

Nos ensaios de tração após a cicatrização é comum surgirem novas fissuras, além da reabertura daquelas originadas inicialmente. A formação de novas fissuras está relacionada à qualidade do produto da cicatrização nas aberturas colmatadas e ao potencial de regeneração do compósito (QIU; TAN; YANG, 2016; SIAD *et al.*, 2017; TURK; NEHDI, 2018).

#### 2.2.1.2 Autônomo pelo emprego de soluções bacterianas

A incorporação de soluções bacterianas em matrizes de ECC ainda é pouco investigada. No entanto, os desenvolvimentos são mais comuns em concretos convencionais. Por se tratar de dois compósitos cimentícios, pode-se atribuir o mesmo comportamento físico-químico destas soluções no ECC e no concreto (FERRARA *et al.*, 2018; VAN TITTELBOOM; DE BELIE, 2013). Há inúmeras bibliografias que relatam o comportamento destes microrganismos em concretos, e é possível extrapolar estes resultados aos demais compósitos como fundamentação aos programas experimentais de novas pesquisas na área (ANNEZA *et al.*, 2016).

Os estudos da autocicatrização em concretos com a impregnação de microrganismos (soluções bacterianas) é recente e classificada como biomimética. Concretos com esta característica são denominados como “bioconcretos” (JONKERS, 2011).

As matrizes cimentícias criam ambientes inóspitos para muitos microrganismos, dentre eles alguns gêneros de bactérias (ALSHALIF *et al.*, 2016). A



fisiologia das bactérias é uma característica importante na sua categorização, pois influenciará na escolha do tipo, conforme o ambiente de exposição. Deste modo, algumas podem ter restrições quanto às faixas de temperatura, pH, salinidade, quantidade de oxigênio disponível, entre outros (MADIGAN *et al.*, 2016). Como exemplo, bactérias de gêneros diferentes, como *Bacillus*, *Arthrobacter* e *Rhodococcus*, desenvolvem-se em sais ácidos (acetato, lactato, citrato, succinato, oxalato, malato e glioxilato) e formam os minerais carbonatados.

Além da resistência à agressividade do meio, Ingraham, J. e Ingraham, C. (2010) ressaltam a importância da disponibilidade de alimento para nutrição das bactérias, que auxilia no seu desenvolvimento.

As reações provenientes das bactérias são dependentes da presença de água. Nestas condições, há a possibilidade de produção de uma variedade grande de minerais, como os carbonatos, sulfuretos, silicatos, fosfatos, entre outros (FORTIN; FERRIS; BEVERIDGE, 1997). Em matrizes cimentícias, devido ao ambiente de exposição, o produto de cicatrização predominante é o  $\text{CaCO}_3$ .

A escolha por bactérias ou soluções bacterianas em matrizes cimentícias é justificada para que estimulem a formação de  $\text{CaCO}_3$  e que este produto branco seja precipitado nas fissuras, conforme apresentado na Figura 48 (ALSHALIF *et al.*, 2016). O  $\text{CaCO}_3$  pode ser gerado de diferentes formas pelas bactérias. Neste caso, pode haver o consumo dos compostos químicos da matriz, devido a presença de cálcio no cimento, ou por meio de soluções nutritivas incorporadas no encapsulamento das bactérias.

Figura 48 – Constatação visual por microscópio óptico (MO) de precipitado branco no interior de uma fissura em concreto, possivelmente,  $\text{CaCO}_3$ , aos 56 dias de cura

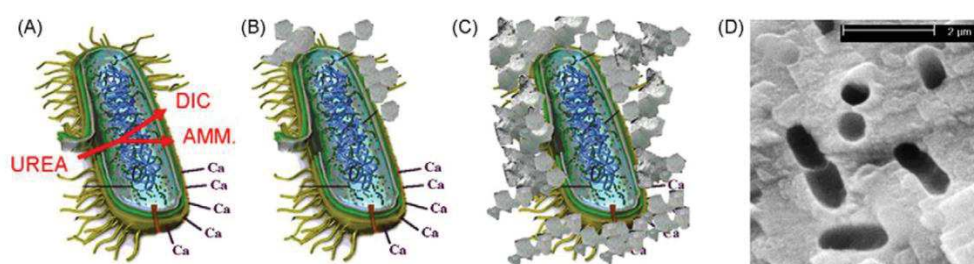


Fonte: Pacheco (2020, f. 256).

As reações que ocorrem por meio das bactérias são representadas por três mecanismos. Em um deles, a precipitação de  $\text{CaCO}_3$  acontece através da hidrólise

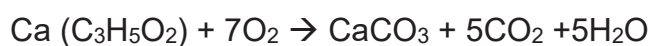
microbiana de ureia e o  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  (ALAZHARI *et al.*, 2018). Essas reações químicas podem promover uma grande quantidade de carbonato de cálcio em um curto espaço de tempo. Os íons de cálcio presentes na matriz cimentícia são atraídos às paredes das bactérias, graças às cargas negativas, culminando nos processos químicos que dão origem ao  $\text{CaCO}_3$ , conforme Figura 49. Também, as bactérias podem amonificar aminoácidos ou oxidar matéria orgânica para a geração do  $\text{CaCO}_3$  (GUPTA; PANG; KUA, 2017).

Figura 49 – Representação simplificada da formação de carbonato de cálcio por meio da hidrólise microbiana de uréia



Fonte: De Muynck, De Belie e Verstraete (2010, p. 126).

As trocas químicas que ocorrem durante o processo de autocicatrização com soluções bacterianas são apresentadas na Equação 7, conforme Adak (2015). Na equação destacam-se as transformações no meio quando se utiliza o lactato de cálcio como nutriente às bactérias, que funcionam apenas como agentes catalisadores da ocorrência. Estas reações de oxidação intensificam-se quando há o ingresso de água pela fissura, encontrando a bactéria dormente e, conseqüentemente, ativando-a. Logo, após este primeiro contato e acionamento do microrganismo, é gerado o  $\text{CaCO}_3$ , garantindo densas camadas no seu entorno.



Equação 7

O lactato de cálcio, como nutriente, é muito aplicado em pesquisas de concreto autocicatrizante com soluções bacterianas (JIANG *et al.*, 2020; TZIVILOGLOU *et al.*, 2016). Jonkers *et al.* (2010) realizaram uma pesquisa variando os tipos de nutrientes possíveis para aplicação em misturas cimentícias, destacando os resultados do lactato de cálcio, que provocou a geração de produtos melhores de cicatrização. Os reflexos de cada nutriente orgânico na pasta de cimento foram mensurados com base

na sua resistência à compressão. Por outro lado, Patel (2015) destaca que o custo desse nutriente é alto.

De acordo com De Koster *et al.* (2015), os esporos proporcionam longevidade às bactérias, mesmo que não haja a presença de água ou nutrientes por mais de 100 anos. Mello, Pacheco e Tutikian (2019) apresentam algumas destas espécies para hidrólise de ureia, as quais são indicadas na Tabela 9. A presença do gênero *Bacillus* é predominante devido a sua resistência ao ambiente proporcionado pelo concreto.

Tabela 9 – Bactérias utilizadas para a formação de carbonato de cálcio por meio da hidrólise de uréia

<i>Espécies</i>	<i>Autores</i>
<i>Bacillus</i> sp.	Achal, Mukerjee e Reddy (2013)
<i>Bacillus sphaericus</i>	de Muynck <i>et al.</i> (2008) e Wang, J. <i>et al.</i> (2017) <sup>a</sup>
<i>Bacillus megaterium</i>	Krishnapriya, Venkatesh Babu e Prince Arulraj (2015)
<i>Bacillus subtilis</i>	Richard e Krithika (2019)
<i>Sporosarcina pasteurii</i> <sup>a</sup>	Achal, Mukherjee e Reddy (2011), Chahal, Siddique e Rajor (2012) e Xu e Wang (2018)
<i>Pseudomonas aeruginosa</i>	Ramachandran, Ramakrishnan e Bang (2001)
<i>Bacillus</i>	
Espécies aleatórias	<i>megaterium</i>
coletadas em solos	<i>Bacillus</i>
alcalinos:	<i>licheniformis</i>
	<i>Bacillus flexus</i>

<sup>a</sup> Chamada nos estudos originais de *Bacillus lfpasteuri*, porém Wang, J. *et al.* (2017) comentam que houve reclassificação e renomeação da espécie após a publicação original

Fonte: Mello, Pacheco e Tutikian (2019, p. 170).

O potencial de cicatrização dos concretos com a incorporação de microrganismos é dependente da espécie da bactéria (JONKERS *et al.*, 2010; LEE; PARK, 2018). As variáveis para escolha do tipo de bactéria em compósitos cimentícios

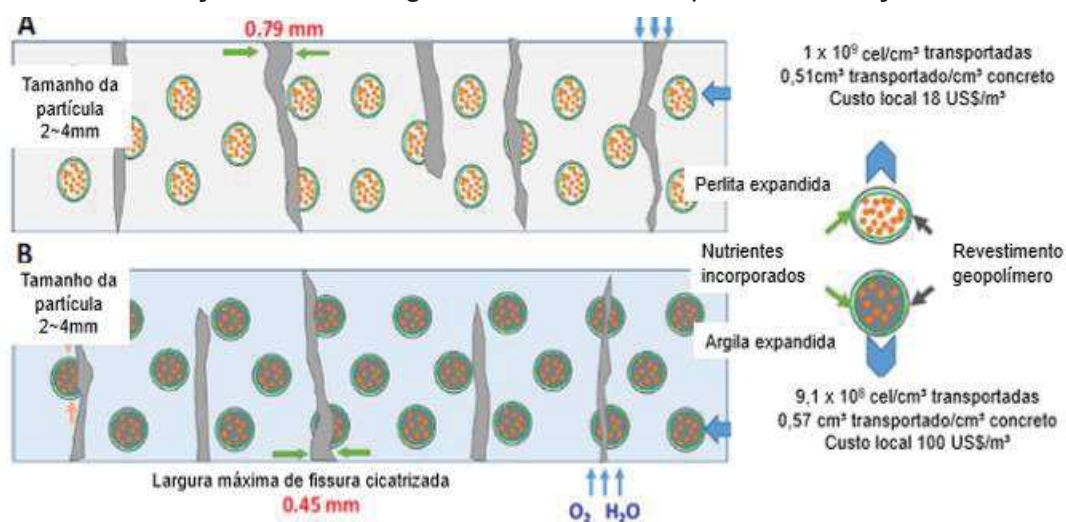
são o produto gerado e a resistência ao meio. O *Bacillus*, pelo formato alongado, é o tipo de bactéria que sobrevive no concreto e, devido à presença de cálcio na matriz, possibilita a formação do  $\text{CaCO}_3$  (WANG, J. *et al.*, 2017; ZAI; MURTHY, 2015). Diante disso, uma das bactérias mais utilizadas em pesquisas de concretos autocicatrizantes é a *Bacillus subtilis*, sendo pertencente ao grupo Cocos, anaeróbica facultativa, mesófila, que hidrolisa caseína e amido (MADIGAN *et al.*, 2016).

A concentração de bactérias também tem relação direta com o potencial de cicatrização. Em bactérias da espécie *Bacillus subtilis*, Sidiq, Gravina e Giustozzi (2019) consideraram teores mínimos de  $10^5$  células/ml para que proporcionem bons resultados na selagem de fissuras. Os procedimentos de preparo da solução bacteriana para incorporação em concretos são feitos em duas etapas, as quais foram detalhadas por Adak (2015).

Após a preparação, mesmo que a bactéria apresente resistência à agressividade do concreto, Luo, Qian e Li (2015) recomendam o uso do encapsulamento para aumentar o tempo de vida do microrganismo. Geralmente, utilizam-se agregados leves para encapsular as soluções bacterianas, sendo uma das técnicas mais aceitáveis e eficientes (SIDIQ; GRAVINA; GIUSTOZZI, 2019). Milla *et al.* (2019) mencionam que, além da proteção da bactéria, foi possível ampliar o campo de atuação dos microrganismos e ter maiores chances de coincidir com uma fissura na matriz.

Em concretos, pode-se utilizar agregados leves como a argila expandida (AE) ou perlita expandida (PE). No caso das argamassas ou demais compósitos, utiliza-se a PE ou vermiculita para manter a distribuição granulométrica dos agregados. No entanto, o mecanismo de liberação da bactéria é o mesmo em ambas as cápsulas. Para que a bactéria seja liberada, é necessário que a cápsula seja rompida no processo de fissuração do compósito. Caso haja o emprego de agregados de maior resistência, não haverá a ruptura e, conseqüentemente, a não liberação do microrganismo (ZHANG, J. *et al.*, 2017). A Figura 50 apresenta o processo de fissuração e liberação da solução bacteriana na fissura.

Figura 50 – Liberação dos microrganismos na matriz para colmatagem da fissura



Fonte: Zhang, J. *et al.* (2017, p. 1) adaptado por Pacheco (2020, f. 86).

Zhang, J. *et al.* (2017) constataram que a utilização da PE apresentou resultados de cicatrização melhores do que os com argila expandida, colmatando fissuras de até  $790 \mu m$ , com uma menor concentração de solução bacteriana. Ou seja, um maior potencial de cicatrização e com menor custo. Alazhari *et al.* (2018) também comprovaram a eficácia da PE como cápsula de armazenamento das bactérias, favorecendo sua dispersão pela matriz, com teores de substituição em até 20% do agregado miúdo natural. Wang, J. *et al.* (2012) verificaram o potencial de cicatrização de até  $1000 \mu m$  com o uso da *Bacillus subtilis*.

O encapsulamento da solução bacteriana nos agregados leves, principalmente na PE, deve ser feito por meio de câmara à vácuo com três saídas (vácuo, ventilação e medição). Alghamri, Kanellopoulos e Al-Tabbaa (2016) apresentaram que, quando os agregados foram imersos sem pressão de confinamento por 3 dias, absorveram 19% de massa dos agregados. Já com o uso do vácuo (0,7 bar), estes atingiram 31% da massa em apenas 30 minutos. Sisomphon, Copuroglu e Fraaij (2011) observaram que o uso de vácuo proporciona um acréscimo de 15% na massa de solução bacteriana absorvida, em comparação à imersão simples.

As cápsulas devem resistir aos esforços gerados durante o processo de homogeneização dos materiais, evitando a liberação precoce das bactérias pela mistura (ARAÚJO *et al.*, 2018). Sisomphon, Copuroglu e Fraaij (2011) verificaram a necessidade de pulverização de cimento nos agregados leves, a fim de criar finas camadas protetoras para evitar a ruptura destes durante a mistura. Zhang, J. *et al.*

(2017) destacaram que a proteção visa evitar que a água na mistura de concreto dissolva os nutrientes e possa reduzir a absorção de água das partículas.

### 2.2.1.3 Autônomo pelo uso de catalisadores cristalinos

Segundo Takagi (2013), os catalisadores cristalinos foram desenvolvidos pela indústria química devido à necessidade de impermeabilização do concreto por meio da cristalização dos seus poros. Por meio destes vazios, há a percolação de água, possibilitando a entrada de outros agentes agressivos na estrutura (HELENE *et al.*, 2018; STUCKRATH *et al.*, 2014).

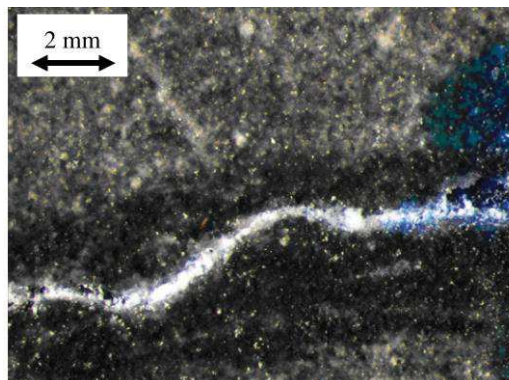
Os catalisadores cristalinos também são chamados de aditivos cristalizantes e possibilitam a selagem de fissuras, além dos poros da matriz. As alterações morfológicas que estes produtos geram na matriz cimentícia fazem com que o compósito reestabeleça suas propriedades mecânicas e tenha suas aberturas colmatadas (TANG; KARDANI; CUI, 2015; VAN TITTELBOOM; DE BELIE, 2013).

Takagi (2013) comprovou a eficiência de adições químicas autocicatrizantes nos poros de concretos, pois, além de diminuir a permeabilidade à água em exemplares fissurados, reestabeleceu a resistência mecânica. Estes aditivos possuem composição química variada, dependente do fabricante, todavia tem como componentes a microsíllica reativa ( $MgSiF_6$ ), dióxido de silício ( $SiO_2$ ), sulfoaluminatos de cálcio e compostos químicos variáveis (SISOMPHON; COPUROGLU; KOENDERS, 2012).

Quando em contato com a água, estes reagem com o  $Ca(OH)_2$  presente nos poros da matriz cimentícia, formando produtos cristalinos insolúveis na forma de gel. Dentre os cristais formados estão o C-S-H, cristais de apatita ( $CaF_2$ ), cristais de enstatita ( $MgSiO_3$ ), carbonato de cálcio ( $CaCO_3$ ) e etringita ( $C_6ASH_{32}$ ) (TAKAGI *et al.*, 2018). Estes produtos podem permanecer nos poros ou precipitar nas fissuras, conforme apresenta a Figura 51. Quando não há exposição à umidade, os componentes mantêm-se inertes (KURAMOTO; NAKAMURA; SHIMAMURA, 1992).



Figura 51 – Selagem da fissura aos 28 dias em matriz cimentícia com o uso de aditivos cristalizantes (constatação visual por MO)



Fonte: Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2013, p. 221).

Verificou-se que para matrizes convencionais esse procedimento é apropriado e atinge as expectativas mesmo após fissurado (TAKAGI, 2013). No entanto, o conhecimento sobre o comportamento dos aditivos cristalizantes em ECC é limitado, evidenciando uma lacuna de pesquisa. (LIU, H. *et al.*, 2017; ZHANG, P. *et al.*, 2018). Percebe-se também que estes materiais competem pelo mesmo produto de ativação do que as pozolanas, o  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ . Visto que as matrizes de ECC concentram grandes quantidades de pozolana, é importante entender o comportamento dos agentes em conjunto.

Nos estudos realizados por Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2012), o potencial de colmatação de fissuras com o uso de sulfoaluminatos de cálcio (CSA) e aditivo catalisador cristalino foi semelhante, uma vez que foram completamente seladas as fissuras com dimensões de até  $400\ \mu\text{m}$ . Ressalta-se que a espessura destas aberturas é compatível a dos ECCs, que permanecem próximas a  $100\ \mu\text{m}$ , e podem acelerar consideravelmente o processo de cicatrização.

### 2.2.2 Fissuração e validação da cicatrização

A avaliação da cicatrização em matrizes cimentícias é feita com base na evidência de colmatação das fissuras. Então, para que o processo investigatório seja possível, há necessidade provocar o surgimento de fissuras no próprio compósito cimentício. Alguns mecanismos proporcionam o surgimento natural de fissuras, por meio da retração restringida ou dilatação devido ao calor. Mas também, é viável fissurar os exemplares através de ensaios mecânicos, como a compressão diametral,



flexão ou tração direta. No caso do ECC, Li, V. (2019) comenta que as fissuras devem ser promovidas por ensaios mecânicos e favorecer índices mais elevados de fissuração, bem como espessuras mais próximas à realidade das estruturas e outros elementos construtivos. As taxas de carregamento ou deformação utilizadas nestes procedimentos são definidas com base no comportamento real das estruturas ou através dos valores orientados por outros pesquisadores.

Após a formação das fissuras, o processo de validação da cicatrização pode ser realizado por meio de análises visual e mineralógica [microscópio óptico, microscopia eletrônica de varredura (MEV) ou microtomografia 3D], identificando a presença de precipitados nas fissuras, ou com o uso de análises químicas. A aplicação e realização desta técnica é apresentada em detalhes por Oliveira, M. *et al.* (2019). As análises químicas e mineralógicas são feitas para determinar a composição do produto de cicatrização formado e são realizadas em ensaios como a espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (FTIR), difração de raios-X (DRX) e MEV/EDS. Neste item, estão detalhados os procedimentos utilizados para fissuração e validação da cicatrização em matrizes cimentícias.

#### 2.2.2.1 Formação da fissura

A cicatrização em compósitos cimentícios é um fenômeno dependente do agente de cicatrização, das condições ambientais e das dimensões das fissuras. Como etapa de validação do seu potencial de cicatrização, torna-se necessária a indução de fissuras via ensaios mecânicos, dispositivos de corte ou lâminas removíveis. Por outro lado, estas aberturas também podem ser formadas naturalmente devido à retração ou choque térmico, por exemplo. Todavia, os processos de fissuração natural das matrizes são mais lentos e incontroláveis, uma vez que não há como prever o ponto a ser fissurado. Diante destas limitações, poucos pesquisadores adotam a formação natural de fissuras em seus trabalhos (ZHANG, Z.; QIAN; MA, 2014).

Há uma série de métodos para indução mecânica de fissuras em concretos, adotando ensaios de flexão, tração direta, compressão axial ou diametral. Através da provocação de fissuras em matrizes convencionais, pesquisadores adotaram instrumentações semelhantes em amostras de ECC. A Tabela 10 apresenta alguns trabalhos relacionados às maneiras de induzir mecanicamente fissuras no ECC.

Tabela 10 – Pesquisas que adotaram diferentes métodos de indução mecânica de fissuras

<i>Autores</i>	<i>Instrumentação</i>	<i>Seção análise</i>
Şahmaran e Li (2007)	Tração direta	<i>Dogbone</i> 30x80 mm
	Tração na flexão (4 pontos)	Placas 70x300 mm
Fan e Li (2015)	Tração na flexão (4 pontos)	Placas 76x300 mm
Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019)	Tração direta	<i>Dogbone</i> 30x80 mm
	Tração na flexão (4 pontos)	Placas 70x300 mm
Şahmaran <i>et al.</i> (2013)	Compressão diametral	∅10 mm
Alyousif (2016)	Compressão diametral	∅10 mm
	Tração na flexão (4 pontos)	Placas 70x300 mm
Herbert e Li (2012)	Tração direta	<i>Dogbone</i> 30x80 mm
Liu, H. <i>et al.</i> (2017)	Tração direta	<i>Dogbone</i> 30x80 mm
Qiu, Tan e Yang (2016)	Tração na flexão (4 pontos)	Prismas 100x300 mm
Deng e Liao (2018)	Tração direta	<i>Dogbone</i> 30x80 mm
Siad <i>et al.</i> (2018)	Tração na flexão (4 pontos)	Placas 70x300 mm

Fonte: Elaborada pelo autor.

Percebe-se que as técnicas de fissuração mais aplicadas ao ECC são por meio dos ensaios de tração na flexão e tração direta. Segundo Li, V. (2019), além de adotar estes métodos de avaliação na tração, se possível, realizar a fissuração em exemplares na forma de placas (*coupon*), com o intuito de facilitar as avaliações da cicatrização no ECC. As cargas ou deslocamentos para fissuração podem ser obtidos na bibliografia, buscando aproximar as condições de laboratório e *in loco* (reais).

Quando os testemunhos são submetidos à formação de fissuras, estabelece-se limites de controle a partir dos percentuais de deflexão ou deformação específica. Deste modo, é necessário estipular o estágio de fissuração que se pretende atingir com o compósito. Autores especificam limites relacionados à capacidade de carga do compósito. Já outros, especificam valores dependentes da sua deformabilidade. A Tabela 11 elucida os valores adotados em pesquisa para indução de fissuras no ECC.

Tabela 11 – Instrumentação e valores característicos para indução de fissuras em ECC

Autores	Instrumentação	Critério de fissuração	
		Propriedades	Valor
Kan e Shi (2012)	Tração direta	$\varepsilon_{td}$	0,3%
			0,5%
			1,0%
			2,0%
Şahmaran e Li (2007)	Tração direta	$\varepsilon_{td}$	1,0%
			2,0%
			0,5 mm
			1,0 mm
Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019)	Flexão (4 pontos)	$\delta$	1,5 mm
			2,0 mm
			1,0%
			2,0%
Zhang, Z., Ding e Quian (2019)	Tração direta	$\varepsilon_{td}$	3,0%
			4,0%
			3,0 mm
			8,0 mm
Şahmaran <i>et al.</i> (2013)	Flexão (3 pontos)	$\varepsilon_{tf} (\delta)$	1,9% (2,85 mm)
			2,5% (3,75 mm)
Alyousif (2016)	Comp. Diametral	$\varepsilon_{fc}$	0,6%
			80% do $\varepsilon_{fc,ult}$
Herbert e Li (2012)	Flexão (4 pontos)	$\sigma_{tf}$	80% do $\sigma_{tf}$
			$\delta$
Liu, H. <i>et al.</i> (2017)	Tração direta	$\varepsilon_{td}$	0,5%
			1,0%
Qiu, Tan e Yang (2016)	Tração direta	$\varepsilon_{td}$	1,0%
			2,0%
Yildirim <i>et al.</i> (2018)	Flexão (4 pontos)	$\sigma_{tf}$	80% do $\sigma_{tf}$
			$\delta$
Siad <i>et al.</i> (2018)	Comp. Diametral	$\varepsilon_{fc}$	0,7%
			1,0%
Deng e Liao (2018)	Flexão (4 pontos)	$\delta$	6 a 7mm
			1,0%
Deng e Liao (2018)	Tração direta	$\varepsilon_{td}$	2,0%
			3,0%

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se que os critérios de fissuração variam em cada pesquisa devido à falta de recomendações técnicas ou até normativas ao ECC. No entanto, há similaridade entre os valores praticados na tração direta, na qual a maioria das taxas de deformação permanecem até 2,0%. Os valores praticados na deflexão são ainda mais variáveis, atingido valores de até 7 mm em amostras do tipo laminar (placas). Destaca-

se também, que as pesquisas analisaram deformações e deflexões em diferentes intensidades, a fim de induzir um maior número de fissuras na amostra e estimular o aumento da sua espessura.

Além do método e os valores limites para fissuração, deve-se determinar a idade em que será realizada a indução da fissura no ECC e o período de análise. A Tabela 12 apresenta estudos referentes à cicatrização de compósitos cimentícios e as respectivas idades de fissuração e período de análise.

Tabela 12 – Idades de fissuração e análise da cicatrização já estudadas em ECC

<i>Autores</i>	<i>Fissuração</i>	<i>Análise da cicatrização</i>	<i>Espessura fissuras (e)</i>
Wang, J. <i>et al.</i> (2012)	7 dias 14 dias 3 dias	168 dias pós-fissuração	100 a 300 µm
Khaliq e Ehsan (2016)	7 dias 14 dias 28 dias	28 dias pós-fissuração	100 a 300 µm
Jefferson <i>et al.</i> (2010)	4 dias 8 dias	70 dias pós-fissuração	100 a 300 µm
Yu, J. <i>et al.</i> (2017)	28 dias	28 dias pós-fissuração	100 a 300 µm
Roig-Flores <i>et al.</i> (2015)	2 dias	42 dias pós-fissuração	100 a 300 µm
Hilloulin <i>et al.</i> (2016)	1 dias 3 dias 18 dias	21 dias pós-fissuração	100 a 300 µm
Gupta, Pang e Kua (2017)	7 dias 14 dias	90 dias pós-fissuração	100 a 300 µm
In <i>et al.</i> (2013)	7 dias 14 dias 28 dias	120 dias pós fissuração	100 a 300 µm
Mehdipour, Zoughi e Khayat (2018)	3 dias	73 dias pós-fissuração	-
Alghamri, Kanellopoulos e Al-Tabbaa (2016)	7 dias	28 dias pós-fissuração	-
Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2012)	28 dias	28 dias pós-fissuração	-
Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018)	3 dias 7 dias 28 dias	360 dias pós-fissuração	250, 500, 1250 a 1500 µm
Park e Choi (2018)	7 dias 28 dias	56 dias pós-fissuração	200 a 300 µm
Ahn e Kishi (2010)	80 dias	200 dias pós-fissuração	100 a 300 µm
Richard e Krithika (2019)	7 dias	28 dias pós-fissuração	-

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Tabela 12 nota-se que não há uma padronização de idades para fissuração, mas sim uma tendência às idades iniciais, principalmente nos primeiros 7 dias. Muitas das fissuras que incidem em estruturas de concreto armado ou em outros elementos

construtivos de concretos são formadas nas idades iniciais devido aos processos de cura e fenômenos como a acomodação do compósito, da estrutura, retração e movimentações térmicas (YILDIRIM *et al.*, 2018).

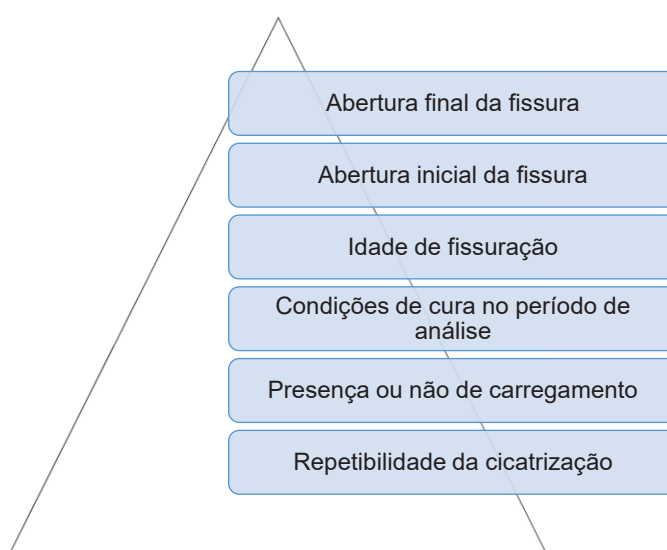
#### 2.2.2.2 Validação da cicatrização

Para Ferrara *et al.* (2018), a validação da cicatrização deve ser sustentada por duas etapas, a análise visual e a análise química. Nas análises visuais por imagem é possível identificar os pontos de colmatação, potencial de cicatrização e o formato dos produtos precipitados nas fissuras. As investigações químicas são necessárias para determinar a composição dos produtos presentes nas fissuras, como análise complementar à visual. Portanto, os itens a seguir descrevem os procedimentos para validar a cicatrização em matrizes cimentícias.

##### 2.2.2.2.1 Análise visual por imagem

Há inúmeras formas de analisar a eficiência da cicatrização de compósitos cimentícios (TANG; KARDANI; CUI, 2015). Ferrara *et al.* (2018) estabeleceram alguns parâmetros importantes que destacam o potencial de cicatrização em concretos, conforme Figura 52. Estes parâmetros também podem ser extrapolados ao ECC e demais compósitos cimentícios.

Figura 52 – Variáveis de análise para validação da cicatrização em compósitos cimentícios



Fonte: Adaptado de Ferrara *et al.* (2018, p. 117).

Para concretos, Gupta, Pang e Kua (2017) sintetizaram os principais ensaios utilizados para constatação do potencial de cicatrização, descritos na Tabela 13.

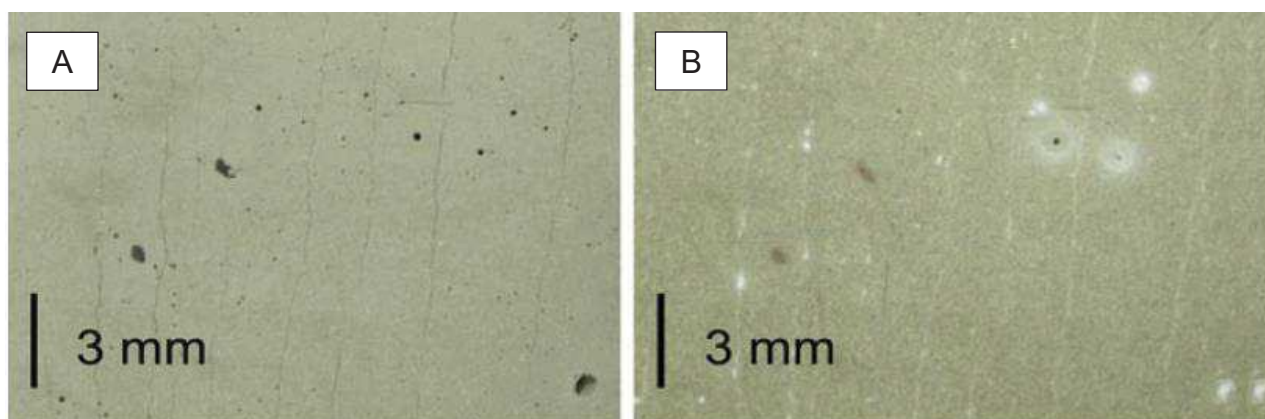
Tabela 13 – Ensaios para avaliação da cicatrização em concretos

<i>Tipo</i>	<i>Ensaio</i>	<i>Propósito</i>
Análises visuais	MEV	Visualização do cristal depositado para cicatrização e liberação do agente cicatrizante em cápsulas inteligentes. Visualização de ruptura de cápsulas embutidas.
	FTIR	Determinação de produtos precipitados.
	Microscopia óptica (MO)	Visualização do depósito de cristais e fator de cicatrização.

Fonte: Adaptado de Gupta e Kua (2016, p.10).

A microscopia óptica é uma das alternativas utilizadas no diagnóstico por imagem e tem-se mostrado uma técnica adequada dentre as etapas de validação da cicatrização. Por meio desta análise microscópica, pode-se comparar a espessura inicial de uma fissura, e acompanhar ao longo do tempo sua cicatrização (SAHMARAN; YILDIRIM; ERDEM, 2013). A Figura 53a ilustra o aspecto da face mais tracionada de um exemplar fissurado de ECC logo após o ensaio de flexão. Já a Figura 53b apresenta a mesma face do exemplar após 28 dias da fissuração, evidenciando a ocorrência da colmatação das fissuras. O resíduo branco foi precipitado ao longo das fissuras e gerado pelos agentes de cicatrização. A espessura inicial das fissuras era próxima de  $50 \mu m$ , sendo completamente colmatadas.

Figura 53 – Ocorrência da cicatrização de ECC por meio da microscopia óptica, após 28 dias de cura



Fonte: Li, V. (2019, p. 387).



Para que seja possível determinar o percentual de cicatrização das fissuras em compósitos cimentícios, Wiktor e Jonkers (2011) propuseram a expressão matemática indicada na Equação 8. Por meio da equação elaborada por Wiktor e Jonkers (2011), é possível determinar também o potencial de cicatrização médio e a cicatrização potencial dos compósitos cimentícios. Aplicando a Equação 8 para o caso apresentado na Figura 53, o potencial de cicatrização do ECC foi de 100%.

$$POT_{cic} (\%) = \frac{e_i - e_t}{e_i} \times 100 \quad \text{Equação 8}$$

Onde:

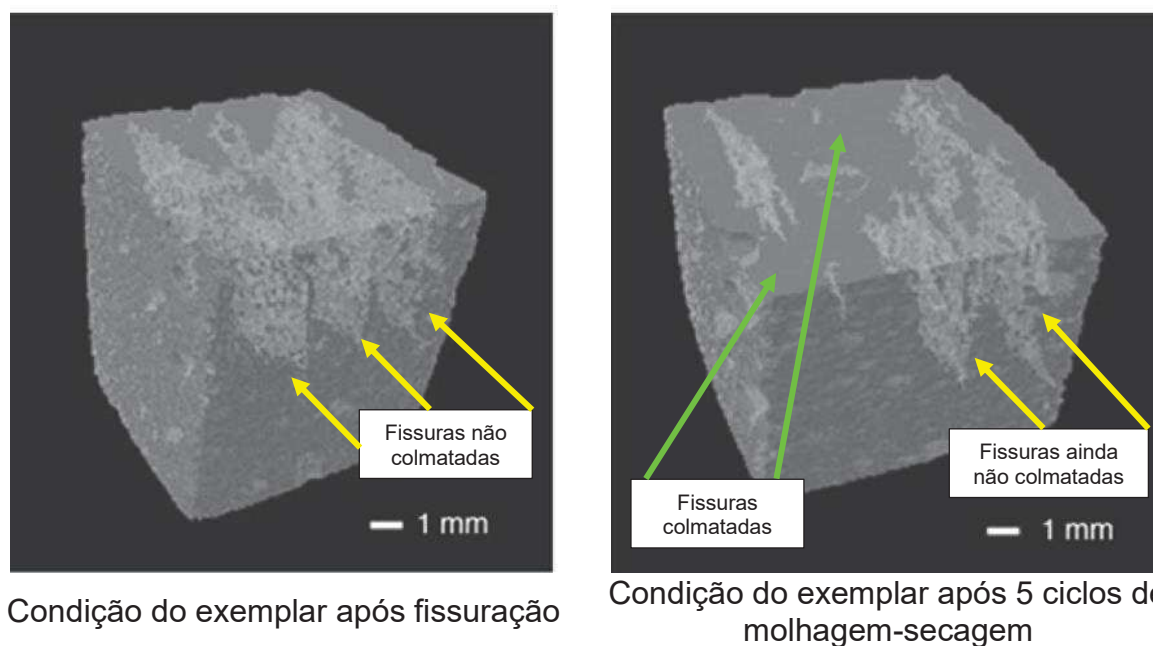
$POT_{cic}$  : potencial de cicatrização;

$e_i$  : abertura inicial da fissura;

$e_t$  : abertura da fissura em um tempo  $t$ .

Outro método de avaliação da cicatrização por meio de imagem é a microtomografia computadorizada (SNOECK *et al.*, 2016). Neste teste verifica-se a profundidade em que o produto de cicatrização se encontra na fissura e seu volume, conforme apresenta a Figura 54. Mesmo que seus resultados sejam confiáveis e representem fielmente a cicatrização na fissura, Tang, Kardani e Cui (2015) citam que esta técnica deva ser complementar às análises feitas na microscopia óptica, uma vez que permite apenas a análise de amostras de pequena dimensão, em torno de 1 cm<sup>3</sup>. Diante disto, a microtomografia computadorizada é empregada apenas para confirmação de cicatrização.

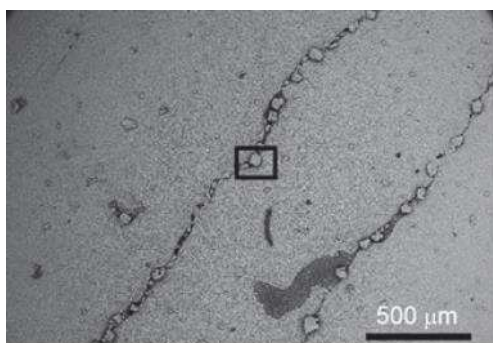
Figura 54 – Aplicação da microtomografia computadorizada para confirmação da cicatrização em ECC



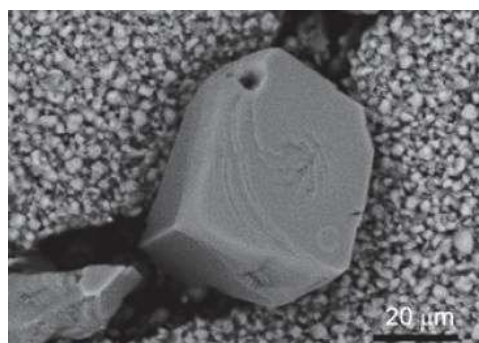
Fonte: Adaptado de Fan e Li (2015, p. 8).

Uma alternativa para compreender as amostras através das imagens da sua superfície após cicatrização é realizar uma análise mineralógica por meio da MEV. Para que esta técnica seja aplicada, os exemplares devem ser previamente tratados, passando pelo processo de secagem e tratamento superficial com liga metálica. Os exemplares também possuem dimensões reduzidas, assim como aqueles adotados nos testes de microtomografia. Então, a aplicação desta técnica tem a finalidade de identificar a forma do produto da cicatrização e o aspecto físico no interior da fissura, além de ser possível acompanhar o fechamento das fissuras ao longo da cura (ver Figura 55).

Figura 55 – Uso da técnica de MEV para visualização do aspecto físico dos produtos da cicatrização no ECC



Presença de cristais ao longo da fissura após cura por ciclos de molhagem e secagem



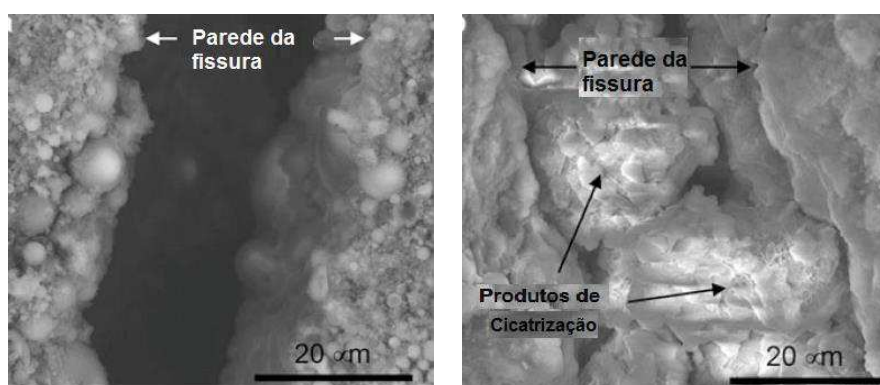
Aspecto romboédrico do cristal impregnado na superfície da fissura (possível  $\text{CaCO}_3$ )

Fonte: Adaptado de Suryanto *et al.* (2016, p. 180).

Os formatos de produtos encontrados por Suryanto *et al.* (2016) também foram constatados por Escoffres, Desmettre e Charron (2018), comprovando o formato retangular da calcita, o formato de agulhas de etringita e o indefinido para C-S-H.

A Figura 56 apresenta o aspecto das paredes internas da fissura antes e após a cicatrização, bem como o produto de cicatrização gerado. Lepech e Li (2009b) realizaram investigações da cicatrização em ECC quando exposto a variações de umidade e constataram que os produtos de cicatrização são cristais irregulares que se desenvolvem tanto nas paredes da fissura quanto no seu interior.

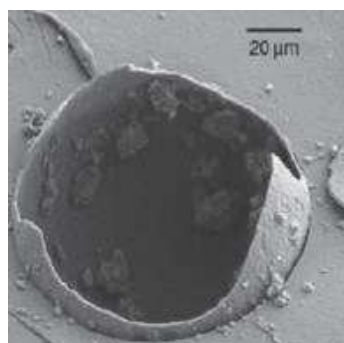
Figura 56 – Investigação da cicatrização e suas consequências no interior de uma fissura em amostra de ECC



Fonte: Adaptado de Lepech e Li (2009b, p. 752).

No caso da adição de soluções bacterianas encapsuladas, White *et al.* (2001) também empregaram o MEV para constatação da forma de ruptura das microcápsulas para liberação do agente de cicatrização, conforme apresentado na Figura 57.

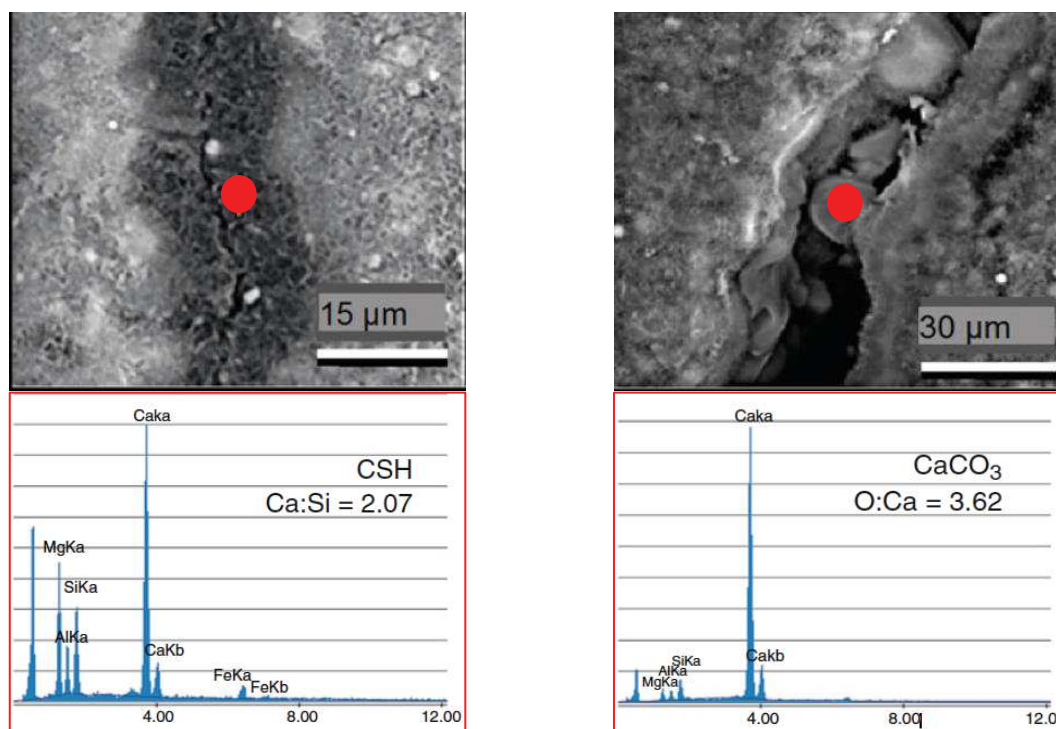
Figura 57 – Ruptura da cápsula de proteção para a solução bacteriana adicionada em concreto constatada com o uso de MEV



Fonte: White *et al.* (2001, p. 795).

No equipamento utilizado para técnica de MEV pode ser incorporado dispositivo que proporcione a realização dos ensaios de energia dispersiva de espectroscopia de raios-X (EDS), para diagnosticar o produto de cicatrização. Também, pode-se obter a quantidade de cada elemento químico na amostra inspecionada, como fizeram Luo, Qian e Li (2015) e Kan, Shi, Sakulich, Aaron e Li (2010). A Figura 58 apresenta o uso destas duas técnicas combinadas (MEV+EDS) em amostras de ECC.

Figura 58 – Aplicação do MEV e EDS em fissuras de ECC autocicatrizante



Fonte: Kan *et al.* (2010, p. 621).

Verifica-se que há inúmeras técnicas para visualização da cicatrização nos compósitos cimentícios, desde métodos simples até os mais elaborados. No entanto,

é relevante que seja adotada mais de uma técnica para as análises, visto que as técnicas são complementares.

#### 2.2.2.2.2 Análise química e mineralógica dos precipitados

A identificação dos produtos de cicatrização pode ser feita utilizando diferentes técnicas, dentre elas a termogravimetria (TGA), espectroscopia no infravermelho (FTIR), difratometria de raios-X (DRX) e o espectroscopia por energia dispersiva (EDS).

Uma opção empregada para análise molecular dos produtos de cicatrização é a FTIR. Nesta técnica são caracterizados e identificados os componentes de materiais orgânicos e inorgânicos presentes na amostra. Wiktor e Jonkers (2011) utilizaram esta técnica em concretos com adição de soluções bacterianas.

Com o uso de bactérias em concretos, Zhang, J. *et al.* (2017) identificaram a presença dos cristais de calcita, mas nenhum fragmento das bactérias. Segundo os autores, matérias orgânicas não são identificadas no DRX por restrições do método. Os materiais orgânicos podem ser definidos com a aplicação de análise termogravimétrica (TGA).

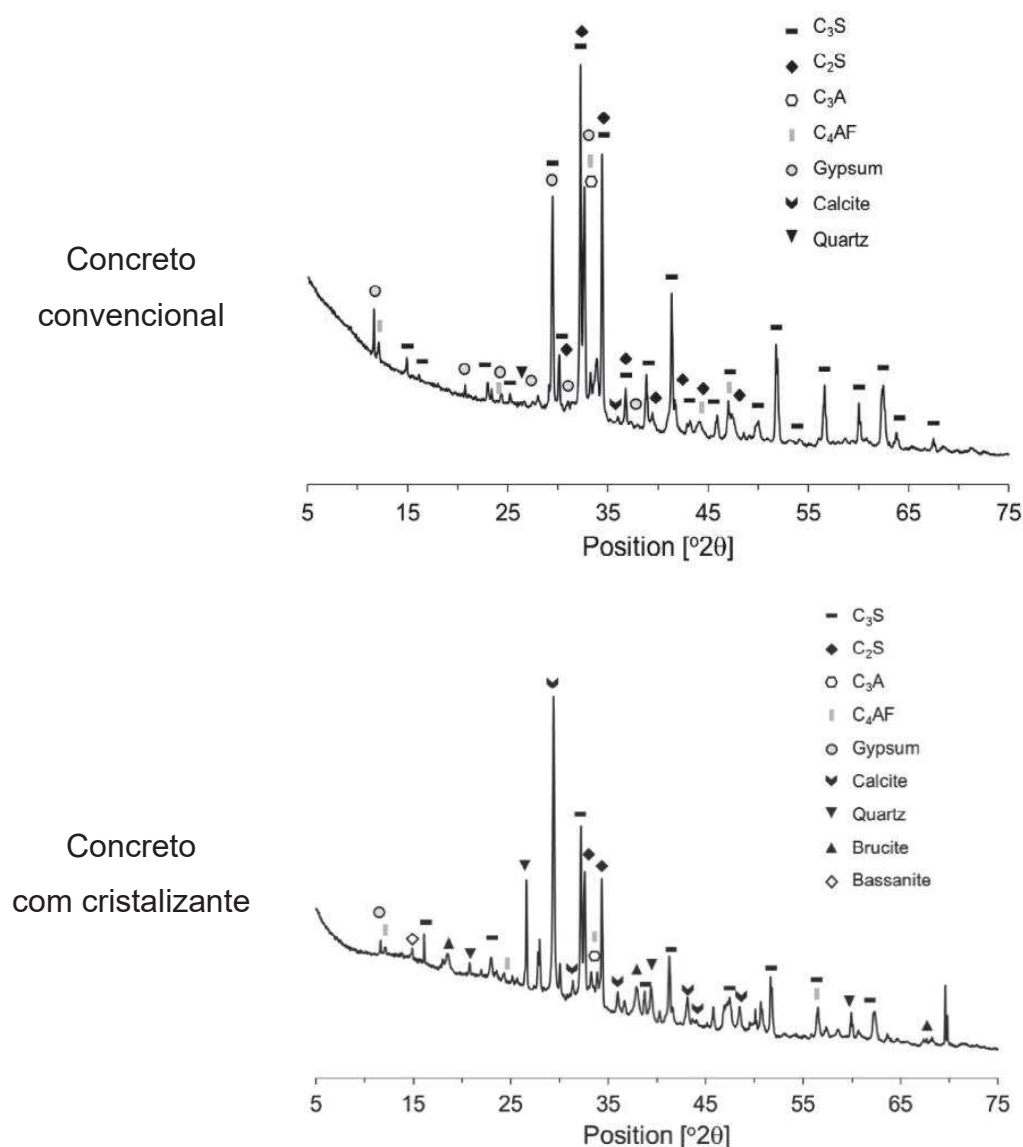
Como caracterização mineralógica complementar, algumas pesquisas utilizam o EDS acoplado ao MEV. Ao fotografar diferentes áreas da superfície das amostras é possível definir a composição pontual ou por área de cada disposição com o uso do EDS. No entanto, os dados tornam-se pontuais e podem não ser representativos às amostras. Mansur (2012) destacou que a técnica de EDS, por ser pontual, não pode ter os resultados extrapolados para a totalidade da superfície do exemplar. Para tanto, recomenda-se realizar ensaios mais completos, como DRX. Esta técnica é recomendada para determinar os minerais que estejam presentes nas amostras em estudo, como é o caso do gesso, quartzo entre outras fases, ambos identificados na maioria das pesquisas de ECC autocicatrizantes.

Pesquisas como a de Yildirim *et al.* (2018) associaram a técnica de MEV com os métodos de EDS e DRX, para análise das regiões com microfissuras. Neste caso, os pesquisadores determinaram os produtos de cicatrização formados em concretos com adições pozolânicas, como cinza volante e escória de alto forno. Segundo Yildirim *et al.* (2018), a técnica de DRX é a mais adequada para determinar a composição dos cristais formados na cicatrização, tal como se pode observar nas imagens de MEV da

Figura 58. Porém, os resultados podem ser diversificados, uma vez que dependem do agente de cicatrização escolhido, tipo de agregado (possíveis contaminantes) e aglomerante.

No caso de concretos com emprego de aditivos cristalizantes, a caracterização mineralógica mais adequada deve ser feita por meio da técnica de DRX (TAKAGI, 2013). Os compostos químicos identificados em matrizes cimentícias com o uso do cristalizante são apresentados na Figura 59.

Figura 59 – Compostos químicos identificados em amostras de concreto com e sem aditivo cristalizante



Fonte: Park e Choi (2018, p. 1056).

Segundo Park e Choi (2018), os principais constituintes foram brucita, gesso, calcita e quartzo, além de C<sub>3</sub>S, C<sub>2</sub>S, C<sub>3</sub>A e C<sub>4</sub>AF. Como compostos provenientes da



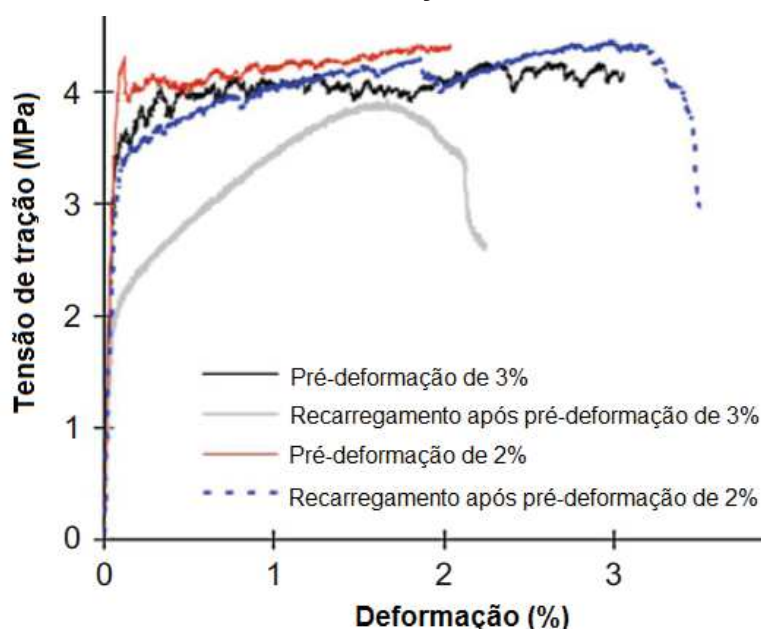
cicatrização das fissuras devido ao aditivo, os pesquisadores destacam a concentração de  $C_3S$  e a calcita, que foi maior do que nas amostras de concreto sem adições.

### 2.2.3 Resistência residual

As propriedades mecânicas residuais à cicatrização possibilitam classificar o compósito cimentício em autocicatrizante ou autorregenerante. Ou seja, após o período de cura para identificação da colmatação de fissuras, os exemplares de ECC são novamente testados à tração uniaxial e na flexão. Conforme Ferrara *et al.* (2018), classifica-se um compósito cimentício autorregenerante aquele que possui a capacidade de selar as fissuras e recuperar suas propriedades mecânicas iniciais.

Yang, Y. *et al.* (2009) verificaram o potencial de autorregeneração de ECC através do ensaio de tração direta e os resultados podem ser vistos na Figura 60. Os ensaios foram realizados após os exemplares serem expostos a 10 ciclos de molhagem e secagem, bem como análises visuais da presença dos produtos de cicatrização no interior e superfície da fissura.

Figura 60 – Curva *tensão-deformação* residual de amostras de ECC após a cicatrização



Fonte: Adaptado de Yang, Y. *et al.* (2009, p. 386).

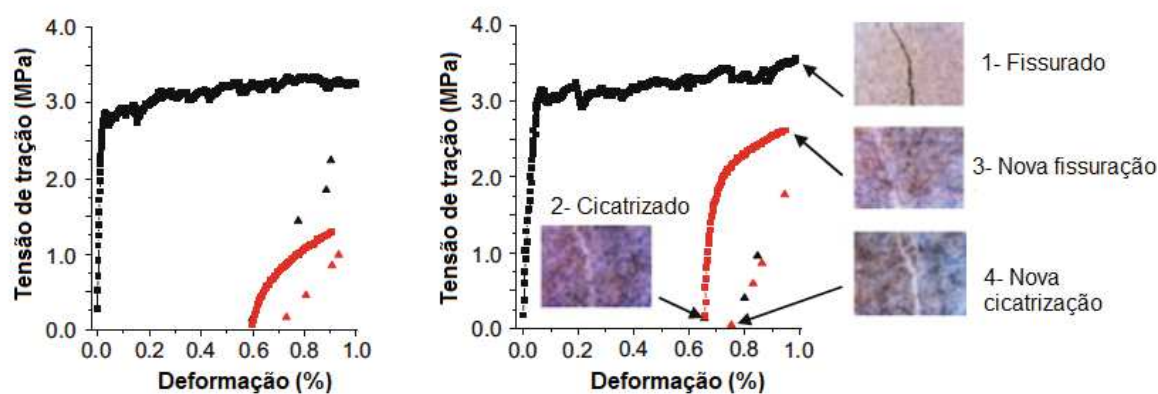
A fissuração das amostras também foi realizada no ensaio de tração direta e variou as taxas de deformação em 2% e 3% (YANG, Y. *et al.*, 2009). Nota-se que, após os ciclos de molhagem e secagem, as amostras fissuradas a 2% apresentam



recuperação de até 80% da resistência inicial. Já no exemplar fissurado a 3%, a curva residual evidenciou um comportamento distinto da amostra não fissurada, possivelmente pela alta taxa de fissuração. A inclinação da curva também se mostrou diferente das demais, pois houve a propagação de apenas uma fissura, a qual corresponde ao plano de ruptura. Yang, Y. *et al.* (2009) afirmaram que esse comportamento acontece quando não for constatada a regeneração e quando há aplicação de uma alta taxa de deformação, superior a 2,5%. Ou seja, uma maior taxa de deformação leva a formação de uma fissura com largura maior, sendo mais difícil alcançar os resultados da curva inicial

Os ensaios de resistência residual também foram realizados por Yamamoto *et al.* (2010) em ECC e evidenciaram a baixa capacidade de recuperação da resistência à tração uniaxial após análise da cicatrização. O comportamento da curva é semelhante ao relatado por Yang, Y. *et al.* (2009), e não há um patamar elástico quando são realizados os testes residuais. As curvas evidenciam a propagação de uma fissura apenas, limitando a resistência do ECC (ver Figura 61).

Figura 61 – Curvas de fissuração e residuais em ECC com cinza volante após ciclos de molhagem e secagem

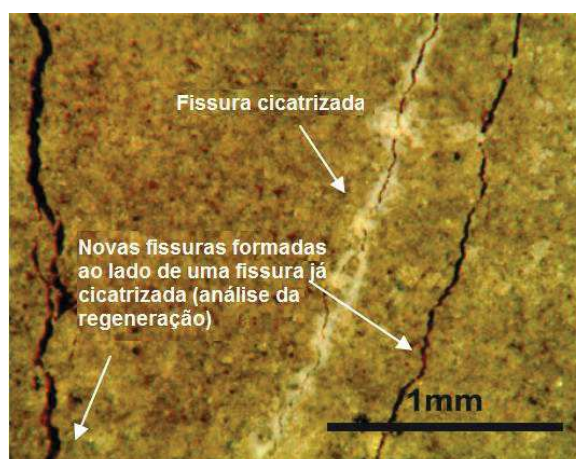


Fonte: Adaptado de Yamamoto *et al.* (2010, p. 254).

Na maioria das análises de autorregeneração do ECC, as fissuras colmatadas propagam-se novamente quando o compósito é recarregado, o que sugere a formação de produtos de menor qualidade do que os iniciais. Segundo Li, V. (2019), estes resultados são obtidos quando há variação de umidade no período de cura, como proposto pelos ciclos de molhagem e secagem. Porém, pode ocorrer a formação de novas fissuras nos ensaios de tração residual e até próximo às fissuras já

colmatadas, como apresentado na Figura 62. Mesmo que estes resultados ainda não sejam constantes, verifica-se que há potencial de classificar o ECC como autorregenerante. Todavia, a cura após fissuração impacta diretamente nas propriedades mecânicas e físicas residuais.

Figura 62 – Surgimento de nova fissura durante ensaio residual de tração na flexão em ECC (constatação visual por MO)



Fonte: Adaptado de Ying-Zi, Lepech e Li (2005, p. 240).

Para Li, V. (2019), o surgimento de novas fissuras já caracteriza a autorregeneração do ECC. Da mesma maneira, Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2013) constataram a autorregeneração de ECC por meio dos testes de flexão.

### 2.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS DA REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Ao longo da explanação dos assuntos voltados ao ECC e à cicatrização, percebe-se que ainda há lacunas no desenvolvimento do ECC, principalmente, utilizando os materiais disponíveis nas regiões do estudo. As investigações já foram iniciadas por outros pesquisadores e precisam ser aprofundadas cada vez mais. Com isso, deve-se avaliar a possibilidade de utilização dos insumos como os aglomerantes, adições pozolânicas e agregados disponíveis na região para o desenvolvimento do ECC.

Além dos insumos da matriz cimentícia, as investigações devem ser ampliadas às fibras disponíveis e compatíveis para a produção do ECC. As avaliações devem ser voltadas, tanto para o custo do reforço quanto o impacto que causará no comportamento mecânico do ECC. Então, ao invés de insistir na aplicação de fibras importadas, como PVA e PE, oportuniza-se a adição de fibras acessíveis regionalmente, podendo até serem coprodutos de outras indústrias. No

entanto, é preciso adequar os teores de adição e conhecer as propriedades do reforço, bem como compreender as características físicas da zona de interface fibra-matriz.

Associando os materiais da matriz do ECC e os reforços, pode-se desenvolver o compósito para diferentes aplicações. Constata-se as possibilidades de aplicação do ECC, sendo aplicado como revestimento ou até como material estrutural.

Para tanto, as avaliações devem ser representativas, adotando instrumentações normatizadas ou já retratadas em publicações. Para o desenvolvimento do ECC faz-se necessário o uso de ensaios que submetam os exemplares a esforços de tração, podendo ser uniaxial ou por flexão. No entanto, a caracterização convencional de um compósito cimentício também se faz necessária, contemplando a resistência à compressão, módulo de elasticidade, absorção de água, entre outras propriedades.

Verifica-se também a oportunidade de aprofundar os conhecimentos no comportamento de cicatrização destes compósitos, que, na maioria das pesquisas, restringe-se à contribuição das pozolanas. Como alternativa, observa-se a possibilidade de inserir agentes de cicatrização autônoma de maneira híbrida, que podem aumentar a eficiência da cicatrização e otimizar o tempo de resposta do conjunto.

Para iniciar a avaliação da cicatrização e regeneração destes compósitos cimentícios, compreende-se a importância de realizar os ensaios de fissuração, estabelecendo patamares de tensão ou taxas de deformação que representem as condições reais dos sistemas. Realizar análises visuais e químicas para caracterização dos produtos da cicatrização faz com que se tenha mais conhecimento sobre o processo e eficiência da cicatrização nestes compósitos. Também, destaca-se os ensaios para determinação das tensões residuais, que ocorrem após os períodos de cicatrização para validação da regeneração.

Comumente, a cicatrização do ECC é vinculada à atividade pozolânica. No entanto, constata-se a viabilidade de analisar o impacto da adição de agentes autônomos na velocidade e potencial de cicatrização (espessura máxima da fissura), bem como na qualidade dos produtos gerados dentro das fissuras. Também, é preciso alternar as condições de cura dos compósitos, submetendo aos ciclos de molhagem e secagem, sendo esta uma exposição comum às estruturas no ambiente. Quanto a isso, espera-se uma dificuldade maior dos agentes de cicatrização dependentes da

umidade, como as pozolanas e cristalizantes. Por outro lado, as pesquisas apresentam indícios de selagem das fissuras por meio da lixiviação de cristais.

Diante das considerações apresentadas sobre o referencial bibliográfico e, conseqüentemente, das ações esperadas para esta pesquisa, os capítulos a seguir apresentam o programa experimental adotado e os resultados deste estudo.



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para o desenvolvimento de ECC autocicatrizantes com diferentes reforços e agentes de cicatrização foi necessário elaborar um programa experimental fundamentado em modelos teóricos e métodos experimentais, avaliando suas propriedades mecânicas, físicas e o percentual médio de cicatrização ( $MED_{cic}$ ) de fissuras. O desenvolvimento dos compósitos baseou-se na viabilidade técnica para a produção em escala industrial. Para tanto, utilizaram-se os materiais disponíveis e compatíveis na região do estudo. Este programa experimental visou apresentar os potenciais de cicatrização dos compósitos com diferentes agentes, evidenciando e explicando os tipos de ocorrência relacionados à formação de produtos de cicatrização.

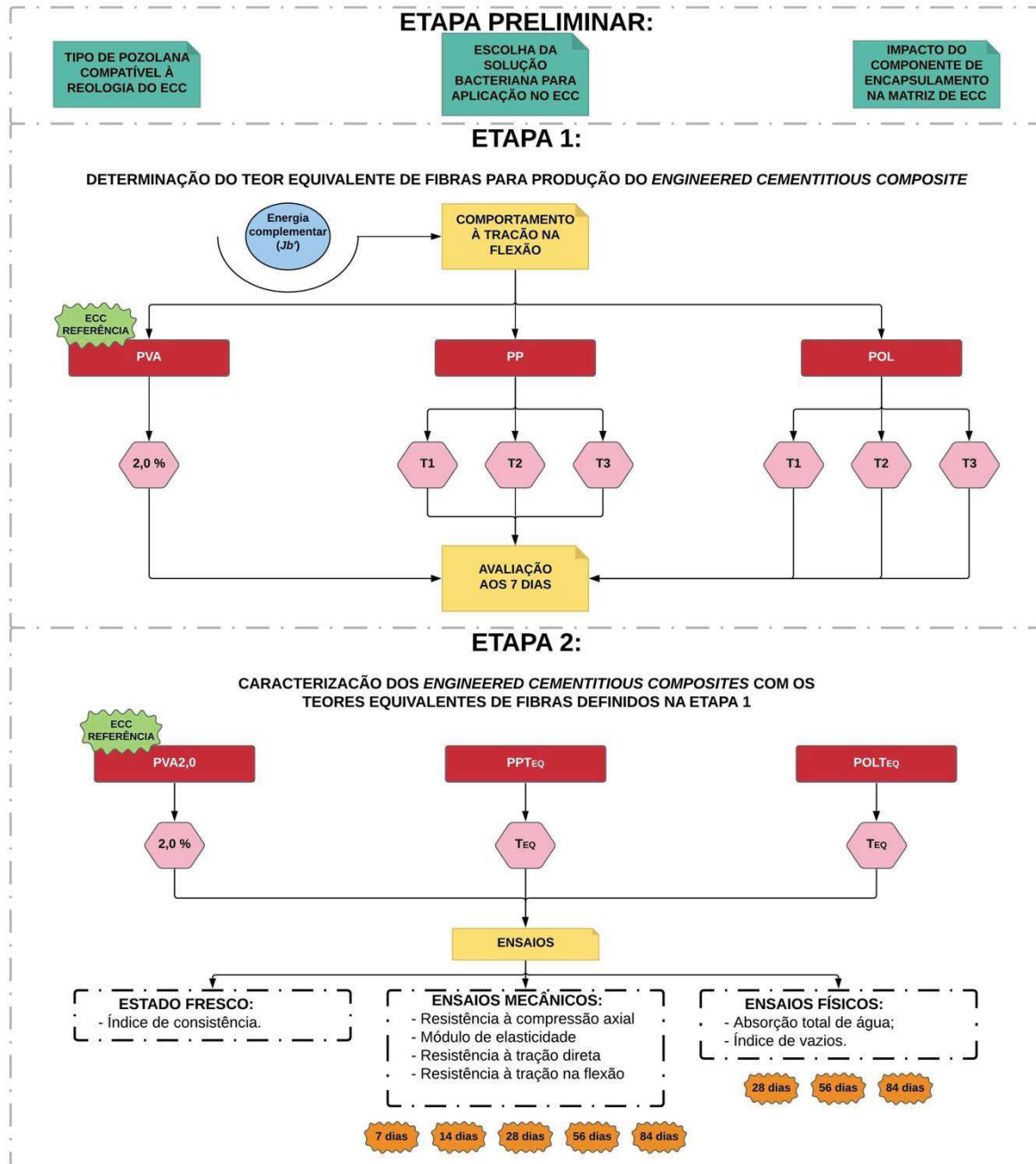
Os materiais utilizados na pesquisa foram adquiridos em jazidas e indústrias regionais, com exceção das fibras em PVA, importadas do Japão. A escolha dos materiais foi baseada no seu atendimento quanto aos requisitos necessários para a produção de um compósito cimentício, como a composição química, desempenho mecânico, impacto na reologia, durabilidade, localidade e custo-benefício.

A variação nas proporções dos traços foi definida por meio de referências bibliográficas. A matriz cimentícia foi escolhida após execução de pré-dosagens, sofrendo a incorporação variada de diferentes fibras (PVA, POL e PP) e agentes de cicatrização. No total, foram avaliadas 28 composições de ECC ao longo da pesquisa, sendo 7 para o desenvolvimento do ECC e 21 para avaliação do potencial de cicatrização destes compósitos.

O estudo foi estruturado em quatro etapas. As idades de análise da pesquisa estenderam-se até os 84 dias, com investigações em idades intermediárias. Na Figura 63 é apresentado o fluxograma geral da pesquisa, discriminando os processos de cada etapa.

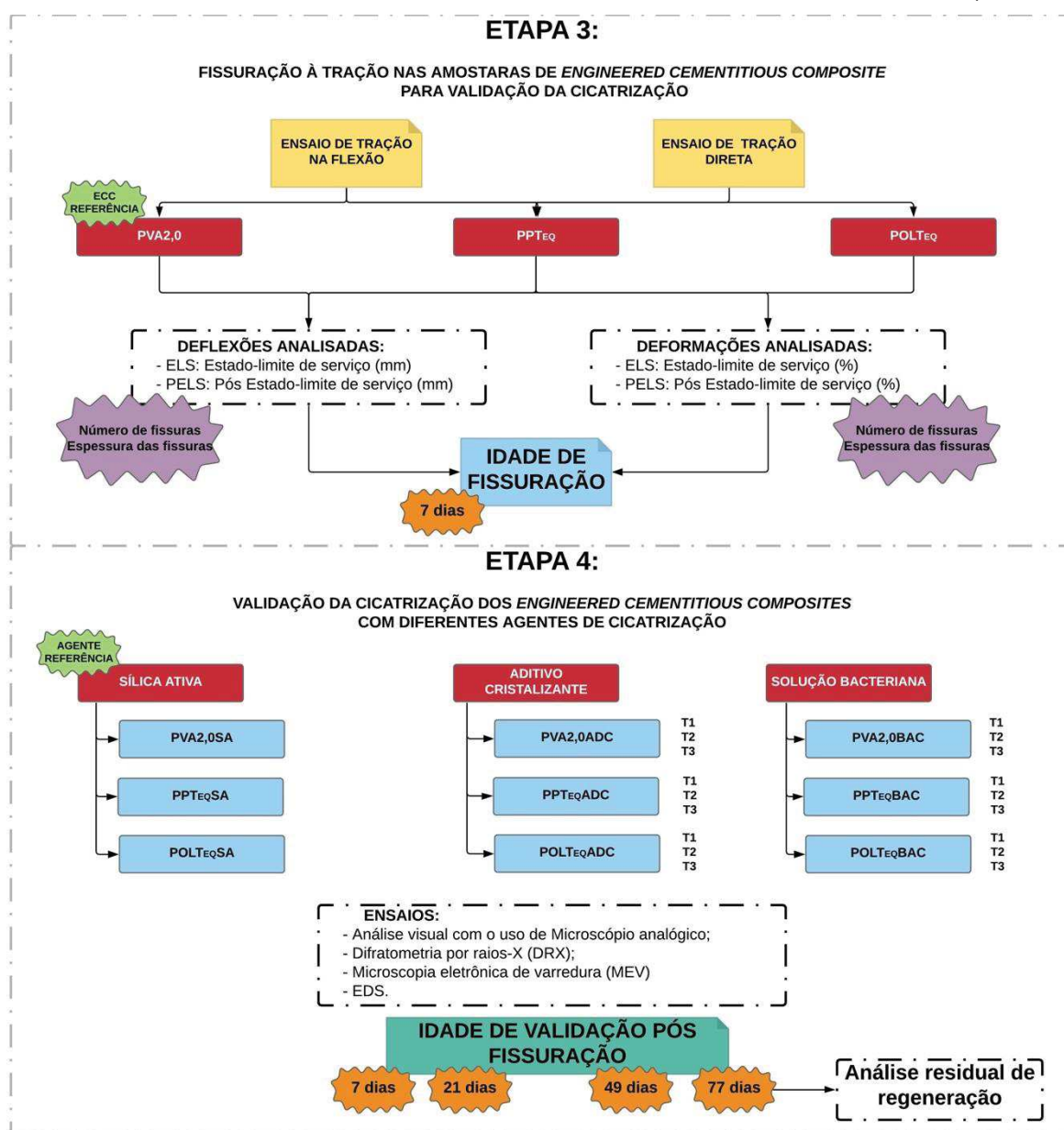
Figura 63 – Fluxograma geral da pesquisa

(continua)





(conclusão)



Fonte: Elaborada pelo autor.

Realizou-se uma etapa preliminar com o intuito de escolher o tipo e teor de material pozolânico com menor impacto na consistência da matriz de ECC, possibilitando a dispersão homogênea dos reforços pela mistura no estado fresco. Também, contemplando a etapa preliminar da pesquisa, fez-se a escolha do tipo de solução bacteriana a ser incorporada e os potenciais impactos no compósito provocados pelo material de encapsulamento da solução bacteriana. Após, procederam-se as quatro etapas principais do estudo.

Na Etapa 1 foram determinados os teores de adição de fibras poliméricas para concepção de um ECC com base em modelos teóricos fundamentados no comportamento *deflection-hardening*. Realizou-se a caracterização à tração na flexão dos compósitos com consumos de fibras variados, para que fosse possível determinar um teor equivalente entre os reforços. Os teores equivalentes foram definidos aos 7 dias de cura, fundamentados pelo modelo de energia complementar ( $J_b'$ ), apresentado por Bentur e Mindess (2007) e Lhoneux *et al.* (2002). Nesta etapa foram determinados os três compósitos equivalentes, contemplando as três fibras poliméricas utilizadas.

A Etapa 2 contemplou a caracterização no estado fresco e endurecido dos três compósitos com  $J_b'$  equivalentes determinados na Etapa 1. Com base na caracterização dos compósitos, foi feita a classificação, utilizando os requisitos definidos por Li, V. (2019), sendo esperado obter, no mínimo, a classificação de ECC estrutural. As características investigadas foram a resistência à compressão axial, módulo de elasticidade, resistência à tração, absorção de água e índice de vazios. As idades de investigação foram aos 7, 14, 28, 56 e 84 dias, sendo esta última a idade utilizada para classificação de cada ECC.

Na Etapa 3, realizou-se a indução de fissuras dos corpos de prova em diferentes estágios de fissuração. Após a formação de fissuras, iniciou-se a Etapa 4 para determinar o potencial de cicatrização e possível regeneração dos compósitos. As idades de análise iniciaram aos 7 dias de cura na Etapa 3.

Na Etapa 4 foi investigado o comportamento dos compósitos em duas condições de cura, a saturada (SAT) e ciclos de molhagem e secagem (MS). As análises iniciaram aos 7 dias pós-fissuração e encerraram nos 77 dias pós-fissuração (7+77 dias).

Para realização do programa experimental, utilizou-se a infraestrutura da Universidade do Vale do Rio dos Sinos (UNISINOS), principalmente as instalações do Itt Performance. A Tabela 14 apresenta as propriedades e informações obtidas em cada etapa, número de amostras e siglas adotadas para cada compósito estudado.

Tabela 14 – Programa experimental da pesquisa

Etapas	Montagem Sigla				Quantidade de amostras				Propriedades avaliadas
	Fibra	Teor de fibras	Agente cicatrizante	Teor de cicatrizante	Placas	Dogbone	Cilindros	Prismas	
1	PVA	2,0			4	-	-	-	$J_b'$ , $\sigma_{tf, fis}$
	POL	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	SA	-	12	-	-	-	
	PP	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>			12	-	-	-	
2	PVA	2,0			20	20	39	20	$\sigma_{tf, fis}$ , $\sigma_{tf}$ , $\varepsilon_{tf}$
	POL	T <sub>EQ</sub>	SA	-	20	20	39	20	
	PP	T <sub>EQ</sub>			20	20	39	20	
			SA	-	8	8	-	-	
	PVA	2,0	ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	-	-	
3 e 4			BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	-	-	DRX MEV e MO
			SA	-	8	8	-	-	
	POL	T <sub>EQ</sub>	ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	-	-	
			BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	-	-	
			SA	-	8	8	-	-	
			ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	-	-	
	PP	T <sub>EQ</sub>	BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	-	-	
								$MED_{cic}$ , $POT_{reg}$	
								$\sigma_{tf, fis}$ , $\sigma_{tf}$ , $\varepsilon_{tf}$	
								$\sigma_{td, fis}$ , $\sigma_{td}$ , $\varepsilon_{td}$	

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota: (T<sub>1,2,3</sub>) – teor de incorporação dos reforços e agentes de cicatrização; (T<sub>EQ</sub>) – teor equivalente; (SA) – sílica ativa; (ADC) – aditivo cristalizante; (BAC) – solução bacteriana; (DRX) – difratometria por raios-X; (MEV) – microscopia eletrônica de varredura; (MO) – microscópio óptico.

As etapas do programa experimental são detalhadas ao longo deste capítulo.

### 3.1 SELEÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

Os materiais selecionados para a pesquisa foram adquiridos na região da grande Porto Alegre, sendo comercializados, produzidos e extraídos nesta localidade, com exceção das fibras de álcool polivinílico (PVA), originárias do Japão. O aditivo químico cristalizante e a sílica ativa foram trazidos do estado de São Paulo. A colônia de bactérias foi doada pela Empresa Brasileira de Pesquisa Agropecuária (EMBRAPA), sendo fornecidas para uso exclusivo desse grupo de pesquisa. Os itens a seguir apresentam com detalhes os materiais necessários para o desenvolvimento dos ECCs autocicatrizantes.

#### 3.1.1 Cimento

O aglomerante hidráulico utilizado nesta pesquisa foi o cimento CP II-F40, cedido por empresa da indústria concreteira. A justificativa para a escolha do CP II-F40 foi a inexistência de materiais pozolânicos. Quando se avalia a cicatrização de uma matriz cimentícia, deve-se evitar incertezas relacionadas ao teor de pozolanas existente, pois reflete tanto nas propriedades mecânicas do compósito quanto na sua cicatrização. Portanto, utilizar um cimento sem adições pozolânicas foi fundamental, sendo possível conhecer a real quantidade de material pozolânico na matriz.

Pode-se considerar que a granulometria do cimento escolhido é compatível às recomendações de Li, V. (2019) para a produção dos ECCs por auxiliar na reologia da matriz e beneficiar a zona de interface entre reforço e matriz cimentícia. As características do cimento utilizado são apresentadas na Tabela 15.

Tabela 15 – Características químicas e físicas do cimento utilizado

<i>Parâmetro</i>	<i>ABNT NBR 16697:2018</i>	<i>Resultados</i>
Tempo de início de pega (horas)	≥1	3,12
MgO (%)	-	2,76
Perda ao fogo (%)	≤ 12,5	6,13
Resíduo insolúvel (%)	≤ 7,5	0,94
SO <sub>3</sub> (%)	≤ 4,5	3,13

Fonte: Dados do fabricante.

O cimento foi caracterizado pelo procedimento de granulometria a laser, utilizando como fluido álcool isopropílico e o equipamento Microtrac, modelo S3500. Foi realizado ensaio de área de superfície por isoterma Brunauer, Emmett e Teller (BET). Para tal, empregou-se o equipamento TriStar Plus, da marca Micromeritics. Para sua análise, contou-se com o software MicroActive for TriStar II Plus 2.02. Para o ensaio, a amostra foi preparada com temperatura de 200 °C por 24 horas e a vácuo. Foi ainda realizado ensaio de massa específica pelo método do picnômetro, com uso de gás Hélio. Os equipamentos para os ensaios de BET, massa específica e de granulometria a laser pertencem ao Laboratório de Caracterização e valorização dos materiais (LCVMat – UNISINOS). A Tabela 16 apresenta a distribuição granulométrica do cimento utilizando o D10, D50 e D90.

Tabela 16 – Diâmetros equivalentes do cimento utilizado

<i>Diâmetro (%)</i>	<i>Dimensão da partícula (<math>\mu\text{m}</math>)</i>
10	5,56
50	13,53
90	28,56
<i>Média</i>	15,88

Fonte: Elaborada pelo autor.

As propriedades químicas do lote de cimento utilizado foram fornecidas pelo fabricante<sup>1</sup> e estão retratadas na Tabela 17.

Tabela 17 – Elementos químicos, em percentual, identificados pela técnica de FRX do cimento

<i>Componentes Químicos</i>	<i>Teor Médio (%)</i>
Óxido de Cálcio (CaO)	61,02
Óxido de Ferro (Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	2,63
Trióxido de Enxofre (SO <sub>3</sub> )	2,76
Óxido de Magnésio (MgO)	4,33
Dióxido de Silício (SiO <sub>2</sub> )	18,48
Óxido de Alumínio (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	4,24
Perda ao Fogo (PF)	4,99
Resíduo Insolúvel (RI)	1,10

Fonte: Dados do fabricante.

<sup>1</sup> Dados reais da Empresa X cuja identidade fica, a pedido, preservada.

De acordo com as informações obtidas pelo fabricante do produto, o cimento utilizado nessa pesquisa atende aos requisitos da ABNT NBR 16697 (ABNT, 2018b). A massa específica do material foi de  $3,005 \text{ g/cm}^3$ , sendo obtida por meio do ensaio especificado pela ABNT NBR 16605:2017 (ABNT, 2017b). A área superficial obtida pela técnica de BET foi de  $2,0474 \text{ m}^2/\text{g}$ .

### 3.1.2 Sílica ativa

A sílica ativa utilizada nesta pesquisa é densificada e de origem metalúrgica, obtido do processo de fabricação do silício metálico ou ferro silício, fornecida pela empresa Tecnosil. Sua composição química foi obtida por meio do ensaio de FRX, conforme apresenta a Tabela 18.

Tabela 18 – Elementos químicos, em percentual, identificados pela técnica de FRX da sílica ativa

<i>Composto químico</i>	<i>Teor (%)</i>
SiO <sub>2</sub>	89,49
MgO	4,49
K <sub>2</sub> O	2,57
CaO	1,22
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,00
P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	0,88
Cl	0,64
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,10

Fonte: Elaborada pelo autor.

A caracterização granulométrica da sílica ativa utilizada neste estudo foi obtida por meio de análise a laser e em meio úmido. Os ensaios foram feitos no Laboratório de Caracterização e Valorização de Materiais (LCVMat - UNISINOS), assim como no cimento. A Tabela 19 apresenta a distribuição granulométrica da sílica ativa utilizando o D10, D50 e D90.

Tabela 19 – Diâmetros equivalentes da sílica ativa

<i>Diâmetro (%)</i>	<i>Dimensão da partícula (<math>\mu\text{m}</math>)</i>
10	1,09
50	7,16
90	15,95
<i>Média</i>	8,07

Fonte: Elaborada pelo autor

De acordo com as informações obtidas pelo fabricante do produto (Tecnosil Ltda.), a massa específica do material foi de 2,220 g/cm<sup>3</sup>. A área superficial específica deste material foi de 27,5332 m<sup>2</sup>/g.

### 3.1.3 Agregados miúdos

O agregado miúdo utilizado para a produção de cada ECC foi a areia fina natural de rio. Esta areia é utilizada pelo setor da construção civil na região, principalmente, por concreteiras e indústrias de pré-fabricados. Como aspectos técnicos para a escolha da areia fina, verificou-se que para a dosagem de ECCs é necessário que o agregado miúdo tenha grãos de dimensões próximas de 600  $\mu\text{m}$ . A granulometria deste agregado tende a melhorar as propriedades no estado fresco da mistura.

Os ensaios para caracterização da areia foram realizados no Laboratório de Engenharia Civil da UNISINOS, seguindo as recomendações das normas técnicas ABNT NBR NM 45:2006 e ABNT NBR NM 52:2009 (ABNT, 2006, 2009). As características do agregado miúdo e sua distribuição granulométrica estão ilustradas na Tabela 20.

Tabela 20 – Composição granulométrica do agregado miúdo e suas propriedades

<i>Peneira (mm)</i>	<i>Areia Fina</i>	
	<i>Retida (%)</i>	<i>Acumulada (%)</i>
6,3	0,0	0,0
4,8	0,0	0,0
2,4	0,0	0,0
1,2	0,0	0,0
0,6	1,2	1,2
0,3	20,0	21,2
0,15	74,6	95,8
Fundo (< 0,15)	4,2	100,0
Dimensão máxima		0,6 mm
Módulo de Finura		1,18
Massa Unitária		1,58 g/cm <sup>3</sup>
Massa Específica		2,63 g/cm <sup>3</sup>

Fonte: Elaborada pelo autor.



### 3.1.4 Aditivo químico superplastificante

Visto que a quantidade de materiais finos utilizada aos ECCs é relevante, bem como o teor de fibras poliméricas, torna-se necessário fazer o uso de aditivos superplastificantes. Sendo assim, o teor de aditivo superplastificante adotado foi de 3% em relação à massa de aglomerante, mantendo a relação  $a/a_{gl}$ . O aditivo químico superplastificante utilizado foi de quarta geração à base de policarboxilatos com teor de sólidos suspensos de 42%.

A denominação comercial do aditivo superplastificante utilizado é Powerflow 4001, fabricado pela empresa MC Bauchmie Ltda. A produção e controle desse material seguiu os procedimentos da ABNT NBR 11768:2011 (ABNT, 2011). A caracterização química do aditivo é apresentada na Tabela 21.

Tabela 21 – Composição do aditivo superplastificante utilizado na pesquisa

<i>Componentes</i>	<i>Quantidade</i>
<i>Teor de sólidos</i>	42%
<i>Densidade do líquido</i>	1,12 g/cm <sup>3</sup>
<i>pH</i>	6,72
<i>Cor</i>	Marrom

Fonte: Adaptado de Dados do fabricante.

### 3.1.5 Fibras poliméricas

O estudo contou com a utilização de três tipos de fibras poliméricas: álcool polivinílico (PVA), recicladas de poliéster (POL) e polipropileno (PP). As fibras de PVA foram importadas do Japão. Já as demais foram adquiridas no mercado regional.

As fibras recicladas de POL precisaram ser cortadas mecanicamente, com comprimentos iguais aos demais reforços, pois foram extraídas de cordas usadas compostas por filamentos com mais de 90 metros de comprimento. As fibras de PP e PVA vieram cortadas e prontas para uso. A Figura 64 ilustra as fibras utilizadas na elaboração do trabalho.

Figura 64 – Fibras utilizadas na confecção dos ECCs desta pesquisa



Fonte: Elaborada pelo autor.

A escolha das fibras de PVA deu-se pelo fato de serem amplamente utilizadas nas pesquisas relacionadas ao desenvolvimento do ECC. São reforços nobres, com propriedades mecânicas superiores às demais fibras poliméricas, além de ser o único reforço que interage quimicamente com a matriz cimentícia. As fibras de PVA escolhidas para o desenvolvimento desta pesquisa são denominadas RECS-15, com 12 mm de comprimento, superfície lisa, sem ancoragem nas extremidades e produzidas pela empresa Kuraray SA.

As fibras recicladas de poliéster foram selecionadas por serem consideradas reforços promissores às matrizes cimentícias, conforme Ehrenbring *et al.* (2019), e ainda não foram investigadas na concepção de ECCs. Além dos potenciais mecânicos, a reutilização do POL possibilita diminuir o impacto ambiental gerado pelo seu descarte no meio ambiente, além de proporcionar mais opções de uso aos fabricantes deste coproduto, o qual é manufaturado nos ramos de vestuário e cordoaria. A utilização deste tipo de coproduto como reforço diminui os custos na produção dos ECCs, os quais, atualmente, tem no seu reforço um valor que contribui em mais de 60% do custo total.

Com isso, as fibras de POL utilizadas na pesquisa são materiais reciclados utilizados na fabricação de cordas para ancoragem de navios e plataformas petrolíferas. Sua confecção é realizada na cidade de São Leopoldo/RS. Estas não possuem denominação comercial. Os reforços foram confeccionados a partir dos filamentos que compõem o miolo das cordas usadas há 15 anos. Deste modo, não foi preciso fazer a lavagem dos reforços, apenas realizar o corte.

Com ampla disponibilidade de mercado e custo relativamente baixo, as fibras de PP apresentam propriedades mecânicas e físicas inferiores às fibras de PVA e POL. Porém, Muñoz Rodríguez (2018) mostrou ser possível utilizá-las na concepção

de ECCs, mesmo que alguns resultados não atingissem a classificação mínima atualizada por Li, V. (2019). As fibras de PP escolhidas para o desenvolvimento desta pesquisa possuem 12 mm de comprimento, superfície lisa, sem ancoragem nas extremidades e produzidas pela empresa Neomatex Ltda.

As propriedades e as características de cada fibra utilizada são apresentadas na Tabela 22. As propriedades mecânicas dos reforços foram avaliadas e repassadas pelos fornecedores dos produtos.

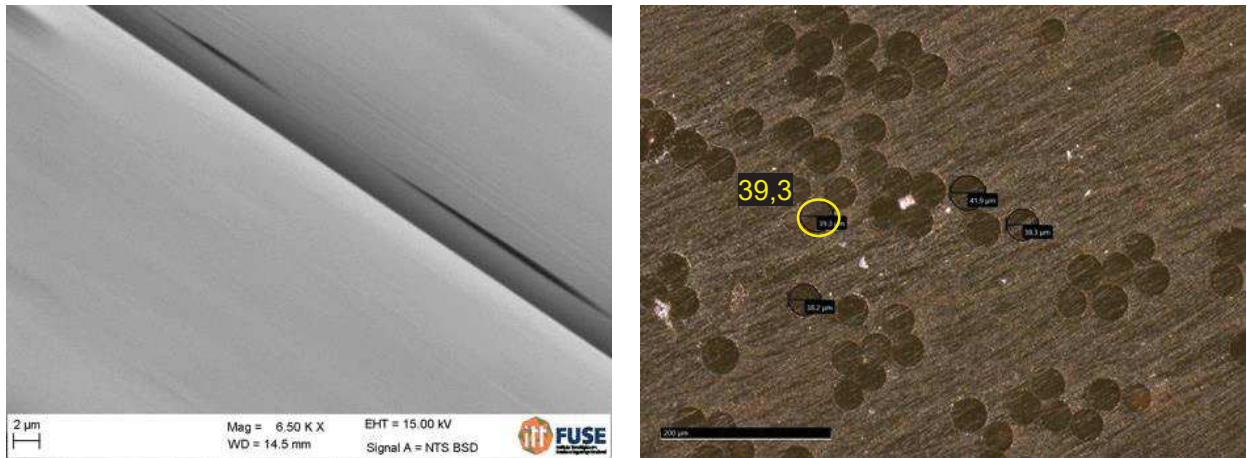
Tabela 22 – Propriedades dos reforços poliméricos conforme fornecedores

<i>Propriedades</i>	<i>Fibras</i>		
	<i>POL</i>	<i>PVA</i>	<i>PP</i>
<i>Diâmetro (<math>\mu\text{m}</math>)</i>	36	40	15
<i>Comprimento (mm)</i>	12	12	12
<i>Fator de forma (l/d)</i>	315	300	800
<i>Resistência à tração (MPa)</i>	700	1600	400
<i>Módulo de elasticidade (GPa)</i>	8,0	41	5,0
<i>Alongamento (%)</i>	11,5	6,0	25,0
<i>Densidade (<math>\text{g}/\text{cm}^3</math>)</i>	1,40	1,30	0,91

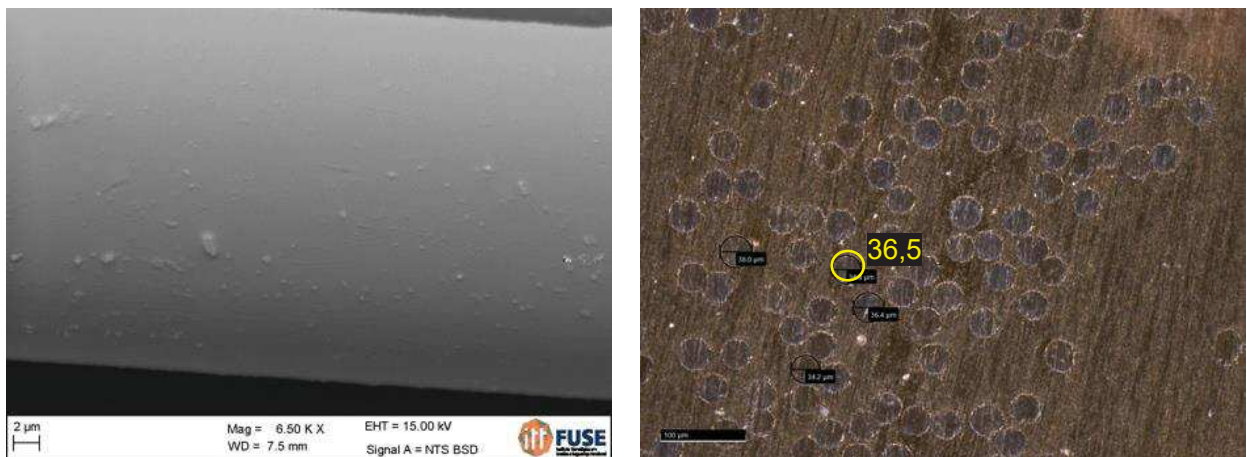
Fonte: Elaborada pelo autor

Verifica-se na Tabela 22 as diferentes propriedades mecânicas de cada reforço, bem como sua densidade. No entanto, a fim de diminuir o impacto do aspecto geométrico dos reforços, adotaram-se fibras de comprimentos e diâmetros semelhantes, assim os fatores de forma permaneceram próximos. Na Figura 65 é apresentada uma análise microscópica das fibras poliméricas estudadas, com o intuito de averiguar sua superfície e diâmetro.

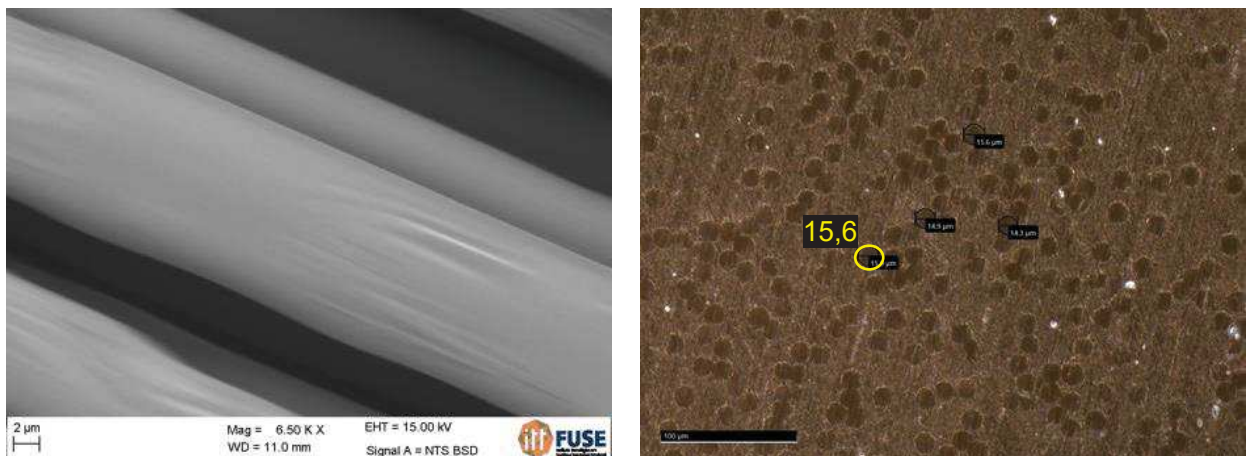
Figura 65 – Conformação (a) superficial do reforço por MEV e (b) diâmetro de cada fibra polimérica utilizando o *SmartZoom*



PVA



POL



PP

(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nas imagens apresentadas, verifica-se que o acabamento superficial dos reforços é liso, correspondendo às informações fornecidas pelos fabricantes. Nas

fibras de POL é possível identificar algumas anomalias e pontos de saliência na superfície. Os diâmetros também são compatíveis às informações comunicadas.

### 3.1.6 Agentes de cicatrização

No estudo foram selecionados diferentes agentes de cicatrização, sendo um autógeno e dois autônomos. Alteraram-se as concentrações dos agentes autônomos. A descrição detalhada dos agentes de cicatrização é feita nos próximos itens.

#### 3.1.6.1 Sílica ativa

Conforme descrito no item 3.1.2 desta tese.

#### 3.1.6.2 Aditivo químico cristalizante

Dentre as opções de aditivos químicos cristalizantes disponíveis, adotou-se o material na forma de pó para inserção durante o processo de mistura. A denominação comercial do produto é Xypex Admix C-500 fabricado pela empresa MC Bauchmie Ltda. A composição química do cristalizante foi obtida por meio do ensaio de FRX, conforme apresenta a Tabela 23.

Tabela 23 – Elementos químicos, em percentual, identificados pela técnica de FRX do aditivo cristalizante

<i>Composto químico</i>	<i>Teor (%)</i>
CaO	68,90
SiO <sub>2</sub>	14,41
SO <sub>3</sub>	5,95
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	4,31
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,36
SrO	2,27
K <sub>2</sub> O	0,52
MgO	0,48
TiO <sub>2</sub>	0,19
Cl	0,11
MnO	0,08
ZnO	0,03
BaO	0,03
ZrO <sub>2</sub>	0,01
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,01
CuO	0,01

Fonte: Elaborada pelo autor.



Os compósitos da pesquisa foram enriquecidos com diferentes teores, sendo eles 0,8% (T<sub>1</sub>), 1,0% (T<sub>2</sub>) e 2,0% (T<sub>3</sub>) em relação à massa de cimento. O teor de 0,8% é recomendado pelo próprio fabricante e considerado usual na dosagem de concretos cristalizantes. Os demais teores foram fundamentados por pesquisas científicas, que adotaram o mesmo tipo de aditivo cristalizante (HELENE *et al.*, 2018; NEVERKOVICA; KORJAKINS, 2015; RAVITHEJA; REDDY; SASHIDHAR, 2019; ROIG-FLORES *et al.*, 2015; SISOMPHON; COPUROGLU; KOENDERS, 2013).

### 3.1.6.3 Solução bacteriana

As bactérias utilizadas para preparação da solução bacteriana desta pesquisa foram escolhidas com base nos resultados apresentados pelas pesquisas de Pacheco (2020) e Schwantes-Cezario *et al.* (2017), sendo denominada *Bacillus subtilis* AP91. Além dos resultados relacionados à cicatrização, Vijay, Murmu e Deo (2017) confirmaram que essa espécie de bactéria escolhida apresenta resistência adequada quando inseridas em matrizes cimentícias. A concentração de bactérias na solução também foi verificada por Vijay, Murmu e Deo (2017), atingindo os melhores resultados de cicatrização, com a concentração de 10<sup>8</sup> UFC/ml.

A solução bacteriana foi encapsulada em perlita expandida por esse agregado ter uma estrutura porosa composta por canais de distribuição do agente de regeneração. Assim, Pacheco (2020) considerou este agregado como uma opção adequada ao encapsulamento para sobrevivência do microrganismo no ECC. Também, fez-se a escolha pela perlita expandida devido a sua distribuição granulométrica, compatível ao agregado miúdo natural utilizado nesta pesquisa.

Os teores de substituição da perlita praticados nesta pesquisa foram de 10, 20 e 30% em volume de agregado miúdo natural. A escolha dos percentuais de substituição foi feita com base na pesquisa realizada por Pacheco (2020). Nesta pesquisa, foi verificada a distribuição da perlita expandida pela matriz por meio da microtomografia 3D, uma vez que é importante aumentar a área de atuação do agente autogênico.

A preparação da solução bacteriana, caracterização da perlita expandida e as técnicas de encapsulamento utilizadas, são apresentadas nos próximos itens. Para realização destes procedimentos, utilizou-se a infraestrutura do Laboratório de Toxicologia e Biologia Molecular e do Laboratório de Construção Civil da UNISINOS.

### 3.1.6.3.1 Preparação da solução bacteriana

A preparação da solução bacteriana foi feita seguindo os procedimentos adotados por Pacheco (2020). A solução bacteriana foi preparada em base de tampão de fosfato. A composição da solução tampão fosfato é apresentada na Tabela 24.

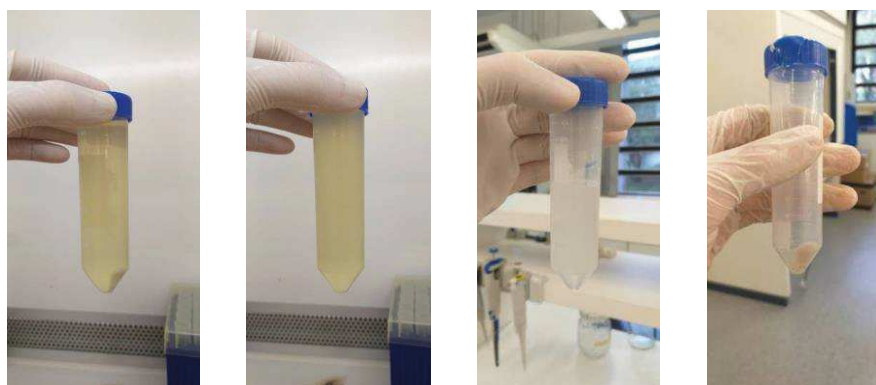
Tabela 24 – Composição da solução tampão fosfato

<i>Solvente</i>	<i>Soluto</i>	<i>Concentração</i>	<i>Fabricante</i>
Água deionizada	Fosfato de sódio (bibásico-anidro)	1,05 g/l	Neon
	Fosfato de sódio (monobásico hidratado)	0,36 g/l	Nuclear
	Cloreto e sódio	8,17 g/l	Êxodo científica

Fonte: Pacheco (2020, p. 327).

As bactérias foram dispersas em meio Luria Bertani (LB) e colocadas em agitadores orbitais por dois dias. Após, elas foram diluídas na solução de tampão fosfato. Em seguida, o material foi centrifugado a uma velocidade de 4000 rpm por 3 minutos. Assim, foi possível separar as bactérias do meio de cultura (LB). Seguindo o mesmo procedimento de centrifugação, as bactérias foram lavadas 4 vezes através da solução fosfato. A lavagem é necessária para separar a matéria orgânica do meio líquido da solução bacteriana, conforme Figura 66.

Figura 66 – Procedimento de lavagem com uso da solução tampão fosfato



Fonte: Pacheco (2020, f. 328).

Após a lavagem, as soluções foram diluídas em tampão fosfato, sendo realizada a medição da absorbância para determinar a concentração de bactérias na solução, fixada em  $10^8$  UFC/ml. Finalizado o preparo, a solução foi disposta em



câmara fria por 2 dias a 8 °C, estimulando a esporulação das bactérias e mantendo a concentração arbitrada.

### 3.1.6.3.2 Propriedades da perlita e encapsulamento da solução bacteriana

A perlita expandida utilizada é uma rocha amorfa de silicato aluminato vulcânica que se expande rapidamente entre temperaturas de 900 e 1200 °C, possuindo baixa resistência e alta porosidade (PACHECO, 2020). Neste estudo, a perlita expandida (PE) foi fornecida pela empresa Pervale Minerais, com grãos de até 1,2 mm de dimensão. No entanto, utilizou-se os agregados leves em apenas uma faixa granulométrica, de  $300\mu\text{m} \leq \leq 600\mu\text{m}$ . Não foi verificada a distribuição granulométrica da perlita, pois só uma faixa granulométrica interessava. Com isso, foi possível adicionar agregados nas dimensões próximas aos naturais. A média da massa unitária da PE foi de 110,1 kg/m<sup>3</sup>. A composição química da perlita expandida utilizada é apresentada na Tabela 25.

Tabela 25 – Composição química da perlita expandida

<i>Componentes</i>	<i>Faixa de valores indicada pelo fabricante (%)</i>	
SiO <sub>2</sub>	71,00	78,00
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,50	15,00
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,30	1,20
TiO <sub>2</sub>	0,01	0,01
CaO	0,30	1,20
MgO	0,10	0,30
Na <sub>2</sub> O	2,50	4,20
K <sub>2</sub> O	3,00	7,00
SO <sub>3</sub>	0,01	0,01
P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	0,01	0,03
MnO	0,01	0,04
Perda ao fogo	0,1	2,00

Fonte: Dados do Fabricante (2018).

Após a separação do agregado na faixa granulométrica desejada, iniciou-se o processo de encapsulamento da solução bacteriana. Então, a perlita expandida ficou submersa por 3 horas nesta solução. Com isso, fez-se a pré-saturação do agregado leve. Em seguida, as cápsulas pré-saturadas em solução foram postas em câmara de vácuo por 30 minutos, conforme instrumentação apresentada na Figura 67.

Figura 67 – Dessecador em vidro utilizado para criar a câmara de vácuo



Fonte: Elaborada pelo autor.

Após o procedimento à vácuo, as cápsulas foram secas em estufa a 45 °C por 4 dias. Durante a secagem, foi aspergido lactato de cálcio, que é o nutriente a ser consumido pelas bactérias. A composição do lactato de cálcio é apresentada na Tabela 26.

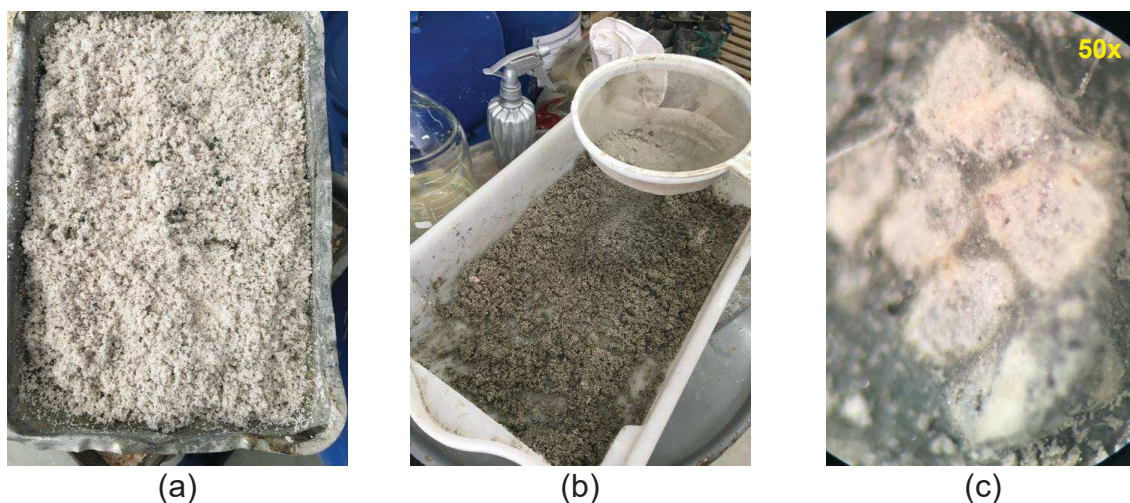
Tabela 26 – Composição da solução de lactato de cálcio

<i>Solvente</i>	<i>Soluto</i>	<i>Concentração</i>	<i>Fabricante</i>
Água deionizada	Lactato de cálcio	8 g/l	Himedia
	Extrato de levedura	1 g/l	Synth

Fonte: Pacheco (2020, f. 328).

As perlitas com a solução bacteriana impregnada receberam o polvilhamento de cimento CII-F40 para proteção mecânica, conforme descrito por Sisomphon, Copuroglu e Fraaij (2011) e Pacheco (2020). Neste processo, houve novamente a aspersão do lactato de cálcio sobre as cápsulas. Após, as cápsulas permaneceram em cura úmida por 5 dias antes da aplicação no ECC. O procedimento de polvilhamento e verificação da casca de cimento nas perlitas é evidenciado na Figura 68.

Figura 68 – Etapas de polvilhamento do cimento nas cápsulas: (a) após saturação e vácuo, (b) polvilhamento do cimento e (c) perlita com a envoltória em cimento (microscópio óptico)



(a)

(b)

(c)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Após o processo de encapsulamento, realizou-se uma nova verificação da faixa granulométrica do agregado leve com a proteção de cimento, a fim de manter em  $300\mu m \leq 600\mu m$ . A massa unitária da cápsula com a impregnação da solução bacteriana e envoltória com pasta de cimento foi de  $520\text{ kg/m}^3$ .

### 3.2 PROPORCIONAMENTO DOS MATERIAIS E HOMOGENEIZAÇÃO

A dosagem do ECC foi segmentada em dois momentos, sendo o primeiro relacionado à produção da matriz-padrão dos compósitos. Já em um segundo momento, foram determinados os teores de adição dos reforços poliméricos. As definições de proporções dos materiais da pesquisa foram embasadas pelos estudos de Magalhães (2010), Ranade *et al.* (2017) e Zhu *et al.* (2014).

Nos estudos referenciados, as pozolanas empregadas foram a cinza volante e sílica ativa, devido à acessibilidade ao material. No entanto, neste trabalho adotou-se apenas a sílica ativa como pozolana. É importante ressaltar que a cinza volante foi uma das alternativas encontradas para o desenvolvimento do ECC, por ser um material facilmente encontrado na região deste estudo e de custo baixo. Porém, houve a suspensão das partículas de CV no estado fresco e não foi possível produzir uma matriz fluida, o que inviabilizou seu uso. Com isso, após novos testes na etapa preliminar, verificou-se que a sílica ativa era a melhor opção para desenvolvimento do

compósito. O uso da sílica ativa para concepção do ECC também já foi feito pelos autores: Afefy e Mahmoud (2014), Deng (2018) e Qudah e Maalej (2014).

A proporção adotada para a sílica ativa foi a menor entre as testadas para que a matriz continuasse fluída e apresentasse resistência mecânica característica dos ECCs. Estas análises também foram feitas na etapa preliminar do estudo, como foi discutido no item 3.1.2. As variações nos aglomerantes provocaram o aumento no consumo do agregado miúdo.

A proporção de materiais adotada para o desenvolvimento da matriz-padrão de ECC foi de 1,00: 0,80: 1,20 (cimento: sílica ativa: areia fina), em massa. A relação  $a/a_{agl}$  foi fixada em 0,29, bem como o aditivo superplastificante, sendo 3 % em relação à massa total de aglomerantes. As variações dos teores de adição dos reforços poliméricos e agentes de cicatrização autônomos estão explicados ao longo deste capítulo. Na Tabela 27 é apresentado o quantitativo de material da matriz em kg/m<sup>3</sup>.

Tabela 27 – Proporção de materiais para confecção da matriz referência do ECC

<i>Materiais</i>	<i>Proporção</i>	<i>Quantidade (kg/m<sup>3</sup>)</i>
<i>Cimento</i>	1,00	618,8
<i>Sílica ativa</i>	0,80	495,0
<i>Areia fina</i>	1,20	742,5
<i>Consumo de água</i>	0,29	323,0
<i>Superplastificante</i>	0,03	33,4

Fonte: Elaborada pelo autor.

A massa específica do compósito com fibras no estado endurecido permaneceu entre 1875 e 1925 kg/m<sup>3</sup>, sendo esta pertencente à faixa elucidada por Deng e Liao (2018). Importante destacar que, no proporcionamento de materiais, o consumo de cimento permaneceu dentro a faixa praticada por outros autores (SIAD *et al.*, 2017; YANG, Y.; YANG, E.; LI, 2011), ou seja, próximo de 600 kg/m<sup>3</sup>. O aspecto visual desejado aos compósitos no estado fresco pode ser visualizado na Figura 69.

Figura 69 – Aspecto dos compósitos no estado fresco

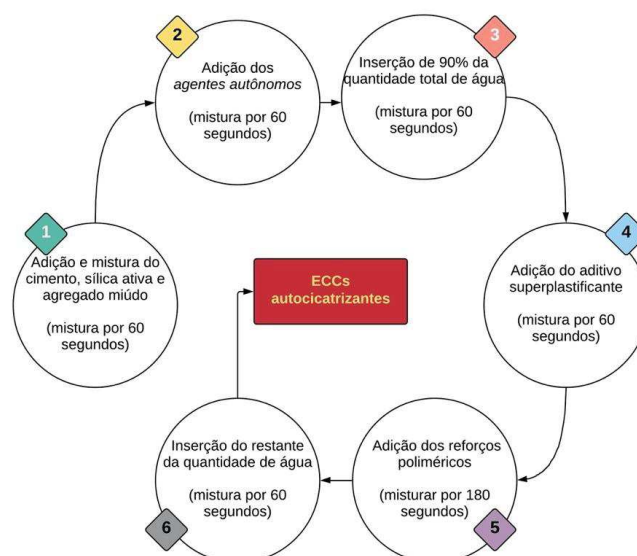


Fonte: Elaborada pelo autor.

O processo de homogeneização dos materiais foi realizado em misturador de eixo horizontal. A escolha do misturador foi baseada na sua capacidade volumétrica, facilidade funcional, cumprimento dos parâmetros experimentais e pela eficiência nos processos de homogeneização dos materiais.

Assim como para a definição do traço a ser utilizado na composição de cada ECC da pesquisa, foi necessário identificar pesquisas que orientassem os melhores procedimentos de mistura. Zhou *et al.* (2012) apresentaram um método de homogeneização, garantindo a integridade dos reforços adicionados e, conseqüentemente, resultados satisfatórios nos ensaios de caracterização mecânica. A seqüência de mistura escolhida aos ECCs é apresentada na Figura 70.

Figura 70 – Sequência de mistura dos materiais para a produção dos compósitos da pesquisa



Fonte: Elaborada pelo autor.



Com o compósito finalizado, realizaram-se os ensaios para a determinação do índice de consistência da matriz no estado fresco. Posteriormente, foi executada a moldagem dos corpos de prova especificados para cada etapa da pesquisa.

### 3.3 ETAPA 1 - DETERMINAÇÃO DO TEOR EQUIVALENTE DE ENTRE FIBRAS

A Etapa 1 iniciou após a caracterização completa de todos os materiais utilizados para a produção dos compósitos, mencionados no item 3.1.

Nesta etapa foi possível investigar o comportamento dos compósitos cimentícios flexíveis com diferentes reforços poliméricos. A quantidade de fibras inseridas nos ECCs foi obtida pelo modelo teórico apresentado por Bentur e Mindess (2007). A determinação do teor de reforços foi feita com base no comportamento *deflection-hardening*. O dimensionamento no *deflection-hardening* foi necessário, pois as fibras poliméricas de POL e PP não se ligam quimicamente à matriz e suas taxas de alongamento são maiores do que 10%. Com estas características, Bentur e Mindess (2007) e Li, V. (2019) especificam que o dimensionamento no *deflection-hardening* como a melhor alternativa ao desenvolvimento dos ECCs.

Para tanto, foram produzidos 7 compósitos distintos e caracterizados à tração na flexão aos 7 dias de idade. A Tabela 28 apresenta as propriedades obtidas e número de amostras de cada compósito estudado na Etapa 1.

Tabela 28 – Compósitos investigados à tração na flexão na Etapa 1

<i>Fibra</i>	<i>Teor de Fibras calculado</i>	<i>Sigla</i>	<i>Quantidade de placas</i>	<i>Propriedades avaliadas</i>
<i>PVA</i>	2,0	PVA2,0SA	4	$J_b'$ $\sigma_{tf, fis}$ $\sigma_{tf}$ $\varepsilon_{tf}$
	2,3	POL2,3SA	4	
<i>POL</i>	2,5	POL2,5SA	4	
	2,7	POL2,7SA	4	
<i>PP</i>	2,2	PP2,2SA	4	
	2,4	PP2,4SA	4	
	2,6	PP2,6SA	4	

Fonte: Elaborada pelo autor.

Como resultado desta etapa, obtiveram-se os teores equivalentes entre os reforços, sendo a análise fundamentada na teoria da energia complementar ( $J_b'$ ). As informações de cada processo da Etapa 1 são detalhadas nos itens a seguir.

### 3.3.1 Determinação dos teores de adição dos reforços (Modelo teórico)

Após aplicados os dados de entrada na equação elaborada por Bentur e Mindess (2007), os teores mínimos definidos estão apresentados na Tabela 29.

Tabela 29 – Teores mínimos de fibras definidos pelo modelo teórico de Bentur e Mindess (2007)

<i>Fibra</i>	$\tau_0$ (MPa)	<i>Coefficientes</i> <i>fixados</i>	$Vf_{min, deflexão}$ (%)	<i>Sigla</i>
PVA	2,5	$k = 0,70$	2,0	PVA2,0SA
	1,85		2,3	POL2,3SA
POL	1,70	$\lambda_1 = 0,25$	2,5	POL2,5SA
	1,55	$\lambda_2 = 1,20$	2,7	POL2,7SA
	0,80	$\lambda_3 = 1,00$	2,2	PP2,2SA
PP	0,75	$\alpha_1 = 0,10$	2,4	PP2,4SA
	0,68	$\alpha_2 = 0,50$	2,6	PP2,6SA

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se que, pelo modelo teórico utilizado, quanto menor o  $\tau_0$  maior será o volume mínimo de fibras no ECC. Ou seja, o  $\tau_0$  é uma propriedade muito importante no dimensionamento e desempenho do compósito flexível. Então, a principal diferença entre os compósitos desta pesquisa está relacionada à resistência de aderência das fibras. Assim, para que ECCs compostos com PP e POL atinjam o comportamento *deflection-hardening* os teores de adição permaneceram entre 2,2% e 2,7%.

As características de interação e da própria matriz devem ser especificadas para uma idade. Neste estudo, foi definida como idade de análise os 7 dias de cura, devido às investigações para teor equivalente e, conseqüentemente, cicatrização entre os ECCs.

Na escolha das fibras deste estudo foi ponderada a compatibilidade entre os comprimentos de cada reforço, estabelecido em 12 mm, bem como seus fatores de forma. Todavia, no caso das em PP, o fator de forma apresentou-se mais elevado e não havia possibilidade de ajustá-lo, em razão do diâmetro reduzido. Mesmo assim, deu-se seqüência ao estudo.



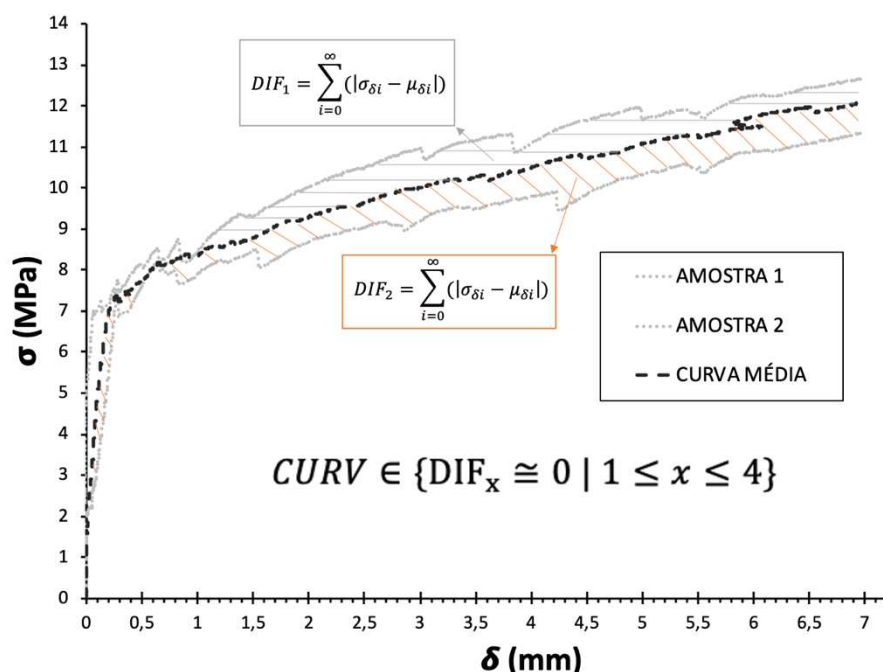
O valor de  $k$  adotado para esta pesquisa foi de 0,7, sendo indicado por Bentur e Mindess (2007) e Wille, Kim e Naaman (2011) como um valor adequado ao comportamento de *deflection-hardening*.

Em relação ao  $\tau_0$  das fibras, foram utilizados valores referenciados na literatura, quando adicionadas às matrizes cimentícias e aos 7 dias de idade (LI, V., 2019). Com base nos trabalhos pesquisados, verificou-se que o  $\tau_0$  das fibras de PVA apresenta valores entre 2,5 e 3,5 (YU, J. *et al.*, 2015; ZHANG, Z.; DING; QIAN, 2019). Para este trabalho, considerou-se um  $\tau_0$  de 2,5 MPa, sendo mais conservador para o desenvolvimento de ECC. Para as fibras de PP, foram identificados valores de  $\tau_0$  entre 0,34 a 1,02 MPa (LHONEUX *et al.*, 2002). Devido à incerteza sobre as resistências de aderência das fibras de PP às matrizes de ECC, definiram-se três valores de  $\tau_0$  dentro da faixa especificada, como apresenta a Tabela 29. Assim, esta decisão resultou em três ECCs com teores distintos de PP. Para as fibras de POL, adotou-se o mesmo procedimento das de PP, porém a faixa de  $\tau_0$  indicada era de 0,50 a 2,0 MPa, conforme Rathod e Patodi (2010).

### 3.3.2 Definição da curva representante entre os ECCs

Realizou-se uma análise estatística para definir a curva representante do lote de ECC, sendo aquela de menor variação em relação à média. Deste modo, a fim de definir a curva representante (*CURV*) para cada ECC desenvolvido neste estudo, realizou-se uma análise estatística baseada na regressão linear ( $R^2$ ). O tratamento estatístico para a curva representativa dos ECCs deste estudo é apresentado na Figura 71.

Figura 71 – Parâmetros utilizados para a definição da curva representante (CURV) de cada ECC



Fonte: Elaborada pelo autor.

Após a realização do ensaio de tração na flexão e possuir as curvas de comportamento até a tensão máxima ( $\sigma_{tf}$ ) dos exemplares, traçou-se a curva média. Então, foi verificada a diferença absoluta entre a tensão do exemplar para a média em cada ponto da curva. Ao final, fez-se a soma de todos os valores e o exemplar que apresentasse o menor valor foi escolhido como a curva representante (*CURV*). Assim, foi possível definir, estatisticamente, a curva que mais representava a amostra de ECC para dar sequência às demais etapas do estudo.

### 3.3.3 Moldagem e condição de cura das amostras

Para a produção dos corpos de prova utilizou-se formas de tamanhos padronizados pela JSCE 82: 2008 (JSCE, 2008) e por Li, V. (2019). Após o processo de homogeneização dos materiais, conforme prescrito no item 3.2, os compósitos foram lançados em moldes de madeira plastificada, no formato de placas, e adensados mecanicamente em mesa vibratória por 60 segundos. As formas foram preenchidas com uma camada de material e regularizadas após vibração. A Figura 72 apresenta o aspecto das formas após preenchimento com ECC.

Figura 72 – Formas de madeira preenchidas com o ECCPVA



Fonte: Elaborada pelo autor.

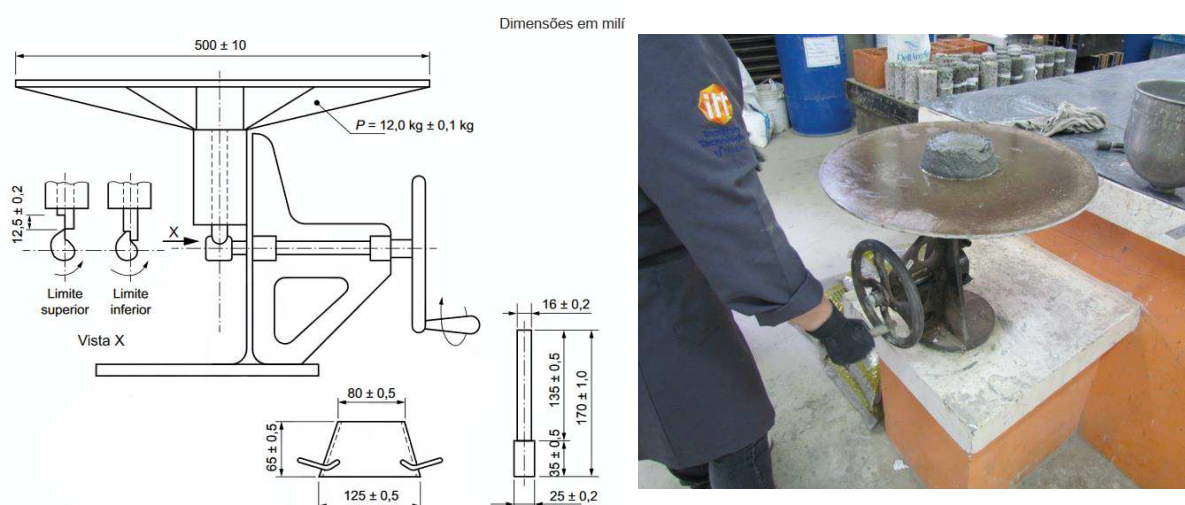
O adensamento mecânico foi necessário devido à consistência apresentada pelos compósitos após mistura. JSCE 82:2008 (JSCE, 2008) e Li, V. (2019) recomendam o uso de equipamentos mecânicos de adensamento para a maioria das classes de ECCs, quando manuseados no estado fresco.

Após a produção dos corpos de prova, estes foram cobertos com manta impermeável e permaneceram 24 horas em ambiente protegido de intempéries com temperatura de  $23 \pm 3^{\circ}\text{C}$  e umidade relativa do ar de  $60 \pm 5\%$ . Passado esse período, os exemplares foram desmoldados e encaminhados à sala de cura úmida, com temperatura de  $23 \pm 2^{\circ}\text{C}$  e umidade de  $98 \pm 2\%$  por um período de 7 dias. Para facilitar a desmoldagem e não causar danos aos exemplares, utilizou-se desmoldante à base de água.

### 3.3.4 Propriedades do ECC no estado fresco

Verificou-se os índices de consistência, conforme Li, V. (2019) e Mehdipour e Khayat (2017), sendo um procedimento semelhante ao indicado na ABNT NBR 13276:2016 (ABNT, 2016). O procedimento especificado por esta norma brasileira também foi aplicado por Magalhães (2010). A Figura 73 apresenta os equipamentos, dimensões e procedimentos do ensaio.

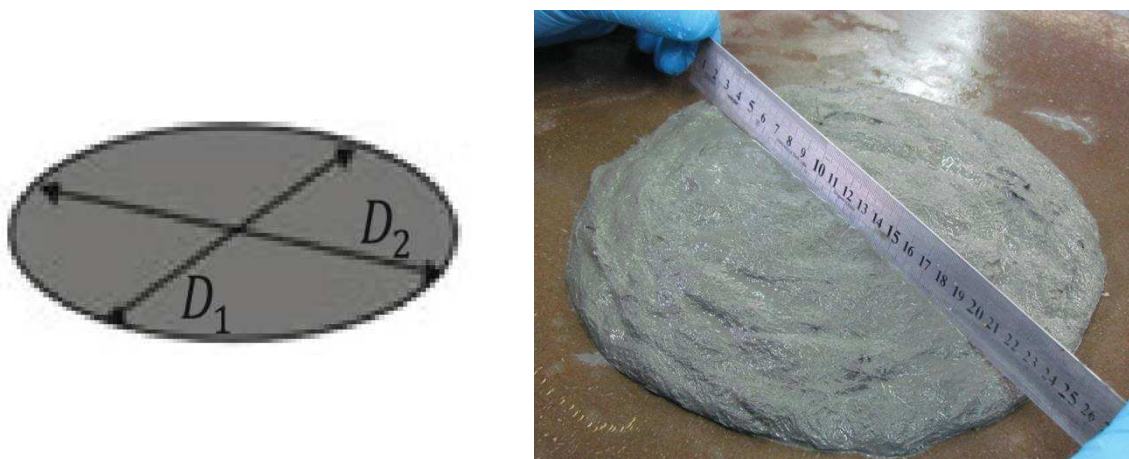
Figura 73 – Instrumentação utilizada na realização do ensaio de espalhamento



Fonte: Elaborada pelo autor.

Após colocar a mistura na mesa de Graff, e efetuar 30 golpes, medem-se as diagonais do composto espalhado. Devem ser aferidas, no mínimo, duas diagonais ortogonais entre si, conforme Figura 74. Assim, foram determinados o índice de consistência ( $\Gamma$ ) e área relativa de espalhamento ( $G_c$ ).

Figura 74 – Medição das diagonais do ECC



Fonte: Elaborada pelo autor.

### 3.3.5 Resistência à tração na flexão

Nesta primeira etapa foi investigada a resistência à tração na flexão por 4 pontos dos compósitos, visto que o teor mínimo de fibras foi determinado pelo modelo teórico baseado no comportamento *deflection-hardening*.

A forma geométrica das amostras foi definida seguindo as dimensões orientadas por pesquisas (LI, V., 2019) e documentos técnicos aplicados ao ECC (JSCE 82, 2008). Segundo Bentur e Mindess (2007), os ensaios para validação do comportamento *deflection-hardening* devem ser feitos em amostras laminares, ou seja, na forma de placas. Em relação às dimensões, seguiu-se os trabalhos de Magalhães, (2010), Muñoz Rodríguez (2018), Righi *et al.* (2017) e Zhang, Z., Qian e Ma (2014), e as prescrições do documento da JSCE 82:2008 (JSCE, 2008). Sendo assim, as placas desta pesquisa obtinham dimensões de 70x20x400 mm (largura x espessura x comprimento). O formato geométrico, dimensões e o aspecto das placas após a desmoldagem são apresentados na Figura 75.

Figura 75 – Aspecto das placas utilizadas nos ensaios de tração na flexão

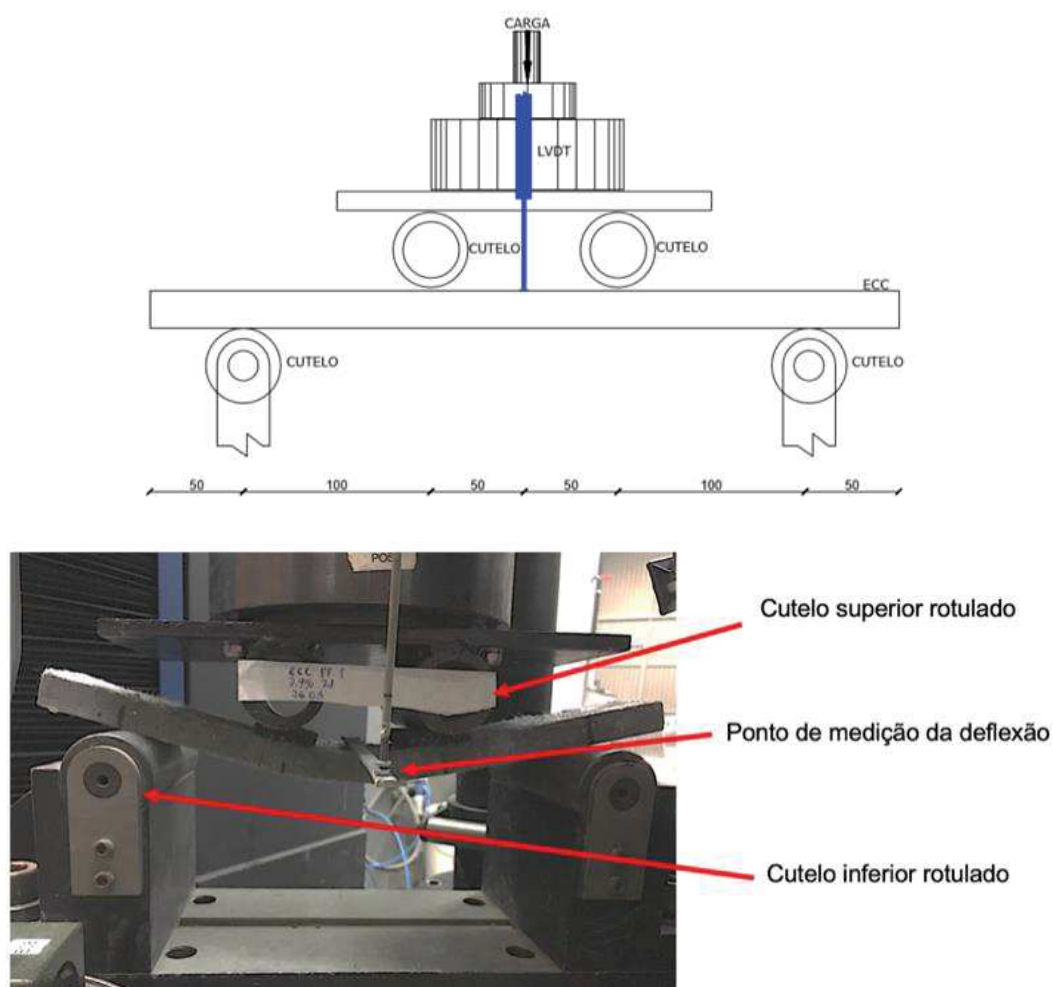


Fonte: Elaborada pelo autor.

A instrumentação necessária para o ensaio de flexão das placas de ECC foi obtida no JSCE 82:2008 (JSCE, 2008), além de ser referenciado por Li, V. (2019) como o documento que prescreve o método de ensaio mais apropriado para avaliação de placas deste compósito. Deste modo, as validações foram feitas na idade adotada no dimensionamento dos reforços poliméricos, de 7 dias de cura. O ensaio de flexão recomendado é por meio de 4 pontos, sendo dois de reação e dois para aplicação de carga. Neste ensaio, os exemplares têm sua seção transversal submetida aos esforços compostos de compressão e tração. Mecanicamente, considera-se a face inferior do exemplar como a mais tracionada, além ser a região de formação de fissuras. A Figura 76 apresenta a instrumentação adotada ao ensaio de flexão por 4 pontos.



Figura 76 – Instrumentação utilizada para realização do ensaio de flexão por 4 pontos nas placas de ECC



Fonte: Elaborada pelo autor.

Foram utilizados equipamentos de precisão e de capacidade compatível às respostas dos ECCs ensaiados, a fim de evitar prejuízos à sensibilidade nas medições da força e deslocamento. Quando apoiados sobre dois cutelos inferiores rotulados, os corpos de prova constituíam um vão teórico de 300 mm, submetidos a um carregamento por deslocamento prescrito equivalente a 0,5 mm/min. O carregamento foi realizado por meio de dois cutelos superiores, conforme apresentado na Figura 76. Os esforços foram registrados por célula de carga de 5 kN e a deflexão do exemplar por um transdutor linear de deslocamento vertical (LVDT) posicionado no do centro do vão teórico da placa. Os ensaios foram finalizados no instante em que havia redução de 80% da carga máxima registrada.

As propriedades obtidas neste ensaio foram a resistência máxima à tração na flexão ( $\sigma_{tf}$ ), resistência à primeira fissura ( $\sigma_{tf, fis}$ ), capacidade de deflexão do ECC ( $\delta$ ),

deformação da face mais tracionada ( $\varepsilon_{tf}$ ) e o  $J_b'$ . As expressões que definem a resistência máxima à tração na flexão ( $\sigma_{tf}$ ) e deformação da face mais tracionada ( $\varepsilon_{tf}$ ) dos ECCs são referenciadas por JSCE 82:2008 (JSCE, 2008) e Li, V. (2019) evidenciadas nas Equação 9 e Equação 10, respectivamente.

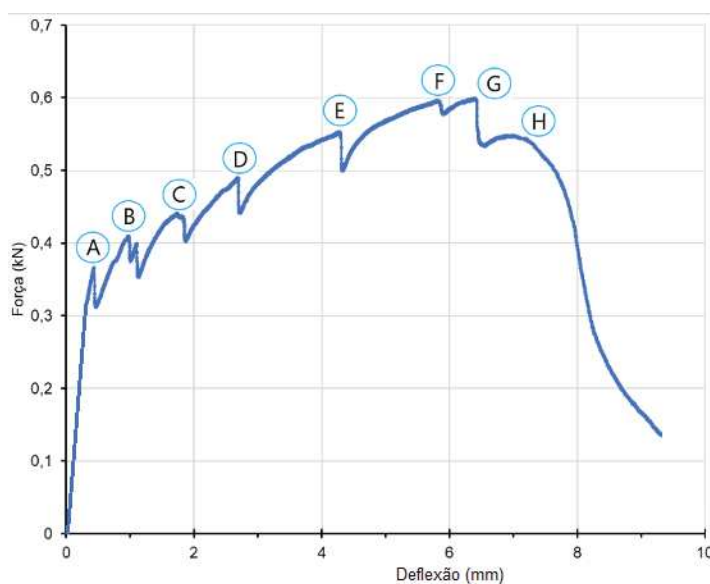
$$\sigma_{tf} = \frac{P * L}{bd^2} \quad \text{Equação 9}$$

$$\varepsilon_{tf} \approx \frac{\delta * y}{0,1 * \ell^2} \quad \text{Equação 10}$$

A  $\sigma_{tf}$  é expressa em MPa, P representa a carga máxima atingida pelo compósito, em N;  $\ell$  é o vão teórico das placas, em mm; b e d representam a seção transversal da placa, sendo largura e altura, respectivamente, em mm. Já  $\varepsilon_{tf}$  é dado em %, e y representa a distância da linha neutra para a borda mais tracionada da seção transversal, em mm.

As curvas de força-deflexão indicam o comportamento do exemplar ao longo do carregamento. Assim, é perceptível identificar a ocorrência de fissuras por meio dos picos de tensão. A Figura 77 identifica as fases de A-H existentes ao longo da curva de um ECC.

Figura 77 – Comportamento de uma curva de força x deslocamento de ECC



Fonte: Elaborada pelo autor.



A fase A indica a formação da primeira fissura, sem haver contribuição das fibras. Entre a fase A e G ocorre a etapa de multifissuração do compósito, sendo que cada queda representa a formação de uma fissura. Quanto maior essa queda maior tende a ser a fissura formada e maior o tempo de resposta da fibra para contê-la. A partir da fase H, ocorre a propagação de apenas uma fissura. A inclinação dessa curva depende do tipo de fibra presente no compósito. Após a realização dos ensaios de flexão, foram inspecionadas as placas com o intuito de constatar os trechos de fissuração e a seção de ruptura.

### 3.3.6 Determinação do teor equivalente ( $V_{f_{eq}}$ )

Após os ensaios de flexão e definição das curvas representantes de cada compósito, seguiu-se o modelo de Li, V. (2019) para definição do  $J_b'$ . Com as áreas sobre a curva já determinadas, fez-se uma análise comparativa entre os compósitos de PP e POL para com o PVA2,0, que é o compósito referência da pesquisa. Esta análise foi embasada no coeficiente de variação (CV), sendo representado pela Equação 11.

$$CV_{J_b'} = \frac{(J_b'_{XXX} - J_b'_{PVA})}{J_b'_{PVA}} \times 100\% \quad \text{Equação 11}$$

Um teor de ECCPOL e ECCPP foi escolhido como de teor equivalente, sendo aquele que apresentou o menor  $CV_{J_b'}$ , em relação ao ECCPVA. Então, quanto menor o  $CV_{J_b'}$ , mais próxima é o  $J_b'$  entre os compósitos.

## 3.4 ETAPA 2 - CARACTERIZAÇÃO E CLASSIFICAÇÃO DOS ECCS

Na segunda etapa da pesquisa foram caracterizados os ECCs com o teor equivalente de fibras aos 7 dias definidos na etapa anterior. As propriedades investigadas, dados e quantidades de exemplares são apresentadas na Tabela 30.

Tabela 30 – Compósitos caracterizados na Etapa 2

Fibra	Compósito		Quantidade de amostras				Propriedades avaliadas
	Teor	Sigla	Placas	Dogbone	Cilindros	Prismas	
PVA	2,0	PVA2,0SA	20	20	39	20	$\sigma_{tf, fis}$ , $\sigma_{tf}$ $\varepsilon_{tf}$ , $\sigma_{td, fis}$
POL	T <sub>EQ</sub>	POLT <sub>EQ</sub> SA	20	20	39	20	$\sigma_{td}$ , $\varepsilon_{td}$ $f_c$ , $E$
PP	T <sub>EQ</sub>	PPT <sub>EQ</sub> SA	20	20	39	20	$\varepsilon_{fc}$ , $J_b'$ $A_T$ , $I_v$

Fonte: Elaborada pelo autor.

Também, nesta etapa foi feita a classificação mínima dos três compósitos com base nas classes especificadas por Li, V. (2019) ao *ECC estrutural*. As idades de investigação foram aos 7, 14, 28, 56 e 84 dias. A idade considerada para a classificação do ECC foi aos 84 dias de cura. Todavia, apenas a determinação da absorção total de água ( $A_T$ ) e índice de vazios ( $I_v$ ) aconteceu aos 28, 56 e 84 dias. As informações de cada ensaio e processo realizado nesta etapa são descritos ao longo dos itens.

### 3.4.1 Moldagem e condição de cura das amostras

A moldagem das amostras foi feita seguindo os procedimentos descritos no item 3.3.3.

### 3.4.2 Propriedades no estado endurecido

Neste item são apresentados os métodos e instrumentações utilizadas na pesquisa para realizar a caracterização dos compósitos cimentícios no estado endurecido.

#### 3.4.2.1 Resistência à compressão axial e módulo de elasticidade

Para a determinação da resistência à compressão ( $f_c$ ) dos ECCs utilizou-se o documento técnico elaborado pela JSCE 82:2008 (JSCE, 2008). Os testemunhos possuíam dimensões de 50 mm (diâmetro) e 100 mm (altura). As dimensões foram

adotadas visto que não há agregados graúdos no compósito, o que possibilitou a avaliação de exemplares menores sem que haja prejuízo aos resultados, conforme JSCE 82:2008 (JSCE, 2008). Os métodos estipulados pela diretriz japonesa assemelham-se à ABNT NBR 5739:2018 (ABNT, 2018a), porém utiliza-se uma taxa de deslocamento prescrito (mm/min) e não por tensão (MPa/s). Então, a taxa de carregamento foi fixada por meio do deslocamento prescrito equivalente a 0,15 mm/min, também adotado por Magalhães (2010).

Ao completarem as idades de ensaio, os 7, 14, 28, 56 e 84 dias, os corpos de prova cilíndricos foram retificados mecanicamente, garantindo a distribuição uniforme da força sobre sua seção transversal. Cada amostra era composta por 4 exemplares.

Os ensaios foram finalizados após ser constatada a redução de 80% da força máxima. Foram instalados extensômetros longitudinais nos corpos de prova para aferição do deslocamento específico do material durante o ensaio. De acordo com Li, V. (2019), a deformação longitudinal característica dos ECCs é obtida no instante em que a tensão máxima é atingida.

Para a realização do ensaio de módulo de elasticidade estático não foram encontradas recomendações nas diretrizes da JSCE 82:2008 (JSCE, 2008), nem em outras fontes bibliográficas que abordassem a caracterização dos ECCs. Deste modo, foi necessário utilizar a normatização nacional para concretos convencionais, a ABNT NBR 8522:2017 (ABNT, 2017a).

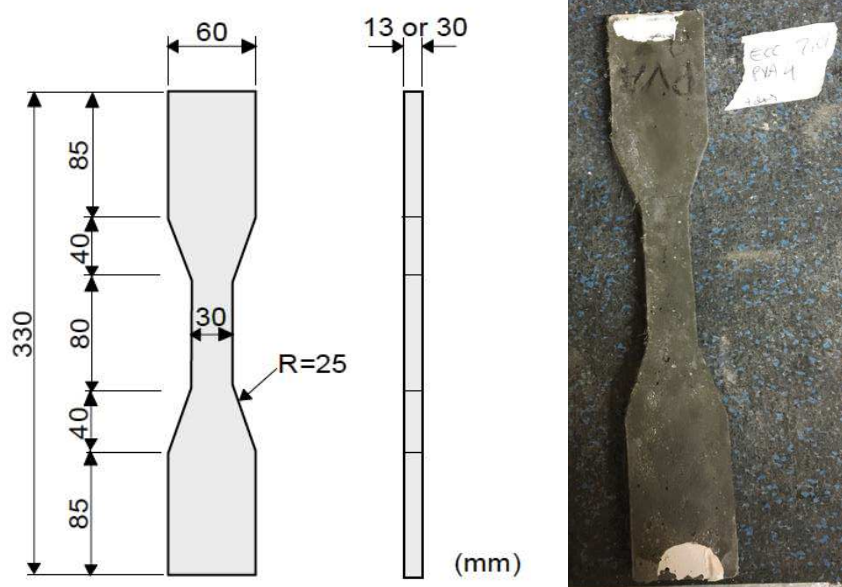
O número de exemplares por amostra e as idades de ensaio seguiram os mesmos procedimentos da resistência à compressão. As dimensões escolhidas foram as mesmas utilizadas nos ensaios compressão. O método utilizado para a aferição do módulo de deformação longitudinal foi o Método A descrito pela ABNT NBR 8522:2017 (ABNT, 2017a).

#### 3.4.2.2 Resistência à tração direta uniaxial

Os ensaios de resistência à tração direta dos ECCs foram realizados conforme método de instrumentação 02 elucidado no documento técnico JSCE 82:2008 (JSCE, 2008). Os corpos de prova para caracterização são semelhantes aos utilizados nos ensaios de validação à tração de ligas metálicas. Ou seja, há variação da seção transversal, a fim de estimular a formação de múltiplas fissuras e, conseqüentemente, provocar que a ruptura ocorra na região de menor seção (parte útil). Estas amostras

são denominadas como *dogbone*. Na Figura 78 é apresentado o formato e dimensões do corpo de prova recomendado pela JSCE 82:2008 (JSCE, 2008) para o ensaio de tração direta uniaxial.

Figura 78 – Dimensões das amostras utilizadas no ensaio de resistência à tração direta dos ECCs



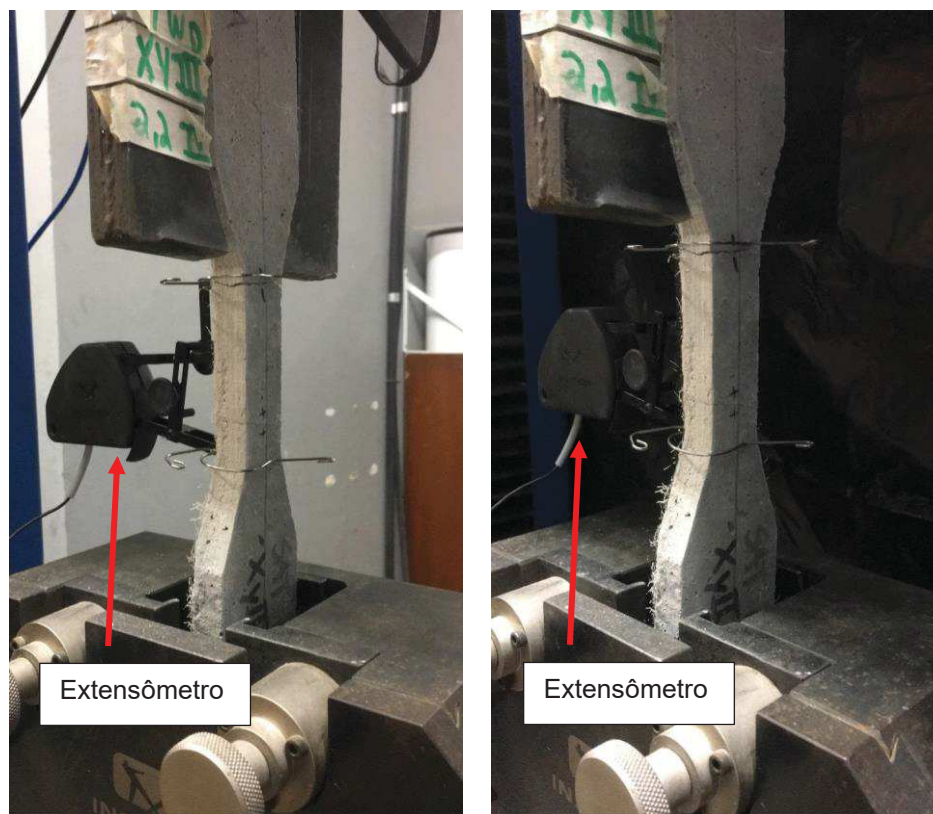
Fonte: Adaptado de JSCE (2008, p. 101).

A seção analisada nos exemplares de tração direta corresponde ao seu trecho central, tendo largura de 30 mm, comprimento de 80 mm e espessura de 13 mm. Segundo JSCE (2008) e Li, V. (2019), esses requisitos dimensionais devem ser aplicados somente àqueles testemunhos cujo tamanho mínimo é igual ao comprimento da fibra e duas vezes a dimensão do agregado.

Os moldes foram feitos com material não absorvente e resistentes aos álcalis. Foram aplicadas soluções desmoldantes à base d'água para facilitar a etapa de desmoldagem dos exemplares. Para as avaliações, foram utilizados 4 corpos de prova por amostra. As idades de investigação foram aos 7, 14, 28, 56 e 84 dias.

A interligação entre o equipamento de ensaio e os testemunhos foi feita por meio de garras metálicas, posicionadas na região submetida à compressão, conforme Figura 79. Assim, foram condicionados para alcançar seu comportamento característico, visto que esses dispositivos possibilitam uma fixação suave, minimizando as concentrações das tensões de compressão que levam à fragilização do material nas áreas de contato, conforme é apresentado no método de instrumentação 02 elucidado no documento técnico JSCE 82:2008 (JSCE, 2008).

Figura 79 – Instrumentação do tipo engastado-rotulado dos exemplares para o ensaio de tração direta



Fonte: Elaborada pelo autor.

Os exemplares foram posicionados em garras metálicas alinhadas, as quais são afastadas durante o ensaio a uma taxa de deslocamento quase-estática de 0,5 mm/min, submetendo à amostra aos esforços normais de tração, conforme Huang, X. *et al.* (2013) e JSCE (2008). Os corpos de prova foram instrumentados por *clip-gage* (extensômetro elétrico de abertura) fixado nas extremidades do trecho central (parte útil) do exemplar, conforme apresentado na Figura 79. Assim, foi possível determinar a deformação à tração direta ( $\varepsilon_{td}$ ) da seção estrangulada durante o ensaio. O sistema de instrumentação garantiu que os deslocamentos e tensões fossem medidas em circuito fechado.

Com os dados do ensaio, foi possível determinar a resistência à tração direta ( $\sigma_{td}$ ) do compósito e módulo de elasticidade à tração, bem como elaborar a curva de comportamento *tensão-deformação*. Neste ensaio também foram coletados os dados e propriedades referentes à resistência à primeira fissura ( $\sigma_{td,fis}$ ) e deformação à tração direta ( $\varepsilon_{td}$ ). A  $\sigma_{td}$  e  $\varepsilon_{td}$ , que representam os valores característicos do compósito, foram coletados na tensão máxima.

### 3.4.2.3 Resistência à tração na flexão

Nesta etapa fez-se a caracterização na flexão de amostras com diferentes formatos. Os formatos recomendados por Li, V. (2019) são os laminares, representados por placas, e os prismáticos, como pequenas vigas. Estudos realizados por Richard e Krithika (2019) e Sahmaran, Yildirim e Erdem (2013) também foram confeccionadas placas e vigas para as investigações.

Para os corpos de prova no formato de placas, seguiram-se as recomendações de ensaio elucidadas pela JSCE 82:2008 (JSCE, 2008) e Richard e Krithika (2019), conforme já descrito na Etapa 1 deste trabalho. Para os testemunhos prismáticos, foi necessário adotar os índices de proporcionalidade dimensional da ABNT NBR 13279:2005 (ABNT, 2005b). As dimensões aos prismas escolhidas neste estudo foram 40x40x160 mm. O ensaio de tração na flexão foi feito por três pontos e a sua instrumentação é apresentada na Figura 80.

Figura 80 – Instrumentação do exemplar prismático no ensaio de tração na flexão 3 pontos



Fonte: Elaborada pelo autor.

A taxa de deslocamento prescrito e demais instrumentações de ensaio foram feitas conforme JSCE 82:2008 (JSCE, 2008), as mesmas aplicadas nas amostras laminares. A medição da deflexão dos corpos de prova foi feita utilizando medidor de deslocamento instrumentado no interior do pistão da prensa. Esta instrumentação foi escolhida após a realização de testes preliminares que evidenciaram a igualdade entre os valores medidos pelo equipamento externo e o instrumentado no pistão, bem como a simplificação no processo de instrumentação do ensaio. Ambos os ensaios de flexão foram realizados aos 7, 14, 28, 56 e 84 dias de cura.



Tanto a medição da deflexão quanto a aplicação dos carregamentos foram feitos no centro do vão teórico do exemplar, seguindo os procedimentos e equações elucidadas na ABNT NBR 13279:2005 (ABNT, 2005b). Os ensaios de flexão realizados nos testemunhos laminares e prismáticos foram encerrados no instante em que era constatada uma queda de 80% da carga máxima, sendo possível determinar as propriedades  $\sigma_{tf}$ , e  $\sigma_{tf, fis}$ , bem como os dados  $\varepsilon_{tf}$  e  $\delta$ .

#### 3.4.2.4 Absorção total de água e índice de vazios

Determinar o índice de vazios ( $I_v$ ) e absorção total de água ( $A_T$ ) de uma matriz cimentícia é uma prática recomendada como alguns dos parâmetros relacionados à durabilidade. Além destes, é possível utilizar os dados obtidos no  $I_v$  e  $A_T$  de uma matriz cimentícia e relacionar com suas propriedades mecânicas, como resistência à compressão e módulo de elasticidade. Deste modo, para a realização destas propriedades, foram utilizados 4 testemunhos por amostra de ECC, os quais compreendiam as dimensões de 50 mm (diâmetro) e 100 mm (altura). As avaliações ocorreram em 3 idades de cura, sendo aos 28, 56 e 84 dias. Adotou-se os procedimentos prescritos na ABNT NBR 9778:2005 (ABNT, 2005a) para realização dos ensaios.

Não há um requisito mínimo para a absorção total de água e índice de vazios em ECCs. Por outro lado, adotar estas medidas de avaliação torna-se necessário para quantificar características preliminares à durabilidade do compósito, ainda mais relevante quando empregado em conjunto com armaduras de aço.

#### 3.4.3 Critérios para classificação dos ECCs

Com base no método de teor equivalente de fibras ( $T_{EQ}$ ), desenvolveram-se os ECCs desta pesquisa. Além de definir a equivalência de cada compósito pelo  $J_b'$ , foi necessário classificá-los, conforme critérios apresentados por Li, V. (2019).

Os compósitos desta pesquisa foram desenvolvidos para que atendessem minimamente aos requisitos estipulados à classe ECC estrutural. Li, V. (2019) não orienta a idade do compósito para classificação, portanto, nesta pesquisa tomou-se como idade de classificação os 84 dias. Esta idade foi escolhida devido às reações de hidratação do cimento e pozolanas apresentarem-se mais estáveis e estabilizadas em



relação às idades iniciais. Então, adotando a idade mais avançada da pesquisa, é possível classificar o compósito com propriedades mais próximas daquelas a serem encontradas na realidade.

### 3.5 ETAPA 3 – FISSURAÇÃO PARA ANÁLISE DE CICATRIZAÇÃO DOS ECCS

Com base no item 2.2.2 do referencial teórico, foram estabelecidos, como parâmetros para fissuração, a deformação específica e a deflexão dos compósitos desenvolvidos nesta tese. Para a deflexão ( $\delta$ ), adotaram os ensaios de tração na flexão, e a deformação ( $\varepsilon_{td}$ ) determinada nos ensaios de tração direta. Ressalta-se que a instrumentação destes ensaios foi executada conforme descrições apresentadas nas Etapas 1 e 2.

#### 3.5.1 Estágios de fissuração

Determinaram-se dois estágios de fissuração dos compósitos para investigação, o estado-limite de serviço (ELS) e o pós-estado-limite de serviço (PELS). Estes estágios assemelham-se aos indicados pela ABNT NBR 6118:2014 (ABNT, 2014). Sua escolha é justificada devido à classificação estrutural dos ECCs desenvolvidos nesta pesquisa. Estes têm potencial de aplicação em estruturas, quando combinadas com barras de aço, criando o ECC armado ou *reinforced ECC* (R-ECC).

O estágio ELS refere-se às condições relacionadas ao conforto do usuário e durabilidade do sistema estrutural, enquanto o conjunto estiver em serviço (ABNT, 2014). Neste estágio, o compósito ainda apresenta capacidade resistente e funcionalidade. É necessário estabelecer delimitação ao ELS, sendo uma delas relacionada à deformabilidade ( $\delta_{ELS}$  e  $\varepsilon_{td,ELS}$ ), que foi o caso desta pesquisa. Neste estágio são definidas deformações e deflexões limites, a fim de manter a segurança estrutural do sistema, bem como as taxas de fissuração. As verificações combinadas de flecha e fissuração corroboram para avaliar a funcionalidade de uma estrutura.

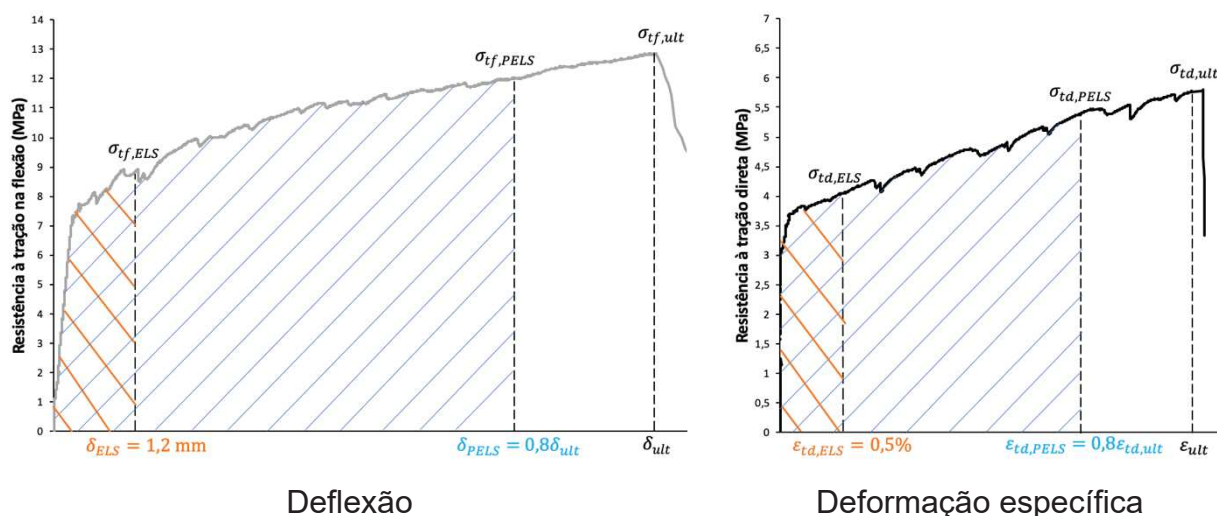
A ABNT NBR 6118 (ABNT, 2014) especifica que elementos estruturais submetidos à flexão devem apresentar flecha limite de 0,4% do vão teórico ( $\ell/250$ ). Deste modo, foi adotado este parâmetro ao ELS para delimitar a fissuração dos compósitos desenvolvidos nesta pesquisa. Este critério foi aplicado apenas às placas

submetidas aos ensaios de tração na flexão. O vão teórico praticado às placas foi de 300 mm, então, para as placas de ECC, definiu-se um  $\delta_{ELS}$  de 1,2 mm. O valor praticado permanece dentro do intervalo já pré-definido por outras pesquisas com ECC, como Şahmaran e Li (2007).

Já para os elementos submetidos à tração direta definiu-se como parâmetros os limites apresentados por ABNT (2014) e Li, V. (2019) para ELS. Nestas referências, admite-se uma análise em ELS até um  $\varepsilon_{td,ELS}$  de 0,5% do comprimento da peça originadas por retrações ou movimentações térmicas. As movimentações térmicas e por retração são os principais fenômenos que geram os esforços de tração direta nos elementos de um sistema estrutural. A Figura 81 apresenta graficamente os estágios de fissuração estipulados ao ELS. No PELS as amostras foram submetidas a um estágio mais avançado de deflexão e deformação, além dos limites estipulados para o ELS da ABNT NBR 6118 (ABNT, 2014).

O estágio PELS é relacionado às propriedades últimas do compósito, próximas da sua ruptura. Não se fez avaliações de cicatrização pós-ruptura, pois não são as condições reais em que uma estrutura está submetida. Ou seja, a cicatrização é irrelevante, visto que o sistema já estaria colapsado. Desta forma, também fundamentado nos valores das curvas de deflexão e deformação dos exemplares na Etapa 1, definiram-se os valores ao PELS. A delimitação foi baseada na literatura, que estimula a fissuração entre 60 a 80% da deformação ou deslocamento último do exemplar (ALYOUSIF, 2016; QIU; TAN; YANG, 2016). Para esta tese, adotou-se como limites de deflexão ( $\delta_{PELS}$ ) e deformação ( $\varepsilon_{td,PELS}$ ) em 80% dos valores últimos das curvas representantes obtidas na Etapa 1. A Figura 81 também apresenta graficamente os estágios de fissuração estipulados ao PELS.

Figura 81 – Representação gráfica dos limites definidos para fissuração dos compósitos em ELS e PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Os respectivos valores dos dois estágios de fissuração foram baseados nos ensaios da Etapa 1 desta tese, por meio da curva representante aos 7 dias. As condições de cura dos exemplares fissurados foram com temperatura de  $23 \pm 2^\circ\text{C}$  e umidade de  $98 \pm 2\%$ . A Tabela 31 apresenta os valores de deformação ( $\epsilon_{td}$ ) e deflexão ( $\delta$ ) praticados para a formação de fissuras nos ECCs.

Tabela 31 – Critérios adotados para a indução de fissuras nos exemplares em ECC

Compósito		Estágio de fissuração	$\delta$ (mm)	$\epsilon_{td}$ (%)
Fibra	Teor			
PVA	2,0	ELS	1,2	0,5
		PELS	4,8	1,4
POL	$T_{EQ}$	ELS	1,2	0,5
		PELS	6,4	2,0
PP	$T_{EQ}$	ELS	1,2	0,5
		PELS	8,0	2,2

Fonte: Elaborada pelo autor.

Verificou-se que os valores para deflexão adotados ao ELS respeitam os limites requeridos pela ABNT NBR 6118 (ABNT, 2014) e próximos a outros estudos que também realizaram a indução de fissuras em placas e *dogbones* em ECC (ŞAHMARAN; LI, 2007; YILDIRIM *et al.*, 2018; ZHANG, Z.; ZHANG, Q.; LI, 2019). Já na deflexão em PELS, notou-se que os valores definidos estiveram compatíveis aos

já analisados por outros pesquisadores (ALYOUSIF, 2016; LI, V., 2019; QIU; PHAN; YANG, 2016; SIAD *et al.*, 2018; ZHANG, Z.; ZHANG, Q.; LI, 2019).

Para a formação de fissuras à tração direta, as taxas de deformação adotadas foram próximas aos valores já praticados na literatura (DENG; LIAO, 2018; LI, V., 2019; LI, V.; HERBERT, 2012; MUSTAFA; LI, 2007; ZHANG, Z.; ZHANG, Q.; LI, 2019). Li, V. (2019) confirma que o coeficiente de variação térmico do ECC pode atingir deformação ( $\varepsilon_{ult}$ ) de até 2,5%. Estas condições podem ser encontradas em elementos expostos à variação térmica, como é o caso dos pavimentos e placas de ligação entre tabuleiros de pontes.

### 3.5.2 Idades de fissuração

A idade escolhida para fissuração dos compósitos desta pesquisa foi aos 7 dias de cura. A fissuração aos 7 dias relacionada ao comportamento dos ECCs é justificada pelo nível de interação química entre reforço e matriz, que no caso ainda é moderado. Pesquisas, como as apresentadas na Tabela 12, também provocaram fissuras no ECC nos primeiros 7 dias de cura. Deste modo, há o favorecimento aos reforços sem esta interação, sendo eles o PP e POL, para as fibras de PVA, no que tange à energia complementar ( $Jb'$ ) equivalente.

Ressalta-se que a formação de fissuras levou em conta a contribuição dos reforços estudados na Etapa 1 com  $Jb'$  equivalente na idade em questão. As propriedades investigadas, dados e quantidades de exemplares nesta etapa são apresentadas na Tabela 32.

Tabela 32 – Compósitos caracterizados na Etapa 3

Fibra	Agente cicatrizante	Teor de cicatrizante	Quantidade de amostras		Dados
			Placas	Dogbone	
PVA <sub>2,0</sub>	SA	-	8	8	
	ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	
	BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	$\eta_{td}$
POL <sub>TEQ</sub>	SA	-	8	8	$\eta_{tf}$
	ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	$e_{td}$
	BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	$e_{tf}$
PP <sub>TEQ</sub>	SA	-	8	8	
	ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	
	BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	24	24	

Fonte: Elaborada pelo autor.

Com isso, após a indução de fissuras, foram determinadas a espessura ( $e_{td}$  e  $e_{tf}$ ) e o número de fissuras ( $\eta_{td}$  e  $\eta_{tf}$ ) em cada exemplar. Finalizados os procedimentos desta etapa, deu-se sequência à Etapa 4, realizando a análise da cicatrização e regeneração dos compósitos.

### 3.6 ETAPA 4 – ANÁLISE DA CICATRIZAÇÃO DOS ECCS

Nesta etapa foram realizadas as análises de cicatrização dos ECCs desenvolvidos, bem como uma verificação do seu potencial de regeneração pela resistência à tração residual. As investigações aconteceram ao longo dos 77 dias após a fissuração. Neste período, houve investigações intermediárias, a fim de identificar o avanço na colmatação das aberturas. As idades intermediárias avaliadas foram aos 7, 21, 49 dias pós-fissuração até que os compósitos atingissem os 77 dias.

A escolha do período de investigação foi fundamentada pelas pesquisas relacionadas ao tema de compósitos cimentícios cicatrizantes, conforme apresentado na Tabela 12, principalmente pelos autores Gupta, Pang e Kua (2017), Jefferson *et al.* (2010), Mehdipour, Zoughi e Khayat (2018) e Pacheco (2020). Assim como na indução de fissuras, não há uma idade padronizada para verificação do potencial de cicatrização destas matrizes. Porém, muitas das pesquisas analisam por períodos de até 3 meses após a fissuração, como foi o caso desta tese.

Além de estabelecer o período de análise da cicatrização, definiram-se as condições de cura, nas quais os compósitos estariam expostos. Na Tabela 33 são apresentados os dados da Etapa 4, como condições de cura, número de amostras, compósitos analisados e propriedades obtidas.

Tabela 33 – Informações relacionadas à etapa de análise da cicatrização dos ECCs desenvolvidos

ECC	Aditivo cristalizante	Teor de cristalizante	Condição de exposição	Quantidade de amostras		Propriedades
				Placas	Dogbone	
PVA <sub>2,0</sub>	SA	-	SAT / MS	8	8	DRX
	ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	SAT / MS	24	24	MEV
	BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	SAT / MS	24	24	MO
POL <sub>TEQ</sub>	SA	-	SAT / MS	8	8	
	ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	SAT / MS	24	24	$MED_{cic}$
	BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	SAT / MS	24	24	$POT_{reg}$
PP <sub>TEQ</sub>	SA	-	SAT / MS	8	8	$\sigma_{tf}, \delta$
	ADC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	SAT / MS	24	24	
	BAC	T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , T <sub>3</sub>	SAT / MS	24	24	$\sigma_{td}, \varepsilon_{td}$

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota: (SAT) – saturado em água; (MS) – molhagem e secagem.

Para tanto, os esclarecimentos dos procedimentos e condições adotados nesta etapa da pesquisa são descritos nos itens a seguir.

### 3.6.1 Condições de exposição para cicatrização

As condições em que os compósitos cimentícios são expostos afetam suas propriedades mecânicas e seu potencial de cicatrização. Então, nesta pesquisa, estabeleceram-se duas condições de exposição para análise da cicatrização dos ECCs desenvolvidos, a saturada (SAT) e os ciclos de molhagem-secagem (MS). Na condição SAT, os exemplares foram submersos em água durante o período de investigação, ou seja, até os 77 dias pós-fissuração. A condição saturada é recomendada por pesquisadores da área e demais profissionais e entidades por proporcionar as condições ideais à ocorrência do fenômeno, tornando-se a referência do estudo. Fez-se a renovação da água a cada 14 dias. A temperatura no período de

saturação em água foi de  $23 \pm 2^\circ\text{C}$ . A Figura 82 apresenta os exemplares da pesquisa na condição saturada.

Figura 82 – Condição de exposição à saturação em água dos exemplares de ECC



Fonte: Elaborada pelo autor.

A saturação em água de estruturas com matrizes cimentícias não representa a maioria das condições nos quais seus elementos possam estar submetidos. Por tanto, deve haver a avaliação da cicatrização em situações de molhagem e secagem, que se aproximam das condições reais das estruturas expostas ao tempo.

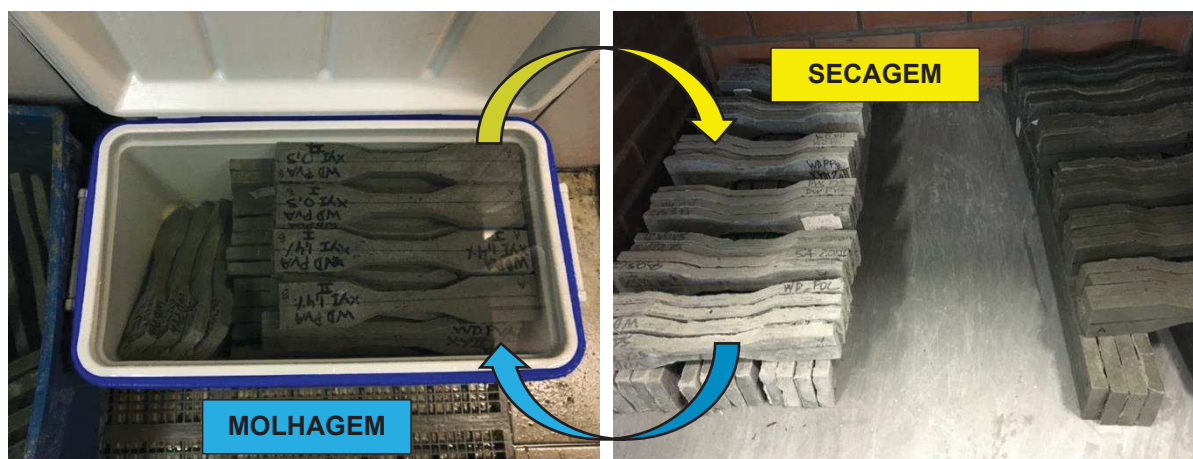
Conforme a literatura, as ações de molhagem e secagem representam dias com chuva e sem chuva. Para cada região de análise estes ciclos são variados, pois dependem dos dados meteorológicos. Esta variação pode ser vista na Tabela 8, na qual não há um critério para a duração dos períodos de MS. Então, foram utilizados os dados pluviométricos da cidade de Porto Alegre/RS, mais precisamente na estação PL nº 000/07 (Bairro Centro). Os dados foram coletados de planilhas disponibilizada no site da Prefeitura Municipal de Porto Alegre. O período analisado foi de dez/2008 a dez/2018.

Com os dados investigados foi possível definir um ciclo médio de precipitação ao longo dos 10 anos, o qual correspondia: para cada 24 horas de chuva havia 72 horas de dias secos. Deste modo, a duração do ciclo de MS utilizado nesta tese foi de 4 dias, sendo um de molhagem e três de secagem, ao longo dos 77 dias. No total, os exemplares de cada composição estudada foram submetidos a 19 ciclos de molhagem-secagem. A temperatura no período de molhagem foi de  $23 \pm 2^\circ\text{C}$ . Já no período de secagem a temperatura permaneceu em  $23 \pm 2^\circ\text{C}$  e a umidade relativa do ar foi de  $55 \pm 5\%$ , permanecendo dentro da faixa utilizado nas demais bibliografias



(valores mais conservadores). A Figura 83 elucida as condições de exposição dos exemplares durante os ciclos de molhagem-secagem.

Figura 83 – Condição de exposição aos ciclos de molhagem-secagem dos exemplares de ECC



Fonte: Elaborada pelo autor.

Ressalta-se que as condições de exposição em que os exemplares foram expostos para a análise da cicatrização ocorreu após a fissuração. Antes da formação das fissuras, os exemplares foram condicionados em temperatura e umidade de  $23 \pm 2^\circ\text{C}$  e  $98 \pm 2\%$ , respectivamente.

### 3.6.2 Análise visual

Neste item são apresentados os métodos e instrumentações utilizadas na pesquisa para realizar a análise visual da cicatrização de fissuras em compósitos cimentícios.

#### 3.6.2.1 Microscópio óptico

A validação da cicatrização dos ECCs foi realizada por meio de técnicas de análise visual. Então, nesta pesquisa foram capturadas imagens de cada fissura nucleada nos exemplares, em diferentes aproximações, a fim de acompanhar o desenvolvimento da cicatrização ao longo dos 77 dias. As imagens foram feitas aos 7, 21, 49 e 77 dias pós-fissuração. Para tanto, foi necessário a utilização de microscópio óptico com capacidade de aumento em até 50x. O equipamento utilizado foi o microscópio SMZ-168, da Motic.

### 3.6.3 Análise mineralógica

Neste item são apresentados os métodos e instrumentações utilizadas na pesquisa para realizar a análise mineralógica da cicatrização de fissuras em compósitos cimentícios.

#### 3.6.3.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para identificar a zona de interface entre precipitado e a matriz dos compósitos desenvolvidos foi utilizada a técnica de MEV. O ensaio de microscopia foi realizado aos 77 dias pós fissuração (7+77 dias) no itt FUSE - Instituto Tecnológico em Ensaio e Segurança Funcional-UNISINOS. Para o ensaio, os exemplares foram secos em estufa e depois metalizados com ouro, por terem compostos orgânicos. O sistema contou com a análise conjunta de EDS para identificação da composição química dos materiais. O equipamento que foi empregado foi microscópio eletrônico de varredura, da marca Zeiss.

#### 3.6.3.2 Difração de raios-X (DRX)

Para análise dos produtos formados nas fissuras dos compósitos, foi coletado o material com auxílio de raspador metálico esterilizado e conduzido à técnica de DRX. A coleta de produtos ocorreu em pelos menos um exemplar de cada compósito analisado nesta etapa, ou seja, uma amostra de produtos para cada agente de cicatrização. A análise foi realizada com intervalo de ângulo de 5 a 75°, com tempo de 1 segundo e passo de 0,05. O equipamento empregado é da marca Siemens, modelo D5000. Para interpretação do difratograma, foi utilizado o programa Expert High Score, da Phillips. O ensaio e sua interpretação foram realizados no itt Fossil-Instituto Tecnológico em micropaleontologia-UNISINOS. O ensaio foi realizado aos 77 dias pós fissuração.

### 3.6.4 Percentual médio de cicatrização ( $MED_{cic}$ )

As análises da cicatrização dos compósitos ocorreram com base nos dados químicos e físicos obtidos. Para a determinação do fator de cicatrização médio ( $MED_{cic}$ ) dos ECCs desenvolvidos utilizou-se as imagens capturadas no microscópio

óptico com aproximação de 20x. Foram medidas as espessuras das fissuras, tanto nas placas ( $e_{tf}$ ) quanto nas *dogbone* ( $e_{td}$ ). O processo de medição das aberturas ocorreu no momento da formação ( $e_{med, inicial}$ ) e aos 77 dias ( $e_{med, final}$ ). A espessura de cada fissura formada nos ECCs foi obtida por meio 20 pontos ao longo do seu comprimento. Deste modo, pode-se determinar o  $MED_{cic}$  de cada ECC com diferentes agentes de cicatrização, com base na Equação 12, já apresentada e aplicada por Wiktor e Jonkers (2011).

$$MED_{cic} = \frac{e_{med, inicial} - e_{med, final}}{e_{med, inicial}} \times 100 \quad \text{Equação 12}$$

### 3.6.5 Análise da regeneração

Após a verificação do potencial de cicatrização de cada compósito, foi realizada a análise do potencial de regeneração dos ECCs. Deste modo, os exemplares foram submetidos a novos ensaios de tração na flexão e tração direta, mesmo que já apresentassem deflexão e deformação residual. As instrumentações do ensaio foram apresentadas no item 3.4.2.

Depois dos reensaios, a resistência à tração ( $\sigma_t$ ), a resistência à tração residual ( $\sigma_{t, residual}$ ) e o número de fissuras ( $\eta$ ) para cada ECC foram adotados para as análises da regeneração, como já praticado por Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2013) e Yang, Y. *et al.* (2009). Os valores foram comparados com os obtidos na Etapa 2 aos 84 dias (7+77) de cura. Foram utilizadas as curvas potenciais de cada compósito em cada estágio de fissuração. Com relação às resistências residuais à tração uniaxial e na flexão ( $\sigma_{t, residual}$ ), determinou-se o potencial de regeneração ( $POT_{reg}$ ) de cada compósito. O  $POT_{reg}$  foi calculado conforme a Equação 13.

$$POT_{reg} = \frac{\sigma_{t, residual}}{\sigma_t} \times 100 \quad \text{Equação 13}$$

A Equação 13 foi baseada nos modelos apresentados por Wiktor e Jonkers (2011), bem como Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019).



## 4 RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos durante o programa experimental da pesquisa.

### 4.1 ETAPA 1

Os resultados obtidos durante a Etapa 1 da pesquisa são discutidos nos itens a seguir.

#### 4.1.1 Propriedades no estado fresco

Na Tabela 34 apresenta-se os resultados no estado fresco dos compósitos desenvolvidos. As propriedades avaliadas foram o  $\Gamma$  e  $G_c$ , utilizando como base os diâmetros medidos representado por ( $D$ ).

Tabela 34 – Índice de consistência e área de espalhamento dos compósitos investigados na Etapa 1

ECC	$D$ (mm)			$D_m$ (mm)	Consistência (mm)	
	$D_1$	$D_2$	$D_3$		$\Gamma$	$G_c$
Matriz	320	325	330	325	2,25	1055
PVA2,0SA	255	265	245	255	1,55	649
PP2,2SA	240	245	250	245	1,45	599
PP2,4SA	240	250	245	245	1,45	599
PP2,6SA	220	230	245	232	1,32	536
POL2,3SA	220	210	210	213	1,13	454
POL2,5SA	210	210	210	210	1,10	440
POL2,7SA	205	210	210	208	1,08	433

Com base nos resultados apresentados na Tabela 34, verificou-se que os maiores valores de  $\Gamma$  e o  $G_c$  foram obtidos pela matriz referência. O  $\Gamma$  da matriz referência foi de 2,25, que segundo Li, V. (2019), viabiliza o desenvolvimento de um ECC de consistência plástica, sendo o caso deste estudo.

A inserção de fibras em matrizes cimentícias refletiu nas propriedades do estado fresco da mistura, principalmente, no  $\Gamma$ , como também constatado por Cao e Li (2018) e Yu, K. *et al.* (2018a). Para tanto, durante a moldagem dos compósitos, foi necessária a utilização de mesa vibratória. Esta ação também foi adotada nos trabalhos de Magalhães (2010) e Ranade *et al.* (2017). Muñoz Rodríguez (2018) recorreu ao vibrador de imersão para que fosse possível realizar a fundição de peças com ECC reforçado com fibras de PP.

O impacto das fibras no estado fresco da matriz referência causou uma redução nos valores de  $\Gamma$  e  $G_c$  em até 52% e 59%, respectivamente, no POL2,7SA. Estas reduções também foram constatadas nas pesquisas realizadas por Cao e Li (2018), Deng (2018), Felekoglu *et al.* (2014) e Yu, K. *et al.* (2018a). Devido aos resultados de consistência da matriz referência, já eram esperadas reduções do  $\Gamma$  e o  $G_c$  mediante à adição das fibras poliméricas, além de provocar a diminuição da plasticidade da mistura, como foi visto por Costa (2015), por apresentarem  $\Gamma$  abaixo de 1,60.

Meng, W. e Khayat (2018) e Şahmaran *et al.* (2013) explicaram que as fibras em uma matriz cimentícia podem ser consideradas elementos que dificultam a movimentação das partículas da mistura. Estas formam malhas espaciais no interior do compósito, atuando como obstruções, além de aumentarem a área superficial do ECC. Como a concentração de reforços no ECC é mais elevada, a malha interna de fibras é mais densa e os prejuízos no estado fresco são intensificados (KONG; BIKE; LI, 2003). Com estas alterações físicas, o compósito demanda uma quantidade maior de água para a lubrificação dos componentes ou aumento da energia de mistura (SOLTAN; LI, 2018; YANG, E. *et al.*, 2009). No entanto, estas manipulações não foram realizadas nos compósitos desta pesquisa para que fossem mantidas as proporções e constituição da matriz base para cada ECC.

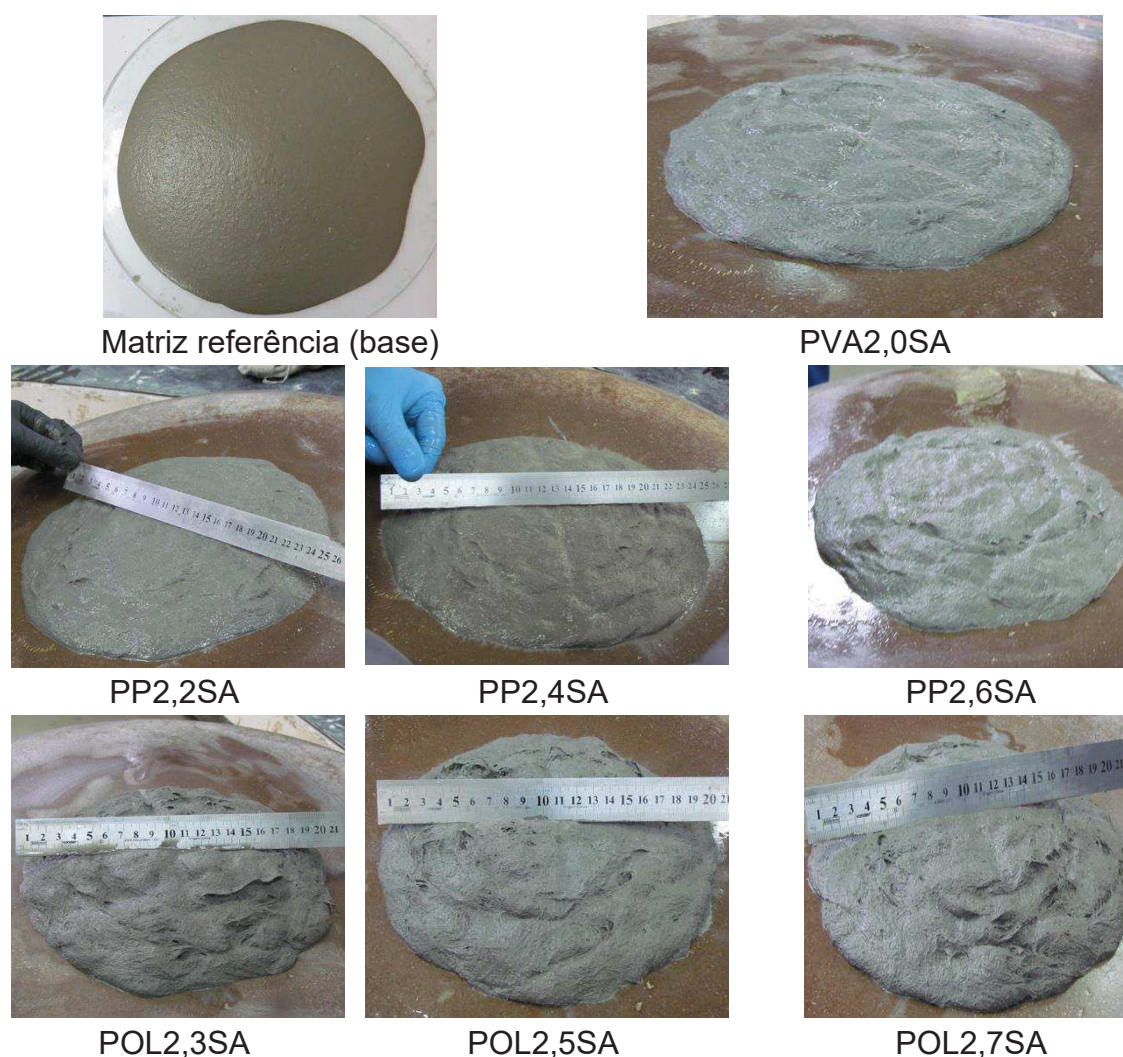
O PVA2,0SA apresentou os maiores resultados de  $\Gamma$  e  $G_c$  entre os demais compósitos. Este comportamento pode ser atribuído ao menor número de fibras dispersas pela matriz, que, teoricamente, foi de  $1,33 \times 10^6$  un/dm<sup>3</sup>, criando uma malha menos densa. Também, pode-se considerar que a sua superfície hidrofílica favoreceu dispersão dos reforços pela matriz devido à lubrificação promovida pela água e hidroxilas, como apresentado por Yang, E. *et al.* (2009).

Já os compósitos PPSA e POLSA, por terem um maior número teórico de fibras (maior densidade na malha) e serem hidrofóbicas, obtiveram os menores valores de  $\Gamma$  e  $G_c$  da pesquisa. Ou seja, a medida em que se aumentavam os teores de adição



das fibras de PP e POL na matriz, a consistência foi reduzida. No PPSA, o número de fibras permaneceu entre  $1,04$  e  $1,23 \times 10^7$  un/dm<sup>3</sup>. Já no POLSA, foi de  $1,88$  a  $2,21 \times 10^6$  un/dm<sup>3</sup>. A Figura 84 apresenta a aparência de cada ECC no estado fresco, bem como da matriz referência.

Figura 84 – Aspecto no estado fresco da matriz e dos compósitos desenvolvidos



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base na Figura 84, percebe-se que a matriz referência não apresentou indícios de exsudação e segregação. De acordo com os critérios indicados por Meng, W. e Khayat (2018), pode-se considerar que esta matriz permaneceu estável no estado fresco. Já os demais compósitos apresentaram aspecto semelhante aqueles desenvolvidos por Felekoglu *et al.* (2014), Garcez (2009), Magalhães (2010) e Muñoz Rodríguez (2018).



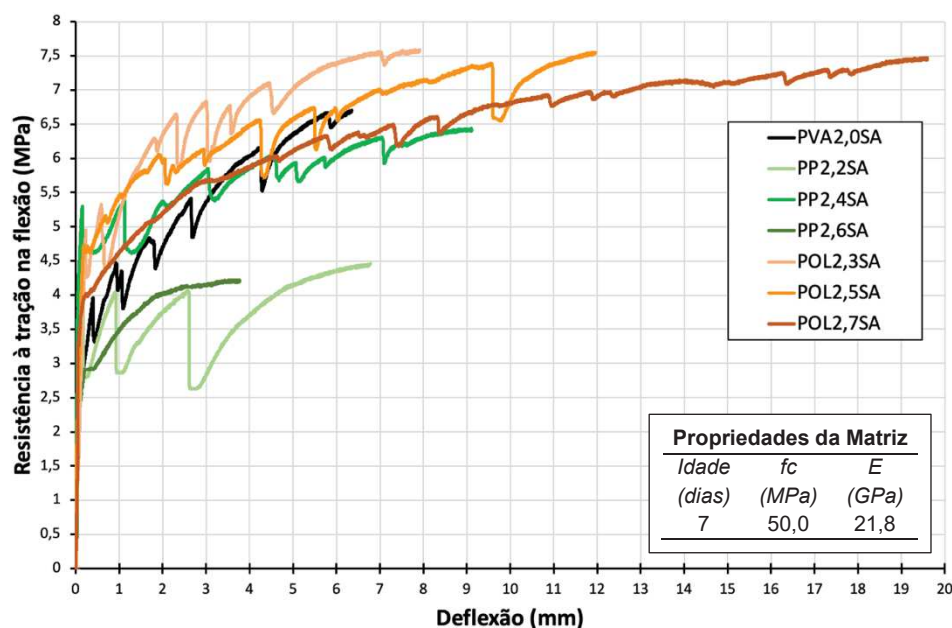
Foi constatada a presença de água na borda dos compósitos com PP. No entanto, esta lâmina de água provém da base metálica, e não da mistura como um princípio de exsudação. Dentre os compósitos com fibras hidrofóbicas, o PPSA obteve os melhores resultados de  $\Gamma$  e  $G_c$ , como pode ser visualizado na Tabela 34 e Figura 84. Isto se deve ao potencial de dispersão do reforço que, além de ter uma superfície lisa, possui diâmetro cerca de 2,7 vezes menor aos demais. Com estas propriedades, o compósito necessitaria de uma menor energia de mistura para dispersão.

A aparência do PVA2,0SA e PPSA mostrou-se mais homogênea em relação ao POLSA. Também, evidenciou-se que o  $G_c$  destas misturas foi mais elevado que o POLSA. Por outro lado, a medida em que se elevou o teor de fibras no PP e POL, o aspecto do compósito foi alterado, diminuindo seu potencial de espalhamento. Costa (2015) e Muñoz Rodríguez (2018) também constataram valores de espalhamento próximos aos compósitos desenvolvidos nesta pesquisa, permanecendo com diâmetro médio de 220  $\mu\text{m}$ . Cao e Li (2018) e Felekoglu *et al.* (2014) verificaram o impacto do acréscimo de fibras poliméricas em ECC, chegando ao mesmo comportamento registrado por esta pesquisa.

#### 4.1.2 Comportamento na flexão

A Figura 85 apresenta as curvas *tensão-deflexão* aos 7 dias dos exemplares representantes de cada ECC desenvolvido. A determinação das curvas representativas foi esclarecida no item 3.3.2. As curvas individuais de cada ECC são apresentadas no Apêndice A desta tese.

Figura 85 – Curvas representativas na flexão aos 7 dias de cada ECC desenvolvido na primeira etapa pesquisa



Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se que o início da curva de carregamento entre os compósitos foi semelhante, apresentando um comportamento linear-elástico, como indicado por Li, V. (2019) e Suthiwarapirak, Matsumoto e Kanda (2002). No entanto, a  $\sigma_{tf, fis}$  variou entre os compósitos, ainda que a matriz fosse a mesma. Segundo Wang, S. e Li (2007), a inserção de fibras altera a reologia e propriedades físicas da mistura, estimulando a criação de vazios e afetando o processo de formação de fissuras. Diante desses acontecimentos, a  $\sigma_{tf, fis}$  variou entre os compósitos, visto que as fibras e os teores praticados também se alteraram. Autores como Muñoz Rodríguez (2018) e Righi (2015) destacaram a variação na tensão de fissuração, além das variações de comportamento ao longo da curva *tensão-deflexão*. Segundo Li, V. (2019), a variação na  $\sigma_{tf, fis}$  e nas curvas de comportamento de um ECC podem ser consideradas normais, uma vez que os valores atingem desvios de até 20%. No entanto, os compósitos devem permanecer dentro dos limites de  $\sigma_{tf, fis}$  para classificação de um ECC.

Durante o programa experimental foi verificado que a matriz referência atingiu  $\sigma_{tf, fis}$  de 5,5 MPa, semelhante a resistência encontrada por Muñoz Rodríguez (2018), Righi *et al.* (2017) e Said e Razak (2015). Evidencia-se que os compósitos que tiveram  $\sigma_{tf, fis}$  mais próxima foram POL2,3SA e PP2,4SA. Então, pode-se considerar que a

incorporação destas fibras na matriz não prejudicou tanto as propriedades físicas da mistura no estado endurecido em relação às demais, principalmente, no que se refere ao processo de formação da fissura, que é relacionado às dimensões e número de vazios na matriz, conforme indicaram Felekoğlu *et al.* (2014).

Semelhante a esta pesquisa, Freitas Júnior e Garcez (2017), Muñoz Rodríguez (2018) e Righi (2015) apresentaram as curvas de cada ECC apenas até a tensão máxima, evidenciando o comportamento *deflection-hardening* e *strain-hardening*, como nesta tese. O comportamento à tração na flexão de cada ECC foi semelhante, com exceção do PP2,2SA e PP2,6SA. Os demais compósitos apresentaram picos de tensão, que representam a formação de fissuras e o aumento de tensão e deflexão mesmo após a fissuração da matriz, também constatado por Alyousif (2016), Said e Razak (2015) e Suthiwarapirak, Matsumoto e Kanda (2004).

A curva de comportamento *tensão-deflexão* para as fibras hidrofóbicas apresentou-se análoga às curvas já evidenciadas por Garcez (2009) e Muñoz Rodríguez (2018). Já o PVA2,0SA apresentou comportamento semelhante ao evidenciado por Ali e Nehdi (2017) e Wang, S. (2005), porém com menores valores de tensão e deflexão. Segundo Li, V. (2019) e Righi (2015), as curvas elucidadas na Figura 85 representam uma resposta de *deflection-hardening* com base no modelo teórico de Bentur e Mindess (2007) utilizado nesta tese. Os ganhos de tensão após a formação da fissura no PVA2,0SA estão relacionados à rigidez da fibra, que é representada pelo seu módulo de elasticidade de 41 GPa.

Nota-se que nos compósitos contendo PP e POL, quanto mais próximo da  $\sigma_{tf}$  (tensão máxima), mais lenta é a recuperação da tensão pós-pico, representando o fim dos ciclos de fissuração e o alongamento demasiado das fibras poliméricas. Este comportamento é característico de ECC reforçado com fibras poliméricas de baixo módulo de elasticidade, como apontado por Garcez (2009), Keskinates e Felekog (2018), Muñoz Rodríguez (2018), Righi (2015) e Said e Razak (2015). O alongamento dos reforços poliméricos nas fissuras é apresentado na Figura 86.

Figura 86 – Alongamento das fibras de PP em fissuras durante o ensaio de tração na flexão (a) amostra submetida ao ensaio (b) aproximação para verificação do formato da fissuração



(a)

(b)

Fonte: Elaborada pelo autor.

Tanto o PP2,4SA quanto o POL2,3SA obtiveram as menores quedas de tensão, sendo justificadas pela resposta das fibras no instante da formação da fissura. Com isto, nestes compósitos, o tipo e o teor de reforços evitaram a propagação da abertura recém-formada. Além destes, o PP2,4SA e os compósitos POLSA apresentaram uma rápida recuperação da resistência após a queda de tensão, assemelhando-se aos ganhos pós-pico do PVA2,0SA. Este comportamento está relacionado ao número de fibras que traspassam a seção fragilizada e sua interação com a matriz, chegando a um valor teórico de 1700 un/cm<sup>2</sup>, também destacado por Li, V. (2019). A rápida recuperação da tensão também é reflexo da intensidade dos picos ocorridos ao longo da curva *tensão-deflexão*.

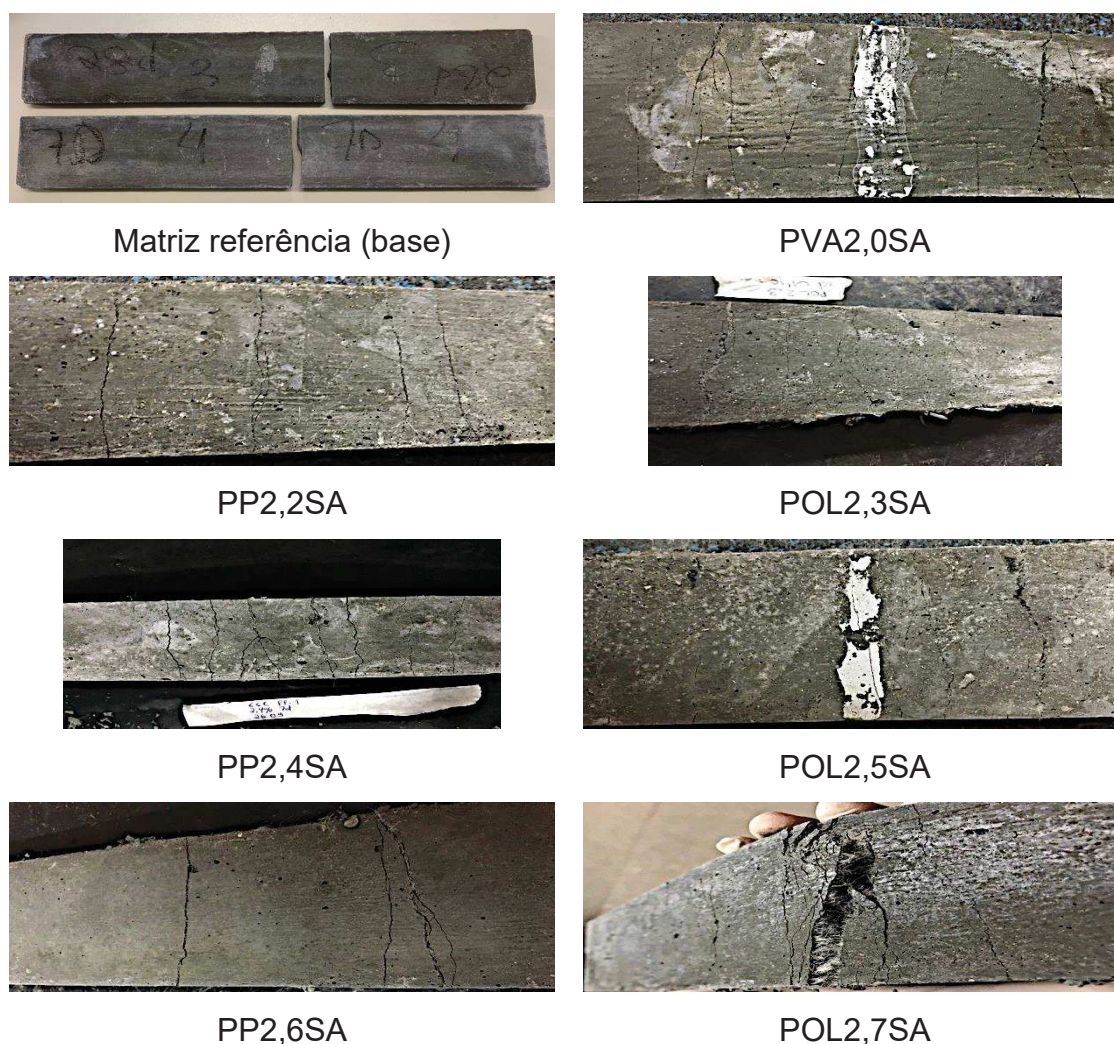
Nota-se que a maioria dos compósitos apresentou deflexão máxima em até 10 mm, tendo apenas o POL2,5SA e POL2,7SA com valores acima deste. Righi *et al.* (2017), Muñoz Rodríguez (2018), Şahmaran *et al.* (2012) e Wang, S. (2005), também obtiveram estes resultados em ECC reforçado com fibra polimérica hidrofóbica. Já Zhu *et al.* (2014) desenvolveram compósitos com deflexão de até 20 mm, como o POL2,7SA desta pesquisa. A curva de comportamento obtida por Zhu *et al.* (2014) é semelhante às curvas de tensão flexão do POL2,5SA e POL2,7SA.

A  $\sigma_{tf}$  registrada nos compósitos contendo POL foi de 7,5 MPa aos 7 dias, sendo as maiores dentre os compósitos. O POL2,7SA apresentou as maiores taxas de deflexão, seguido do maior número de fissuras. Já o POL2,3SA atingiu deflexão máxima próxima a apresentada pelo PVA2,0SA e PP2,4SA. A  $\sigma_{tf}$  dos compósitos



PVA2,0SA e PP2,4SA permaneceram próximas de 6,5 MPa. Estes valores de tensão máxima na tração também foram constatados por Garcez (2009) e Muñoz Rodríguez (2018). A taxa e o padrão de fissuração da matriz referência e dos demais compósitos são apresentados na Figura 87.

Figura 87 – Taxa de fissuração na matriz e nos demais compósitos após ensaio de tração na flexão



Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se que as maiores fissuras estão no PP2,2SA e PP2,6SA, atingindo espessura média de  $200 \mu\text{m}$ . Nos demais compósitos, verificou-se a concentração de fissuras mais finas, principalmente, no PVA2,0SA e POL2,3SA. Nestes compósitos é visível a formação de uma fissura mais espessa e predominante, caracterizando o plano de fratura de cada ECC. O padrão de fissuração do POLSA e PVA2,0SA desta pesquisa é semelhante ao evidenciado por Kanda e Li (1998), Suthiwarapirak,

Matsumoto e Kanda (2004) e Yu, K. *et al.* (2018a). Já o ECCPP2,4 assemelha-se a fissuração evidenciada por Muñoz Rodríguez (2018) e Righi (2015).

O reflexo das curvas do PP2,2SA e PP2,6SA pode ser visto pelo padrão de fissuração das amostras. Nota-se que não apresentaram comportamento *deflection-hardening*, tão pouco a multifissuração controlada. Pesquisas como a de Garcez (2009) e Muñoz Rodríguez (2018) também evidenciaram alguns compósitos desenvolvidos que não atingiram o comportamento esperado.

Foi constatado que no PP2,6SA o número de fibras no plano de ruptura provocou o rompimento precoce do compósito. Havia muitos reforços no plano de fratura, porém um volume reduzido de pasta cimentícia, o que prejudicou a interface fibra-matriz e, conseqüentemente, o comportamento micromecânico. Como apresentado por Rathod e Patodi (2010) e Yang, E. e Li (2010), caso ocorram problemas na interface entre fibra e matriz, não é possível atingir o comportamento o *deflection-hardening* e *strain-hardening* do ECC.

Ao contrário do PP2,6SA, o PP2,2SA apresentou alguns picos de tensão. No entanto, as quedas nas curvas foram mais intensas, possivelmente, provocadas pelo número insuficiente de fibras na seção de ruptura para contenção da propagação da abertura. Nota-se também que no PP2,2SA a recuperação de tensão após o pico é lenta, em comparação aos compósitos com PVA e POL, o que pode ser relacionado ao alongamento das fibras na seção fissurada, como apresentado na Figura 86.

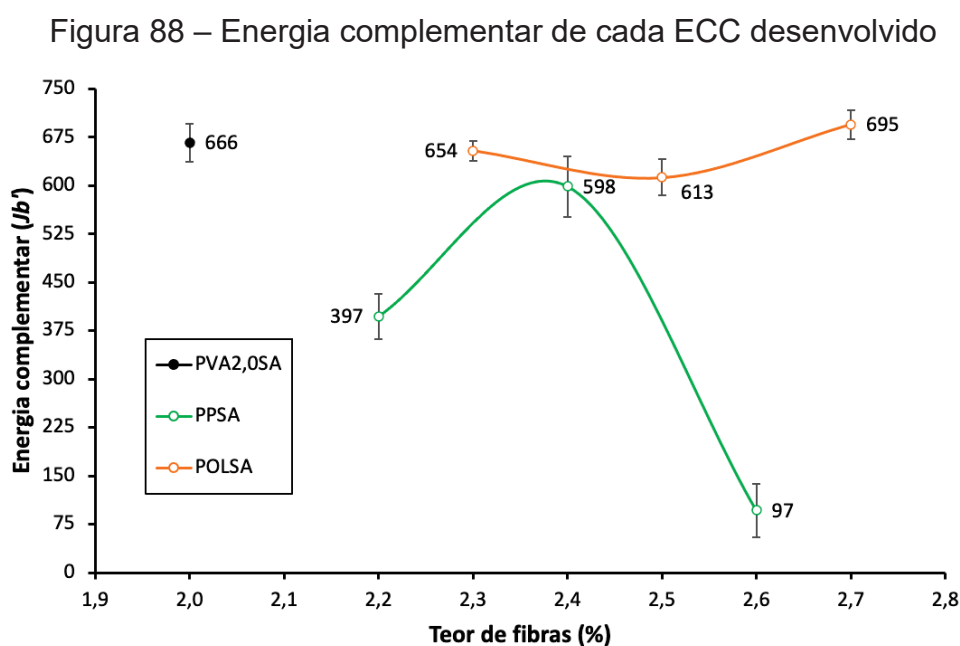
Já o PP2,4SA apresentou comportamento compatível ao *deflection-hardening*, podendo ser considerado como um teor ótimo para concepção do ECC aos 7 dias de idade. Tanto a curva do PP2,4SA quanto a dos compósitos com POL atingiram um patamar de estabilização das tensões, porém aumentando a deflexão, que para Ge *et al.* (2018) corresponde ao escoamento do ECC. Isto se deve às propriedades mecânicas dos reforços utilizados, que perderam a capacidade de transferência de tensões devido ao seu alongamento. Logo em seguida, os compósitos atingiam a ruptura. Estas respostas também foram constatadas por Costa (2015), Muñoz Rodríguez (2018) e Zhu *et al.* (2014).

O PVA2,0SA obteve a curva *tensão-deflexão* mais ascendente, provocada pela interação entre fibra e matriz, bem como a rigidez da fibra de PVA, que possui a menor taxa de alongamento entre os reforços desta pesquisa. Como visto por Alyousif (2016) e Choi *et al.* (2016), reforços com baixa taxa de alongamento e alta resistência de

aderência, apresentam uma rápida resposta à fissuração, o que provoca curvas *tensão-deflexão* mais acidentadas.

#### 4.1.3 Teor equivalente com base no $Jb'$

A energia complementar ( $Jb'$ ) que cada tipo e teor de fibra proporcionou ao ECC é indicada na Figura 88, bem como seu respectivo desvio padrão baseado na curva representativa. O  $Jb'$  é definido pela área sobre a curva *tensão-deflexão* entre os pontos  $\sigma_{tf, fis}$  e  $\sigma_{tf}$ .



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base na Figura 88, constatou-se que as maiores variações do  $Jb'$  ocorreram nos compósitos com fibras de PP. Estas variações são reflexo do comportamento na flexão discutidos no item anterior. A contribuição das fibras no PP2,2SA não foi suficiente para que atingissem um valor próximo ao PVA2,0SA, que foi de  $666 \pm 30$  J. É importante ressaltar a diferença entre os resultados previstos no modelo teórico de Bentur e Mindess (2007) e os obtidos nesse programa experimental. Mesmo que o modelo teórico indicasse o teor mínimo de fibras para atingir o *deflection-hardening*, isto não ocorreu nos compósitos PP2,2SA e PP2,6SA.

As variações entre os modelos no PP2,2SA podem ser justificadas pelos dados de entrada, principalmente,  $\tau_0$ , que foram obtidos na literatura disponibilizada para



concepção do ECC. Já no PP2,6SA, as alterações foram causadas pelo alto consumo de fibras, variando a concentração de fibras ao longo da seção das peças e causando deficiências na interface fibra-matriz. Percebe-se que esta é uma limitação do modelo de Bentur e Mindess (2007), pois não são estabelecidos teores críticos para atingir um bom desempenho mecânico sem prejudicar o estado fresco e moldagem de peças em ECC. No entanto, o PP2,4SA apresentou  $Jb'$  mais próximo ao PVA2,0SA, quando comparado aos demais compósitos com PP. Isto foi reflexo do comportamento na flexão visto na Figura 85.

Os compósitos que obtiveram os menores desvios foram os reforçados com POL. Nota-se que o maior  $Jb'$  aos 7 dias da pesquisa foi do POL2,7SA, superando até o PVA2,0SA. Ao contrário do PP2,6SA, a concentração de 2,7% de fibras de POL provocou o aumento do  $Jb'$  sem que fossem constatadas falhas na produção do ECC. Ou seja, nos compósitos contendo PP havia cerca de 5 vezes mais reforços. No estado fresco estas alterações não foram percebidas, porém no estado endurecido, a variabilidade nas concentrações distintas de fibras na seção acarretou numa maior sensibilidade à tração, visto que o compósito é dependente de uma microestrutura homogênea para o funcionamento micromecânico.

Pode-se constatar que no POLSA há uma tendência de aumentar o  $Jb'$  quando se elevam os teores de fibra, havendo uma oscilação no POL2,5SA. O POL2,3SA apresentou valor de  $Jb'$  mais próximo ao ECCPVA, mesmo considerando o desvio padrão. Assim, pode ser considerado como o compósito contendo o tipo e teor de fibra mais próximo ao equivalente do PVA2,0SA. Os reflexos no comportamento na flexão foram diferentes, porém as fibras de POL nesta concentração contribuíram de forma equivalente às de PVA aos 7 dias de idade. Estes também apresentaram os menores desvios entre os compósitos.

Mesmo apresentando o menor número de fibras por unidade de volume, o PVA2,0SA obteve o segundo maior  $Jb'$  da pesquisa, próximo aos compósitos com fibras hidrofóbicas. Esta proporcionalidade se dá devido às interações químicas fibra-matriz aos 7 dias encontrarem-se ainda pouco ativas. Com o avanço da idade, as interações são intensificadas e as fibras de PVA contribuem ainda mais para o aumento do  $Jb'$ .

#### 4.1.4 Considerações da Etapa 1

O valor de referência para o  $Jb'$  foi determinado pelo PVA2,0SA Com base neste valor, fez-se uma análise comparativa entre os demais compósitos (PPSA e POLSA), a fim de determinar aquele que atingisse a energia complementar mais próxima de 666 J. Após, deu-se continuidade ao desenvolvimento da pesquisa com apenas três compósitos equivalentes aos 7 dias de idade. A Tabela 35 apresenta os valores de  $Jb'$  dos compósitos desenvolvidos nesta etapa da pesquisa, bem como os valores de  $CV_{Jb'}$ .

Tabela 35 – Resumo dos valores de  $Jb'$  de cada ECC desenvolvido na Etapa 1.

Compósito	$Jb'$ (J)	$CV_{Jb'}$	Observação
PVA2,0SA	666	-	-
PP2,2SA	397	40%	≠
PP2,4SA	598	10%	≅
PP2,6SA	97	85%	≠
POL2,3SA	654	2%	≅
POL2,5SA	613	8%	≅
POL2,7SA	695	4%	≅

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota: ≠ - não equivalente; ≅ - equivalente.

Como constatado nas curvas de *tensão-deflexão*, todos os compósitos reforçados com fibras de POL atingiram o comportamento *deflection-hardening* já previsto no modelo teórico de Bentur e Mindess (2007). Deste modo, sua  $Jb'$  atingiu valores de até 695 J aos 7 dias. Dentro desta família o coeficiente de variação ( $CV_{Jb'}$ ) permaneceu entre 2 e 8%. A menor variação no  $Jb'$  foi do POL2,3SA, fornecendo a mesma energia complementar ao compósito que os reforços do PVA2,0SA. Além de embasar a escolha devido à proximidade entre os  $Jb'$ , o POL2,3SA obteve o menor teor de adição entre os reforçados com POL, ressaltando a otimização, além de apresentar os melhores resultados no estado fresco dentro desta família.

Para os compósitos reforçados com fibras de PP, notou-se a diferença relevante entre os valores de PP2,2SA e PP2,6SA para com o compósito referência

(PVA2,0SA). Já o PP2,4SA apresentou valores de  $Jb'$  mais próximos do compósito com PVA, e permaneceu com  $CV_{Jb'}$  de até 10%. Para tanto, definiu-se o teor de fibras equivalentes de PP para com as de PVA foi de 2,4%.

Diante dos resultados analisados, verificou-se que o PP2,4SA e POL2,3SA apresentaram  $Jb'$  mais próximos ao do PVA2,0SA, evidenciando que nestes teores e nesta idade as fibras contribuíram de maneira equivalente nos três compósitos.

## 4.2 ETAPA 2

Neste item são apresentados os resultados para classificação dos compósitos com teor de fibras equivalentes definidos na Etapa 1. Os compósitos investigados nesta etapa foram PVA2,0SA, PP2,4SA e POL2,3SA.

### 4.2.1 Comportamento à tração uniaxial

A Tabela 36 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de tração uniaxial realizados nos compósitos com teor equivalente de fibras definidos na Etapa 1.

Tabela 36 – Propriedades mecânicas dos compósitos quando submetidos à tração uniaxial

Propriedade	Compósito	Idade (dias)				
		7	14	28	56	84
$\sigma_{td,fis}$ (MPa)	PVA2,0SA	2,2 ± 0,0	2,8 ± 0,1	3,0 ± 0,0	3,5 ± 0,2	3,6 ± 0,1
	POL2,3SA	2,2 ± 0,1	2,6 ± 0,1	3,3 ± 0,1	3,4 ± 0,2	3,5 ± 0,2
	PP2,4SA	1,9 ± 0,1	2,3 ± 0,1	3,0 ± 0,2	3,3 ± 0,1	3,5 ± 0,1
$\sigma_{td}$ (MPa)	PVA2,0SA	3,3 ± 0,1	3,8 ± 0,1	4,4 ± 0,2	5,0 ± 0,1	5,8 ± 0,2
	POL2,3SA	2,8 ± 0,2	3,3 ± 0,6	4,1 ± 0,3	3,8 ± 0,3	4,1 ± 0,4
	PP2,4SA	2,6 ± 0,2	2,6 ± 0,2	3,3 ± 0,2	3,5 ± 0,2	3,6 ± 0,3
$\varepsilon_{td}$ (%)	PVA2,0SA	1,5%	1,3%	2,0%	1,4%	3,3%
	POL2,3SA	2,1%	4,4%	1,7%	1,5%	2,5%
	PP2,4SA	2,5%	3,0%	2,5%	1,5%	1,2%
$E$ (GPa)	PVA2,0SA	15,3 ± 0,9	18,4 ± 1,2	21,3 ± 0,8	24,7 ± 0,5	26,8 ± 0,6
	POL2,3SA	15,1 ± 0,4	18,7 ± 0,9	22,4 ± 1,1	24,9 ± 0,8	25,9 ± 0,4
	PP2,4SA	14,8 ± 0,6	17,9 ± 0,8	22,1 ± 1,3	25,1 ± 0,7	26,3 ± 0,9
$e_{td,med}$ ( $\mu m$ )	PVA2,0SA	67±25	71±13	73±6	70±12	72±29
	POL2,3SA	83±7	87±4	85±15	90±6	91±18
	PP2,4SA	80±2	84±9	93±12	120±7	140±33
$\eta_{td,med}$	PVA2,0SA	34	28	32	30	31
	POL2,3SA	22	18	16	16	10
	PP2,4SA	19	10	8	7	5

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nas idades iniciais foram registradas as menores tensões de fissuração ( $\sigma_{td,fis}$ ), permanecendo entre 1,9 e 2,2 MPa. Os valores obtidos são compatíveis com os identificados nas pesquisas de Garcez (2009), Righi (2015), Şahmaran *et al.* (2012) e Said e Razak (2015). Ao longo do período de análise, estas tensões mantiveram-se próximas, tendo apenas aos 14 dias uma oscilação de 0,5 MPa entre os compósitos estudados. Mesmo que as variações no  $\sigma_{td,fis}$  sejam consideradas baixas, por não passarem de 10%, Herbert e Li (2012) e Li, V. e Kanda (1998) ressaltaram que podem ser causadas pela inserção de altos teores de fibras poliméricas, estimulando a formação de falhas internas na matriz cimentícia.

Além do impacto das fibras na compacidade do compósito, estas variações podem estar relacionadas ao grau de hidratação dos grãos de cimento e ativação das pozolanas em cada ECC. Em idades mais avançadas, Alyousif (2016) e Şahmaran *et*

al. (2012) constataram a diminuição destes desvios, como também visto nesta pesquisa.

Aos 28 dias de idade a  $\sigma_{td, fis}$  obtida pelos compósitos foi, em média, de 3,1 MPa. Relacionado aos compósitos com fibras hidrofóbicas (PP e POL), Garcez (2009), Muñoz Rodríguez (2018) e Righi *et al.* (2017), registraram valores de tensão próximos aos desta pesquisa. Já para o PVA2,0SA, Felekoglu *et al.* (2014) e Şahmaran *et al.* (2012) também verificaram  $\sigma_{td, fis}$  em torno de 3,0 MPa. À medida em que a idade de investigação avançava, a  $\sigma_{td, fis}$  aumentou para cada compósito, chegando a atingir valores de 3,5 e 3,6 MPa aos 84 dias.

De acordo com Li, V. (2019), estes resultados são considerados elevados às matrizes cimentícias de ECC, uma vez que representam um aumento da sua tenacidade ( $K_m$ ) e módulo de elasticidade ( $E$ ). Com isso, pode-se provocar a sobrecarga dos reforços e diminuir sua contribuição ao compósito. É importante destacar que o módulo de elasticidade da fibra é um dos principais parâmetros utilizados para analisar a compatibilidade entre matriz e reforço. Então, neste estudo, as fibras de menor módulo tenderam a contribuir menos ao compósito.

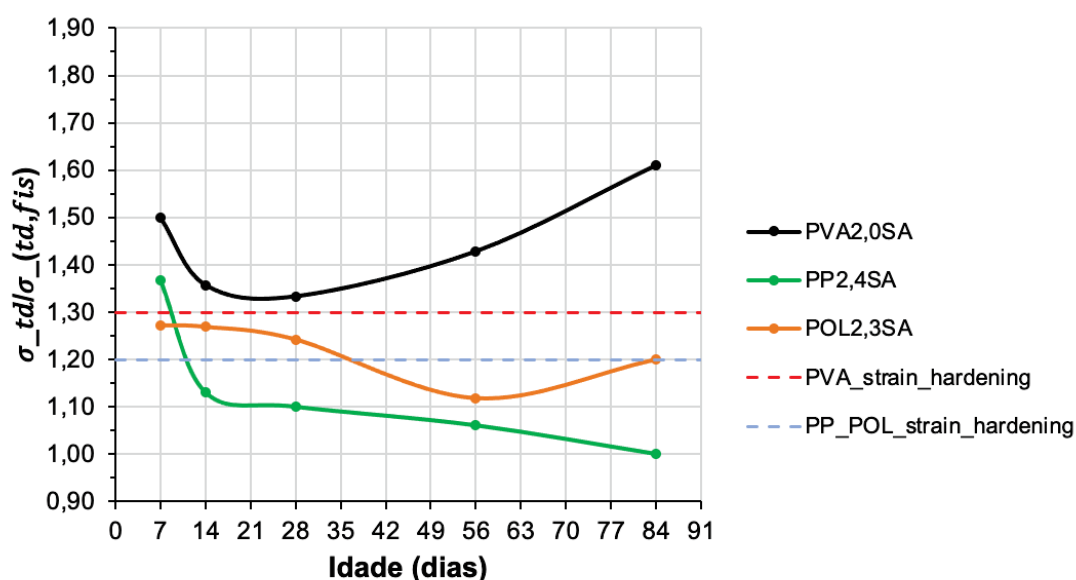
As tensões máximas ( $\sigma_{td}$ ) apresentaram maior variabilidade entre os compósitos. Os  $\sigma_{td}$  registrados aos 28 dias no PVA2,0SA, PP2,4SA e POL2,3SA foram de 4,4, 3,3 e 4,1, MPa, respectivamente. Em relação ao PP2,4SA, Garcez (2009) e Righi (2015) obtiveram tensões entre 1,9 MPa a 3,3 MPa, estando os resultados desta pesquisa dentro dos valores já referenciados na literatura. Já para o POL2,3SA, pode-se considerar que os resultados foram elevados em relação às fibras hidrofóbicas, estando próximos aos resultados obtidos por Said e Razak (2015) com ECC produzido com fibras de PE. Para o PVA2,0SA, já relataram valores próximo ao aferido nesta pesquisa Li, V. (2019), Qiu, Tan e Yang (2016) e Şahmaran *et al.* (2012), com  $\sigma_{td}$  entre 4,0 e 5,0 MPa.

Os resultados de  $\sigma_{td}$  do PVA2,0SA e POL2,3SA aumentaram à medida em que as idades de cura avançavam, indicando uma tendência de comportamento *strain-hardening*. Os compósitos com fibras de PVA apresentaram as maiores tensões ao longo das idades, uma vez que, segundo Li, V., Wang e Wu (2001) e Wang, S. (2005), sua superfície hidrofílica possibilita melhorias constantes na transferência de esforços entre fibra e matriz. Já o PP2,4SA obteve as menores tensões máximas, não

apresentando ganhos relevantes de tensão ao longo das idades, o que indicou um comportamento *strain-softening*.

Valores mínimos para a relação  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td,fis}}$  são indicados na bibliografia, sendo que Li, V. e Kanda (1998) especificam uma relação mínima de 1,2 para ECC reforçado com fibras de PP para ter seu comportamento considerado *strain-hardening*. Para os compósitos reforçados com fibras hidrofílicas, Li, V. (2019) considerou que o ECC tenha relação mínima de 1,3 para caracterizar *strain-hardening*, além de apresentar a formação de microfissuras ao longo da amostra examinada. Diante disso, as relações  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td,fis}}$  deste trabalho podem ser verificadas na Figura 89.

Figura 89 – Variação dos valores de  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td,fis}}$  ao longo do tempo nos compósitos estudados

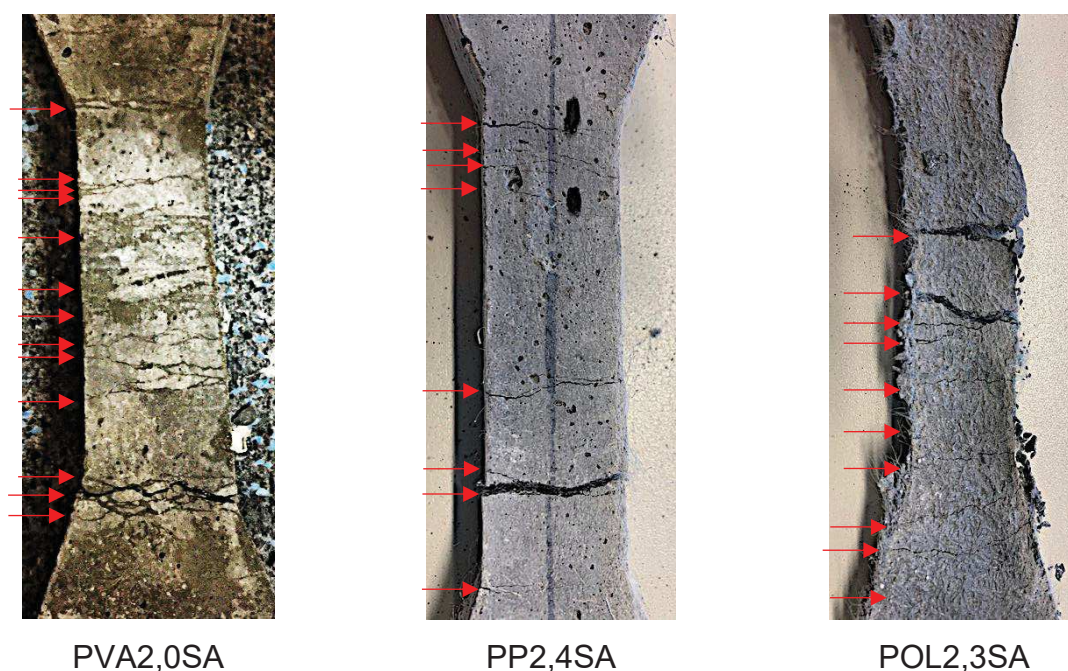


Fonte: Elaborada pelo autor.

Os maiores valores de  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td,fis}}$  dentre os compósitos foram identificados no PVA2,0SA. Também, evidenciou-se o acréscimo da relação a partir dos 28 dias de cura, o que é justificado pelas propriedades físicas do reforço, bem como sua interação com a matriz cimentícia. Este comportamento é caracterizado como *strain-hardening*, conforme Bentur e Mindess (2007) e Li, V. (2019), o que já era esperado para estes compósitos desta pesquisa. Todavia, a partir dos 7 dias, o PP2,4SA apresentou tendência ao comportamento *strain-softening*. Na Figura 90 é apresentado o padrão dos compósitos.



Figura 90 – Padrão de fissuração dos exemplares de ECC após ensaio de tração uniaxial



Fonte: Elaborada pelo autor.

No POL2,3SA,  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td,fis}}$  variou entre valores próximos ao 1,2, seguindo as recomendações de Li, V. e Kanda (1998) para fibras flexíveis e sem interação química com a matriz. Após 28 dias, há indícios de estabilização da relação  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td,fis}}$  ao POL2,3SA, devido ao fato dos reforços não interagirem com a matriz e o compósito ainda apresentar  $Jb'$  superior ao  $J_{tip}$ . Assim sendo, há compatibilidade mecânica entre fibra e matriz. Importante destacar que a forma de fissuração de cada ECC também foi vista por Liu, H. *et al.* (2017).

Os compósitos constituídos por fibras de PP apresentaram valores de  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td,fis}}$  entre 1,0 e 1,2, uma vez que as propriedades do reforço e interação com a matriz são inferiores às do PVA, transmitindo as tensões apenas por fricção com a matriz. Além disso, devido à capacidade de alongamento destes reforços poliméricos e seu módulo de elasticidade, a transferência de tensão entre fibra e matriz foi perdendo a eficiência, estagnando os ciclos de fissuração. Ou seja, a tensão para alongar as fibras foi menor que a tensão necessária para formar uma nova fissura na matriz ( $J_{tip} > Jb'$ ), assim, interrompendo o ciclo de fissuração.



O PP2,4SA apresentou queda constante da relação  $\frac{\sigma_{td}}{\sigma_{td, fis}}$ , diferente da resposta apresentada pelo POL2,3SA, que também foi reforçado com fibras hidrofóbicas. Deste modo, devido ao ganho de tenacidade ( $K_m$ ) e módulos de elasticidade ( $E$ ) da matriz cimentícia, o  $J_{tip}$  elevou-se e a fibra de PP passou a perder a sua eficiência nestas condições, diminuindo  $Jb'$ . Além das limitações das fibras de PP relacionadas à interação com a matriz, o módulo de elasticidade do reforço também foi determinante na sua atuação dentro do compósito. Este comportamento não foi evidenciado na pesquisa de Garcez (2009) e por Keskinates e Felekog (2018), nas quais também se utilizou fibras de PP, pelo fato das matrizes de ECC serem menos resistente ( $f_c \approx 30$  MPa). Assim, possuía baixo  $E$  e  $K_m$ , o que diminuiu o  $J_{tip}$  e favoreceu a atuação dos reforços, chegando ao comportamento *strain-hardening* ( $J_{tip} < Jb'$ ).

Em relação aos resultados de módulo de elasticidade indicados na Tabela 36, verificou-se que foram sendo elevados com o passar das idades. Analisando o PVA2,0SA aos 28 dias, verificou-se que seu  $E$  permaneceu em 21,3 GPa e, mesmo assim, apresentou comportamento *strain-hardening*. Normalmente, os valores registrados na literatura são de 17 a 19 GPa nesta idade, obtidos por Garcez (2009), Ranade *et al.* (2017) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019). Assim, pode-se verificar mais um indício das altas resistências da matriz de ECC dosada.

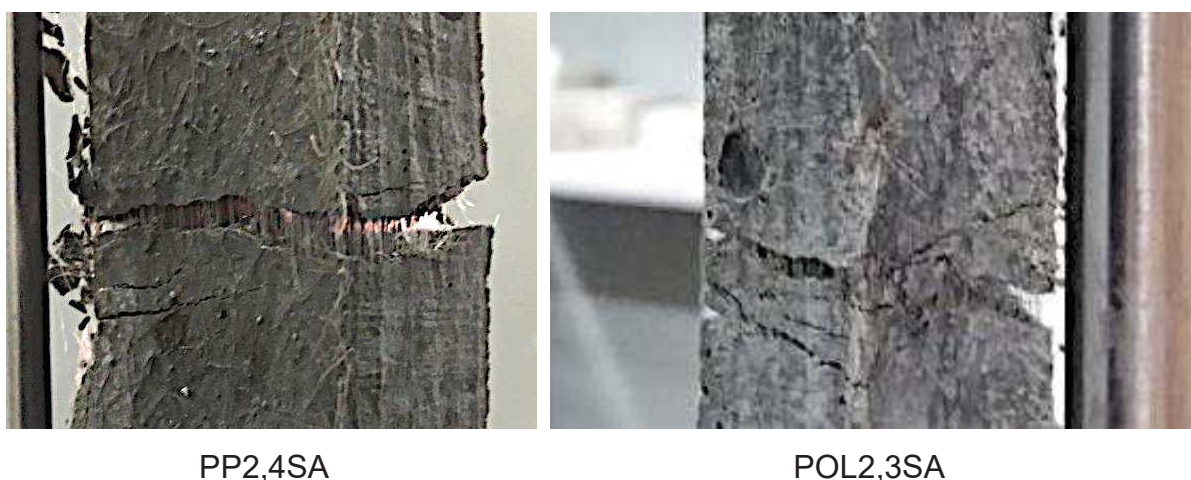
Já os compósitos com fibras hidrofóbicas, o  $E$  foi de superior a 22 GPa, o que pode justificar seu desempenho inferior ao PVA2,0SA, além das diferenças de qualidade do reforço. Comparando a outros estudos com fibras de PP (FELEKOGLU *et al.*, 2014; KESKINATES; FELEKOGLU, 2018), o  $E$  atingiu valor máximo de 19 GPa, o que é favorável ao reforço. Já nesta pesquisa, atingiu valores de 26,9 GPa, o que limitou a contribuição das fibras de PP para o comportamento *strain-hardening*, tornando-se incompatível com o módulo de elasticidade do reforço, que era de 5 GPa. Nota-se que as fibras de POL proporcionaram melhor comportamento mecânico ao ECC, mesmo com uma matriz de alto módulo e tenacidade. Este fato pode ser justificado pela sua menor taxa de alongamento e ligação por fricção mais resistente em relação às fibras de PP.

As taxas de deformação ( $\epsilon_{td}$ ) variaram entre os compósitos investigados. Segundo Li, V. (2019), estas variações são consideradas normais para o ECC, visto que é dependente do tipo de reforço, além da sua interação com a matriz no instante em que é tracionado. Os valores de deformação média à tração do PVA2,0SA,

PP2,4SA e POL2,3SA foram de 2,0, 2,5 e 1,7% aos 28 dias de idade. Felekoglu *et al.* (2014) verificaram deformações médias de 2,2% para o compósito reforçado com fibras de PP, semelhantes aos evidenciados nesta pesquisa. Şahmaran *et al.* (2012) e Zhou *et al.* (2012) registraram valores de 2,0% para compósitos com PVA. Como comparativo ao POL2,3SA, pode-se utilizar os compósitos com fibras de PE (ECCPE). Sendo assim, Said e Razak (2015) e Suthiwarapirak, Matsumoto e Kanda (2004) obtiveram  $\varepsilon_{td}$  de 1,9% em ECCPE, o que se aproxima dos valores encontrados no POL2,3SA nesta pesquisa.

Aos 84 dias, a maior  $\varepsilon_{td}$  da pesquisa foi com as fibras de PVA devido à formação de inúmeras microfissuras ao longo da peça investigada (ver Figura 90), caracterizando o comportamento *strain-hardening*. Por outro lado, na mesma idade, a deformabilidade dos compósitos com fibras hidrofóbicas e de baixo módulo de elasticidade estão relacionados ao alongamento do reforço (ver Figura 91), causando o surgimento de poucas fissuras.

Figura 91 – Alongamento das fibras hidrofóbicas de baixo módulo de elasticidade durante o ensaio de tração direta



PP2,4SA

POL2,3SA

Fonte: Elaborada pelo autor.

Verificou-se que a espessura das fissuras no PVA2,0SA e POL2,3SA permaneceram abaixo de  $100 \mu m$ , como é especificado na literatura por Kong, Bike e Li (2003), Li, V. (2019) e Ranade, Li e Heard (2015). As menores espessuras de fissuras ocorreram no PVA2,0SA, como já era esperado pelo comportamento mecânico do reforço. Também, constatou-se que houve a estabilização da  $e_{td,med}$  das fissuras neste compósito a partir dos 14 dias. Os valores permaneceram próximos a

70  $\mu\text{m}$ , sendo semelhantes aos já registrados por Fan e Li (2015) e Zhang, Z. e Zhang, Q. (2017) em pesquisas anteriores.

Já o POL2,3SA, mesmo contendo fibras hidrofóbicas, a  $e_{td,med}$  das fissuras apresentou-se próxima à registrada no PVA2,0SA. Verificou-se que a  $e_{td,med}$  das aberturas aumentou gradativamente ao longo das idades, atingindo até 81  $\mu\text{m}$  aos 84 dias. Mesmo assim, os resultados mantiveram-se abaixo de 100  $\mu\text{m}$ . Neste cenário, o POL2,3SA pode ser comparado aos compósitos reforçados com fibras de PE, sendo que Yu, K. *et al.* (2017) registraram espessuras entre 76 e 93  $\mu\text{m}$  em sua pesquisa com ECCPE. Com isto, nota-se que os valores são próximos aos evidenciados nesta tese.

Os maiores valores de  $e_{td,med}$  entre os compósitos ocorreram no PP2,4SA. A espessura permaneceu abaixo de 100  $\mu\text{m}$  até os 28 dias. Porém, superou os 100  $\mu\text{m}$  aos 56 e 84 dias. Assim como no POL2,3SA, a  $e_{td,med}$  aumenta gradativamente nos compósitos com PP ao longo das idades. Este comportamento está relacionado ao funcionamento micromecânico do ECC. Ou seja, devido à alta taxa de alongamento das fibras de PP ( $\approx 25\%$ ), estas deformam-se dentro da fissura e ocasionam o aumento natural da abertura. Estes valores de alongamento estão relacionados ao baixo módulo de elasticidade do reforço. Isto é mais evidente nas idades avançadas, pois a tensão para formar novas fissuras na matriz é superior à tensão necessária para alongar a fibra. Assim, notou-se que aos 84 dias os resultados para  $e_{td,med}$  registrados foram de 140  $\mu\text{m}$ , estando acima do recomendado por Li, V. (2019). Já Garcez (2009) registrou espessuras de até 45  $\mu\text{m}$  para o ECC com fibras de PP aos 28 dias. As diferenças de comportamento são justificadas pela qualidade da matriz adotada em cada estudo.

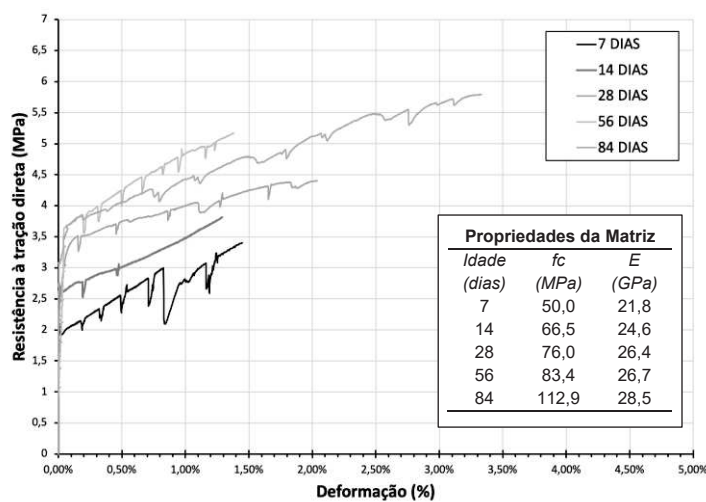
Com base nos resultados apresentados na Tabela 36, pode-se criar uma relação entre o  $\eta_{td,med}$  e  $e_{td,med}$ . Ao longo das idades, evidenciou-se que o PVA2,0SA apresentou o maior  $\eta_{td,med}$  entre os compósitos. As quantidades registradas podem ser consideradas próximas àquelas constatadas na literatura, como apresentado por Liu, H. *et al.* (2019). Neste compósito, percebeu-se que há uma estabilização entre os valores de  $\eta_{td,med}$  e  $e_{td,med}$  durante as idades analisadas.

Já nos compósitos com fibras hidrofóbicas, à medida em que as espessuras das fissuras aumentavam com o avanço das idades, o número de fibras era diminuído. Ou seja, no PP2,4SA e POL2,3SA formavam-se fissuras cada vez mais finas e em

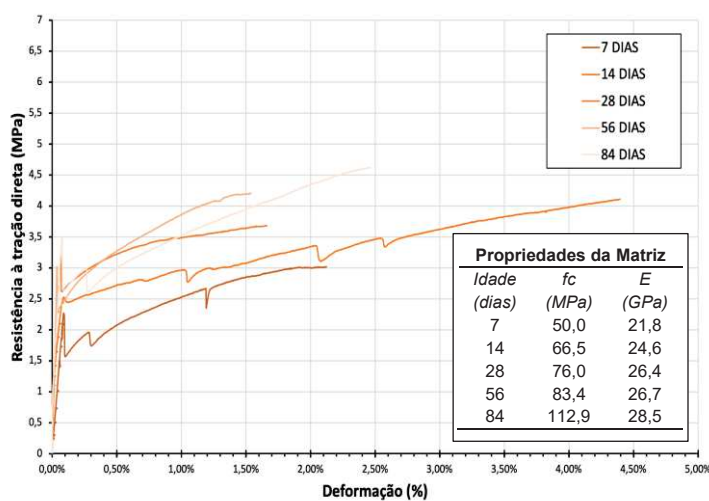
menor número. Estas informações são complementarem e justificadas pelo estiramento excessivo das fibras dentro das fissuras. Ressalta-se que o POL2,3SA teve  $e_{td,med}$  menor que  $100 \mu m$ .

As curvas de comportamento dos compósitos no ensaio de tração uniaxial são apresentadas Figura 92. As curvas individuais de cada ECC são apresentadas no Apêndice B desta tese.

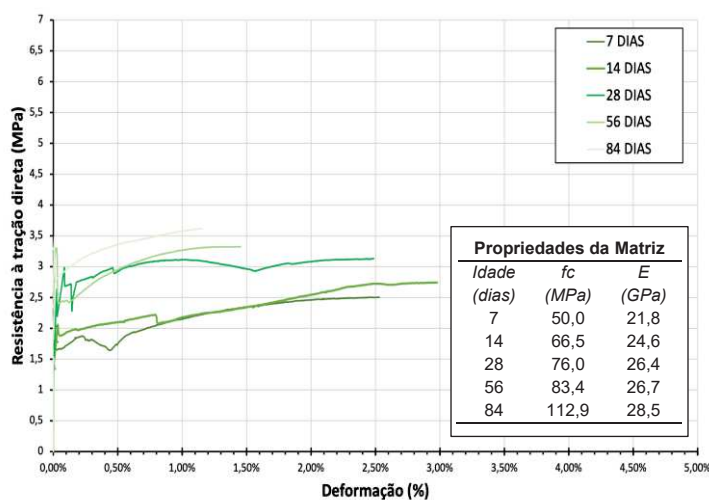
Figura 92 – Curvas de comportamento à tração uniaxial dos compósitos nas idades investigadas



PVA2,0SA



POL2,3SA



PP2,4SA

Fonte: Elaborada pelo autor.

Constatou-se que, tanto no PP2,4SA quanto no POL2,3SA, o número de picos de tensão diminuiu com o avanço das idades de análise devido ao funcionamento micromecânico que relaciona o  $J_{tip}$  e  $Jb'$ . Como consequência deste comportamento, percebeu-se uma redução no número de fissuras nestas amostras, e aumento gradativo das suas espessuras. Contendo resultados similares aos desta pesquisa, Felekoglu *et al.* (2014), Keskinates e Felekoglu (2018) e Righi *et al.* (2017) registraram curvas mais alongadas e com poucos picos de tensão, quando foram investigados compósitos com fibras hidrofóbicas.

Por outro lado, Garcez (2009) atingiu o comportamento *strain-hardening* com fibras de PP, pelo fato da matriz do ECC ter propriedades mecânicas inferiores a desta pesquisa e a de Righi (2015). Assim, os reforços de PP contribuíram mais para o compósito desenvolvido por Garcez (2009) e Keskinates e Felekoglu (2018). Verificou-se que as propriedades mecânicas da matriz foram relevantes para conceber o comportamento *strain-hardening* ao compósito, principalmente, quando utilizados reforços hidrofóbicos.

Além das diferenças na composição da matriz cimentícia, constatou-se que Garcez (2009) utilizou amostras no formato de placas para o ensaio de tração uniaxial. Segundo Li, V. (2019), testemunhos com este formato apresentam melhores resultados à tração por possibilitarem uma distribuição mais homogênea das fibras na seção de fratura e, conseqüentemente, os resultados são mais robustos e superiores aos obtidos nas amostras no formato de *dogbone*. A estricção da seção nestes exemplares prejudicou a dispersão da mistura no molde e a orientação dos reforços, o que, conseqüentemente, provoca resultados menores e mais variáveis, como visto nesta e na pesquisa de Righi (2015).

Já as amostras de PVA2,0SA apresentaram inúmeros picos de tensão ao longo da curva *tensão-deformação*, assemelhando-se às respostas dos compósitos estudados por Said e Razak (2015) e Zhou *et al.* (2012). Os picos de tensão intensificam-se a partir dos 56 dias, havendo a formação de mais fissuras na amostra. As taxas de deformação foram inferiores aos demais compósitos, visto que os reforços são mais rígidos e estimulam a formação de mais fissuras, e não o prolongamento da espessura de apenas algumas aberturas.

Destaca-se também a inclinação das curvas entre os compósitos, que é a resposta do reforço quando tensionado, assim como nos ensaios de tração na flexão da Etapa 1. O ECC com fibras de PP e POL, por serem reforços mais deformáveis

que os de PVA, estimulam a formação de curvas *tensão-deformação* menos inclinadas e apresentam patamares de estabilização.

#### 4.2.2 Comportamento à tração na flexão

Os resultados obtidos pelos compósitos cimentícios, quando submetidos à tração na flexão, são apresentados a seguir.

##### 4.2.2.1 Amostras laminares (placas)

Na Tabela 37 são apresentados os resultados dos ensaios de tração na flexão dos compósitos nas respectivas idades de cura.

Tabela 37 – Propriedades mecânicas dos compósitos investigados quando submetidos à tração na flexão

Propriedade	Compósito	Idade (dias)				
		7	14	28	56	84
$\sigma_{tf, fis, med}$ (MPa)	PVA2,0SA	4,1 ± 0,1	4,7 ± 0,1	4,9 ± 0,0	6,7 ± 0,3	7,2 ± 0,4
	POL2,3SA	5,0 ± 0,2	5,0 ± 0,1	6,3 ± 0,3	6,6 ± 0,2	7,0 ± 0,1
	PP2,4SA	4,6 ± 0,3	4,3 ± 0,2	5,5 ± 0,1	6,2 ± 0,2	5,9 ± 0,1
$\sigma_{tf, med}$ (MPa)	PVA2,0SA	6,6 ± 0,3	7,7 ± 0,5	8,1 ± 0,3	10,7 ± 0,5	13,3 ± 0,3
	POL2,3SA	7,6 ± 0,1	8,0 ± 0,1	8,2 ± 0,2	8,3 ± 0,3	9,8 ± 0,4
	PP2,4SA	6,6 ± 0,2	5,2 ± 0,2	5,7 ± 0,3	6,2 ± 0,2	6,4 ± 0,2
$\delta_{ult}$ (mm)	PVA2,0SA	6,0	6,1	8,7	9,8	10,4
	POL2,3SA	8,0	11,4	14,0	8,3	14,0
	PP2,4SA	9,5	10,0	3,3	0,0	2,3
$\varepsilon_{tf, ult}$ (%)	PVA2,0SA	1,3	1,3	1,8	2,1	2,2
	POL2,3SA	1,7	2,4	3,0	1,7	3,0
	PP2,4SA	2,0	2,1	0,7	0,0	0,5
$e_{tf, med}$ ( $\mu\text{m}$ )	PVA2,0SA	65±24	69±25	68±14	71±15	76±23
	POL2,3SA	80±4	88±10	85±5	90±6	95±11
	PP2,4SA	97±1	85±6	112±13	135±42	160±64
$\eta_{tf, med}$	PVA2,0SA	12	16	19	23	26
	POL2,3SA	10	14	15	17	21
	PP2,4SA	15	12	4	3	3

Fonte: Elaborada pelo autor.



Com base nos resultados apresentados na Tabela 37, constatou-se que a  $\sigma_{tf, fis, med}$  variou entre as misturas em todas as idades de investigação. Assim como evidenciado nos ensaios de tração uniaxial, as variações nas idades iniciais estão relacionadas à resposta de hidratação do cimento e das pozolanas da matriz. Já nas idades mais avançadas, entre 56 e 84 dias, os resultados do PVA2,0SA e POL2,3SA foram próximos, evidenciando a estabilização das reações químicas na matriz.

A  $\sigma_{tf, fis, med}$ , aos 28 dias, nos compósitos PVA2,0SA foi de 4,9 MPa, valores Li, V. (2019), Magalhães (2010) e Şahmaran *et al.* (2012). Os valores do PP2,4SA foram de 5,5 MPa, sendo próximos aos obtidos por e Righi (2015), Keskinates e Felekoglu (2018) e Şahmaran *et al.* (2013) em suas pesquisas. Já ao ECCPOL2,3, comparando aos compósitos com fibras de PE, Suthiwarapirak, Matsumoto e Kanda (2004) registraram valores de 5,9 MPa. Todavia, a resistência à primeira fissura no ECC está relacionada às alterações físicas que as fibras provocam na matriz no estado endurecido, podendo verificar que as fibras de POL foram as que menos prejudicaram a matriz endurecida por terem a maior  $\sigma_{tf, fis, med}$ .

Relacionado às tensões máximas, novamente há variações nos resultados entre os compósitos, estando relacionados ao tipo de reforço. As maiores tensões de tração na flexão ( $\sigma_{tf, med}$ ) foram registradas nos compósitos PVA2,0SA, seguido pelo POL2,3SA e PP2,4SA. Aos 28 dias, pode-se perceber que o PVA2,0SA obteve  $\sigma_{tf, med}$  de 8,1 MPa, próximo ao POL2,3SA. Como comparação, Zhang, Z., Qian e Ma (2014) também obtiveram resultados próximos de 8,0 MPa aos 28 dias.

A  $\sigma_{tf, med}$  do PVA2,0SA e POL2,3SA aumentou ao longo do tempo, chegando a atingir 13,3 MPa e 9,8 MPa, respectivamente. Valores próximos aos compósitos de ECCPVA já foram evidenciados por Siad *et al.* (2017) com 13,4 MPa, Ali e Nehdi (2017) e Alyousif (2016) superando 12 MPa aos 90 dias, e Magalhães (2010) com 11,2 MPa. Ainda, Suthiwarapirak, Matsumoto e Kanda (2004) registraram  $\sigma_{tf, med}$  de 9,9 MPa ao ECCPE, para comparação ao POL2,3SA deste trabalho.

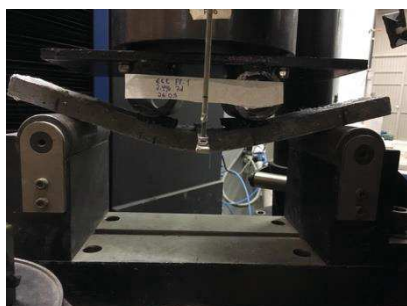
Nota-se que os valores entre PVA2,0SA e POL2,3SA aos 28 dias são semelhantes. Porém, aos 56 e 84 dias, o PVA2,0SA aumentou em mais de 30% sua resistência em relação ao POL2,3SA. Este comportamento está relacionado ao desempenho da interface da fibra de PVA com a matriz, que tende a provocar melhorias nas transferências de tensão e estimular o funcionamento micromecânico

do compósito, bem como o módulo de elasticidade do reforço. Assim, ocorre a multifissuração, que causa o acréscimo de tensão última.

Relacionado ao PP2,4SA, este obteve  $\sigma_{tf,med}$  de 6,6 MPa aos 7 dias. Na mesma idade, Muñoz Rodríguez (2018) obteve  $\sigma_{tf,med}$  de 6,3 MPa para compósitos também produzidos com fibras de PP. Garcez (2009), Freitas Júnior e Garcez (2017), Keskinates e Felekoglu (2018) e Righi (2015) registraram  $\sigma_{tf,med}$  entre 2,4 e 9,0 aos 28 dias. Assim, tendo os valores de 5,7 MPa neste trabalho, constata-se que os resultados ficam dentro da faixa de valores já relatados na bibliografia.

Novamente, como na tração direta, o PP2,4SA apresentou variações no  $\sigma_{tf,med}$ , sendo registrados valores aos 7 dias superiores aos 84 dias. Isto também é justificado pelo ganho de  $E$  e de  $K_m$ , provocando tensões e energia ( $J_{tip}$ ) superior àquelas capazes de serem absorvidas pelas fibras de PP ( $Jb'$ ). Assim, as deflexões foram limitadas, conforme apresenta a Figura 93.

Figura 93 – Alteração de comportamento na flexão do PP2,4SA em diferentes idades



7 dias



84 dias

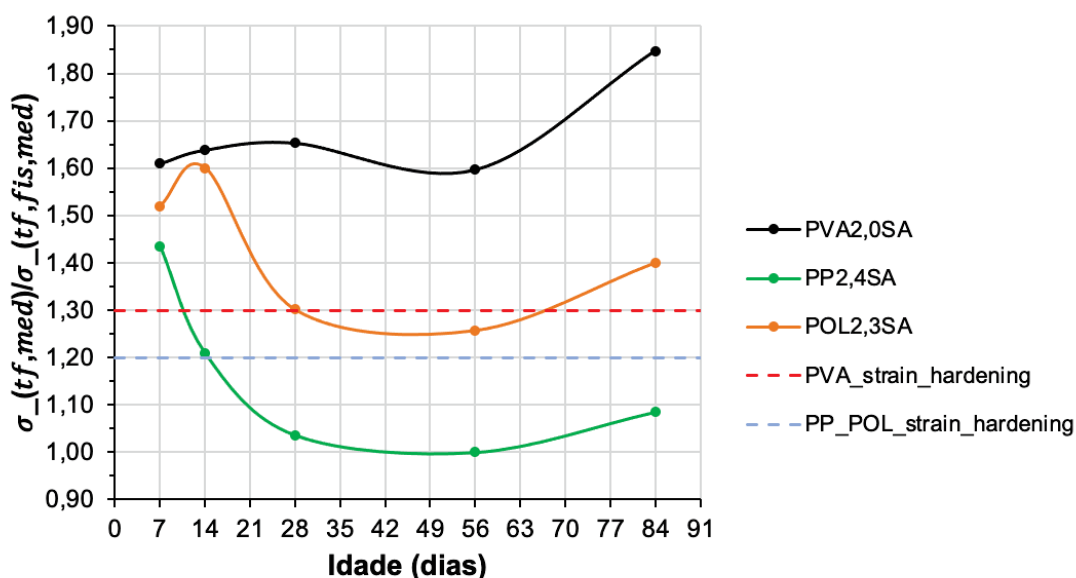
Fonte: Elaborada pelo autor.

A partir dos 28 dias, os reforços de PP não foram capazes de evitar a propagação das fissuras e estimular o ciclo de fissuração, atingindo  $\sigma_{tf,med}$  próxima à  $\sigma_{tf,fis,med}$ , conforme apresenta Tabela 37. Keskinates e Felekoglu (2018), Muñoz Rodríguez (2018) e Righi (2015) também evidenciaram comportamento semelhante a este trabalho, visto que as fibras eram de PP e as propriedades mecânicas da matriz também eram similares às desta pesquisa aos 28 dias de idade ( $f_c \approx 60$  MPa). Ao contrário dos resultados obtidos neste ensaio, Garcez (2009) apresentou maior taxa de deflexão e multifissuração devido aos valores inferiores de  $E$  e  $K_m$ , tendo a matriz cimentícia  $f_c \approx 30$  MPa, ou seja, metade dos valores deste trabalho.

Já as fibras de POL, também hidrofóbicas, apresentaram um resultado melhor que o PP2,4SA por serem mais compatíveis às propriedades mecânicas da matriz. A taxa de alongamento das fibras de POL representa menos da metade do alongamento das fibras de PP, tendo maior módulo de elasticidade e, portanto, melhor resposta ao *strain-hardening*. A resistência de aderência friccional também é superior, conforme Felekoglu *et al.* (2014) e Rathod e Patodi (2010). Deste modo, as fibras de POL, assim como as de PVA, tornam-se opções de reforço compatíveis ao ECC com matriz cimentícia mais rígida.

Seguindo as prescrições de Li, V. (2019) para PVA2,0SA, a relação  $\frac{\sigma_{tf,med}}{\sigma_{tf,fis,med}}$  também deve ser superior a 1,3 para um comportamento *strain-hardening* e *deflection-hardening*. Já 1,2, de acordo com Li, V. e Kanda (1998) para ECC com fibras hidrofóbicas. A Figura 94 apresenta os valores das amostras nos ensaios de flexão.

Figura 94 – Variação dos valores de  $\frac{\sigma_{tf,med}}{\sigma_{tf,fis,med}}$  ao longo do tempo nos compósitos estudados



Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se, assim como na tração direta, que a relação  $\frac{\sigma_{tf,med}}{\sigma_{tf,fis,med}}$  dos compósitos com fibras hidrofóbicas é inferior ao PVA2,0SA. Além desse, o comportamento do PP2,4SA e POL2,3SA é semelhante a partir dos 28 dias, visto que não interagem quimicamente com a matriz e sua diferença pode ser atribuída às propriedades mecânicas dos reforços, como a aderência, alongamento e módulo de elasticidade.

O PVA2,0SA apresentou crescimento com o avanço das idades, principalmente, após 28 dias, o que é o reflexo da melhoria das interações químicas entre a fibra de PVA e a matriz, melhorando a sinergia entre as fases. Com isso, atingiu-se valores para  $\frac{\sigma_{tf,med}}{\sigma_{tf,fis,med}}$  de até 1,90. O POL2,3SA oscilou, porém, manteve sempre relação superior a 1,2, havendo um pequeno aumento nas idades mais avançadas. Com isto, estes dois compósitos atingiram o comportamento *strain* e *deflection-hardening* em todas as idades de análise. Já o PP2,4SA, por ter relação inferior a 1,2 e apresentar um número limitado de fissuras, pode ser considerado como *strain* e *deflection-softening*.

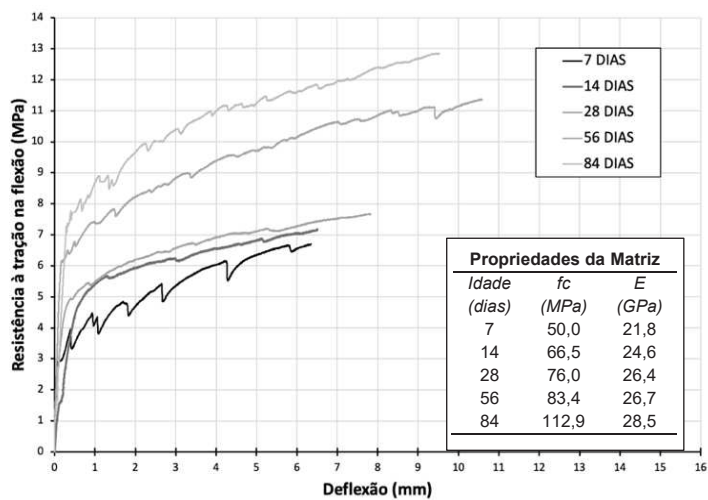
Com base nos resultados de deflexão ( $\delta_{ult}$ ) e deformação na flexão ( $\varepsilon_{tf,ult}$ ), os compósitos PVA2,0SA e POL2,3SA apresentaram aumento com o avanço das idades. Para o PVA2,0SA, este ganho de deformabilidade na flexão está relacionado ao número de microfissuras formadas durante os ensaios, como visto por Siad *et al.* (2017) e Zhang, Z., Qian e Ma (2014), os quais identificaram deflexão de até 10,9 mm. Já o POL2,3SA apresentou deflexões superiores ao PVA2,0SA, porém o número de microfissuras foi inferior. Deste modo, relaciona-se o alongamento dos reforços no interior das fissuras, assim diminuindo o número de ciclos de fissuração, porém aumentando a capacidade de deflexão e deformação na flexão.

Já o PP2,4SA apresentou redução na capacidade de deflexão e deformação com o avanço das idades de análise. Novamente, pode-se atribuir a perda de compatibilidade entre o  $J_{tip}$  e  $Jb'$ . Foi possível verificar o mesmo comportamento em alguns compósitos e exemplares de ECCPP estudados por Freitas Júnior e Garcez (2017), Keskinates e Felekoglu (2018) e Righi (2015), os quais justificam a incompatibilidade do baixo módulo de elasticidade do reforço para com o da matriz cimentícia.

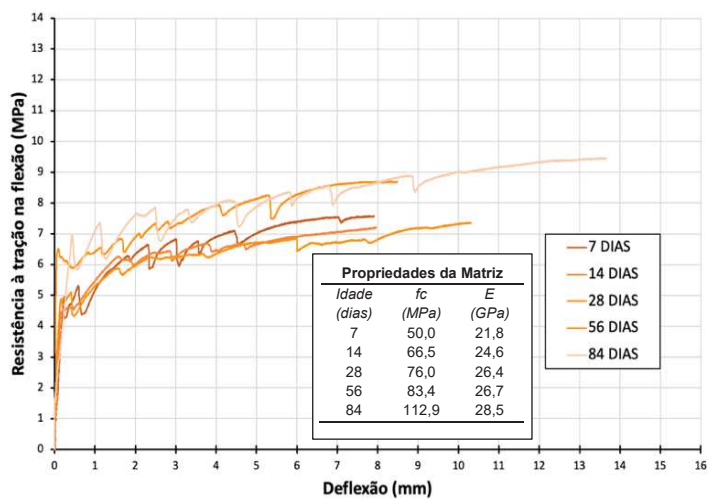
Analisando os resultados de  $e_{tf,med}$  e  $\eta_{tf,med}$ , pode-se considerar o mesmo comportamento e justificativas dadas nos exemplares submetidos à tração uniaxial. Ressalta-se novamente que a espessura das fissuras dos compósitos PVA2,0SA e POL2,3SA mantiveram-se abaixo de 100  $\mu m$  em todas as idades.

As curvas de *tensão-deflexão* representativas aos compósitos estudados nesta etapa são apresentadas na Figura 95. As curvas individuais de cada ECC são apresentadas no Apêndice C desta tese.

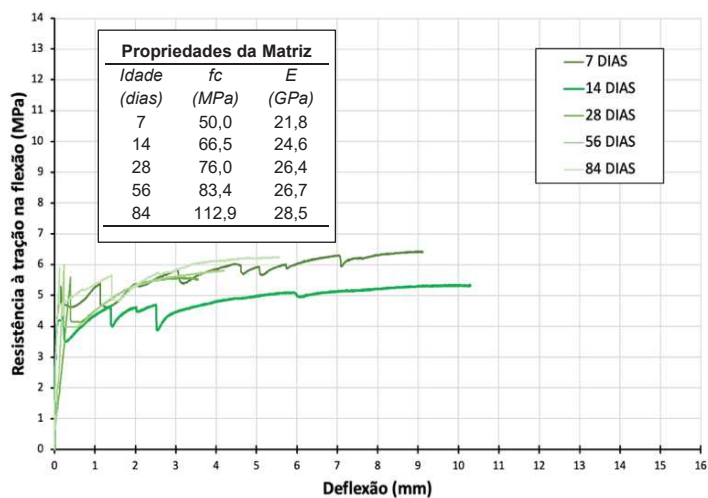
Figura 95 – Curvas de comportamento à tração na flexão dos compósitos nas idades investigadas



PVA2,0SA



POL2,3SA



PP2,4SA

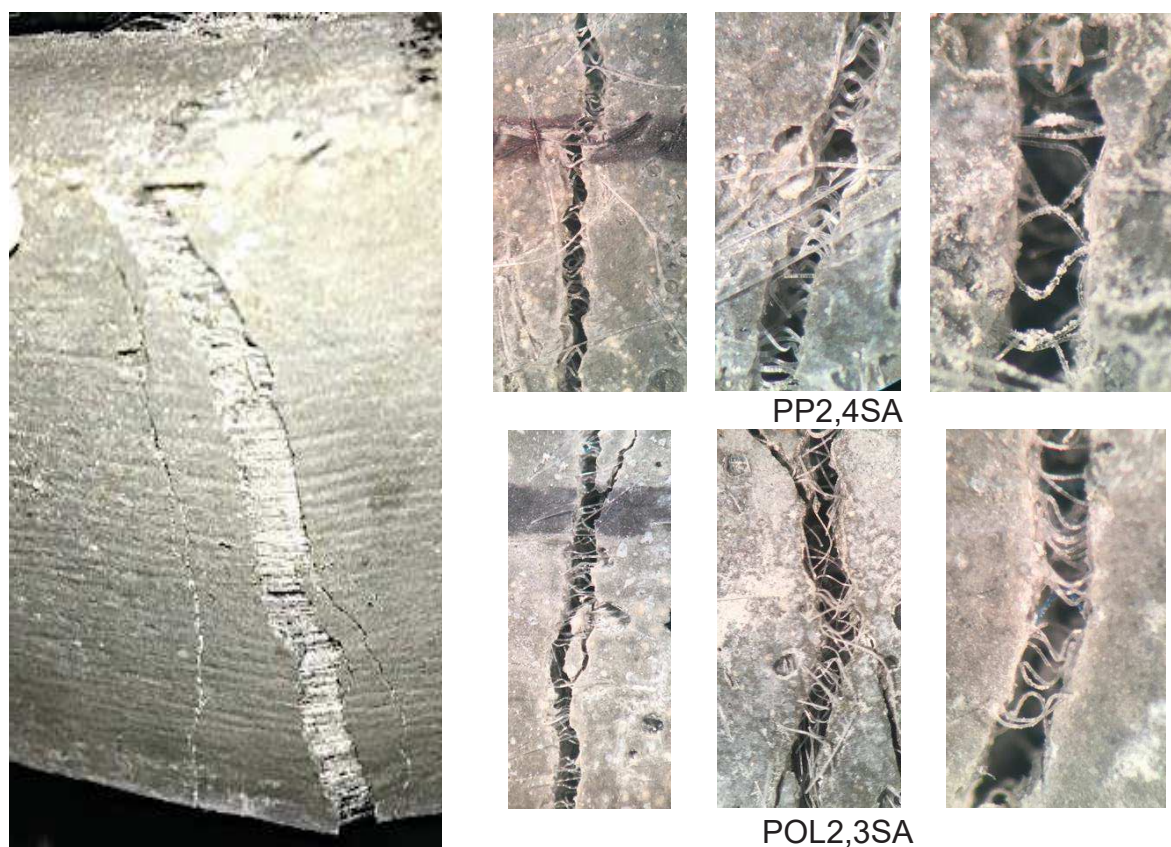
Fonte: Elaborada pelo autor.



Os valores de deflexão aos 7 e 14 dias do PP2,4SA são compatíveis aos identificados por Muñoz Rodríguez (2018). No entanto, nota-se que o número de picos de tensão nos compósitos PP2,4SA diminuiu com o avanço das idades, devido ao alongamento dos reforços que traspassam as fissuras, sem que houvesse a continuidade aos ciclos de fissuração. Este comportamento também foi registrado por Keskinates e Felekoglu (2018), Righi (2015), Sahmaran *et al.* (2014) e Siad *et al.* (2017). Estas taxas de alongamento dos reforços no interior das fissuras são perceptíveis nas curvas de *tensão-deflexão* dos compósitos, bem como nos ensaios de tração direta.

Assim como evidenciado por Freitas Júnior e Garcez (2017) e Muñoz Rodríguez (2018), as curvas do POL2,3SA e PP2,4SA obtiveram menor inclinação após  $\sigma_{tf, fis, med}$ , quando comparadas às curvas do PVA2,0SA. Como os reforços de PP e POL possuem baixo módulo de elasticidade ( $E$ ) e alongamento superior a 10%, estas deformaram-se dentro da fissura até que fossem transferidos os esforços à matriz (ver Figura 96), diminuindo o tempo de resposta do compósito, como também foi registrado por Said e Razak (2015).

Figura 96 – Alongamento das fibras hidrofóbicas após o ensaio de tração na flexão, utilizando microscópio óptico



Fonte: Elaborada pelo autor.

Em contrapartida, as curvas de tensão das amostras com PVA2,0SA são mais ascendentes, evidenciando um tempo de resposta do reforço mais rápido. Como as fibras de PVA possuem alongamento máximo de 6% (metade da POL e 3 vezes menor que de PP) e módulo de elasticidade de 41 GPa, tendem a se deformar menos e logo transferir os esforços à matriz, dando continuidade ao ciclo de fissuração, como também registrado por Magalhães (2010). Ao contrário das fibras hidrofóbicas flexíveis, as fibras de PVA rompem dentro da fissura, como mostrado na Figura 97. Esta forma de ruptura das fibras de PVA e o comportamento das curvas dos compósitos PVA2,0SA também foram registradas por Li, V. (2019) e Suthiwarapirak, Matsumoto e Kanda (2004).

Figura 97 – Forma de ruptura das fibras de PVA no ECC após ensaio de tração na flexão, utilizando microscópio óptico

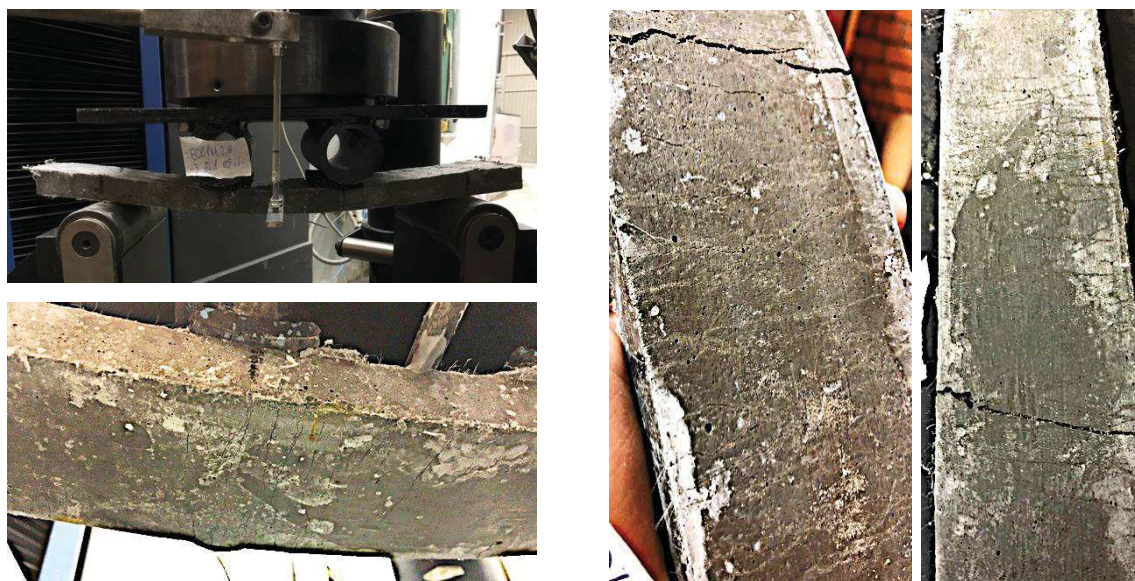


Fonte: Elaborada pelo autor.

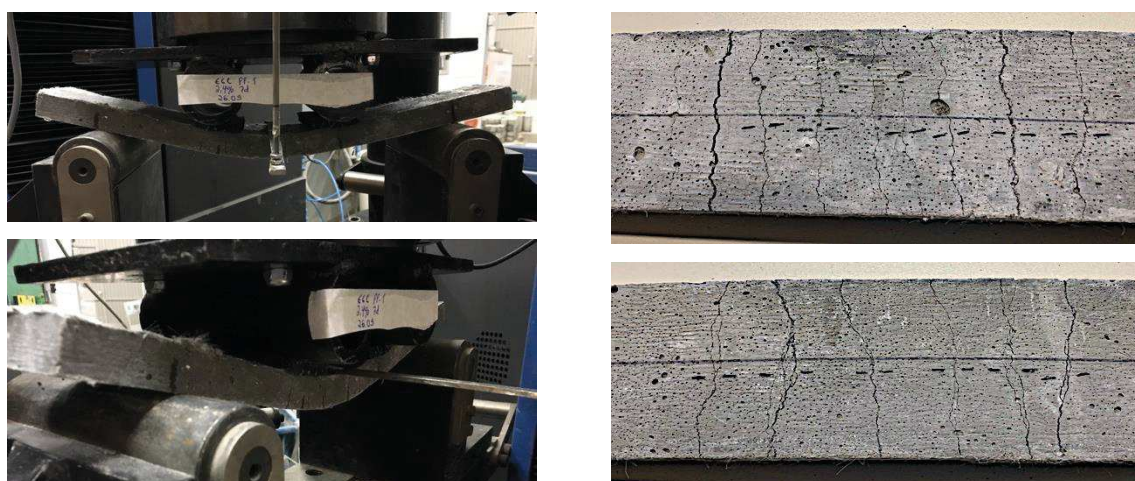
Como resposta às deflexões, os compósitos apresentaram multifissuração típica a de um ECC em todas as idades de análise, com exceção do PP2,4SA, que foi apenas aos 7 e 14 dias. O padrão de fissuração das amostras pode ser visualizado na Figura 98.



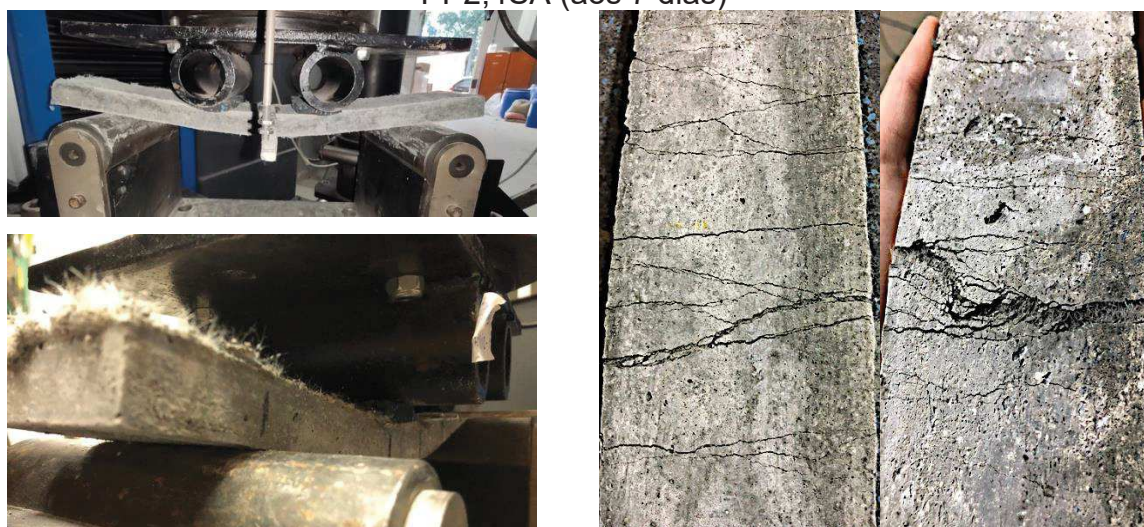
Figura 98 – Padrão de fissuração das amostras após ensaio de tração na flexão



PVA2,0SA



PP2,4SA (aos 7 dias)



POL2,3SA

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se que a espessura das fissuras formadas no POL2,3SA e PP2,4SA foram maiores que aquelas constatadas no PVA2,0SA. Como já discutido, isto está relacionado ao potencial de alongamento do reforço no interior da abertura, além da resistência de aderência. O padrão de fissuração do PVA2,0SA e POL2,3SA manteve-se ao longo das idades de análise, e é semelhante ao registrado por Garcez (2009), Magalhães (2010), Muñoz Rodríguez (2018) e Şahmaran *et al.* (2012).

Já o PP2,4SA obteve múltiplas fissuras apenas nas idades iniciais da pesquisa. Novamente, a multifissuração está relacionada com a compatibilidade do reforço empregado e a matriz cimentícia. Isto provocou a limitação no surgimento de mais fissuras. Em idade iniciais, quando a  $K_m$  da matriz era menor, o reforço atuou de maneira efetiva. Keskinates e Felekoglu (2018) também identificou a redução da capacidade de deformação do ECC devido ao aumento da  $K_m$ .

#### 4.2.2.2 Amostras prismáticas

Os resultados obtidos pelos compósitos nos ensaios de tração na flexão para exemplares prismáticos são apresentados na Tabela 38.

Tabela 38 – Resultados dos compósitos à tração na flexão em diferentes idades

Propriedade	Compósito	Idade (dias)				
		7	14	28	56	84
$f_{t,fis,med}$ (MPa)	PVA2,0SA	7,5 ± 0,3	9,3 ± 0,4	8,7 ± 0,3	9,7 ± 1,4	13,5 ± 0,7
	POL2,3SA	7,0 ± 0,9	8,5 ± 0,2	9,7 ± 0,9	9,0 ± 0,5	14,7 ± 1,2
	PP2,4SA	4,9 ± 0,3	7,1 ± 0,8	9,4 ± 1,4	12,5 ± 0,2	12,8 ± 0,7
$f_{t,med}$ (MPa)	PVA2,0SA	9,1 ± 0,4	17,9 ± 1,8	22,8 ± 0,5	24,3 ± 1,8	25,8 ± 2,2
	POL2,3SA	12,3 ± 0,5	17,5 ± 1,4	18,5 ± 0,1	20,1 ± 0,7	21,1 ± 1,9
	PP2,4SA	9,9 ± 0,2	11,8 ± 1,4	13,6 ± 0,6	19,6 ± 0,7	22,3 ± 2,9
$\delta_{ult}$ (mm)	PVA2,0SA	1,8 ± 0,7	1,5 ± 0,1	1,5 ± 0,3	1,5 ± 0,3	1,2 ± 0,2
	POL2,3SA	1,7 ± 0,3	1,4 ± 0,2	1,2 ± 0,2	1,3 ± 0,2	1,3 ± 0,2
	PP2,4SA	2,0 ± 0,3	1,4 ± 0,1	1,2 ± 0,1	1,2 ± 0,1	1,4 ± 0,1
$\epsilon_{tf,ult}$ (%)	PVA2,0SA	6,17	5,19	5,17	5,04	4,19
	POL2,3SA	5,76	4,91	4,13	4,40	4,48
	PP2,4SA	6,85	4,59	4,14	3,99	4,70

Fonte: Elaborada pelo autor.



Analisando comparativamente os resultados das tensões obtidas nos exemplares prismáticos para com os laminares (placas), verificou-se que nos prismas os valores foram maiores devido à seção transversal da peça. Conseqüentemente, com o aumento da seção transversal, eleva-se o número de fibras que atuam no plano de ruptura do compósito, que, por sua vez, provoca elevação da tensão de ruptura do ECC. Nas amostras laminares, por serem placas finas, o número de fibras dispersas na seção foi menor. Além desses, o impacto dos vazios na seção das amostras laminares foi determinante para o comportamento à tração das peças. Então, pode-se constatar que, quanto menor a seção transversal da peça menor a robustez do exemplar à tração. Os impactos nos resultados à tração na flexão de peças em ECC com diferentes formatos também foram diagnosticados por Li, V. (2019), Qiu, Aw-Yong e Yang (2018) e Ranade, Li e Heard (2015).

A tensão de fissuração ( $f_{t,fis,med}$ ) variou entre os compósitos, ainda que fossem constituídos pela mesma matriz cimentícia. Estas variações estão relacionadas à influência que os reforços poliméricos causam na estrutura da matriz, como já foi indicado por Li, V., Kong e Chan (1998) e Wang, S. (2005). Dentre as alterações na matriz, pode-se apontar a formação de vazios, além da incorporação de ar durante o processo de mistura do compósito.

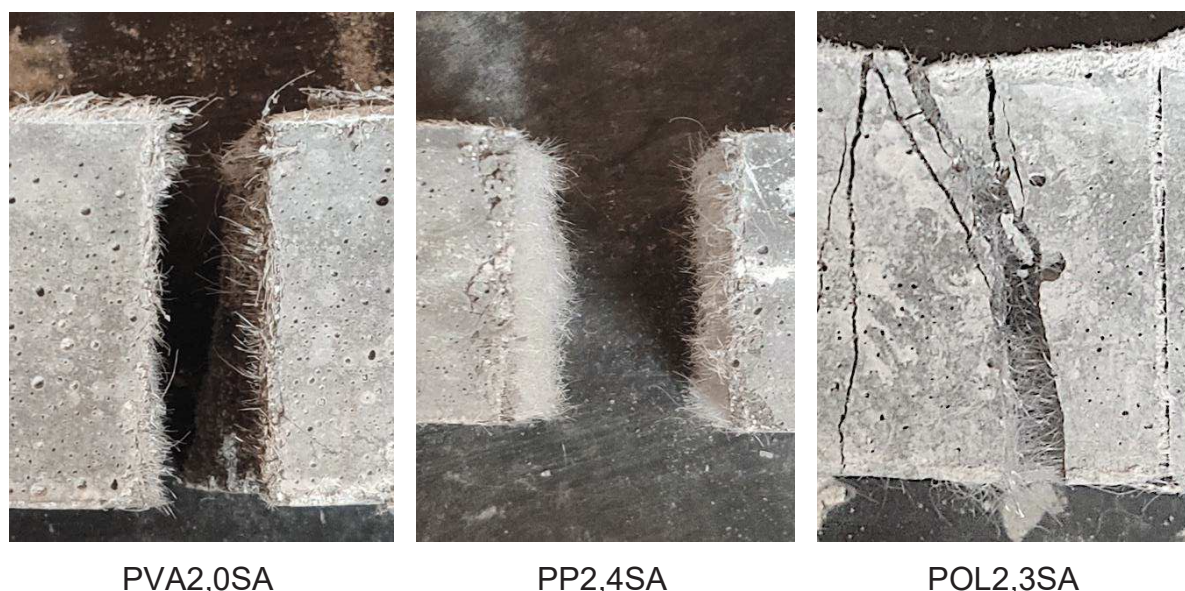
O aumento na  $f_{t,fis,med}$  ocorreu progressivamente, alternando-se entre as idades, porém os valores máximos foram registrados aos 84 dias, como já era esperado e referenciado por Alyousif (2016) e Şahmaran *et al.* (2012). As tensões podem ser consideradas elevadas, no entanto, estão relacionadas à qualidade da matriz produzida neste estudo, que provou ser maior em relação àquelas estudadas por Suthiwarapirak, Matsumoto e Kanda (2004).

Foram registrados resultados alternados para a  $f_{t,med}$  em cada ECC devido à contribuição de cada reforço ao compósito. De acordo com Li, V. (2019), a  $f_{t,med}$  de um ECC está relacionada ao tipo de reforço e quantidade empregada. Nos compósitos com fibras hidrofóbicas, a partir dos 56 dias, apresentaram valores similares, sendo superiores a 20 MPa, devido ao mesmo tipo de interação com a matriz, ou seja, por fricção. Valores superiores a 20 MPa também foram obtidos por Richard e Krithika (2019) em sua pesquisa contendo fibras de PVA e PP. No entanto, até os 28 dias, as fibras de POL provocaram resultados no  $f_{t,med}$ , em média, 36% superiores em relação às PP. Esta diferença está relacionada às propriedades mecânicas das fibras de POL,

as quais possuem maior módulo de elasticidade que as de PP. Os ganhos expressivos de resistência com fibras hidrofóbicas também foram verificados por Said e Razak (2015) e Yu, K. *et al.* (2018a), que utilizaram fibras de PE, as quais têm características físicas e mecânicas semelhantes às fibras de POL. A média dos resultados do PP2,4SA aos 28 dias foi de 13,6 MPa, sendo um valor próximo ao registrado por Keskinates e Felekoglu (2018), Muñoz Rodríguez (2018) e Righi (2015).

O ECCPVA apresentou a menor  $f_{t,med}$  aos 7 dias, sendo justificado pelo menor número de fibras distribuídas por  $cm^2$ , cerca de 1700 unidades, entre as misturas, além das reações químicas das hidroxilas da fibra e matriz ainda não serem determinantes. Segundo Wang, S. (2005), as mudanças mais relevantes na resistência de aderência das fibras de PVA, devido às interações químicas entre hidroxilas, ocorrem a partir dos 14 dias, como pode ser visto no PVA2,0SA. Este obteve os maiores valores de  $f_{t,med}$ , mantendo-se soberano ao PP2,4SA e POL2,3SA. A Figura 99 apresenta a diferença na quantidade de fibras presentes na seção de ruptura dos compósitos investigados.

Figura 99 – Constatação do número de fibras presente no plano de ruptura dos compósitos estudados



Fonte: Elaborada pelo autor.

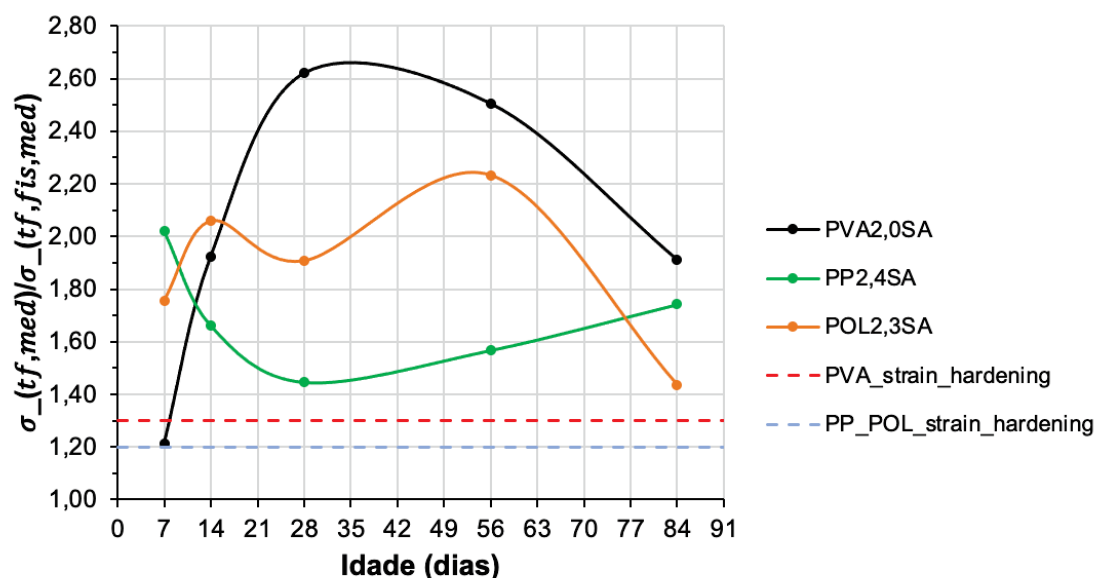
Nota-se que os compósitos com fibras poliméricas hidrofóbicas, POL2,3SA e PP2,4SA, apresentaram um número de fibras no plano de ruptura até 8 vezes maior em relação ao PVA2,0SA. Também foi possível perceber a forma de ruptura dos reforços, tendo as fibras de PVA apresentando a fratura no ponto médio do seu comprimento. Nos

demais reforços, percebeu-se que algumas fibras foram arrancadas, mas a maioria sofreu o rompimento devido ao seu alongamento excessivo, provocando o aumentando no comprimento final do reforço em relação ao inicial.

Principalmente no PP2,4SA, constatou-se o aumento do comprimento das fibras após o ensaio. Na Figura 99, pode-se perceber, visualmente, que o comprimento das fibras de PVA rompidas é menor que o registrado nas fibras de PP pós-estresse, devido, principalmente, à diferença entre o módulo de elasticidade de cada fibra. Ressalta-se que todos os reforços possuíam o mesmo comprimento ( $\ell$ ) e, após ensaio, as fibras hidrofóbicas assumiram comprimentos maiores por terem sido alongadas. Este comportamento também foi registrado por Said e Razak (2015) e o rompimento brusco das fibras de PVA por Li, V. (2019) e Suthiwarapirak, Matsumoto e Kanda (2004).

Analisando a relação  $\frac{f_{t,med}}{f_{t,fis,med}}$ , constatou-se que o comportamento dos compósitos, quando em formato prismático (viga), apresentou-se variável ao longo das idades. Todos os compósitos apresentaram resultados de  $\frac{f_{t,med}}{f_{t,fis,med}}$  superiores aos especificados na bibliografia (LI, V., 2019; LI, V.; KANDA, 1998), para que fossem atendidos os requisitos de *strain* e *deflection-hardening*. As curvas de comportamento podem ser visualizadas na Figura 100.

Figura 100 – Variação dos valores de  $\frac{f_{t,med}}{f_{t,fis,med}}$  ao longo do tempo nos compósitos estudados

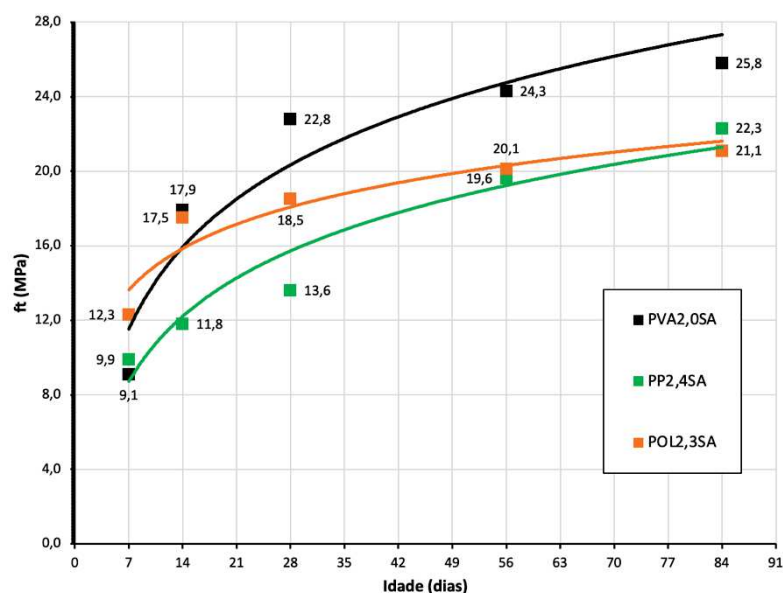


Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base na Figura 100, verificou-se que no PVA2,0SA, a relação foi elevada até os 28 dias. Este comportamento pode ser justificado pelo aumento da resistência de aderência química ( $G_d$ ) das fibras de PVA com a matriz, sendo intensificada a partir dos 14 dias, conforme Wang, S. (2005). Porém, a partir dos 56 dias, a relação apresentou queda nos valores, podendo esse comportamento ser justificado pelo aumento da  $f_{t,fis,med}$ . Segundo Li, V. (2019), as reações de hidratação e atividades pozolânicas na matriz ocorrem com maior intensidade e mais rapidamente que as reações químicas entre as hidroxilas dispersas na superfície da fibra de PVA. Então, a resistência à primeira fissura da matriz eleva-se mais rápido que a resistência de aderência da fibra, provocando a redução gradativa na relação  $\frac{f_{t,med}}{f_{t,fis,med}}$  até que atinja a constância. Segundo Alyousif (2016) e Li, V. (2019), no ECC a estabilização dos resultados ocorre após os 90 dias, pelo fato de possuir altas concentrações de material pozolânico. Já nos compósitos com fibras hidrofóbicas de baixo módulo de elasticidade, os resultados foram aleatórios.

A Figura 101 apresenta as curvas de comportamento dos compósitos ao longo do tempo, com base na  $f_{t,med}$ .

Figura 101 – Curva de ganho de  $f_{t,med}$  dos compósitos ao longo das idades de investigação



Fonte: Elaborada pelo autor.

A partir dos resultados apresentados na Figura 101, pode-se perceber que o ganho de resistência foi maior no PVA2,0SA em relação aos demais, principalmente,

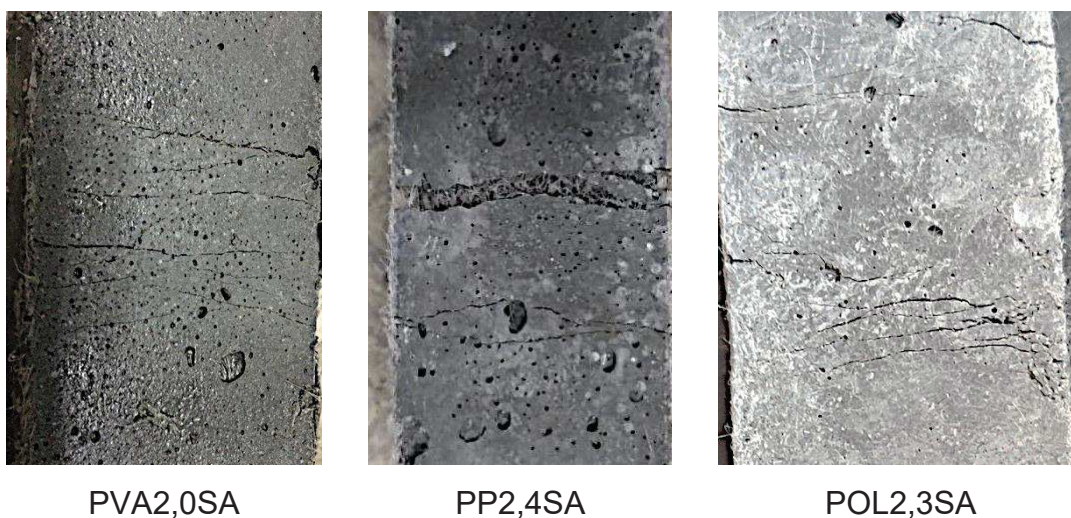


após 14 dias. Já o POL2,3SA e PP2,4SA diminuíram o ganho de  $f_{t,med}$  com o avanço das idades de análise, equiparando-se aos 84 dias. De acordo com Yu, K. *et al.* (2018a), a intensidade dos ganhos de resistência diminui em fibras hidrofóbicas a partir dos 28 dias devido às propriedades mecânicas da matriz e à dependência da distribuição de tensões por fricção. Por outro lado, no PVA2,0SA, verificou-se que o  $f_{t,med}$  aumentou após 14 dias por interagir quimicamente com a matriz e ainda contribuir ao compósito mesmo que as propriedades mecânicas da matriz aumentaram.

A deflexão e deformação específica dos compósitos também sofreram alterações em relação às placas. Contatou-se a diminuição dos valores em razão do aumento da inércia da peça. Assim, já eram esperadas reduções nos valores. As reduções na deformabilidade de vigas de ECC em relação às placas também foi documentada por Li, V. (2019) e apresentaram comportamento *strain e deflection-hardening*, como nesta tese.

As maiores taxas de deformação, até os 56 dias, foram registradas no PVA2,0SA, pelo fato dos exemplares apresentarem a multifissuração na face mais tracionada da peça. No entanto, aos 84 dias, as maiores taxas de deformação foram dos compósitos com fibras hidrofóbicas. Neste caso, os resultados estão relacionados ao alongamento dos reforços no interior da fissura, tendo o fenômeno já ocorrido nos ensaios de flexão das placas, e apresentam menos fissuras em relação ao PVA2,0SA (ver Figura 102). Mesmo assim, a redução da deformabilidade dos compósitos foi perceptível ao longo das idades. Segundo Alyousif (2016) e Şahmaran *et al.* (2012), as taxas de deformação tendem a diminuir devido ao ganho de rigidez da matriz.

Figura 102 – Padrão de fissuração das amostras de ECC após ensaio de tração na flexão por 3 pontos



Fonte: Elaborada pelo autor.



Percebe-se que o aspecto das fissuras nestas amostras foi semelhante ao identificado nas placas. No entanto, nos prismas a concentração de fissuras foi menor devido à instrumentação do ensaio. As fissuras concentraram-se no centro do vão teórico dos exemplares, logo abaixo do cutelo de aplicação de carga, como é esperado para ensaio de flexão por 3 pontos. Este comportamento também foi retratado por Keskinates e Felekoglu (2018) em amostras de ECC no formato prismático.

Verificou-se que as fissuras de menor espessura ocorreram nos exemplares de PVA2,0SA, sendo de  $45 \mu m$ , além de apresentarem-se em maior quantidade. Nos compósitos POL2,3SA, as fissuras foram de  $75 \mu m$ . Por fim, no ECCPP2,4, percebeu-se aberturas de fissura maiores, com  $95 \mu m$ , além da constatação do alongamento das fibras no interior de uma fissura preponderante.

Na Figura 102 nota-se a presença de vazios na superfície da amostra, o que evidencia as alterações morfológicas das fibras na matriz cimentícia. O POL2,3SA apresentou menor número de falhas/vazios, sendo o compósito com menores interferências durante a moldagem. Isto prejudica a formação de fissuras devido ao aumento das tensões para fissuração.

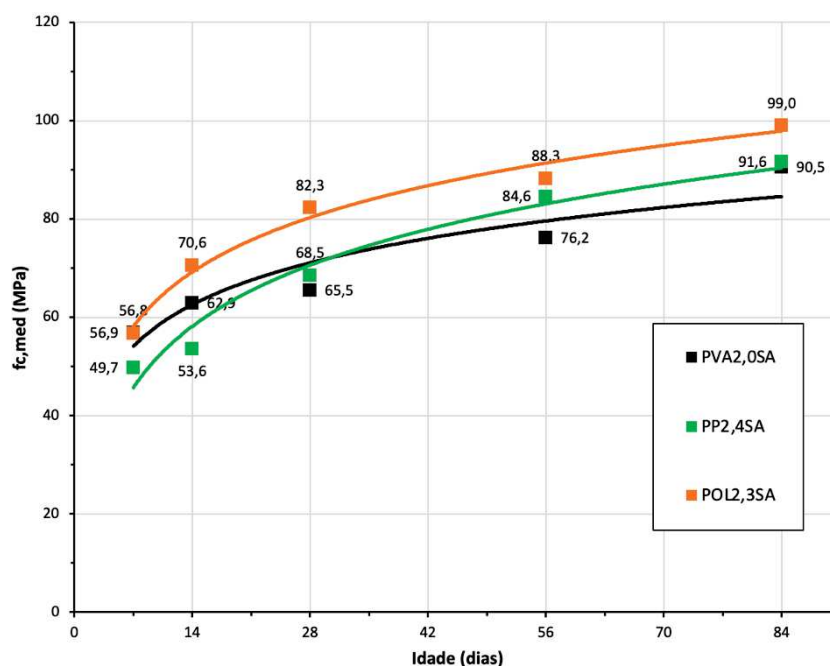
Já no PVA2,0SA a concentração de falhas e a presença de pequenos poros na superfície foi maior, o que favoreceu o surgimento de várias microfissuras, seguindo a lei de Marshall e Cox (1988), além das contribuições dos reforços. E no PP2,4SA, verificou-se a presença de vazios maiores na matriz, o que agravou as condições para formação contínua de fissuras. Assim, formaram-se aberturas predominantes e em menor número. Os danos mais graves à matriz deste compósito foram causados pelo alto número de fibras incorporados, cerca de 8 vezes maior que nos demais.

### **4.2.3 Comportamento à compressão axial**

Os resultados obtidos pelos compósitos cimentícios, quando submetidos à compressão axial, são apresentados a seguir.

#### **4.2.3.1 Amostras cilíndricas**

Os resultados de resistência à compressão ( $f_c$ ) dos compósitos desta pesquisa são apresentados na Figura 103. Também, é possível observar o comportamento do  $f_c$  ao longo das idades de investigação.

Figura 103 – Curva de comportamento do  $f_c$  dos compósitos nas idades de análise

Fonte: Elaborada pelo autor.

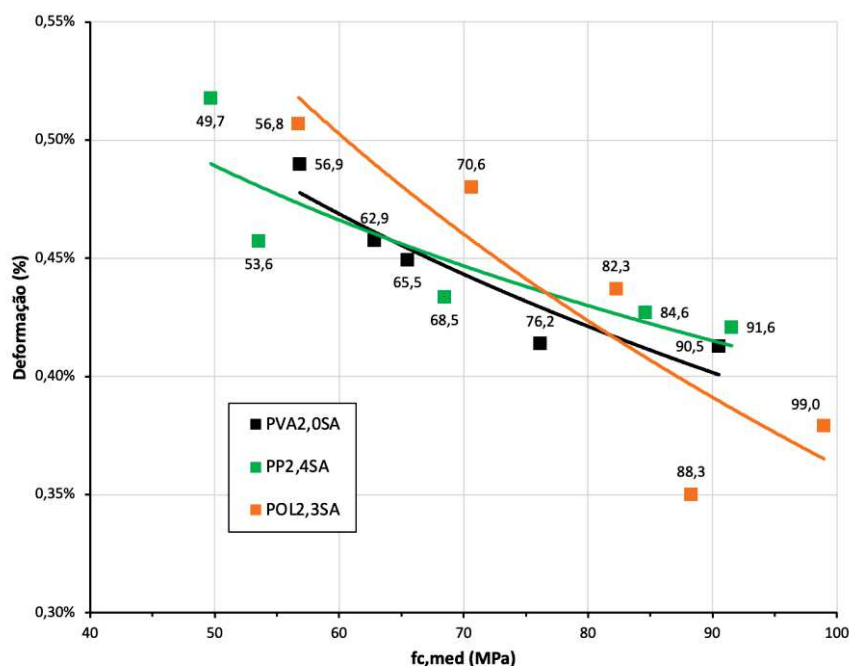
Analisando comparativamente os valores de  $f_c$  nas idades iniciais dos compósitos desta pesquisa, verificou-se que foram superiores a maioria dos resultados já registrados na bibliografia, principalmente, por Garcez (2009), Keskinates e Felekoglu (2018) e Li, V. (2019). Assim, fica evidente que tais compósitos foram desenvolvidos por matriz cimentícia com maior  $E$  e  $K_m$  em relação aquelas comumente aplicadas ao ECC. Por outro lado, Righi (2015), Felekoglu *et al.* (2014) e Yu, K. *et al.* (2018a) registraram valores de  $f_c$  superiores a 60 MPa aos 28 dias, o que se aproxima dos valores investigados no PP2,4SA desta pesquisa. Na mesma idade, Costa *et al.* (2019) obtiveram valores de resistência à compressão de até 60 MPa, também próximos aos desta pesquisa. No entanto, Garcez (2009) obteve  $f_c$  de 30 MPa em ECCPP aos 28 dias, ou seja, menos que a metade do valor da resistência evidenciada no PP2,4SA desta tese. Isto pode justificar a eficiência dos reforços de PP na pesquisa de Garcez (2009) e a limitação no comportamento *strain* e *deflection-hardening* do PP2,4SA desta pesquisa e na de Righi (2015). Para o PVA2,0SA, Alyousif (2016) verificou valores de 55 e 75 MPa na mesma idade, e 70 e 85 MPa aos 90 dias.

Como já era esperado, a resistência à compressão dos compósitos elevou-se à medida em que as idades de cura avançaram, atingindo os valores máximos aos 84 dias. Os maiores valores de  $f_c$  foram registrados no POL2,3SA, sendo próximos a 100 MPa.

Estes resultados podem estar relacionados ao menor impacto deste reforço na matriz cimentícia, uma vez que apresentaram as maiores tensões de fissuração nos ensaios de flexão, o que caracteriza uma dispersão do reforço sem causar danos à matriz. O aspecto físico do compósito POL2,3SA pode ser visto na Figura 102, constatando-se a baixa presença de vazios e falhas, ao contrário do PVA2,0SA e PP2,4SA.

Os valores de resistência de todos os compósitos estão acima dos recomendados por Li, V. (2019) a partir dos 56 dias, porém, já foram registrados compósitos de alta resistência como aqueles registrados por Alyousif (2016) e Ranade *et al.* (2013). Por outro lado, verificou-se que as taxas de deformação dos compósitos respeitaram os valores indicados na bibliografia. A Figura 104 apresenta as curvas da entre deformação ( $\varepsilon_{fc}$ ) e  $f_c$ .

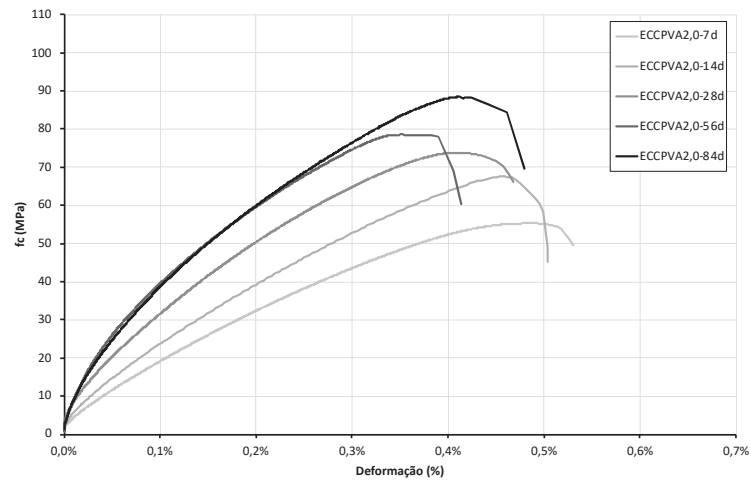
Figura 104 – Relação entre a resistência à compressão e taxa de deformação dos compósitos



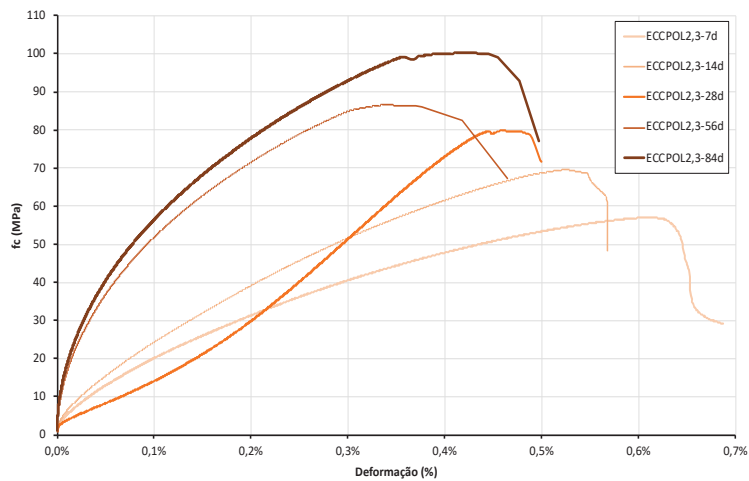
Fonte: Elaborada pelo autor.

A taxa de deformação entre os compósitos manteve-se abaixo de 0,5% a partir dos 14 dias. Com o avanço das idades e, conseqüentemente, do  $f_c$ , o  $\varepsilon_{fc}$  foi sendo diminuído devido ao aumento da rigidez do compósito cimentício. Também, aos 84 dias, os compósitos atingiram deformações próximas de 0,40%, o que também é indicado por Li, V. (2019) para a classe de ECC estrutural. A Figura 105 apresenta as curvas de comportamento na compressão dos compósitos investigados nesta etapa da pesquisa.

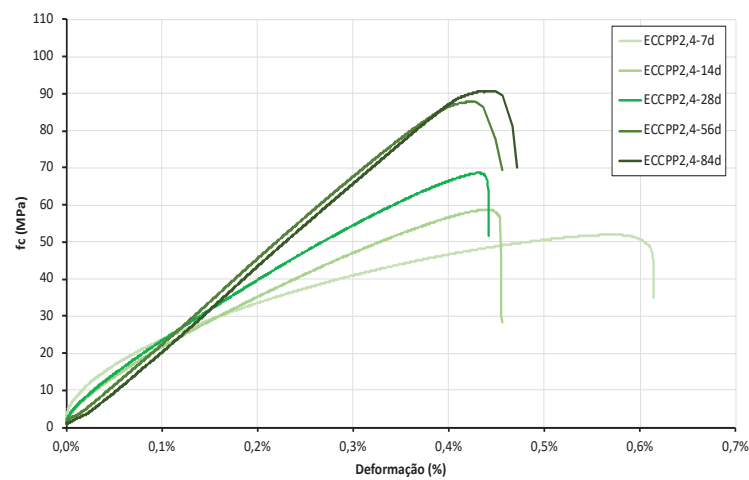
Figura 105 – Curva do comportamento na compressão dos compósitos ao longo das idades de cura



PVA2,0SA



POL2,3SA

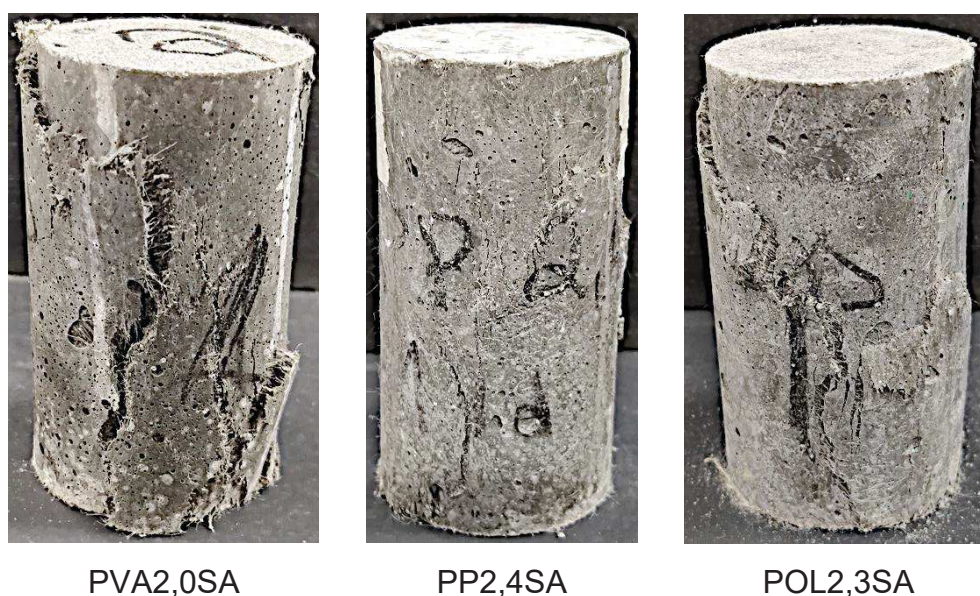


PP2,4SA

Fonte: Elaborada pelo autor.

Foi possível constatar a alteração da inclinação da curva *tensão-deformação*. Ambas as respostas são consequência do aumento da rigidez do compósito quando submetido à compressão. Notou-se também que, antes da ruptura, as curvas apresentaram tensão constante, o que representa a atuação dos reforços para que não ocorresse a ruptura frágil e o compósito deformasse. Após a ruptura, registraram-se tensões residuais, cerca de 50% da tensão de ruptura, como especificado por Li, V. (2019) e evidenciado por Magalhães (2010), Muñoz Rodríguez (2018) e Righi (2015). Assim, as fissuras formadas durante o ensaio de compressão foram sendo contidas pelos reforços e favorecendo os ganhos de tensão, além do aumento das taxas de deformação. A Figura 106 apresenta o padrão de ruptura dos compósitos após o ensaio de resistência à compressão.

Figura 106 – Forma de ruptura padrão dos compósitos ao longo das idades de análise



Fonte: Elaborada pelo autor.

Pode-se notar que, mesmo atingindo resistências superiores a 90 MPa, a forma de ruptura dos compósitos não foi explosiva, mas sim por esmagamento. Esta forma de ruptura está relacionada à presença dos reforços poliméricos utilizados em grandes quantidades, que evitam a fragmentação do compósito, contendo a propagação das fissuras formadas durante o ensaio de compressão. O aspecto constatado nas amostras de todos os compósitos estudados nesta pesquisa, assemelha-se ao evidenciado por Alyosif (2016), Magalhães (2010), Muñoz Rodríguez (2018) e Righi

(2015) e, conseqüentemente, encontram-se de acordo com a forma padrão de ruptura apresentado por Li, V. (2019).

#### 4.2.4 Módulo de elasticidade

Na Tabela 39 são apresentados os resultados de módulo de elasticidade ( $E$ ) dos compósitos investigados nesta etapa.

Tabela 39 – Valores de  $E$  dos compósitos ao longo das idades

Propriedade	Compósito	Idade (dias)				
		7	14	28	56	84
$E$ (MPa)	PVA2,0SA	22,2 ± 0,4	23,1 ± 1,1	24,7 ± 0,3	24,4 ± 0,6	27,3 ± 1,0
	POL2,3SA	22,8 ± 0,8	24,3 ± 1,3	26,7 ± 0,4	27,2 ± 0,5	28,3 ± 0,4
	PP2,4SA	21,8 ± 0,9	23,3 ± 0,5	24,0 ± 1,4	25,6 ± 0,8	28,8 ± 1,2

Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base na Tabela 39, constatou-se que, a partir dos 14 dias, os valores de  $E$  registrados na compressão de corpos de prova cilíndricos foram superiores aos indicados na bibliografia para um ECC, entre 15 e 23 GPa. Segundo Li, V. (2019), o intervalo recomendado para o  $E$  de um ECC estrutural é justificado para que a matriz cimentícia não atinja valores elevados e tenha a menor rigidez possível. Em consequência do aumento do  $E$ , geram-se matrizes de menor porosidade, o que dificulta a formação de fissuras, como discutido por Li, V. e Kanda (1998) e Wang, S. (2005) para explicar o funcionamento micromecânico. Os valores de  $K_m$  também são alterados em compósitos com  $E$  superior a 23 GPa, provocando um aumento relevante no  $J_{tip}$  e dificultando a ocorrência do comportamento *strain-hardening* e *deflection hardening* no ECC. Ou seja, as contribuições das fibras terão de ser ainda maiores em compósitos de maior  $E$ , conforme indicado por Lhoneux *et al.* (2002).

As limitações no comportamento à tração e ocorrência da multifissuração foram registradas no PP2,4SA, visto que os reforços poliméricos foram sobrecarregados e não atuaram de maneira eficiente devido à qualidade da matriz. Ressalta-se que aos 84 dias, esse foi o compósito que apresentou o maior  $E$  da pesquisa, o que combinado com um reforço alongável e sem interação química, resultou ao não comportamento *strain-hardening* e *deflection-hardening*.



Aos 28 dias de idade, pode-se notar que os valores de  $E$  para cada compósito permaneceram entre 24 e 26,7 GPa. Os valores são considerados elevados, porém outros autores já identificaram resultados para o ECC também nesta idade, sendo eles Ali e Nehdi (2017) e Alyousif (2016). Destaca-se que as mesmas dificuldades no desenvolvimento de um ECC com a matriz mais rígida também foram relatadas por estes autores.

Mesmo o  $E$  do PVA2,0SA e POL2,3SA assumindo valores maiores que os recomendados, atingiram o comportamento esperado em todas as idades. Destaca-se o desempenho mecânico do POL2,3SA por ter os maiores valores de  $E$  da pesquisa e ter como reforço fibras hidrofóbicas. Segundo Yu, K. *et al.* (2018a), também foi possível obter o *strain-hardening* em matrizes mais rígidas e com fibras hidrofóbicas, sendo elas de PE.

Ao longo das idades, o  $E$  aumentou, como já era esperado, chegando a valores próximos de 29 GPa. Este aumento da rigidez do compósito cimentício foi percebido nos valores de deflexão e no comportamento das curvas *tensão-deformação*. Os resultados de módulo entre os compósitos mantiveram-se próximos. Todavia, para os reforços sejam mais efetivos aos compósitos, pode-se otimizar o consumo de cimento e sílica ativa para que as propriedades  $f_c$ ,  $E$  e  $K_m$  sejam reduzidas e mais próximas do recomendado por Li, V. (2019).

#### 4.2.5 Absorção total e índice de vazios

Os resultados de absorção total de água ( $A_T$ ) e índice de vazios ( $I_v$ ) dos compósitos desta pesquisa são indicados na Tabela 40.

Tabela 40 – Resultados de  $A_T$  e  $I_v$  dos compósitos ao longo das idades de análise

Propriedade	Compósito	Idade (dias)		
		28	56	84
$A_T$ (%)	PVA2,0SA	6,8%	6,5%	5,1%
	POL2,3SA	4,4%	4,1%	4,0%
	PP2,4SA	6,3%	6,0%	5,0%
$I_v$ (%)	PVA2,0SA	12,7%	11,3%	9,7%
	POL2,3SA	8,5%	8,1%	7,8%
	PP2,4SA	11,9%	11,7%	9,4%

Fonte: Elaborada pelo autor.



Ao longo das idades, os valores de  $A_T$  e  $I_v$  foram diminuídos, chegando a apresentar reduções de até 25 e 24%, respectivamente, em relação as primeiras idades. Isto pode ser justificado pelo refinamento dos poros pela hidratação continuada dos grãos de cimento e atividades pozolânicas. Assim, altera-se a microestrutura da matriz, tornando-a mais compacta, rígida e resistente, conforme apresentado por Mehta e Monteiro (2014).

Os maiores valores foram registrados no PVA2,0SA, o que representa um compósito de menor resistência à compressão e módulo de elasticidade, como apresentado nos itens 4.2.3 e 4.2.4 desta pesquisa. No entanto, foi o compósito que apresentou melhor comportamento à tração entre os demais. Sendo assim, além das contribuições das fibras, nota-se que o teor de vazios auxiliou no comportamento micromecânico deste compósito e provocou os ganhos no *strain* e *deflection-hardening*.

Também, foi possível registrar os menores valores entre os compósitos para o POL2,3SA em todas as idades de análise. Os baixos valores de  $A_T$  e  $I_v$  no POL2,3SA podem ser justificados pelo baixo impacto das fibras na macroestrutura da matriz, como pode ser percebido também na Figura 102.

Com base nos valores obtidos pela pesquisa, Costa (2015) obteve valores de 13% para  $A_T$  e 24% para  $I_v$  em compósitos com fibras de PP aos 28 dias. Nota-se que diferem dos valores desta tese, devido às diferenças nas proporções dos materiais da matriz. Já para o PVA2,0SA, Alyousif (2016) e Şahmaran *et al.* (2012) verificaram valores médios para  $I_v$  entre 7,0 e 9,0%, os quais se apresentam mais próximos aos constados nesta tese.

Percebe-se que os valores de  $A_T$  e  $I_v$  dos compósitos desta pesquisa podem ser considerados baixos, quando comparados aos valores de matrizes cimentícias convencionais. Tal explicação está relacionada à qualidade da matriz cimentícia, na qual foi constituída por materiais de granulometria reduzida, principalmente, a sílica ativa. Estes valores refletem positivamente na durabilidade do conjunto, conforme dito por Costa *et al.* (2019) e Li, V. (2019), dificultando a penetração de agentes agressivos. No entanto, a matriz é densa e compacta, o que dificulta o funcionamento micromecânico com as fibras poliméricas hidrofóbicas e alongáveis, como o PP, pois exige-se contribuições mais efetivas destes reforços.

#### 4.2.6 Classificação dos compósitos

Com base nos resultados apresentados até este item do capítulo, a Tabela 41 apresenta os valores e a classificação final dos compósitos PVA2,0SA, PP2,4SA e POL2,3SA.

Tabela 41 – Classificação dos resultados obtidos pelos compósitos ECCPVA, ECCPP2,4 e ECCPOL2,3 com base nas propriedades aos 84 dias de idade

Propriedade	ECC	Resultados aos 84 dias	Classificação Li, V. (2019)		Classificação final
			ECC estrutural	HS-ECC	
$f_{c,med}$ (MPa)	PVA2,0SA	90,5 ± 1,5	30 a	120 a	ECC estrutural
	POL2,3SA	99,0 ± 1,4	80 MPa	205 MPa	ECC estrutural
	PP2,4SA	91,6 ± 0,8			ECC estrutural
$\varepsilon_{fc}$ (%)	PVA2,0SA	0,41%	0,4 a	0,3 a	ECC estrutural
	POL2,3SA	0,38%	0,5%	0,4%	HS-ECC
	PP2,4SA	0,42%			ECC estrutural
$E_{med}$ (GPa)	PVA2,0SA	27,3 ± 1,0	15 a	41 a	≠
	POL2,3SA	28,3 ± 0,4	23 GPa	48 GPa	≠
	PP2,4SA	28,8 ± 1,2			≠
$\sigma_{tf,med}$ (MPa)	PVA2,0SA	13,3 ± 0,3	10 a	28 a	ECC estrutural
	POL2,3SA	9,8 ± 0,4	16 MPa	32 MPa	ECC estrutural
	PP2,4SA	6,4 ± 0,2			≠
$\varepsilon_{tf,ult}$ (%)	PVA2,0SA	2,2%	2,0 a	3,0 a	ECC estrutural
	POL2,3SA	3,0%	8,0%	8,0%	ECC estrutural
	PP2,4SA	0,5%			≠
$\sigma_{td,fis}$ (MPa)	PVA2,0SA	3,6 ± 0,1	3,0 a	8,0 a	ECC estrutural
	POL2,3SA	3,5 ± 0,2	5,0 MPa	10 MPa	ECC estrutural
	PP2,4SA	3,5 ± 0,1			ECC estrutural
$\sigma_{td,med}$ (MPa)	PVA2,0SA	5,8 ± 0,2	4,0 a	14 a	ECC estrutural
	POL2,3SA	4,1 ± 0,4	8,0 MPa	17 MPa	ECC estrutural
	PP2,4SA	3,6 ± 0,3			≠
$\varepsilon_{td,ult}$ (%)	PVA2,0SA	3,3%	2,0 a	3,0 a	ECC estrutural
	POL2,3SA	2,5%	8,0%	8,0%	ECC estrutural
	PP2,4SA	1,2%			≠

Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base na tabela de classificação, percebe-se que os compósitos, na maioria das propriedades, atendem aos requisitos mínimos do ECC estrutural. Ressalta-se que as análises foram feitas aos 84 dias de idade, uma vez que não há uma idade específica para classificação, de acordo com Li, V. (2019).

Na deformação ( $\varepsilon_{fc}$ ), foi possível identificar que o POL2,3SA obteve classificação equivalente à classe HS-ECC. Em relação à resistência à compressão, verificou-se que os resultados permaneceram entre 13 a 25% acima dos valores requeridos para o ECC estrutural. No entanto, segundo Li, V. (2019), variações nesta propriedade são permitidas, desde que se garanta o comportamento *strain-hardening* e *deflection-hardening* em cada ECC. Segundo o autor, a resistência à compressão não é determinante, porém pode justificar os comportamentos de cada ECC, além de auxiliar na escolha do reforço mais apropriado ao compósito.

Nenhum dos compósitos atendeu aos requisitos de módulo de elasticidade ao ECC estrutural e HS-ECC. Os altos valores obtidos nesta pesquisa estão relacionados à qualidade da matriz produzida, sendo possível reduzir a resistência à compressão e módulo de elasticidade manipulando o consumo de cimento e sílica ativa. O reflexo da qualidade da matriz cimentícia produzida para cada ECC ficou evidente no ECCPP2,4, que não se enquadrou aos requisitos mínimos para classificação.

Aos 84 dias, o PP2,4SA não foi classificado como ECC estrutural devido aos resultados registrados para  $\sigma_{tf,med}$ ,  $\varepsilon_{tf,ult}$ ,  $\sigma_{td,med}$  e  $\varepsilon_{td,ult}$ , sendo estas propriedades relacionadas diretamente ao comportamento *strain-hardening* e *deflection-hardening* de um ECC. Novamente, como justificativa, verificou-se que o tipo de reforço não foi compatível às propriedades da matriz e, conseqüentemente, não proporcionando o funcionamento micromecânico do compósito devido às limitações relacionadas às propriedades mecânicas do reforço, como o módulo de elasticidade, a taxa de alongamento e sua resistência de aderência ( $\tau_0$ ). Como alternativa, para que este atendesse todos os requisitos para classificação de ECC, é necessário diminuir a qualidade da matriz no que tange ao  $E$ ,  $f_c$  e  $K_m$ . Estas manipulações foram vistas nas pesquisas Garcez (2009), Keskinates e Felekoglu (2018) e Muñoz Rodríguez (2018).

Já o PVA2,0SA e POL2,3SA atenderam aos requisitos de  $\sigma_{tf,med}$ ,  $\varepsilon_{tf,ult}$ ,  $\sigma_{td,med}$  e  $\varepsilon_{td,ult}$  necessários para que atingissem a classificação requerida e obtivessem comportamento *strain-hardening* e *deflection-hardening*. Ressalta-se que as fibras de

POL possuem propriedades mecânicas inferiores às fibras de PVA e atingiram resultados de classificação próximos em uma matriz cimentícia de alto  $E$  e  $K_m$ .

Mesmo havendo a negativa para classificação do compósito com fibras de PP como ECC estrutural aos 84 dias, a pesquisa deu sequência às investigações com o PP2,4SA nas etapas de cicatrização, visto que as análises comparativas entre as misturas se deram aos 7 dias. Nesta idade, os três compósitos (PVA2,0SA, PP2,4SA e POL2,3SA) apresentaram comportamento *strain* e *deflection-hardening* e atenderam aos requisitos ao ECC estrutural.

### 4.3 ETAPA 3

Neste item são discutidos os resultados de fissuração dos compósitos com teores de fibras equivalentes, apresentando o número ( $\eta$ ) e a espessura das fissuras ( $e$ ), bem como as curvas de comportamento à tração uniaxial e na flexão. Ressalta-se que o  $e$  foi medido após o descarregamento. Também, é importante destacar que os compósitos foram submetidos as mesmas condições de cura da Etapa 1 até a idade de fissuração. Mesmo assim, as curvas são denominadas como “SAT” e “MS”. Esta discriminação foi aplicada com o intuito de facilitar a visualização das respostas de cada ECC, principalmente, na etapa de validação da regeneração (Etapa 4).

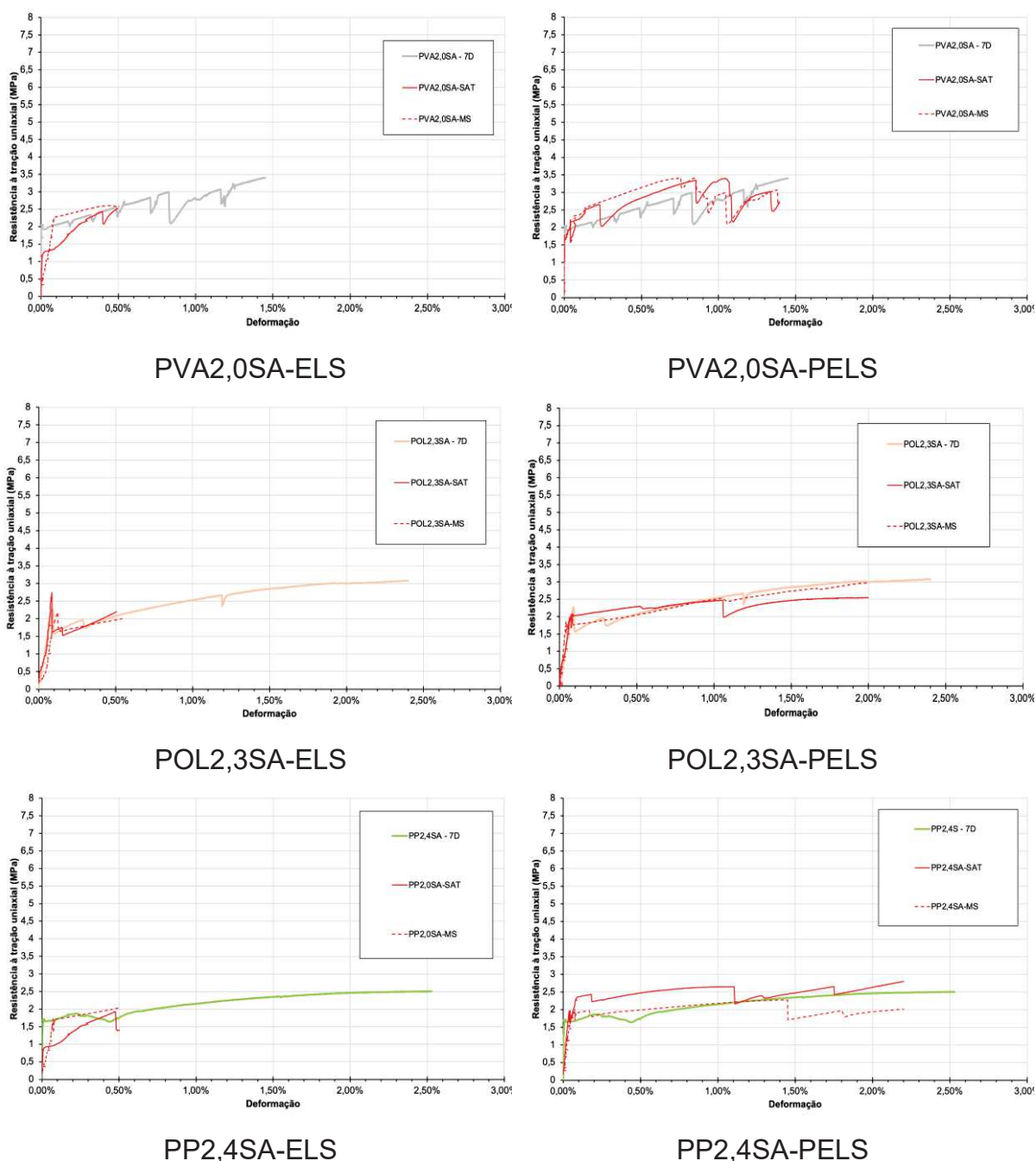
#### 4.3.1 Sílica ativa (Agente autogênico)

As informações relacionadas à fissuração dos compósitos contendo sílica ativa como agente autogênico de cicatrização, quando submetidos aos ensaios de tração, são apresentadas a seguir.

##### 4.3.1.1 Tração uniaxial

Na Figura 107 são apresentadas as curvas que representam o comportamento dos exemplares de cada ECC para cada estágio de fissuração. Ressalta-se que a curva referência aos 7 dias, a qual foi apresentada na Etapa 1 e 2, também é apresentada para comparação.

Figura 107 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração uniaxial nos estágios de fissuração ELS e PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Os resultados de tensão e taxa de deformação nos ensaios de fissuração aos 7 dias permaneceram próximos aos evidenciados nos compósitos reproduzidos na Etapa 2 desta pesquisa, tanto no ELS quanto PELS. Em todas as curvas de fissuração foi possível evidenciar, novamente, a ocorrência das quedas de tensão, as quais representam a formação de fissuras na mistura. Como informações complementares, na Tabela 42 apresenta-se o  $\eta_{td}$  e  $e_{td}$  de cada compósito no ELS e PELS.

Tabela 42 – Número ( $\eta_{td}$ ) e espessura das fissuras ( $e_{td}$ ) dos compósitos após ensaio de tração uniaxial

ECC	ELS ( $\mu m$ )			PELS ( $\mu m$ )		
	$\eta_{td}$	$e_{td,med}$	$e_{td,max}$	$\eta_{td}$	$e_{td,med}$	$e_{td,max}$
PVA2,0SA	5	60	100	34	67	154
POL2,3SA	4	63	114	22	83	155
PP2,4SA	3	80	105	19	161	224

Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nas informações apresentadas na Tabela 42, verifica-se que o  $\eta_{td}$  entre as misturas, no ELS, manteve-se com 3 a 5 fissuras. De acordo com Fischer, Wang e Li (2003), Singh, Saini e Chalak (2019) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019), o número de fissuras no ECC é reduzido em baixas taxas de deformação, como estipulado para o ELS. Na bibliografia, encontram-se inúmeros valores para  $\eta_{td}$ , permanecendo entre 3 a 15, devido à variabilidade na composição de cada ECC (LIU, H. *et al.*, 2019; WANG, X. *et al.*, 2020; YANG, Y.; YANG, E.; LI, 2011; ZHANG, Z.; ZHANG, Q. ; LI, 2019). Mesmo assim, foi evidenciado que o  $e_{td,med}$  permaneceu com valores abaixo de 100  $\mu m$ , respeitando os valores já apresentados em pesquisas (QIU; TAN; YANG, 2016). O PP2,4SA apresentou o maior  $e_{td,med}$  entre as misturas, chegando a 80  $\mu m$ , e próximo ao já registrado por Garcez (2009). Este comportamento está relacionado à resposta do reforço, por alongar-se quando tracionado durante a fissuração. Então, apresentando aberturas com maior espessura, o PP2,4SA, conseqüentemente, obteve um  $\eta_{td}$  inferior aos demais compósitos no ELS, repetindo este comportamento no PELS.

No estágio de fissuração PELS, constata-se um aumento relevante no  $\eta_{td}$ , principalmente, no PVA2,0SA. Os valores para  $e_{td,med}$  também sofrem aumento, sendo que apenas o POL2,3SA e PVA2,0SA mantiveram as fissuras abaixo de 100  $\mu m$ . Alyousif (2016) e Qian e Li (2007) obtiveram resultados de  $e_{td,med}$  semelhantes aos encontrados nesta tese para compósitos reforçados com fibras de PVA. Já Yu, J. *et al.* (2018, 2018c), que estudaram o ECC com fibras hidrofóbicas (PE), com  $e_{td,med}$  entre 25 e 98  $\mu m$ , sendo os valores registrados no POL2,3SA dentro destes limites.

Destaca-se, como na Etapa 1 e Etapa 2, a proximidade entre os resultados do PVA2,0SA e POL2,3SA, principalmente, no  $e_{td,med}$ . Para tanto, tem-se como

justificativa, as propriedades físicas do reforço de POL, além do número de fibras por  $\text{cm}^2$ , na qual no POL2,3SA é superior em 15%.

O  $e_{td,max}$  nos compósitos aumentou no PELS, chegando a  $224 \mu\text{m}$ . Este registro é importante, pois estas aberturas representaram um possível o plano de ruptura, o qual poderá ser formado na etapa de análise da resistência residual de cada ECC cicatrizado. De acordo com Li, V. (2019) e Maalej, Quek e Zhang (2005), no ECC, é possível identificar fissuras com espessuras superiores a  $100 \mu\text{m}$ , pois concentram-se próximas das regiões de fratura. No entanto, o  $e_{td,med}$  deve permanecer em  $100 \mu\text{m}$ . Mesmo assim, pesquisadores como Liu, H. *et al.* (2019), Qiu, Tan e Yang (2016) e Yu, J. *et al.* (2018) já apresentaram valores de  $e_{td}$  com até  $450 \mu\text{m}$ , também em estudos relacionados ao potencial de cicatrização do ECC.

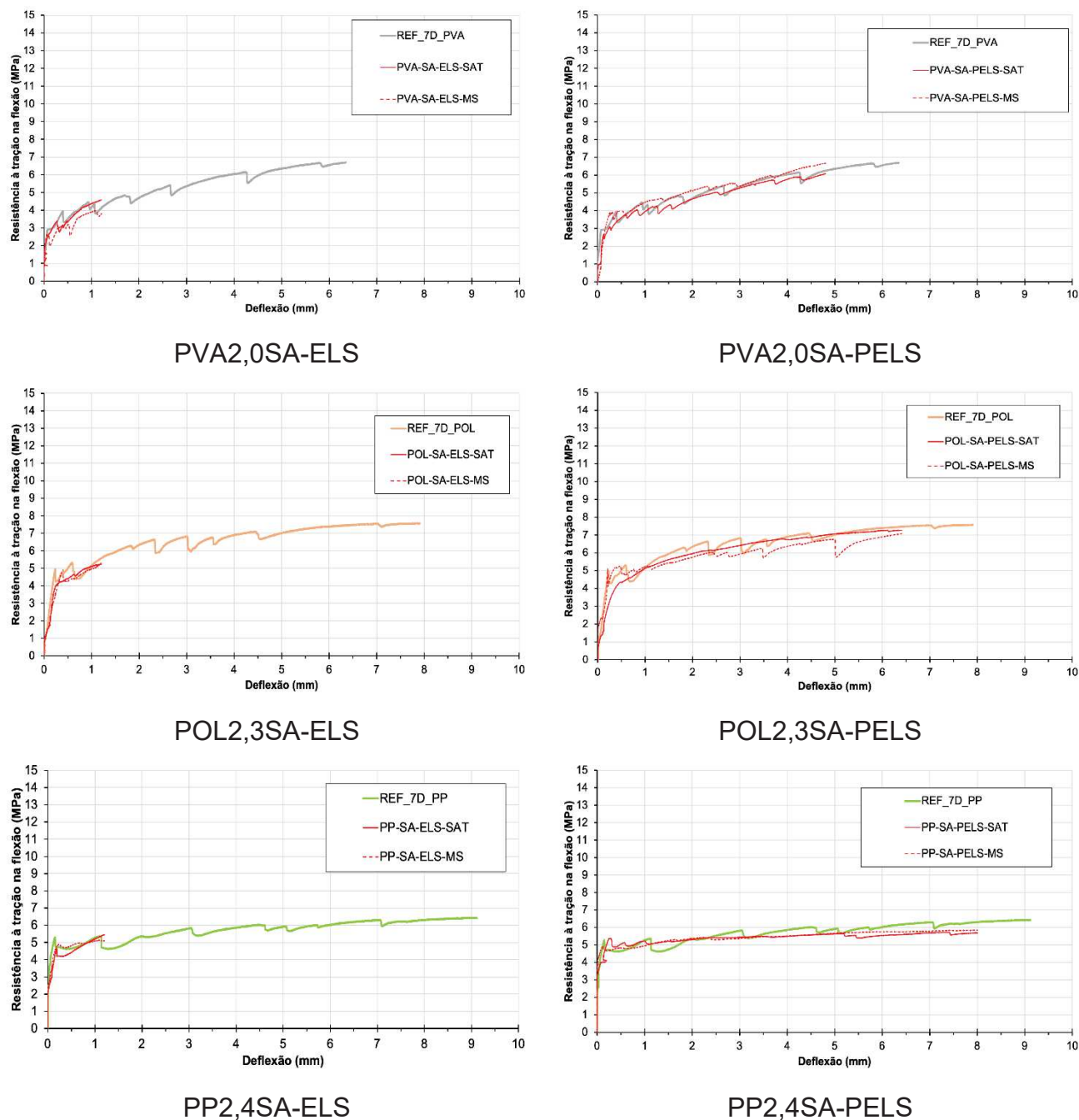
O padrão de fissuração dos compósitos desta tese aos 7 dias foi apresentado na Figura 90.

#### 4.3.1.2 Tração na flexão

Na Figura 108 são apresentadas as curvas de comportamento dos exemplares quando submetidos à tração na flexão para indução de fissuras no ELS e PELS. A curva referência aos 7 dias foi adicionada para auxiliar na comparação.



Figura 108 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração na flexão nos estágios de fissuração ELS e PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

É possível perceber que o comportamento das curvas de fissuração foi semelhante ao das referências, sendo registradas na Etapa 2 deste estudo. Assim, pode-se considerar que a reprodução da instrumentação, taxas de fissuração pré-definidas e os compósitos avaliados foram idênticos aos já realizados nas etapas anteriores da pesquisa, mantendo os resultados e desempenho.

Também, constata-se a ocorrência das quedas de tensão ao longo das curvas de carregamento. Os maiores números de quedas de tensão foram evidenciados nos exemplares de POL2,3SA e PVA2,0SA, o que representa a ocorrência de um número maior de fissuras ( $\eta_{tf}$ ). Já os exemplares do PP2,4SA obtiveram poucas quedas de tensão, quando comparados às demais misturas e o surgimento de menos fissuras. Assim como referido na Etapa 2, o comportamento à flexão dos compósitos assemelha-se aos resultados encontrados na bibliografia. Como informações complementares, na Tabela 43 apresenta-se o  $\eta_{tf}$  e  $e_{tf}$  de cada compósito no ELS e PELS.

Tabela 43 – Número ( $\eta_{tf}$ ) e espessura das fissuras ( $e_{tf}$ ) dos compósitos após ensaio de tração na flexão

ECC	ELS ( $\mu\text{m}$ )			PELS ( $\mu\text{m}$ )		
	$\eta_{tf}$	$e_{tf,med}$	$e_{tf,max}$	$\eta_{tf}$	$e_{tf,med}$	$e_{tf,max}$
PVA2,0SA	4	59	125	12	65	228
POL2,3SA	4	71	126	10	80	317
PP2,4SA	3	93	151	15	129	269

Fonte: Elaborada pelo autor.

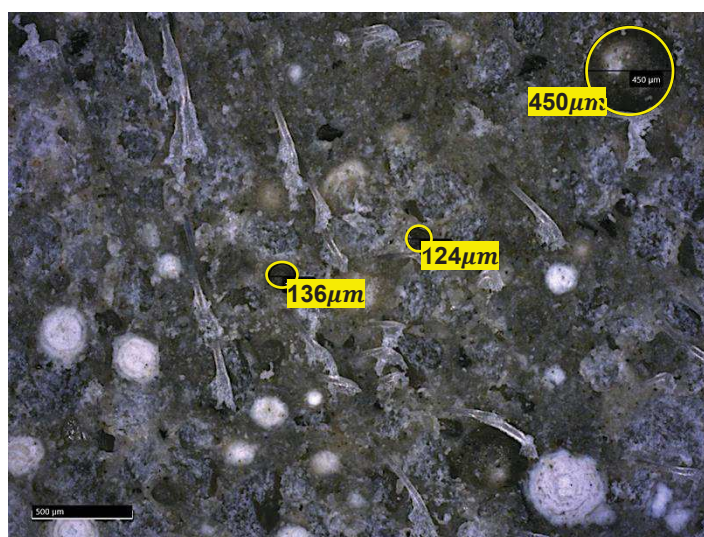
Com base nos resultados apresentados na Tabela 43, é possível identificar uma variação entre os valores de  $e_{tf}$  na flexão para com aqueles da tração uniaxial nos compósitos POL2,3SA e PP2,4SA. Na flexão, estes compósitos apresentaram valor de  $e_{tf,med}$  14% maior aos registrados no ensaio de tração uniaxial. Estas diferenças estão relacionadas a forma de distribuição das tensões devido aos carregamentos nos dois ensaios para fissuração, como já apresentado por Gwon e Shin (2016) e Li, V. (2019). Já no PVA2,0SA, o  $e_{tf,med}$  manteve-se, praticamente, idêntica ao  $e_{td,med}$ . A semelhança entre a espessura das fissuras também ocorreu no PELS, o que evidencia o comportamento deste tipo de reforço em diferentes condições de carregamento.

O  $\eta_{tf}$  no ELS manteve-se próximo aos já registrados no ensaio de tração direta. No PELS foi evidenciado o aumento do  $\eta_{tf}$ , o que também foi registrado por Alyousif (2016), Siad *et al.* (2017), Zhang, Z., Qian e Ma (2014) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019). Todavia, permaneceu abaixo dos resultados obtidos no ensaio de tração uniaxial. Segundo Gwon e Shin (2016), o número de fissuras em exemplares de ECC submetidos à flexão tende a ser inferior ao encontrado na tração uniaxial,

uma vez que a distribuição dos esforços é desigual. Na flexão, as fibras são submetidas a esforços secundários de tração, possuindo a contribuição da rigidez da peça e, com isso, provoca uma dispersão aleatória das tensões. Já na tração uniaxial, por submeter os exemplares apenas aos esforços normais, as distribuições das tensões na seção transversal são mais uniformes, evitando pontos de sobrecarga e estimular um ciclo de fissuração mais prolongado.

Mesmo assim, tanto o PVA2,0SA quanto o POL2,3SA, obtiveram  $e_{tf,med}$  inferior a  $100 \mu m$  nos dois estágios de fissuração. O PP2,4SA apresentou os maiores  $e_{tf}$  entre as misturas deste estudo, porém valores acima de  $100 \mu m$ , também já foram encontrados por Felekoglu *et al.* (2014), Kewalramani, Mohamed e Syed (2017) e Lepech e Li (2006). Os valores de  $\eta_{tf}$  foram próximos entre os compósitos, permanecendo entre 10 e 15. Analisando os valores da literatura, pode considerar que o  $\eta_{tf}$  ficou dentro daqueles já registrados em outros estudos (ALYOUSIF, 2016; QIAN; LI, 2007; ZHOU *et al.*, 2012). Mesmo assim, visto que nesta tese a fissuração ocorreu aos 7 dias, entende-se que o  $\eta_{tf}$  está relacionado ao índice e a dimensão dos vazios na matriz em baixas idades (ver Figura 109), que criam planos preferenciais de fratura.

Figura 109 – Variação da dimensão dos poros na matriz do compósito



Fonte: Elaborada pelo autor.

No PELS, foi constatado que a  $e_{tf}$  dos compósitos aumentou, sendo considerado um comportamento inerente ao ECC, uma vez que as fibras se alongam dentro da abertura. Este aumento foi de 10% no  $e_{tf,med}$  do PVA2,0SA, 14% no

POL2,3SA e 39% para o PP2,4SA. Estas variações podem ser justificadas pelas diferentes taxas de deformação dos reforços.

Relacionando o comportamento das curvas *tensão-deflexão* e os dados da Tabela 43, nota-se que, quanto menor o ângulo de inclinação das curvas, como no caso do ECCPP2,4, maior será a seção das fissuras, uma vez que o reforço perde sua capacidade de contribuição ao compósito devido ao alongamento excessivo, conforme também registrado por Felekoglu *et al.* (2014).

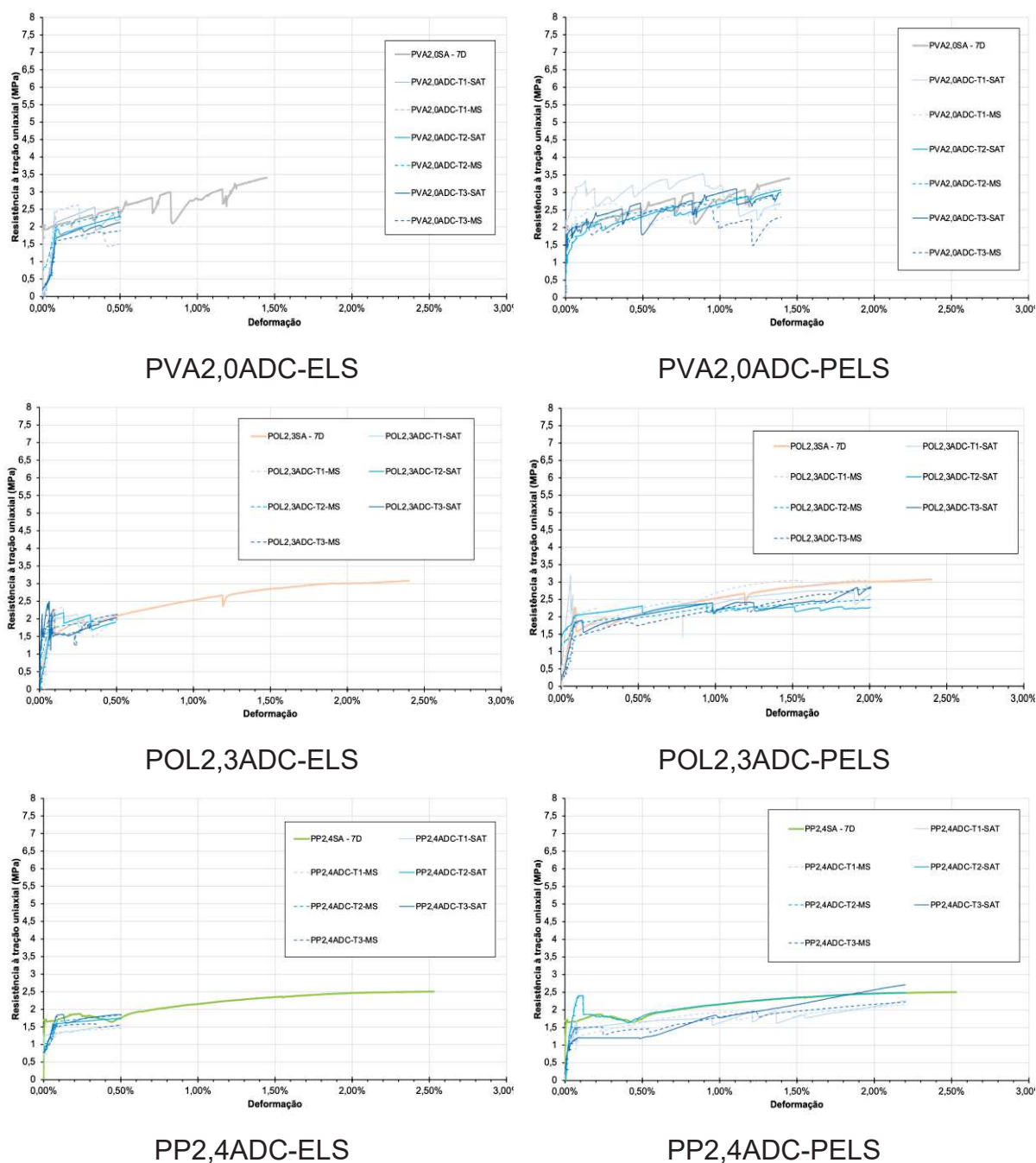
#### **4.3.2 Aditivo cristalizante (Agente autônomo)**

As informações relacionadas à fissuração dos compósitos contendo aditivo cristalizante como agente autônomo de cicatrização, quando submetidos aos ensaios de tração, são apresentadas a seguir.

##### **4.3.2.1 Tração uniaxial**

Na Figura 110 são apresentadas as curvas de comportamento dos exemplares de cada ECC contendo aditivo cristalizante para cada estado de fissuração. Ressalta-se que a curva referência aos 7 dias também é apresentada para comparação.

Figura 110 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração uniaxial nos estágios de fissuração ELS e PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Assim como nos compósitos com agente de cicatrização autogênico, as curvas de fissuração de cada ECC com aditivo cristalizante também mantiveram comportamento análogo à curva referência dos 7 dias, principalmente, no ELS. No entanto, as curvas variaram conforme alterava-se o teor de adição do cristalizante. Sendo assim, devido à inserção do aditivo cristalizante, houve uma ligeira alteração

na composição da matriz do ECC, que provocou o aumento na variabilidade dos valores das curvas de fissuração.

Mesmo os compósitos apresentando resultados próximos à curva referência no ELS, no PP2,4ADC foi possível constatar as maiores diferenças. Assim, durante os ensaios, foram registradas tensões inferiores à referência, o que demonstra a vulnerabilidade do ECC com as fibras de PP quando a matriz foi enriquecida com aditivo químico cristalizante. Contudo, estas variações podem ser consideradas normais no ECC, de acordo com os critérios referenciados por Li, V. (2019), e assim deu-se continuidade à etapa de cicatrização. Como informações complementares, na Tabela 44 apresenta-se o  $\eta_{td}$  e  $e_{td}$  de cada compósito no ELS e PELS com o emprego do aditivo cristalizante em diferentes teores de concentração.

Tabela 44 – Número ( $\eta_{td}$ ) e espessura das fissuras ( $e_{td}$ ) dos compósitos após ensaio de tração uniaxial

Teor	ECC	ELS ( $\mu\text{m}$ )			PELS ( $\mu\text{m}$ )		
		$\eta_{td}$	$e_{td,med}$	$e_{td,max}$	$\eta_{td}$	$e_{td,med}$	$e_{td,max}$
T1 (0,8%)	PVA2,0ADC	3	52	80	30	93	164
	POL2,3ADC	3	66	115	21	121	203
	PP2,4ADC	3	86	133	12	170	348
T2 (1,0%)	PVA2,0ADC	4	65	116	31	96	234
	POL2,3ADC	4	81	114	25	115	254
	PP2,4ADC	3	127	202	11	263	454
T3 (2,0%)	PVA2,0ADC	4	68	136	33	98	231
	POL2,3ADC	3	88	198	24	160	477
	PP2,4ADC	3	145	151	14	187	482

Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Tabela 44 verifica-se que os resultados de fissuração no ELS foram semelhantes aos registrados nos compósitos com agente autogênico. No entanto, o aumento nos teores de adição provocou um acréscimo nos valores de  $e_{td,med}$  em cada compósito. Neste caso, pode-se considerar a hipótese de que a inserção do aditivo cristalizante alterou a microestrutura da matriz e, conseqüentemente, o funcionamento micromecânico dos compósitos. Com isso, durante o período de cura destes compósitos, o agente cristalizante pode ter reagido e colmatado alguns poros, aumentando a tenacidade da matriz e provocando uma dissipação repentina de energia para as fissuras.



As alterações provocadas pelo aditivo cristalizante puderam ser mais bem visualizadas nos compósitos deste estudo por apresentarem maior consumo de cimento e concentração de aditivo. O estudo de ECC com aditivos cristalizantes ainda carece de informações, portanto as comparações mais próximas poderiam ser feitas aos concretos convencionais. Convencionalmente, adicionam-se quantidades entre 2 a 4 kg/m<sup>3</sup> de cristalizante em concretos, o que pouco impacta nas propriedades físicas da matriz no estado íntegro e endurecido, como mostraram Helene *et al.* (2018). Já nesta pesquisa, as quantidades foram mais elevadas devido ao consumo de cimento do ECC, que é, naturalmente, superior às matrizes convencionais. Deste modo, os valores de aditivo ficaram em torno de 5 a 12,4 kg/m<sup>3</sup>, porém dentro do que já foi praticado por Takagi (2013). Nota-se que os menores impactos ao ECC ocorreram no T<sub>1</sub>, podendo ser justificados pela proximidade à composição da matriz base (sem cristalizantes).

No ELS, as maiores alterações de valores de  $e_{td}$  ocorreram nos exemplares de PP2,4ADC, havendo uma diferença de até 69% em relação ao valor registrado no menor teor de adição. Já no PVA2,0ADC e POL2,3ADC este acréscimo foi de 30% e 33%, respectivamente. Durante a análise dos resultados na Etapa 2, o compósito que apresentou maior sensibilidade à qualidade da matriz foi o PP2,4ADC, o que é evidenciado novamente nesta etapa de fissuração.

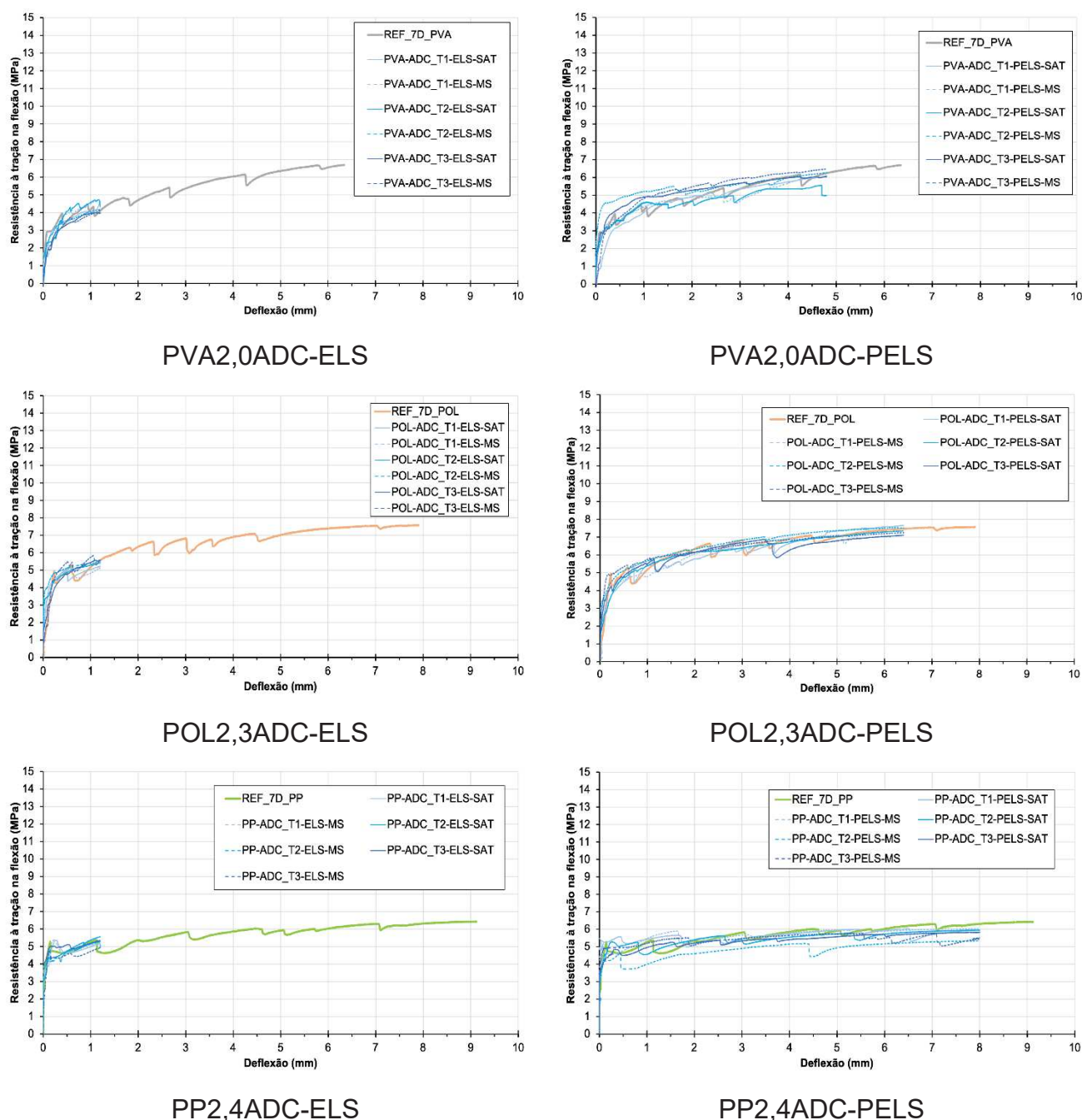
Já no PELS, o  $\eta_{td}$  e  $e_{td}$  elevaram-se, seguindo o comportamento já evidenciado das matrizes com agente autogênico deste estudo. O  $e_{td,med}$  do PVA2,0ADC permaneceu próximo de 100  $\mu m$ . Já o POL2,3ADC e PP2,4ADC apresentaram fissuras superiores a 115  $\mu m$ . Espessuras próximas a estas já foram apontadas por outros estudos com ECC, chegando até 450  $\mu m$  (FELEKOGLU *et al.*, 2014; KEWALRAMANI; MOHAMED; SYED, 2017; LIU, H. *et al.*, 2019; QIU; TAN; YANG, 2016; YU, J. *et al.*, 2018).

#### 4.3.2.2 Tração na flexão

A Figura 111 contém as curvas de comportamento dos exemplares quando submetidos à tração na flexão para indução de fissuras no ELS e PELS. A curva referência foi adicionada para auxiliar na comparação.



Figura 111 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração na flexão nos estágios de fissuração ELS e PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nas curvas de *tensão-deflexão*, pode-se verificar que, mesmo adotando teores elevados de aditivo cristalizante, a deflexão e resistência a tração não sofreram alterações relevantes nos ensaios de flexão. Deste modo, mantiveram o comportamento na flexão quando comparados aos compósitos contendo agente autogênico, porém com um maior número de picos de tensão ao longo das curvas. Na Tabela 45 apresenta-se o  $\eta_{tf}$  e  $e_{tf}$  de cada compósito no ELS e PELS.

Tabela 45 – Número ( $\eta_{tf}$ ) e espessura das fissuras ( $e_{tf}$ ) dos compósitos após ensaio de tração na flexão

Teor	ECC	ELS ( $\mu m$ )			PELS ( $\mu m$ )		
		$\eta_{tf}$	$e_{tf,med}$	$e_{tf,max}$	$\eta_{tf}$	$e_{tf,med}$	$e_{tf,max}$
T1 (0,8%)	PVA2,0ADC	3	45	67	23	82	200
	POL2,3ADC	4	51	97	19	114	274
	PP2,4ADC	3	114	202	11	160	351
T2 (1,0%)	PVA2,0ADC	3	52	85	28	120	419
	POL2,3ADC	4	62	158	27	112	417
	PP2,4ADC	4	115	218	10	193	401
T3 (2,0%)	PVA2,0ADC	5	81	133	26	114	371
	POL2,3ADC	3	67	111	20	120	305
	PP2,4ADC	3	116	185	12	178	252

Fonte: Elaborada pelo autor.

Assim como apresentado nos ensaios de tração direta, a  $e_{tf,med}$  das fissuras no ELS aumentou para cada compósito à medida em que se elevava a concentração de aditivo cristalizante. Nesta ocasião, pode-se considerar a mesma hipótese apresentada na tração uniaxial, a qual faz alusão à colmatação de poros dentro dos 7 dias de cura e aumentando a tenacidade da matriz. Os valores de  $e_{tf,med}$  também se mantiveram abaixo de 100  $\mu m$ , com exceção do PP2,4ADC. No PELS, o  $\eta_{tf}$  e  $e_{tf}$  também foram majorados, seguindo o mesmo comportamento dos demais compósitos. Neste estágio, apenas o PVA2,0ADC-T1 apresentou  $e_{tf,med}$  inferior a 100  $\mu m$ .

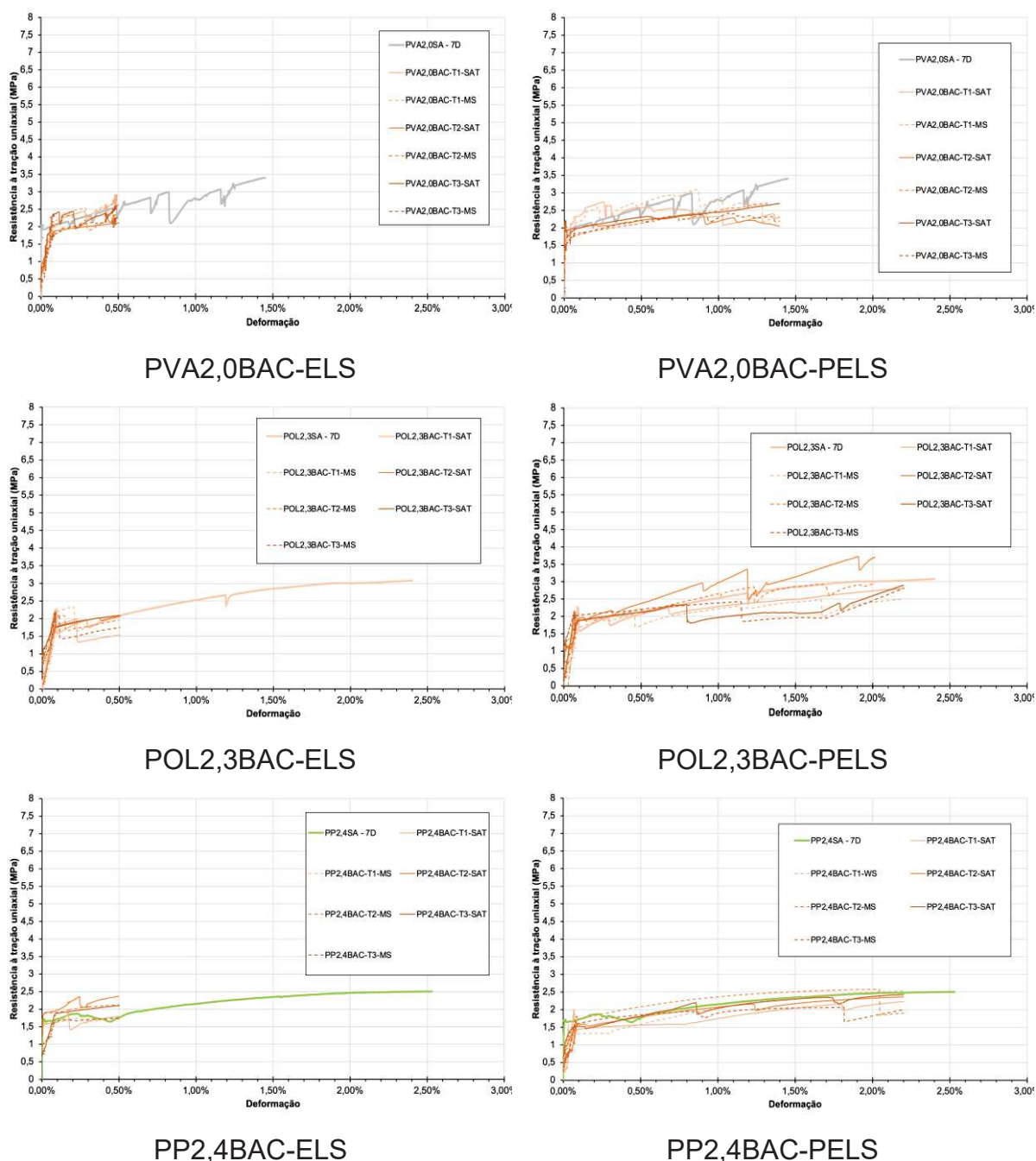
### 4.3.3 Solução bacteriana (Agente autônomo)

As informações relacionadas à fissuração dos compósitos contendo solução bacteriana como agente autônomo de cicatrização, quando submetidos aos ensaios de tração, são apresentadas a seguir.

#### 4.3.3.1 Tração uniaxial

Na Figura 112 são apresentadas as curvas de comportamento dos exemplares de cada ECC contendo solução bacteriana para cada estágio de fissuração. Ressalta-se que a curva referência aos 7 dias também é apresentada para comparação.

Figura 112 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração uniaxial nos estágios de fissuração ELS e PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se que o comportamento das curvas de fissuração dos compósitos com solução bacteriana também se manteve próximo à curva referência, tanto no ELS quanto no PELS. Ademais, as mesmas variações registradas nas curvas destes compósitos com diferentes teores de adição foram evidenciadas naqueles enriquecidos por aditivo cristalizante. No PELS, a elevação do teor de solução bacteriana na matriz mostrou-se mais prejudicial no PVA2,0BAC. Percebe-se que,

quando inserido o menor teor de solução bacteriana ( $T_1$ ), a curva do compósito e a referência permaneceram parcialmente sobrepostas. Já as demais apresentaram uma redução de tensão, sendo mais evidente à medida em que se elevou o teor de concentração de solução bacteriana.

Como informações complementares, na Tabela 46 apresenta-se o  $\eta_{td}$  e  $e_{td}$  de cada compósito no ELS e PELS com o emprego de solução bacteriana em diferentes teores de concentração.

Tabela 46 – Número ( $\eta_{td}$ ) e espessura das fissuras ( $e_{td}$ ) dos compósitos após ensaio de tração uniaxial

Teor	ECC	ELS ( $\mu m$ )			PELS ( $\mu m$ )		
		$\eta_{td}$	$e_{td,med}$	$e_{td,max}$	$\eta_{td}$	$e_{td,med}$	$e_{td,max}$
$T_1$ (10%)	PVA2,0BAC	4	66	117	22	122	250
	POL2,3BAC	5	70	172	18	200	353
	PP2,4BAC	3	95	149	9	192	372
$T_2$ (20%)	PVA2,0BAC	5	75	151	20	104	176
	POL2,3BAC	5	73	111	19	186	364
	PP2,4BAC	4	115	223	8	200	334
$T_3$ (30%)	PVA2,0BAC	3	75	113	15	138	253
	POL2,3BAC	3	75	159	7	166	259
	PP2,4BAC	4	131	188	5	234	477

Fonte: Elaborada pelo autor.

Assim como foi evidenciado nos compósitos com aditivos cristalizante, o aumento do teor de cápsulas com solução bacteriana provocou o aumento do  $e_{td,med}$  em cada ECC no ELS, bem como no PELS. Os valores obtidos para  $e_{td}$  no ELS e PELS já foram apresentados na bibliografia (ALYOUSIF, 2016; KEWALRAMANI; MOHAMED; SYED, 2017; LIU, H. *et al.*, 2019). Este comportamento está relacionado ao incremento da perlita expandida (PE) em substituição ao agregado natural. Mesmo havendo compatibilidade entre a granulometria entre os agregados substituídos, a PE prejudicou o funcionamento micromecânico dos compósitos na tração uniaxial. Ou seja, a perlita, quando imersa na matriz, pode ser caracterizada como um vazio devido a sua baixa resistência e elevada porosidade.

Sendo a PE considerada um vazio artificial, esta apresentou-se superior aos vazios naturais na matriz do ECC, como mostrou a Figura 109. Além deste, a dispersão do agregado na matriz mostrou-se aleatória, porém não homogênea nos teores, como mostra a Figura 113. Assim, a perda de homogeneidade dos vazios na

matriz foi um fator determinante para o funcionamento micromecânico do ECC, como evidenciado por Wang, S. (2005).

Figura 113 – Dispersão da PE na seção transversal dos exemplares com diferentes teores de concentração (após análise da regeneração)



Fonte: Elaborada pelo autor.

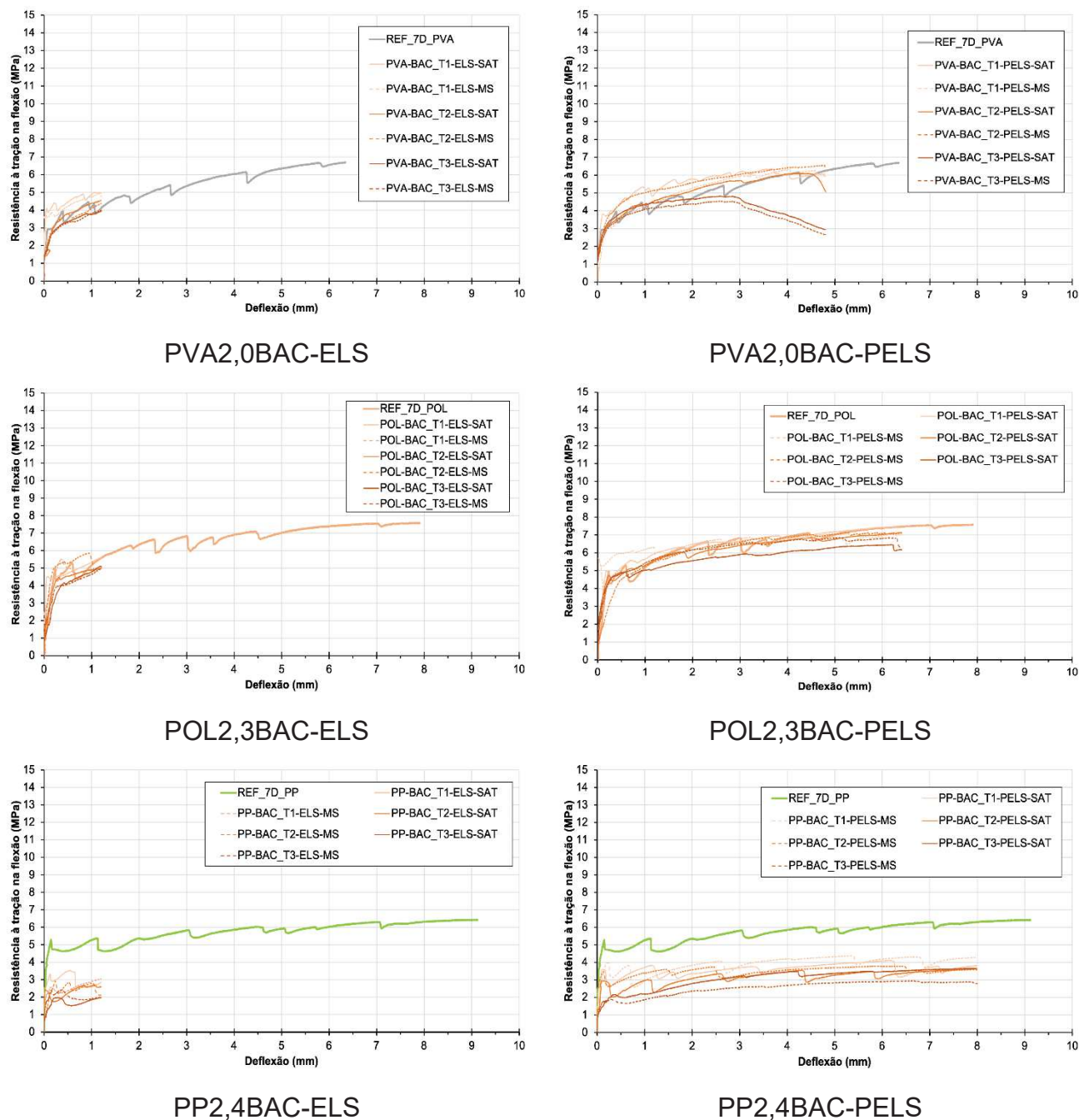
Os maiores impactos da inserção da PE com solução bacteriana ocorreram no PP2,4BAC, sendo este um comportamento também evidenciado nos compósitos com os demais agentes de cicatrização.

#### 4.3.3.2 Tração na flexão

A Figura 114 contém as curvas de comportamento dos exemplares quando submetidos à tração na flexão para indução de fissuras no ELS e PELS. A curva referência foi adicionada para auxiliar na comparação.



Figura 114 – Gráficos apresentando as curvas de comportamento dos compósitos quando submetidos à tração na flexão nos estágios de fissuração ELS e PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nas curvas de *tensão-deflexão* da Figura 114, pode identificar que a adição da solução bacteriana por perlita causou alterações no comportamento dos compósitos na flexão. Estas alterações ficam mais evidentes no PVA2,0BAC e PP2,4BAC, os quais obtiveram a tensão e deflexão prejudicadas. Nota-se que no PVA2,0BAC, a concentração que mais causou danos ao compósito foi o T<sub>3</sub>, representando a substituição de 30% do agregado natural pela PE. Já no PP2,4BAC,

os valores de fissuração foram alterados em todos os teores, tanto no ELS quanto no PELS. O POL2,3BAC também apresentou tensões inferiores àquelas obtidas na Etapa 1 e Etapa 2 desta pesquisa, sendo as maiores reduções registradas também no T<sub>3</sub>.

Estas alterações no comportamento podem ser justificadas, novamente, pelo impacto da dispersão da PE na matriz, causando prejuízo à micromecânica do ECC. Segundo Wang, S. (2005), as variações de concentração de vazios, que nesta pesquisa foram a PE, impactaram significativamente na deflexão e tensão máxima do ECC, tingindo reduções em até 50% das propriedades. Além disso, Wang, S. (2005) afirmou que vazios com mais de 0,4 mm também causam prejuízos relevantes ao comportamento do ECC, o que pode ter refletido nos resultados desta tese. Ressalta-se que a faixa granulométrica utilizada da PE foi de  $300 \mu m \leq 600 \mu m$ , portanto, próxima da faixa de dimensão dos vazios críticos apontados por Wang, S. (2005).

As informações complementares aos ensaios de fissuração por flexão são apresentadas na Tabela 47.

Tabela 47 – Número ( $\eta_{tf}$ ) e espessura das fissuras ( $e_{tf}$ ) dos compósitos após ensaio de tração na flexão

Teor	ECC	ELS ( $\mu m$ )			PELS ( $\mu m$ )		
		$\eta_{tf}$	$e_{tf,med}$	$e_{tf,max}$	$\eta_{tf}$	$e_{tf,med}$	$e_{tf,max}$
T <sub>1</sub> (10%)	PVA2,0BAC	4	67	121	10	100	302
	POL2,3BAC	5	69	105	11	123	244
	PP2,4BAC	3	160	244	16	222	424
T <sub>2</sub> (20%)	PVA2,0BAC	4	78	191	9	109	319
	POL2,3BAC	5	88	170	12	135	410
	PP2,4BAC	3	119	566	14	205	453
T <sub>3</sub> (30%)	PVA2,0BAC	4	69	147	11	134	342
	POL2,3BAC	6	77	115	12	160	540
	PP2,4BAC	4	128	212	13	216	893

Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nos resultados apresentados na Tabela 47, pode-se verificar que o  $\eta_{tf}$  e  $e_{tf}$  dos exemplares no ELS são semelhantes aos registrados nas misturas com aditivo cristalizante. Tanto o POL2,3BAC quanto o PVA2,0BAC obtiveram  $e_{tf,med}$  abaixo de  $100 \mu m$ . Já no PELS, os compósitos apresentam alteração relevante nos valores. Nos exemplares de PP2,4BAC, a  $e_{tf,med}$  das fissuras aumentou em 100%.

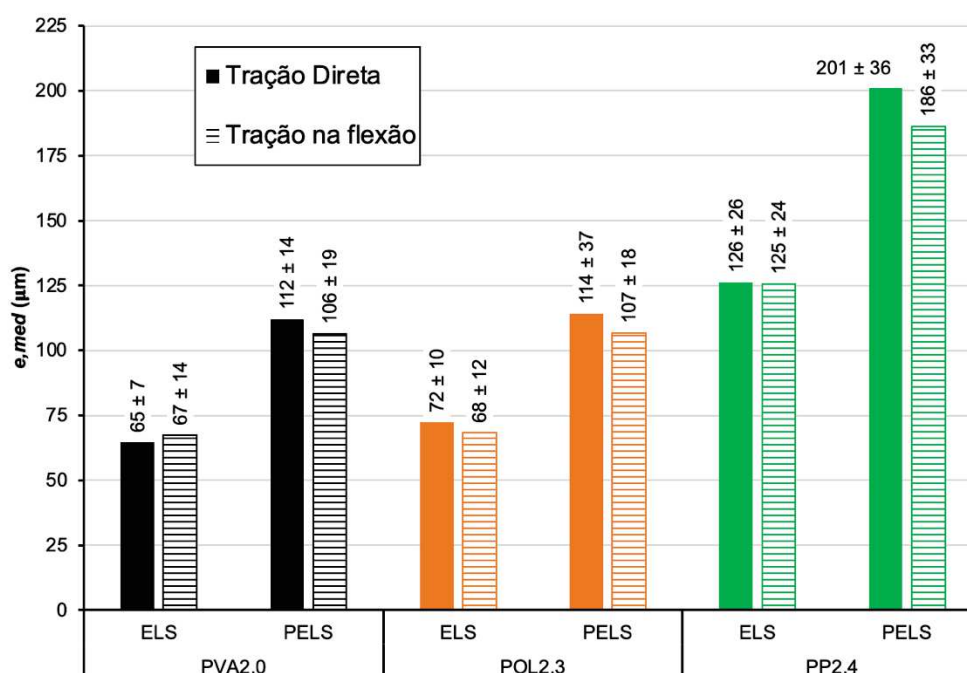


No PELS, as menores espessuras foram nos compósitos ECCPVA, como já vinha sendo registrado ao longo dos ensaios com os demais agentes de cicatrização. Os valores de  $\eta_{tf}$  no PELS para os compósitos corresponderam aos resultados já evidenciados por Alyousif (2016), Felekoglu *et al.* (2014), Qian e Li (2007), Tosun-Felekoğlu *et al.* (2017) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019).

#### 4.3.4 Considerações finais

A Figura 115 apresenta, resumidamente, a espessura média ( $e_{med}$ ) das fissuras de cada compósito para os dois estágios de fissuração estudados. Para a composição das médias, considerou-se os valores das espessuras obtidas nas misturas com cada agente de cicatrização.

Figura 115 – Valores de  $e_{med}$  dos compósitos para cada estágio de fissuração, tanto na tração uniaxial quanto à flexão



Fonte: Elaborada pelo autor.

Percebe-se que o comportamento entre os compósitos é semelhante, onde os menores valores para  $e_{med}$  foram verificados no ELS e os maiores no PELS, além destes corresponderem aos resultados já evidenciados por outras pesquisas. Também, os valores obtidos no ensaio de tração uniaxial são, praticamente, os

mesmos obtidos nos ensaios de flexão, sendo que a maior diferença ocorre no estágio de fissuração PELS do PP2,4, mas ainda dentro da normalidade.

Como já foi retratado nas Etapas 1 e 2 deste trabalho, as fissuras com menor  $e_{med}$  foram observadas no compósito PVA2,0. Porém, no PELS as dimensões superaram  $100 \mu m$ , sendo este valor justificado pelo desempenho deste compósito com os agentes autônomos de cicatrização, já que com apenas a sílica ativa os valores não superaram  $100 \mu m$ . O POL2,3 obteve  $e_{med}$  próxima ao compósito com fibras de PVA, tanto no ELS quanto PELS. Além desses, os agentes de cicatrização autônomos provocaram um aumento na espessura das fissuras formadas no POL2,3, sendo mais perceptível no PELS. No compósito PP2,4, o impacto dos agentes de cicatrização autônoma também causou a elevação do  $e_{med}$  com relação ao compósito com apenas sílica ativa.

Deste modo, tendo os exemplares fissurados, iniciou-se a Etapa 4 do estudo para determinação do percentual médio de cicatrização ( $MED_{cic}$ ) de cada compósito e, após, a análise do potencial de regeneração ( $POT_{reg}$ ) destas misturas.

#### 4.4 ETAPA 4

Neste item são apresentados os resultados relacionados à cicatrização e à regeneração dos compósitos com diferentes agentes de cicatrização, os quais foram fissurados na Etapa 3.

##### 4.4.1 Validação da cicatrização

A verificação e validação da ocorrência da cicatrização nos exemplares fissurados de cada ECC são apresentadas e discutidas ao longo dos próximos tópicos.

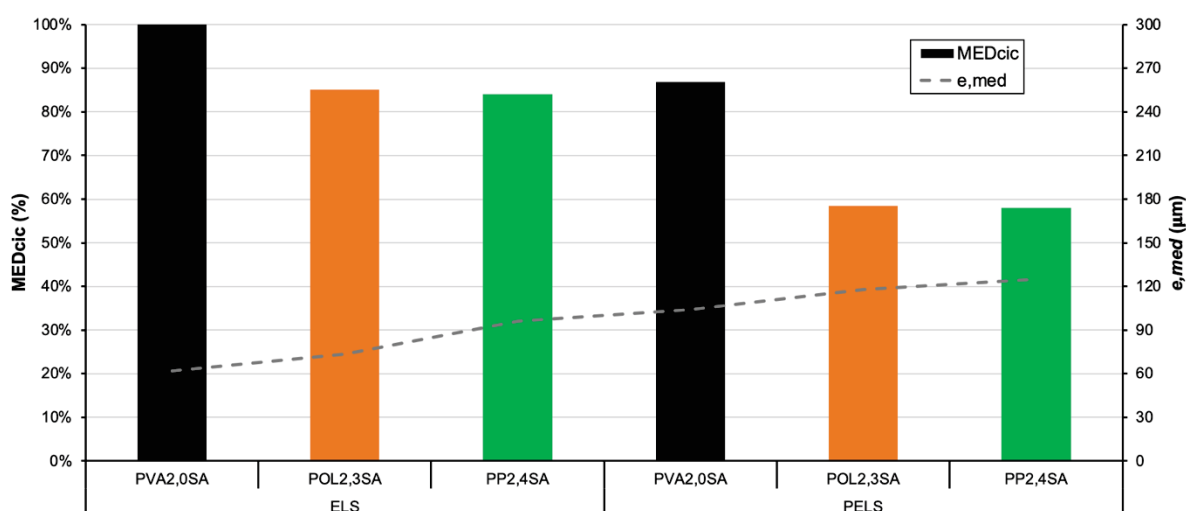
###### 4.4.1.1 Sílica Ativa (Agente autogênico)

Com base nos procedimentos metodológicos empregados para realização desta pesquisa, os resultados relacionados à cicatrização dos compósitos contendo sílica ativa como agente de cicatrização são apresentados e discutidos a seguir.

#### 4.4.1.1.1 Análise por imagem

Na Figura 116 são apresentados os resultados obtidos pelos compósitos contendo a sílica ativa como agente de cicatrização autogênico após o período de saturação em água (7+77 dias). Deste modo, foram obtidos o percentual médio de cicatrização ( $MED_{cic}$ ) e a espessura média das fissuras ( $e_{med}$ ).

Figura 116 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo sílica ativa como agente de cicatrização quando imersos em água



Fonte: Elaborada pelo autor.

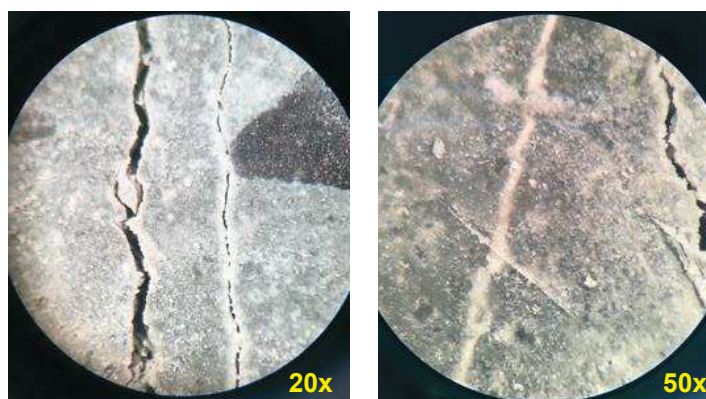
Analisando comparativamente os resultados elucidados na Figura 116, nota-se que o  $MED_{cic}$  dos compósitos no estágio de fissuração ELS alterou-se em relação ao obtido no PELS. Esta variação também foi acompanhada pelos valores de  $e_{med}$ . Os maiores valores de  $MED_{cic}$  foram registrados no ELS e estão associados à espessura média das fissuras ( $e_{med}$ ) de cada mistura. Com base na relação entre o fator de cicatrização e a espessura das fissuras, Sahmaran, Yildirim e Erdem (2013) identificaram que a probabilidade de ocorrer a selagem total das aberturas era maior em fissuras de pequena espessura. Assim, para os autores, à medida em que o  $e_{med}$  é elevado, consequentemente, a eficiência na cicatrização é reduzida.

O  $e_{med}$  dos compósitos no primeiro estágio de fissuração permaneceu entre 60 e 90  $\mu m$  para um  $MED_{cic}$  de 100 e 83%, respectivamente. Ressalta-se que os resultados neste estágio de fissuração apresentaram-se próximos aos registrados por Yang, Y., Yang, E. e Li (2011), visto que os autores também verificaram a cicatrização total de fissuras com até 60  $\mu m$ . Importante destacar que os valores de  $MED_{cic}$

relacionados à abertura das fissuras permaneceram dentro da faixa de valores indicados no estudo de Yang, Y. *et al.* (2009), obtendo fator de cicatrização média entre 60 e 90% para fissuras com espessura entre 50 e 100  $\mu\text{m}$ . Além destes resultados, Sahmaran *et al.* (2014) e Yildirim *et al.* (2018) verificaram que os resultados de  $MED_{cic}$  para o ECC foram de 85%, quando imerso em água, e contendo fissuras com até 100  $\mu\text{m}$  de espessura.

Já no PELS, o comportamento de cicatrização dos compósitos foi modificado, principalmente, pelo aumento da  $e_{med}$ , que passou a estar entre 97 e 122  $\mu\text{m}$  para um  $MED_{cic}$  de 88 e 57%, respectivamente. Em sua pesquisa, Yildirim *et al.* (2018) indicaram uma redução no fator de cicatrização para, aproximadamente, 60% em fissuras com espessura entre 100 e 200  $\mu\text{m}$ , assemelhando-se aos valores obtidos no POL2,3SA e PP2,4SA. Yang, Y. *et al.* (2009) indicaram valores de cicatrização entre 20 e 50% para ECC com fissuras de espessura superior a 100  $\mu\text{m}$ . O  $MED_{cic}$  do PVA2,0SA, no PELS, respondeu de maneira análoga aos valores do estudo realizado por Sahmaran *et al.* (2014). Na Figura 117 pode-se perceber, visualmente, a diferença dos resultados de cicatrização para fissuras de diferentes espessuras.

Figura 117 – Diferença na cicatrização de fissuras com variação na espessura (PVA2,0SA no PELS)



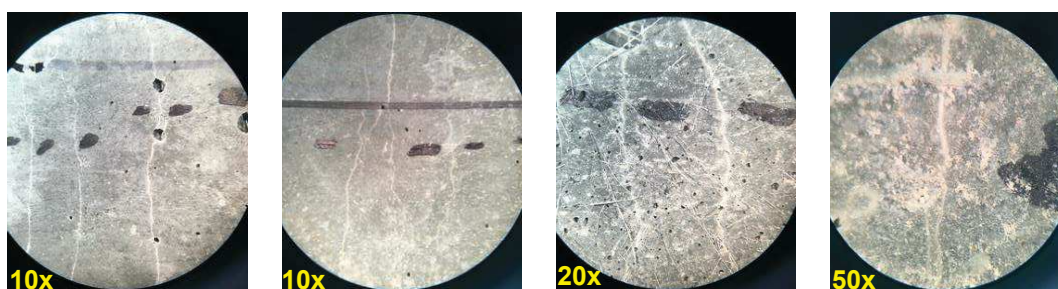
Fonte: Elaborada pelo autor.

Na saturação em água, pode-se verificar que o  $MED_{cic}$  dos compósitos está relacionado ao  $e_{med}$ . Assim, o ECC que apresentasse menor abertura atingiria os maiores percentuais de cicatrização. Este comportamento fica perceptível quando se analisam os resultados de cicatrização das fissuras indicadas na Figura 117. Ou seja, duas fissuras em uma mesma região do exemplar obtiveram resultados de  $MED_{cic}$  distintos, o que se relaciona com o  $e_{med}$ . A velocidade de cicatrização e formação de

precipitados foi igual nas duas aberturas, porém a quantidade de produtos necessários para a selagem foi diferente.

Durante as análises de cicatrização, notou-se nos compósitos a selagem total de uma ou mais fissuras. Nestes casos, a formação e precipitação dos produtos ocorreu ao longo de todo o trecho da fissura, mostrando homogeneidade da cicatrização com a sílica ativa. A dispersão uniforme dos produtos de cicatrização provenientes das reações pozolânicas também foi identificada por Yang, Y. *et al.* (2009) e Yildirim *et al.* (2018), principalmente, nas amostras saturadas em água. Com isso, devido à dispersão da sílica ativa na matriz do ECC, pode-se atingir um comportamento mais equilibrado, porém ainda dependente do  $e_{med}$ . A Figura 118 apresenta o aspecto da cicatrização total das fissuras nos compósitos investigados

Figura 118 – Constatação da cicatrização total de fissuras



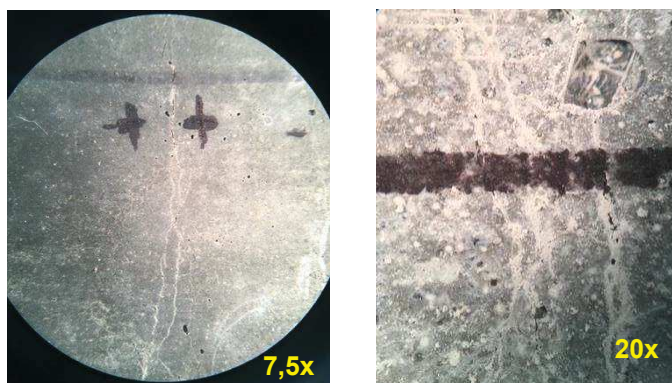
Fonte: Elaborada pelo autor.

Os impactos da espessura da fissura na média de cicatrização dos compósitos estão relacionados, principalmente, aos parâmetros físicos de cicatrização, e não apenas às reações químicas para formação dos produtos. Então, fissuras de maior espessura necessitam de um volume maior de precipitado para colmatação completa abertura, como explicado por Roig-Flores *et al.* (2015). Também, devido à necessidade de produzir maior volume de material para colmatação da fissura, este pode se desprender com maior facilidade das fissuras mais espessas durante o processo, de acordo com Zhang, Z. e Zhang, Q. (2017), e ocasionar variações nos resultados ao longo do tempo.

Além destas ocorrências, os produtos contidos nestas aberturas maiores estão mais expostos às ações externas, que, conseqüentemente, prejudicam o processo de cicatrização. Na Figura 119 podem ser visualizadas as variações de concentração do produto de cicatrização em diferentes trechos de uma mesma fissura, corroborando

com as afirmações do impacto dos parâmetros físicos que atuam nos mecanismos de selagem da fissura. Estas variações de precipitação ao longo de uma mesma fissura também foi registrados por Pacheco (2020) e Yang, Y. *et al.* (2009).

Figura 119 – Variação da concentração de produtos de cicatrização em trechos de uma mesma fissura

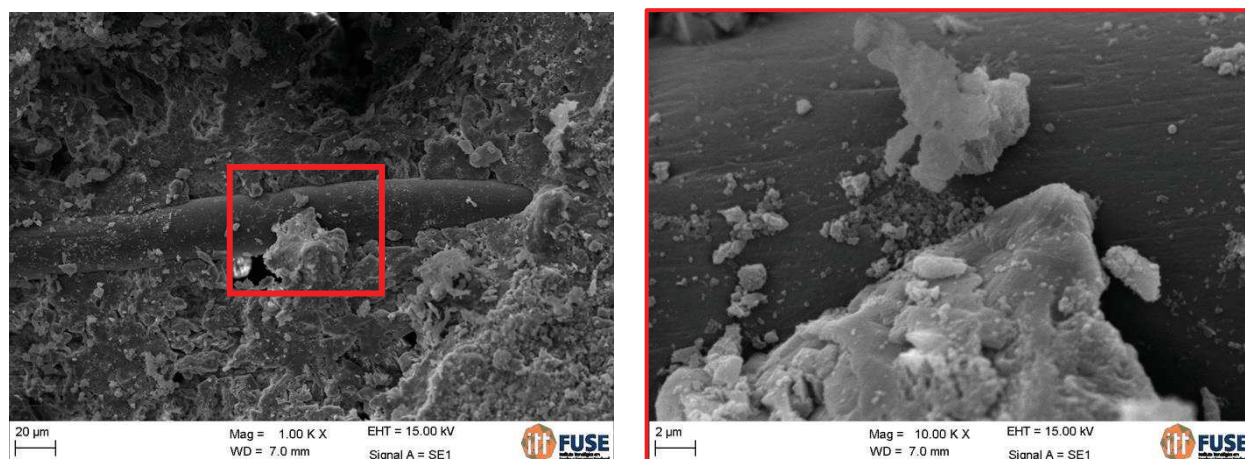


Fonte: Elaborada pelo autor.

Ainda, para os valores de  $MED_{cic}$  obtidos no PVA2,0SA, pode-se atribuir as reações químicas das fibras de PVA como mecanismos que auxiliaram na cicatrização das fissuras, além do baixo  $e_{med}$ . Fan e Li (2015) apresentaram o início da formação de produtos de cicatrização no entorno das fibras de PVA, além das paredes da fissura. Os autores explicaram que a superfície hidrofílica das fibras promoveu a formação e precipitação de  $Ca(OH)_2$  no entorno do reforço. Assim, além do  $Ca(OH)_2$  ser encontrado nas paredes e fundos das fissuras, localizava-se sobre o reforço. Esta é uma hipótese a ser considerada nesta tese, a fim de explicar as diferenças no  $MED_{cic}$  entre os compósitos com fibras hidrofóbicas e o PVA2,0SA, principalmente, no PELS. As diferenças no  $MED_{cic}$  chegam a ser de até 25% entre os compósitos, mesmo para um  $e_{med}$  similar. Na Figura 120 é apresentada o indício de formação dos produtos de cicatrização sobre a fibra de PVA.



Figura 120 – Presença de produto da cicatrização na superfície da fibra de PVA

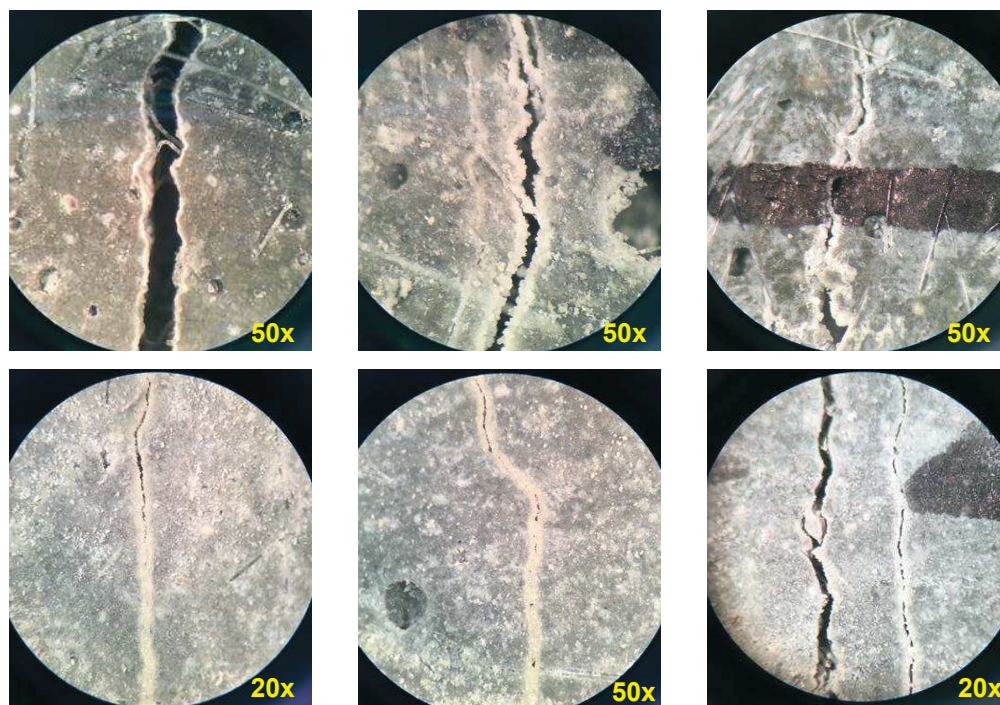


Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Figura 120 nota-se a presença de precipitado no entorno da fibra, além de haver pontos com desenvolvimento dos produtos, o que corrobora para a hipótese fundamentada por Fan e Li (2015). O formato do produto de cicatrização e a maneira em que o material precipitou sobre a fissura são similares ao verificado por Qiu, Tan e Yang (2016). Assim, no ECCPVA2,0SA, o processo de cicatrização por meio da ativação da pozolana aconteceu em diferentes frentes (paredes, fundos e fibra de PVA), o que resultou em um  $MED_{cic}$  mais elevado.

O mecanismo de formação de produtos e precipitados nas paredes das fissuras é apresentado na Figura 121.

Figura 121 – Formação do produto da cicatrização nas fissuras dos compósitos analisados



Fonte: Elaborada pelo autor.

Pode-se perceber que o aspecto do produto formado na superfície e paredes internas das fissuras foi, predominantemente, de cor branca e de formato cristalino. Os mesmos resultados e forma de desenvolvimento do produto de cicatrização foram evidenciados por Pacheco (2020), Yang, Y., Yang, E. e Li (2011) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019). Também, verifica-se que o processo de cicatrização ocorreu horizontalmente, sendo das paredes ao centro da fissura, como visto por Khaliq e Ehsan (2016). Os autores também confirmam que na superfície das fissuras podem ser encontrados produtos devido à carbonatação do  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ , sendo cristais ( $\text{CaCO}_3$ ), além do C-S-H secundário e C-A-S-H. Alguns autores, como Alyousif (2016) e Jaroenratanapirom e Sahamitmongkol (2010) destacaram que, com o avanço da cicatrização na superfície da fissura, a formação de produtos no interior da fissura perde velocidade, uma vez que se restringe o acesso da água.

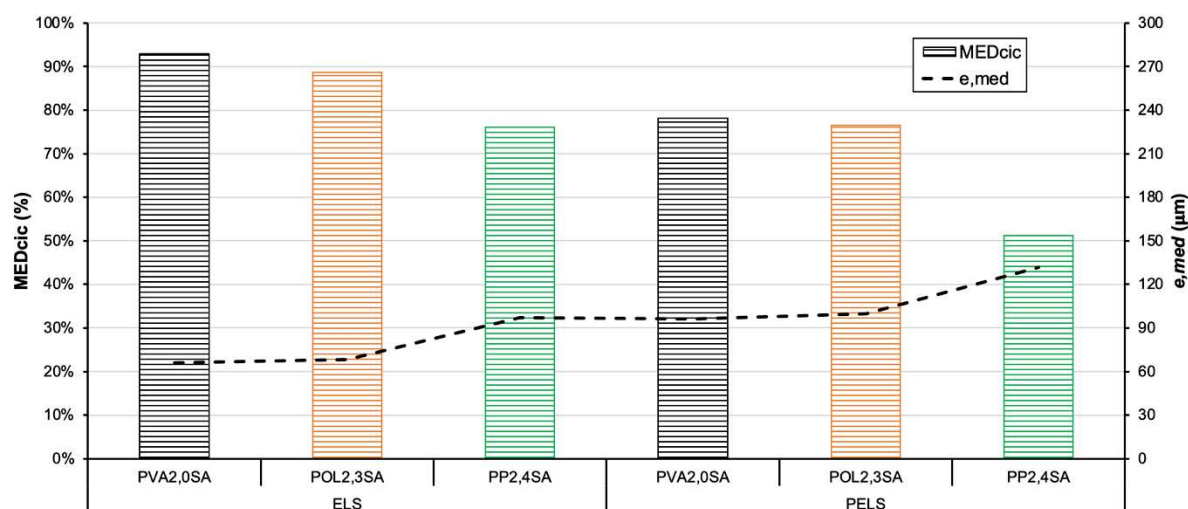
Importante destacar que a resistência de aderência entre o produto formado nas paredes internas das fissuras para com o da superfície tende a ser maior, devido ao tipo de composto químico formado. Siad *et al.* (2017) indicaram a formação de C-S-H no interior da fissura e calcita na sua superfície, o que possibilitou atingir tensões residuais maiores às iniciais, sendo um indício de regeneração.

O PVA2,0SA mostrou ser o compósito mais robusto devido à redução do  $MED_{cic}$  em relação ao aumento do  $e_{med}$ . Logo, um aumento de 61% no  $e_{med}$  provocou uma redução de 12% no  $MED_{cic}$ . Já nos demais, houve um aumento de 36% na espessura e redução de 26% no  $MED_{cic}$ . As maiores quedas no  $MED_{cic}$  dos compósitos com fibras hidrofóbicas ocorreram quando o  $e_{med}$  superou 100  $\mu m$ , como também apresentado por Yang, Y. *et al.* (2009). O comportamento do PVA2,0SA pode ser explicado pela associação de dois fatores, sendo eles:

- necessidade de formação de um menor volume de produto de cicatrização (baixo  $e_{med}$ );
- contribuição da superfície hidrofílica dos reforços para precipitação de  $Ca(OH)_2$  com base nos dados apresentados por Fan e Li (2015) e Roig-Flores *et al.* (2015).

Na Figura 122 são apresentados os resultados dos compósitos, porém quando expostos aos ciclos de molhagem e secagem.

Figura 122 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo a sílica ativa como agente de cicatrização e expostos aos ciclos de molhagem e secagem



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nos resultados apresentados na Figura 122, constata-se que, assim como visto na condição imersa, o  $MED_{cic}$  foi influenciado pelo  $e_{med}$ . O PVA2,0SA, mesmo contendo fissuras com  $e_{med}$ , praticamente, igual aos registrados na condição imersa em água, apresentou uma redução de 8% no  $MED_{cic}$ , chegando a 92%. Ainda assim, os resultados do PVA2,0SA nesta condição de cura foram os maiores entre os

compósitos. Novamente, os resultados do PVA2,0SA no ELS podem ser relacionados aqueles apresentados por Fan e Li (2015) e Yang, Y. *et al.* (2009), mesmo que o  $e_{med}$  esteja, ligeiramente, superior a  $60 \mu m$ . Os autores relataram a ocorrência de cicatrização de 100% em fissuras com até  $50 \mu m$ . Porém, variou entre 90 e 95% quando a espessura superior  $50 \mu m$ . Os demais compósitos no ELS permaneceram com  $MED_{cic}$  entre 70 e 90%, o que também foi registrado por Sahmaran *et al.* (2014) e Qiu, Tan e Yang (2016) para fissuras com até  $90 \mu m$ . Já os resultados obtidos pelos compósitos no PELS podem ser considerados compatíveis aos apresentados por Yang, Y. *et al.* (2009) e Yildirim *et al.* (2018).

Mesmo assim, foi possível constatar fissuras completamente cicatrizadas, como é mostrado na Figura 123. Percebe-se que, novamente, a coloração dos produtos formados e precipitados na superfície das fissuras é, predominantemente, de cor branca. A forma de colmatação da fissura e o aspecto do produto também foram vistos por Pacheco (2020) e Sahmaran *et al.* (2014) em suas pesquisas, principalmente, na superfície da abertura.

Figura 123 – Cicatrização total de trecho de fissura do PVA2,0SA no ELS quando exposto aos ciclos de molhagem e secagem



Fonte: Elaborada pelo autor.

Na condição MS e no ELS foram registrados os maiores valores de  $MED_{cic}$ , o que está relacionado aos menores valores de  $e_{med}$ . Destaca-se a semelhança entre os resultados dos compósitos nos estágios de fissuração, como o PP2,4SA no ELS para com o PVA2,0SA e POL2,3SA no PELS. Ambos apresentaram  $e_{med}$  próximo de  $100 \mu m$  e  $MED_{cic}$  entre 78 e 75%, respectivamente. Ou seja, mostrando constância entre o comportamento da cicatrização em diferentes compósitos por possuírem espessuras de fissura equivalentes. Para os mesmos valores de  $e_{med}$  e na condição



de molhagem e secagem, Alyousif (2016), Fan e Li (2015) e Zhang, Z. e Zhang, Q. (2017) obtiveram fatores de cicatrização entre 40 e 80%, como constatado nesta tese.

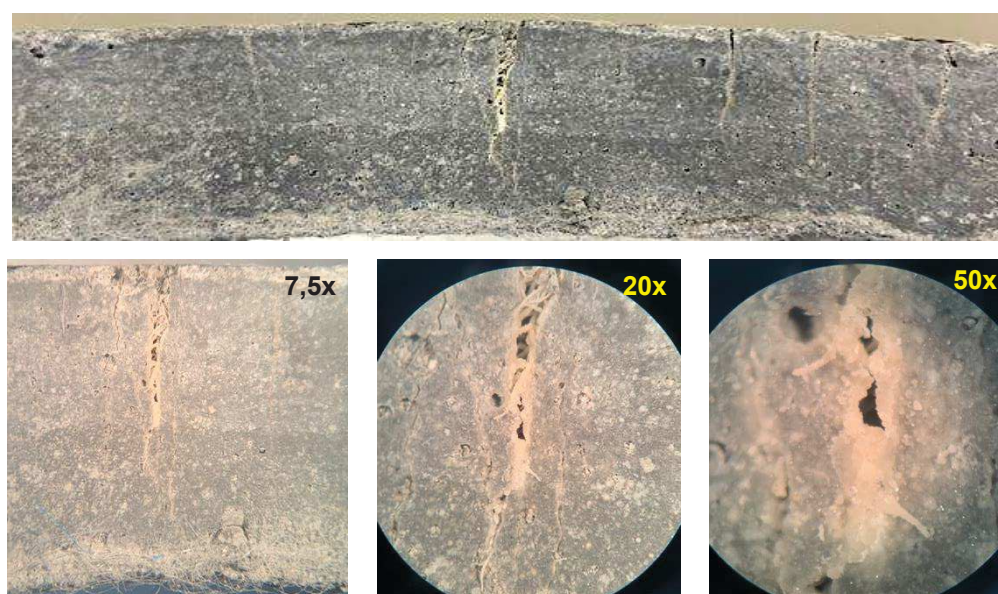
Como complemento, Deng e Liao (2018) e Zhang, Z., Qian e Ma (2014) evidenciaram valores de  $MED_{cic}$  entre 85 e 100% para compósitos com fissuras de 100 e 50  $\mu m$ , respectivamente, após a realização dos ciclos de molhagem e secagem. Estes resultados podem ser comparados aos resultados do PVA2,0SA e POL2,3SA no ELS. Os autores afirmaram que, para fissuras com  $e_{med}$  de 100  $\mu m$  e na condição de cura MS, obtiveram cicatrização abaixo de 60%, sendo comparado ao resultado do PP2,4SA no PELS. Ainda analisando o  $MED_{cic}$  do ECCPP2,4 no PELS, Fan e Li (2015) apresentaram  $MED_{cic}$  de 55% para fissuras com 150  $\mu m$  e Sahmaran *et al.* (2014) de 25 a 50% para fissuras com mais de 130  $\mu m$ , sendo estes valores ainda mais próximos dos indicados para a mistura estudada nesta tese.

Após a exposição dos compósitos aos ciclos de molhagem e secagem, percebeu-se uma redução no  $MED_{cic}$  em relação aos valores obtidos na saturação. As diferenças no  $MED_{cic}$  entre os compósitos também foi reduzida, principalmente, entre o PVA2,0SA para com os demais. Quando se compara o PVA2,0SA e POL2,3SA, tanto no ELS quanto no PELS, verifica-se que o  $e_{med}$  das suas fissuras foi, praticamente, igual. Já os valores no  $MED_{cic}$  aproximaram-se. Na condição saturada a diferença no  $MED_{cic}$  entre os compósitos foi de 15% e nos ciclos de molhagem e secagem caiu para 5%. Já no PELS, as diferenças eram ainda maiores, sendo 25% na saturação e passaram a ser de 2% nos ciclos de molhagem e secagem.

Estas aproximações de comportamento e valores de  $MED_{cic}$  podem ser atribuídas à alteração dos mecanismos de cicatrização no PVA2,0SA, que em ambiente saturado com água, apresentou precipitação de  $Ca(OH)_2$  na superfície do reforço e possibilitava a formação de produtos em diversos pontos dentro da fissura. Já nas condições de molhagem e secagem, não foi possível manter o  $Ca(OH)_2$  sobre a fibra, uma vez que foi lixiviado durante a secagem dos exemplares. Deste modo, devido à ocorrência da dissolução da portlandita pela fissura, o principal mecanismo de cicatrização do PVA2,0SA passou a ser a carbonatação do CH, formando o  $CaCO_3$ , como apresentado por Qiu, Tan e Yang (2016). Assim, verificou-se que as melhores contribuições das fibras de PVA à cicatrização ocorreram na saturação com água. Os fatores envolvidos na cicatrização do PVA2,0SA e POL2,3SA foram os mesmos por atingirem resultados próximos.

Na Figura 124 pode-se verificar a formação dos produtos de cicatrização nas fissuras durante os ciclos de molhagem e secagem, sendo depositados no fundo das aberturas, devido à precipitação dos produtos. Sugere-se que seja precipitação e não formação, uma vez que Fan e Li (2015) evidenciaram que a formação de produtos no fundo das fissuras com agentes autogênicos depende do contato direto da água através abertura durante um tempo prolongado, que pode superar 180 dias.

Figura 124 – Precipitação e formação dos produtos de cicatrização nas fissuras dos compósitos com sílica ativa submetidos aos ciclos de molhagem e secagem



Fonte: Elaborada pelo autor.

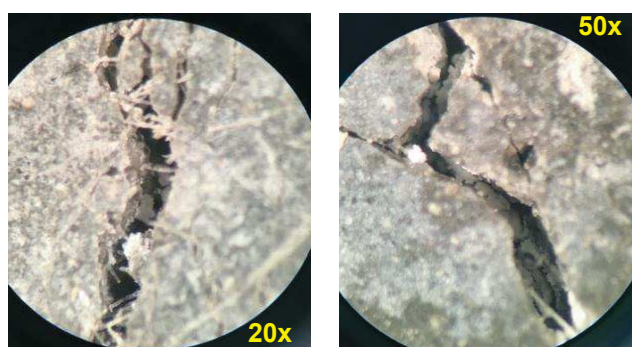
Assim como apresentado na superfície das fissuras, nota-se que no perfil da abertura também há descontinuidade na formação e precipitação do produto da cicatrização, como também apresentado por Sahmaran, Yildirim e Erdem (2013) e Yang, Y., Yang, E. e Li (2011). Segundo os autores Yang, Y., Yang, E. e Li (2011), as fissuras expostas aos ciclos de molhagem e secagem não se apresentavam completamente seladas, principalmente, aquelas com espessura superior a  $50 \mu\text{m}$  devido ao fluxo de água pelas aberturas durante os ciclos, o que provocou a lixiviação e carreação de compostos em pontos específicos.

A diferença do  $MED_{cic}$  entre o POL2,3SA e PP2,4SA, tanto no ELS quanto PELS, pode ser justificada pelo aumento do  $e_{med}$ . Ou seja, nos ciclos, a saída da água do exemplar, durante a sua secagem, promoveu a carreação dos produtos precipitados nas fissuras. Tendo o PP2,SA fissuras mais largas, o fluxo de água no interior da abertura foi mais intenso, aumentando a possibilidade do desprendimento do material (ver Figura



125), o que ocasionou a lixiviação e justifica os menores valores de  $MED_{cic}$ . Em fissuras mais espessas, a película de produto acaba sendo fragilizada e caindo no interior da fissura. Assim, o restante do produto fica parcialmente aderido na parede da fissura e tem dificuldade de se desenvolver novamente pela escassez de coprodutos. Este comportamento também foi identificado por Fan e Li (2015) em fissuras com espessura de 100 a 150  $\mu m$ . Além deste fenômeno físico, é importante ressaltar que o volume de produtos a ser gerado pelo agente autogênico para fechar a fissura foi maior no PP2,42,0SA, uma vez que esta apresentava maior abertura.

Figura 125 – Evidência de precipitado desprendido e depositado no fundo da fissura



Fonte: Elaborada pelo autor.

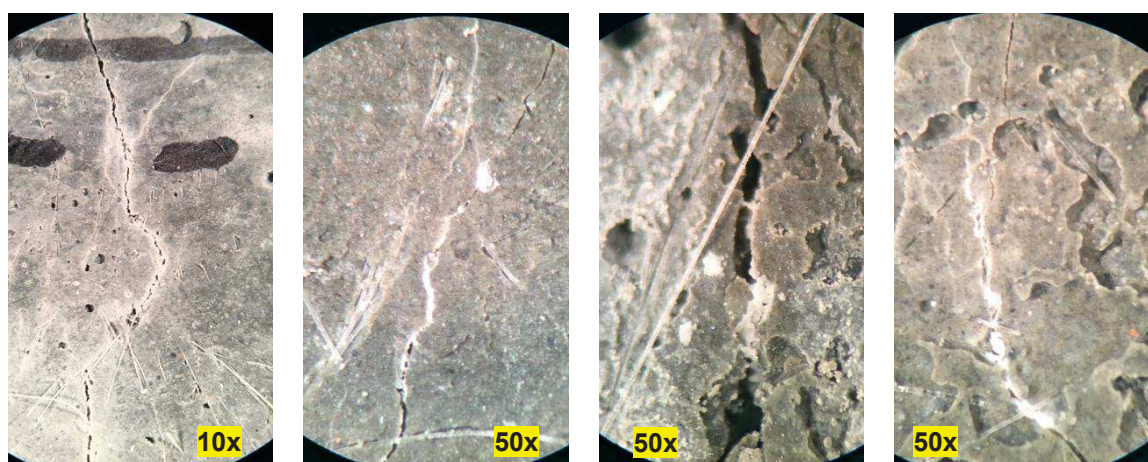
A influência da condição de cura no  $MED_{cic}$  foi mais evidente no PVA2,0SA. Deste modo, pode-se considerar que a lixiviação foi um fenômeno relevante para a cicatrização das fissuras dos compósitos, como também apontado por Yang, Y. *et al.* (2009), que ainda destacaram que houve o carregamento de  $CaCO_3$  para fora das aberturas, causando ainda mais diferença entre o  $MED_{cic}$  encontrado na saturação e nos ciclos de molhagem e secagem. Assim, as variações de umidade prejudicaram mais as reações pozolânicas na matriz, havendo maior disponibilidade de  $Ca(OH)_2$  para ser lixiviado nos fluxos de água.

Esta limitação de água durante o período de análise também retardou a produção dos compostos e, naturalmente, diminuindo seu volume na fissura. Estas hipóteses também foram apontadas nos estudos de Gupta, Pang e Kua, (2017) e Ravitheja, Reddy e Sashidhar (2019), seguindo os mesmos comportamentos registrados nesta pesquisa.

Zhang, Z. e Zhang, Q. (2017) enfatizaram que a cicatrização dos compósitos foi sendo diminuído à medida em que se aumentavam os ciclos de molhagem e secagem, corroborando no transporte de compostos para fora da abertura. A

cicatrização das fissuras manteve-se contínua, como na condição imersa. Porém, o material lixiviado foi sendo depositado em regiões sinuosas ou estreitas da fissura, como pode ser visto na Figura 126. A retenção de precipitados ao longo das fissuras também foi documentada por Pacheco (2020).

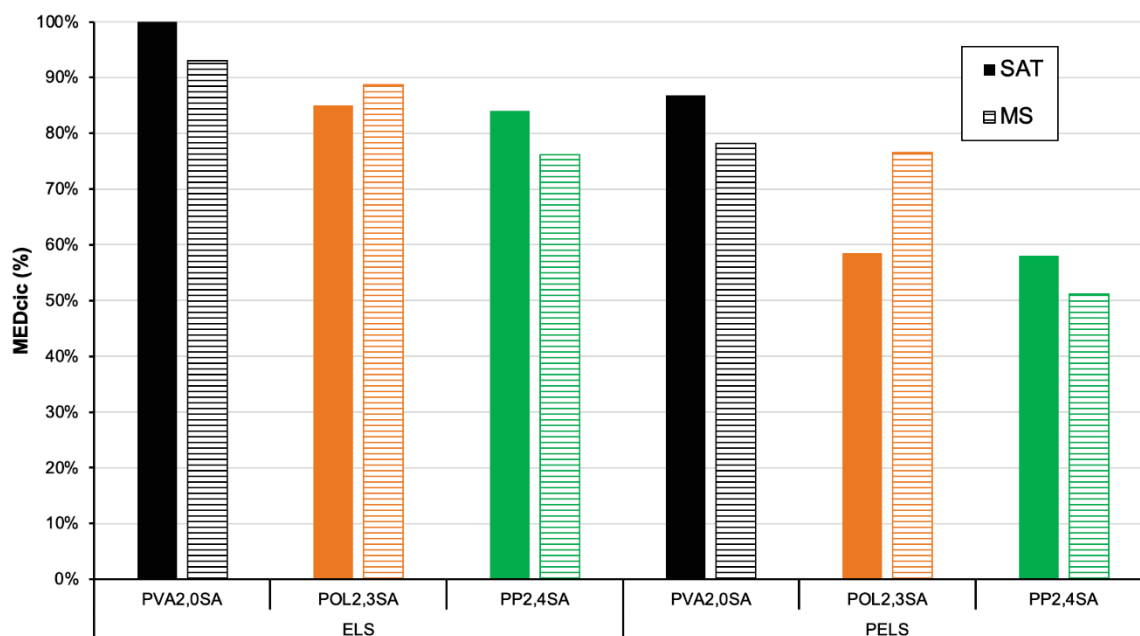
Figura 126 – Retenção dos produtos de cicatrização e precipitados em trechos sinuosos das fissuras



Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Figura 127 é apresentada a comparação dos resultados de  $MED_{cic}$  dos compósitos nas duas condições de exposição estudadas.

Figura 127 – Comparação entre o  $MED_{cic}$  dos compósitos com apenas sílica ativa em cada condição de exposição



Fonte: Elaborada pelo autor.

Em relação aos resultados apresentados na Figura 127, verifica-se que há uma tendência de redução do  $MED_{cic}$  dos compósitos quando expostos às variações de umidade. No entanto, o POL2,3SA apresentou comportamento diferente do esperado. Neste caso, foi evidenciado que no interior das suas fissuras havia maior deposição de produtos de cicatrização em relação à condição saturada. Ou seja, os exemplares sofreram com a lixiviação, e os precipitados acumularam-se nas fibras que traspassavam a abertura, atuando como barreiras físicas, como apresentado na Figura 128. Deste modo, auxiliou na selagem da fissura fisicamente e não pela formação de produtos de cicatrização. O resultados obtidos no POL2,3SA seguiram o mesmo comportamento da pesquisa realizada por Yang, Y. *et al.* (2009), que também endossaram a geração e contenção de lixiviados no interior das fissuras.

Figura 128 – Início da deposição de precipitado branco nas fibras hidrofóbicas que traspassaram as fissuras nos primeiros ciclos de molhagem e secagem



Fonte: Elaborada pelo autor.

No PELS, a fim de justificar a diferença que ocorreu entre o  $MED_{cic}$  do POL2,3SA nas duas condições de cura, foi verificado um número expressivo de fibras dobradas dentro da abertura. Ou seja, a área superficial para retenção dos compostos lixiviados durante a secagem das amostras foi aumentada, além de elevar a densidade da malha formada pelas fibras, em relação ao verificado no ELS. Assim, um número expressivo de compostos era retido nas fibras de POL, que se acumulavam e selavam progressivamente a fissura após os ciclos de molhagem e secagem.

Já no PVA2,0SA e PP2,4SA, a lixiviação provocou a retirada do produto da fissura, sendo um dos fatores que provocou a redução do  $MED_{cic}$  após os ciclos de molhagem e secagem. Foram encontrados poucos pontos de concentração de

precipitados nas fibras, principalmente, no PP2,4SA. Mesmo este tendo cerca de 8 vezes mais reforços nas fissuras em relação aos demais, a densidade da malha formada pelos reforços não foi tão eficiente quanto a do POL2,3SA. Como hipótese, pode-se destacar que o fluxo de água dentro da fissura, durante a secagem, provocou a retirada forçada deste material retido, uma vez que as aberturas apresentaram  $e_{med}$  de até 140  $\mu m$ . Mesmo assim, ao longo das análises pode ser verificada a contribuição de dois mecanismos de cicatrização o químico (reação pozolânica) e o físico (lixiviação), conforme apontado por Yildirim, Sahmaran e Ahmed (2015).

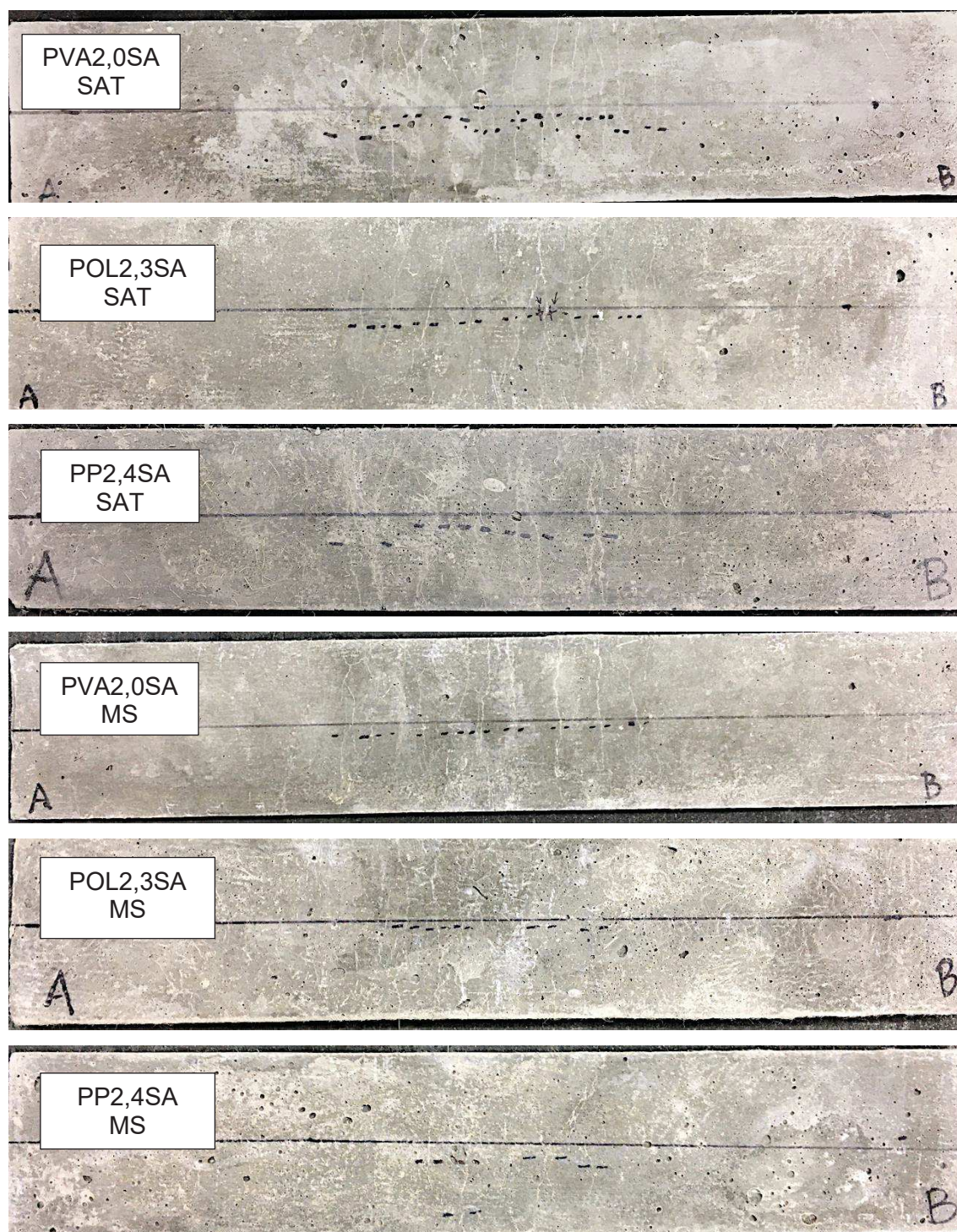
A diferença de  $MED_{cic}$  entre a condição saturada e no MS permaneceu abaixo de 10% entre os compósitos, com exceção do POL2,3SA no PELS. Ou seja, a variação de umidade e o fluxo de água na secagem reduziram o  $MED_{cic}$ , porém esta redução não foi tão relevante. As variações na cicatrização de ECC em diferentes condições de exposição também foi avaliada pelo Qiu, Tan e Yang (2016). Os autores evidenciaram uma diferença de até 20% do  $MED_{cic}$  com o uso de pozolana como agente autogênico de cicatrização.

Ao longo da pesquisa, verificou-se que a presença de produtos nas fissuras variou mais nas amostras submetidas aos ciclos de molhagem e secagem. Os maiores ganhos de  $MED_{cic}$  ocorreram até os 28 dias, o que pode estar relacionado à dissolução do  $Ca(OH)_2$  dos poros e vir a carbonatar formando a calcita. Já nas amostras imersas em água, os maiores ganhos no  $MED_{cic}$  ocorreram a partir dos 28 dias, o que pode ser explicado pela própria reação pozolânica na matriz, que tem efeito tardio. O comportamento em ambiente imerso também foi evidenciado por Yang, Y., Yang, E. e Li (2011), os quais justificaram a ocorrência pela continuidade das reações de hidratação do cimento e ativação das pozolanas sem variações bruscas e prolongadas de umidade.

Os aspectos da cicatrização em exemplares dos compósitos são apresentados na Figura 129. Nota-se que as fissuras dos exemplares, a olho nu, parecem estar completamente seladas, porém com o uso do microscópio óptico foi possível constatar as variações nos trechos das fissuras, como visto nas imagens deste item. Os aspectos dos exemplares após a cicatrização assemelham-se aos apresentados por Yang, Y., Yang, E. e Li (2011).



Figura 129 – Constatação das fissuras colmatadas nos exemplares de cada compósito contendo apenas sílica ativa

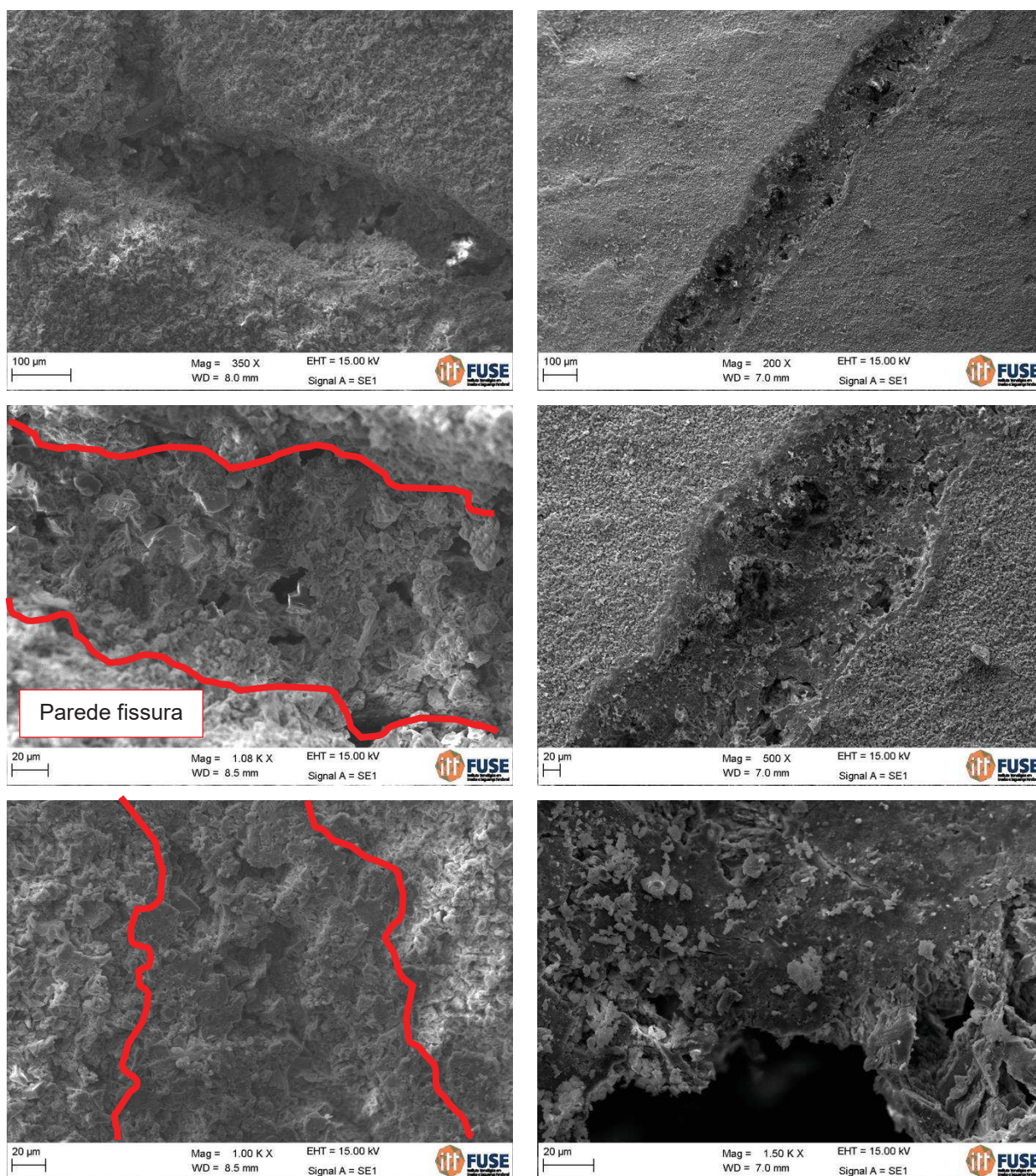


Fonte: Elaborada pelo autor.

Após a análise visual por meio do microscópio óptico (MO), adotou-se a técnica de MEV para verificar a forma e microestrutura do material precipitado no interior das fissuras na condição de saturação. Na Figura 130 são apresentados os resultados obtidos após realização de MEV.



Figura 130 – Constatação por meio de MEV das características físicas dos produtos precipitados no interior das fissuras através da sílica ativa após saturação em água



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nos resultados apresentados na Figura 130, percebe-se que há produto de cicatrização no interior da fissura, apresentando um aspecto sólido e pouco poroso. De acordo com Fan e Li (2015), este tipo de formação de produto assemelha-se à cicatrização de compósitos cimentícios com adição de pozolanas ou outros agentes autogênicos, como os cristalizantes. Além destes, nota-se que a formação do



produto é contínua, ou seja, ao longo de todo o trecho da fissura analisada, como também foi apontado por Zhang, Z. e Zhang, Q. (2017).

Há irregularidades na superfície do produto, além de alguns vazios e concavidades. A rugosidade da superfície do produto de cicatrização está relacionada à posição dos cristais, que, visualmente, aparentaram ser de C-S-H, pelo formato indefinido, e com alguns pontos de  $\text{CaCO}_3$  com o formato definido. O aspecto dos cristais e até os vazios indicados nos produtos dentro das fissuras desta tese também foram registrados por Deng e Liao (2018), Fan e Li (2015) e Qiu, Tan e Yang (2016).

Outra característica importante para destacar é a zona de interface entre a parede da fissura e o produto de cicatrização. Nota-se que não há falhas na região de interface, dando a entender que é uma extensão da parede da fissura. Tendo uma zona de interface quase imperceptível, pode-se prever que o produto formado no interior da fissura tende a apresentar resistência de aderência elevada, o que aumentaria a vida útil do produto de selagem dentro da fissura, além de aumentar as tensões residuais do compósito. A qualidade da zona de interface entre os produtos da cicatrização formados em ECC com pozolana também foi verificada por Alyousif (2016) e Siad *et al.* (2017), assemelhando-se ao constatado nesta tese.

Devido à maneira de formação do produto dentro da fissura, pode-se entender que este foi sendo gerado nas paredes internas, o que caracteriza um mecanismo de cicatrização horizontal, conforme apresentado por Fan e Li (2015). Ainda, registraram a presença de cristais na superfície das fissuras, principalmente, quando estas com  $e_{med}$  de até  $50 \mu\text{m}$ .

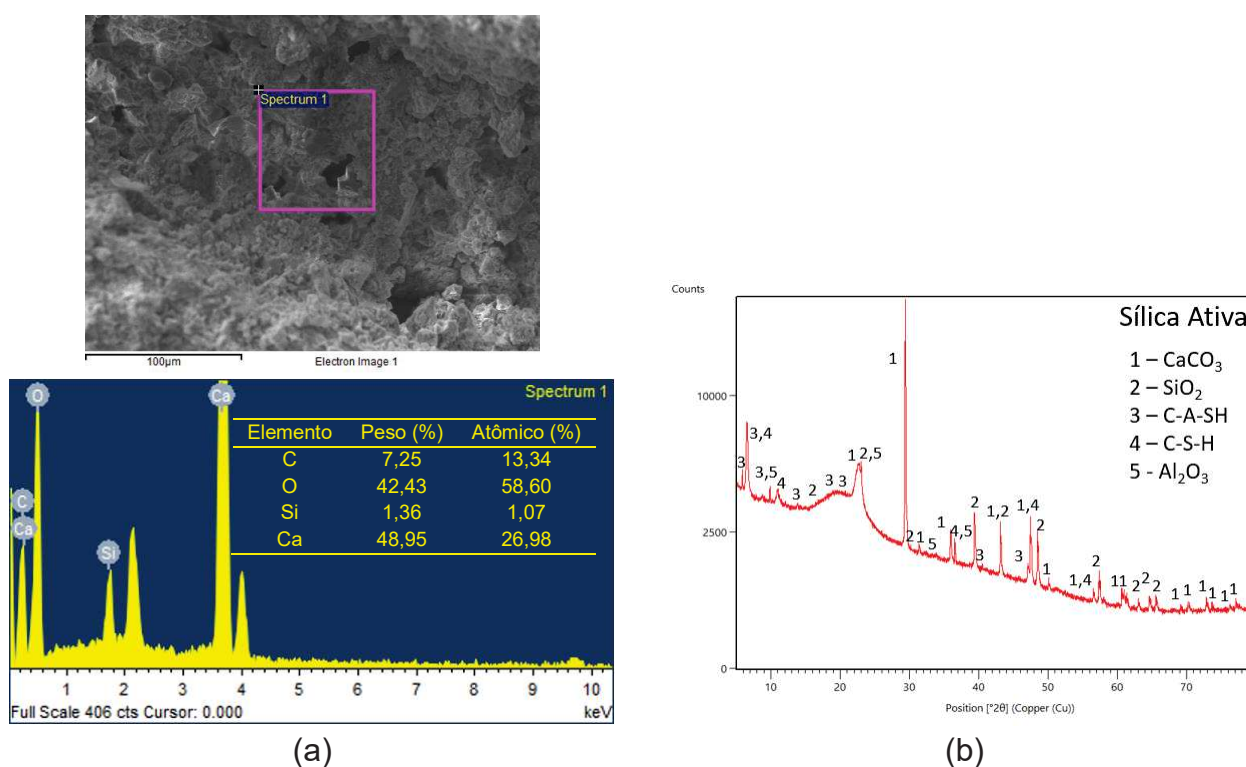
O tipo de desenvolvimento da cicatrização e os aspectos físicos do produto precipitado nesta tese são semelhantes aos já evidenciados por Yildirim *et al.* (2018), que diagnosticaram o produto como cristais de  $\text{CaCO}_3$  e C-A-S-H proveniente das atividades pozolânicas na matriz de ECC. Ressalta-se que o C-S-H pode vir a ser encontrado com mais frequência no interior das fissuras, uma vez que é o composto gerado pela sílica ativa, além da hidratação tardia dos grãos de cimento anidro. Já o  $\text{CaCO}_3$ , mais próximo da superfície da abertura, como visto na Figura 129.

#### 4.4.1.1.2 Análise mineralógica dos produtos de cicatrização

Para caracterizar os compostos químicos que formaram os produtos de cicatrização nas fissuras analisadas, realizou-se o ensaio pela técnica de EDS junto

das análises de MEV. Também foi realizada a análise por DRX. Os resultados obtidos são apresentados na Figura 131.

Figura 131 – Elementos e compostos químicos identificados no produto de cicatrização formado nos compósitos contendo apenas sílica ativa, utilizando as técnicas (a) EDS e (b) DRX



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base na Figura 131, constata-se a presença massiva de Ca, O, C e Si, indicando a existência de compostos químicos como o C-S-H, C-A-S-H e CaCO<sub>3</sub>. A existência destes compostos nos produtos de cicatrização também foi registrado por Fan e Li (2015), Kan *et al.* (2010), Ma, Qian e Zhang (2014), Sahmaran, Yildirim e Erdem (2013) e Yildirim, Sahmaran e Ahmed (2015). Para os autores, estes são os principais compostos químicos constatados nos produtos de cicatrização dos compósitos contendo pozolanas.

A formação dos cristais de C-S-H e C-A-S-H no interior das fissuras destes compósitos pode estar relacionada às reações químicas que envolvem os aglomerantes e os materiais pozolânicos utilizados na concepção da matriz referência. Ou seja, o C-S-H está relacionado às reações de hidratação do cimento e o C-A-S-H das atividades pozolânicas da sílica ativa, como também determinaram Pacheco (2020) e Siad *et al.* (2017).

A precipitação de cristais de C-A-S-H em fissuras é comumente retratada pela literatura, como Li, V. (2019), Sahmaran, Yildirim e Erdem (2013) e Siad *et al.* (2017), e ocorrem, principalmente, em matrizes com agentes autogênicos de cicatrização. Estes também relatam a precipitação de  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  no interior das fissuras destes compósitos.

Em relação à concentração de C-S-H no precipitado da fissura investigada, o comportamento segue a hipótese apresentada por Yang, Y., Yang, E. e Li (2011). Os autores identificaram que em fissuras com  $e_{med}$  de até  $20 \mu\text{m}$ , o precipitado majoritário foi o C-S-H e baixas concentrações de  $\text{CaCO}_3$ . Os autores explicaram esse comportamento pela menor disponibilidade de  $\text{CO}_2$  em microfissuras. Já em fissuras com mais de  $50 \mu\text{m}$ , como a analisada na Figura 131, os valores entre C-S-H, C-A-S-H e  $\text{CaCO}_3$  equilibram-se pelo aumento da concentração de  $\text{CO}_2$  dentro da fissura, bem como na sua superfície. Com isto, os principais compostos evidenciados nos produtos de cicatrização das fissuras dos compósitos foram o C-S-H e  $\text{CaCO}_3$ , como já apresentado por Sahmaran *et al.* (2014) e Siad *et al.* (2017).

A origem da formação do  $\text{CaCO}_3$  é justificada pela carbonatação do  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ . Inicialmente, no interior das aberturas, geraram-se os cristais de C-S-H, junto ao  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ , e após o C-A-S-H. Todavia, durante o processo de cura, tanto em meio saturado quanto nos ciclos de molhagem e secagem, o CH foi exposto ao ar e variações de umidade, que favoreceram a formação da calcita, como mostrado por Fan e Li (2015). Deste modo, a presença do  $\text{CaCO}_3$  está relacionada à carbonatação da portlandita, comprovando a ocorrência do segundo mecanismos de cicatrização nestes compósitos.

Visto que os exemplares investigados no EDS estavam em condição submersa, ressalta-se que, quimicamente, não há tendência à produção natural de  $\text{CaCO}_3$ . Deste modo, atribui-se a sua formação a exposição dos exemplares ao longo dos períodos em que eram retirados da cura para captura de imagens. Nesta condição, estavam expostos diretamente ao  $\text{CO}_2$  e umidade presentes no ar. Além deste contato direto do  $\text{CO}_2$  no ar, pode-se atribuir a hipótese de que o  $\text{CO}_2$  estivera dissolvido na água dos tanques à medida em que os exemplares eram tirados e recolocados. Esta hipótese foi destacada por Alyousif (2016) e Siad *et al.* (2017).

A existência do  $\text{CaCO}_3$  já foi diagnosticada em outras pesquisas com agentes autogênicos devido às variações de umidade e contato com o ar, como afirmado por Yildirim *et al.* (2018). Os autores também reforçam que os principais produtos de cicatrização em fissuras entre  $50$  e  $150 \mu\text{m}$  são o C-S-H, C-A-S-H e  $\text{CaCO}_3$ . Segundo

Zhang, Z., Qian e Ma (2014), a calcita é normalmente encontrada nos locais mais próximos da superfície da fissura, como visto nesta pesquisa. Assim, a formação do  $\text{CaCO}_3$  foi favorecida durante os ciclos de molhagem e secagem. Por outro lado, uma grande quantidade deste mineral pode ter sido lixiviada ou carregada nos processos, o que impactou no  $MED_{cic}$ .

Já a quantidade de  $\text{SiO}_2$  pode estar relacionada aos grãos de sílica ativa ainda não ativados. A presença de  $\text{SiO}_2$  também foi apresentada por Bhatt *et al.* (2019). Foi possível constatar o composto  $\text{Al}_2\text{O}_3$  proveniente do cimento e da pozolana, como também apontado por Pacheco (2020).

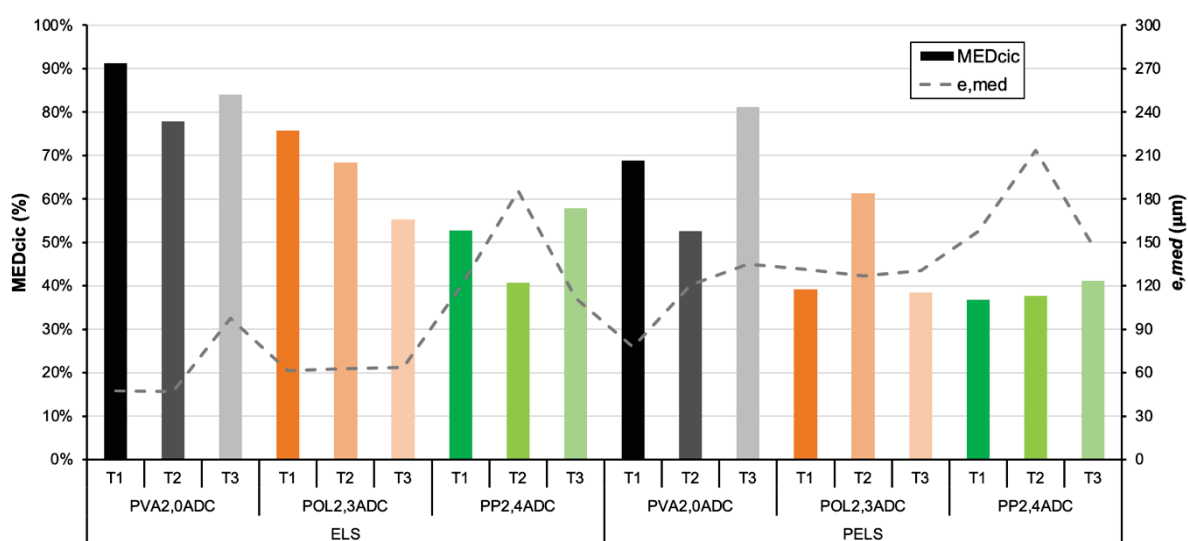
#### 4.4.1.2 Aditivo cristalizante (Agente autônomo)

Com base nos procedimentos metodológicos empregados para realização desta pesquisa, os resultados relacionados à cicatrização dos compósitos contendo aditivo cristalizante (ADC) como agente autônomo são discutidos nos próximos itens.

##### 4.4.1.2.1 Análise por imagem

Na Figura 132 são apresentados os resultados obtidos pelos compósitos contendo o aditivo cristalizante como agente de cicatrização autônomo após o período de saturação em água (7+77 dias), representados pelo  $MED_{cic}$  e  $e_{med}$ .

Figura 132 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo o aditivo cristalizante como agente de cicatrização e expostos à saturação em água



Fonte: Elaborada pelo autor.

A partir dos resultados elucidados na Figura 132, percebe-se que o  $MED_{cic}$  de cada ECC variou nos dois estágios de fissuração. Também, não foi possível verificar um comportamento predominante em relação aos teores de adição praticados. Como evidência, nota-se que, tanto no PVA2,0ADC quanto no PP2,4ADC, houve a redução do  $MED_{cic}$  no teor  $T_2$  de aditivo cristalizante, voltando a aumentar no  $T_3$ . Já no POL2,3ADC, a média de cicatrização diminuiu à medida que se aumentou o teor de aditivo na matriz.

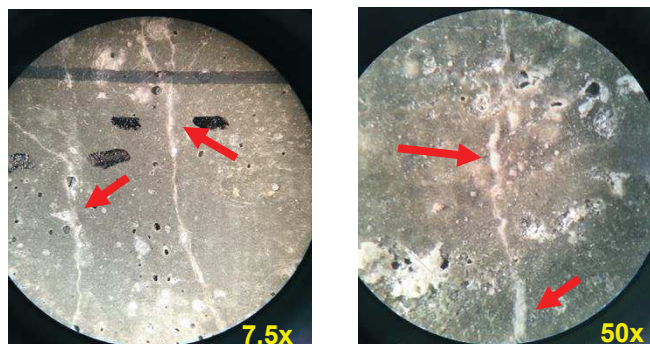
As variações no  $MED_{cic}$  de compósitos com aditivo cristalizante também foram registradas por Escoffres, Desmettre e Charron (2018), na qual se aplicou teor de 2% de cristalizante. Pode-se constatar que no ELS os resultados para  $MED_{cic}$  foram de 40 a 90%, ou seja, variando até mais de duas vezes entre compósitos semelhantes. Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018) documentaram resultados de cicatrização em amostras imersas em água que variam entre 54 a 78%, ao final de três meses, para um teor de 0,8% de cristalizante, o que também evidencia a variabilidade dos resultados em outros trabalhos.

Já o  $e_{med}$  variou entre 45 e 180  $\mu m$ , como já apresentado na Etapa 3, sendo um fator importante para justificar os resultados nesta etapa. Também pode-se considerar estas variações aos valores no PELS.

Mesmo com fissuras atingindo  $e_{med}$  superior a 100  $\mu m$ , esperava-se um resultado mais eficiente dos compósitos contendo aditivo cristalizante. De acordo com Guzlina e Sakale (2019), a incorporação de aditivos cristalizantes proporcionou a colmatação de fissuras com até 400  $\mu m$ , porém apenas em trechos. Então, como nesta tese avaliou-se o  $MED_{cic}$  como a média de produtos formados ao longo do comprimento de todas as fissuras das amostras, há discordâncias no que já foi apresentado por algumas bibliografias.

Pode-se considerar, devido à atuação pontual dos aditivos cristalizantes neste estudo que, as maiores contribuições à cicatrização dos compósitos contendo cristalizante ainda foram da sílica ativa (agente autogênico), por meio da atuação contínua ao longo de todo o trecho da fissura. Com isso, o Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018) e Escoffres, Desmettre e Charron (2018) comentaram que, quando é analisado todo o comprimento da fissura, os desvios nos resultados de cicatrização podem aumentar ainda mais devido à própria variabilidade do processo de cicatrização. No entanto, foi possível identificar trechos de fissuras que foram completamente selados, conforme apresentado na Figura 133.

Figura 133 – Constatação da cicatrização contínua provocada pelo agente autogênico e em trecho de fissura (bordas salientes) ocasionada pelo cristalizante



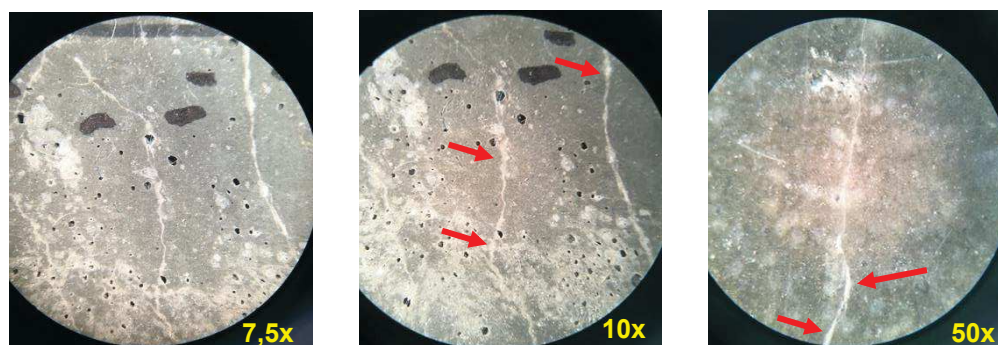
Fonte: Elaborada pelo autor.

Além das explicações de comportamento físico da cicatrização dos compósitos, como o  $e_{med}$ , pode-se justificar as variações por meio das reações químicas nas fissuras da matriz, como fizeram Roig-Flores *et al.* (2015). Além de cada ECC ser enriquecido com aditivo cristalizante (agente autônomo), a matriz era composta por sílica ativa (agente autogênico). Deste modo, constata-se que há a hibridização de dois tipos de agentes de cicatrização em uma mesma matriz. Visto que, tanto a sílica ativa quanto o cristalizante dependem do mesmo composto de hidratação do cimento (CH) para reagir, naturalmente, pode-se ter criado uma disputa entre os agentes durante o período de cicatrização, como elucidado por Oliveira, A. *et al.* (2020). Como reflexo destas ações conjuntas, constatou-se o prejuízo ao  $MED_{cic}$  dos compósitos estudados, pois a quantidade de CH disponível para consumo dos agentes causou uma limitação na resposta de cada um nas fissuras da matriz.

Na Figura 134 é possível constatar a presença dos produtos precipitados pelo agente de cicatrização autogênico, bem como aqueles formados em pontos específicos pelo aditivo cristalizante ao longo o trecho da abertura. O produto formado pelo aditivo cristalizante apresentava-se na cor branca opaca, de superfície regular e pouco porosa.



Figura 134 – Constatação da presença de diferentes produtos de cicatrização em um mesmo trecho da fissura



Fonte: Elaborada pelo autor.

É possível constatar a cicatrização contínua ao longo das fissuras, devido às reações químicas do cimento e da pozolana. Porém, há pontos específicos em que se encontram precipitados e extravasam da fissura, sendo gerados pelo aditivo químico. Este aspecto dos produtos formados também foi documentado por Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2012, 2013). Uma vez que os teores são moderados, a distribuição do aditivo é diferente da pozolana, dispersando-se na mistura, porém atuando localmente. Uma das alternativas é aumentar os teores de aditivo cristalizante para aumentar a probabilidade de haver grãos inativos dentro das fissuras formadas, como elucidaram Guzlena e Sakale (2019), adotando até 4% de cristalizante.

A influência da atuação conjunta dos dois agentes de cicatrização em uma mesma matriz pode ser visualizada no PVA2,0ADC. Este ECC, na condição saturada e com apenas a sílica ativa como agente de cicatrização, apresentou selagem total das fissuras com  $e_{med}$  de até  $60 \mu m$ . Já o mesmo compósito, também na condição saturada, porém enriquecido com sílica ativa e aditivo cristalizante, apresentou  $MED_{cic}$  de 91%, ainda que as fissuras registradas apresentassem  $e_{med}$  de até  $50 \mu m$ . Também como evidência do impacto do cristalizante no  $MED_{cic}$ , Yang, Y., Yang, E. e Li (2011) identificaram que foi possível cicatrizar fissuras com até  $45 \mu m$ , sendo esta espessura próxima à indicada nesta tese ( $50 \mu m$ ). Ou seja, com estas manipulações entre os agentes de cicatrização não foi possível colmatar por completo a seção da fissura, mesmo ela tendo  $e_{med}$  menor, como havia sido registrado nos compósitos com o agente autogênico.

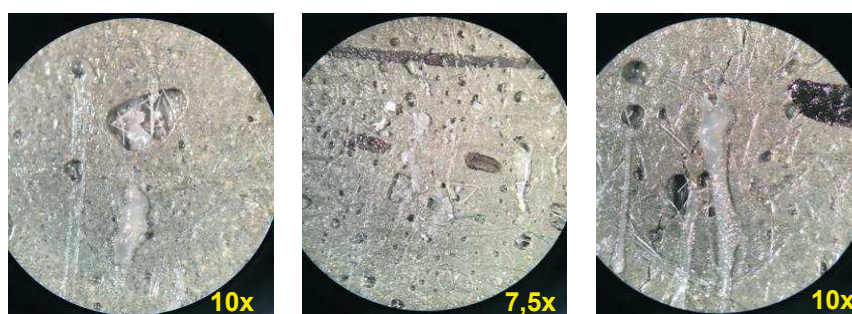
Os maiores valores de  $MED_{cic}$  foram constados no PVA2,0ADC. Para tanto, como justificativa, além das variações no  $e_{med}$ , pode-se considerar como fator propício à cicatrização, novamente, a superfície hidrofílica das fibras de PVA. Assim, o

$\text{Ca(OH)}_2$  formado na superfície do reforço foi consumido, tanto pelas pozolanas quanto pelo aditivo cristalizante, favorecendo a cicatrização em diversos pontos da fissura. No entanto, o efeito na cicatrização não foi tão eficiente quanto aquele registrado nos compósitos com apenas sílica ativa, devido à disputa entre os diferentes agentes de cicatrização.

Krelani (2015) e Ravitheja, Reddy e Sashidhar (2019) verificaram que a atuação do aditivo cristalizante tende a ser pontual ou em pequenos trechos da fissura, devido a sua dispersão na matriz. Com isso, também pode-se explicar as variações do  $MED_{cic}$  nesta tese. Precipitações pontuais tendem a ter um  $MED_{cic}$  menor ou variado, uma vez que não favoreceram uma selagem ideal.

Como o produto formado pelo aditivo cicatrizante é expansivo, este tem uma capacidade maior em selar fissuras de grande espessura, uma vez que há necessidade de produção de um volume maior de precipitado, conforme Roig-Flores *et al.* (2015). Deste modo, assim como nos compósitos com sílica ativa, o resultado da cicatrização com os aditivos cristalizantes também depende do  $e_{med}$  das fissuras. Com isso, durante o período de análise da cicatrização dos compósitos contendo aditivo cristalizante, notou-se o extravasamento do produto do cristalizante em muitos pontos da fissura principalmente naquelas de menor espessura. Deste modo, havia mais produto fora da fissura do que dentro dela, conforme Figura 135.

Figura 135 – Extravasamento do produto de cicatrização do aditivo cristalizante nas fissuras dos compósitos investigados

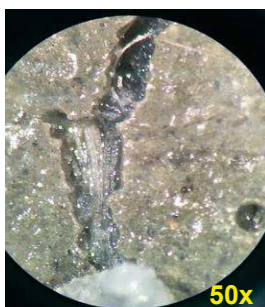


Fonte: Elaborada pelo autor.

Nas fissuras mais estreitas, o produto do cristalizante expandiu-se verticalmente para fora da fissura, o que pode justificar as variações entre os próprios teores em cada compósito. Assim, uma quantidade de produto foi desperdiçada ou ineficiente à selagem. Já em aberturas mais largas, como visto no PELS, o produto expandiu-se horizontalmente na fissura, conservando um volume maior de produto

dentro da abertura (ver Figura 136). O reflexo destes mecanismos de cicatrização representou uma maior variabilidade do  $MED_{cic}$  no ELS para com o PELS, principalmente, no ECCPP2,4 onde foram identificadas fissuras com maior  $e_{med}$ .

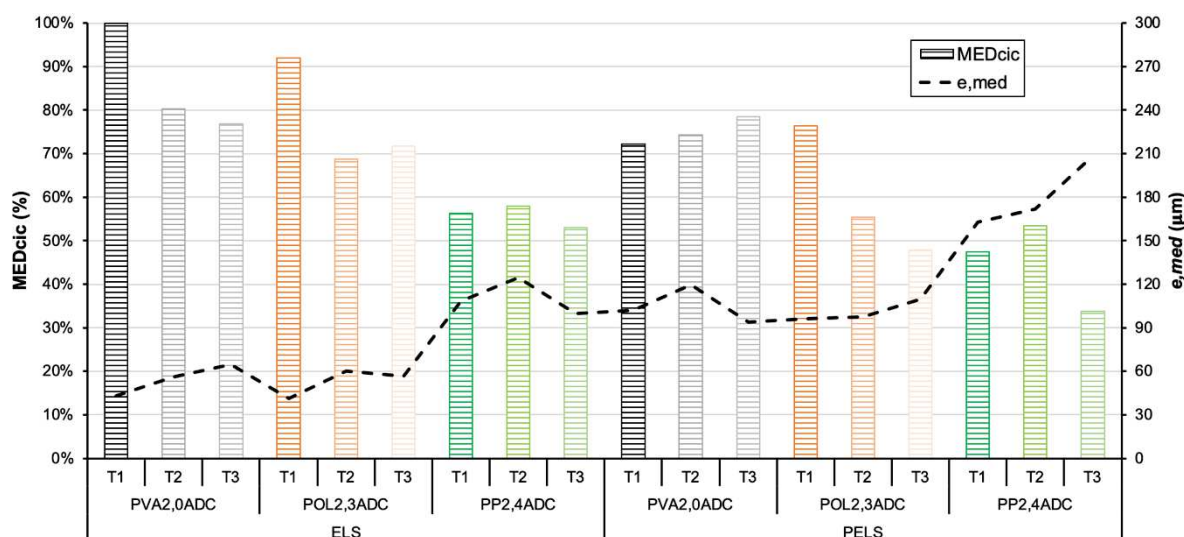
Figura 136 – Propagação horizontal do produto de cicatrização do aditivo cristalizante nas fissuras dos compósitos investigados



Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Figura 137 são apresentados os resultados dos compósitos expostos aos ciclos de molhagem e secagem.

Figura 137 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo o aditivo cristalizante como agente de cicatrização e expostos aos ciclos de molhagem e secagem



Fonte: Elaborada pelo autor.

Na Figura 137 nota-se que os valores do  $MED_{cic}$  apresentaram-se mais variáveis em relação aqueles registrados na condição de saturação em água, o que para Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018) e Roig-Flores *et al.* (2015) também ocorreu. O aumento na variabilidade dos resultados após os ciclos de molhagem e secagem também foi evidenciada nos compósitos contendo apenas a sílica ativa (agente

autogênico). Como estudo comparativo ao efeito dos aditivos cristalizantes nos compósitos, faz-se referência ao realizado no estudo de Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018), que apresentou  $MED_{cic}$  de até 29% em condições de molhagem e secagem. Valores próximos a estes foram registrados no PP2,4ADC no PELS. Ou seja, a variação de umidade prejudicou a ação do cristalizante.

Os maiores valores para  $MED_{cic}$ , novamente, foram obtidos pelo PVA2,0ADC, tanto no ELS quanto no PELS, como visto na saturação. Nesta condição pode-se atribuir os resultados, principalmente, à contenção dos produtos lixiviados pelas fibras no interior das fissuras. Notou-se que no ELS, tanto o PVA2,0ADC quanto POL2,3ADC, apresentaram comportamento análogo em cada teor de adição. Quando se compara o  $MED_{cic}$  de cada compósito, percebe-se que as diferenças permaneceram entre 5 e 11%, para uma mesma faixa de  $e_{med}$ . Ou seja, a cicatrização do PVA2,0ADC e POL2,3ADC apresentaram-se similares, ainda mais, na condição de molhagem e secagem. Um comportamento semelhante foi evidenciado por Ravitheja, Reddy e Sashidhar (2019), porém a selagem das fissuras ocorreu nos primeiros ciclos de molhagem e secagem, uma vez que o teor de aditivo cristalizante era de 4%, obtendo  $MED_{cic}$  de até 90%.

Na Figura 138 identifica-se os pontos de concentração de produtos lixiviados após os ciclos de molhagem e secagem. Pode-se considerar que o aspecto da cicatrização na região destacada foi semelhante ao obtido por Roig-Flores *et al.* (2015)

Figura 138 – Concentração de precipitados nas fissuras dos compósitos



Fonte: Elaborada pelo autor.

Os menores valores de  $MED_{cic}$  foram vistos no PP2,4ADC, principalmente, por terem um  $e_{med}$  superior aos demais e estarem suscetíveis aos fenômenos físicos discutidos no item da cicatrização com a sílica ativa. Além destes fenômenos, a espessura impactou na quantidade de produto a ser gerado para colmatação da

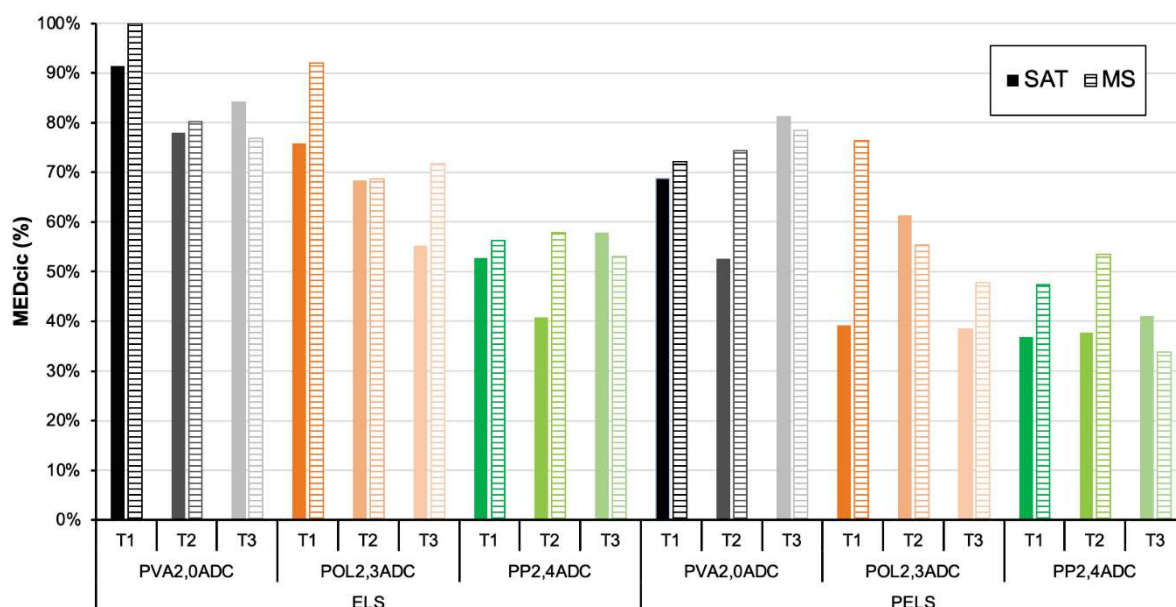


abertura, além do fluxo de água na fissura e velocidade de cicatrização. Nestes compósitos também foi possível identificar a presença de precipitados lixiviados e contidos sobre as fibras. Porém, com os fluxos da água ocorridos durante os processos de secagem das amostras, estes foram dissolvidos e retirados ao longo dos ciclos, uma vez que o  $e_{med}$  no PP2,4ADC chegou a atingir  $200 \mu m$ .

Esperava-se que o aditivo cristalizante auxiliasse na colmatação completa das fissuras, no entanto as variações de espessura e a dispersão das partículas inertes do aditivo na matriz causaram variações no  $MED_{cic}$ . Também, deve-se considerar as consequências relacionadas ao fluxo de água nas fissuras durante a secagem do compósito, além da disponibilidade restrita de CH para a sílica ativa e o aditivo cristalizante. Também, percebeu-se a ocorrência de descolamento do produto precipitado nas paredes ou superfície da fissura ao longo do período de investigação, o que também provocou variações nos resultados dos compósitos.

Na Figura 139 é apresentada uma comparação dos resultados de  $MED_{cic}$  dos compósitos nas duas condições de exposição estudadas.

Figura 139 – Comparação entre o  $MED_{cic}$  dos compósitos com aditivo cristalizante em cada condição de exposição



Fonte: Elaborada pelo autor.

Analisando os dados representados na Figura 139, pode-se verificar os maiores potenciais de cicatrização foram registrados no PVA2,0ADC e os menores no PP2,4ADC, tanto no ELS quanto PELS. Devido aos resultados obtidos nos ensaios

de fissuração, este comportamento já era esperado. A variação da espessura da fissura também influenciou nestes compósitos, assim como  $MED_{cic}$  daqueles com apenas sílica ativa.

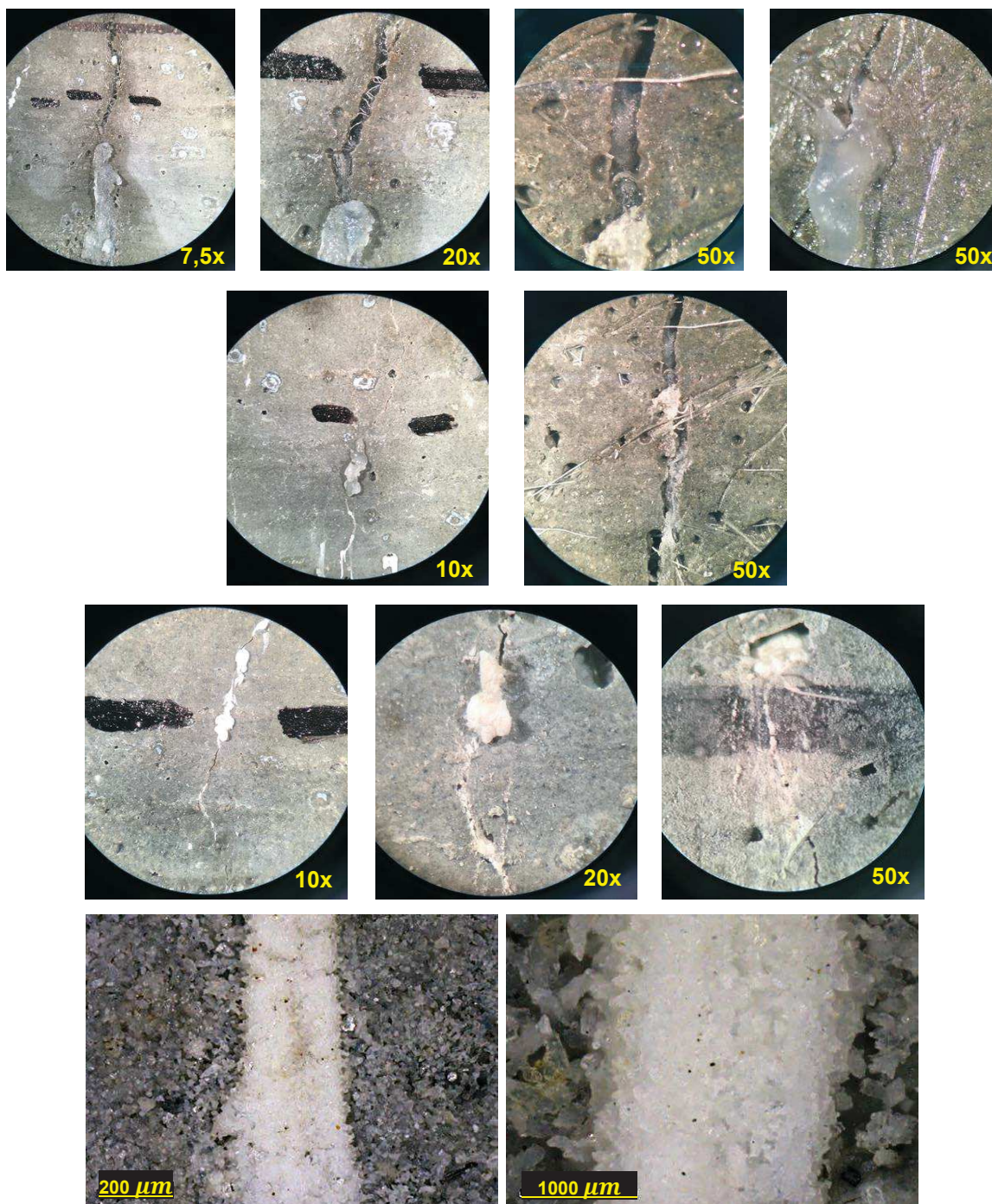
O desempenho frente à cicatrização dos compósitos após os ciclos de molhagem e secagem foi, na maioria dos casos, superior às condições saturadas. Autores como Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018), evidenciaram o contrário. No entanto, não está diretamente relacionado ao processo de produção de produtos de cicatrização, mas sim ao fenômeno de lixiviação dos cristais solúveis para dentro da abertura. Se for considerada apenas a contribuição das reações químicas do cristalizante, a condição imersa é a mais favorável, como mostraram Roig-Flores *et al.* (2015).

Nos primeiros ciclos de molhagem e secagem, o aditivo cristalizante foi acionado juntamente com a atividade pozolânica da sílica ativa devido à presença de água. No entanto, devido às variações de umidade, o produto do cristalizante não se desenvolveu da mesma forma que na condição saturada, ou seja, não houve o extravasamento na fissura. Assim, o processo químico foi retardado pela falta de umidade nos ciclos secos, gerando cristais menos volumosos.

Cria-se a hipótese de que ainda havia grãos anidros de cristalizante na fissura, porém foram encapsulados pelo gel já hidratado e solidificado, dificultando o acesso da água e, por conseguinte, ativação das partículas. O processo de solidificação do produto formado a partir das reações químicas do cristalizante são apresentadas na Figura 140. Segundo Jaroenratanapirom e Sahamitmongkol (2010) a ativação dos aditivos cristalizantes ocorre primeiro nos grãos mais expostos à ação da água, sendo os superficiais, e caso a presença de umidade não seja constante, haverá a hidratação descontinuada do aditivo criando barreiras aos demais grãos inertes. Já na saturação em água, visto que nesta condição o cristalizante apresentou aspecto de gel, é favorecida a penetração da água e acesso a todos os grãos anidros presentes na fissura dos compósitos até mesmo aqueles no interior do gel, favorecendo uma hidratação homogênea e progressiva.



Figura 140 – Processo de solidificação do produto formado a partir das reações químicas do cristalizante



Fonte: Elaborada pelo autor.

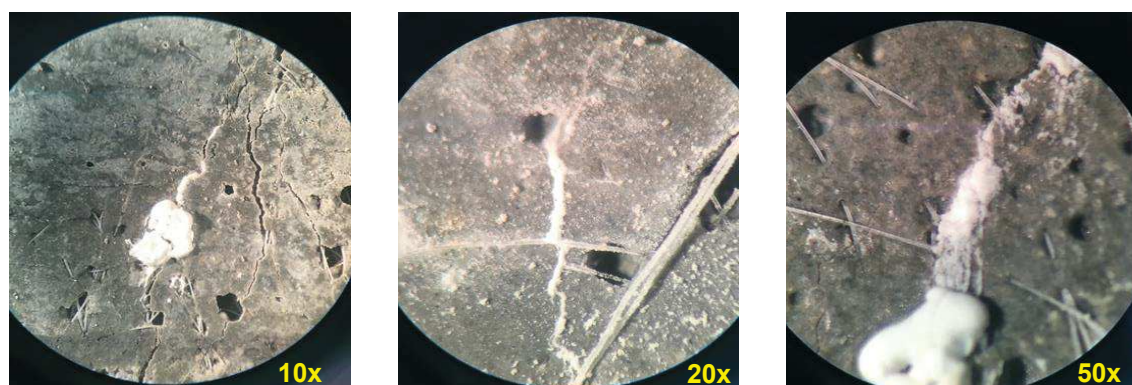
A aparência do produto de cicatrização do aditivo químico, quando no estado úmido, é semelhante ao registrado por Jaroenratanapirom e Sahamitmongkol (2010). Após, há a solidificação do gel formado pelos aditivos químicos no interior e superfície da fissura. Homma, Mihashi e Nishiwaki (2009) identificaram o mesmo aspecto de formação do produto, principalmente, nas duas imagens inferiores (200 e 1000  $\mu\text{m}$ ).

Então, diferente dos demais produtos, o aditivo cristalizante produziu um precipitado bifásico, inicialmente em gel e posteriormente sólido.

Esta mudança de fases também foi descrita por Nasim, Dewangan e Deo (2020) e Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2013). O produto mostrou-se com alto potencial de expansão, quando em gel, porém atuante em trechos da fissura, onde havia grãos inertes. Notou-se que o produto era branco e apresentava falhas na interface das paredes da fissura e no centro (ruptura do próprio coproduto). Estas falhas podem ser efeito da transformação do gel para o sólido branco. A coloração branca é explicada pela presença de CaO na composição do aditivo, como mostraram Oliveira, A. *et al.* (2020), bem como  $\text{CaCO}_3$ .

Por causa do desenvolvimento parcial do produto de cicatrização do cristalizante, formaram-se barreiras físicas no interior da fissura, além das próprias fibras. Então, a partir disso, durante os processos de molhagem e secagem, constatou-se o acúmulo de material lixiviado, tanto nas irregularidades das fissuras quanto nas barreiras físicas constituídas pelos produtos solidificados do aditivo cristalizante. O aspecto do produto solidificado do aditivo cristalizante pode ser visto na Figura 141. É importante ressaltar que a cicatrização foi vertical, ou seja, vindo do fundo para a superfície da fissura (dentro para fora).

Figura 141 – Produto solidificado proveniente das reações do aditivo cristalizante

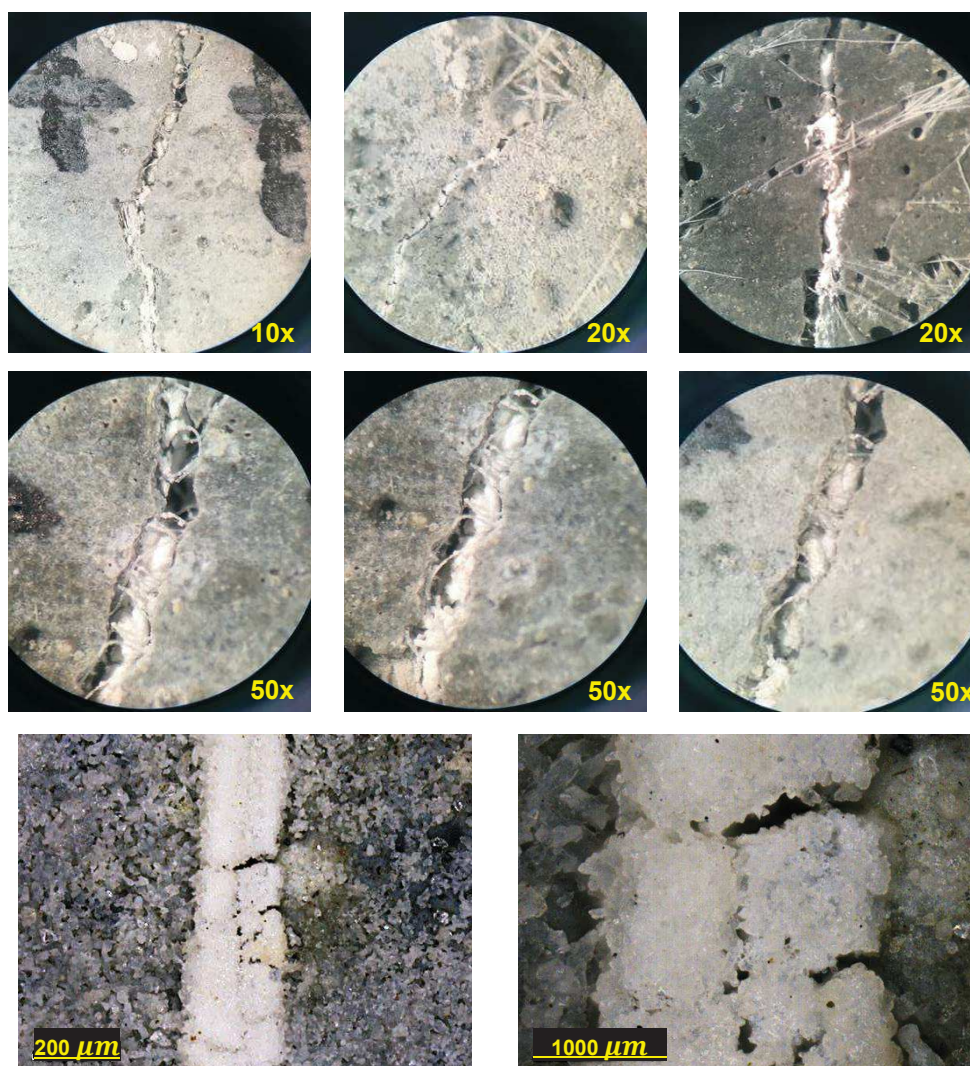


Fonte: Elaborada pelo autor.

Com as variações de umidade, o produto apresentou retração e, conseqüentemente, ruptura e descolamento das paredes da fissura (ver Figura 142). Deste modo, constatou-se a presença de precipitados densos na fissura, porém soltos e que comprometiam a qualidade da selagem da abertura. Resultados semelhantes foram vistos por Ferrara *et al.* (2018).



Figura 142 – Condição do produto gerado pelo aditivo cristalizante após exposição aos ciclos de molhagem e secagem



Fonte: Elaborada pelo autor.

Tanto nos compostos com apenas sílica ativa quanto nos com a hibridização de agentes de cicatrização, percebeu-se a concentração de cristais lixiviáveis nas irregularidades das paredes e ao longo do trajeto sinuoso das fissuras. Estes pontos de concentração de material carregado pelo fluxo da água durante os ciclos de molhagem e secagem também foram vistos por Pacheco (2020).

Na condição saturada o  $MED_{cic}$  registrado para os compósitos com aditivo cristalizante foi inferior aos compósitos com apenas a sílica ativa. A redução do  $MED_{cic}$  permaneceu, em média, entre 10 a 30%. Como justificativa a este resultado, pode-se considerar a diferença do  $e_{med}$ , que apresentou um aumento perceptível nos compósitos com cristalizante, bem como as reações químicas que ocorreram simultaneamente entre os agentes de cicatrização. Ressalta-se que ambos dependem

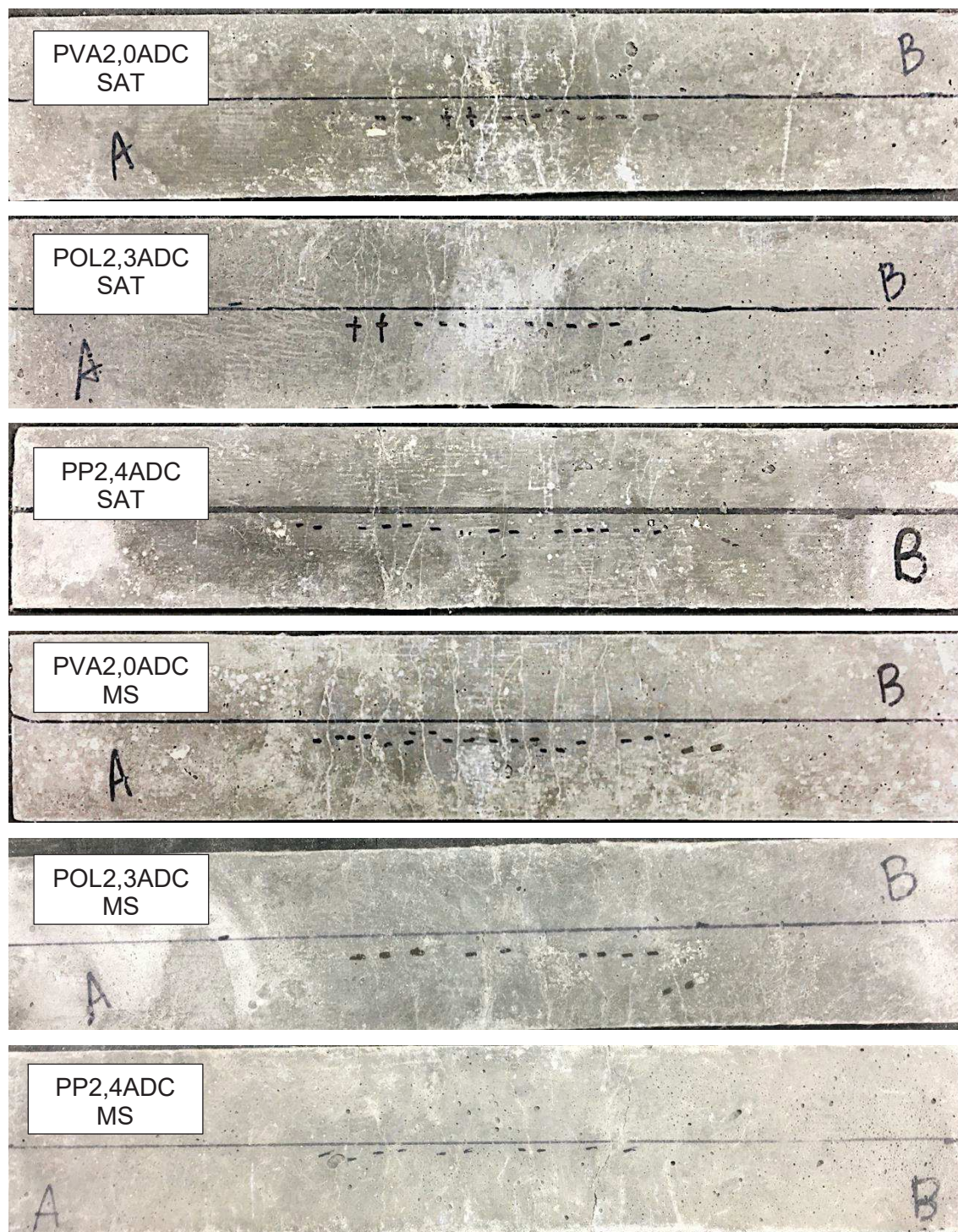
do  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  para reação e limitaram sua atuação quando adicionados conjuntamente, como elucidado por Ravitheja, Reddy e Sashidhar (2019).

Durante os 77 dias de análise, os compósitos apresentaram comportamentos de cicatrização variados. Quando saturados em água, o desenvolvimento dos produtos era mais evidente até os 21 dias pós-fissuração. Após este período, os mecanismos de cicatrização restringiram-se às reações pozolânicas, além da lixiviação, como discutido nos compósitos com apenas sílica ativa. Escoffres, Desmettre e Charron (2018) e Roig-Flores *et al.* (2015) também identificaram maior  $MED_{cic}$  dos compósitos contendo cristalizante até os 28 dias. Como justificativa, apontaram o esgotamento do produto disponível para reação, além do impacto das manipulações dos corpos de prova para coleta de resultados, pois, necessariamente, precisavam ser retirados da água. Já nos ciclos de molhagem e secagem, a produção do produto do cristalizante foi estabilizada até o 3º ciclo, ou seja, por um período de 12 dias. Após, os resultados estiveram relacionados à lixiviação dos cristais nas fissuras.

Os aspectos da cicatrização em exemplares dos compósitos com aditivo cristalizante são apresentados na Figura 143.



Figura 143 – Constatação da cicatrização nas fissuras nos exemplares de cada compósito com aditivo cristalizante

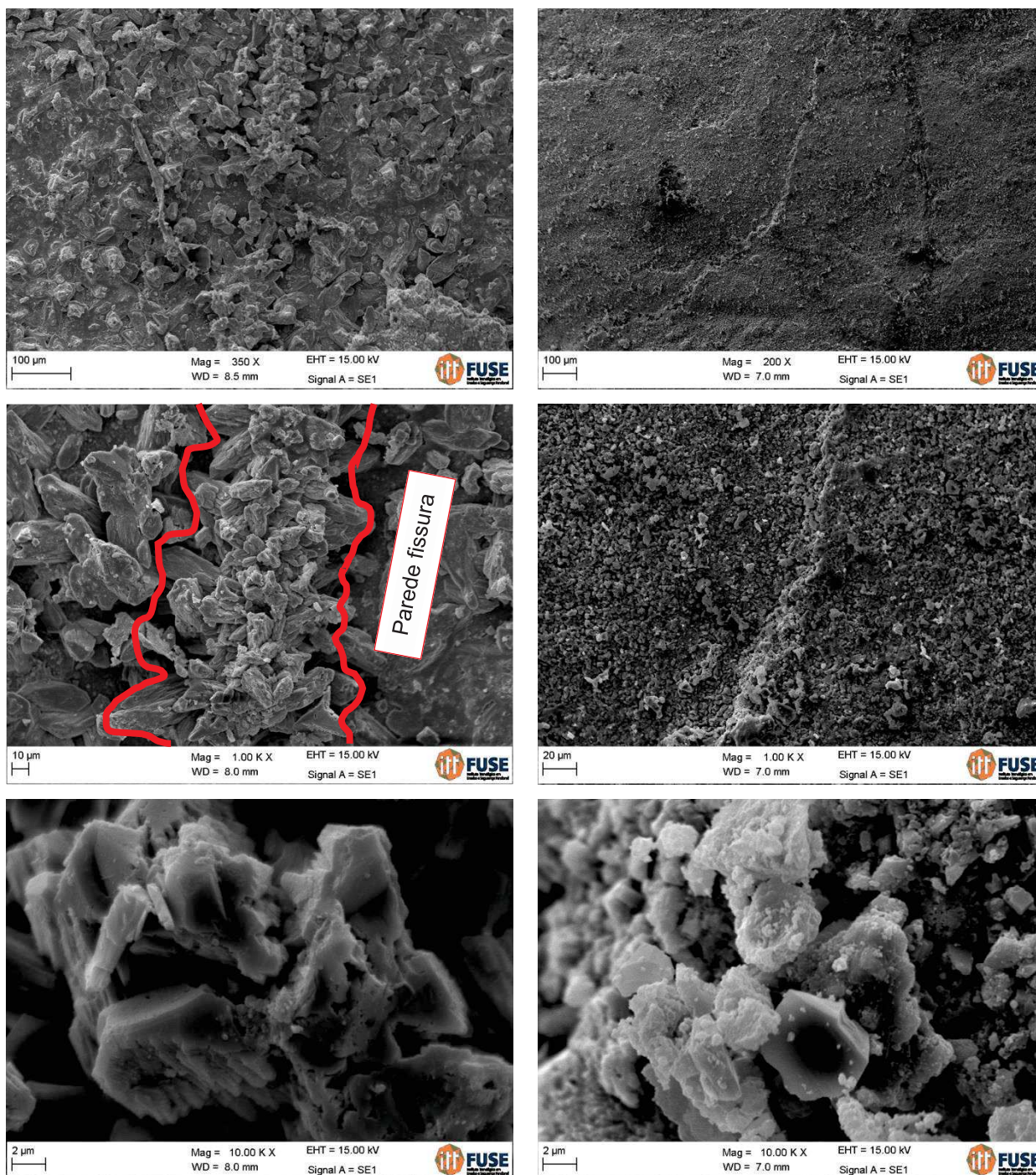


Fonte: Elaborada pelo autor.

Após a comprovação visual da cicatrização dos exemplares contendo o aditivo cristalizante como agente autônomo, utilizou-se a técnica de MEV para inferir o formato e a estrutura do produto formado na fissura por meio do cristalizante. Os resultados são apresentados na Figura 144.



Figura 144 – Constatação por MEV das características físicas dos produtos precipitados no interior das fissuras através do aditivo cristalizante



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nas imagens apresentadas na Figura 144, percebe-se que o produto formado nas fissuras é sobressalente, sendo extravasado pela abertura. Provável formação de  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  (da hidratação do  $\text{CaO}$ ) e etringita (presença de sulfato/sulfoaluminato na composição), ambas reações expansivas. Além da reação pozolânica entre a sílica do cristalizante e o  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ . Este comportamento é



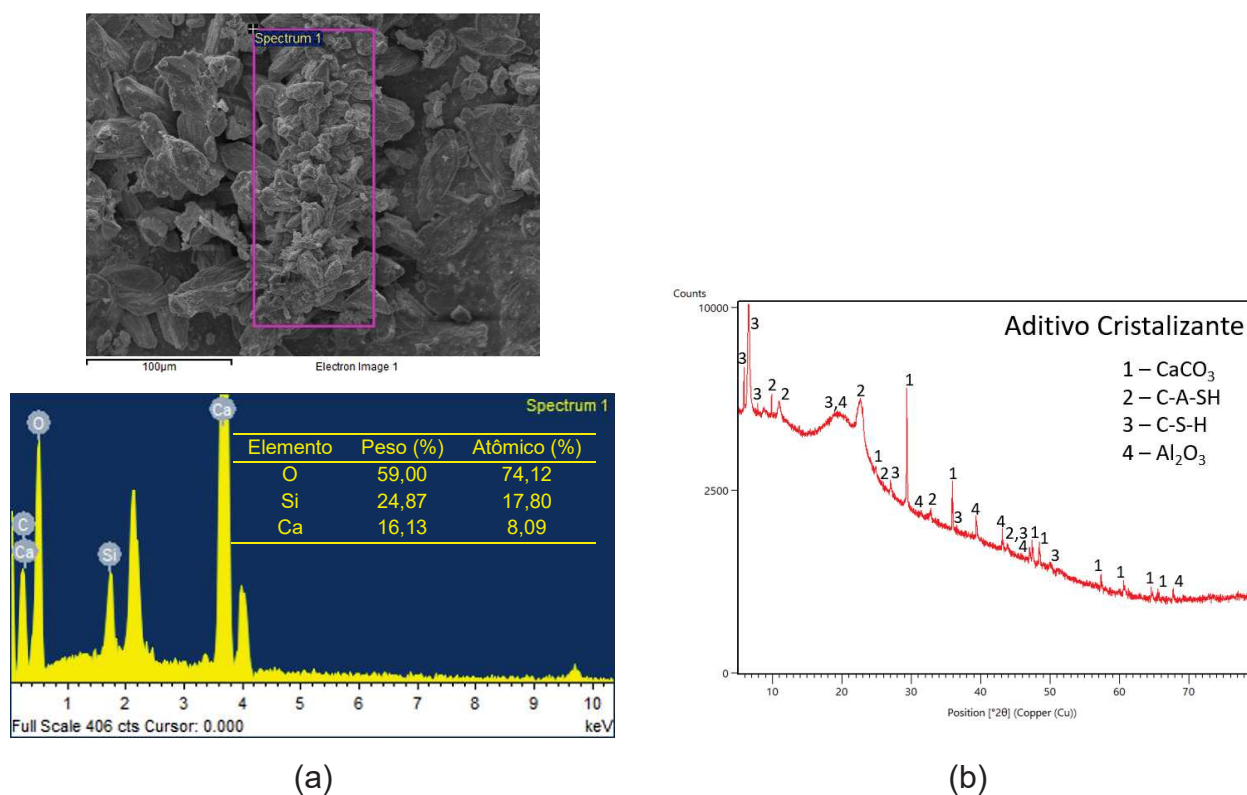
comumente constatado, quando se utilizam aditivos cristalizantes em matrizes cimentícias, como mostram Byoungsun e Young (2019) e Xue, C. *et al.* (2020). Devido ao formato do produto na superfície da fissura, pode-se considerar que a cicatrização ocorreu do fundo da fissura para a superfície, sendo caracterizada como cicatrização vertical. De acordo com Azarsa, Gupta e Biparva (2020) e Escoffres, Desmettre e Charron (2018), esta é uma formação típica encontrada em fissuras colmatadas pelos produtos dos cristalizantes, ou seja, atuam de dentro para fora.

Outras características que podem ser destacadas estão relacionadas ao aspecto sólido do precipitado e presença de cristais que, visualmente, aparentam ser calcita. Pode-se destacar que o produto era, aparentemente, resistente. Notou-se também que os cristais que constituem o produto de cicatrização são maiores aos evidenciados nos formados apenas pela sílica ativa. Tendo um formato definido, estes cristais assemelham-se aos encontrados por Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018) e Nasim, Dewangan e Deo (2020), os quais tinham origem do sulfoaluminato de cálcio proveniente dos cristalizantes ou até mesmo a calcita.

#### *4.4.1.2.2 Análise mineralógica dos produtos de cicatrização*

Os resultados obtidos após os testes de EDS e DRX nos produtos de cicatrização nas fissuras podem ser verificados na Figura 145.

Figura 145 – Compostos químicos identificados no produto de cicatrização formado nos compósitos contendo aditivo cristalizante (agente autônomo), utilizando as técnicas (a) EDS e (b) DRX



Fonte: Elaborada pelo autor.

Os cristais e compostos químicos identificados foram os mesmos destacados nos compósitos contendo a sílica ativa (agente autogênico). A distribuição dos compostos e elementos químicos no EDS assemelham-se às apresentadas por Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018) e Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2012).

Devido à composição do aditivo cristalizantes utilizado nesta pesquisa, considerou-se que alguns dos seus componentes químicos, como o C<sub>3</sub>S, reagiram com os cristais solúveis (Ca(OH)<sub>2</sub>) para formar produtos cristalinos que desconectam os poros e precipitam nas fissuras de cada ECC como C-S-H, de acordo com indicado por Oliveira, A. *et al.* (2020). Park e Choi (2018) e Takagi *et al.* (2018) também destacam a possibilidade de formação de CaCO<sub>3</sub> nas reações químicas do cristalizante. Além das reações com o hidróxido de cálcio, devido à presença de CaO no cristalizante, este, quando em contato com a água, é hidratado e forma mais cristais expansivos de Ca(OH)<sub>2</sub>. Ou seja, a hidratação e ativação do aditivo cristalizante apresentaram o comportamento já relatado na bibliografia, como mostraram Azarsa, Gupta e Biparva (2020) e Ravitheja, Reddy e Sashidhar (2019).

Segundo Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018) e Oliveira, A. *et al.* (2020), as reações químicas que envolvem o aditivo cristalizante apenas acontecem quando houver uma umidade suficiente, o que pode ser visto nos resultados em condições de saturação em água. Na composição do aditivo cristalizante utilizado nesta pesquisa pode-se perceber a presença de compostos que dão origem ao  $C_3S$ ,  $C_2S$ , portlandita e meionita, seguindo a composição básica já apresentada na literatura Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2012, 2013). Assim, foi possível realizar comparações entre os estudos.

Percebeu-se a presença de C-S-H no produto formado, também foi identificado por Mohanty, Sil e Maiti (2011) e Xue, C. *et al.* (2020). Pode-se explicar a presença deste composto no produto devido às reações químicas que envolvem a ativação dos aditivos cristalizantes. Também, Roig-Flores *et al.* (2015) constataram o mesmo aspecto do produto de cicatrização contendo os cristais de C-S-H. Nota-se a presença do C-A-S-H que pode ter vindo a se formar pelas reações pozolânicas que aconteceram concomitantemente aos cristalizantes.

Evidenciou-se a presença de calcita proveniente das reações químicas diretas e indiretas relacionadas com a hidratação dos aditivos cristalizantes. Uma vez que as reações do cristalizante podem produzir calcita, considerou-se esta formação como direta.

Já uma parcela de calcita pode ter vindo a se formar de maneira indireta, uma vez que, durante as reações no aditivo cristalizante, também podem ter gerado o  $Ca(OH)_2$  (OLIVEIRA, A. *et al.*, 2020). Deste modo, devido à exposição ao ar e variações de umidade, o CH carbonatou durante a cura, sendo formada a calcita. A formação de  $CaCO_3$  ocorreu nas duas condições de cura desta pesquisa, bem como nos estudos de Sisomphon, Copuroglu e Koenders (2012). A exposição ao ar e variação de umidade nas amostras imersas em água ocorreu durante a captura de imagens das fissuras, as quais foram secas ao ar por um período até voltarem à cura.

Nota-se que também há a presença de  $Al_2O_3$ , sendo um composto encontrado na composição química do cimento utilizado, bem como do aditivo cristalizante. Tal composto também foi diagnosticado por Pacheco (2020) e Panjehpour *et al.* (2011).

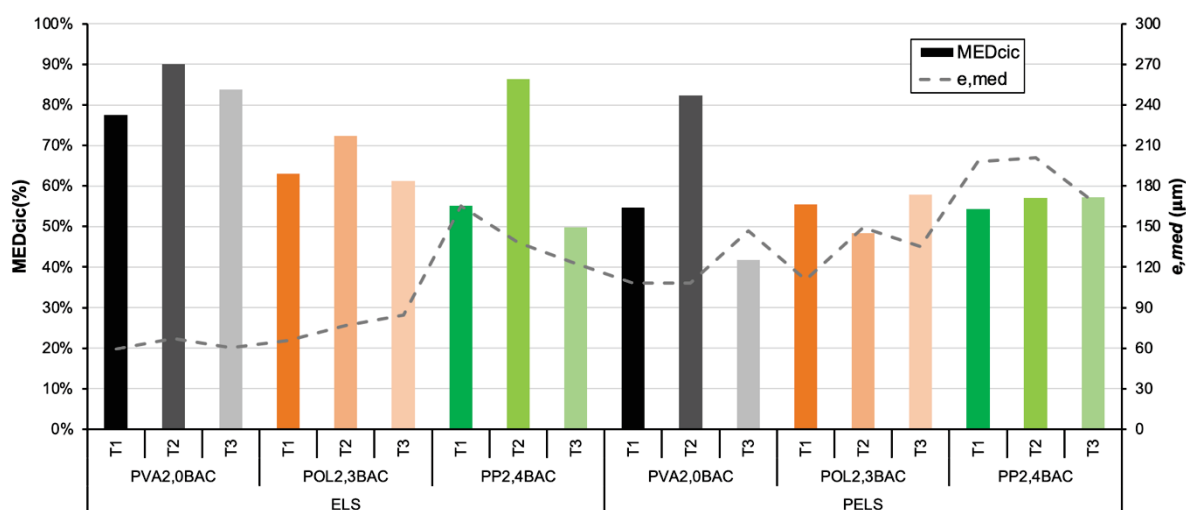
#### 4.4.1.3 Solução bacteriana (Agente autônomo)

Com base nos procedimentos metodológicos empregados para realização desta pesquisa, os resultados relacionados à cicatrização dos compósitos contendo solução bacteriana como agente autônomo são discutidos a seguir.

##### 4.4.1.3.1 Análise por imagem

Na Figura 146 são apresentados os resultados obtidos pelos compósitos contendo solução bacteriana como agente de cicatrização autônomo após o período de imersão em água (7+77 dias), representados pelo  $MED_{cic}$  e  $e_{med}$ .

Figura 146 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo solução bacteriana como agente de cicatrização e expostos à saturação em água



Fonte: Elaborada pelo autor.

Assim como nas demais etapas da pesquisa, os compósitos e seus respectivos teores de adição de solução bacteriana apresentaram variações no  $MED_{cic}$ , que podem ser justificadas pelos valores alternados no  $e_{med}$ . Os valores  $MED_{cic}$  foram menores no PELS em relação ao ELS, seguindo o comportamento dos compósitos contendo os demais agentes de cicatrização. Assim, no PELS, os valores do  $MED_{cic}$ , em sua maioria, mantiveram-se dentro da faixa de 40 a 60%, assim como o  $e_{med}$  com 180 a 120  $\mu m$ , respectivamente.

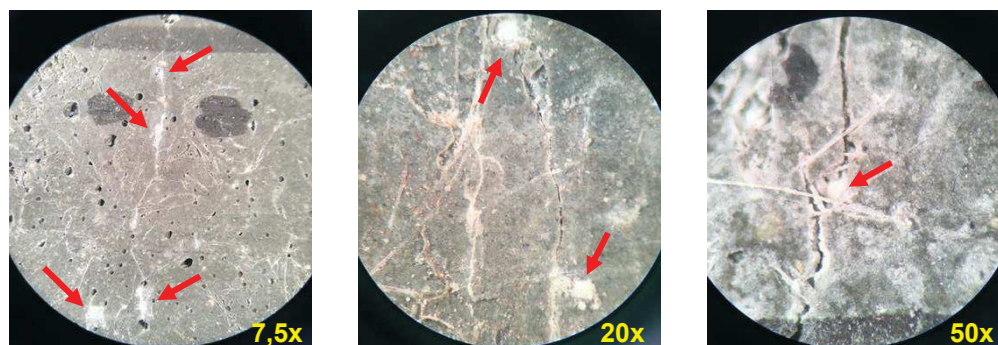
Wiktor e Jonkers (2011) já registraram valores de selagem entre 20 e 90%, quando as amostras foram saturadas em água, o que já evidencia o comportamento variável nos compósitos com este agente autônomo de cicatrização. Já Zhang, J. et

al. (2017) entre 40 e 80%. Assim, verifica-se que os valores encontrados nesta tese já foram documentados por outros autores. Mesmo que a faixa de variação da taxa de cicatrização obtida por Wiktor e Jonkers (2011) seja considerada alta, os autores confirmaram que a maioria das fissuras apresentou  $MED_{cic}$  próximas de 40%, o que se aproxima ainda mais dos valores deste estudo. Para Wiktor e Jonkers (2011), os fatores que mais contribuíram nos resultados foram as dimensões das fissuras e a restrição de  $O_2$  no ambiente submerso, o que retardou a atividade das bactérias.

As variações no fator de cicatrização de compósitos cimentícios com soluções bacterianas também foram registradas por Khaliq e Ehsan (2016), os quais evidenciaram que as variações, na maioria dos casos, estão relacionadas com as dimensões das fissuras, além das condições de cura. Então, com base nos estudos de Khaliq e Ehsan (2016) e Wiktor e Jonkers (2011), pode-se atribuir à variação nos resultados dos compósitos com solução bacteriana ao ambiente saturado, a geometria das fissuras, bem como o alimento disponível às bactérias para produção da calcita.

A variabilidade dos resultados em matrizes cimentícias com a impregnação de soluções bacterianas podem ser consideradas comuns, como afirmaram Vijay, Murmu e Deo (2017), tanto pelo impacto na alteração da forma de fissuração quanto no processo de formação do produto. Por outro lado, a aparência da fissura cicatrizada foi semelhante a registrada nos compósitos contendo aditivo cristalizante, havendo pontos de maior concentração de produto ao longo da abertura. Na Figura 147 percebe-se estes pontos com maior concentração de produtos, que coincidem com as cápsulas de solução bacteriana. Também pode-se constatar a ocorrência da cicatrização contínua, no restante do trecho, promovida pela sílica ativa. A atuação local das soluções bacterianas foi justificada por Van Tittelboom e De Belie (2013), também devido à dispersão e localização das cápsulas próximas da fissura. Além desses, os autores apresentam a hipótese de haver mais cápsulas ao longo das fissuras, porém não rompidas e, conseqüentemente, não liberando a solução bacteriana. Este fenômeno também justifica as variações nos resultados de cicatrização destes agentes autônomos.

Figura 147 – Aspecto da cicatrização das fissuras nos compósitos contendo solução bacteriana



Fonte: Elaborada pelo autor.

Percebe-se que há pontos de concentração de produtos esbranquiçados precipitados, possivelmente calcita, os quais foram produzidos pela solução bacteriana. O aspecto da cicatrização e as variações de volume do precipitado ao longo das fissuras também foram relatados por Hung, Su, Y.-F. e Su, Y.-M. (2018), Krelani (2015) e Wiktor e Jonkers (2011). Destaca-se que os autores Wiktor e Jonkers (2011) evidenciaram a formação de produtos no interior das fissuras, quando em condições de imersão, como visto na Figura 147, e Khaliq e Ehsan (2016), na mesma condição, registrou produto precipitado nas paredes da abertura.

A introdução de solução bacteriana nos compósitos investigados prejudicou o  $MED_{cic}$ , quando comparados aos valores das misturas com apenas a sílica ativa. Como evidência, pode-se comparar os resultados de  $MED_{cic}$  no PVA2,0BAC. O  $MED_{cic}$  registrado no PVA2,0SA foi de 100% em ambiente saturado. Já com a solução bacteriana, o  $MED_{cic}$  não ultrapassou 90%. Esta queda de desempenho também ocorreu no POL2,3BAC e PP2,4BAC. Importante destacar que, o volume de produto formado pelas pozolanas, até a 7+77 dias, mantivera-se, porém, não foi suficiente para preencher as fissuras formadas devido ao aumento do  $e_{med}$ . Com isso, elevou-se o volume necessário para colmatação da abertura. As diferenças no  $e_{med}$  foram mostradas nas Tabela 46 e Tabela 47.

Com fissuras atingindo  $e_{med}$  superior a  $200 \mu m$ , esperava-se que os resultados de cicatrização fossem superiores aos constatados no estudo. De acordo com Wiktor e Jonkers (2011), compósitos cimentícios contendo solução bacteriana apresentaram selagem de fissuras com até  $180 \mu m$ . No entanto, também atuaram pontualmente nas fissuras, como visto por Jonkers *et al.* (2010). Na Figura 148 é apresentado o aspecto do produto formado pelas soluções bacterianas utilizadas nesta pesquisa.



Figura 148 – Aspecto do produto formado pelas soluções bacterianas nas fissuras dos compósitos



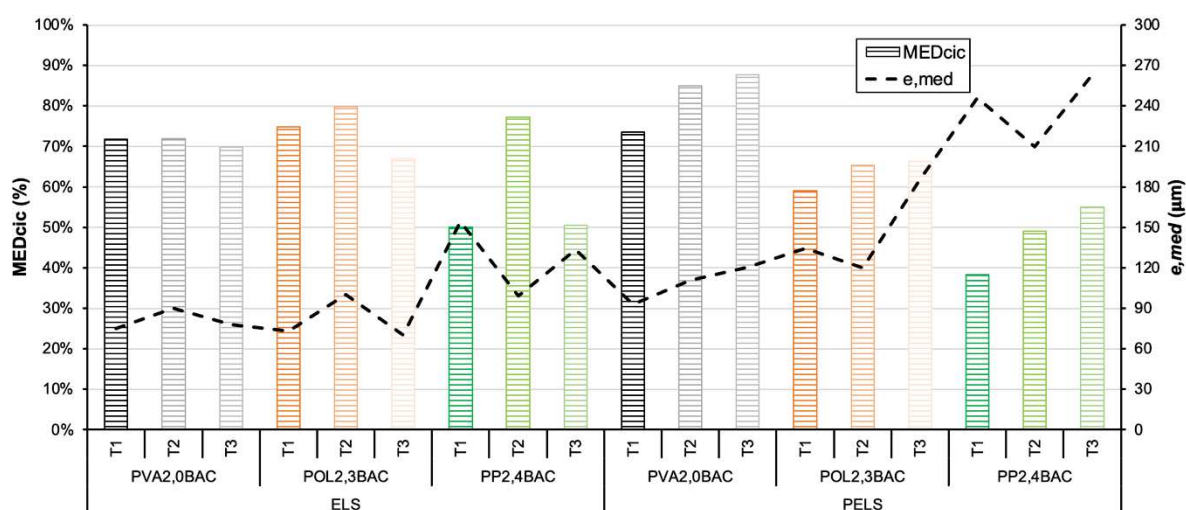
Fonte: Elaborada pelo autor.

Novamente, os produtos gerados pelas soluções bacterianas nesta pesquisa, assemelham-se ao que já foi apresentado por Jonkers (2011). O autor destacou a formação do precipitado no interior e fundo da fissura, bem como a possibilidade dos precipitados se sobreporem na superfície. Ao longo das análises, percebeu-se que os produtos eram acumulativos, e não expansivos como nos aditivos cristalizantes. O acúmulo dos precipitados gerados pelas soluções bacterianas também foi apresentado por Jonkers *et al.* (2010), Van Tittelboom e De Belie (2013) e Zhang, J. *et al.* (2017).

Durante as análises de resultado, notou-se que as fissuras formadas nos compósitos com solução bacteriana apresentavam-se mais retilíneas em relação aquelas formadas nos compósitos com aditivo cristalizante e sílica ativa. Esta formação de fissuras está relacionada com a criação de planos preferenciais de fratura, que ocorreram com o alinhamento dos grãos de PE. De acordo com Li, V. (2019), fissuras mais irregulares tendem a favorecer a formação, aglomeração e resistência de aderência dos produtos de cicatrização. Logo, os percentuais de cicatrização elevam-se. Neste caso, a cicatrização média dos compósitos em ambientes saturados e com solução bacteriana mantiveram-se abaixo daqueles com apenas sílica ativa, sendo possível destacar estas alterações geométricas como uma das causas desta redução.

Na Figura 149 são apresentados os resultados dos compósitos quando expostos aos ciclos de molhagem e secagem.

Figura 149 – Resultados de cicatrização dos compósitos contendo solução bacteriana como agente de cicatrização e expostos aos ciclos de molhagem e secagem



Fonte: Elaborada pelo autor.

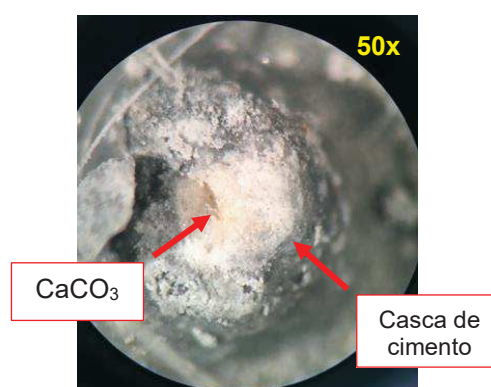
Quando os compósitos foram expostos aos ciclos de molhagem e secagem, notou-se que os resultados de cicatrização foram mais estáveis, quando comparados aos em condição saturada, diminuindo os picos em relação ao  $MED_{cic}$ . Como justificativa, pode-se considerar a ocorrência de dois fenômenos neste processo, sendo um deles a lixiviação de cristais nas fissuras, durante o processo de secagem, e a aceleração das atividades bacterianas no interior das fissuras. Em relação aos valores apresentados na bibliografia, Wang, J. *et al.* (2014b) obtiveram valores de  $MED_{cic}$  entre 48 e 80%, quando expostos aos ciclos de molhagem e secagem. Nota-se que a maioria dos valores registrados nesta tese enquadram-se ao obtido por Wang, J. *et al.* (2014b).

A ocorrência da lixiviação já foi elucidada nos itens anteriores. Por outro lado, Van Tittelboom e De Belie (2013) identificaram que as soluções bacterianas se apresentaram mais ativas quando expostas aos ciclos de molhagem e secagem, principalmente, pela variação de umidade e renovação do ar, favorecendo o acesso de  $O_2$ . Tziviloglou *et al.* (2016) obtiveram os melhores resultados de cicatrização nos ciclos de molhagem e secagem, com  $MED_{cic}$  entre 60 e 90%, justificado pelo acesso ao  $O_2$ , além de terem menor variação em relação à condição por imersão em água.

A Figura 150 evidencia o produto da atividade bacteriana quando a cápsula é rompida, principalmente, após os ciclos de molhagem e secagem. Assim, há uma produção mais constante e uniforme de  $CaCO_3$  no interior das fissuras. Com isto,

pode-se considerar que os ciclos de molhagem e secagem proporcionaram valores mais estáveis do  $MED_{cic}$  devido à produção constante e ativa das soluções bacterianas, principalmente, no PVA2,0BAC e POL2,3BAC. Esta forma de indicação da atividade pozolânica também foi praticada por Pacheco (2020), percebendo-se a presença de precipitado branco no interior da cápsula. De acordo com Wiktor e Jonkers (2011), este precipitado indica a formação de  $CaCO_3$ , sendo o principal produto gerado pelas soluções bacterianas.

Figura 150 – Presença de  $CaCO_3$  como precipitado dentro da cápsula rompida



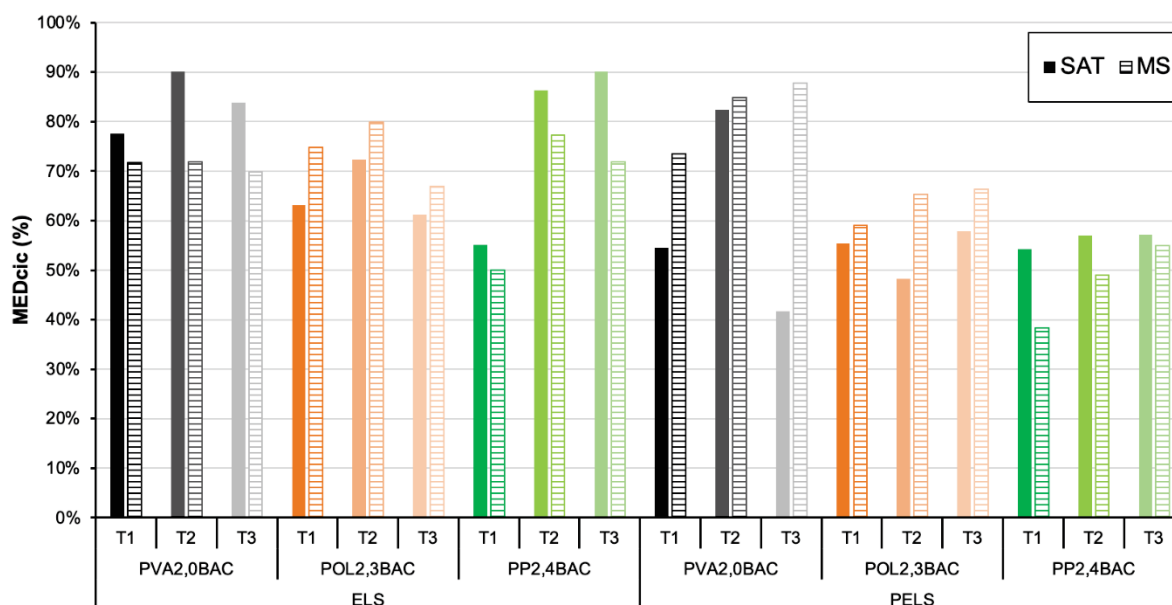
Fonte: Elaborada pelo autor.

Mesmo expondo os compósitos aos ciclos de molhagem e secagem, o que prejudica as reações de hidratação do cimento e atividade pozolânica, gerando menos produto de cicatrização, os compósitos contendo solução bacteriana mantiveram os valores de  $MED_{cic}$  próximos aos das condições saturadas, uma vez que, tanto na molhagem quanto na secagem, havia um agente de cicatrização em atividade, ora o agente autogênico ora o autônomo.

Por outro lado, mesmo havendo dois agentes de cicatrização e que atuassem sem prejuízos um ao outro, o  $MED_{cic}$  foi inferior aos resultados dos compósitos com apenas a sílica ativa. Como justificativa, relaciona-se o  $e_{med}$ , que aumentou consideravelmente nos compósitos com encapsulamento de bactérias e o produto gerado não foi suficiente para selagem completa da abertura.

Na Figura 151 é apresentada uma comparação dos resultados de  $MED_{cic}$  dos compósitos nas duas condições de exposição estudadas.

Figura 151 – Comparação entre o  $MED_{cic}$  dos compósitos com solução bacteriana em cada condição de exposição



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nos resultados comparativos entre os compósitos contendo solução bacteriana, verifica-se que os maiores valores de cicatrização registrados no ELS ocorreram na condição saturada. De acordo com Van Tittelboom e De Belie (2013), as colaborações das soluções bacterianas na cicatrização de fissuras em ambientes imersos, ou seja, sem acesso ao oxigênio e trocas de umidade, apresentou-se mais lenta, mais variável e em alguns pontos até inativa. Deste modo, pode-se relacionar que o agente de maior contribuição nestas condições foi a sílica ativa (autogênico), seguindo o comportamento evidenciado no item 4.4.1.1.

Os ciclos de molhagem e secagem mantiveram os resultados de  $MED_{cic}$  inferiores aqueles registrados na condição saturada. Ressalta-se que nesta condição, as soluções bacterianas tenderiam a apresentar melhores resultados, devido ao acesso de oxigênio, conforme Wang, J. *et al.* (2014a). Por outro lado, mesmo com os ciclos de molhagem e secagem, devido à espessura das fissuras no ELS, o contato da solução bacteriana para com o oxigênio ainda se mantivera restrito. De acordo com Jonkers *et al.* (2010) e Van Tittelboom e De Belie (2013), o volume de  $CaCO_3$  produzido pelas soluções bacterianas em fissuras inferiores a  $100 \mu m$  foi inferior aquelas de maior espessura, especificamente pela disponibilidade de  $O_2$ .

Com isso, nota-se que no PELS, o comportamento predominante de cicatrização é invertido, tendo na condição de ciclos de molhagem e secagem, tivera-

se os melhores resultados e até compensando as diferenças no  $MED_{cic}$ . Este comportamento assemelha-se ao obtido por Tziviloglou *et al.* (2016).

Tendo fissuras mais espessas no PELS e favorecendo a entrada de  $O_2$  na fissura durante o período de secagem, a solução bacteriana contribui mais com o  $MED_{cic}$  dos compósitos. No PP2,4BAC, o  $MED_{cic}$  dos compósitos na condição de molhagem e secagem não foi superior à saturada, porém as diferenças entre os resultados para cada condição foram nitidamente alteradas do ELS para o PELS, principalmente no  $T_3$ . Destaca-se que com o aumento da espessura das fissuras, a carreação foi mais severa, retirando uma maior quantidade de produtos de dentro das fissuras.

Então, mesmo as fissuras obtendo maior  $e_{med}$  para favorecer a ativação das bactérias por meio da entrada de  $O_2$ , estas estiveram mais susceptíveis à carreação. Este comportamento foi verificado em fissuras com  $e_{med}$  próximo de  $260 \mu m$ . Segundo Van Tittelboom e De Belie (2013), nestas condições de cura, os produtos já formados foram de até  $300 \mu m$ , ou seja, compatíveis com as fissuras desta tese. Porém, este produto da cicatrização produzido pelas soluções bacterianas tende a selar um trecho da fissura com até 20 mm do comprimento. Já Vijay, Murmu e Deo (2017) destacaram que este comprimento pode ser até menor que 20 mm, assemelhando-se ao visto nas fissuras da Figura 148.

Mesmo que no PP2,4BAC as soluções bacterianas pudessem ter melhor acesso às trocas de umidade e renovação do  $O_2$ , seu produto formado ( $CaCO_3$ ) era facilmente carreado durante os ciclos.

Segundo Wiktor e Jonkers (2011), em ambiente saturado, as soluções bacterianas mantiveram os resultados de cicatrização da matriz referência, ou seja, sem contribuições relevantes. Por outro lado, estas soluções provocaram uma produção maior de precipitado em pontos específicos da fissura, aumentando seu potencial de cicatrização pontual, mas não contínua (ao longo de toda a fissura). Este comportamento pontual também foi evidenciado nesta pesquisa, porém com prejuízos ao  $MED_{cic}$ .

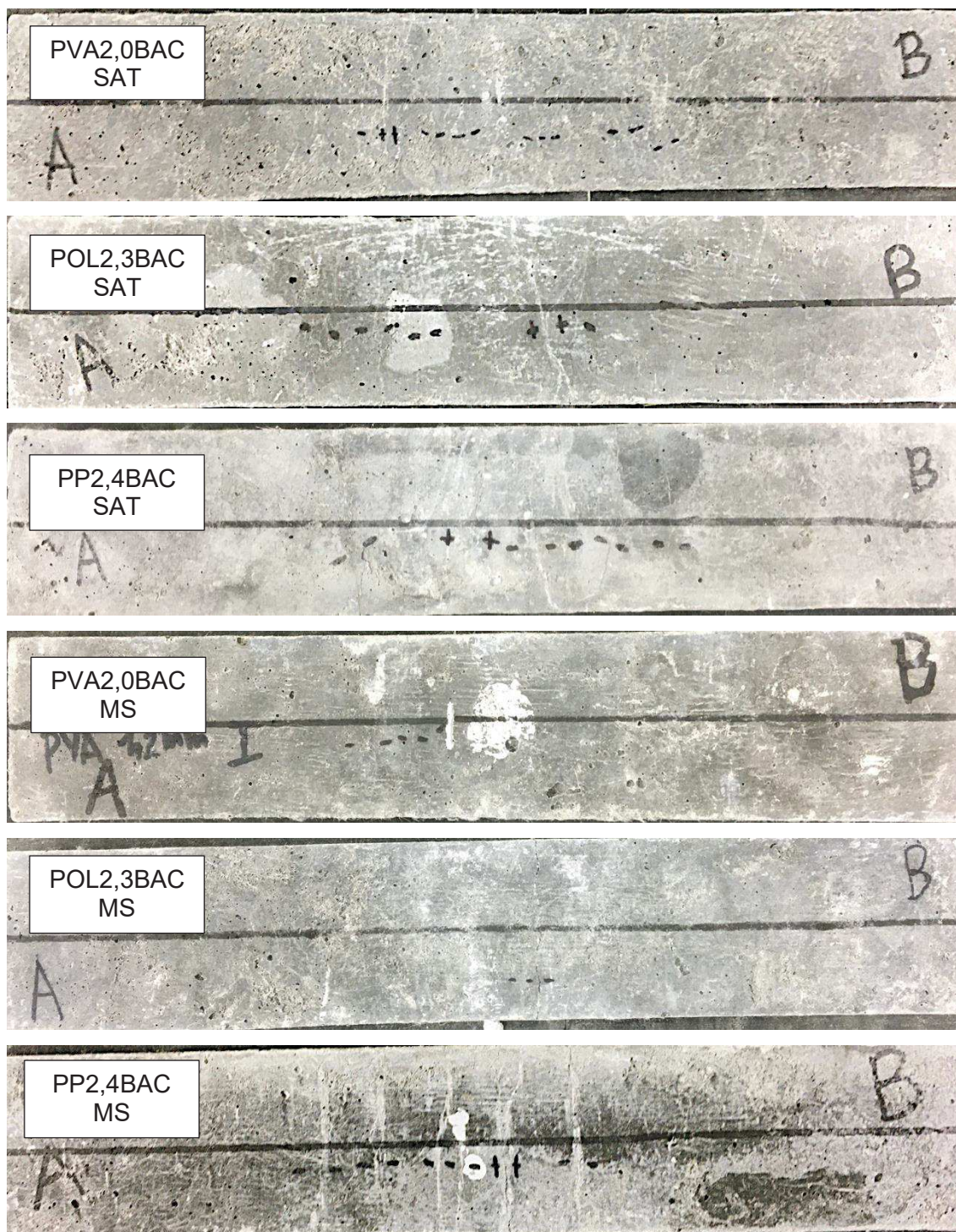
Esta relação entre as misturas com agentes autogênicos e autônomos encontrada por Wiktor e Jonkers (2011) não foi possível nesta tese devido às dimensões das cápsulas utilizadas para impregnação da solução bacteriana. Mesmo havendo compatibilidade dimensional com o agregado miúdo, sua dispersão limitou a multifissuração e causou aumento da espessura das fissuras em relação aquelas

registradas nos compósitos com apenas a sílica ativa. Caso a solução bacteriana fosse dispersada diretamente na matriz cimentícia, possivelmente, o comportamento físico do ECC não seria afetado. A impregnação da solução bacteriana diretamente na mistura foi feita por Zhang, Z., Ding e Qian (2019), havendo a manutenção do  $e_{med}$  do ECC, além de proporcionar ganhos de até 20% em relação à matriz referência.

Os aspectos da cicatrização em exemplares dos compósitos com solução bacteriana são apresentados na Figura 152. Destaca-se que nas imagens pode-se perceber a presença de produtos na cor branca, além de indícios de lixiviação e carreação nas duas condições de cura. Richard e Krithika (2019) e Wang, J. *et al.* (2014b) também registraram estas ocorrências e justificam-nas pelo desprendimento do  $\text{CaCO}_3$  quando em exposto a um fluxo de água.



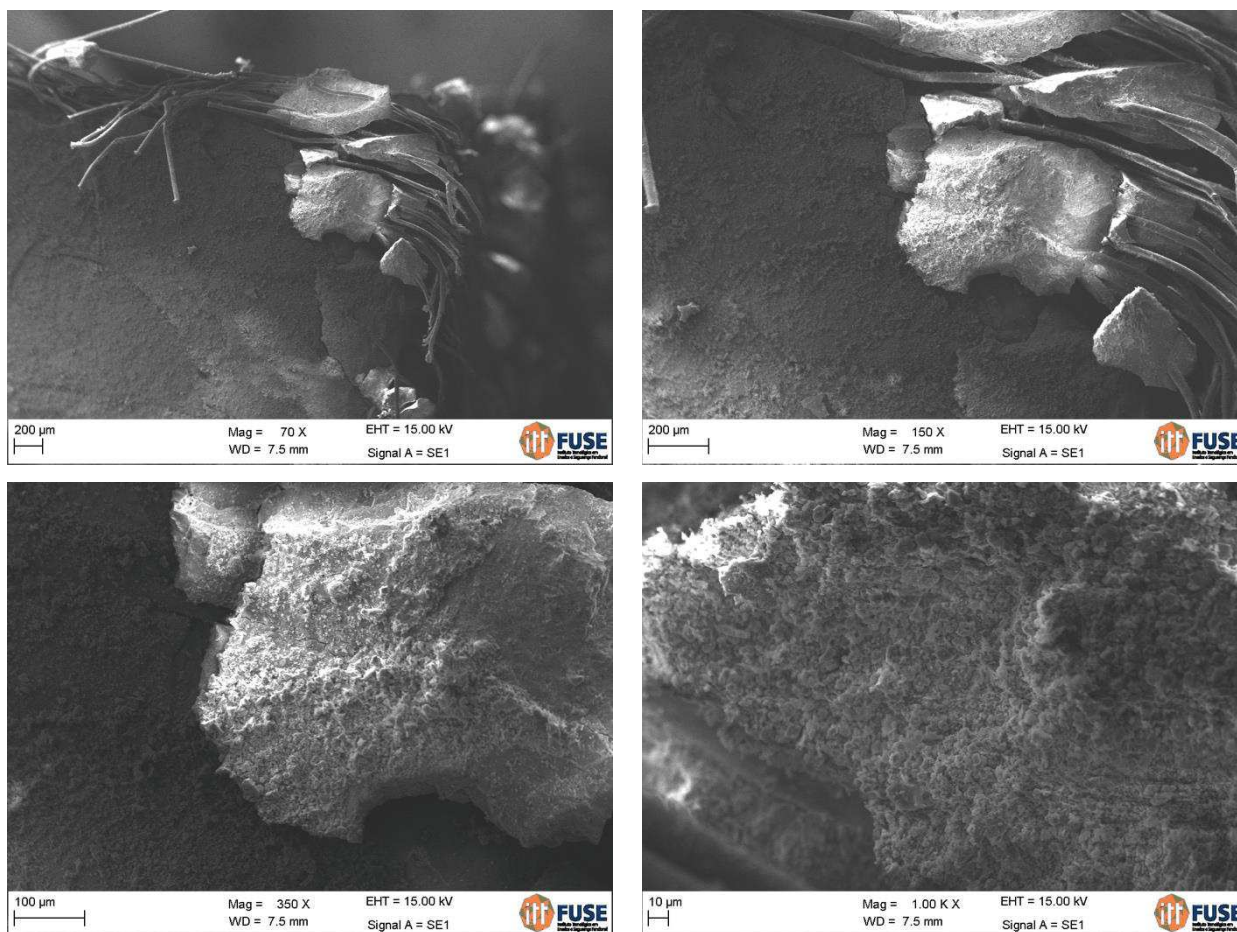
Figura 152 – Constatação da cicatrização das fissuras nos exemplares de cada compósito com solução bacteriana



Fonte: Elaborada pelo autor.

Os resultados das análises visuais utilizando o MEV são apresentados na Figura 153.

Figura 153 – Constatação por meio de MEV das características físicas dos produtos precipitados no interior das fissuras através da solução bacteriana



Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nos resultados apresentados na Figura 153, percebe-se que o produto formado na fissura apresentou formato ondulado e concentrou-se em poucas regiões da fissura, o que difere dos produtos dos demais agentes de cicatrização utilizados nesta tese. Também, pode-se destacar que, quando se amplia a imagem, percebe-se a formação de cristais sobrepostos (sobreposição de lâminas). A forma dos cristais e do produto evidenciado no ensaio de MEV também foi registrada por Richard e Krithika (2019), Tziviloglou *et al.* (2016), Vijay, Murmu e Deo (2017) e Wang, J. *et al.* (2014b).

A zona de interface entre a parede da fissura e o produto foi facilmente percebida, além de constar alguns vazios e falhas na região. Assimilando a qualidade da zona de interface e a porosidade do produto da cicatrização, acredita-se que seja um composto facilmente desagregado, como o  $\text{CaCO}_3$ . O material evidenciado é

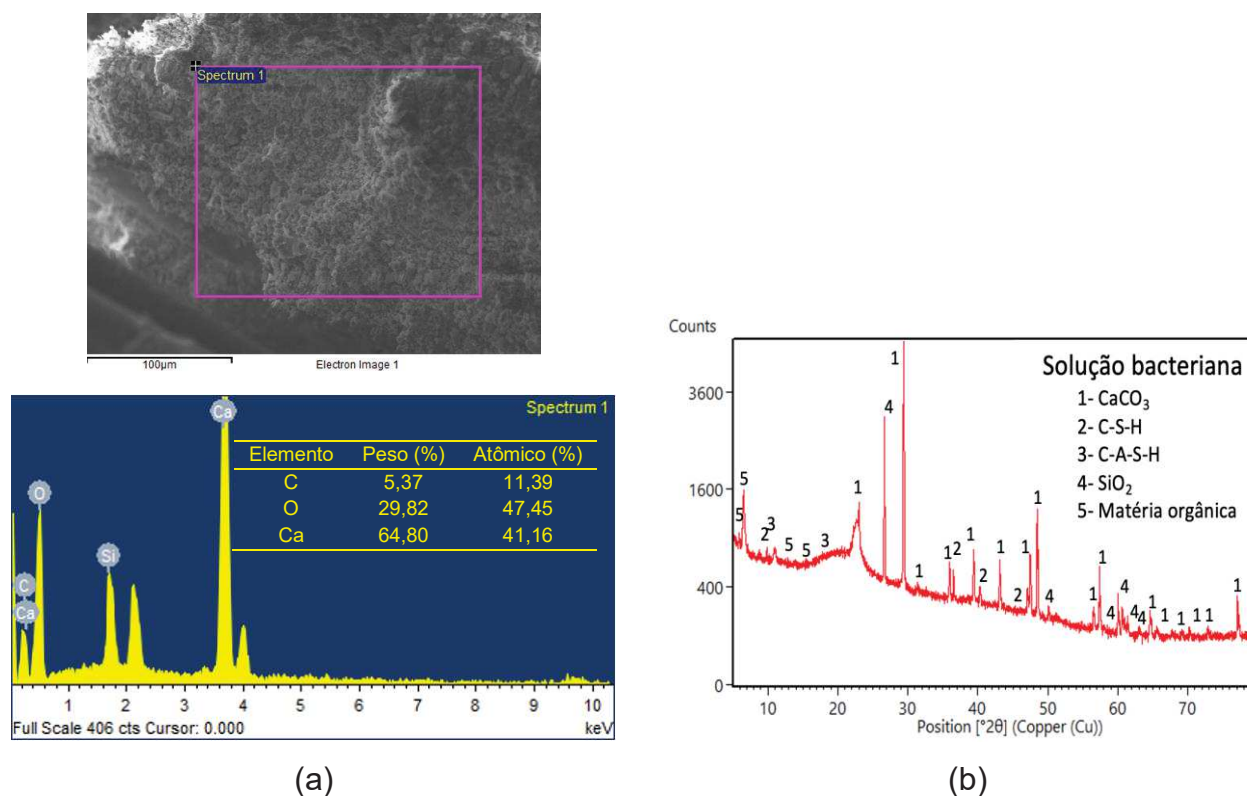


volumoso e com formato definido. De acordo com Zhang, J. *et al.* (2016) e Pacheco (2020), estas características representam a calcita.

#### 4.4.1.3.2 Análise mineralógica dos produtos de cicatrização

Os compostos químicos identificados nos produtos de cicatrização no interior das fissuras de cada ECC com adição de solução bacteriana são apresentados na Figura 154.

Figura 154 – Compostos químicos identificados no produto de cicatrização formado nos compósitos contendo solução bacteriana (agente autônomo), utilizando as técnicas (a) EDS e (b) DRX



Fonte: Elaborada pelo autor.

Foi possível constatar uma variação entre os compostos já registrados nas misturas contendo outros agentes de cicatrização. A intensidade dos picos dos feixes obtidos nos ensaios de EDS foi similar a indicada por Khaliq e Ehsan (2016) e Zhang, Z., Ding e Qian (2019), percebendo os mesmos elementos químicos. Os compósitos com adição de solução bacteriana apresentaram  $\text{CaCO}_3$ . De acordo com Van Tittelboom e De Belie (2013) e Wang, J. *et al.* (2014b), a calcita é o principal produto gerado pelas soluções bacterianas em compostos cimentícios, sendo semelhante ao

constatado nesta tese. Além desses, Wiktor e Jonkers (2011) apresentaram teores próximos a 100% de concentração de  $\text{CaCO}_3$  precipitado em fissuras devido às atividades bacterianas.

Além do  $\text{CaCO}_3$ , percebeu-se a presença de C-S-H e C-A-S-H. Tais compostos foram provenientes do cimento e sílica ativa utilizados na matriz. Foi possível perceber indícios da presença de matéria orgânica nas amostras analisadas no DRX, estando relacionadas às próprias soluções bacterianas incorporadas, também registrado por Pacheco (2020). Pode-se considerar que, quanto mais ruído e menos picos claros houver na curva do difratograma, maiores são os indícios de conteúdo orgânico nas amostras (OLIVEIRA, M. *et al.*, 2019).

Considera-se que uma parcela da quantidade de  $\text{CaCO}_3$  possa ter sido gerada pela carbonatação da portlandita. Essa carbonatação pode ter sido ocasionada durante os ciclos de molhagem e secagem, bem como após a retirada das amostras do meio saturado em água para captura de imagens. Assim, nestas circunstâncias, foram expostas ao ar e dado início às reações químicas.

A presença de  $\text{SiO}_2$  no produto de cicatrização pode estar relacionada à sílica ativa, bem ao material de encapsulamento da bactéria, ou seja, da perlita expandida. Segundo Zhang, J. *et al.* (2017), a perlita é composta por 70 a 75% de  $\text{SiO}_2$ , o que também pode ser visto na caracterização dos materiais deste trabalho (ver Tabela 25).

#### 4.4.1.4 Considerações sobre a cicatrização

Com base nos resultados obtidos pelos compósitos, foi possível determinar a espessura residual das suas fissuras ( $e_{res,med}$ ) após as amostras passarem pelo período de cicatrização (7+77 dias). Os resultados desta análise são apresentados na Tabela 48.

Tabela 48 – Espessura residual média das fissuras dos compósitos analisados após exposição à saturação em água e ciclos de molhagem e secagem

ECC	$e_{res,med}$ ( $\mu m$ ) da Fissura			
	ELS		PELS	
	SAT	MS	SAT	MS
PVA2,0SA	0	7	14	14
POL2,3SA	11	8	49	23
PP2,4SA	40	23	53	64
PVA2,0ADC-T1	4	0	17	28
POL2,3ADC-T1	15	3	80	23
PP2,4ADC-T1	56	47	100	85
PVA2,0ADC-T2	10	11	57	31
POL2,3ADC-T2	20	19	49	44
PP2,4ADC-T2	110	53	134	80
PVA2,0ADC-T3	16	15	25	20
POL2,3ADC-T3	28	16	80	57
PP2,4ADC-T3	47	47	87	138
PVA2,0BAC-T1	13	21	49	25
POL2,3BAC-T1	24	18	49	55
PP2,4BAC-T1	74	77	90	150
PVA2,0BAC-T2	7	25	19	17
POL2,3BAC-T2	21	20	77	42
PP2,4BAC-T2	19	23	86	107
PVA2,0BAC-T3	10	24	85	15
POL2,3BAC-T3	33	23	57	63
PP2,4BAC-T3	62	66	72	118

Fonte: Elaborada pelo autor.

Percebe-se que o PVA2,0 no ELS e na condição saturada apresentou os menores valores de  $e_{res,med}$  entre os demais compósitos. Este comportamento repetiu-se para todas as misturas deste ECC, independente do agente de cicatrização. Ou seja, as fissuras contidas no PVA2,0 estavam mais cicatrizadas quando comparadas às fissuras no POL2,3 e PP2,4. Para o PVA2,0 no ELS, constatou-se que a maior espessura residual foi de 16  $\mu m$ , sendo um valor considerado baixo por Yildirim *et al.* (2018).

Para as condições de molhagem e secagem, o comportamento dos compósitos foi semelhante ao registrado na saturação. No entanto, nas misturas contendo solução bacteriana os menores valores para  $e_{res,med}$  foram obtidos pelo POL2,3, principalmente, devido à maior precipitação e deposição de cristais e compostos nas

suas fissuras. Visto que o  $e_{med}$  das fissuras no PVA2,0 foi inferior ao POL2,3, as consequências provocadas pelo fluxo da água nas aberturas alteraram as respostas à cicatrização em cada mistura. Analisando comparativamente o  $e_{res,med}$  do PVA2,0 para o POL2,3, verificou-se que, em ambientes saturados, uma diferença de valores de  $13 \mu m$ . Já para os ciclos de molhagem e secagem esta diferença foi reduzida para  $3 \mu m$ , o que evidencia a aproximação dos resultados entre os compósitos nestas condições de exposição.

Analisando os resultados no PELS, constatou-se que o comportamento entre os compósitos também foi semelhante. Isto é, quando saturados em água, os menores valores para  $e_{res,med}$  foram registrados para o PVA2,0, entre a maioria dos agentes de cicatrização. Por outro lado, as diferenças do  $e_{res,med}$  para cada compósito aumentaram em relação aos registrados no ELS. Como comparação, a diferença entre o  $e_{res,med}$  do PVA2,0 e POL2,3 passou a ser de  $35 \mu m$ . Ou seja, aproximadamente, 3 vezes maior que o obtido no ELS.

Após exposição aos ciclos de molhagem e secagem, os menores valores para  $e_{res,med}$ , entre a maioria dos agentes de cicatrização, ainda foram obtidos pelo PVA2,0, sendo o mínimo de  $14 \mu m$ . Deste modo, os compósitos contendo as fibras de PVA dificultam a entrada de agentes agressivos pelas fissuras quando comparado aos demais, uma vez que obtiveram os menores valores de  $e_{res,med}$  ao final do período de cicatrização. Novamente, para comparação, a diferença do  $e_{res,med}$  entre o PVA2,0 e POL2,3 após a molhagem e secagem foi de  $23 \mu m$ . Assim, nota-se que o aumento da espessura das fissuras provocou maiores discrepâncias entre o  $e_{res,med}$  dos compósitos no MS, sendo causado, especialmente, pelas ações da água durante a secagem (lixiviação).

Após as análises comparativas, percebeu-se que o agente de cicatrização contínua mais eficiente desta pesquisa foi a sílica ativa, uma vez que mostrou atuar ao longo das fissuras, contribuindo efetivamente para a redução do  $e_{res,med}$ . Os agentes autônomos também auxiliaram na cicatrização, mas, por atuarem pontualmente, não foram representativos no  $e_{res,med}$ . Esta constatação também foi feita por Yildirim, Sahmaran e Ahmed (2015), os quais destacaram que as adições pozolânicas auxiliam significativamente na cicatrização do ECC devido as suas proporções de adição, a largura das fissuras e atuação contínua ao longo de toda a abertura.

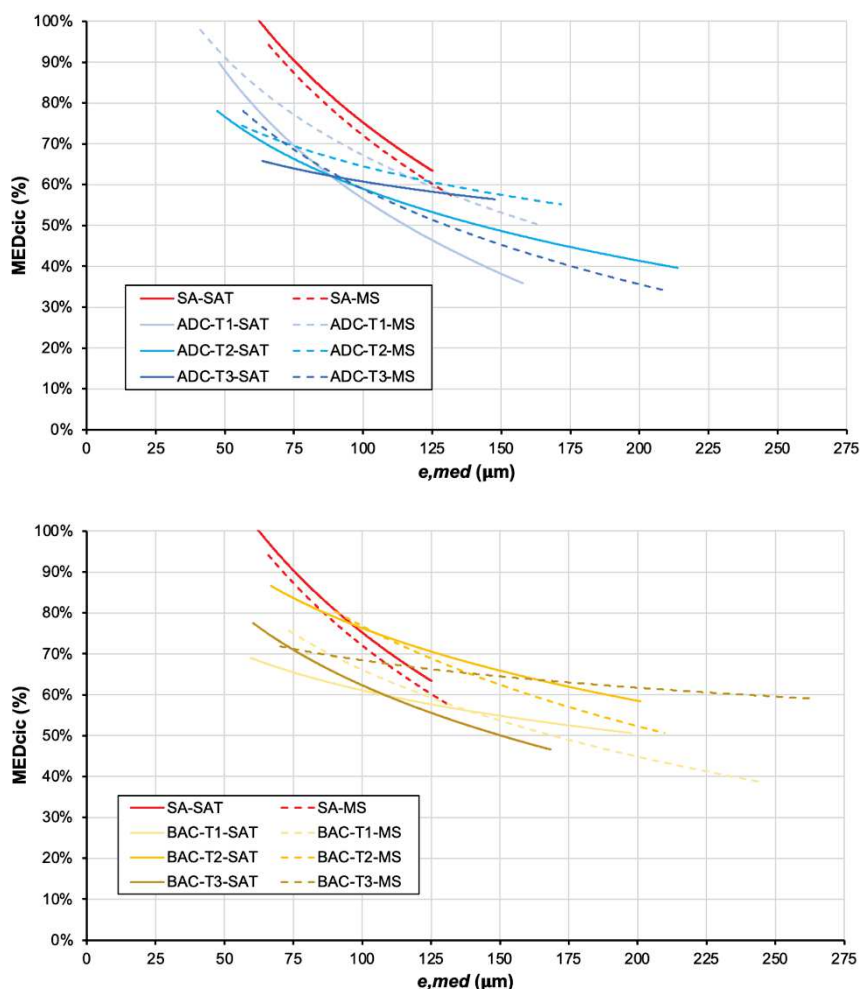


Por fim, mesmo o  $e_{res,med}$  apresentando-se variável entre os compósitos e condições de cura, ressalta-se que este permaneceu abaixo de  $150 \mu m$  em todas as circunstâncias. Então, esta dimensão remanescente ainda é inferior às dimensões de fissuras permitidas por normas ou demais documentos técnicos, como o ACI-318:2019 (AMERICAN CONCRETE INSTITUTE (ACI), 2019) e ABNT NBR 6118:2014 (ABNT, 2014). Como comparativo, para regiões de severa agressividade, a ABNT NBR 6118 (ABNT, 2014) permite que as matrizes cimentícias apresentem fissuras de até  $200 \mu m$ . Este é um requisito relacionado à durabilidade das estruturas contendo compósitos cimentícios associados às armaduras, dificultando a penetração de agentes que agredem a matriz e, principalmente, os vergalhões.

Visto que o ECC apresenta probabilidade de combinação com barras de aço, percebe-se que os desenvolvidos nesta pesquisa, mesmo com altas taxas de fissuração, apresentaram viabilidade ao atendimento dos requisitos de durabilidade da norma brasileira, por obterem  $e_{res,med}$  dentro dos limites recomendados e exigidos. Importante destacar que os valores de  $e_{res,med}$  obtidos nesta pesquisa também se assemelham aos registrados por outros autores, como Yildirim *et al.* (2018). Estes autores apresentaram fissuras contendo  $e_{res,med}$  variando de 0 a  $131 \mu m$  na condição de saturação em água.

A Figura 155 apresenta as curvas de relação entre o  $MED_{cic}$  e  $e_{med}$  obtidas para cada agente de cicatrização nas duas condições de cura.

Figura 155 – Curvas de comportamento dos agentes de cicatrização quando se relaciona o  $MED_{cic}$  com o  $e_{med}$



Fonte: Elaborada pelo autor.

A partir das curvas apresentadas na Figura 155, constata-se que o aumento gradativo do  $e_{med}$  provocou a redução do  $MED_{cic}$  nas duas condições de cura e para todos os agentes de cicatrização. Por outro lado, registrou-se variações entre as curvas de cada compósito, sendo algumas mais acentuadas que as outras. Curvas mais inclinadas, como se observa nos compósitos com apenas sílica ativa, demonstram uma redução mais severa no  $MED_{cic}$  à medida em que se eleva o  $e_{med}$ . Como já abordado, esta queda nos resultados de cicatrização está relacionada ao aumento do volume necessário de produto para selagem das fissuras mais espessas. Também, as ações físicas provocadas pelos fluxos da água sobre as amostras, tanto na retirada dos exemplares da saturação em água quanto nos ciclos de molhagem e secagem, ocasionadas pelo aumento do  $e_{med}$  da abertura.

As curvas para os compósitos contendo o agente autogênico foram análogas para a condição SAT e MS. Já esta relação nos compósitos contendo aditivo cristalizante foi mais variável entre o SAT e MS, uma vez que as trocas de umidade prejudicaram o desenvolvimento dos produtos de cicatrização dos cristalizantes, como discutido no item 4.4.1.2. Dentre os teores, o ADC-T2 apresentou-se mais robusto às variações do  $e_{med}$  quando condicionado em água. Já para MS, o ADC-T3 apresentou os melhores resultados de  $MED_{cic}$  para um aumento de  $e_{med}$ .

Percebeu-se que, os compósitos contendo a sílica ativa, como agente autogênico, e aqueles contendo aditivo cristalizante (autônomo) atingiram valores para  $MED_{cic}$  entre 75 e 100% para um  $e_{med}$  inferior a 50  $\mu m$ . Qiu, Tan e Yang (2016) verificaram a cicatrização total de fissuras com espessura de até 56  $\mu m$  utilizando adições pozolânicas no ECC, sendo semelhante ao identificado nesta tese.

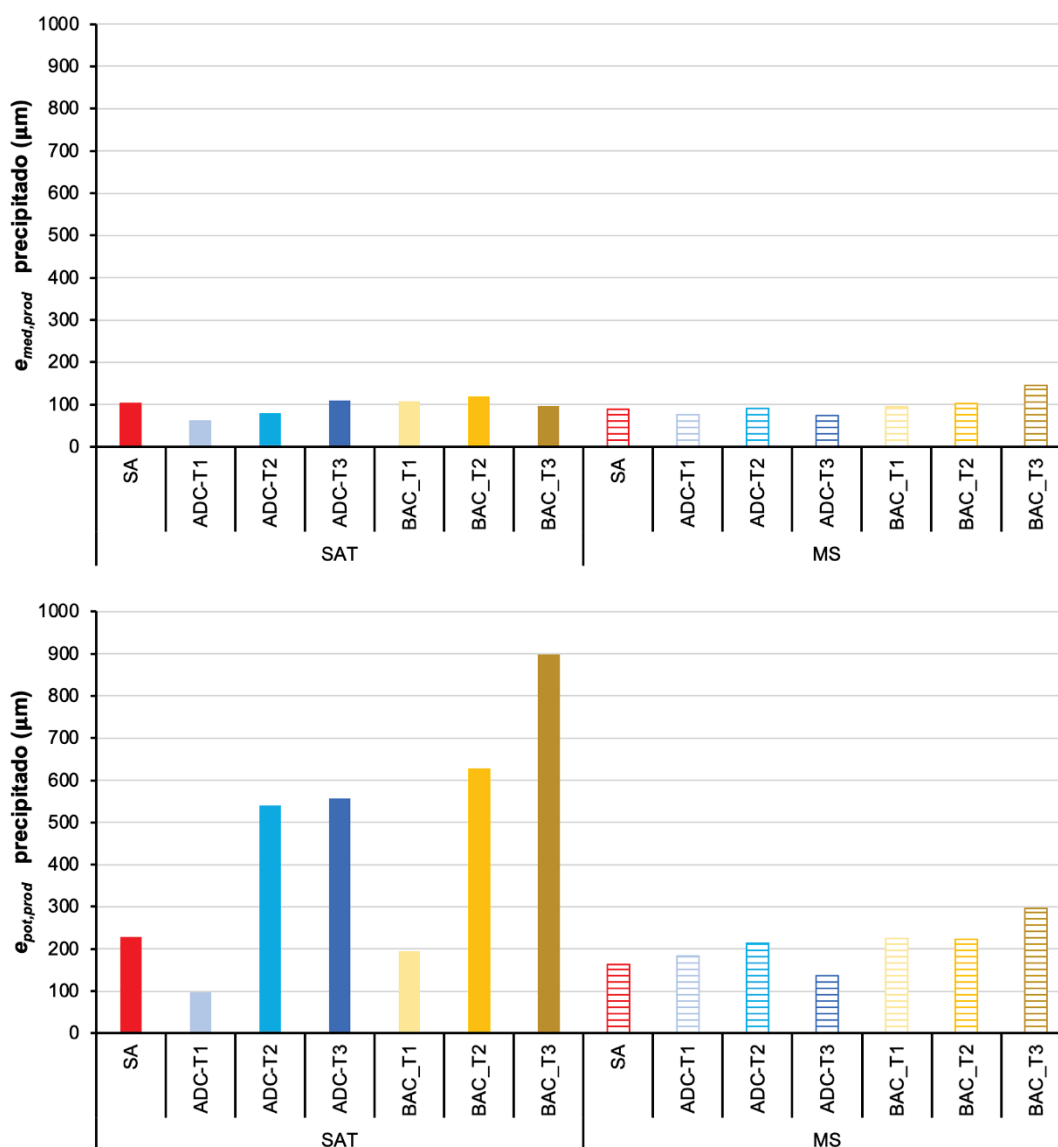
Já aos 100  $\mu m$ , reduziu-se o  $MED_{cic}$  para uma faixa entre 55 e 75%. E, para fissuras com  $e_{med}$  superior a 125  $\mu m$ , os valores para  $MED_{cic}$  foram de 45 a 65%. Ou seja, um aumento de 75  $\mu m$  provocou uma redução de até 55% nos resultados de cicatrização para estes compósitos.

No entanto, o impacto do aumento da espessura das fissuras nos compósitos contendo solução bacteriana não foram tão severos quanto nas demais misturas. Pode-se perceber que a inclinação das curvas é mais suave. Para fissuras com até 100  $\mu m$ , o  $MED_{cic}$  mensurado permaneceu entre 60 e 75%. Aumentado o  $e_{med}$  para 125  $\mu m$ , os valores de cicatrização foram de 55 a 70%. Assim, aumentando em 25  $\mu m$  a espessura das fissuras, as reduções na cicatrização média foram de 20%, menos da metade obtida no SA e ADC.

Destaca-se o desempenho do BAC-T3 no MS que, mesmo tendo fissuras entre 75 e 250  $\mu m$ , apresentou uma redução de apenas 12% no  $MED_{cic}$  para esta mesma faixa de  $e_{med}$ . Estes resultados podem ser relacionados às atividades bacterianas na fissura com o ingresso de  $O_2$  e variação de umidade, pois à medida em que os compostos formados eram transportados, as soluções bacterianas possibilitavam a reposição dos produtos durante os ciclos de molhagem e secagem, contendo a redução progressiva dos valores de  $MED_{cic}$ .

A compilação dos resultados relacionado à cicatrização dos compósitos, para cada agente de cicatrização, é apresentada na Figura 156 por meio da espessura média ( $e_{med,prod}$ ) e potencial ( $e_{pot,prod}$ ) do precipitado na fissura.

Figura 156 – Espessura média ( $e_{med,prod}$ ) e potencial ( $e_{pot,prod}$ ) do produto de cicatrização para cada agente na condição de cura SAT e MS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Constata-se que os valores de  $e_{med,prod}$  entre os agentes seguiram, preferencialmente, o comportamento elucidado pela sílica ativa, ou seja, com produtos de espessura média próxima a 100  $\mu m$ . Em relação aos valores de  $e_{med,prod}$ , pode-se considerar que foram compatíveis aos já apresentados pela literatura, como Deng e Liao (2018) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019), os quais apontaram valores para esta formação de produtos. Como justificativa, pode-se atribuir à forma de análise da cicatrização média, sendo realizada a verificação de formação de precipitados ao longo do comprimento das fissuras, o que é inerente às pozolanas no ECC. Também, ressalta-se que a sílica ativa constitui a matriz referência de cada ECC, o que,

consequentemente, também refletiu nos valores de  $e_{med,prod}$  das misturas com hibridização dos agentes autônomos (ADC e BAC). A proximidade entre o  $e_{med,prod}$  dos compósitos contendo os agentes de cicatrização repetiu-se tanto na condição SAT quando MS.

Assim, a cicatrização da sílica ativa nos compósitos pode ser considerada como contínua e não apenas pontual. As ações provocadas pelos agentes autônomos (ADC e BAC) não causaram melhorias consideráveis no  $e_{med,prod}$  das fissuras, uma vez que sua atuação ocorreu em pequenos trechos das aberturas. Deste modo, analisando o volume de precipitados ao longo de todo o comprimento da fissura, as contribuições dos agentes autônomos foram, praticamente, irrelevantes. Segundo Lakshmi e Anupriya (2019), a aplicação de teores elevados de sílica ativa, maiores de 25%, atingiram os melhores resultados de cicatrização contínua, destacando as análises por meio do volume médio de precipitados formados ao longo das fissuras. Da mesma forma, Li, V. (2019) e Zhang, Z., Qian e Ma (2014) mostraram que o aumento da concentração de pozolanas no ECC provocou o aumento da capacidade média de precipitados para cicatrização de fissuras, também para teores acima de 25%.

Nota-se que, após exposição ao MS, o BAC-T3 apresentou  $e_{med,prod}$  superior ao obtido pelo SA, afastando-se do comportamento normal dos compósitos. Pode-se atribuir esta mudança à quantidade de calcita produzida pelas soluções bacterianas neste teor. Com isso, a disponibilidade de  $O_2$  também se elevou e provocou consequências positivas às atividades bacterianas, gerando maior volume de produtos.

Diferente do comportamento elucidado no  $e_{med,prod}$ , notou-se que a espessura potencial ( $e_{pot,prod}$ ) dos precipitados variou entre os agentes de cicatrização, bem como suas respectivas concentrações. À medida em que se aumentou o teor de concentração entre os agentes autônomos, o  $e_{pot,prod}$  também foi elevado, principalmente, na condição SAT.

Relacionando os valores de  $e_{pot,prod}$  de cada agente de cicatrização em SAT, percebe-se que aqueles obtidos com apenas sílica ativa se aproximam dos já referenciados por Huang, H. *et al.* (2016) e Sahmaran *et al.* (2014), apresentando valores entre 200 e 250  $\mu m$  como produto máximo formado nos compósitos com adição pozolânica. Para os compósitos contendo aditivos cristalizantes, Cuenca, Tejedor e Ferrara (2018), Nasim, Dewangan e Deo (2020) e Sisomphon, Copuroglu e

Koenders (2012) apontaram a produção máxima de produtos para selagem de fissuras com até 500  $\mu\text{m}$ , o que se aproxima dos valores obtidos nesta tese. Já para no BAC, evidenciou-se um  $e_{pot}$  de 900  $\mu\text{m}$ , também sendo registrado por Khaliq e Ehsan (2016) e Wang, J. *et al.* (2014a). Assim, verifica-se que os valores de cicatrização potencial dos agentes investigados nesta pesquisa são compatíveis aos já apresentados nas pesquisas.

Os valores de  $e_{pot}$  na condição MS apresentaram uma redução considerável, principalmente, nos compósitos contendo solução bacteriana. Também foram constatados prejuízos ao  $e_{pot,prod}$  nos agentes SA e ADC, uma vez que, para apresentar um funcionamento eficaz, dependem da presença constante de umidade dentro da fissura. No caso das soluções bacterianas, as reduções nos valores não eram esperadas devido à disponibilidade de  $\text{O}_2$  às bactérias durante os ciclos de MS. Ou seja, tendo  $\text{O}_2$  disponível, teoricamente, o  $e_{pot,prod}$  dos compósitos com estes agentes no MS tenderia a ser superior ao SAT. Então, cria-se a hipótese de que um volume maior de precipitado foi, realmente, gerado pela solução bacterianas ao longo dos ciclos de molhagem e secagem. No entanto, à medida em que uma quantidade de calcita era formada outra era carregada a cada ciclo de MS, evitando que fossem acumuladas grandes quantidades de produto no interior da fissura.

Estudos como, Aldea *et al.* (2000), Edvardsen (1999) e Van Tittelboom e de Belie (2013) também registraram a selagem de fissuras com 200, 205 e 300  $\mu\text{m}$  em compósitos contendo soluções bacterianas e expostos aos ciclos de molhagem e secagem. Nota-se os valores de  $e_{pot,prod}$  para os três teores de solução bacteriana no MS são compatíveis aos retratados pela bibliografia.

Os altos valores de  $e_{pot}$  para os compósitos contendo solução bacteriana (BAC) em condição de saturação podem ser justificados pela manipulação entre as amostras. Isto é, percebeu-se que, ao retirar as amostras dos tanques de água para realização da análise visual da cicatrização, ocorria, naturalmente, a oxigenação das bactérias no tempo em que estavam sendo analisadas e, conseqüentemente, acabavam estimulando a produção de  $\text{CaCO}_3$ . Como os fluxos de água ocorreram em menor quantidade que no MS, foi possível produzir e armazenar uma quantidade maior de precipitado nas fissuras. Ou seja, o desempenho à cicatrização de matrizes cimentícias não está relacionada, especialmente, às reações químicas dos agentes,



mas também aos fenômenos físicos que podem auxiliar na geração e precipitação dos produtos (lixiviação, carreação e oxigenação).

Na literatura o potencial de cicatrização é comumente utilizado para caracterizar os agentes de cicatrização. Porém, como visto, mais importante que identificar o potencial do agente, é identificar sua atuação ao longo da fissura, agindo continuamente. Cicatrizações pontuais ou em pequenos trechos das fissuras não provocam melhorias na durabilidade do conjunto, visto que ainda há uma parcela da abertura não colmatada e ainda favorecendo a entrada de agentes agressivos. Deste modo, nesta pesquisa ressalta-se a necessidade de ampliar as discussões sobre a cicatrização contínua (média) dos compósitos contendo agentes, e não apenas pontual (potencial).

É importante destacar que a fissuração dos compósitos foi feita de maneira precoce, aos 7 dias de cura, e uma quantidade de produtos formados na fissura, principalmente, C-S-H e C-A-S-H, podem ter sido formados pela hidratação natural dos aglomerantes (cimento e sílica ativa). Deste modo, os valores de cicatrização média e potencial de cicatrização são compatíveis às condições induzidas para esta idade precoce de fissuração. Em fissurações tardias, os valores podem ser alterados, uma vez que a quantidade de produtos anidros disponíveis para reações é menor.

#### **4.4.2 Validação da regeneração**

A verificação e validação da ocorrência da regeneração em cada ECC são apresentadas e discutidas ao longo dos próximos tópicos.

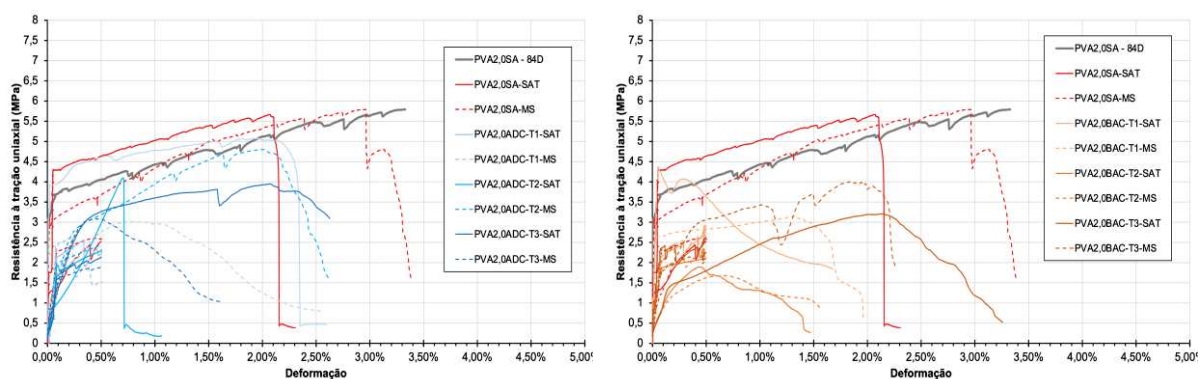
##### **4.4.2.1 Estado-limite de serviço (ELS)**

O comportamento à tração pós-cicatrização, a análise da resistência residual e o potencial de cicatrização registrados nos compósitos no estágio de fissuração ELS são discutidos nos itens abaixo.

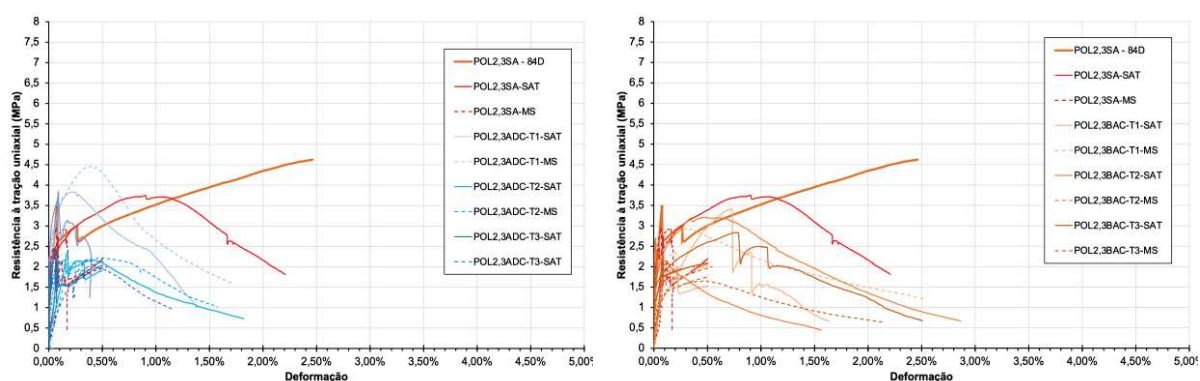
###### **4.4.2.1.1 Tração direta**

As curvas potenciais *tensão-deformação* dos compósitos investigados no ELS, quando reensaiados na tração uniaxial, são apresentadas na Figura 157.

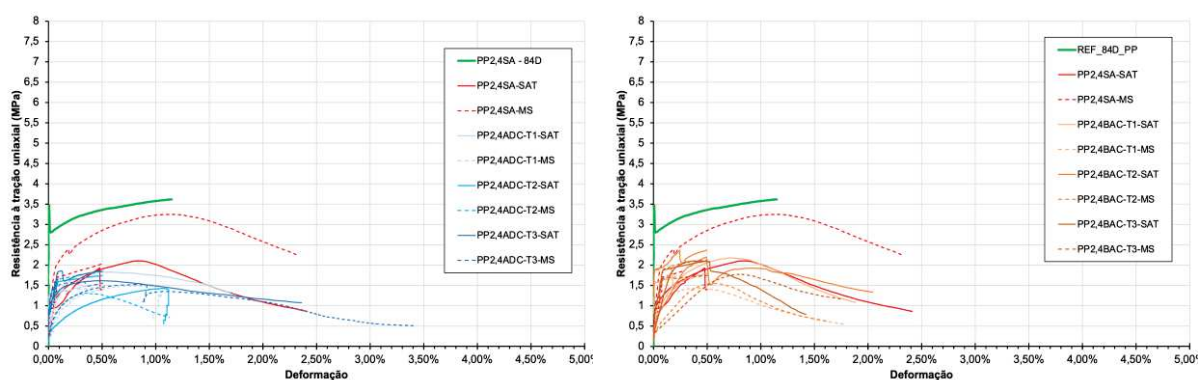
Figura 157 – Comportamento potencial dos compósitos investigados pela pesquisa no estágio de fissuração ELS



### PVA2,0-ELS



### POL2,3-ELS



### PP2,4-ELS

Fonte: Elaborada pelo autor.

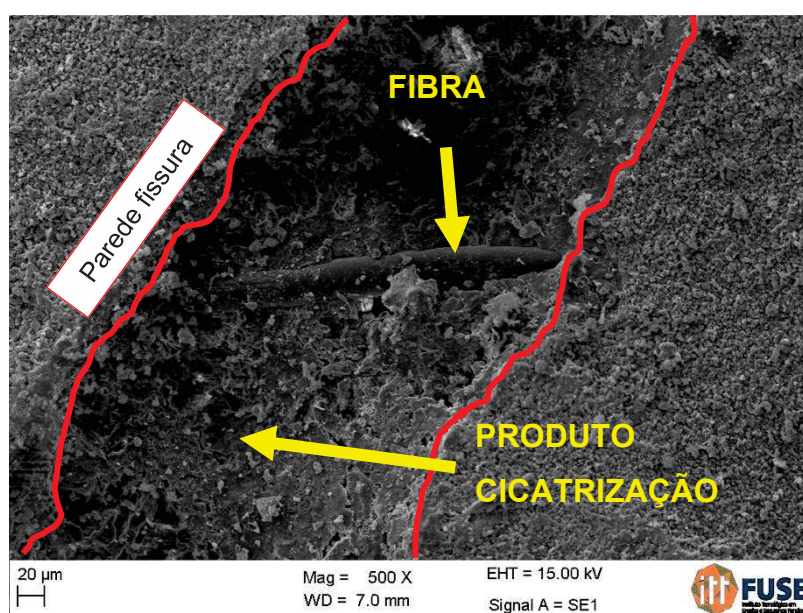
Quando são comparados isoladamente, percebe-se que o PVA2,0SA apresentou tensões máximas superiores ao compósito referência caracterizado aos 84 dias na Etapa 2 desta pesquisa. O desempenho foi superior tanto da condição SAT quando na condição MS. Para este compósito, percebeu-se que o potencial de regeneração ( $POT_{reg}$ ) não foi comprometido severamente quando se variou as condições de cura. Com estes valores, entende-se que o compósito possa ser

caracterizado como resiliente às ações mecânicas, mesmo após a cicatrização. Como justificativa para o comportamento registrado, verificou-se que a qualidade dos produtos gerados no interior da fissura contribuiu ao desempenho. Um destes produtos é C-A-S-H, sendo um composto diretamente relacionado à resistência dos compósitos cimentícios. A espessura das fissuras também foi determinante para que o compósito atingisse esse comportamento.

Autores como Deng e Liao (2018) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019), já confirmaram a hipótese de que a presença de C-S-H e C-A-S-H no interior das fissuras cicatrização provoca maiores valores de  $POT_{reg}$ , que chegaram a superar as resistências iniciais. Yamamoto *et al.* (2010) e Yang, Y., Yang, E. e Li (2011) apresentaram maior probabilidade do ECC atingir superiores aos iniciais, desde que as taxas de deformação à tração direta na fissuração permanecessem abaixo de 1,0%. Nota-se que os comportamentos obtidos pelo PVA2,0SA estão compatíveis ao já documentado pela literatura.

Também no PVA2,0SA foi possível verificar a formação do produto da cicatrização no entorno do reforço, voltando a existir uma adesão entre a fibra e a matriz por meio dos precipitados na abertura (ver Figura 158).

Figura 158 – Diminuição da espessura da zona de interface entre a fibra de PVA e o produto formado na fissura



Fonte: Elaborada pelo autor.

Quando se analisam os compósitos contendo ADC verifica-se que o  $POT_{reg}$  é reduzido e permanecendo abaixo de 100%. Dentre os teores praticados, apenas o PVA2,0ADC-T1 e PVA2,0ADC-T2 no SAT e MS, respectivamente, apresentaram potencial de regeneração acima de 90%, sendo os maiores entre os agentes autônomos. Em condições de saturação, os resultados e comportamento do PVA2,0ADC-T1 foram similares ao PVA2,0SA, uma vez que a composição entre as misturas também é semelhante. Como justificativa ao comportamento obtido pelo PVA2,0ADC-T1 e PVA2,0ADC-T2 considera-se a contribuição dos produtos de cicatrização formados e espessura das fissuras.

Devido ao aumento do  $e_{med}$  para os teores de concentração de cristalizante (ver item 4.3.2), os demais compósitos apresentaram limitações na regeneração. Os valores de  $POT_{reg}$  permaneceram entre 50% e 65%, sendo similares aos elucidados por Yang, Y., Yang, E. e Li (2011).

Da mesma forma, os compósitos contendo soluções bacterianas obtiveram resultado na regeneração inferior ao PVA2,0SA, provocado pelas dimensões das fissuras e qualidade do produto de cicatrização formado. O  $POT_{reg}$  foi de 25% a 65%, apresentando-se mais variável em relação aos demais agentes. Yang, Y., Yang, E. e Li (2011) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019) também obtiveram resultados dentro da faixa apresentada neste estudo.

No POL2,3 nota-se que as misturas contendo sílica ativa atingiram um dos maiores valores de  $POT_{reg}$  entre suas misturas, sendo superior a 80%, também visto por Deng e Liao (2018). Quando associado ao aditivo cristalizante, percebeu-se que o compósito atingiu valores entre 85% e 97%, melhorando o comportamento à regeneração. Novamente, atribui-se ao  $e_{med}$  e a formação de C-S-H no interior da fissura os resultados de regeneração obtidos no POL2,3. Percebe-se também que, não há um comportamento pressentido em relação às condições de cura, ora as amostras em SAT apresentando os maiores  $POT_{reg}$  ora aquelas em MS. Para Herbert e Li (2012) e Zhang, Z., Qian e Ma (2014) a variabilidade nos resultados de compósitos autorregenerantes pode ser considerada inerente ao compósito, bem como a própria cicatrização.

Nas misturas contendo solução bacteriana, praticamente, todos os teores praticados mantiveram potencial de regeneração entre 60 e 83%, porém com limitações na deformação. Tanto o POL2,3ADC quando o POL2,3BAC, apresentaram

novas fissuras nos exemplares ao longo dos ensaios residuais. Por outro lado, houve a propagação das fissuras remanescentes, o que provocou a redução da capacidade de deformação e em seguida a ruptura prematura. As quedas de tensão são mais perceptíveis no POL2,3BAC, uma vez que a calcita formada pelo agente não apresenta uma boa resistência de aderência com as paredes das fissuras (YANG, Y. *et al.*, 2009; ZHANG, Z.; QIAN; MA, 2014).

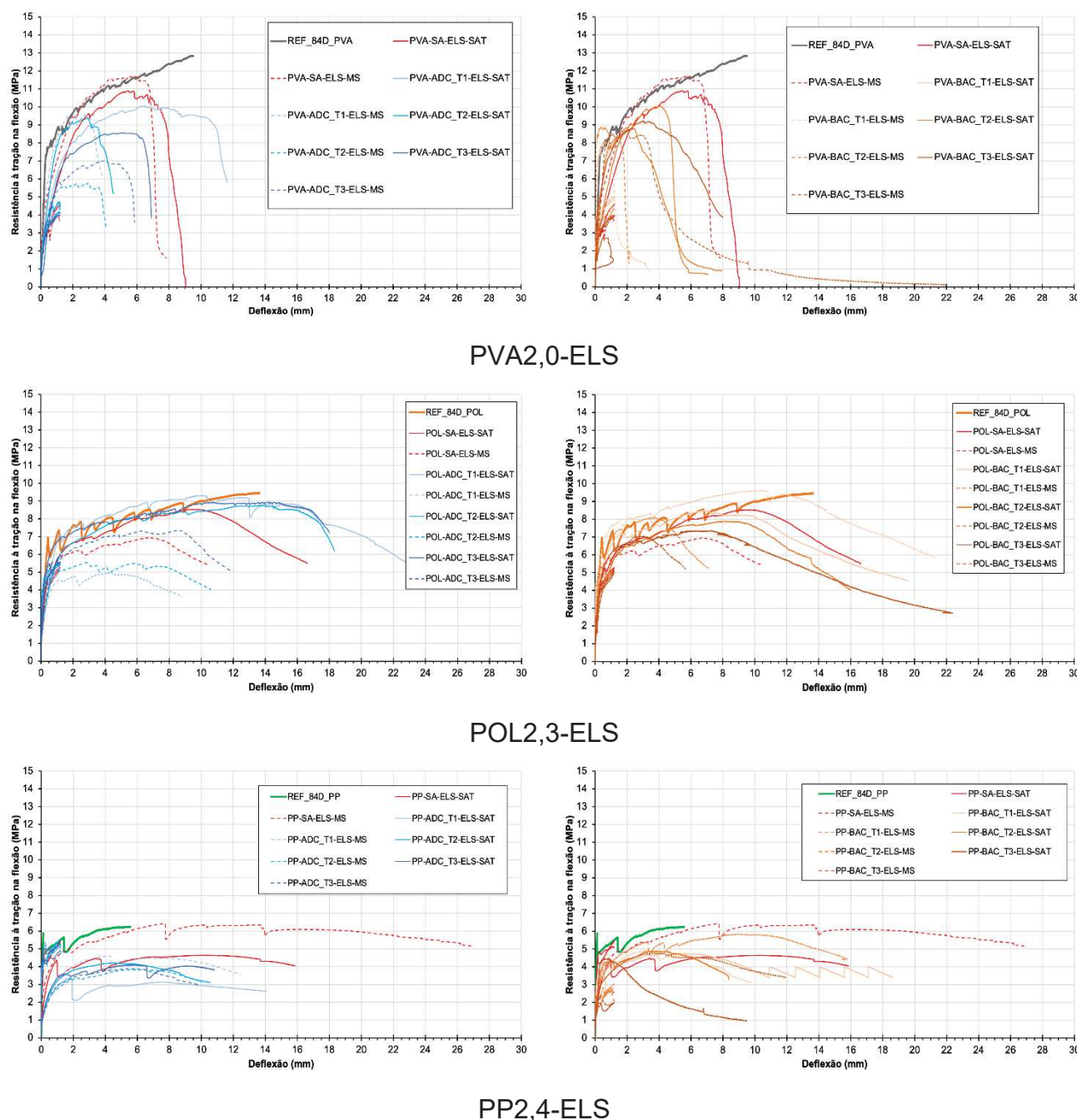
No PP2,4, percebeu-se que os valores de  $POT_{reg}$  para cada agente foram os menores entre os demais compósitos no estágio ELS. Como visto no item 4.3.3, o  $e_{med}$  das fissuras foi maior, causando a falta do volume necessário de produto de cicatrização para colmatá-las completamente. Quando submetidas aos esforços de traço direta, os exemplares de PP2,4 tiveram suas fissuras remanescentes propagadas, sem a criação de novas aberturas, o que representa baixos valores de  $POT_{reg}$ , como apresentado por Yang, Y., Yang, E. e Li (2011).

#### 4.4.2.1.2 Tração na flexão

As curvas potenciais *tensão-deflexão* dos compósitos investigados no ELS, quando reensaiados à tração na flexão, são apresentadas na Figura 159.



Figura 159 – Comportamento potencial dos compósitos investigados pela pesquisa no estágio de fissuração ELS



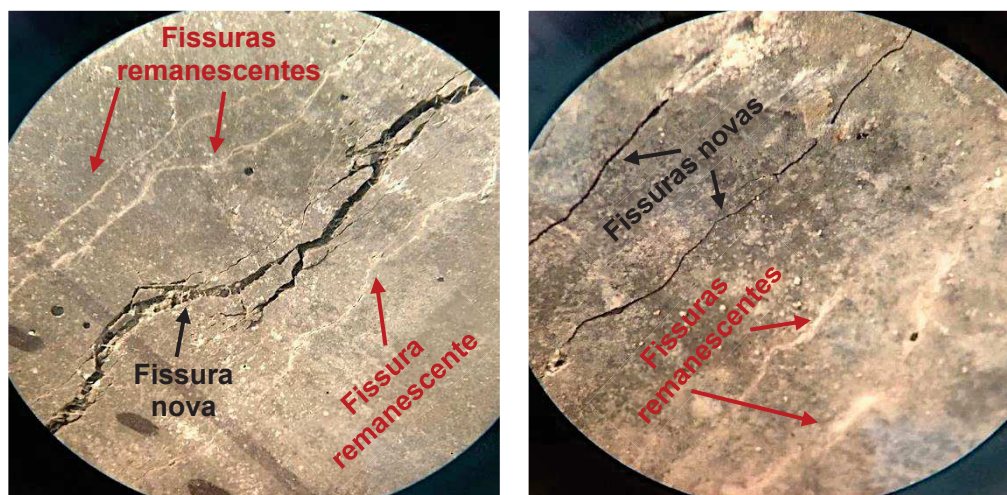
Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nos gráficos apresentados na Figura 159, constata-se que o PVA,2,0SA apresentou os maiores valores de  $POT_{reg}$  entre os demais agentes do compósito, permanecendo entre 85% e 91% nas condições de cura SAT e MS, respectivamente. Estes valores podem ser considerados semelhantes, mesmo para diferentes condições de cura. Assim como visto nos ensaios de tração direta, a dimensão das fissuras e a formação do C-S-H no interior das aberturas justificam



estes resultados. Para efeitos de comparação, percebeu-se que os valores de  $POT_{reg}$  foram semelhantes aos obtidos por Sahmaran *et al.* (2014) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019) para as mesmas condições de cura. Houve a formação de novas fissuras nos exemplares, conforme apresenta a Figura 160, o que é um indício da regeneração e qualidade dos produtos precipitados na fissura.

Figura 160 – Constatação do surgimento de novas fissuras próximas às fissuras remanescentes cicatrizadas no PVA2,0SA



Fonte: Elaborada pelo autor.

Por outro lado, a alteração das condições mostrou-se prejudicial ao  $POT_{reg}$  do grupo de compósitos PVA2,0ADC. Os maiores valores foram obtidos na condição de saturação em água, estando entre 65% e 77%. Já o  $POT_{reg}$  após os ciclos de MS permaneceram entre 44% e 73%. Assim como visto nas análises de cicatrização, as variações de umidade estimuladas no MS retardaram o desenvolvimento do gel de C-S-H formado nas reações do cristalizante, sendo um dos compostos responsáveis pelo desempenho à regeneração. De acordo com Deng e Liao (2018), a ausência ou baixa quantidade de C-S-H precipitado no interior das fissuras do ECC também provocou redução no seu potencial de regeneração.

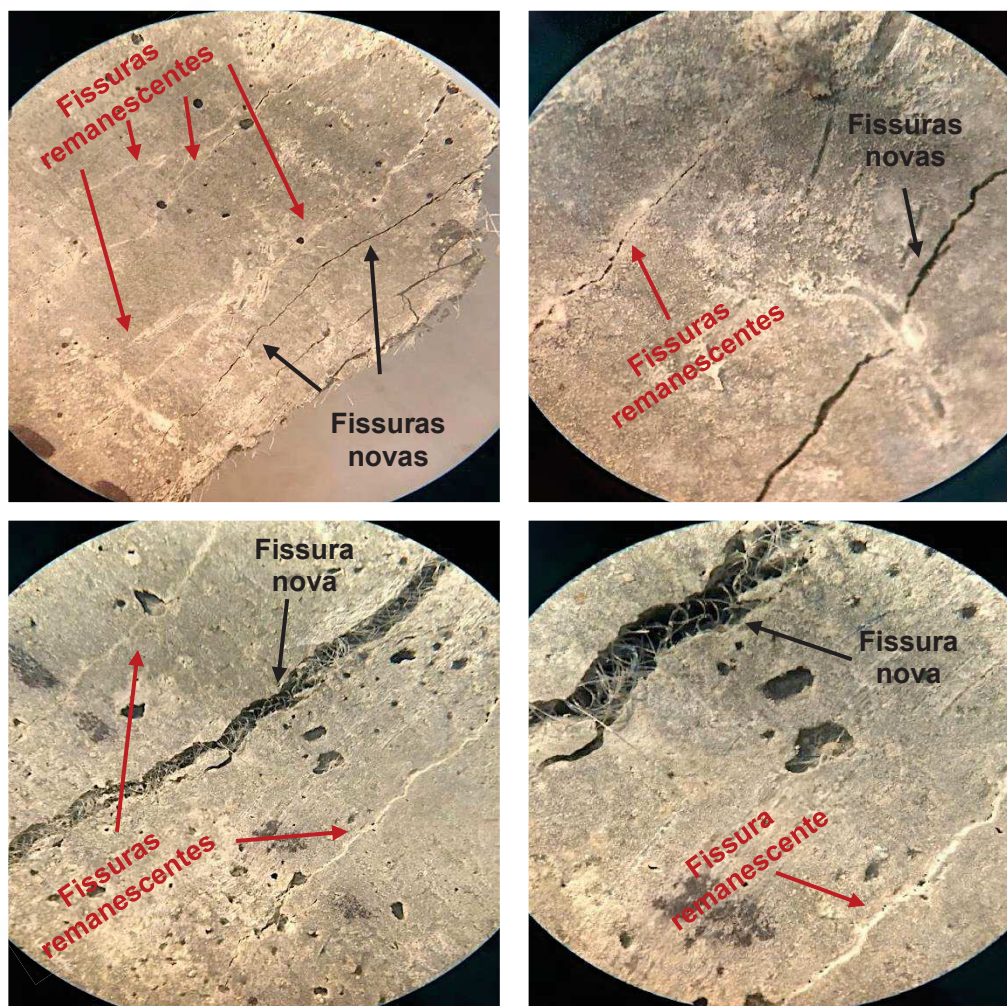
Os compósitos contendo solução bacteriana (PVA2,0BAC) mostraram valores de  $POT_{reg}$  com menor variabilidade entre as curvas na condição SAT e estando entre 68 e 77%. Estes resultados aproximaram-se aos obtidos pelo PVA2,0ADC, porém as principais contribuições foram promovidas pelo agente autogênico (sílica ativa) incorporada na matriz por possibilitar a formação de C-S-H no interior das fissuras. Na condição MS, o  $POT_{reg}$  permaneceu entre 62% e 69%, ou seja, abaixo dos valores

obtidos em ambiente saturado. Estes são justificados pela baixa concentração de C-S-H nas fissuras e pelos produtos formados pela solução bacteriana ( $\text{CaCO}_3$ ), sendo um composto facilmente carregado. Ressalta-se que a calcita tem pouca influência nos resultados de regeneração, como visto por Qiu, Tan e Yang (2016).

O comportamento identificado no PVA2,0 repete-se no POL2,3 para todos os agentes de cicatrização. Nota-se que os compósitos saturados em água obtiveram os resultados residuais superiores aos registrados nas condições de MS, o que, conseqüentemente, provocou o aumento do  $POT_{reg}$ . Novamente, como justificativa aos resultados em condições saturadas, destaca-se a necessidade de manter as amostras em contato com a água, uma vez que o cimento, a sílica ativa e o aditivo cristalizantes dependem deste reagente para estimular as reações químicas. Com isto, produz-se uma quantidade maior de C-S-H na fissura e eleva-se as tensões residuais, bem como a formação de novas fissuras (ver Figura 160).

No ECCPOL2,3SA observou-se um  $POT_{reg}$  de 89% no SAT e 74% no MS. O valor encontrado na cura MS foi similar ao obtido por Yang, Y. *et al.* (2009). Nos compósitos contendo apenas sílica ativa, também foi possível visualizar a formação de novas fissuras, como mostra a Figura 161. Com a adição dos cristalizantes, o ECCPOL2,3ADC obteve valores para  $POT_{reg}$  de 94% a 97%, dentre os teores, na condição saturada. No MS, como já esperado, os valores foram reduzidos para 54% e 77%.

Figura 161 – Constatação do surgimento de novas fissuras próximas às fissuras remanescentes cicatrizadas no POL2,3SA



Fonte: Elaborada pelo autor.

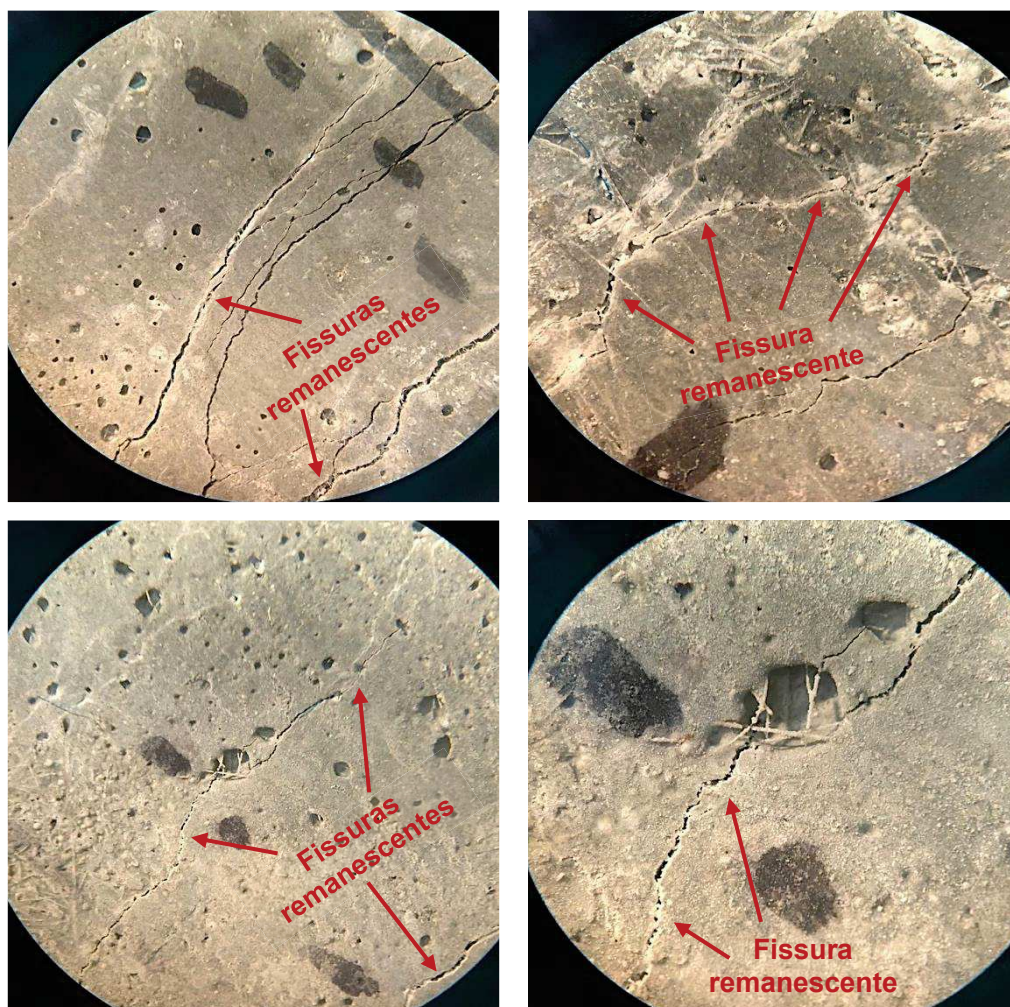
Quando se adicionou a solução bacteriana, em diferentes teores, os valores de  $POT_{reg}$  para as duas condições de cura foram semelhantes, uma vez que o produto formado pela solução bacteriana não tende a garantir o aumento das tensões residuais. Para MS, o  $POT_{reg}$  foi de 74 a 100%, e de 86 a 91% no SAT. Pode-se considerar que as maiores contribuições ao  $POT_{reg}$  do POL2,3BAC foram proporcionadas pela sílica ativa incorporada na mistura.

O PP2,4 não apresentou regeneração dependente das condições de exposição. Destaca-se que as variações de umidade impactaram os resultados no PVA2,0 e POL2,3 devido às dimensões das fissuras. O  $e_{med}$  das fissuras no PP2,4 demandaram uma quantidade maior de precipitados para sua selagem, mas esta não foi atingida, e, portanto, não provocou o aumento do  $POT_{reg}$ . Os maiores valores



obtidos foram registrados no PP2,4SA e PP2,4BAC-T2, ambos no MS, com  $POT_{reg}$  de 94% a 100%. Mas, a maioria dos compósitos obteve  $POT_{reg}$  entre 43% e 77%. Mesmo havendo uma quantidade de produto no interior das fissuras, estas ainda se encontravam com espessura considerável e susceptíveis à propagação (ver Figura 162) por serem considerados pontos de menor resistências.

Figura 162 – Constatação da propagação da espessura de fissura remanescente já cicatrizada



Fonte: Elaborada pelo autor.

Pode-se constatar visualmente as limitações do produto formado no interior das fissuras do PP2,4BAC, diminuindo seu potencial de regeneração, visto que houve, preferencialmente, a propagação das fissuras remanescentes.

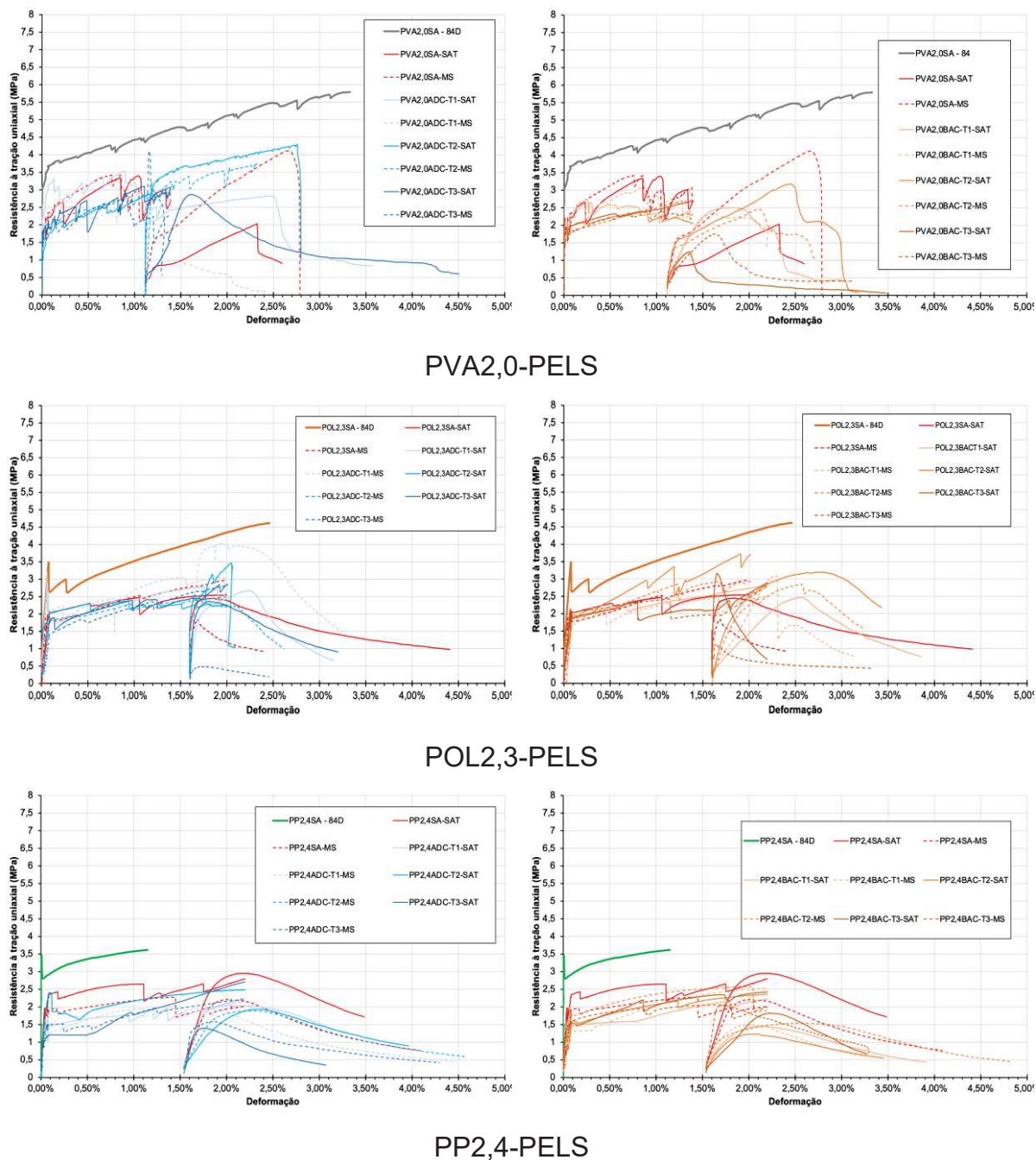
#### 4.4.2.2 Pós-Estado-limite de serviço (PELS)

O comportamento à tração pós-cicatrização, a análise da resistência residual e o potencial de cicatrização registrados nos compósitos no estágio de fissuração PEELS são discutidos nos itens a seguir.

##### 4.4.2.2.1 Tração direta

As curvas potenciais *tensão-deformação* dos compósitos investigados no PEELS, quando reensaiados na tração uniaxial, são apresentadas na Figura 163.

Figura 163 – Comportamento potencial dos compósitos investigados pela pesquisa no estágio de fissuração PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota-se que a resposta dos compósitos à regeneração altera-se entre os diferentes estágios de fissuração, ELS e PELS. Os menores valores de  $POT_{reg}$  foram registrados no PELS. O PVA2,0SA apresentou um dos piores comportamentos entre os compósitos de PVA2,0. O impacto do  $e_{med}$  das fissuras na regeneração dos compósitos é ainda mais relevante no estágio de PELS, no qual as aberturas foram maiores. Nota-se que na etapa de fissuração, o PVA2,0SA em condição SAT



apresentou uma série de picos de tensão ao longo da curva. Após a fissuração, o compósito já se apresentava vulnerável e com desempenho comprometido. Assim, mesmo após à cicatrização e testes de regeneração, não foi possível estimular a formação de novas fissuras no PVA2,0SA em condição saturada, havendo a propagação das aberturas já existentes e reduzindo sua resistência à tração direta residual.

Dentre os agentes, os compósitos contendo cristalizante obtiveram os maiores potenciais de regeneração, chegando a 74%. Verifica-se que os comportamentos entre as misturas são aleatórios por dependerem do tipo de produto formado na fissura,  $e_{med}$ , número de fissuras, condição de cura, entre outros. Estes fatores também foram discutidos por Deng e Liao (2018), Herbert e Li (2012) e Sahmaran *et al.* (2014) em seus estudos.

A variabilidade nas curvas de *tensão-deformação* e, conseqüentemente, no  $POT_{reg}$  também foram vistas no PVA2,0BAC, onde os valores permaneceram entre 20% e 50%. Nota-se que o  $POT_{reg}$  mostrou-se inferior ao obtido pelo PVA2,0ADC, visto que a espessura da fissura foi maior e, principalmente, a qualidade do produto de cicatrização formado ( $CaCO_3$ ) era inferior à do C-S-H.

As variações nos resultados de  $POT_{reg}$  continuaram nos compósitos POL2,3ADC e POL2,3BAC. O potencial identificado nestes compósitos foi de 11% a 87%, tendo o POL2,3ADC-T1 o melhor desempenho em relação aos demais. Nota-se que, tanto no PVA2,0 quanto no POL2,3, os aditivos cristalizantes obtiveram os maiores valores de  $POT_{reg}$  no PELS. Por outro lado, no ELS, o agente autônomo que provocou os maiores  $POT_{reg}$ , em sua maioria. Estes comportamentos estão relacionados à compatibilidade dos produtos às dimensões das fissuras a serem colmatadas, uma vez que ambos precipitaram C-S-H para o interior das aberturas.

Já no POL2,3BAC, os valores de  $POT_{reg}$  variaram entre 22% a 72%. Novamente, é estabelecida a relação entre à dimensão das fissuras, aumentada pela cápsula, e à calcita precipitada. Diante destas limitações, as fissuras remanescentes foram propagadas durante os ensaios de tração direta.

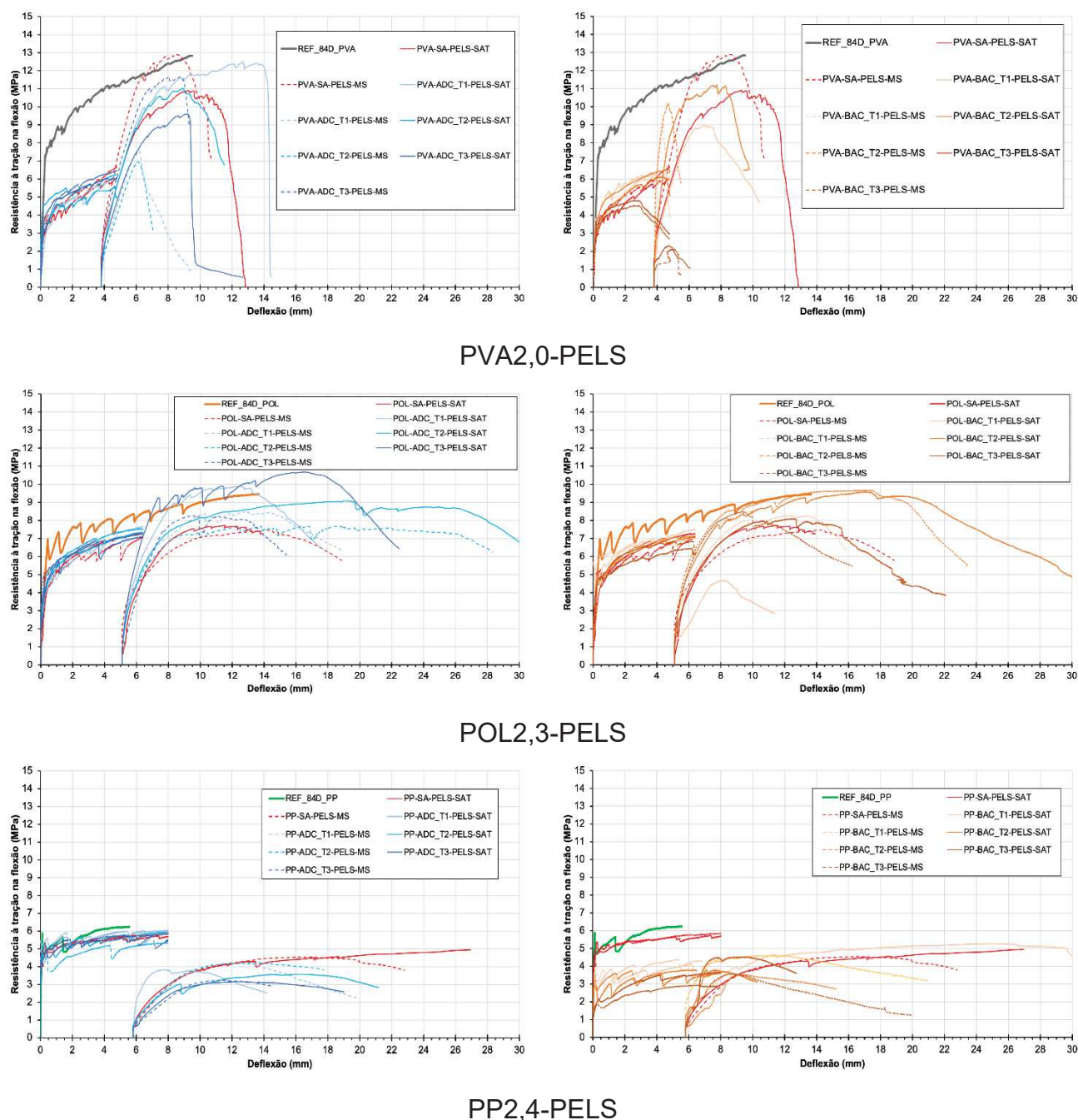
Nota-se que o comportamento do PP2,4 foi semelhante entre seus agentes de cicatrização. O potencial de regeneração obtido variou entre 36 a 83%. O PP2,4SA apresentou melhor desempenho e maior  $POT_{reg}$ . Todavia, analisando a curva *tensão-deformação*, percebe-se que não houve picos de tensão, ou seja, poucas ou nenhuma

nova fissura foram formadas. Por outro lado, houve apenas a constatação da propagação das fissuras remanescentes. Novamente, o  $e_{med}$  das fissuras impactou na propriedade autorregenerante dos compósitos, sendo necessário, neste caso, aprimorar o desempenho do reforço para que possam ser desenvolvidas fissuras de menor espessura.

#### 4.4.2.2 Tração na flexão

As curvas potenciais *tensão-deflexão* dos compósitos investigados no PELS, quando reensaiados à tração na flexão, são apresentadas na Figura 164.

Figura 164 – Comportamento potencial dos compósitos investigados pela pesquisa no estágio de fissuração PELS



Fonte: Elaborada pelo autor.

Observando os resultados apresentados na Figura 164, verificou-se que o maior  $POT_{reg}$  foi obtido pelo PVA2,0SA na condição MS, quando analisadas todas as combinações do compósito PVA2,0. Os comportamentos de regeneração destes compósitos contendo pozolanas e expostos aos ciclos de molhagem e secagem também foram registrados por Siad *et al.* (2017) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019). Segundo os autores, os melhores resultados foram justificados pela diluição dos

hidróxidos na água, o qual foi transportado e depositado sobre a superfície das fibras de PVA. Com isso, estimulou-se a formação de  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  sobre estes reforços e aumentou a quantidade de compostos disponíveis para aumento da atividade pozolânica dentro da fissura.

Como hipótese, visto que as fissuras no PVA2,0 possuem os menores  $e_{med}$  da pesquisa, pode ter havido a conservação de umidade no seu interior durante a secagem, mantendo as reações pozolânicas. O valor de  $POT_{reg}$  para o PVA2,0SA no MS foi de 100%, seguido pelo PVA2,0ADC-T1 com 96% na condição saturada. Novamente os melhores resultados nos compósitos contendo cristalizante foram obtidos quando saturados em água.

Já no PVA2,0BAC, pode-se perceber que os melhores resultados foram em condição saturada, tendo o PVA2,0BAC-T2 um  $POT_{reg}$  de 86%. Visto que a solução bacteriana não desenvolve adequadamente produtos de cicatrização quando imersa em água, os resultados de regeneração podem ser atribuídos à sílica ativa. Como evidência, destaca-se seu desempenho similar com o PVA2,0SA. Os exemplares do PVA2,0BAC-T3 apresentaram comportamento mecânico abaixo dos demais, rompendo precocemente. Este comportamento é explicado pelas consequências provocadas durante a etapa de fissuração, na qual os exemplares já indicavam fragilização acentuada.

No POL2,3, notou-se os ganhos nas tensões residuais, principalmente, nos compósitos contendo aditivo cristalizante. Seus valores de  $POT_{reg}$  variaram de 96% a 124% no SAT. Nestas mesmas condições de exposição, Deng e Liao (2018) também obtiveram valores superiores a 100% no  $POT_{reg}$ . Já no MS, 81% a 89%. Como justificativa aos resultados em SAT, pode-se considerar que o  $e_{med}$  foi maior ao obtido no ELS, havendo mais espaço dentro da fissura para expansão do produto formado pelo cristalizante. Em fissuras de  $e_{med}$  menor, ou seja, havendo menos espaço para espalhamento, o produto extravasou para fora da abertura, diminuindo seu potencial de contribuição à cicatrização e regeneração. Assim, como as fissuras apresentaram-se mais espessas, o produto de cicatrização manteve-se dentro das fissuras, espalhando-se horizontalmente (ver Figura 136), causando os ganhos na regeneração.

O POL2,3SA obteve  $POT_{reg}$  de 78% a 80%, estando estes dentro da faixa de valores obtida por Yang, Y., Yang, E. e Li (2011). Já o POL2,3BAC, na maioria dos

exemplares e teores, foi constatado comportamento análogo ao POL2,3SA. Porém o POL2,3BAC-T2 obteve  $POT_{reg}$  de 100% nas duas condições de cura.

O comportamento na flexão identificado nos exemplares do PP2,4SA e PP2,4ADC, tanto no período de fissuração quanto nos ensaios residuais, foram similares. Nas curvas de flexão pós-fissuração, constata-se que houve menos picos de tensão em relação ao PVA2,0 e POL2,3. Além desses, o  $POT_{reg}$  do PP2,4SA foi de 81% no SAT e 74% no MS. Resultados próximos a estes também foram obtidos por Qiu, Tan e Yang (2016) e Sahmaran *et al.* (2014). No PP2,4ADC, registrou-se o  $POT_{reg}$  entre 50% e 68% para as duas condições de cura. Verificou-se que a cura não foi determinante nos resultados de regeneração destes compósitos. Pode-se atribuir esta similaridade entre os valores à espessura das fissuras nos compósitos por não serem colmatadas completamente e favorecerem a propagação destas aberturas remanescentes.

Nos compósitos que constituem o PP2,4BAC, percebeu-se que as tensões obtidas durante a etapa de fissuração permaneceram abaixo dos valores referenciais, como já apresentado na Figura 114. Como justificativa, atribui-se este comportamento ao impacto da incorporação das cápsulas contendo a solução bacteriana. Com isso, a tensão de fissuração foi diminuída, acarretando a alteração da sua curva *tensão-deflexão*. As cápsulas (perlita expandida) provocaram a formação de planos preferenciais de fissura, o que altera o funcionamento micromecânico do ECC, de acordo com Wang, S. (2005). Nota-se também que quanto maior o teor de adição de BAC, menores foram as tensões ao longo da curva de fissuração.

Mesmo que a granulometria da perlita encapsulada fosse compatível à granulometria do agregado natural substituído, a formação dos planos de fissuração surgiu devido à baixa resistência da cápsula. Ou seja, substituiu-se um agregado de mesma granulometria, porém mais frágil. Assim, quando os compósitos foram sobrecarregados, a fragilidade na região de concentração da perlita permitiu o surgimento precoce de fissuras.

Já nas curvas pós-fissuração, verificou-se que as tensões residuais se mantiveram abaixo da curva referencial aos 84 dias. O  $POT_{reg}$  verificado foi de 59% a 84%, tanto para SAT quanto para MS. Novamente, as cápsulas provocaram estas reduções. Foi possível verificar que o comportamento das curvas de *tensão-deflexão* foi semelhante ao PP2,4SA e PP2,4ADC, mas a ruptura dos exemplares aconteceu

precocemente. Como hipótese, considera-se que a ruptura provocada pelo aumento do  $e_{med}$  e, conseqüentemente, propagação das fissuras remanescentes, limitando o surgimento de novas aberturas.

#### 4.4.2.3 Considerações sobre a regeneração

Neste item são discutidos os resultados obtidos nos ensaios de tração para obtenção do comportamento residual pós-cicatrização e, conseqüentemente, avaliação do potencial de regeneração dos compósitos. Na Tabela 49 é elucidada a média de novas fissuras formadas nos exemplares de cada compósito após os reensaios de tração.

Tabela 49 – Média do número de novas fissuras formadas ( $\eta_{t,med}$ ) nos compósitos após análise das tensões residuais

Ensaio de tração	ECC	$\eta_{t,med}$			
		SAT		MS	
		ELS	PELS	ELS	PELS
Uniaxial	PVA2,0	23	6	19	3
	POL2,3	17	3	13	2
	PP2,4	10	1	7	1
Flexão	PVA2,0	15	4	12	2
	POL2,3	14	5	10	4
	PP2,4	11	1	8	1

Fonte: Elaborada pelo autor.

Com base nos resultados apresentados na Tabela 49, percebe-se que o  $\eta_{t,med}$  foi soberano entre os compósitos saturados em água, quando comparados aqueles expostos aos ciclos de molhagem e secagem. O  $\eta$  após a cicatrização também foi observado por Yamamoto *et al.* (2010), que obtiveram valores entre 5 e 19 fissuras formadas na flexão, tanto no SAT quanto MS. Assim, verifica-se que o  $\eta$  obtido nesta tese é compatível ao documentado na literatura. Este comportamento ocorreu tanto nas amostras de tração direta quanto na flexão. Os resultados podem ser atribuídos à qualidade do produto formado nas fissuras saturadas em água, uma vez que se forma, principalmente, o C-A-S-H. Segundo Wu, Johannesson e Geiker (2012) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019), com este composto, é possível elevar as tensões residuais do ECC, mesmo fissurado.

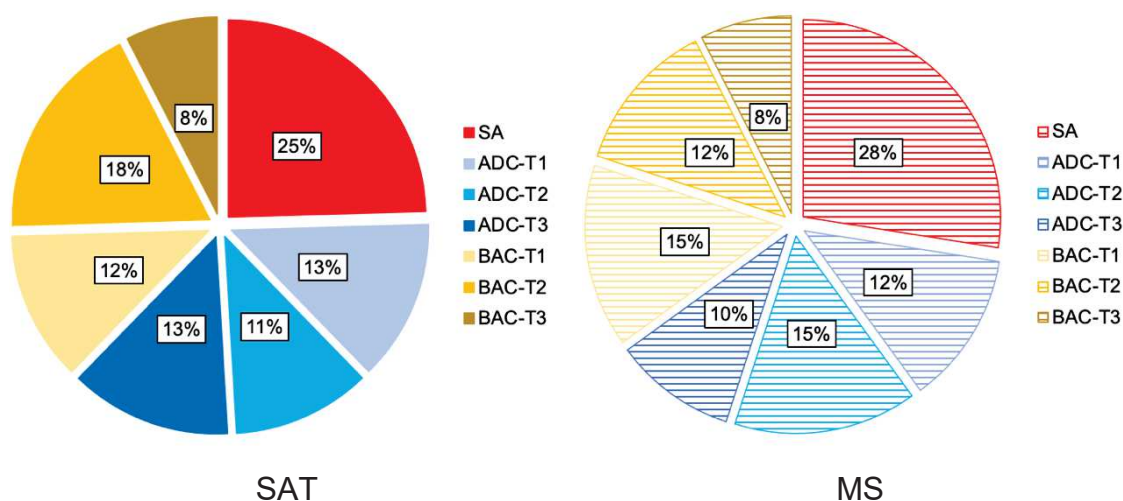


Dentre os compósitos, o PVA2,0 obteve o maior  $\eta_{t,med}$ , sendo atrelado à espessura média das suas fissuras. Notou-se que os demais apresentaram maior  $e_{med}$ , o que elevou a probabilidade de propagação das suas fissuras remanescentes.

Importante destacar que houve compósitos que apresentaram valores de  $MED_{cic}$  próximos a 100%, porém estes resultados não provocaram aumento do  $POT_{reg}$  na mesma proporção. De acordo com Deng e Liao (2018) e Herbert e Li (2012), o aumento do  $POT_{reg}$  está relacionado à qualidade do produto de cicatrização formado, e apenas a quantidade. Deste modo, como foi percebida a presença constante de calcita precipitada nas aberturas, sendo um produto de baixa contribuição mecânica, os ganhos de tensão residual foram limitados, ou seja, menores  $POT_{reg}$ . Percebe-se que o  $MED_{cic}$  e  $POT_{reg}$  não estiveram diretamente relacionados, pois uma cicatrização total não representou, na maioria dos casos,  $POT_{reg}$  de 100% ou mais.

A contribuição de cada agente de cicatrização para a geração de novas fissuras é apresentada na Figura 165.

Figura 165 – Proporção no surgimento de novas fissuras após reensaio de tração para cada agente de cicatrização



Fonte: Elaborada pelo autor.

Percebe-se que os compósitos contendo apenas sílica ativa provocaram o surgimento de um maior número de novas fissuras, tanto na condição SAT quanto MS. Estes resultados podem estar relacionados ao  $e_{med}$  dos compósitos contendo este agente autogênico, uma vez que foi o menor entre os compósitos contendo outros agentes de cicatrização. Nota-se que as contribuições do ADC e BAC foram

semelhantes. Yang, Y., Yang, E. e Li (2011) e Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019) já constataram que o ECC contendo adições pozolânicas possui alto potencial de regeneração e formação de novas fissuras, o que se repetiu nos resultados desta tese.

As respostas dos compósitos investigados no ensaio de tração na flexão apresentaram-se mais regulares e previsíveis. Então, sendo possível perceber o real impacto das condições de cura no  $POT_{reg}$  das misturas, quando submetidas aos esforços de tração. Este comportamento mais regular em relação aos obtidos na tração direta, podem ser visualizados nos compósitos contendo sílica ativa e aditivo cristalizante.

Evidenciou-se que os exemplares laminares (tração na flexão) apresentaram comportamentos mais semelhantes entre si, quando comparados aos *dogbone* (tração direta). Sahmaran, Yildirim e Erdem (2013) também identificaram respostas mais constantes nos compósitos submetidos à flexão. A variabilidade dos resultados dos compósitos submetidos à tração direta também foi elucidada por Wang, S. (2005), explicando que estes desvios são provocados, principalmente, pelo sentido dos esforços e dispersão dos poros na matriz, bem como a contribuição da inércia da peça. Portanto, as previsões para regeneração devem ser ainda mais estudadas, a fim de diminuir a variabilidade dos resultados provocada pela instrumentação adotada ao ECC. Zhang, Z., Zhang, Q. e Li (2019) também descreveram, como fatores que impactam nos resultados de regeneração do ECC, a distribuição das fibras nos planos de fissuração, o  $e_{med}$  das fissuras e a qualidade do produto de cicatrização gerado ou precipitado na abertura.

Li, V. (2019) recomendou que as análises de cicatrização e regeneração fossem realizadas em amostras laminares, como as placas utilizadas nos ensaios de flexão. Assim, os resultados tendem a manterem-se mais confiáveis.

Então, como visto nesta tese, as análises de regeneração foram feitas com base nos resultados de flexão, uma vez que foram constatadas incertezas e variações acentuadas nos resultados na tração uniaxial. Na Tabela 50 é apresentado o resumo dos resultados de  $POT_{reg}$  obtidos pelos compósitos na flexão com os diferentes agentes de cicatrização.

Tabela 50 – Potencial de cicatrização ( $POT_{reg}$ ) obtido por cada compósito investigado e para cada condição de cura após ensaios de flexão

ECC	Agente de cicatrização	$POT_{reg}$ (%)							
		ELS				PELS			
		SAT		MS		SAT		MS	
		Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
PVA2,0	SA	-	85	-	91	-	85	-	100
	ADC	65	77	44	73	74	96	53	89
	BAC	68	77	62	69	18	86	15	78
POL2,3	SA	-	89	-	74	-	80	-	78
	ADC	94	97	54	77	96	124	81	89
	BAC	86	91	74	100	35	100	62	100
PP2,4	SA	-	77	-	100	-	81	-	74
	ADC	50	66	61	73	50	68	50	68
	BAC	69	79	79	95	73	84	56	73

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nota: **Maior em cada compósito; menor em cada compósito.**

Com base nos valores de  $POT_{reg}$  apresentados na Tabela 50, percebe-se que o agente de cicatrização que mais contribuiu para a regeneração do PVA2,0 foi a sílica ativa nas duas condições de cura, bem como nos dois estágios de fissuração. Os menores valores foram obtidos pelos compósitos autônomos, sendo o ADC e BAC.

Já no POL2,3, as maiores contribuições foram dos agentes autônomos. Na condição saturada, o aditivo cristalizante proporcionou melhores resultados e após os ciclos de molhagem e secagem a solução bacteriana foi superior. Fica evidente o impacto da condição de cura tanto no ADC quanto no BAC, na qual obtiveram os melhores resultados nas condições mais favoráveis formação dos seus produtos de cicatrização. Os menores valores de  $POT_{reg}$  também foram obtidos por estes agentes e relacionam-se às condições de cura.

No PP2,4 percebeu-se um comportamento alternado entre os resultados dos agentes de cicatrização, tendo o SA e BAC valores muito próximos nos dois estágios de fissuração e em condição saturada. Porém, seu comportamento na regeneração foi limitado e inferior aos demais compósitos estudados, apresentando as menores tensões residuais da pesquisa.



## 5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Neste capítulo apresentam-se as conclusões obtidas após a análise e discussão dos resultados dos compósitos investigados no programa experimental, bem como sugestões para o desenvolvimento de trabalhos futuros.

### 5.1 CONCLUSÕES

As conclusões alcançadas para os compósitos investigados neste estudo são apresentadas em relação ao objetivo específico correspondente, conforme segue:

a) em relação ao objetivo específico (a), de determinar o teor de adição equivalente ente os compósitos com fibras de PP, POL e PVA, quando submetidos à flexão, a fim de que atinjam  $J_b'$  semelhantes aos 7 dias de cura, concluiu-se que:

- a energia complementar ( $J_b'$ ) obtida pelo PVA2,0SA foi equivalente a 666 J, sendo este o valor referência para os demais compósitos contendo fibras hidrofóbicas. Dentre os compósitos com fibras de POL, aquele que mais se aproximou do valor referência foi o POL2,3SA, atingindo um  $J_b'$  de 654 J com desvio de apenas 2% em relação ao PVA2,0SA. Nos compósitos contendo fibras de PP, o teor que mais se aproximou dos resultados requeridos foi o 2,4% (PP2,4SA), chegando a um valor para  $J_b'$  de 598 J. Então, o POL2,3SA e PP2,4SA obtiveram energia complementar ao compósito dentro da faixa estipulada para análise e próximos dos valores obtidos no PVA2,0SA.

Cabe destacar que nos compósitos contendo fibras de POL chegaram a superar o  $J_b'$  obtido no PVA2,0SA, sendo o caso do POL2,7SA com 695 J. Assim, as fibras de POL mostraram-se promissoras para o desenvolvimento do ECC, em função da energia complementar. As fibras de PP apresentaram maiores dificuldades ao atendimento do  $J_b'$  baseado nos valores do PVA2,0SA, que são justificados pela limitação das propriedades mecânicas do reforço em relação aos demais, como: resistência de aderência ( $\tau_0$ ), módulo de elasticidade ( $E$ ) e taxa de alongamento ( $A$ );

b) em relação ao objetivo específico (b), de realizar a caracterização no estado fresco e endurecido dos compósitos com teor equivalente de fibra até os 84 dias de idade, atendendo aos requisitos de classificação do ECC, pode-se pontuar que:

- os compósitos que apresentaram os melhores resultados no estado fresco foram o PVA2,0SA, com espalhamento médio de 255 mm, seguido pelos compósitos com fibras de PP2,4SA e POL2,3SA. Com os valores obtidos no  $\Gamma$  e  $G_c$ , constatou-se que os compósitos atingiram consistência plástica, porém sua consistência não provocou dificuldades durante a moldagem das amostras. Mesmo havendo altos teores de adição de fibras, não foi percebido o surgimento de grumos de fibras, mostrando que a matriz proporcionou a dispersão correta dos reforços;
- aos 84 dias de cura, os compósitos PVA2,0SA e POL2,3SA apresentaram características compatíveis aos critérios de classificação estabelecidos ao ECC, analisando, preferencialmente, seu comportamento à tração. Os melhores resultados mais próximos aos de um ECC foram registrados no PVA2,0SA seguido pelo POL2,3SA, sendo que ambos apresentaram comportamento *hardenig*. Também, ressalta-se que ambos os dois compósitos apresentaram multifissuração quando submetidos aos esforços de tração, o que é uma característica requerida para o ECC, bem como fissuras com espessura abaixo de 100  $\mu m$ . Com estas características, verificou que as fibras de POL apresentaram resultados promissores ao desenvolvimento de ECC na região deste estudo. O comportamento apresentado pelo PVA2,0SA já era esperado, com base na caracterização elucidada na bibliografia;
- por outro lado, o PP2,4SA não foi classificado como ECC estrutural, uma vez que seus resultados não atingiram os valores mínimos requeridos para a classificação. O comportamento à tração do PP2,4SA mostrou-se aquém do esperado, além de não atingir a multifissuração nas idades mais avançadas. Como justificativa, estes resultados são atribuídos ao alto módulo de elasticidade da matriz cimentícia, que influenciou na interação fibra-matriz. O reforço possui baixo módulo de elasticidade e, conseqüentemente, perdeu-se a compatibilidade entre as fases do ECC. Nota-se que as demais fibras, por terem menor taxa de alongamento e



maior módulo de elasticidade, apresentaram-se compatíveis com a mesma matriz. Com isto, fica a oportunidade de baixar a qualidade da matriz para favorecer o funcionamento das fibras de PP;

- diferente do comportamento à tração, os resultados obtidos pelos três compósitos, quando submetidos à compressão, foram semelhantes e demonstraram a alta resistência e rigidez dos compósitos para o desenvolvimento de um ECC estrutural. A resistência à compressão dos compósitos superou 90 MPa aos 84 dias e o módulo de elasticidade à compressão permaneceu próximo de 28 GPa na mesma idade;

c) em relação ao objetivo específico (c), de investigar a contribuição dos diferentes agentes (sílica ativa, aditivo cristalizante e solução bacteriana) na cicatrização média e potencial dos compósitos (ECCPP, ECCPOL e ECCPVA) ao final dos 77 dias pós-fissuração, concluiu-se que:

- ao longo do estudo, pode-se avaliar a cicatrização das fissuras de duas maneiras, sendo ela a média (contínua) e a potencial (pontual). Na cicatrização média, que considerou a formação de produtos ao longo de todo o trecho da fissura, o agente de cicatrização que apresentou melhor comportamento e contribuição aos compósitos foi a sílica ativa. Este agente mostrou ser capaz de produzir uma espessura média de produto ( $e_{med,prod}$ ), dentro da fissura, de até 100  $\mu m$ . A contribuição dos agentes autônomos para a cicatrização média da fissura foi limitada, pois os valores do  $e_{med,prod}$  mantiveram-se abaixo de 100  $\mu m$ , independente dos teores praticados. Neste estudo foi possível verificar que os agentes autônomos atuaram apenas pontualmente no comprimento da fissura. Ressalta-se que a incorporação da sílica ativa aconteceu em todos os compósitos da pesquisa, até mesmo aqueles com agente autônomo, uma vez que era parte integrante da matriz base. Assim, uma parcela dos resultados de cicatrização média dos compósitos contendo ADC e BAC esteve relacionada à atividade pozolânica da sílica (agente autogênico);
- na cicatrização potencial, os agentes autônomos obtiveram os melhores resultados, ou seja, foram capazes de gerar volumes de produto para a selagem de pontos mais espessos das fissuras. Os melhores resultados

foram obtidos pelas soluções bacterianas. Verificou-se que as soluções bacterianas foram capazes de gerar uma quantidade de produto suficiente para colmatar trechos de fissuras com espessuras de até 900  $\mu m$ . Já o ADC apresentou potencial de cicatrização de trechos de fissuras com até 550  $\mu m$ . Para os dois agentes autônomos, à medida em que se aumentava a concentração dos agentes no compósito, o potencial de cicatrização também era aumentado. Já a espessura máxima de produto formada pelo agente autogênico foi de 200  $\mu m$ ;

- após o período de análise da cicatrização, percebeu-se que as menores espessuras residuais ( $e_{res,med}$ ) foram registradas nos compósitos contendo apenas sílica ativa como agente de cicatrização. No ELS, as fissuras dos compósitos com a sílica ativa apresentaram  $e_{res,med}$  de até 40  $\mu m$  e no PELS 64  $\mu m$ . Já, com a inclusão dos agentes autônomos, o  $e_{res,med}$  dos compósitos chegou a atingir 150  $\mu m$ , apresentando os piores resultados de cicatrização. Adicionando estes agentes autônomos na matriz, principalmente, as soluções bacterianas, houve o aumento da espessura das fissuras, o que provocou a necessidade de produção de volumes maiores de produto para a cicatrização;
- em relação ao comportamento dos compósitos frente à cicatrização, constatou-se que o PVA2,0 obteve os melhores resultados de cicatrização, entre os demais compósitos, para todos os agentes de cicatrização. Esta afirmação é associada aos valores de  $e_{res,med}$ , que se apresentaram como os menores da pesquisa no PVA2,0. Estes resultados obtidos pelo PVA2,0, na cicatrização, foram atribuídos às baixas espessuras das fissuras nestes compósitos, as quais permaneceram abaixo de 100  $\mu m$  nos dois estágios de fissuração. Assim, com menores fissuras, favoreceu a atuação dos diferentes agentes de cicatrização;
- destaca-se os resultados de cicatrização do POL2,3, obtendo valores de cicatrização próximos aqueles dos compósitos com fibras de PVA. Já o PP2,4 apresentou os piores resultados de cicatrização da pesquisa, para todos os agentes, por apresentar as fissuras de maior espessura entre os demais compósitos investigados neste estudo. Com isso, pode-se

verificar que a espessura da fissura a ser colmatada impactou diretamente nos valores de  $MED_{cic}$  de cada agente na cicatrização;

d) em relação ao objetivo específico (d), de avaliar o impacto na cicatrização dos compósitos quando submetidos a diferentes condições de exposição (ambiente saturado e ciclos de molhagem-secagem), concluiu-se que:

- os resultados da cicatrização dos compósitos em relação às diferentes condições de cura, no geral, mantiveram-se semelhantes. No entanto, a forma de cicatrização mostrou-se diferente. Tanto na condição SAT quanto MS, foi possível perceber a ocorrência de lixiviação. As amostras expostas aos ciclos de molhagem e secagem apresentaram indícios mais evidentes de ocorrência da lixiviação, tendo produtos aderidos na superfície da amostra, no interior da fissura, principalmente nos trechos mais sinuosos, além de evidenciar a ocorrência de escoamento de produtos para fora da abertura. Já nas amostras expostas à condição saturada, percebeu-se uma formação de produto mais uniforme ao longo da fissura e não houve constatação de escoamento de produto;
- durante os ciclos de molhagem e secagem, a precipitação de produtos e o transporte de compostos pela fissura proporcionou o acúmulo de material, principalmente, nos compósitos  $e_{med}$  de até  $135 \mu m$ , como o PVA2,0 e POL2,3. Já no PP2,4, por apresentar fissuras acima de  $150 \mu m$ , obteve resultados mais variados entre as condições de cura, sendo relacionados, principalmente, pelo fluxo de água dentro da fissura, que transportou uma quantidade de compostos para fora da fissura, diminuindo o  $MED_{cic}$ . Assim, pode-se perceber que fissuras de maior espessura podem apresentar maior dificuldade para colmatação quando expostas aos ciclos de molhagem e secagem devido ao fluxo de água ser mais intenso no seu interior, não favorecendo a deposição dos compostos;
- o impacto das condições de cura na eficiência dos agentes de cicatrização pode ser evidenciado nos resultados de potencial de cicatrização. Todos os agentes apresentaram os melhores para  $e_{pot,prod}$  quando condicionados em ambiente saturado com água. No entanto, quando expostos aos ciclos de molhagem e secagem, o  $e_{pot,prod}$  de cada

agente foi, na sua maioria, diminuído devido à ausência de umidade para continuidade das reações químicas e pelo fluxo da água no interior da fissura, que levou à lixiviação dos compostos;

- dentre os agentes de cicatrização, os melhores resultados de  $e_{pot,prod}$  em SAT e MS foram obtidos pelos compósitos contendo solução bacteriana, seguidos dos resultados dos cristalizantes. Por outro lado, estes dois agentes de cicatrização também foram os mais prejudicados com a variação de umidade. As reduções mais severas do  $e_{pot,prod}$  ocorreram no ADC, chegando a 77% de queda. No BAC os valores de  $e_{pot,prod}$  no MS foram de 67% menores em relação à saturação em água;
  - quando avaliada a cicatrização média, pode-se verificar que os resultados entre os diferentes agentes de cicatrização mantiveram-se próximo, permanecendo com  $e_{med,prod}$  de 100  $\mu m$ . Apenas os compósitos contendo solução bacteriana no T3 atingiram valores para  $e_{med,prod}$  de 150  $\mu m$ , visto que a oxigenação da solução bacteriana provocou o aumento da produção de calcita. Assim, verificou-se que os principais impactos na atuação dos agentes de cicatrização com a variação das condições de cura aconteceram na formação potencial de produtos;
- e) em relação ao objetivo específico (e), de identificar os produtos da cicatrização precipitados nas fissuras dos compósitos para cada agente utilizado, pode-se pontuar que:
- nas fissuras contendo apenas a sílica ativa como agente de cicatrização, observou-se pela técnica de DRX a presença de compostos como C-S-H, C-A-S-H,  $CaCO_3$ ,  $SiO_2$  e  $Al_2O_3$ . Nas análises de MEV pode-se perceber a presença de cristais de formato definido que se assemelham à calcita, bem como outros indefinidos que podem corresponder ao C-S-H e C-A-S-H;
  - nos compósitos contendo a adição cristalizante, identificaram-se os compostos C-S-H, C-A-S-H,  $CaCO_3$  e  $Al_2O_3$  por meio da técnica de DRX, tendo produto semelhante ao gerado pelas pozolanas. Já na análise visual, percebeu-se a presença de cristais também com formato definido

podendo ser caracterizado como cristais de calcita. Constatou-se também indícios da presença de C-S-H por meio do MEV;

- por fim, os produtos formados pela solução bacteriana foram, preferencialmente, o  $\text{CaCO}_3$ , como já era esperado, além de C-S-H e  $\text{SiO}_2$ . Na técnica de MEV pode-se perceber indícios de sobreposição de lâminas, o que corresponde a presença de calcita;
- f) em relação ao objetivo específico (f) de analisar o potencial de regeneração de cada ECC na flexão e à tração direta, após processo de cicatrização:
- o comportamento dos exemplares foi mais variado nos ensaios de tração uniaxial, tanto no ELS quanto PELS. Pode-se perceber que os compósitos ensaiados no ELS apresentaram tensões residuais ( $\sigma_{td,residual}$ ) mais próximas às iniciais ( $\sigma_{td}$ ), bem como a formação de novas fissuras nas duas condições de cura. Porém, pode-se perceber uma redução no número de fissuras formadas quando os compósitos foram expostos aos ciclos de molhagem e secagem, o que está relacionado à qualidade dos compostos inseridos nas fissuras. Dentre as tensões residuais, as maiores foram registradas nos compósitos reforçados com fibras de PVA, obtendo  $POT_{reg}$  de até 100%, considerando todos os agentes de cicatrização. Os compósitos POL2,3 atingiram resultados relevantes à tração direta, com  $POT_{reg}$  de até 97%, assemelhando-se aqueles com fibras de PVA;
  - os resultados menos promissores foram obtidos pelo PP2,4, não havendo uma distinção clara da contribuição dos agentes na regeneração dos compósitos, uma vez que suas fissuras apresentavam maior espessura, tendenciando a propagação das fissuras remanescentes e diminuindo as tensões residuais;
  - no PELS, o comportamento de regeneração dos compósitos apresentou-se semelhante ao estágio de fissuração anterior, tendo as maiores tensões residuais o PVA2,0 e as piores o PP2,4. Também, observou-se que com um estágio mais avançado de fissuras, nenhum dos compósitos atingiu os mesmos valores de tensão inicial ( $\sigma_{td}$ ), mantendo o  $POT_{reg}$  abaixo de 87% na sua maioria. A formação de novas

- fissuras foi severamente reduzida entre os compósitos, principalmente, aqueles com fibras de PP, tendo uma redução de até 90%;
- de maneira geral, verificou-se que o comportamento à regeneração dos compósitos nos ensaios de tração direta mostrou-se relacionado à espessura média das fissuras, tendo o PVA2,0 as menores espessuras da pesquisa e os melhores resultados de regeneração. Já PP2,4 obteve os maiores  $e_{med}$  e, conseqüentemente, os piores resultados de regeneração. Diferente das tensões residuais, a formação de novas fissuras mostrou ser impactada pelas variações nas condições de cura, onde o maior número de novas fissuras formadas ocorreu em ambiente saturado com água, tendo como hipótese a qualidade dos produtos formados nesta condição;
  - quando analisados os resultados de regeneração dos compósitos à tração na flexão, percebeu-se que os comportamentos dos exemplares permaneceram mais previsíveis e representativos;
  - no ELS, as maiores tensões residuais foram obtidas novamente pelo PVA2,0, porém o maior  $POT_{reg}$  foi obtido pelo compósito POL2,3 com até 100% no ELS. As menores tensões residuais foram observadas no PP2,4, bem como os menores valores para  $POT_{reg}$ . Foi possível constatar a formação de novas fissuras em todos os compósitos investigados, porém aqueles que apresentaram um maior número foram o PVA2,0 e POL2,3. Nestes ensaios, os resultados de regeneração dos compósitos contendo solução bacteriana não apresentaram prejuízos tão relevantes quanto aqueles registrados na tração direta, chegando a reestabeleceram as tensões máximas iniciais. O comportamento destes compósitos contendo a sílica ativa e o cristalizante foram alternados, ora a sílica ativa sendo melhor ora os teores de aditivo cristalizante;
  - já no PELS, pode-se perceber que as maiores tensões residuais também foram obtidas pelo PVA2,0, no entanto os maiores valores de  $POT_{reg}$  foram observados no POL2,3. Adicionando ADC e BAC no POL2,3 atingiu-se valores de  $POT_{reg}$  de 124 e 100%, respectivamente. Tanto no PVA2,0 quanto no POL2,3, houve a formação de novas fissuras, porém em menor quantidade, quando comparados aos ELS. O menor número



de fissuras formadas, bem como os menores valores de  $POT_{reg}$  mantiveram sendo observados no PP2,4.

- analisando a contribuição dos agentes de cicatrização à regeneração, percebeu-se que os compósitos contendo apenas sílica ativa apresentaram maior tendência ao surgimento de novas fissuras, tanto no ELS quanto no PELS, representando cerca de 30% entre os agentes. Deste modo, mostrando que a adição pozolânica é capaz de proporcionar compósitos regenerantes, como no PVA2,0 e POL2,3, no entanto deve-se atentar à dimensão das fissuras;
- por fim, percebeu-se, tanto nos ensaios de tração direta quanto na flexão, que a o percentual de cicatrização não esteve diretamente relacionado ao potencial de regeneração dos compósitos. Valores de  $MED_{cic}$  próximos de 100% não causaram ganhos nas tensões residuais na mesma proporção, uma vez que a regeneração está atrelada à qualidade do produto formado e não apenas o volume deste produto dentro da fissura.

Diante das considerações envolvendo os objetivos específicos, pode-se concluir os seguintes pontos objetivo geral da pesquisa:

- a) desenvolver *Engineered Cementitious Composites* (ECC) autocicatrizantes com diferentes fibras poliméricas e agentes de cicatrização com o uso de materiais disponíveis na região do estudo:
  - foi possível desenvolver compósitos com os materiais disponíveis na região do estudo, que atendessem a classificação de ECC, utilizando fibras de PVA e recicladas de POL nos teores de 2,0% e 2,3%, respectivamente. No entanto, neste estudo, os compósitos contendo fibras de PP não apresentaram comportamento e resultados que atingissem os requisitos mínimos a um ECC. Destaca-se que a qualidade da matriz adotada para desenvolvimento do compósito limitou as contribuições dos reforços hidrofóbicos de baixo módulo de elasticidade. Mesmo assim, nas idades iniciais, quando a matriz se encontrava menos resistente e menos rígida, as fibras de PP proporcionaram um comportamento *strain-hardening* ao compósito,

obtendo valores semelhantes aos demais reforços da pesquisa. Com estes resultados, pode-se identificar que as fibras de PP são promissoras para a produção de ECC. Então, cabe avançar as pesquisas de ECC na região com matrizes menos ricas para que os reforços menos nobres (PP e POL) possam contribuir ser mais eficientes, no que tange às respostas de *strain* e *deflection-hardening*, bem como na multifissuração;

- além da favorecer compatibilização entre as propriedades mecânicas da fibra e matriz, como o módulo de elasticidade, pode-se atribuir às fibras uma interação química com a matriz, melhorando a transferência de tensões na interface fibra-matriz. Esta propriedade é adquirida pelas fibras com o uso de aditivos químicos já disponíveis na região do estudo;
- destaca-se que as avaliações ocorreram até os 84 dias de cura para que fosse possível determinar o comportamento dos compósitos ao longo do tempo. Quando o ECC é projetado em estruturas, deve-se conhecer ainda mais suas propriedades físicas e mecânicas finais, a fim de aproximar os resultados laboratoriais das condições reais da peça estrutural. Como uma das principais características a ser avaliada e conhecida é a capacidade de deformação do material durante a sua VU. Então, sendo registrado neste estudo, a deformabilidade dos compósitos com fibras hidrofílicas foi sendo diminuída ao longo das idades, ao contrário dos reforços de POL;
- neste estudo pode-se perceber a influência das dimensões das peças no comportamento mecânico do ECC. Pode-se verificar que amostras com seção transversal de maior inércia provocaram a redução na deformabilidade do conjunto, porém resultados menos variáveis. A baixa variabilidade dos resultados esteve relacionada ao aumento do número e distribuição das fibras na seção, bem como pouca influência das falhas/vazios presentes na seção transversal das peças;
- cabe destacar que nas peças de maior inércia as fibras hidrofóbicas apresentaram-se mais alongadas do que nas placas (menor inércia), o que esteve relacionado às tensões as quais estiveram submetidas. Percebeu-se que as peças mais robustas necessitaram de maior carga para ruptura e submeteram às fibras a maiores tensões de tração. A

influência da rigidez da peça pode provocar comportamentos distintos ao esperado para um ECC. Em peças mais esbeltas, as cargas necessárias para rompê-la são menores e podem favorecer o funcionamento das fibras. Já em elementos de maior inércia, as fibras podem não ter o mesmo resultado e terem seu desempenho comprometido. Deste modo, como parâmetros de projeto estrutural com o ECC, verifica-se a necessidade de conhecer suas propriedades ao longo do tempo e o comportamento do compósito com base na forma geométrica do elemento estrutural;

- relacionado à cicatrização dos compósitos desenvolvidos verificou-se que o agente de cicatrização compatível a estes compósitos, verificou que a sílica ativa obteve os melhores resultados relacionadas à cicatrização contínua das fissuras. O aditivo cristalizante e a solução bacteriana mostraram-se promissores à cicatrização no ECC, porém com atuação pontual na fissura;
- é importante destacar que a fissuração dos compósitos foi feita de maneira precoce, aos 7 dias de cura, e uma quantidade de produtos formados na fissura, principalmente, C-S-H e C-A-S-H, podem ter sido formados pela hidratação natural dos aglomerantes (cimento e sílica ativa). Deste modo, os valores de cicatrização média e potencial de cicatrização são compatíveis as condições induzidas para esta idade precoce de fissuração. Em fissurações tardias, os valores podem ser alterados, uma vez que a quantidade de produtos anidros disponíveis para reações é menor.

## 5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Durante a realização dessa pesquisa e seu programa experimental, verificou-se oportunidades de melhoria e novas variáveis a serem analisadas, conforme se descreve:

- a) avaliar o impacto das propriedades mecânicas da matriz cimentícia no compósito, principalmente, no impacto à atuação e contribuição de diferentes fibras poliméricas. Deste modo, pode-se reduzir o consumo de aglomerantes na matriz e favorecer a inserção de fibras poliméricas menos

- nobres (PP) no ECC sem que haja prejuízos ao comportamento mecânico e cicatrizante;
- b) investigar o comportamento de ECCs com o uso de diferentes teores de fibras de polipropileno, em matrizes de baixo módulo de elasticidade, e empregando aditivos químicos que proporcionem aderência química dos reforços para com a matriz;
  - c) determinar as alterações no comportamento mecânico dos ECCs ao longo do tempo, a fim de fornecer dados mais representativos para o correto dimensionamento de estruturas utilizando este compósito.
  - d) analisar o comportamento na fluência à tração dos compósitos desenvolvidos neste estudo, uma vez que esta é umas das principais lacunas na caracterização dos ECCs;
  - e) propor investigações relacionadas ao comportamento mecânico de elementos estruturais pré-fabricados quando aplicado o ECC isoladamente e em conjunto com armaduras. Assim, pode-se ampliar as alternativas de produtos à indústria da construção na região do estudo;
  - f) analisar o impacto das variações de temperatura no desenvolvimento e potencial de cicatrização dos ECCs desenvolvidos na região, assemelhando-se às condições reais de exposição de uma construção;
  - g) verificar o comportamento dos ECCs quando submetidos a ciclos consecutivos de fissuração, cicatrização e regeneração, a fim de aproximar os estudos laboratoriais às condições reais que as estruturas e elementos estão submetidos;
  - h) desenvolver estudos relacionados aos ECCs quando realizada a diluição da solução bacteriana diretamente na água de amassamento da mistura, sem a necessidade de encapsulamento. Com isso, pode-se minimizar os procedimentos necessários e retirando a influência do agregado leve nas propriedades do ECC;
  - i) investigar o comportamento dos ECCs, quanto ao desempenho mecânico e cicatrização, com a hibridização de materiais pozolânicos. Assim, é possível otimizar o consumo da sílica ativa e combiná-la com materiais de menor custo como a cinza volante (CV), cinza de casca de arroz (CCA) e escória de alto forno (EAF).

- j) identificar a quantidade de hidróxido de cálcio disponível na matriz do ECC ao longo do tempo para que sejam determinadas as delimitações dos agentes autogênicos, como as pozolanas.
- k) desenvolver matrizes de ECC com o uso de incorporadores de ar, a fim de produzir vazios de dimensões próximos ao tamanho crítico, tendo um mecanismo de controle para estimular a multifissuração do compósito.





## REFERÊNCIAS

- ADAK, A. **Self healing concrete**. Chaksu, Jaipur: Jagannath University, 2015. Disponível em: [https://www.academia.edu/23833460/SELF\\_HEALING\\_CONCRETE](https://www.academia.edu/23833460/SELF_HEALING_CONCRETE). Acesso em: 25 ago. 2020.
- AMERICAN CONCRETE INSTITUTE (ACI). **ACI 318-14**: building code requirements for structural concrete and commentary. Farmington Hills: ACI, 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM INTERNACIONAL). **C39 / C39M-20**: standard test method for compressive strength of cylindrical concrete specimens. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2020. Disponível em: <https://www.astm.org/Standards/C39>. Acesso em: 08 ago. 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM INTERNACIONAL). **C1609 / C1609M-19a**: standard test method for flexural performance of fiber-reinforced concrete (Using beam with third-point loading). West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019. Disponível em: <https://www.astm.org/Standards/C1609>. Acesso em: 08 ago. 2020.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 5739**: concreto: ensaio de compressão de corpos de prova cilíndricos. Rio de Janeiro: ABNT, 2018a.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 6118**: projeto de estruturas de concreto: procedimento. Rio de Janeiro: ABNT, 2014.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 8522**: concreto: determinação dos módulos estáticos de elasticidade e de deformação à compressão. Rio de Janeiro: ABNT, 2017a.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 9778**: argamassa e concreto endurecidos: determinação da absorção de água, índice de vazios e massa específica. Rio de Janeiro: ABNT, 2005a.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 11768**: aditivos químicos para concreto de cimento Portland. Rio de Janeiro: ABNT, 2011.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 13276**: argamassa para assentamento e revestimento de paredes e tetos: determinação do índice de consistência. Rio de Janeiro: ABNT, 2016.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 13279**: argamassa para assentamento e revestimento de paredes e tetos: determinação da resistência à tração na flexão e à compressão. Rio de Janeiro: ABNT, 2005b.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 16605**: Cimento Portland e outros materiais em pó: determinação da massa específica. Rio de Janeiro: ABNT, 2017b.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 16697**: cimento Portland: requisitos. Rio de Janeiro: ABNT, 2018b.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR NM 45**: agregados: determinação da massa unitária e do volume de vazios. Rio de Janeiro: ABNT, 2006.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR NM 52**: agregado miúdo: determinação da massa específica e massa específica aparente. Rio de Janeiro: ABNT, 2009.

ABDULKAREEM, O. M. *et al.* Mixture design and early age investigations of more sustainable UHPC. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 163, p. 235–246, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.12.107>.

Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817325126>. Acesso em: 12 ago. 2020.

ACHAL, V.; MUKERJEE, A.; REDDY, M. S. Biogenic treatment improves the durability and remediates the cracks of concrete structures. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 48, p. 1–5, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2013.06.061>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061813005795>. Acesso em: 18 ago. 2020.

ACHAL, V.; MUKHERJEE, A.; REDDY, M. S. Effect of calcifying bacteria on permeation properties of concrete structures. **Journal of Industrial Microbiology and Biotechnology**, Berlin, v. 38, p. 1229–1234, 2011. DOI: 10.1007/s10295-010-0901-8. Disponível em: <https://academic.oup.com/jimb/article-pdf/38/9/1229/34723211/jimb1229.pdf>. Acesso em: 03 set. 2020.

AFEFY, H. M. E. D.; MAHMOUD, M. H. Structural performance of RC slabs provided by pre-cast ECC strips in tension cover zone. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 65, p. 103–113, 2014. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2014.04.096>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181400422X>. Acesso em: 04 ago. 2020.

AHN, T.-H.; KISHI, T. Crack self-healing behavior of cementitious composites incorporating various mineral admixtures. **Journal of Advanced Concrete Technology**, Tokyo, v. 8, n. 2, p. 171–186, 2010. Disponível em:

[https://www.jstage.jst.go.jp/article/jact/8/2/8\\_2\\_171/\\_pdf/-char/en](https://www.jstage.jst.go.jp/article/jact/8/2/8_2_171/_pdf/-char/en). Acesso em: 11 ago. 2020.

AHSAN, M. B.; HOSSAIN, Z. Supplemental use of rice husk ash (RHA) as a cementitious material in concrete industry. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 178, p. 1–9, 2018. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.05.101>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818311681>. Acesso em: 10 jul. 2020.

AIȦCIN, P. C. Cements of yesterday and today: concrete of tomorrow. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 30, n. 9, p. 1349–1359, 2000.

AL-GEMEEL, A. N.; ZHUGE, Y. Experimental investigation of textile reinforced engineered cementitious composite (ECC) for square concrete column confinement. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 174, p. 594–602, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.04.161>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818309747>. Acesso em: 05 ago. 2020.

AL-GEMEEL, A. N.; ZHUGE, Y. Using textile reinforced engineered cementitious composite for concrete columns confinement. **Composite Structures**, Amsterdam, v. 210, p. 695–706, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.11.093>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0263822318306457>. Acesso em: 20 jul. 2020.

AL-MAJIDI, M. H. *et al.* A novel corrosion resistant repair technique for existing reinforced concrete (RC) elements using polyvinyl alcohol fibre reinforced geopolymer concrete (PVAFRGC). **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 164, p. 603–619, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.12.213>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817326181>. Acesso em: 08 ago. 2020.

ALAZHARI, M. *et al.* Application of expanded perlite encapsulated bacteria and growth media for self-healing concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 160, p. 610–619, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.11.086>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S095006181732295X>. Acesso em: 18 ago. 2020.

ALDEA, C.-M.; SHAH, S. P.; KARR, A. Effect of cracking on water and chloride permeability of concrete. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 11, n.3, p. 181–187, 1999. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)0899-1561\(1999\)11:3\(181\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0899-1561(1999)11:3(181)). Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%290899-1561%281999%2911%3A3%28181%29>. Acesso em: 18 ago. 2020.

ALDEA, C-M. *et al.* Extent of healing of cracked normal strength concrete. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 12, n. 1, p. 92–96, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)0899-1561\(2000\)12:1\(92\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0899-1561(2000)12:1(92)). Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%290899-1561%282000%2912%3A1%2892%29>. Acesso em: 10 ago. 2020.

ALGHAMRI, R.; KANELLOPOULOS, A.; AL-TABBAA, A. Impregnation and encapsulation of lightweight aggregates for self-healing concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 124, p. 910–921, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.07.143>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061816312430>. Acesso em: 11 ago. 2020.

ALI, M. A. E. M. **Tensile and impact behaviour of shape memory alloy fibre reinforced engineered cementitious composites**. 2017. Thesis (Degree in Doctor of Philosophy) -- Program in Civil and Environmental Engineering, The University of Western Ontario, Ontario, 2017. Disponível em: <https://ir.lib.uwo.ca/cgi/viewcontent.cgi?article=6566&context=etd>. Acesso em: 27 jul. 2020.

ALI, M. A. E. M.; NEHDI, M. L. Innovative crack-healing hybrid fiber reinforced engineered cementitious composite. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 150, p. 689–702, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.06.023>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817311625>. Acesso em: 18 ago. 2020.

ALI, M. A. E. M.; SOLIMAN, A. M.; NEHDI, M. L. Hybrid-fiber reinforced engineered cementitious composite under tensile and impact loading. **Materials and Design**, Kidlington, Oxford, v. 117, p. 139–149, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.12.047>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0264127516315702>. Acesso em: 27 jul. 2020.

ALLEN, H. G. Stiffness and strength of two glass-fiber reinforced cement laminates. **Journal of Composite Materials**, [Lancaster, Pa.], v. 5, n. 2, p. 194–207, 1971.

ALSHALIF, A. F. *et al.* Isolation of sulphate reduction bacteria (SRB) to improve compress strength and water penetration of bio-concrete. **MATEC Web of Conferences**, Les Ulis, v. 47, art. 01016, 2016. DOI: [10.1051/mateconf/20164701016](https://doi.org/10.1051/mateconf/20164701016). Disponível em: [https://www.researchgate.net/profile/Norzila\\_Othman/publication/299575573\\_Isolation\\_of\\_Sulphate\\_Reduction\\_Bacteria\\_SRB\\_to\\_Improve\\_Compress\\_Strength\\_and\\_Water\\_Penetration\\_of\\_Bio-Concrete/links/5713062c08aef315ba0e2f3/Isolation-of-Sulphate-Reduction-Bacteria-SRB-to-Improve-Compress-Strength-and-Water-Penetration-of-Bio-Concrete.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Norzila_Othman/publication/299575573_Isolation_of_Sulphate_Reduction_Bacteria_SRB_to_Improve_Compress_Strength_and_Water_Penetration_of_Bio-Concrete/links/5713062c08aef315ba0e2f3/Isolation-of-Sulphate-Reduction-Bacteria-SRB-to-Improve-Compress-Strength-and-Water-Penetration-of-Bio-Concrete.pdf). Acesso em: 03 set. 2020.

ALYOUSIF, A. **Self-healing capability of engineered cementitious composites incorporating different types of pozzolanic materials**. 2016. Dissertation (Degree of Doctor of Philosophy, Civil Engineering) -- Ryerson University, Toronto, Canada, 2016. Disponível em: [https://digital.library.ryerson.ca/islandora/object/RULA%3A5726/datastream/OBJ/download/Self-healing\\_capability\\_of\\_engineered\\_cementitious\\_composites\\_incorporating\\_different\\_types\\_of\\_pozzolanic\\_materials.pdf](https://digital.library.ryerson.ca/islandora/object/RULA%3A5726/datastream/OBJ/download/Self-healing_capability_of_engineered_cementitious_composites_incorporating_different_types_of_pozzolanic_materials.pdf). Acesso em: 02 ago. 2020.

AMMASI, A. K.; RAGUL. Strength and durability of high volume fly ash in engineered cementitious composites. **Materials Today: proceedings**, Oxford, v. 5, n. 11, p. 24050–24058, 2018. Pt. 3. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.10.198>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785318324933>. Acesso em: 02 ago. 2020.

ANNEZA, L. H. *et al.* Identification of bacteria and the effect on compressive strength of concrete. **MATEC Web of Conferences**, Les Ulis, v. 47, art. 01008, 2016. DOI: 10.1051/mateconf/20164701008. Disponível em: [https://www.researchgate.net/profile/Norzila\\_Othman/publication/299575214\\_Identification\\_of\\_Bacteria\\_and\\_the\\_Effect\\_on\\_Compressive\\_Strength\\_of\\_Concrete/links/5713062c08aeebe07c03af51/Identification-of-Bacteria-and-the-Effect-on-Compressive-Strength-of-Concrete.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Norzila_Othman/publication/299575214_Identification_of_Bacteria_and_the_Effect_on_Compressive_Strength_of_Concrete/links/5713062c08aeebe07c03af51/Identification-of-Bacteria-and-the-Effect-on-Compressive-Strength-of-Concrete.pdf). Acesso em: 03 set. 2020.

ARAÚJO, M. *et al.* Poly(methyl methacrylate) capsules as an alternative to the "proof-of-concept" glass capsules used in self-healing concrete. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 89, p. 260–271, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2018.02.015>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946518300027>. Acesso em: 25 ago. 2020.

ARYA, C.; OFORI-DARKO, F. K. Influence of crack frequency on reinforcement corrosion in concrete. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 26, n. 3, p. 345–353, 1996. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0008-8846\(96\)85022-8](https://doi.org/10.1016/S0008-8846(96)85022-8). Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884696850228>. Acesso em: 10 ago. 2020.

ASHBY, M. **Materials and the environment**. 2<sup>nd</sup> ed. London: Butterworth-Heinemann, 2013.

ASLANI, F.; WANG, L. Fabrication and characterization of an engineered cementitious composite with enhanced fire resistance performance. **Journal of Cleaner Production**, Oxford, v. 221, p. 202–214, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.02.241>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0959652619306468>. Acesso em: 28 jul. 2020.

AZARSA, P.; GUPTA, R.; BIPARVA, A. Inventive microstructural and durability investigation of cementitious composites involving crystalline waterprooing admixtures and Portland limestone cement. **Materials**, Basel, v. 13, n. 6, art. 1425, 2020. DOI: 10.3390/ma13061425. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/13/6/1425/pdf>. Acesso em: 18 ago. 2020.

BALAGURU, P. N.; SHAH, S. P. **Fiber-reinforced cement composites**. New York: McGraw-Hill, 1992.

BANDELT, M. J. *et al.* Bond behavior and interface modeling of reinforced high-performance fiber-reinforced cementitious composites. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 83, p. 188–201, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2017.07.017>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946517302366>. Acesso em: 08 ago. 2020.



BEGLARIGALE, A. *et al.* Flexural performance of SIFCON composites subjected to high temperature. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 104, p. 99–108, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.12.034>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815307108>. Acesso em: 02 ago. 2020.

BENTUR, A.; MINDESS, S. **Fibre reinforced cementitious composites**. 2<sup>nd</sup> ed. London: Taylor & Francis, 2007.

BHATT, A. *et al.* Physical, chemical, and geotechnical properties of coal fly ash: a global review. **Case Studies in Construction Materials**, [s. l.] v. 11, art. e00263, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2019.e00263>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214509518303735>. Acesso em: 10 out. 2020.

BLAGOJEVIC, A. **The influence of cracks on the durability and service life of reinforced concrete structures in relation to chloride-induced corrosion**. 2016. Thesis (Doctoral), Delft University of Technology, Delft, the Netherlands, 2016. DOI: 10.4233/uuid:53c9df52-2f80-4b0f-afeb-e82d69ca91f8. Disponível em: <https://repository.tudelft.nl/islandora/object/uuid:53c9df52-2f80-4b0f-afeb-e82d69ca91f8/datastream/OBJ/download>. Acesso em: 10 ago. 2020.

BLUNT, J.; JEN, G.; OSTERTAG, C. P. Enhancing corrosion resistance of reinforced concrete structures with hybrid fiber reinforced concrete. **Corrosion Science**, Amsterdam, v. 92, p. 182–191, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.12.003>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X14005721>. Acesso em: 12 jul. 2020.

BLUNT, J.; OSTERTAG, C. P. Performance-based approach for the design of a deflection hardened hybrid fiber-reinforced concrete. **Journal of Engineering Mechanics**, New York, v. 135, n. 9, p. 978–986, 2009. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)0733-9399\(2009\)135:9\(978\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0733-9399(2009)135:9(978)). Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/abs/10.1061/%28ASCE%290733-9399%282009%29135%3A9%28978%29>. Acesso em: 04 ago. 2020.

BOLINA, F. L.; TUTIKIAN, B. F.; HELENE, P. **Patologia de estruturas**. São Paulo: Oficina de Textos, 2019.

BOSHOFF, W. P.; VAN ZIJL, G. P. A. G. Time-dependent response of ECC: Characterisation of creep and rate dependence. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 37, n. 5, p. 725–734, 2007. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2007.02.001>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884607000361>. Acesso em: 05 ago. 2020.



BYOUNGSUN, P.; YOUNG, C. C. Investigating a new method to assess the self-healing performance of hardened cement pastes containing supplementary cementitious materials and crystalline admixtures. **Journal of Materials Research and Technology**, São Paulo, v. 8, n. 6, p. 6058–6073, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.080>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785419312967>. Acesso em: 14 out. 2020.

CALLISTER JUNIOR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016. *E-book*.

CAO, M.; LI, L. New models for predicting workability and toughness of hybrid fiber reinforced cement-based composites. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 176, n. 2, p. 618–628, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.05.075>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818311413>. Acesso em: 08 ago. 2020.

CARMONA FILHO, A.; CARMONA, T. Grietas em estruturas de hormigón = Fissuração nas estruturas de concreto = Cracking in concrete structures. **Boletín Técnico [da] ALCONPAT Internacional**, Mérida, México, n. 3, p. 3-16, 2013. Disponível em: <https://www.phd.eng.br/wp-content/uploads/2014/06/Boletim-t%C3%A9cnico-3.pdf>. Acesso em: 03 set. 2020.

CASSAR, L. Photocatalysis of cementitious materials: clean buildings and clean air. **MRS Bulletin**, Warrendale, PA, v. 29, n. 5, p. 328–331, 2004.

CHAHAL, N.; SIDDIQUE, R.; RAJOR, A. Influence of bacteria on the compressive strength, water absorption and rapid chloride permeability of concrete incorporating silica fume. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 37, p. 645–651, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2011.07.042>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061811003965>. Acesso em: 25 ago. 2020.

CHANVILLARD, G.; RIGAUD, S. Complete characterization of tensile properties of ductal UHPFRC according to the french recommendations. *In*: NAAMAN, A. E.; REINHARDT, H. W. (ed.). **International workshop high performance fiber reinforced cement composites**. [Paris]: RILEM, 2003. p. 95–113.

CHEN, H. *et al.* The coupling effect of calcium concentration and pH on early hydration of cement. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 185, p. 391–401, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.07.067>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818317409>. Acesso em: 10 ago. 2020.

CHEN, Z.; YANG, Y.; YAO, Y. Quasi-static and dynamic compressive mechanical properties of engineered cementitious composite incorporating ground granulated blast furnace slag. **Materials and Design**, Kidlington, Oxford, v. 44, p. 500–508, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.08.037>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0261306912005766>. Acesso em: 08 ago. 2020.

CHINA BUILDING MATERIALS FEDERATION. **JC/T 2461—2018**: Standard test method for the mechanical properties of ductile fiber reinforced cementitious composites. Beijing: China Building Materials Press, 2018.

CHOI, H. *et al.* Effective crack control of concrete by self-healing of cementitious composites using synthetic fiber. **Materials**, Basel, v. 9, n. 4, art. 248, 2016. DOI: 10.3390/ma9040248. Disponível em: <https://www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC5502900/pdf/materials-09-00248.pdf>. Acesso em: 05 set. 2020.

CHRIST, R. **Proposição de um método de dosagem para concretos de ultra alto desempenho (UHPC)**. 2019. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) -- Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2019. Disponível em: [http://www.repositorio.jesuita.org.br/bitstream/handle/UNISINOS/9052/Roberto%20Christ\\_.pdf?sequence=1&isAllowed=y](http://www.repositorio.jesuita.org.br/bitstream/handle/UNISINOS/9052/Roberto%20Christ_.pdf?sequence=1&isAllowed=y). Acesso em: 28 jul. 2020.

COMBRINCK, R.; STEYL, L.; BOSHOFF, W. P. Influence of concrete depth and surface finishing on the cracking of plastic concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 175, p. 621–628, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.04.225>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818310523>. Acesso em: 11 ago. 2020.

COSTA, F. B. P. **Análise da durabilidade de compósitos cimentícios de elevada capacidade de deformação reforçados com fibras**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) -- Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015. Disponível em: <http://www.bibliotecadigital.ufrgs.br/da.php?nrb=000976482&loc=2015&l=196f95e8d519ef3c>. Acesso em: 10 ago. 2020.

COSTA, F. B. P. *et al.* Experimental study of some durability properties of ECC with a more environmentally sustainable rice husk ash and high tenacity polypropylene fibers. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 213, p. 505–513, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.04.092>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061819309432>. Acesso em: 28 jul. 2020.

CUENCA, E.; TEJEDOR, A.; FERRARA, L. A methodology to assess crack-sealing effectiveness of crystalline admixtures under repeated cracking-healing cycles. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 179, p. 619–632, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.05.261>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181831345X>. Acesso em: 11 ago. 2020.

CURBACH, M.; JESSE, F. High-performance textile-reinforced concrete. **Structural Engineering International**, Zurich, v. 9, n. 4, p. 289-291, 1999.

DANCYGIER, A. N.; KARINSKI, Y. S. Effect of cracking localization on the structural ductility of normal strength and high strength reinforced concrete beams with steel fibers. **International Journal of Protective Structures**, Brentwood, Essex, v. 10, n. 4, p. 457-469, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1177/2041419618824609>. Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/full/10.1177/2041419618824609>. Acesso em: 10 jul. 2020.

DAVIES, R. *et al.* **A novel 2D vascular network in cementitious materials**. Copenhagen, 2015. Trabalho apresentado no Concrete - Innovation and Design, fib Symposium, Copenhagen, 2015. Disponível em: <http://orca.cf.ac.uk/86643/1/Davies.pdf>. Acesso em: 10 out. 2020.

DE BELIE, N.; WANG, J. Bacteria-based repair and self-healing of concrete. **Journal of Sustainable Cement-Based Materials**, Abingdon, v. 5, n. 1/2, p. 35-56, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1080/21650373.2015.1077754>. Disponível em: <https://doi.org/10.1080/21650373.2015.1077754>. Acesso em: 05 set. 2020.

DE KOSTER, S. A. L. *et al.* Geopolymer coating of bacteria-containing granules for use in self-healing concrete. **Procedia Engineering**, [Amsterdam], v. 102, p. 475–484, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.01.193>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705815001940#!>. Acesso em: 18 ago. 2020.

DE MUYNCK, W.; DE BELIE, N.; VERSTRAETE, W. Microbial carbonate precipitation in construction materials: a review. **Ecological Engineering**, Amstrdam, v. 36, n. 2, p. 118–136, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ecoleng.2009.02.006>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S092585740900113X>. Acesso em: 18 ago. 2020.

DE MUYNCK, W. *et al.* Bacterial carbonate precipitation as an alternative surface treatment for concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 22, n. 5, p. 875–885, 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2006.12.011>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061806003667>. Acesso em: 18 ago. 2020.

DENG, H. Utilization of local ingredients for the production of high-early-strength engineered cementitious composites. **Advances in Materials Science and Engineering**, New York, v. 2018, art. ID 8159869, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1155/2018/8159869>. Disponível em: <https://www.hindawi.com/journals/amse/2018/8159869/>. Acesso em: 25 ago. 2020.

DENG, H.; LIAO, G. Assessment of influence of self-healing behavior on water permeability and mechanical performance of ECC incorporating superabsorbent polymer (SAP) particles. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 170, p. 455–465, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.03.094>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818305841>. Acesso em: 03 set. 2020.

DJERBI, A. *et al.* Influence of traversing crack on chloride diffusion into concrete. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 38, n. 6, p. 877–883, 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2007.10.007>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S000888460700275X>. Acesso em: 10 ago. 2020.

DING, Y. *et al.* The investigation on the workability of fibre cocktail reinforced self-compacting high performance concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 22, n. 7, p. 1462–1470, 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2007.03.034>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061807001031>. Acesso em: 03 set. 2020.

DING, Y. *et al.* Structural behaviors of ultra-high performance engineered cementitious composites (UHP-ECC) beams subjected to bending-experimental study. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 177, p. 102–115, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.05.122>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818311899>. Acesso em: 28 jul. 2020.

DONG, B. *et al.* Smart releasing behavior of a chemical self-healing microcapsule in the stimulated concrete pore solution. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 56, p. 46–50, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2014.10.006>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946514002121>. Acesso em: 05 set. 2020.

DRY, C. M. Matrix cracking repair and filling using active and passive modes for smart timed release of chemicals from fibers into cement matrices. **Smart Materials and Structures**, Bristol, v. 3, n. 2, p. 118–123, 1994.

DRY, C. M. Procedures developed for self-repair of polymer matrix composite materials. **Composite Structures**, Amsterdam, v. 35, n. 3, p. 263–269, 1996. DOI: [https://doi.org/10.1016/0263-8223\(96\)00033-5](https://doi.org/10.1016/0263-8223(96)00033-5). Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/0263822396000335>. Acesso em: 05 set. 2020.

DRY, C. M. Three designs for the internal release of sealants, adhesives, and waterproofing chemicals into concrete to reduce permeability. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 30, n. 12, p. 1969–1977, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0008-8846\(00\)00415-4](https://doi.org/10.1016/S0008-8846(00)00415-4). Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884600004154>. Acesso em: 11 ago. 2020.

EDVARDBSEN, C. Water permeability and autogenous healing of cracks in concrete. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 96, n. 4, p. 448–454, 1999.

EHRENBRING, H. Z.; TUTIKIAN, B. F.; QUININO, U. C. M. Análise comparativa da retração por secagem de concretos com fibras novas e recicladas de poliéster.

**Ambiente Construído**, Porto Alegre, v. 18, n. 3, p. 195–209, 2018. DOI:

<https://doi.org/10.1590/s1678-86212018000300276>. Disponível em:

<https://www.scielo.br/pdf/ac/v18n3/1678-8621-ac-18-03-0195.pdf>. Acesso em: 02 ago. 2020.

EHRENBRING, H. Z. *et al.* Experimental method for investigating the impact of the addition of polymer fibers on drying shrinkage and cracking of concrete. **Structural Concrete**, London, v. 20, n. 3, p. 1064–1075, 2019. DOI:

<https://doi.org/10.1002/suco.201800228>. Disponível em:

<https://onlinelibrary.wiley.com/doi/epdf/10.1002/suco.201800228>. Acesso em: 02 ago. 2020.

ESCOFFRES, P.; DESMETTRE, C.; CHARRON, J.-P. Effect of a crystalline admixture on the self-healing capability of high-performance fiber reinforced concretes in service conditions. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 173, p. 763–774, 2018. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.04.003>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818307943>. Acesso em: 03 set. 2020.

EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION (CEN). **EN 1992-1-1**:

Eurocode 2: design of concrete structures - part 1-1: general rules and rules for buildings. Brussels: CEN, 2004. Disponível em: <https://www.phd.eng.br/wp-content/uploads/2015/12/en.1992.1.1.2004.pdf>. Acesso em: 08 ago. 2020.

FAN, S.; LI, M. X-ray computed microtomography of threedimensional microcracks and self-healing in engineered cementitious composites. **Smart Materials and Structures**, London, v. 24, n. 1, 2015. DOI: 10.1088/0964-1726/24/1/015021.

Disponível em:

[https://www.researchgate.net/profile/Shuai\\_Fan/publication/273402656\\_X-ray\\_computed\\_microtomography\\_of\\_three-dimensional\\_microcracks\\_and\\_self-healing\\_in\\_engineered\\_cementitious\\_composites/links/552028420cf29dcabb0b4228/X-ray-computed-microtomography-of-three-dimensional-microcracks-and-self-healing-in-engineered-cementitious-composites.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Shuai_Fan/publication/273402656_X-ray_computed_microtomography_of_three-dimensional_microcracks_and_self-healing_in_engineered_cementitious_composites/links/552028420cf29dcabb0b4228/X-ray-computed-microtomography-of-three-dimensional-microcracks-and-self-healing-in-engineered-cementitious-composites.pdf). Acesso em: 11 ago. 2020.

FANTILLI, A. P.; CHIAIA, B.; GORINO, A. Fiber volume fraction and ductility index of concrete beams. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 65, p.

139–149, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2015.10.019>. Disponível

em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946515300469>.

Acesso em: 27 jul. 2020.

FARNAM, Y. *et al.* Behaviour of slurry infiltrated fibre concrete (SIFCON) under triaxial compression. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 40, n. 11, p. 1571–1581,

2010. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2010.06.009>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884610001444>. Acesso em: 04 ago. 2020.



FELEKOGLU, B. *et al.* Influence of matrix flowability, fiber mixing procedure, and curing conditions on the mechanical performance of HTPP-ECC. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 60, p. 359–370, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.12.076>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359836813008068>. Acesso em: 04 ago. 2020.

FERRARA, L. *et al.* Effects of autogenous healing on the recovery of mechanical performance of high performance fibre reinforced cementitious composites (HPFRCCs): Part 1. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 83, p. 76–100, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2017.07.010>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946517306194>. Acesso em: 11 ago. 2020.

FERRARA, L. *et al.* Experimental characterization of the self-healing capacity of cement based materials and its effects on the material performance: A state of the art report by COST Action SARCOS WG2. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 167, p. 115–142, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.01.143>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181830165X>. Acesso em: 11 ago. 2020.

FISCHER, G. Application of engineered cementitious composites (ECC) in prefabricated modular housing. **ACI Special Publication**, [Detroit], v. 268, p. 17–28, 2010.

FISCHER, G. **Deformation behavior of reinforced ECC flexural members under reversed cyclic loading conditions**. 2002. Dissertation (Degree of Doctor of Philosophy, Civil Engineering) -- Horace H. Rackham School of Graduate Studies, University of Michigan, Michigan, 2002.

FISCHER, G.; LI, V. C. (ed.). **International RILEM workshop on high performance fiber reinforced cementitious composites in structural applications**. [Paris]: RILEM, 2006.

FISCHER, G.; WANG, S.; LI, V. C. Design of engineered cementitious composites (ECC) for processing and workability requirements. *In*: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON BRITTLE MATRIX COMPOSITES, 7<sup>th</sup>, 2003, Warsaw. **Proceedings** [...]. [Cambridge]: Woodhead Publishing, 2003. p. 29–36. Disponível em: <https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84905/FischerBMC7.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 27 jul. 2020.

FORTIN, D.; FERRIS, F. G.; BEVERIDGE, T. J. Surface-mediated mineral development by bacteria. **Reviews in Mineralogy and Geochemistry**, Washington, DC, v. 35, n. 1, p. 161–180, 1997.

FREITAS JÚNIOR, A. L.; GARCEZ, M. R. Avaliação da resistência a fadiga dos engineered cementitious composites (ECC), reforçados com fibra de polipropileno e produzidos com adição de cinza de casca de arroz. **Revista Tecno-Lógica**, Santa Cruz do Sul, v. 21, n. 2, p. 116–124, 2017. Disponível em: <https://online.unisc.br/seer/index.php/tecnologica/article/view/9336/6091>. Acesso em: 10 out. 2020.



FUKUYAMA, H. Application of high performance fiber reinforced cementitious composites for damage mitigation of building structures case study on damage mitigation of RC buildings with soft first story. **Journal of Advanced Concrete Technology**, Tokyo, v. 4, n. 1, p. 35–44, 2006. DOI: <https://doi.org/10.3151/jact.4.35>. Disponível em: [https://www.jstage.jst.go.jp/article/jact/4/1/4\\_1\\_35/\\_pdf/-char/en](https://www.jstage.jst.go.jp/article/jact/4/1/4_1_35/_pdf/-char/en). Acesso em: 05 ago. 2020.

GAO, S. *et al.* Effect of shrinkage-reducing admixture and expansive agent on mechanical properties and drying shrinkage of engineered cementitious composite (ECC). **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 179, p. 172–185, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.05.203>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818312881>. Acesso em: 04 ago. 2020.

GARCEZ, E. O. **Investigação do comportamento de engineered cementitious composites reforçados com fibras de polipropileno como material para recapeamento de pavimentos**. 2009. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) -- Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/28642/000708871.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 02 jul. 2020.

GE, W.-J. *et al.* Flexural behavior of ECC-concrete composite beams reinforced with steel bars. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 159, p. 175–188, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.10.101>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817321554>. Acesso em: 08 ago. 2020.

GHALEHNOVI, M.; KARIMIPOUR, A.; BRITO, J. Influence of steel fibres on the flexural performance of reinforced concrete beams with lap-spliced bars. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 229, art. 116853, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.116853>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061819322895>. Acesso em: 10 jul. 2020.

GHANTOUS, R. M. *et al.* Effect of crack openings on carbonation-induced corrosion. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 95, p. 257–269, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2017.02.014>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884616310055>. Acesso em: 03 ago. 2020.

GJØRV, O. E. **Projeto da durabilidade de estruturas de concreto em ambientes de severa agressividade**. São Paulo: Oficina de Textos, 2015.

GRIBNIAK, V.; KAKLAUSKAS, G.; BACINSKAS, D. Shrinkage in reinforced concrete structures: a computational aspect. **Journal of Civil Engineering and Management**, Vilnius, v. 14, n. 1, p. 49-60, 2008. DOI: <https://doi.org/10.3846/1392-3730.2008.14.49-60>. Disponível em: <https://journals.vgtu.lt/index.php/JCEM/article/view/6817/5891>. Acesso em: 10 out. 2020.

GUAN, X. *et al.* An economical ultra-high ductile engineered cementitious composite with large amount of coarse river sand. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 201, p. 461–472, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.12.207>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818332057>. Acesso em: 28 jul. 2020.

GUPTA, S.; KUA, H. W. Encapsulation technology and techniques in self-healing concrete. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 28, n. 12, art. 04016165, 2016. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0001687](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0001687). Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/abs/10.1061/%28ASCE%29MT.1943-5533.0001687>. Acesso em: 05 ago. 2020.

GUPTA, S.; PANG, S. D.; KUA, H. W. Autonomous healing in concrete by bio-based healing agents: a review. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 146, p. 419–428, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.04.111>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817307614>. Acesso em: 11 ago. 2020.

GUZLENA, S.; SAKALE, G. Self-healing concrete with crystalline admixture: a review. **IOP Conference Series: materials science and engineering**, Bristol, n. 660, art. 012057, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/660/1/012057>. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/660/1/012057/pdf>. Acesso em: 03 set. 2020.

GWON, S.; SHIN, M. Direct-tensile and flexural strength and toughness of high-strength fiber-reinforced cement composites with different steel fibers. **Journal of Asian Concrete Federation**, Korea, v. 2, n. 1, p. 67, 2016. DOI: [10.18702/acf.2016.06.2.1.67](https://doi.org/10.18702/acf.2016.06.2.1.67). Disponível em: [https://www.researchgate.net/profile/Myoungsu\\_Shin2/publication/305460477\\_Direct-tensile\\_and\\_flexural\\_strength\\_and\\_toughness\\_of\\_high-strength\\_fiber-reinforced\\_cement\\_composites\\_with\\_different\\_steel\\_fibers/links/58f5416faca27289c21cb920/Direct-tensile-and-flexural-strength-and-toughness-of-high-strength-fiber-reinforced-cement-composites-with-different-steel-fibers.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Myoungsu_Shin2/publication/305460477_Direct-tensile_and_flexural_strength_and_toughness_of_high-strength_fiber-reinforced_cement_composites_with_different_steel_fibers/links/58f5416faca27289c21cb920/Direct-tensile-and-flexural-strength-and-toughness-of-high-strength-fiber-reinforced-cement-composites-with-different-steel-fibers.pdf). Acesso em: 25 ago. 2020.

HAMRAT, M. *et al.* Flexural cracking behavior of normal strength, high strength and high strength fiber concrete beams, using digital image correlation technique. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 106, p. 678–692, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.12.166>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815308369>. Acesso em: 03 ago. 2020.

HELENE, P. *et al.* Evaluation of the chloride penetration and service life of self-healing concretes activated by crystalline catalyst. **Revista IBRACON de Estruturas e Materiais**, São Paulo, v. 11, n. 3, p. 544–563, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1590/s1983-41952018000300007>. Disponível em: [https://www.scielo.br/pdf/riem/v11n3/pt\\_1983-4195-riem-11-03-00544.pdf](https://www.scielo.br/pdf/riem/v11n3/pt_1983-4195-riem-11-03-00544.pdf). Acesso em: 05 ago. 2020.

HERBERT, E. N.; LI, V. C. Self-healing of engineered cementitious composites in the natural environment. *In*: PARRA-MONTESINOS, G. J.; REINHARDT, H. W.; NAAMAN, A. E. (ed.). **High performance fiber reinforced cement composites 6**. Dordrecht: Springer, 2012. p. 155–162.

HILLOULIN, B. *et al.* Monitoring of autogenous crack healing in cementitious materials by the nonlinear modulation of ultrasonic coda waves, 3D microscopy and X-ray microtomography. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 123, p. 143–152, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.06.138>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061816310777>. Acesso em: 11 ago. 2020.

HOMMA, D.; MIHASHI, H.; NISHIWAKI, T. Self-healing capability of fibre reinforced cementitious composites. **Journal of Advanced Concrete Technology**, Tokyo, v. 7, n. 2, p. 217–228, 2009. DOI: <https://doi.org/10.3151/jact.7.217>. Disponível em: [https://www.jstage.jst.go.jp/article/jact/7/2/7\\_2\\_217/\\_pdf/-char/en](https://www.jstage.jst.go.jp/article/jact/7/2/7_2_217/_pdf/-char/en). Acesso em: 14 out. 2020.

HORIKOSHI, T. *et al.* Properties of polyvinyl alcohol fiber as reinforcing materials for cementitious composites. *In*: FISCHER, G.; Li, V. C. (ed.). **International RILEM workshop on high performance fiber reinforced cementitious composites in structural applications**. [Paris]: RILEM, 2006. p. 145-153.

HUANG, H. *et al.* Self-healing in cementitious materials: Materials, methods and service conditions. **Materials and Design**, Kidlington, Oxford, v. 92, p. 499–511, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.12.091>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0264127515309515>. Acesso em: 10 out. 2020.

HUANG, X. *et al.* On the use of recycled tire rubber to develop low e-modulus ECC for durable concrete repairs. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 46, p. 134–141, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2013.04.027>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061813003504>. Acesso em: 05 ago. 2020.

HUNG, C. C.; SU, Y.-F.; SU, Y.-M. Mechanical properties and self-healing evaluation of strain-hardening cementitious composites with high volumes of hybrid pozzolan materials. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 133, p. 15–25, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.09.005>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359836817304274>. Acesso em: 11 ago. 2020.

IKOTUN, B. D.; EKOLU, S. Strength and durability effect of modified zeolite additive on concrete properties. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 24, n. 5, p. 749–757, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2009.10.033>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061809003705>. Acesso em: 10 jul. 2020.

IN, C.-W. *et al.* Monitoring and evaluation of self-healing in concrete using diffuse ultrasound. **NDT and E International**, Oxford, v. 57, p. 36–44, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2013.03.005>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0963869513000534>. Acesso em: 05 set. 2020.

INGRAHAM, J. L.; INGRAHAM, C. A. **Introdução a microbiologia**: uma abordagem baseada em estudos de caso. 3. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2010.

IPEK, M.; AKSU, M. The effect of different types of fiber on flexure strength and fracture toughness in SIFCON. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 214, p. 207–218, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.04.055>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061819309031>. Acesso em: 18 jul. 2020.

JAROENRATANAPIROM, D.; SAHAMITMONGKOL, R. **Effects of different mineral additives and cracking ages on self-healing performance of mortar**. Thailand, 2010. Trabalho apresentado no 6<sup>th</sup> Annual Concrete Conference, Thailand, 2010. Disponível em: [http://kmcenter.rid.go.th/kcresearch/article\\_out/article\\_066%20OUT\\_T.pdf](http://kmcenter.rid.go.th/kcresearch/article_out/article_066%20OUT_T.pdf). Acesso em: 25 ago. 2020.

JEFFERSON, A. *et al.* A new system for crack closure of cementitious materials using shrinkable polymers. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 40, n. 5, p. 795–801, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2010.01.004>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884610000062>. Acesso em: 11 ago. 2020.

JIANG, L. *et al.* Sugar-coated expanded perlite as a bacterial carrier for crack-healing concrete applications. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 232, art. 117222, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.117222>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061819326741>. Acesso em: 25 ago. 2020.

JONKERS, H. M. Bacteria-based self-healing concrete. **Heron**, Delft, The Netherlands, v. 56, n. 1/2, p. 1–12, 2011. Disponível em: <http://heronjournal.nl/56-12/1.pdf>. Acesso em: 03 set. 2020.

JONKERS, H. M. *et al.* Application of bacteria as self-healing agent for the development of sustainable concrete. **Ecological Engineering**, Amsterdam, v. 36, n. 2, p. 230–235, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ecoleng.2008.12.036>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925857409000202>. Acesso em: 11 ago. 2020.

JAPAN SOCIETY OF CIVIL ENGINEERS (JSCE). Concrete Committee. **Recommendations for design and construction of high performance fiber reinforced cement composites with multiple fine cracks (HPFRCC)**. [Tokyo]: JSCE, 2008. Disponível em: [https://www.jsce.or.jp/committee/concrete/e/hpfrcc\\_JSCE.pdf](https://www.jsce.or.jp/committee/concrete/e/hpfrcc_JSCE.pdf). Acesso em: 10 ago. 2020.

KAMADA, T.; LI, V. C. Effects of surface preparation on the fracture behavior of ECC/concrete repair system. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 22, n. 6, p. 423–431, 2000.

KAN, L. L.; SHI, H. Investigation of self-healing behavior of engineered cementitious composites (ECC) materials. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 29, p. 348–356, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2011.10.051>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061811006003>. Acesso em: 03 set. 2020.

KAN, L.-L. *et al.* Self-healing characterization of engineered cementitious composite materials. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 107, n. 6, p. 617–624, 2010.

KANAKUBO, T. *et al.* Tensile characteristics evaluation of DFRCC - Round Robin Test Results by JCI-TC. *In*: FISCHER, G.; Li, V. C. (ed.). **International RILEM workshop on high performance fiber reinforced cementitious composites in structural applications**. [Paris]: RILEM, 2006. p. 27–36.

KANDA, T.; LI, V. C. Multiple cracking sequence and saturation in fiber reinforced cementitious composites. **Concrete Research and Technology**, Tokyo, v. 9, n. 2, p. 19–33, 1998.

KANDA, T.; LI, V. C. Practical design criteria for saturated pseudo strain hardening behavior in ECC. **Journal of Advanced Concrete Technology**, Tokyo, v. 4, n. 1, p. 59–72, 2006. DOI: 10.3151/jact.4.59. Disponível em: [https://www.jstage.jst.go.jp/article/jact/4/1/4\\_1\\_59/\\_pdf/-char/en](https://www.jstage.jst.go.jp/article/jact/4/1/4_1_59/_pdf/-char/en). Acesso em: 08 ago. 2020.

KANDA, T. *et al.* New high-rise R/C structure using ECC coupling beams. *In*: INTERNATIONAL RILEM CONFERENCE ON STRAIN HARDENING CEMENTITIOUS COMPOSITES (SHCC2-Rio), 2<sup>nd</sup>, 2011, Rio de Janeiro. **Proceedings pro081** [...]. [Paris]: RILEM, 2011. p. 289–296.

KESKINATES, M.; FELEKOGLU, B. The influence of mineral additive type and water / binder ratio on matrix phase rheology and multiple cracking potential of HTPP-ECC. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 173, p. 508–519, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.04.038>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818308286>. Acesso em: 10 out. 2020.

KEWALRAMANI, M. A.; MOHAMED, O. A.; SYED, Z. I. Engineered cementitious composites for modern civil engineering structures in hot arid coastal climatic conditions. **Procedia Engineering**, [Amsterdam], v. 180, p. 767–774, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.04.237>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705817317447>. Acesso em: 02 ago. 2020.



KHALIQ, W.; EHSAN, M. B. Crack healing in concrete using various bio influenced self-healing techniques. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 102, p. 349–357, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.11.006>.

Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815306358>. Acesso em: 10 out. 2020.

KIM, D.-J.; NAAMAN, A. E.; EL-TAWIL, S. High performance fiber reinforced cement composites with innovative slip hardening twisted steel fibers. **International Journal of Concrete Structures and Materials**, [Seoul], v. 3, n. 2, p. 119–126, 2009.

KIM, J. K. *et al.* Tensile and fiber dispersion performance of ECC (engineered cementitious composites) produced with ground granulated blast furnace slag.

**Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 37, n. 7, p. 1096–1105, 2007. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2007.04.006>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884607001007>. Acesso em: 10 ago. 2020.

KONG, H. J.; BIKE, S. G.; LI, V. C. Development of a self-consolidating engineered cementitious composite employing electrosteric dispersion/stabilization. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 25, n. 3, p. 301–309, 2003. DOI:

[https://doi.org/10.1016/S0958-9465\(02\)00057-4](https://doi.org/10.1016/S0958-9465(02)00057-4). Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946502000574>. Acesso em: 25 ago. 2020.

KONG, H. J.; BIKE, S. G.; LI, V. C. Electrosteric stabilization of concentrated cement suspensions imparted by a strong anionic polyelectrolyte and a non-ionic polymer.

**Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 36, n. 5, p. 842–850, 2006. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2006.02.012>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884606000391>. Acesso em: 10 ago. 2020.

KRELANI, V. **Self healing capacity of cementitious composites**. 2015. Thesis (Doctor of Philosophy in Structural, Earthquake and Geotechnical Engineering) -- Politecnico di Milano, Milano, 2015.

KRISHNAPRIYA, S.; VENKATESH BABU, D. L.; PRINCE ARULRAJ, G. Isolation and identification of bacteria to improve the strength of concrete. **Microbiological Research**, v. 174, p. 48–55, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.micres.2015.03.009>.

Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0944501315000506>. Acesso em: 05 set. 2020.

KURAMOTO, Y.; NAKAMURA, Y.; SHIMAMURA, M. **Control of AAR by catalysed alkali discharge**. London, 1992. Trabalho apresentado no 9th international conference of alkali-aggregate reaction in concrete. London, 1992. Disponível em:

<https://www.xypex.com.au/pdf/testing-reports/alkaline-aggregate-reactions/test-no-025-control-of-aar-by-catalysed-alkali-discharge.pdf>. Acesso em: 03 set. 2020.



LAKSHMI, S. M.; ANUPRIYA, B. A Comparative study of self healing concrete by using bacteria and silica fume. **International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)**, Gandinagar, India, v. 7, n. 2, p. 1–11, 2019. Disponível em: <https://www.ijert.org/a-comparative-study-of-self-healing-concrete-by-using-bacteria-and-silica-fume#>. Acesso em: 25 ago. 2020.

LANKARD, D. R. Slurry infiltrated fiber concrete (SIFCON): properties and applications. In: YOUNG, J. F. (ed.). **Very high strength cement-based materials**: symposium held November 27-28, 1984, Boston, Massachusetts, U.S.A. Pittsburgh, Pa: Materials Research Society, 1985.

LE HOANG, A.; FEHLING, E. Influence of steel fiber content and aspect ratio on the uniaxial tensile and compressive behavior of ultra high performance concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 153, p. 790–806, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.07.130>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817314733>. Acesso em: 10 jul. 2020.

LEE, Y. S.; PARK, W. Current challenges and future directions for bacterial self-healing concrete. **Applied Microbiology and Biotechnology**, Heidelberg, v. 102, n. 7, p. 3059–3070, 2018. DOI: 10.1007/s00253-018-8830-y. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007%2Fs00253-018-8830-y>. Acesso em: 03 set. 2020.

LEPECH, M. D.; LI, V. C. Application of ECC for bridge deck link slabs. **Materials and Structures**, London, v. 42, n. 9, p. 1185–1195, 2009a. DOI: 10.1617/s11527-009-9544-5. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1617%2Fs11527-009-9544-5>. Acesso em: 08 ago. 2020.

LEPECH, M. D.; LI, V. C. Large-scale processing of engineered cementitious composites. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 105, n. 4, p. 358–366, 2008.

LEPECH, M. D.; LI, V. C. Long term durability performance of engineered cementitious composites. **Restoration of Buildings and Monuments**, v. 12, n. 2, p. 119–132, 2006. Disponível em: [https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84733/LongtermDuraECC\\_Lepech.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84733/LongtermDuraECC_Lepech.pdf?sequence=1&isAllowed=y). Acesso em: 12 ago. 2020.

LEPECH, M. D.; LI, V. C. Water permeability of engineered cementitious composites. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 31, n. 10, p. 744–753, 2009b. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2009.07.002>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946509001206>. Acesso em: 10 ago. 2020.

LEUNG, C. K. Y.; CHEUNG, Y. N.; ZHANG, J. Fatigue enhancement of concrete beam with ECC layer. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 37, n. 5, p. 743–750, 2007. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2007.01.015>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884607000373>. Acesso em: 10 ago. 2020.

LHONEUX, B. *et al.* **Development of high tenacity polypropylene fibres for cementitious composites**. Takayama, Japan, 2002. Trabalho apresentado no JCI International Workshop on Ductile Fiber Reinforced Cementitious Composites (DFRCC) Application and Evaluation. Disponível em: <https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84811/LhoneuxDFRCC2002.pdf?sequence=1>. Acesso em: 04 ago. 2020.

LI, M.; LI, V. C. High-early-strength engineered cementitious composites for fast, durable concrete repair-material properties. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 108, n. 1, p. 3–12, 2011.

LI, V. C. **Engineered cementitious composites (ECC)**: bendable concrete for sustainable and resilient infrastructure. Berlin: Springer Nature, 2019.

LI, V. C. Engineered cementitious composite (ECC): material, structural, and durability performance. *In*: NAWY, E. (ed.). **Concrete construction engineering handbook**. 2<sup>nd</sup> ed. Boca Raton: CRC Press, 2008. p. 1001–1048.

LI, V. C. Engineered cementitious composites (Ecc): tailored composites through micromechanical modeling. *In*: BANTHIA, N.; BENTUR, A.; MUFTI, A. A. (ed.). **Fiber reinforced concrete**: present and the future. Montreal: Canadian Society for Civil Engineering, 1997. p. 64-97.

LI, V. C. From micromechanics to structural engineering: the design of cementitious composites for civil engineering applications. **JSCE: journal of structural mechanics earthquake engineering**, Tokyo, v. 10, n. 2, p. 37–48, 1993. Disponível em: [https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84735/jsce\\_paper93.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84735/jsce_paper93.pdf?sequence=1&isAllowed=y). Acesso em: 08 ago. 2020.

LI, V. C. *et al.* Interface tailoring for strain-hardening polyvinyl alcohol-engineered cementitious composite (PVA-ECC). **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 99, n. 5, p. 463–472, 2002.

LI, V. C. *et al.* Micromechanics-based durability study of polyvinyl alcohol-engineered cementitious composite. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 101, n. 3, p. 242–248, 2004.

LI, V. C. *et al.* On the shear behavior of engineered cementitious composites. **Advanced Cement Based Materials**, New York, v. 1, n. 3, p. 142–149, 1994. DOI: [https://doi.org/10.1016/1065-7355\(94\)90045-0](https://doi.org/10.1016/1065-7355(94)90045-0). Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/1065735594900450>. Acesso em: 08 ago. 2020.

LI, V. C.; HERBERT, E. Robust self-healing concrete for sustainable infrastructure. **Journal of Advanced Concrete Technology**, Tokyo, v. 10, n. 6, p. 207–218, 2012.

LI, V. C.; KANDA, T. Engineered cementitious composites for structural applications. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 10, n. 2, p. 66–69, 1998.

LI, V. C.; KONG, H.; CHAN, Y. **Development of self-compacting engineered cementitious composites**. 1998. Trabalho apresentado no International Workshop On Self-Compacting Concrete, 1998. Disponível em: [https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84749/iwscc\\_self-c\\_ecc\\_98.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84749/iwscc_self-c_ecc_98.pdf?sequence=1&isAllowed=y). Acesso em: 05 set. 2020.

LI, V. C.; LEUNG, C. K. Y. Steady-state and multiple cracking of short random fiber composites. **Journal of Engineering Mechanics**, New York, v. 118, n. 11, p. 2246–2264, 1992.

LI, V. C.; LIM, Y. M.; CHAN, Y. W. Feasibility study of a passive smart self-healing cementitious composite. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 29, n. 6, p. 819–827, 1998. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-8368\(98\)00034-1](https://doi.org/10.1016/S1359-8368(98)00034-1). Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359836898000341>. Acesso em: 11 ago. 2020.

LI, V. C.; WANG, S. Microstructure variability and macroscopic composite properties of high performance fiber reinforced cementitious composites. **Probabilistic Engineering Mechanics**, Barking, Essex, v. 21, n. 3, p. 201–206, 2006. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.probenmech.2005.10.008>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S026689200500072X>. Acesso em: 08 ago. 2020.

LI, V. C.; WANG, S.; WU, C. Tensile strain-hardening behavior of polyvinyl alcohol engineered cementitious composite (PVA-ECC). **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 98, n. 6, p. 483–492, 2001.

LIN, X. *et al.* Recycling polyethylene terephthalate wastes as short fibers in strain-hardening cementitious composites (SHCC). **Journal of Hazardous Materials**, [Amsterdam], v. 357, p. 40–52, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2018.05.046>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0304389418304023?via%3Dihub>. Acesso em: 27 jul. 2020.

LIU, H. *et al.* Effects of external multi-ions and wet-dry cycles in a marine environment on autogenous self-healing of cracks in cement paste. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 120, p. 198–206, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2019.03.014>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884618310184>. Acesso em: 11 ago. 2020.

LIU, H. *et al.* Influence of micro-cracking on the permeability of engineered cementitious composites. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 72, p. 104–113, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2016.05.016>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946516301718>. Acesso em: 08 ago. 2020.

LIU, H. *et al.* Influence of microcrack self-healing behavior on the permeability of engineered cementitious composites. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 82, p. 14–22, 2017. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2017.04.004>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946516303547>. Acesso em: 08 ago. 2020.

LIU, J.; WU, C.; CHEN, X. Numerical study of ultra-high performance concrete under non-deformable projectile penetration. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 135, p. 447–458, 2017. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.12.216>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061816321493>. Acesso em: 05 ago. 2020.

LU, C.; LI, V. C.; LEUNG, C. K. Y. Flaw characterization and correlation with cracking strength in engineered cementitious composites (ECC). **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 107, p. 64–74, 2018. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.02.024>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884617310967>. Acesso em: 03 ago. 2020.

LU, C.; YU, J.; LEUNG, C. K. Y. Tensile performance and impact resistance of strain hardening cementitious composites (SHCC) with recycled fibers. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 171, p. 566–576, 2018. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.03.108>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818305981>. Acesso em: 08 ago. 2020.

LUO, M.; QIAN, C. X.; LI, R. Y. Factors affecting crack repairing capacity of bacteria-based self-healing concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 87, p. 1–7, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.03.117>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181500402X>. Acesso em: 11 ago. 2020.

MA, H.; QIAN, S.; ZHANG, Z. Effect of self-healing on water permeability and mechanical property of medium-early-strength engineered cementitious composites. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 68, p. 92–101, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2014.05.065>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061814005492>. Acesso em: 25 ago. 2020.

MAALEJ, M. Structural applications of hybrid fiber engineered cementitious composites: a review. *In*: PARRA-MONTESINOS, G. J.; REINHARDT, H. W.; NAAMAN, A. E. (ed.). **High performance fiber reinforced cement composites 6**. Dordrecht: Springer, 2012. p. 197–204.

MAALEJ, M.; LI, V. C. Flexural strength of fiber cementitious composites. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 6, n. 3, p. 390–406, 1994.

MAALEJ, M.; QUEK, S. T.; ZHANG, J. Behavior of hybrid-fiber engineered cementitious composites subjected to dynamic tensile loading and projectile impact. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 17, n. 2, p. 143–152, 2005. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)0899-1561\(2005\)17:2\(143\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0899-1561(2005)17:2(143)). Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%290899-1561%282005%2917%3A2%28143%29>. Acesso em: 03 set. 2020.

MADIGAN, M. T. *et al.* **Microbiologia de Brock**. 14. ed. Porto Alegre: Artmed, 2016.

MAGALHÃES, M. S. **Caracterização experimental de compósitos cimentícios reforçados com fibras de PVA: processo de fratura, propriedades térmicas, deformações diferidas e estabilidade térmica**. 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) -- Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2010.

MANSUR, H. S. Técnicas de caracterização de materiais. *In*: ORÉFICE, R. (ed.). **Biomateriais: fundamentos e aplicações**. Rio de Janeiro: Cultura Médica, 2012. cap. 7.

MARSHALL, D. B.; COX, B. N. A J-integral method for calculating steady-state matrix cracking stresses in composites. **Mechanics of Materials**, Amsterdam, v. 7, n. 2, p. 127-133, 1988.

MEHDIPOUR, I.; KHAYAT, K. H. Effect of particle-size distribution and specific surface area of different binder systems on packing density and flow characteristics of cement paste. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 78, p. 120–131, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2017.01.005>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946517300677>. Acesso em: 10 ago. 2020.

MEHDIPOUR, I.; ZOUGHI, R.; KHAYAT, K. H. Feasibility of using near-field microwave reflectometry for monitoring autogenous crack healing in cementitious materials. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 85, p. 161–173, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2017.10.014>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946517305565>. Acesso em: 11 ago. 2020.

MEHTA, P. K.; BURROWS, R. W. Building durable structures in the 21st century. **Concrete International**, Detroit, v. 23, n. 3, p. 57–63, 2001. Disponível em: <https://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.475.5570&rep=rep1&type=pdf>. Acesso em: 10 ago. 2020.

MEHTA, P. K.; MONTEIRO, P. P. M. **Concreto microestrutura, propriedade e materiais**. 2. ed. São Paulo: IBRACON, 2014.

MELLO, V.; PACHECO, F.; TUTIKIAN, B. F. Técnicas e metodologias de biomineralização na cicatrização de fissuras do concreto. **Revista de Arquitetura IMED**, Passo Fundo, v. 8, n. 2, p. 164-182, 2019. DOI: <https://doi.org/10.18256/2318-1109.2019.v8i2.3679>. Disponível em: <https://seer.imed.edu.br/index.php/arqimed/article/download/3679/2506> Acesso em: 03 set. 2020.



- MENDES, M.; BAUER, E.; SILVA, F. Avaliação dos parâmetros de autoadensabilidade e de reologia do concreto autoadensável. **Matéria**, Rio de Janeiro, v. 22, n. 4, art. e-11878, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1590/s1517-707620170004.0212>. Disponível em: <https://www.scielo.br/pdf/rmat/v22n4/1517-7076-rmat-S1517-7076201700040212.pdf>. Acesso em: 10 ago. 2020.
- MENG, D.; ZHANG, Y. X.; LEE, C. K. Flexural fatigue behaviour of steel reinforced PVA-ECC beams. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 221, p. 384–398, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.06.088>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181931517X>. Acesso em: 03 set. 2020.
- MENG, D. *et al.* Mechanical behaviour of a polyvinyl alcohol fibre reinforced engineered cementitious composite (PVA-ECC) using local ingredients. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 141, p. 259–270, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.02.158>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817303628>. Acesso em: 10 ago. 2020.
- MENG, W.; KHAYAT, K. H. Effect of graphite nanoplatelets and carbon nanofibers on rheology, hydration, shrinkage, mechanical properties, and microstructure of UHPC. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 105, p. 64–71, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.01.001>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884617305781>. Acesso em: 18 jul. 2020.
- MILLA, J. *et al.* Measuring the crack-repair efficiency of steel fiber reinforced concrete beams with microencapsulated calcium nitrate. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 201, p. 526–538, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.12.193>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181833191X>. Acesso em: 03 ago. 2020.
- MINDESS, S.; YOUNG, J. F.; DARWIN, D. **Concrete**. 2<sup>nd</sup> ed. Upper Saddle River, NJ: Prentice Hall, 2003.
- MOHANTY, D.; SIL, A.; MAITI, K. Development of input output relationships for self-healing Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC ceramic composites with Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additive using design of experiments. **Ceramics International**, Oxford, v. 37, n. 6, p. 1985–1992, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.03.046>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0272884211001684>. Acesso em: 05 set. 2020.
- MUÑOZ RODRÍGUEZ, C. A. **Avaliação do comportamento mecânico de um ECC (Engineered Cementitious Composites) com fibras de polipropileno no recapeamento de pavimentos**. 2018. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) -- Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2018. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/179406/001068793.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 02 jul. 2020.



NAAMAN, A. E. SIFCON: tailored properties for structural performance. *In*: REINHARDT, H. W.; NAAMAN, A. E. (ed.). **High performance fiber reinforced cement composite**: proceedings of the International Workshop held by RILEM, ACI and others, June 23-26, 1991. London: E & FN Spon, 1992. p. 18–38.

NASIM, M.; DEWANGAN, U. K.; DEO, S. V. Effect of crystalline admixture, fly ash, and PVA fiber on self-healing capacity of concrete. **Materials Today**: proceedings, Oxford, v. 32, p. 844-849, 2020. Pt. 4. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.04.062>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785320326778>. Acesso em: 10 out. 2020.

NEHDI, M. L.; ALI, M. A. E. M. Experimental and numerical study of engineered cementitious composite with strain recovery under impact loading. **Applied Sciences**, Basel, v. 9, n. 5, art. 994, 2019. DOI: <https://doi.org/10.3390/app9050994>. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2076-3417/9/5/994/pdf>. Acesso em: 02 ago. 2020.

NEVERKOVICA, D.; KORJAKINS, A. Influence of additives on reinforced concrete durability. **Construction Science**, Riga, Latvia, v. 16, n. 1, p. 21–26, 2015. DOI: 10.1515/cons-2014-0009. Disponível em: [https://www.researchgate.net/publication/276511375\\_Influence\\_of\\_Additives\\_on\\_Reinforced\\_Concrete\\_Durability/fulltext/57be2d5608aed246b0f72ca3/Influence-of-Additives-on-Reinforced-Concrete-Durability.pdf](https://www.researchgate.net/publication/276511375_Influence_of_Additives_on_Reinforced_Concrete_Durability/fulltext/57be2d5608aed246b0f72ca3/Influence-of-Additives-on-Reinforced-Concrete-Durability.pdf). Acesso em: 11 ago. 2020.

NEVILLE, A. M. **Propriedades do concreto**. 5. ed. Porto Alegre: Bookman, 2016. *E-book*.

NEVILLE, A. M.; BROOKS, J. J. **Tecnologia do concreto**. 2. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013. *E-book*.

OLIVEIRA, A. S. *et al.* Crystalline admixture effects on crystal formation phenomena during cement pastes' hydration. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, Dordrecht, v. 139, n. 6, p. 3361–3375, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10973-019-08745-0>. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s10973-019-08745-0>. Acesso em: 03 set. 2020.

OLIVEIRA, M. L. S. *et al.* Historic building materials from Alhambra: Nanoparticles and global climate change effects. **Journal of Cleaner Production**, Oxford, v. 232, p. 751–758, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.06.019>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0959652619319675>. Acesso em: 10 out. 2020.

OSTERGAARD, L.; WALTER, R.; OLESEN, J. F. Method for determination of tensile properties of engineered cementitious composites (ECC). *In*: BANTHIA, N. (ed.). **Construction materials**: proceedings of ConMat'05 and mindess symposium. Vancouver: The University of British Columbia, 2005. p. 74.

PACHECO, F. **Análise da eficácia dos mecanismos de autocicatrização do concreto**. 2020. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) -- Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2020. Disponível em:

<http://www.repositorio.jesuita.org.br/handle/UNISINOS/9376>. Acesso em: 10 ago. 2020.

PAKRAVAN, H. R.; JAMSHIDI, M.; LATIFI, M. The effect of hybridization and geometry of polypropylene fibers on engineered cementitious composites reinforced by polyvinyl alcohol fibers. **Journal of Composite Materials**, [Lancaster, Pa.], v. 50, n. 8, p. 1007–1020, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1177/0021998315586078>.

Disponível em: <https://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1177/0021998315586078>. Acesso em: 10 ago. 2020.

PAN, Z. *et al.* Study on mechanical properties of cost-effective polyvinyl alcohol engineered cementitious composites (PVA-ECC). **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 78, p. 397–404, 2015. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2014.12.071>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061814013737>. Acesso em: 28 jul. 2020.

PANJEHPOUR, M. *et al.* A review for characterization of silica fume and its effects on concrete properties. **International Journal of Sustainable Construction Engineering and Technology**, [Batu Pahat, Malaysia], v. 2, n. 2, p. 1–7, 2011.

Disponível em:

<https://publisher.uthm.edu.my/ojs/index.php/IJSCET/article/view/343/231>. Acesso em: 10 out. 2020.

PARISI, M. A.; PIAZZA, M. Seismic strengthening and seismic improvement of timber structures. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 97, p. 55–66, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.05.093>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815006066>. Acesso em: 05 ago. 2020.

PARK, B.; CHOI, Y. C. Self-healing capability of cementitious materials with crystalline admixtures and super absorbent polymers (SAPs). **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 189, p. 1054–1066, 2018. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.09.061>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818322396>. Acesso em: 10 out. 2020.

PARRA-MONTESINOS, G. J. High-performance fiber-reinforced cement composites: an alternative for seismic design of structures. **ACI Structural Journal**, Detroit, v. 102, n. 5, p. 668–675, 2005.

PATEL, P. Helping concrete heal itself. **ACS Central Science**, Washington, DC, v. 1, n. 9, p. 470–472, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1021/acscentsci.5b00376>. Disponível em: <https://pubs.acs.org/doi/pdf/10.1021/acscentsci.5b00376>. Acesso em: 25 ago. 2020.

POURFALAH, S. Behaviour of engineered cementitious composites and hybrid engineered cementitious composites at high temperatures. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 158, p. 921–937, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.10.077>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817321311>. Acesso em: 02 ago. 2020.

PROUST, Marcel. [Frases]. In: PENSADOR. [S. l.], c2020. Disponível em: <https://www.pensador.com/frase/MTI1MzIx/>. Acesso em: 18 out. 2020.

QIAN, S.; LI, V. C. Simplified inverse method for determining the tensile properties of strain hardening cementitious composites (SHCC). **Journal of Advanced Concrete Technology**, Tokyo, v. 6, n. 2, p. 353–363, 2008. Disponível em: [https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84705/Qian\\_-\\_Inverse\\_II-Publ-JACT.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84705/Qian_-_Inverse_II-Publ-JACT.pdf?sequence=1&isAllowed=y). Acesso em: 10 ago. 2020.

QIAN, S.; LI, V. C. Simplified inverse method for determining the tensile strain capacity of strain hardening cementitious composites. **Journal of Advanced Concrete Technology**, Tokyo, v. 5, n. 2, p. 235–246, 2007. DOI: 10.3151/jact.5.235 Disponível em: <https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84701/InverseMethodpaper-proof.pdf?sequence=1>. Acesso em: 10 ago. 2020.

QIU, J.; AW-YONG, W. L.; YANG, E. H. Effect of self-healing on fatigue of engineered cementitious composites (ECCs). **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 94, n. August, p. 145–152, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2018.09.007>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946518304384>. Acesso em: 05 set. 2020.

QIU, J.; PHAN, P. S.; YANG, E.-H. **Feasibility study on ECC fatigue life extension through self-healing**. Berkeley, California, 2016. Trabalho apresentado no 9<sup>th</sup> International Conference on Fracture Mechanics of Concrete and Concrete Structures, Berkeley, California, 2016. Disponível em: <http://framcos.org/FraMCoS-9/Full-Papers/63.pdf>. Acesso em: 10 ago. 2020.

QIU, J.; TAN, H. S.; YANG, E. H. Coupled effects of crack width, slag content, and conditioning alkalinity on autogenous healing of engineered cementitious composites. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 73, p. 203–212, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2016.07.013>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946516303936>. Acesso em: 25 ago. 2020.

QIU, J.; YANG, E. H. Micromechanics-based investigation of fatigue deterioration of engineered cementitious composite (ECC). **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 95, p. 65–74, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2017.02.029>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884616308018>. Acesso em: 08 ago. 2020.

QUDAH, S.; MAALEJ, M. Application of engineered cementitious composites (ECC) in interior beam-column connections for enhanced seismic resistance. **Engineering Structures**, Oxford, v. 69, p. 235–245, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2014.03.026>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0141029614001801>. Acesso em: 03 ago. 2020.

RAMACHANDRAN, S. K.; RAMAKRISHNAN, V.; BANG, S. S. Remediation of concrete using micro-organisms. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 98, n. 1, p. 3–9, 2001.

RANADE, R. **Advanced cementitious composites development for resilient and sustainable infrastructure**. 2014. Dissertation (Degree of Doctor of Philosophy, Civil Engineering) -- Horace H. Rackham School of Graduate Studies, University of Michigan, Michigan, 2014. Disponível em: [https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/107269/ranade\\_1.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/107269/ranade_1.pdf?sequence=1&isAllowed=y). Acesso em: 08 ago. 2020.

RANADE, R.; LI, V. C.; HEARD, W. F. Tensile rate effects in high strength-high ductility concrete. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 68, p. 94–104, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2014.11.005>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884614002324>. Acesso em: 28 jul. 2020.

RANADE, R. *et al.* Composite properties of high-Strength, high-ductility concrete. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 110, n. 4, p. 413–422, 2013.

RANADE, R. *et al.* Impact resistance of high strength-high ductility concrete. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 98, p. 24–35, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2017.03.013>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884616300345>. Acesso em: 28 jul. 2020.

RATHOD, J. D.; PATODI, S. C. Interface tailoring of polyester-Type fiber in engineered cementitious composite matrix against pullout. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 107, n. 2, p. 114–122, 2010.

RAVITHEJA, A.; REDDY, T. C. S.; SASHIDHAR, C. Self-healing concrete with crystalline admixture: a review. **Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition**, Wuhan, v. 34, n. 5, p. 1143-1154, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11595-019-2171-2>. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11595-019-2171-2>. Acesso em: 05 set. 2020.

RICHARD, A.; KRITHIKA, P. An experimental investigation of self-healing property on ecc with PP and PVA fibers using bacteria under different exposure. **International Journal of Innovative Technology and Exploring Engineering**, Bhopal, v. 8, n. 7, p. 1886–1891, 2019. Disponível em: <https://www.ijitee.org/wp-content/uploads/papers/v8i7/G6214058719.pdf>. Acesso em 11 ago. 2020.

RIGHI, D. P. **Caracterização do comportamento de compósitos cimentícios de elevada capacidade de deformação com a utilização de fibras de polipropileno e cinza de casca de arroz**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) -- Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015. Disponível em: <http://www.bibliotecadigital.ufrgs.br/da.php?nrb=000975364&loc=2015&l=1be8bc65d2d33585>. Acesso em: 10 ago. 2020.

RIGHI, D. P. *et al.* Tensile behaviour and durability issues of engineered cementitious composites with rice husk ash. **Matéria**, Rio de Janeiro, v. 22, n. 2, art. e11849, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1590/s1517-707620170002.0182>. Disponível em: <https://www.scielo.br/pdf/rmat/v22n2/1517-7076-rmat-22-02-e11849.pdf>. Acesso em: 28 jul. 2020.

ROIG-FLORES, M. *et al.* Self-healing capability of concrete with crystalline admixtures in different environments. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 86, p. 1–11, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.03.091>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815003700>. Acesso em: 11 ago. 2020.

ROKUGO, K.; KANDA, T. (ed.). **Strain hardening cement composites: structural design and performance: State-of-the-art report of the RILEM Technical Committee 208-HFC, SC3**. Dordrecht: Springer, 2013.

ROMUALDI, J. P.; BATSON, G. B. Behavior of reinforced concrete beams with closely spaced reinforcement. **ACI Journal Proceedings**, Detroit, v. 60, n. 6, p. 2019, 1963.

ROMUALDI, J. P.; BATSON, G. B. Tensile strength of concrete affected by uniformly distributed and closely spaced short lengths of wire reinforcement. **ACI Journal Proceedings**, Detroit, v. 61, n. 6, p. 2019, 1964.

ROUSE, J. M.; BILLINGTON, S. L. Creep and shrinkage of high-performance fiber-reinforced cementitious composites. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 104, n. 2, p. 129–136, 2007.

SAHMARAN, M.; LI, M.; LI, V. C. Transport properties of engineered cementitious composites under chloride exposure. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 104, n. 6, p. 604–611, 2007.

SAHMARAN, M.; LI, V. C.; ANDRADE, C. Corrosion resistance performance of steel-reinforced engineered cementitious composite beams. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 105, n. 3, p. 243–250, 2009.

SAHMARAN, M.; YAMAN, İ. Ö. Influence of transverse crack width on reinforcement corrosion initiation and propagation in mortar beams. **Canadian Journal of Civil Engineering**, Ottawa, v. 35, n. 3, p. 236–245, 2008. DOI: 10.1139/L07-117. Disponível em: <https://cdnsiencepub.com/doi/abs/10.1139/L07-117>. Acesso em 10 ago. 2020.



SAHMARAN, M.; YILDIRIM, G.; ERDEM, T. K. Self-healing capability of cementitious composites incorporating different supplementary cementitious materials. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 35, n. 1, p. 89–101, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2012.08.013>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946512001771>. Acesso em: 03 ago. 2020.

SAHMARAN, M.; YURTSEVEN, A.; YAMAN, I. O. Workability of hybrid fiber reinforced self-compacting concrete. **Building and Environment**, Kidlington, v. 40, n. 12, p. 1672–1677, 2005. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.buildenv.2004.12.014>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0360132304003749#!>. Acesso em: 10 ago. 2020.

SAHMARAN, M. *et al.* Repeatability and pervasiveness of self-healing in engineered cementitious composites. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 111, n. 1, p. 1–6, 2014.

ŞAHMARAN, M.; LI, V. C. De-icing salt scaling resistance of mechanically loaded engineered cementitious composites. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 37, n. 7, p. 1035–1046, 2007. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2007.04.001>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884607000920>. Acesso em: 08 ago. 2020.

ŞAHMARAN, M. *et al.* Frost resistance and microstructure of engineered cementitious composites: influence of fly ash and micro poly-vinyl-alcohol fiber. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 34, n. 2, p. 156–165, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2011.10.002>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946511001880>. Acesso em: 10 out. 2020.

ŞAHMARAN, M. *et al.* Improving the workability and rheological properties of engineered cementitious composites using factorial experimental design. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 45, n. 1, p. 356–368, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.08.015>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359836812005239>. Acesso em: 10 out. 2020.

SAID, S. H.; RAZAK, H. A. The effect of synthetic polyethylene fiber on the strain hardening behavior of engineered cementitious composite (ECC). **Materials and Design**, Kidlington, Oxford, v. 86, p. 447–457, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.125>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0264127515301945>. Acesso em: 28 jul. 2020.

SAID, S. H.; RAZAK, H. A. Structural behavior of RC engineered cementitious composite (ECC) exterior beam-column joints under reversed cyclic loading. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 107, p. 226–234, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.01.001>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061816300022>. Acesso em: 05 ago. 2020.



SAKULICH, A. R.; LI, V. C. Nanoscale characterization of engineered cementitious composites (ECC). **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 41, n. 2, p. 169–175, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2010.11.001>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884610002334>. Acesso em: 08 ago. 2020.

SCHWANTES-CEZARIO, N. *et al.* Bioprecipitation of calcium carbonate induced by *Bacillus subtilis* isolated in Brazil. **International Biodeterioration and Biodegradation**, Barking, Essex, v. 123, p. 200–205, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ibiod.2017.06.021>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0964830517305504>. Acesso em: 10 out. 2020.

SHEN, D. *et al.* Influence of barchip fiber on early-age cracking potential of high performance concrete under restrained condition. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 187, p. 118–130, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.07.121>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818317914>. Acesso em: 08 ago. 2020.

SHIVAM, P. *et al.* A review on different techniques of self-healing concrete. **International Journal of Science and Research (IJSR)**, Raipur, India, v. 6, n. 2, p. 49–52, 2017. Disponível em: [https://pdfs.semanticscholar.org/e45c/cd0df8e9efedba68acef3dea4b8d0d054167.pdf?\\_ga=2.116822662.1216111302.1610925609-1835390236.1610323351](https://pdfs.semanticscholar.org/e45c/cd0df8e9efedba68acef3dea4b8d0d054167.pdf?_ga=2.116822662.1216111302.1610925609-1835390236.1610323351). Acesso em: 11 ago. 2020.

SIAD, H. *et al.* Advanced engineered cementitious composites with combined self-sensing and self-healing functionalities. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 176, p. 313–322, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.05.026>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818310870>. Acesso em: 10 ago. 2020.

SIAD, H. *et al.* Mechanical, physical, and self-healing behaviors of engineered cementitious composites with glass powder. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 29, n. 6, p. 1–12, 2017. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0001864](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0001864). Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%29MT.1943-5533.0001864>. Acesso em: 25 ago. 2020.

SIDIQ, A.; GRAVINA, R.; GIUSTOZZI, F. Is concrete healing really efficient? A review. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 205, p. 257–273, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.02.002>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061819302879>. Acesso em: 25 ago. 2020.

SIMONETTI, C. **Avaliação do comportamento ao fogo de placas de vedação de concreto com inserção de resíduos de pneus inservíveis**. 2020. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) -- Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2020. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/213297>. Acesso em: 29 jul. 2020.

SINGH, M.; SAINI, B.; CHALAK, H. D. Performance and composition analysis of engineered cementitious composite (ECC): a review. **Journal of Building Engineering**, Oxford, v. 26, art. 100851, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jobbe.2019.100851>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2352710219302748>. Acesso em: 29 jul. 2020.

SISOMPHON, K.; COPUROGLU, O.; FRAAIJ, A. Application of encapsulated lightweight aggregate impregnated with sodium monofluorophosphate as a self-healing agent in blast furnace slag mortar. **Heron**, Delft, The Netherlands, v. 56, n. 1/2, p. 13–32, 2011. Disponível em: <http://heronjournal.nl/56-12/2.pdf>. Acesso em: 03 set. 2020.

SISOMPHON, K.; COPUROGLU, O.; KOENDERS, E. A. B. Effect of exposure conditions on self healing behavior of strain hardening cementitious composites incorporating various cementitious materials. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 42, p. 217–224, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2013.01.012>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061813000755>. Acesso em: 11 ago. 2020.

SISOMPHON, K.; COPUROGLU, O.; KOENDERS, E. A. B. Self-healing of surface cracks in mortars with expansive additive and crystalline additive. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 34, n. 4, p. 566–574, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2012.01.005>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946512000133>. Acesso em: 11 ago. 2020.

SNOECK, D. *et al.* X-ray computed microtomography to study autogenous healing of cementitious materials promoted by superabsorbent polymers. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 65, p. 83–93, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2015.10.016>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946515300433>. Acesso em: 11 ago. 2020.

SOLTAN, D. G.; LI, V. C. A self-reinforced cementitious composite for building-scale 3D printing. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 90, p. 1–13, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2018.03.017>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095894651730536X>. Acesso em: 08 ago. 2020.

STANG, H.; LI, V. C. Extrusion of ECC-material. *In*: HIGH PERFORMANCE FIBER REINFORCED CEMENT COMPOSITES (HPFRCC 3), 3<sup>rd</sup>, 1999, Mainz, Germany. **Proceedings** [...]. [Paris]: RILEM, 1999. p. 203–212. Disponível em: <https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84798/StangExtrusion.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 02 ago. 2020.

STUCKRATH, C. *et al.* Quantification of chemical and biological calcium carbonate precipitation: performance of self-healing in reinforced mortar containing chemical admixtures. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 50, p. 10–15, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2014.02.005>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946514000341>. Acesso em: 10 out. 2020.

STUTZMAN, P. E. Scanning electron microscopy in concrete petrography. *In: MATERIALS SCIENCE OF CONCRETE*, 2000, Anna Maria Island, Florida. **Calcium hydroxide in concrete**: workshop on the role of calcium hydroxide in concrete. Gaithersburg, MD: NIST, 2001. p. 59–72. Disponível em: [https://tsapps.nist.gov/publication/get\\_pdf.cfm?pub\\_id=860317](https://tsapps.nist.gov/publication/get_pdf.cfm?pub_id=860317). Acesso em: 18 ago. 2020.

SURYANTO, B. *et al.* Monitoring micro-crack healing in an engineered cementitious composite using the environmental scanning electron microscope. **Materials Characterization**, New York, v. 119, p. 175–185, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.07.021>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1044580316302224>. Acesso em: 10 out. 2020.

SUTHIWARAPIRAK, P.; MATSUMOTO, T.; KANDA, T. Flexural fatigue failure characteristics of an engineered cementitious composite and polymer cement mortars. **Doboku Gakkai Ronbunshu**, [Tokyo], v. 57, n. 718, p. 121–134, 2002. DOI: 10.2208/jscej.2002.718\_121. Disponível em: [https://www.jstage.jst.go.jp/article/jscej1984/2002/718/2002\\_718\\_121/\\_pdf/-char/en](https://www.jstage.jst.go.jp/article/jscej1984/2002/718/2002_718_121/_pdf/-char/en). Acesso em: 08 ago.2020.

SUTHIWARAPIRAK, P.; MATSUMOTO, T.; KANDA, T. Multiple cracking and fiber bridging characteristics of engineered cementitious composites under fatigue flexure. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 16, n. 5, p. 433–443, 2004. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)0899-1561\(2004\)16:5\(433\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0899-1561(2004)16:5(433)). Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/abs/10.1061/%28ASCE%290899-1561%282004%2916%3A5%28433%29>. Acesso em: 08 ago. 2020.

TAKAGI, E. M. **Concretos autocicatrizantes com cimentos brasileiros de escória de alto forno ativados por catalisador cristalino**. 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Infraestrutura Aeronáutica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2013. Disponível em: [https://sucupira.capes.gov.br/sucupira/public/consultas/coleta/trabalhoConclusao/viewTrabalhoConclusao.jsf?popup=true&id\\_trabalho=149666#](https://sucupira.capes.gov.br/sucupira/public/consultas/coleta/trabalhoConclusao/viewTrabalhoConclusao.jsf?popup=true&id_trabalho=149666#). Acesso em: 03 ago. 2020.

TAKAGI, E. M. *et al.* Self-healing of self-compacting concretes made with blast furnace slag cements activated by crystalline admixture. **International Journal of Materials and Product Technology**, Geneva, v. 56, n. 1/2, p. 169-186, 2018. DOI: 10.1504/IJMPT.2018.10009994. Disponível em: <https://www.phd.eng.br/wp-content/uploads/2018/03/ijmpt.2018.089116.pdf>. Acesso em: 05 set. 2020.

TAN, N. P. B. *et al.* Silica-based self-healing microcapsules for self-repair in concrete. **Journal of Applied Polymer Science**, New York, v. 133, n. 12, art. 43090, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1002/app.43090>. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/app.43090>. Acesso em: 11 ago. 2020.

TANG, W.; KARDANI, O.; CUI, H. Robust evaluation of self-healing efficiency in cementitious materials: a review. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 81, p. 233–247, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.02.054>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815002019>. Acesso em: 14 out. 2020.

TENG, L. W. *et al.* A study of crystalline mechanism of penetration sealer materials. **Materials**, Basel, v. 7, n. 1, p. 399–412, 2014. DOI: 10.3390/ma7010399. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/7/1/399/pdf>. Acesso em: 11 ago. 2020.

TERMKHAJORNKIT, P. *et al.* Self-healing ability of fly ash-cement systems. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 31, n. 3, p. 195–203, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2008.12.009>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946508001571>. Acesso em: 18 ago. 2020.

TOGNAZZI, C. *et al.* Coupling between diffusivity and cracks in cement-based materials. **MRS Online Proceedings Library Archive**, Pittsburgh, Pa, v. 608, p. 325–330, 1999. DOI: <https://doi.org/10.1557/PROC-608-325>. Disponível em: <https://www.cambridge.org/core/journals/mrs-online-proceedings-library-archive/article/abs/coupling-between-diffusivity-and-cracks-in-cementbased-systems/4333C21FE863C910CA3A2CD069930355>. Acesso em: 10 ago. 2020.

TOSUN-FELEKOĞLU, K. *et al.* The role of flaw size and fiber distribution on tensile ductility of PVA-ECC. **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 56, p. 536–545, 2014. DOI: 10.1016/j.compositesb.2013.08.089. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359836813005118>. Acesso em: 10 ago. 2020.

TOSUN-FELEKOĞLU, K. *et al.* Utilization and selection of proper fly ash in cost effective green HTPP-ECC design. **Journal of Cleaner Production**, Oxford, v. 149, p. 557–568, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2017.02.117>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0959652617303402>. Acesso em: 10 ago. 2020.

TREJBAL, J. *et al.* Deterioration of bonding capacity of plasma-treated polymer fiber reinforcement. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 89, p. 205–215, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2018.03.010>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095894651730183X>. Acesso em: 05 ago. 2020.

TURK, K.; NEHDI, M. L. Coupled effects of limestone powder and high-volume fly ash on mechanical properties of ECC. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 164, p. 185–192, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.12.186>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817325813>. Acesso em: 28 jul. 2020.

TZIVIOGLOU, E. *et al.* Bacteria-based self-healing concrete to increase liquid tightness of cracks. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 122, p. 118–125, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.06.080>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061816310078#!>. Acesso em: 11 ago. 2020.

VAN BREUGEL, K. **Is there a market for self-healing cement-based materials?** Noordwijk aan Zee, The Netherland, 2007. Trabalho apresentado no 1<sup>st</sup> International Conference on Self Healing Materials, Noordwijk aan Zee, The Netherland, 2007. Disponível em: <https://cyberleninka.org/article/n/1222155.pdf>. Acesso em: 11 ago. 2020.

VAN TITTELBOOM, K.; DE BELIE, N. Self-healing in cementitious materials: a review. **Materials**, Basel, v. 6, n. 6, p. 2182–2217, 2013. DOI: 10.3390/ma6062182. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/6/6/2182/pdf#:~:text=Intrinsic%20self%2Dhealing%20materials%20exhibit,substances%20inside%20polymer%20modified%20concrete>. Acesso em: 11 ago. 2020.

VAN TITTELBOOM, K. *et al.* Comparison of different approaches for self-healing concrete in a large-scale lab test. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 107, p. 125–137, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.12.186>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815308576>. Acesso em: 11 ago. 2020.

VAN TITTELBOOM, K. *et al.* Self-healing efficiency of cementitious materials containing tubular capsules filled with healing agent. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 33, n. 4, p. 497–505, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2011.01.004>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946511000102>. Acesso em: 11 ago. 2020.

VASSAUX, M. *et al.* Beam-particle approach to model cracking and energy dissipation in concrete: identification strategy and validation. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 70, p. 1–14, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2016.03.011>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946516300506>. Acesso em: 08 ago. 2020.

VIJAY, K.; MURMU, M.; DEO, S. V. Bacteria based self healing concrete: a review. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 152, p. 1008–1014, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.07.040>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817313752>. Acesso em: 11 ago. 2020.

VINKLER, M.; VÍTEK, J. L. Drying shrinkage of concrete elements. **Structural Concrete**, London, v. 18, n. 1, p. 92–103, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1002/suco.201500208>. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/epdf/10.1002/suco.201500208>. Acesso em: 11 ago. 2020.

WANG, G. *et al.* Shear behaviors of RC beams externally strengthened with engineered cementitious composite layers. **Materials**, Basel, v. 12, n. 13, art. 2163, 2019. DOI: 10.3390/ma12132163. Disponível em: <https://www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC6651697/pdf/materials-12-02163.pdf>. Acesso em: 08 ago. 2020.



WANG, J. *et al.* Bacillus sphaericus LMG 22257 is physiologically suitable for self-healing concrete. **Applied Microbiology and Biotechnology**, Heidelberg, v. 101, n. 12, p. 5101–5114, 2017. DOI: 10.1007/s00253-017-8260-2. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s00253-017-8260-2>. Acesso em 11 ago. 2020.

WANG, J. *et al.* Self-healing concrete by use of microencapsulated bacterial spores. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 56, p. 139–152, 2014a. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2013.11.009>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884613002482#!>. Acesso em 10 ago. 2020.

WANG, J. *et al.* Use of silica gel or polyurethane immobilized bacteria for self-healing concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 26, n. 1, p. 532–540, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2011.06.054>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061811003175>. Acesso em: 03 set. 2020.

WANG, J. *et al.* X-ray computed tomography proof of bacterial-based self-healing in concrete. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 53, p. 289–304, 2014b. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2014.07.014>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946514001322>. Acesso em: 25 ago. 2020.

WANG, K. *et al.* Permeability study of cracked concrete. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 27, n. 3, p. 381–393, 1997.

WANG, Q. *et al.* Greener engineered cementitious composite (ECC): the use of pozzolanic fillers and uncoiled PVA fibers. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 247, art. 118211, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.118211>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061820302166>. Acesso em: 12 ago. 2020.

WANG, S. **Micromechanics based matrix design for engineered cementitious composites**. 2005. Dissertation (Degree of Doctor of Philosophy, Civil Engineering) - Horace H. Rackham School of Graduate Studies, University of Michigan, Michigan, 2005.

WANG, S.; LI, V. C. Engineered cementitious composites with high-volume fly ash. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 104, n. 3, p. 233-241, 2007.

WANG, S.; LI, V. C. High-early-strength engineered cementitious composites. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 103, n. 2, p. 97–105, 2006.

WANG, X. F. *et al.* Effect of carbonate-containing self-healing system on properties of a cementitious composite: fresh, mechanical, and durability properties. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 235, p. 117442, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.117442>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061819328946>. Acesso em 25 ago. 2020.



WHITE, S. R. *et al.* Autonomic healing of polymer composites. **Nature**, [London], v. 409, n. 6822, p. 794–797, 2001. DOI: <https://doi.org/10.1038/35057232>. Disponível em: <https://www.nature.com/articles/35057232>. Acesso em: 11 ago. 2020.

WIKTOR, V.; JONKERS, H. M. Quantification of crack-healing in novel bacteria-based self-healing concrete. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 33, n. 7, p. 763–770, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2011.03.012>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946511000618>. Acesso em: 08 ago. 2020.

WILLE, K.; KIM, D. J.; NAAMAN, A. E. Strain-hardening UHP-FRC with low fiber contents. **Materials and Structures = Matériaux et constructions**, London, v. 44, n. 3, p. 583–598, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1617/s11527-010-9650-4>. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1617/s11527-010-9650-4>. Acesso em: 14 out. 2020.

WU, M.; JOHANNESSON, B.; GEIKER, M. A review: self-healing in cementitious materials and engineered cementitious composite as a self-healing material. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 28, n. 1, p. 571–583, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2011.08.086>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061811005198>. Acesso em: 08 ago. 2020.

XI, X.; YANG, S. Time to surface cracking and crack width of reinforced concrete structures under corrosion of multiple rebars. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 155, p. 114–125, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.08.051>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817316422>. Acesso em: 11 ago. 2020.

XU, J.; WANG, X. Self-healing of concrete cracks by use of bacteria-containing low alkali cementitious material. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 167, p. 1–14, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.02.020>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818302459>. Acesso em: 02 ago. 2020.

XUE, C. *et al.* Self-healing efficiency and crack closure of smart cementitious composite with crystalline admixture and structural polyurethane. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 260, p. 119955, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.119955>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061820319607>. Acesso em: 10 out. 2020.

XUE, J. *et al.* Seismic resistance capacity of steel reinforced high-strength concrete columns with rectangular spiral stirrups. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 229, art. 116880, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.116880>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061819323165>. Acesso em: 28 ago. 2020.

YAMAMOTO, A. *et al.* Effect of wet-dry condition on self-healing property of early-age ECC. **Proceedings Japan Concrete Institute**, Tokyo, v. 32, n. 1, p. 251–256, 2010. Disponível em:

<https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/94193/yamamoto-wetdryselheal-2010.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 10 out. 2020.

YANG, E.-H.; LI, V. C. Strain-hardening fiber cement optimization and component tailoring by means of a micromechanical model. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 24, n. 2, p. 130–139, 2010. DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2007.05.014>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061809002931#!>. Acesso em: 05 ago. 2020.

YANG, E. H. *et al.* Rheological control in production of engineered cementitious composites. **ACI Materials Journal**, Detroit, v. 106, n. 4, p. 357–366, 2009.

YANG, Y.; YANG, E. H.; LI, V. C. Autogenous healing of engineered cementitious composites at early age. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 41, n. 2, p. 176–183, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2010.11.002>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884610002346>.

Acesso em: 18 ago. 2020.

YANG, Y. *et al.* Autogenous healing of engineered cementitious composites under wet-dry cycles. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 39, n. 5, p. 382–390, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2009.01.013>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884609000222>. Acesso em: 05 ago. 2020.

YAO, S.; ZHANG, J.; TU, Y. Application of engineered cementitious composites for earthquake resistance and disaster mitigation of structures. **Advanced Materials Research**, [s. l.], v. 168/170, p. 1665–1669, 2011.

YAO, Y. *et al.* Test methods to determine durability of concrete under combined environmental actions and mechanical load: final report of RILEM TC 246-TDC. **Materials and Structures**, London, v. 50, n. 2, art. 123, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1617/s11527-016-0983-5>. Disponível em:

<https://link.springer.com/article/10.1617/s11527-016-0983-5>.

Acesso em: 10 ago. 2020.

YILDIRIM, G.; SAHMARAN, M.; AHMED, H. U. Influence of hydrated lime addition on the self-healing capability of high-volume fly ash incorporated cementitious composites. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 27, n. 6, p. 1–11, 2015. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0001145](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0001145). Disponível em:

<https://ascelibrary.org/doi/abs/10.1061/%28ASCE%29MT.1943-5533.0001145>.

Acesso em: 25 ago. 2020.

YILDIRIM, G. *et al.* A review of intrinsic self-healing capability of engineered cementitious composites : recovery of transport and mechanical properties.

**Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 101, p. 10–21, 2015. Pt. 1. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.10.018>. Disponível em:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815304402>. Acesso em: 08 ago. 2020.

YILDIRIM, G. *et al.* Self-healing performance of aged cementitious composites. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 87, p. 172–186, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2018.01.004>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946517309976>. Acesso em: 25 ago. 2020.

YIN, S.; LI, B. Academic research institutes-construction enterprises linkages for the development of urban green building: selecting management of green building technologies innovation partner. **Sustainable Cities and Society**, [Amsterdam], v. 48, art. 101555, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scs.2019.101555>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2210670719301751>. Acesso em: 10 jul. 2020.

YING-ZI, Y.; LEPECH, M. D.; LI, V. C. **Self-healing of engineered cementitious composites under cyclic wetting and drying**. Qingdao, China, 2005. Trabalho apresentado no International Workshop on Durability of Reinforced Concrete Under Combined Mechanical and Climatic Loads, Qingdao, China, 2005. Disponível em: <https://deepblue.lib.umich.edu/bitstream/handle/2027.42/84794/selfhealing.pdf?sequence=1>. Acesso em: 05 set. 2020.

YOO, D.-Y. *et al.* Development of cost effective ultra-high-performance fiber-reinforced concrete using single and hybrid steel fibers. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 150, p. 383–394, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.06.018>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181731156X>. Acesso em: 04 ago. 2020.

YU, J.; CHEN, Y.; LEUNG, C. K. Y. Micromechanical modeling of crack-bridging relations of hybrid-fiber strain-hardening cementitious composites considering interaction between different fibers. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 182, p. 629–636, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.06.115>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818315125>. Acesso: 12 ago. 2020.

YU, J. *et al.* Matrix design for waterproof engineered cementitious composites (ECCs). **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 139, p. 438–446, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.02.076>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817302714>. Acesso: 12 ago. 2020.

YU, J. *et al.* Mechanical performance of ECC with high-volume fly ash after sub-elevated temperatures. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 99, p. 82–89, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.09.002>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815303639>. Acesso em: 05 ago. 2020.

YU, J. *et al.* Tensile performance of sustainable strain-hardening cementitious composites with hybrid PVA and recycled PET fibers. **Cement and Concrete Research**, [Oxford], v. 107, p. 110–123, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.02.013>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0008884617306348>. Acesso: 12 ago. 2020.

YU, K. *et al.* Development of ultra-high performance engineered cementitious composites using polyethylene (PE) fibers. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 158, p. 217–227, 2018a. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.10.040>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817320809>. Acesso em: 12 ago. 2020.

YU, K. *et al.* Direct tensile properties of engineered cementitious composites: A review. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 165, p. 346–362, 2018b. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.12.124>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817325291>. Acesso em: 05 ago. 2020.

YU, K. *et al.* A strain-hardening cementitious composites with the tensile capacity up to 8%. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 137, p. 410–419, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.01.060>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817300582>. Acesso em: 12 ago. 2020.

ZAI, S. A. K.; MURTHY, M. K. Self-healing concrete. **Journal of Civil Engineering and Environmental Technology**, India, v. 2, n. 27–33, 2015. Disponível em: [https://www.krishisanskriti.org/vol\\_image/02Mar201608031913%20%20%20%20%20%20%20%20%20%20%20Sadath%20Ali%20Khan%20Zai%20%20%20%20%20%20%20%20%20%20%2027-33.pdf](https://www.krishisanskriti.org/vol_image/02Mar201608031913%20%20%20%20%20%20%20%20%20%20%20Sadath%20Ali%20Khan%20Zai%20%20%20%20%20%20%20%20%20%20%2027-33.pdf). Acesso em: 10 out. 2020.

ZAMPIERI, V. A. **Cimento Portland aditivado com pozolanas de argilas calcinadas**: fabricação, hidratação e desempenho mecânico. 1993. Tese (Doutorado) -- Instituto de Geociências, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1993. Disponível em: [https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/44/44135/tde-25062015-102757/publico/Zampieri\\_Doutorado.pdf](https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/44/44135/tde-25062015-102757/publico/Zampieri_Doutorado.pdf). Acesso em: 03 set. 2020.

ZHANG, D. *et al.* Discontinuous micro-fibers as intrinsic reinforcement for ductile engineered cementitious composites (ECC). **Composites Part B: engineering**, Oxford, v. 184, art. 107741, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.107741>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359836819312247>. Acesso em: 08 ago. 2020.

ZHANG, H. *et al.* Experimental and numerical investigations on seismic responses of reinforced concrete structures considering strain rate effect. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 173, p. 672–686, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.04.085>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818308845>. Acesso em: 08 ago. 2020.

ZHANG, J. **External building wall with thermal insulation and pre-cast fiber reinforced ECC panels**. Tsinghua: Tsinghua University, 2014.

ZHANG, J.; WANG, J.; DING, X. Calculation of shrinkage stress in concrete structures with impact of internal curing. **Engineering Fracture Mechanics**, New York, v. 192, p. 54–76, 2018.

ZHANG, J. *et al.* Immobilizing bacteria in expanded perlite for the crack self-healing in concrete. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 148, p. 610–617, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.05.021>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817309042>. Acesso em: 02 ago. 2020.

ZHANG, J. L. *et al.* Screening of bacteria for self-healing of concrete cracks and optimization of the microbial calcium precipitation process. **Applied Microbiology and Biotechnology**, Heidelberg, v. 100, n. 15, p. 6661–6670, 2016. DOI: [10.1007/s00253-016-7382-2](https://doi.org/10.1007/s00253-016-7382-2). Disponível em: <https://dx.doi.org/10.1007/s00253-016-7382-2>. Acesso em: 25 ago. 2020.

ZHANG, P. *et al.* Self-healing behaviour of multiple microcracks of strain hardening cementitious composites (SHCC). **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 169, p. 705–715, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.03.032>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818305154>. Acesso em: 14 out. 2020.

ZHANG, Q.; LI, V. C. Development of durable spray-applied fire-resistive engineered cementitious composites (SFR-ECC). **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 60, p. 10–16, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2015.03.012>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946515000529>. Acesso em: 10 ago. 2020.

ZHANG, R. *et al.* Application of PP-ECC in beam-column joint connections of rigid-framed railway bridges to reduce transverse reinforcements. **Engineering Structures**, Oxford, v. 86, p. 146–156, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2015.01.005>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0141029615000061>. Acesso em: 05 ago. 2020.

ZHANG, Z.; DING, Y.; QIAN, S. Influence of bacterial incorporation on mechanical properties of engineered cementitious composites (ECC). **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 196, p. 195–203, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.11.089>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818327545>. Acesso em: 02 ago. 2020.

ZHANG, Z.; QIAN, S.; MA, H. Investigating mechanical properties and self-healing behavior of micro-cracked ECC with different volume of fly ash. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 52, p. 17–23, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2013.11.001>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061813010210>. Acesso em: 10 ago. 2020.

ZHANG, Z.; ZHANG, Q. Matrix tailoring of Engineered Cementitious Composites (ECC) with non-oil-coated, low tensile strength PVA fiber. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 161, p. 420–431, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.11.072>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181732281X>. Acesso em: 20 jul. 2020.



ZHANG, Z.; ZHANG, Q. Self-healing ability of Engineered Cementitious Composites (ECC) under different exposure environments. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 156, p. 142–151, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.08.166>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817317749>. Acesso em: 14 out. 2020.

ZHANG, Z.; ZHANG, Q.; LI, V. C. Multiple-scale investigations on self-healing induced mechanical property recovery of ECC. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 103, p. 293–302, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2019.05.014>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946518312848>. Acesso em: 10 ago. 2020.

ZHAO, Y. *et al.* Critical thickness of rust layer at inner and out surface cracking of concrete cover in reinforced concrete structures. **Corrosion Science**, Amsterdam, v. 59, p. 316–323, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.03.018>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X12001333>. Acesso em: 04 ago. 2020.

ZHENG, Y.; ZHANG, L. F.; XIA, L. P. Investigation of the behaviour of flexible and ductile ECC link slab reinforced with FRP. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 166, p. 694–711, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.01.188>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061818302125>. Acesso em: 08 ago. 2020.

ZHOU, J.; PAN, J.; LEUNG, C. K. Y. Mechanical behavior of fiber-reinforced engineered cementitious composites in uniaxial compression. **Journal of Materials in Civil Engineering**, New York, v. 27, n. 1, art. 04014111, 2015. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0001034](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0001034). Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%29MT.1943-5533.0001034>. Acesso em: 08 ago. 2020.

ZHOU, J. *et al.* Improved fiber distribution and mechanical properties of engineered cementitious composites by adjusting the mixing sequence. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 34, n. 3, p. 342–348, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2011.11.019>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0958946511002204>. Acesso em: 05 ago. 2020.

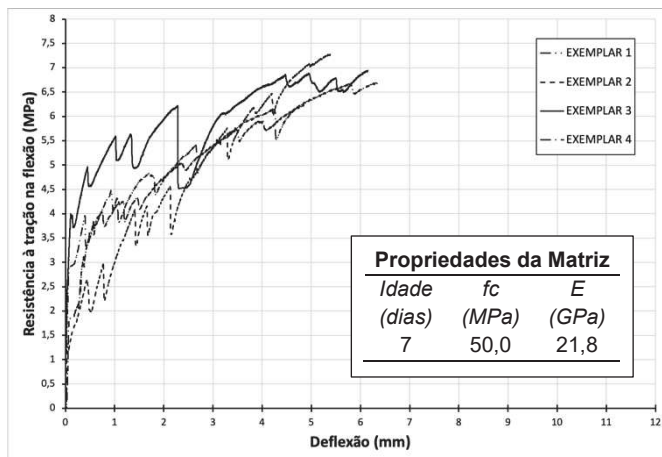
ZHU, Y. *et al.* Measurement and correlation of ductility and compressive strength for engineered cementitious composites (ECC) produced by binary and ternary systems of binder materials: Fly ash, slag, silica fume and cement. **Construction and Building Materials**, Guildford, Surrey, v. 68, p. 192–198, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2014.06.080>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061814006990>. Acesso em: 28 jul. 2020.

ZOLLO, R. F. Fiber-reinforced concrete: an overview after 30 years of development. **Cement and Concrete Composites**, Barking, Essex, v. 19, n. 2, p. 107–122, 1997.

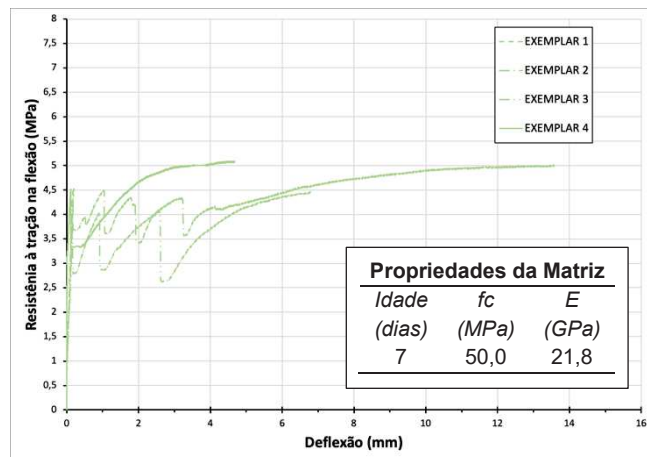


## APÊNDICE A – GRÁFICOS DE TRAÇÃO NA FLEXÃO ETAPA 1

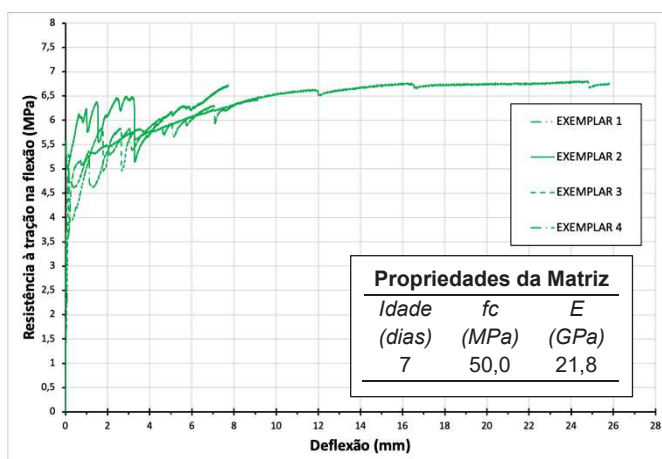
Gráficos de tração na flexão dos exemplares dos 7 compostos aos 7 dias



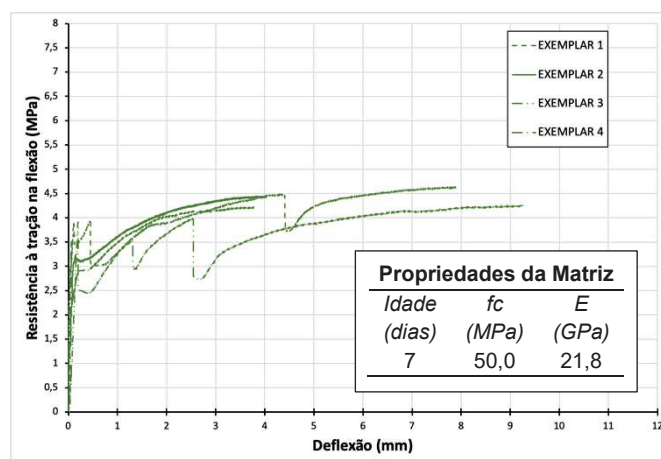
PVA



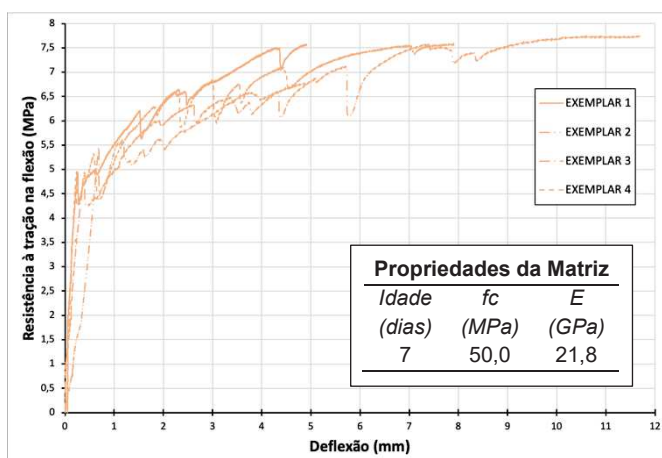
PP2,2



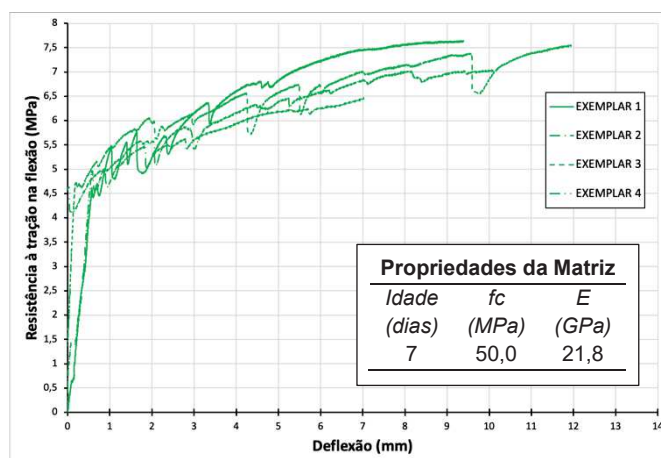
PP2,4



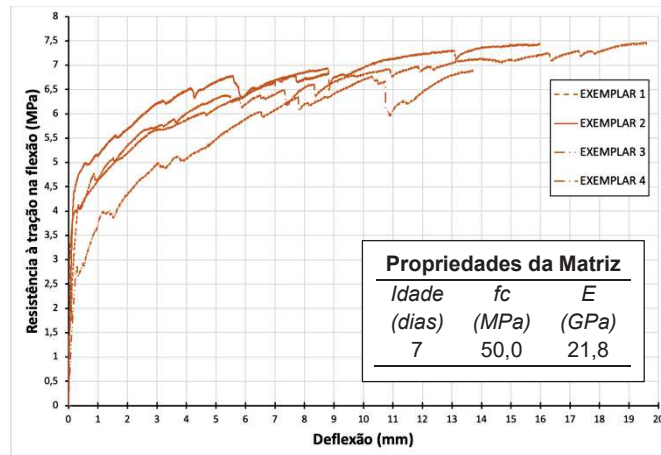
PP2,6



POL2,3



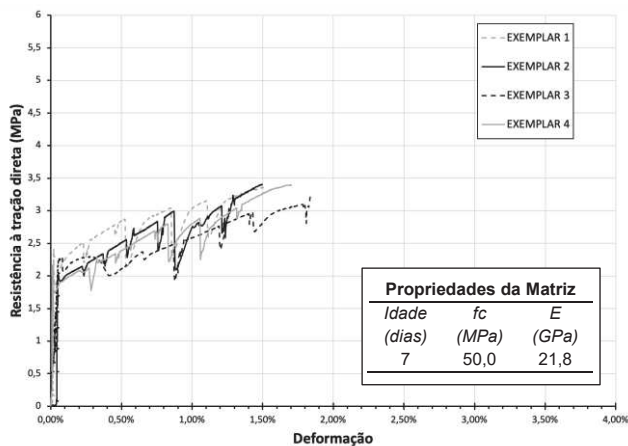
POL2,5



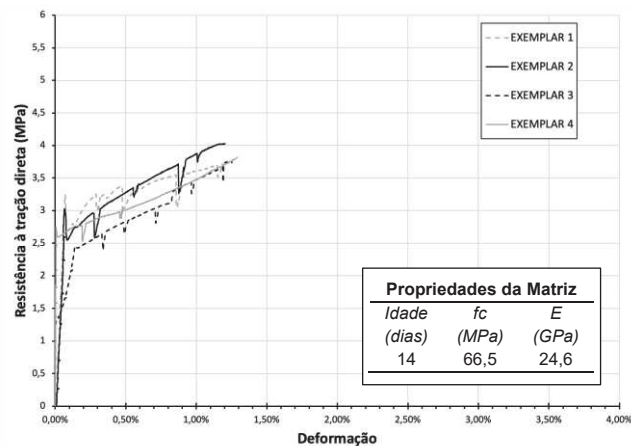
POL2,7

## APÊNDICE B – GRÁFICOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL ETAPA 2

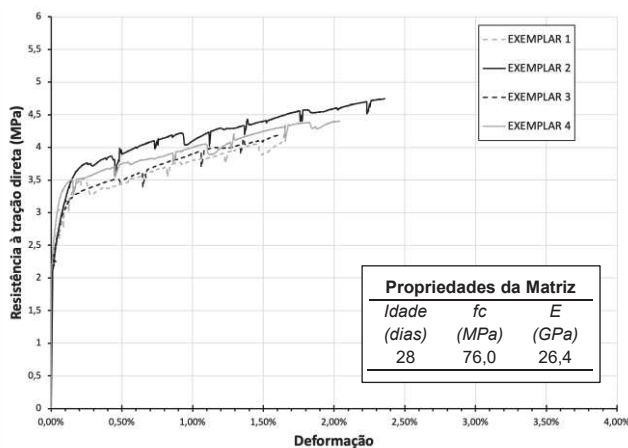
Gráficos de tração direta dos exemplares do PVA2,0SA dos 7 aos 84 dias



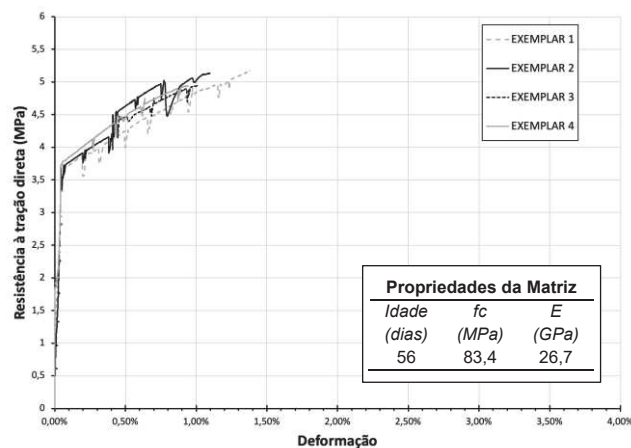
7 dias



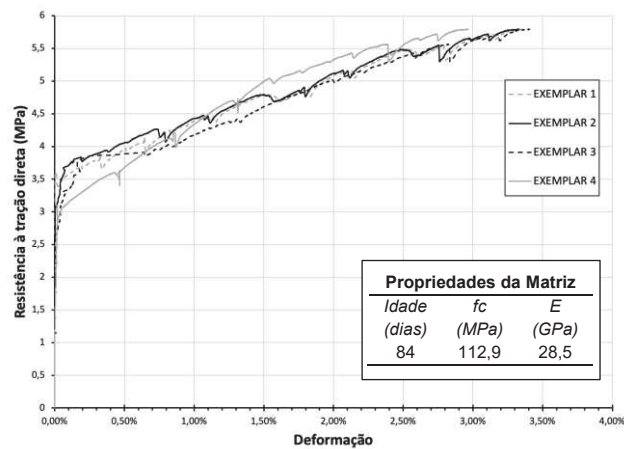
14 dias



28 dias

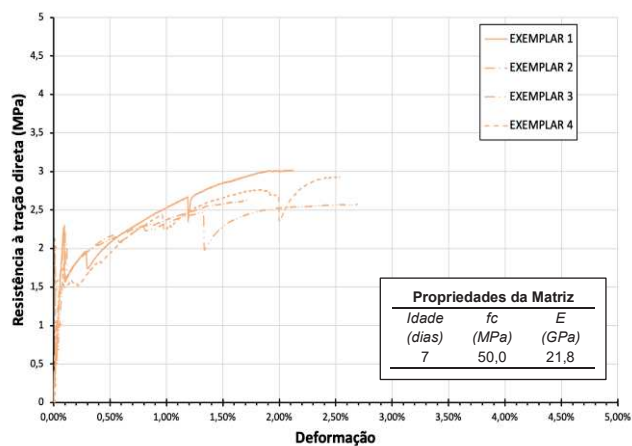


56 dias

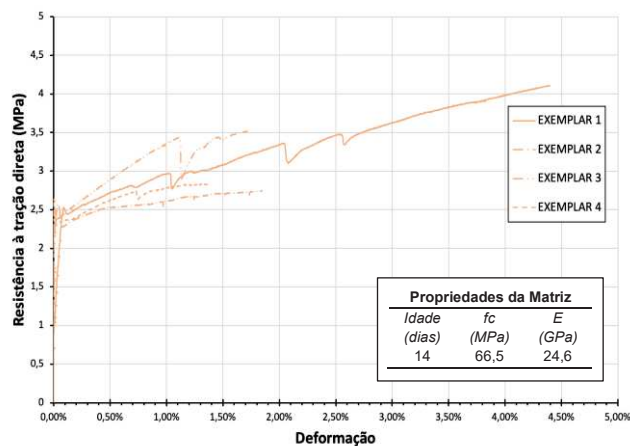


84 dias

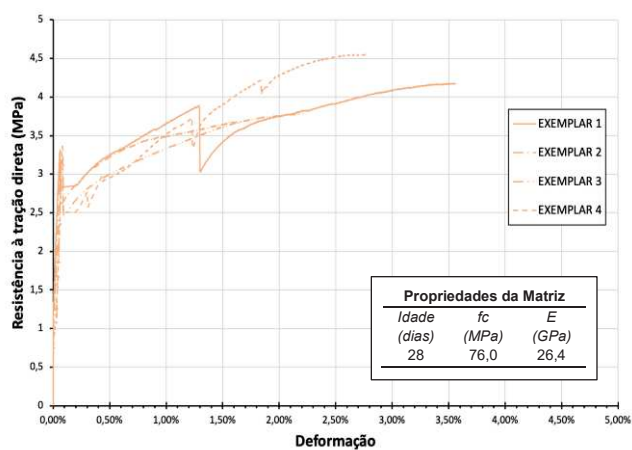
## Gráficos de tração direta dos exemplares do POL2,3SA dos 7 aos 84 dias



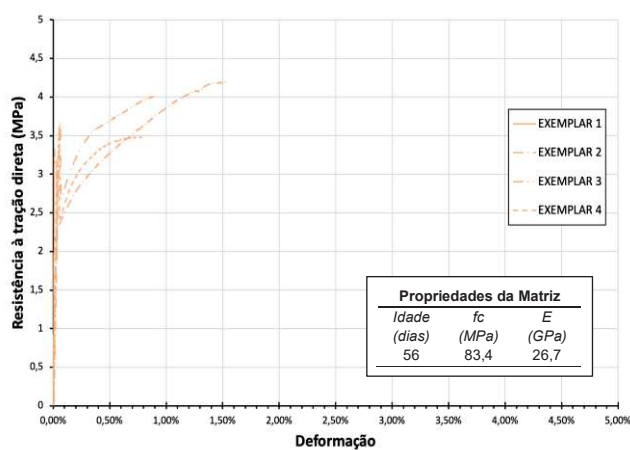
7 dias



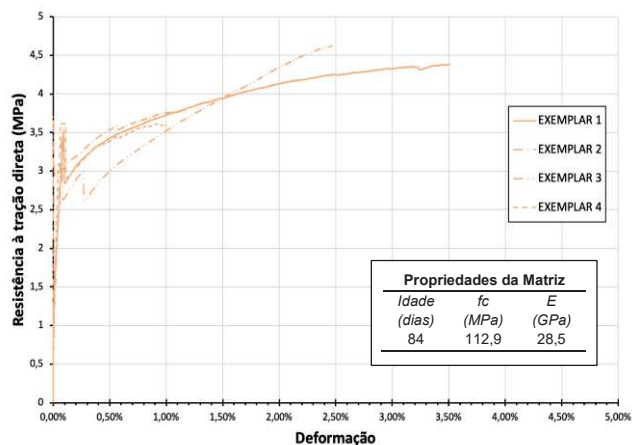
14 dias



28 dias

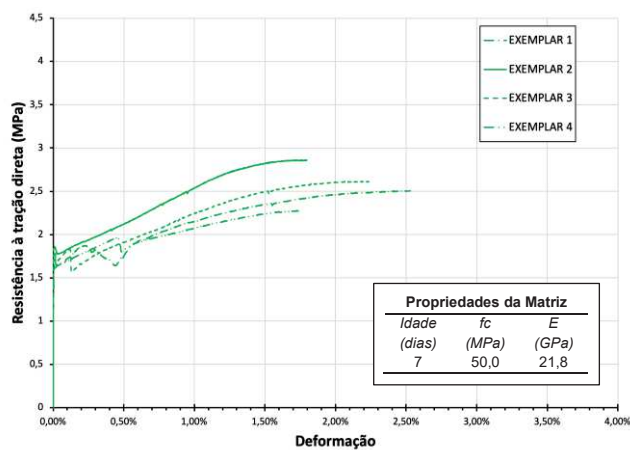


56 dias

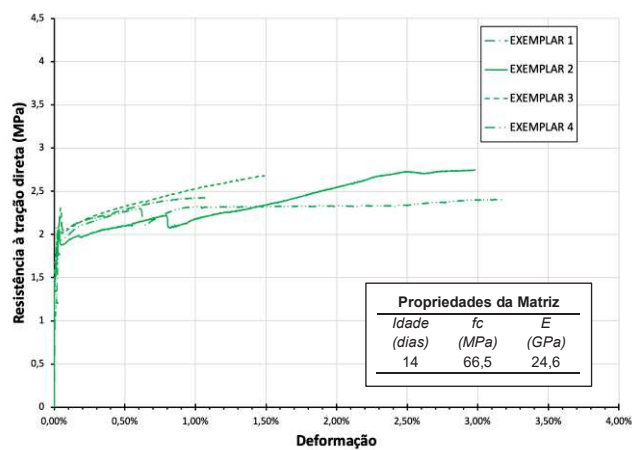


84 dias

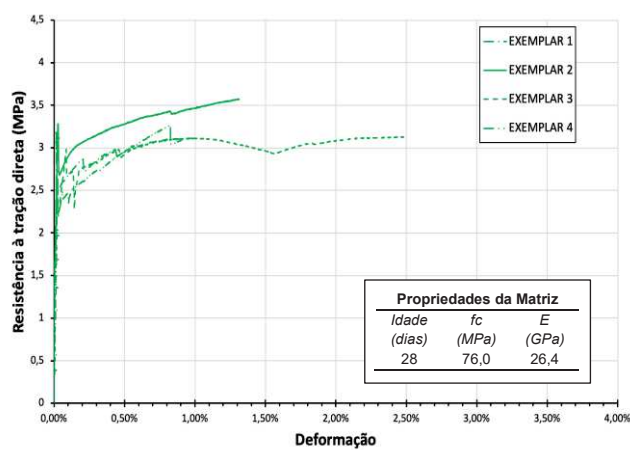
## Gráficos de tração direta dos exemplares do PP2,4SA dos 7 aos 84 dias



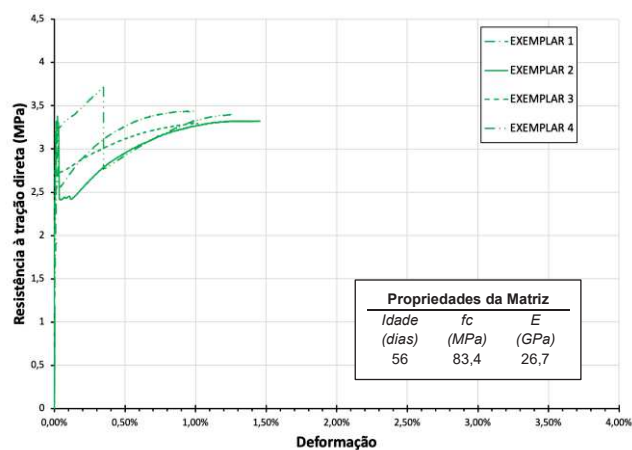
7 dias



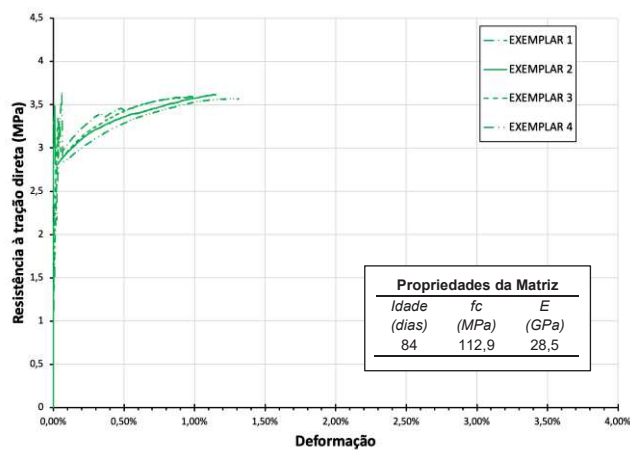
14 dias



28 dias



56 dias



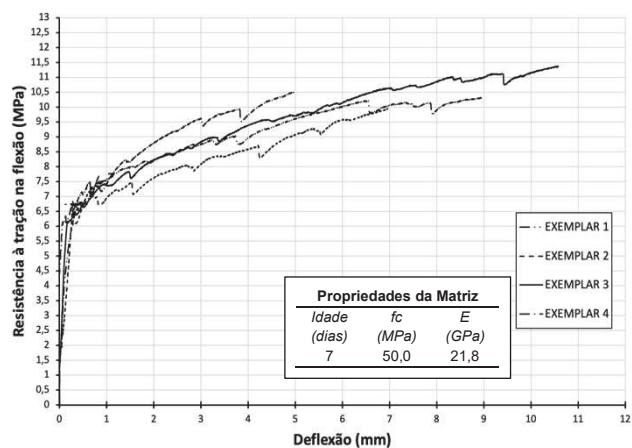
84 dias



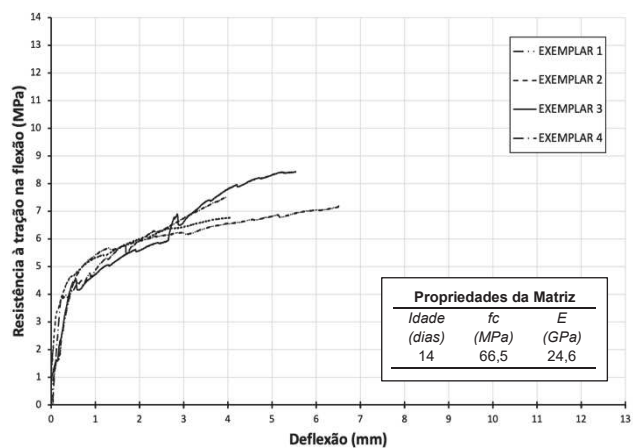


## APÊNDICE C – GRÁFICOS DE TRAÇÃO NA FLEXÃO ETAPA 2

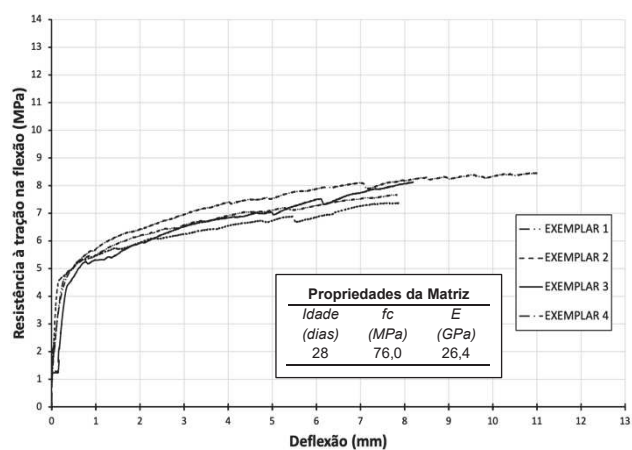
Gráficos de tração flexão dos exemplares do PVA2,0SA dos 7 aos 84 dias



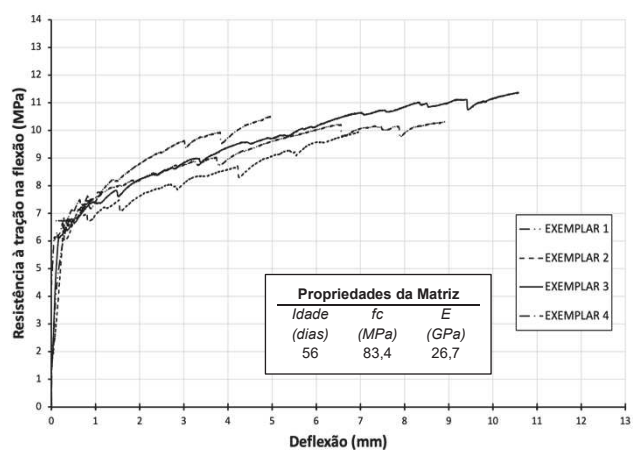
7 dias



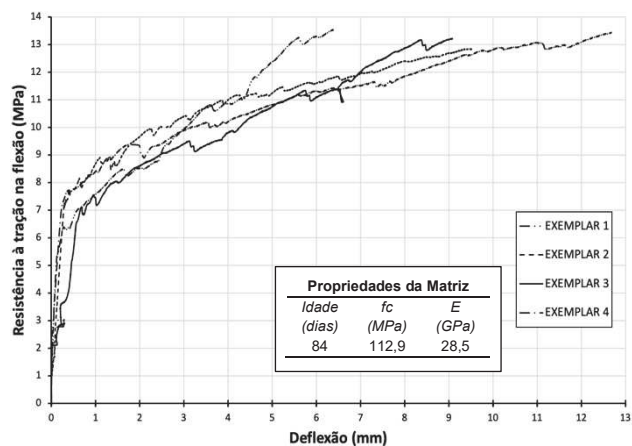
14 dias



28 dias

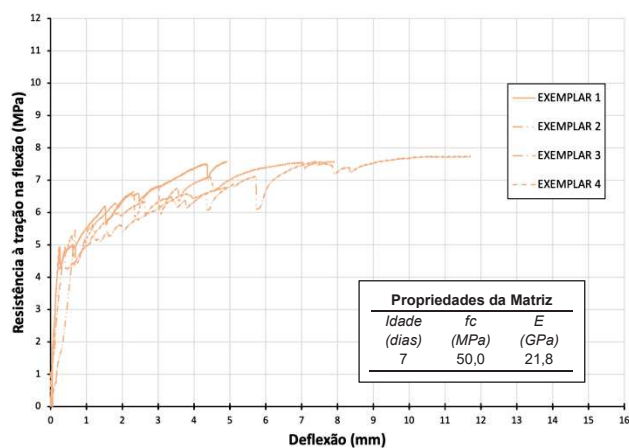


56 dias

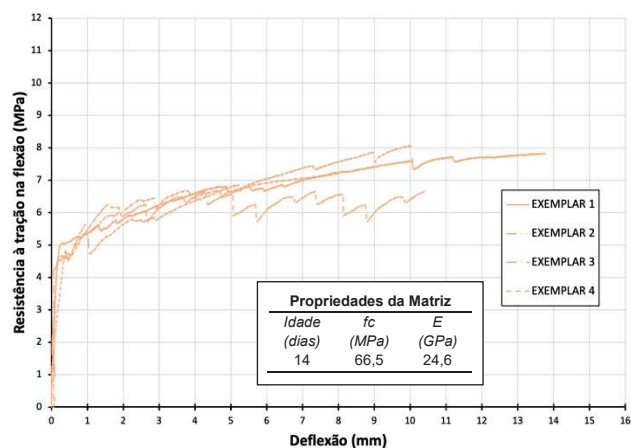


84 dias

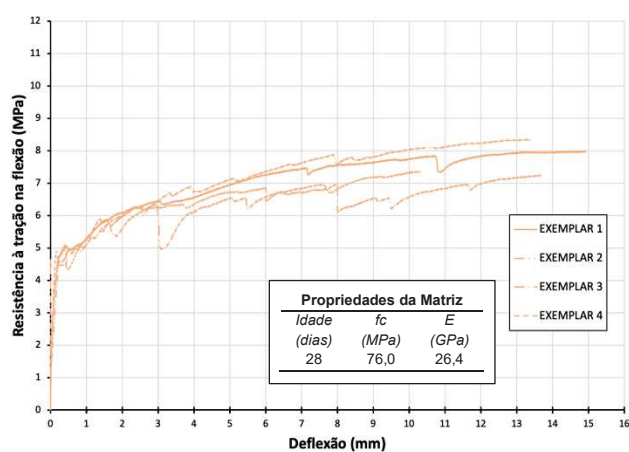
## Gráficos de tração flexão dos exemplares do POL2,3SA dos 7 aos 84 dias



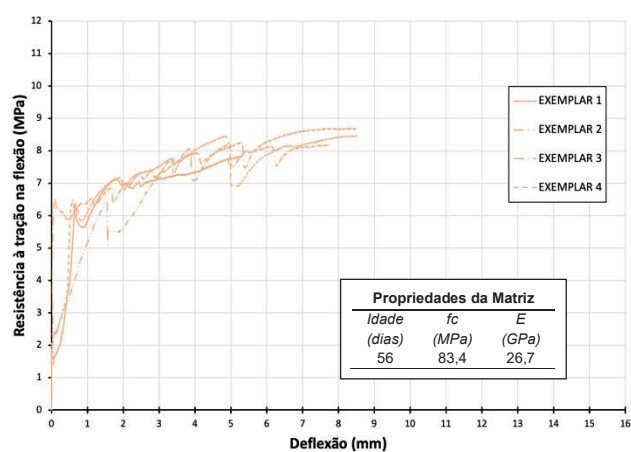
7 dias



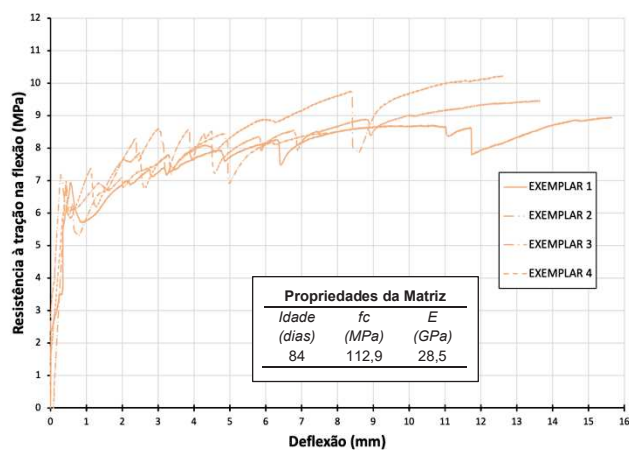
14 dias



28 dias

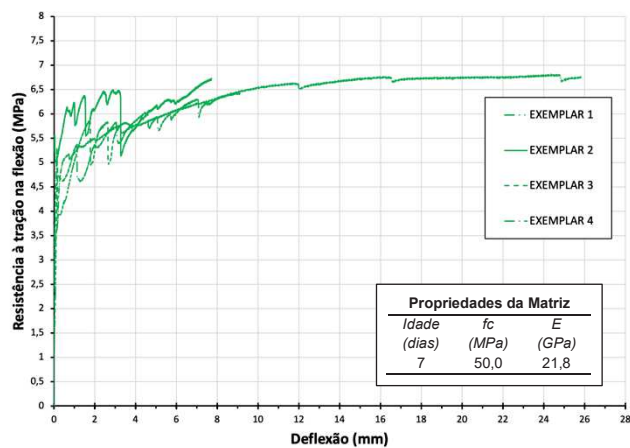


56 dias

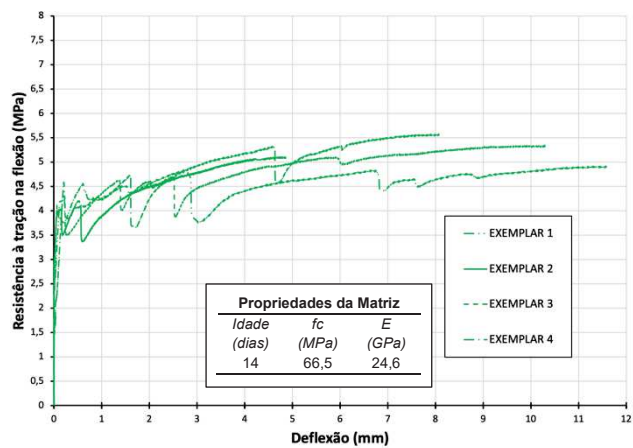


84 dias

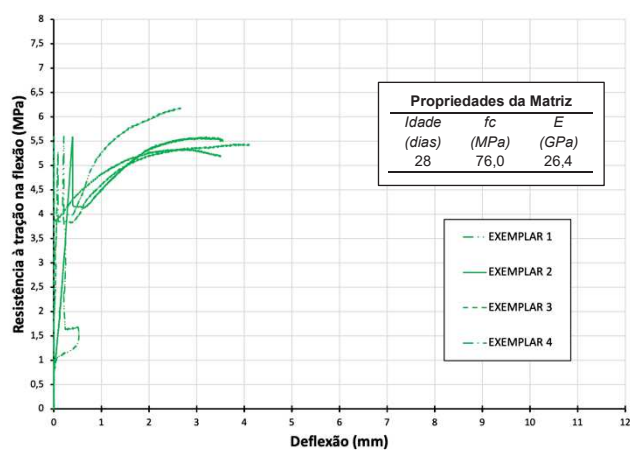
## Gráficos de tração flexão dos exemplares do PP2,4SA dos 7 aos 84 dias



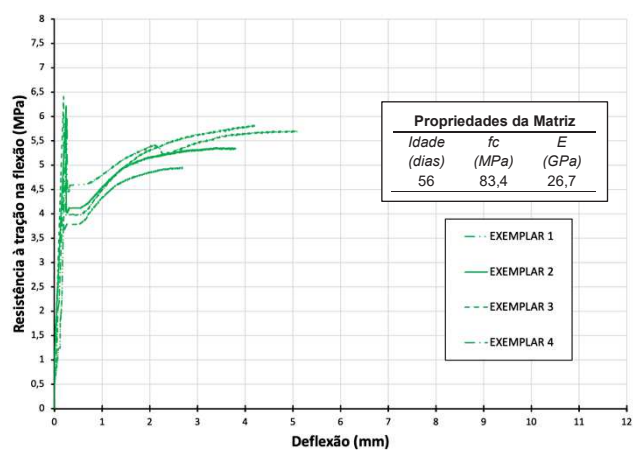
7 dias



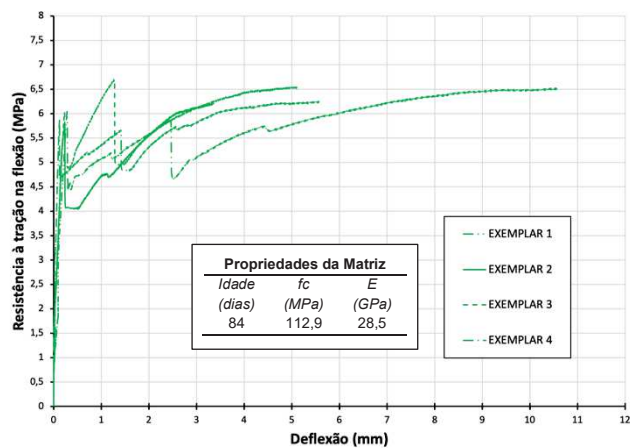
14 dias



28 dias



56 dias



84 dias