

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”  
FACULDADE DE ENGENHARIA  
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

**GABRIEL HIDEKI HONDA MAEDA**

**Influência de diferentes métodos de cura na produção de pastas com  
aglomerante alternativo à base de óxido de magnésio e cinza de folha de  
bambu**

Ilha Solteira - SP  
2026



# **PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL**

**GABRIEL HIDEKI HONDA MAEDA**

**Influência de diferentes métodos de cura na produção de pastas com aglomerante alternativo à base de óxido de magnésio e cinza de folha de bambu**

Dissertação apresentada à Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira (FEIS), Ilha Solteira, como parte dos requisitos para obtenção do título de mestre em Engenharia Civil.

Área de Concentração: Estruturas

Orientador: Prof. Dr. Alex Otávio Sanches.

Coorientador: Prof. Dr. Jorge Luís Akasaki.

Ilha Solteira - SP

2026

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

M184i Maeda, Gabriel Hideki Honda.  
Influência de diferentes métodos de cura na produção de pastas com aglomerante alternativo à base de óxido de magnésio e cinza de folha de bambu / Gabriel Hideki Honda Maeda. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2026  
100 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Engenharia Civil, 2026

Orientador: Alex Otávio Sanches  
Coorientador: Jorge Luís Akasaki  
Inclui bibliografia

1. Mgo. 2. Cfb. 3. Mgo-Sio2. 4. M-S-H. 5. Curas alternativas.

## **IMPACTO POTENCIAL DESTA PESQUISA**

O impacto científico desta pesquisa consiste no uso da cinza de folha de bambu (CFB), um resíduo agroindustrial abundante, como fonte alternativa de  $\text{SiO}_2$  amorfo para a produção de um aglomerante à base de  $\text{MgO}$ , promovendo inovação ao resultar em uma menor expansão do aglomerante e substituir fontes convencionais de silício (como a sílica ativa, principal fonte de  $\text{SiO}_2$  amorfo) utilizando um material de baixo custo (CFB), bem como o estudo de curas alternativas à cura por carbonatação devido ao seu elevado custo.

## **POTENTIAL IMPACT OF THIS RESEARCH**

The scientific impact of this research lies in the use of bamboo leaf ash (BLA), an abundant agro-industrial residue, as an alternative source of amorphous  $\text{SiO}_2$  for the production of a  $\text{MgO}$ -based binder. This promotes innovation by resulting in less binder expansion and replacing conventional silicon sources (such as silica fume, the main source of amorphous  $\text{SiO}_2$ ) using a low-cost material (BLA), as well as studying alternative curing methods to carbonation curing due to its high cost.


## CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: INFLUÊNCIA DE DIFERENTES MÉTODOS DE CURA NA PRODUÇÃO DE PASTAS COM AGLOMERANTE ALTERNATIVO À BASE DE ÓXIDO DE MAGNÉSIO E CINZA DE FOLHA DE BAMBU


AUTOR: GABRIEL HIDEKI HONDA MAEDA

ORIENTADOR: ALEX OTÁVIO SANCHESCOORIENTADOR: JORGE LUIS AKASAKI


Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Civil, área: Engenharia de Construção Civil pela Comissão Examinadora:

Documento assinado digitalmente  
 **ALEX OTAVIO SANCHES**  
Data: 06/02/2026 16:38:33-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. ALEX OTÁVIO SANCHES (Participação Virtual)  
Departamento de Física e Química / UNESP / Câmpus de Ilha Solteira - FEIS

Documento assinado digitalmente  
 **MARCELO BORTOLETTO**  
Data: 05/02/2026 17:38:56-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Dr. MARCELO BORTOLETTO (Participação Virtual)  
Departamento de Engenharia Civil / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Documento assinado digitalmente  
 **JOAO CLAUDIO BASSAN DE MORAES**  
Data: 05/02/2026 17:34:02-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. JOÃO CLAUDIO BASSAN DE MORAES (Participação Virtual)  
Departamento de Engenharia Civil / Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA

Ilha Solteira, 05 de fevereiro de 2026.

## DEDICATÓRIA

Dedico este  
trabalho à minha  
família que sempre  
me deu total apoio.

## **AGRADECIMENTOS**

“O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001”.

Agradeço aos meus pais por sempre acreditarem no meu potencial e por sempre me apoiarem ao longo de toda a minha vida.

Ao meu irmão por todo o apoio e companheirismo.

Ao meu orientador Prof. Dr. Alex Otávio Sanches, pela paciência e dedicação dispensada sem a qual não teria sido possível a realização deste trabalho, e ao meu coorientador Prof. Dr. Jorge Luís Akasaki, por todo o auxílio durante a realização do mestrado.

Ao meu parceiro de pesquisa João por toda ajuda nas atividades realizadas no laboratório.

Ao grupo MAC – Materiais Alternativos de Construção – da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira (FEIS – UNESP).

Aos técnicos do Laboratório de Engenharia Civil de Ilha Solteira pela realização dos ensaios de resistência à compressão e por sempre estarem à disposição.

Ao Grupo de Polímeros (GPol) pela utilização da estrutura física e pelas medidas de DRX, TG e MEV.

“Sucesso é o acúmulo de pequenos esforços, repetidos dia e noite” (Robert Collier).

## RESUMO

O expressivo consumo energético e de matérias-primas e a elevada geração de resíduos e emissões de CO<sub>2</sub> associados à produção de aglomerantes e agregados tradicionais reforçam a relevância de estudos sobre aglomerantes alternativos ao cimento Portland (CP). Nesse contexto, os aglomerantes à base de óxido de magnésio (MgO) reativo destacam-se por sua baixa temperatura de produção (700-1000°C) comparada ao CP (1450°C), além do potencial de ganho de resistência por meio da captura de CO<sub>2</sub> e da adição de fontes de SiO<sub>2</sub> amorfo, podendo ser utilizados em diversas aplicações na construção civil, como em argamassas e concretos. O objetivo deste trabalho foi avaliar um aglomerante à base de MgO, com cinzas da queima da folha de bambu (CFB) como fonte alternativa de SiO<sub>2</sub>. Foram produzidas pastas com relação água/aglomerante (w/b) de 0,50 e diferentes proporções de MgO e CFB, submetidas a três condições de cura (selada, ar-água e água-ar), visando investigar curas alternativas à cura por carbonatação. Os ensaios incluíram reatividade, granulometria, fluorescência de raios X (FRX), resistência à compressão, expansão linear, difração de raios X (DRX), análise termogravimétrica (TG/DTG) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Os resultados demonstraram que a adição de CFB promoveu desempenho mecânico superior ao das pastas contendo apenas MgO, atribuído à reação do SiO<sub>2</sub> com a brucita, formando silicato de magnésio hidratado (M-S-H), conforme os ensaios de DRX, TG e MEV. A resistência aumentou para teores de CFB de até 40%, enquanto proporções superiores indicaram tendência de redução. As curas ar-água e água-ar demonstraram melhores desempenhos em relação à cura selada, em concordância com os dados de TG, sendo a maior resistência à compressão obtida para a amostra CFB40\_0,5\_A (10,27 MPa aos 28 dias). A baixa concentração de CO<sub>2</sub> nas condições de cura estudadas não foi suficiente para uma formação perceptível de CMHs, conforme observado nas análises de DRX e MEV, o que contribuiu para o desenvolvimento limitado de resistência das pastas de MgO-CFB. Além disso, a expansão linear reduziu com o aumento da proporção de CFB e aumentou ao longo do tempo, devido à formação de M-S-H e à redução do teor de MgO. Dessa forma, conclui-se que a combinação de MgO e CFB é promissora como um aglomerante alternativo, sobretudo por resultar em uma menor expansão do aglomerante e substituir fontes convencionais de SiO<sub>2</sub>.

**Palavras-chave:** MgO; CFB; MgO-SiO<sub>2</sub>; M-S-H; curas alternativas.

## ABSTRACT

The significant energy and raw material consumption, along with the high generation of waste and CO<sub>2</sub> emissions associated with the production of traditional binders and aggregates, reinforces the relevance of studies on alternative binders to Portland cement (PC). In this context, reactive magnesium oxide (MgO) based binders stand out due to their low production temperature (700-1000°C) compared to PC (1450°C), as well as the potential for strength gain through CO<sub>2</sub> capture and the addition of amorphous SiO<sub>2</sub> sources, and can be used in various applications in civil construction, such as in mortars and concretes. The objective of this work was to evaluate a MgO-based binder using bamboo leaf ash (BLA) as an alternative source of SiO<sub>2</sub>. Pastes with a water/binder ratio (w/b) of 0.50 and different proportions of MgO and BLA were produced and subjected to three curing conditions (sealed, air-water, and water-air) to investigate alternative curing methods to carbonation. Tests included reactivity, particle size distribution, X-ray fluorescence (XRF), compressive strength, linear expansion, X-ray diffraction (XRD), thermogravimetric analysis (TG/DTG), and scanning electron microscopy (SEM). The results demonstrated the addition of BLA promoted superior mechanical performance compared to pastes containing only MgO, attributed to the reaction of SiO<sub>2</sub> with brucite, forming hydrated magnesium silicate (M-S-H), as evidenced by XRD, TG and SEM tests. Strength increased for CFB contents up to 40%, while higher proportions indicated a tendency towards reduction. Air-water and water-air curing demonstrated better performance compared to sealed curing, in agreement with TG data, with the highest compressive strength obtained for sample BLA40\_0.5\_A (10.27 MPa at 28 days). The low CO<sub>2</sub> concentration under the curing conditions studied was not sufficient for perceptible formation of HMCs, as observed in XRD and SEM analyses, which contributed to the limited strength development of the MgO-BLA pastes. Furthermore, linear expansion decreased with increasing BLA proportion and increased over time due to M-S-H formation and reduced MgO content. Thus, it is concluded that the combination of MgO and BLA is promising as an alternative binder, especially because it results in less binder expansion and replaces conventional SiO<sub>2</sub> sources.

**Keywords:** MgO; BLA; MgO-SiO<sub>2</sub>; M-S-H; alternative cures.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Concentração global de CO <sub>2</sub> ao longo dos anos (em ppm) .....	22
Figura 2 - Estrutura do cristal de óxido de magnésio .....	27
Figura 3 - Variáveis que influenciam a hidratação e expansão do MgO em materiais cimentícios .....	30
Figura 4 - Difratoograma de Raios X das cinzas de folha de bambu .....	41
Figura 5 - Resumo dos procedimentos para a mistura e preparação das pastas .....	48
Figura 6 - Resumo dos procedimentos para a interrupção da hidratação .....	50
Figura 7 - Ensaio de reatividade do MgO: a) MgO, água e fenolftaleína; b) Adição da solução de ácido acético à mistura; c) Mudança de coloração da solução. ....	53
Figura 8 - Amostras do ensaio de reatividade pozolânica no banho térmico .....	54
Figura 9 - DRX do MgO anidro.....	56
Figura 10 - TG e DTG do MgO anidro.....	57
Figura 11 - Micrografias dos grãos de MgO nas magnitudes de: a) 1000x e b) 10000x .....	58
Figura 12 - Distribuição granulométrica do MgO.....	58
Figura 13 - DRX da CFB anidra .....	61
Figura 14 - TG e DTG da CFB anidra.....	62
Figura 15 - Micrografias dos grãos de CFB nas magnitudes de: a) 1000x e b) 10000x .....	62
Figura 16 - Distribuição granulométrica da CFB.....	63
Figura 17 - Resultados do ensaio de reatividade da CFB .....	64
Figura 18 - DRX das pastas de MgO aos 28 dias sob diferentes regimes de cura (S, A e W): C1 (P) Periclase – PDF Card [45-946], C2 (B) Brucita – PDF Card [44-1482], C3 (M) Magnesita – PDF Card [80-42], C4 (C) Calcita – PDF Card [5-586].....	65
Figura 19 - TG e DTG das pastas de MgO para os três tipos de cura (S, A e W): a) TG (28 dias); b) DTG (28 dias).....	66
Figura 20 – MEV de pastas de MgO (1000x – esquerda) (10000x – direita).....	68
Figura 21 – Pastas de MgO após o desmolde: a) Sem vaselina; b) Com vaselina ...	70
Figura 22 - Amostras de MgO (resistência à compressão) em diferentes idades: a) MgO_0,5_S (28 dias); b) MgO_0,5_A (7 dias); c) MgO_0,5_A (14 dias); d) MgO_0,5_W (7 dias); e) MgO_0,5_W (14 dias); f) MgO_0,5_W (28 dias) .....	71

Figura 23 - DRX das pastas de MgO-CFB aos 28 dias para as três curas analisadas: a) Selada (S); b) Ar-água (A); c) Água-ar (W). (P) Periclase – PDF Card [45-946], (B) Brucita – PDF Card [44- 1482], (M) Magnesita – PDF Card [80-42], (Q) Quartzo – PDF Card [46-1045], (C) Calcita – PDF Card [5-586].....	72
Figura 24 - DRX das pastas de MgO-CFB aos 28 dias em $2\theta = 35\text{--}45^\circ$ para as três curas: a) Selada (S); b) Ar-água (A); c) Água-ar (W). .....	74
Figura 25 - TG e DTG das pastas de MgO-CFB (28 dias) para as curas S, A e W...	76
Figura 26 - a) Estimativa da água quimicamente ligada para as curas S, A e W. Percentual de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ constituído em relação ao teor de CFB para as curas (b) S, (c) A e (d) W, respectivamente .....	78
Figura 27 – MEV das pastas de MgO-CFB para a cura selada (1000x – esquerda) (10000x – direita) .....	80
Figura 28 – MEV das pastas de MgO-CFB para a cura ar-água (1000x – esquerda) (10000x – direita) .....	81
Figura 29 – MEV das pastas de MgO-CFB para a cura água-ar (1000x – esquerda) (10000x – direita) .....	82
Figura 30 - Expansão das pastas de MgO-CFB para as curas: a) S; b) A; c) W.....	83
Figura 31 – Cura selada (S) para a idade de 28 dias: a) CFB30_0,5_S; b) CFB40_0,5_S; c) CFB50_0,5_S; d) CFB60_0,5_S.....	85
Figura 32 - Cura ar-água (A): a) CFB30_0,5_A (14 dias); b) CFB40_0,5_A (14 dias); c) CFB30_0,5_A (28 dias); d) CFB40_0,5_A (28 dias); .....	85
Figura 33 - Cura água-ar (W): a) CFB30_0,5_W (14 dias); b) CFB40_0,5_W (14 dias); c) CFB30_0,5_W (28 dias); d) CFB40_0,5_W (28 dias);.....	86
Figura 34 - Resistência à compressão da pasta de MgO (cura S) e das pastas de MgO-CFB para três tipos de cura (S, A e W) na idade 28 dias e razão w/b = 0,5 .....	86

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Reatividade química do MgO para diferentes temperaturas de calcinação .....	29
Tabela 2 - Resumo dos dados de distribuição granulométrica para o MgO .....	59
Tabela 3 - Resumo dos dados de distribuição granulométrica para a CFB.....	63
Tabela 4 - Resultados de TG das pastas de MgO (curas S, A e W) .....	67
Tabela 5 - Perdas de massa para as pastas de MgO-CFB para a idade de 28 dias sob três condições de cura (S, A e W).....	77

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Propriedades físicas do óxido de magnésio .....	26
Quadro 2 - Resultados de reatividade química de alguns trabalhos da literatura .....	28
Quadro 3 - Níveis de substituição de CP de estudos da literatura .....	42
Quadro 4 - Composição das misturas utilizadas para a preparação das pastas de MgO e MgO-CFB .....	49
Quadro 5 - Composição química do óxido de magnésio .....	55
Quadro 6 - Resultados do ensaio de reatividade química para o MgO .....	59
Quadro 7 - Composição química das cinzas de folha de bambu .....	60
Quadro 8 – Resultados de resistência à compressão de alguns trabalhos encontrados na literatura para pastas de MgO e de MgO-SiO <sub>2</sub> .....	88

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CP	Cimento Portland
CO <sub>2</sub>	Dióxido de carbono
GEE	Gases de efeito estufa
MCSs	Materiais cimentícios suplementares
MgO	Óxido de magnésio ou magnésia
CFB	Cinza de folha de bambu
SiO <sub>2</sub>	Dióxido de silício ou sílica
M-S-H	Silicato de magnésio hidratado
MAC	Materiais alternativos de construção
CaCO <sub>3</sub>	Carbonato de cálcio
GML	Global Monitoring Laboratory
IPCC	Painel Intergovernamental sobre Mudanças Climáticas
Ca(OH) <sub>2</sub>	Hidróxido de cálcio (portlandita ou CH)
Mg	Magnésio
Mg(OH) <sub>2</sub>	Hidróxido de magnésio (brucita)
CaMg(CO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub>	Dolomita
MgCO <sub>3</sub>	Carbonato de magnésio (magnesita)
H <sub>2</sub> O	Água
w/b	Água/aglomerante
O	Oxigênio
DRX	Difratometria de Raios X
pH	Potencial hidrogeniônico
C-S-H	Silicato de cálcio hidratado
RMC	Cimento de MgO reativo
MPC	Cimento de fosfato de magnésio
MOC	Cimento de oxicloreto de magnésio (cimento Sorel)
MgCl <sub>2</sub>	Cloreto de magnésio
MOS	Cimento de oxissulfato de magnésio
MgSO <sub>4</sub>	Sulfato de magnésio
3D	Tridimensional

CaO	Óxido de cálcio
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Óxido de ferro (III) ou óxido férrico
CMHs	Carbonatos de magnésio hidratados
UR	Umidade relativa
TG	Análise Termogravimétrica
DTG	Análise Termogravimétrica Diferencial
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
CPs	Corpos de prova
P	Periclase

## LISTA DE SÍMBOLOS

°C	Graus Celsius
%	Porcentagem
kg	Quilograma
ppm	Partes por milhão
g/mol	Gramas por mol
g/cm <sup>3</sup>	Gramas por centímetro cúbico
cm <sup>3</sup>	Centímetro cúbico
s	Segundo
Ω	Ohm
J	Joule
kJ/mol	Quilojoule/mol
h	Hora
m	Metro
g	Gramma
MPa	Megapascal
±	Mais ou menos
~	Aproximadamente
kWh/t	Quilowatts-hora por tonelada
θ	Ângulo de Bragg
°	Graus

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>19</b>
1.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS .....	19
<b>2</b>	<b>REVISÃO DE LITERATURA</b> .....	<b>21</b>
2.1	A INDÚSTRIA DO CIMENTO E OS IMPACTOS AMBIENTAIS .....	21
2.2	ÓXIDO DE MAGNÉSIO .....	23
<b>2.2.1</b>	<b>Obtenção do óxido de magnésio</b> .....	<b>24</b>
<b>2.2.2</b>	<b>Reação química com a água (formação de brucita)</b> .....	<b>25</b>
<b>2.2.3</b>	<b>Principais propriedades físicas</b> .....	<b>25</b>
<b>2.2.4</b>	<b>Reatividade</b> .....	<b>27</b>
<b>2.2.5</b>	<b>Comportamento de expansão</b> .....	<b>29</b>
2.3	CIMENTOS À BASE DE MAGNÉSIO .....	31
<b>2.3.1</b>	<b>Curas alternativas à cura por carbonatação</b> .....	<b>36</b>
2.4	CIMENTOS À BASE DE MGO E $\text{SiO}_2$ .....	37
2.5	CINZAS DE FOLHA DE BAMBU COMO FONTE DE $\text{SiO}_2$ .....	39
2.6	OBJETIVOS .....	43
<b>2.6.1</b>	<b>Objetivos específicos</b> .....	<b>43</b>
2.7	JUSTIFICATIVAS RELEVANTES .....	43
<b>3</b>	<b>METODOLOGIA</b> .....	<b>46</b>
3.1	MATERIAIS .....	46
<b>3.1.1</b>	<b>Óxido de magnésio (MgO)</b> .....	<b>46</b>
<b>3.1.2</b>	<b>Cinza de folha de bambu (CFB)</b> .....	<b>46</b>
<b>3.1.3</b>	<b>Água deionizada, hidróxido de cálcio e álcool isopropílico</b> .....	<b>47</b>
3.2	PREPARAÇÃO DE PASTAS DE MGO E MGO–CFB .....	47
<b>3.2.1</b>	<b>Procedimentos de mistura e preparação das pastas</b> .....	<b>47</b>
<b>3.2.2</b>	<b>Metodologia para a interrupção da hidratação</b> .....	<b>49</b>
3.3	CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA E MECÂNICA .....	50
<b>3.3.1</b>	<b>Granulometria</b> .....	<b>50</b>
<b>3.3.2</b>	<b>Fluorescência de Raios X (FRX)</b> .....	<b>50</b>
<b>3.3.3</b>	<b>Difratometria de Raios X (DRX)</b> .....	<b>50</b>
<b>3.3.4</b>	<b>Análise Termogravimétrica (TG) e Termogravimétrica Diferencial (DTG)</b>	<b>51</b>
<b>3.3.5</b>	<b>Microscopia eletrônica de varredura (MEV)</b> .....	<b>52</b>
<b>3.3.6</b>	<b>Reatividade do MgO</b> .....	<b>52</b>

<b>3.3.7</b>	<b>Reatividade da CFB</b> .....	<b>53</b>
<b>3.3.8</b>	<b>Resistência à compressão axial</b> .....	<b>54</b>
<b>3.3.9</b>	<b>Expansão linear (variação dimensional)</b> .....	<b>55</b>
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>55</b>
4.1	CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA DOS MATERIAIS	
	PRECURSORES.....	55
<b>4.1.1</b>	<b>Óxido de magnésio</b> .....	<b>55</b>
4.1.1.1	Fluorescência de Raios X e perda ao fogo (PF)	55
4.1.1.2	Difratometria de Raios X	56
4.1.1.3	Análise Termogravimétrica e Termogravimétrica Diferencial	56
4.1.1.4	Microscopia eletrônica de varredura e granulometria	57
4.1.1.5	Reatividade do MgO	59
<b>4.1.2</b>	<b>Cinza de folha de bambu</b> .....	<b>60</b>
4.1.2.1	Fluorescência de Raios X e perda ao fogo	60
4.1.2.2	Difratometria de Raios X	60
4.1.2.3	Análise Termogravimétrica e Termogravimétrica Diferencial	61
4.1.2.4	Microscopia eletrônica de varredura e granulometria	62
4.1.2.5	Reatividade pozolânica da CFB	63
4.2	CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA E MECÂNICA DAS PASTAS ....	64
<b>4.2.1</b>	<b>Pastas de MgO</b> .....	<b>64</b>
4.2.1.1	DRX	64
4.2.1.2	TG e DTG	66
4.2.1.3	MEV	68
4.2.1.4	Determinação da variação dimensional (expansão linear)	70
4.2.1.5	Resistência à compressão axial	70
<b>4.2.2</b>	<b>Pastas de MgO-CFB</b> .....	<b>71</b>
4.2.2.1	DRX	71
4.2.2.2	TG e DTG	75
4.2.2.3	MEV	79

4.2.2.4	Determinação da variação dimensional (expansão linear)	83
4.2.2.5	Resistência à compressão axial	86
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>91</b>
<b>6</b>	<b>TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>92</b>
	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>93</b>

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

A indústria da construção civil é responsável globalmente por um grande consumo de matérias-primas (cerca de 60% do montante extraído da litosfera) e de energia, assim como pela geração de uma grande quantidade de resíduos, sendo também o segundo maior emissor de carbono (em torno de 30 a 35% das emissões globais) (Wu et al., 2018b).

O cimento Portland (CP), principal componente na fabricação do concreto convencional, é um aglomerante hidráulico (reage e endurece na presença de água) obtido por meio da moagem e da mistura do clínquer com gesso (gipsita) e outras adições (como o calcário), sendo o material cimentício mais relevante aplicado em edificações e utilizado em uma ampla gama de infraestrutura e sistemas de transporte. Entretanto, a indústria do cimento é responsável por cerca de 7% das emissões globais de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>), um dos principais gases de efeito estufa (GEE) (Meng et al., 2023), principalmente devido ao processo de clínquerização (realizado a aproximadamente 1450°C), que emite entre 850 e 1200 kg de CO<sub>2</sub> por tonelada de clínquer produzida (Payá et al., 2022), o que contribui para o agravamento das mudanças climáticas, como o aumento da temperatura média do planeta.

Nesse contexto, a sustentabilidade na construção civil é essencial para mitigar os impactos ambientais, principalmente relacionados às emissões de CO<sub>2</sub>, ao consumo de recursos naturais (Mohamad et al., 2022) e à eficiência energética (Ruan; Unluer, 2017b). Para isso, destacam-se iniciativas globais como a substituição parcial de cimento por materiais cimentícios suplementares (MCSs), o desenvolvimento de aglomerantes alternativos e cimentos com baixa emissão de carbono, como os de óxido de magnésio (MgO) reativo (Unluer; Al-Tabbaa, 2013).

Dentre essas alternativas, fontes de sílica amorfa têm ganhado destaque, tais como a sílica ativa (SA), cinza de casca de arroz (CCA) e, mais recentemente, a cinza de folha de bambu (CFB), embora ainda pouco explorada. Eles vêm sendo estudados em concretos de alta resistência (melhorando a durabilidade e reduzindo a permeabilidade), como adição ou substituição ao CP (contribuindo para a redução de sua demanda e mitigação dos impactos ambientais), além de melhorar a resistência à compressão pelo efeito *filler* (Aprianti et al., 2015).

A CFB, em particular, apresenta alta reatividade pozolânica quando calcinada em temperaturas específicas e finamente moída, demonstrando resultados promissores em termos das propriedades mecânicas e durabilidade em substituições parciais ao CP de 10% a 30%, além de apresentar elevado teor de dióxido de silício ( $\text{SiO}_2$ ) amorfo, possibilitando o seu uso no sistema  $\text{MgO-SiO}_2$  (Moraes et al., 2019).

O cimento à base de  $\text{MgO}$  tem ganhado notoriedade no meio científico como uma alternativa ao CP, principalmente devido à temperatura de produção mais baixa (700 a 1000°C vs 1450°C do CP), além da baixa cristalinidade, alta área de superfície específica, alta reatividade e capacidade de ganhar resistência mecânica ao capturar  $\text{CO}_2$  em misturas de concreto (Abdel-Gawwad et al., 2020; Jin; Al-Tabbaa, 2014; Ruan; Unluer, 2017b).

O óxido de magnésio vem sendo pesquisado em diversas aplicações: materiais isolantes sob condição de alta tensão e temperatura em eletrônicos, cerâmicas e compósitos poliméricos (devido à sua alta rigidez dielétrica) (Raja et al., 2025); redução da retração por secagem em revestimentos geopoliméricos utilizando  $\text{MgO}$  de alta reatividade, promovendo o aumento da densificação da estrutura dos poros e oferecendo uma alternativa mais econômica aos aditivos químicos tradicionais para aumentar a durabilidade e a resistência a trincas (Hu et al., 2025), sendo utilizado inclusive em concreto de impressão tridimensional (3D) (Aman et al., 2025). Ademais, recentemente, iniciaram-se pesquisas sobre o  $\text{MgO}$  (de alta área superficial) e sua capacidade como adsorvente de  $\text{CO}_2$  em baixa temperatura (60°C), exibindo uma interação mais forte com moléculas de dióxido de carbono em comparação ao  $\text{MgO}$  puro, embora ainda sejam necessárias investigações sobre sua estabilidade a longo prazo (Firmansyah; Dwiatmoko; Yunarti, 2025).

Além disso, conforme mencionado anteriormente, o  $\text{MgO}$  pode ser combinado com fontes de  $\text{SiO}_2$  (também chamado de sílica), como a CFB. Isso porque a reação  $\text{MgO-SiO}_2$  na presença de água resulta na formação de Silicato de Magnésio Hidratado, no inglês "*Magnesium-Silicate-Hydrate*" (M-S-H), principal responsável pela resistência da mistura (Sonat; Unluer, 2019). Esse aglomerante apresenta características como baixo pH, elevada área de superfície específica, alta resistência (apesar das baixas taxa de hidratação e resistência iniciais), boa resistência à corrosão e potencial para aprimorar a durabilidade, a resistência e a estabilidade volumétrica do material (Jia et al., 2024), podendo ser empregado em diversas aplicações, incluindo o encapsulamento de resíduos tóxicos/radioativos, adsorção de

íons de metais pesados, concretos refratários e em materiais de construção (Huang et al., 2018; Marsiske et al., 2021; Zhang; Vandeperre; Cheeseman, 2012, 2014).

Desse modo, este trabalho teve como objetivo desenvolver e avaliar um aglomerante alternativo à base de óxido de magnésio e cinza de folhas de bambu. Como inovação do estudo pode ser destacada a utilização da CFB como uma fonte alternativa de  $\text{SiO}_2$  amorfo (pois a sílica ativa é a principal fonte de  $\text{SiO}_2$  nas matrizes à base de  $\text{MgO}$ ) e a análise de diferentes tipos de cura.

## 2 REVISÃO DE LITERATURA

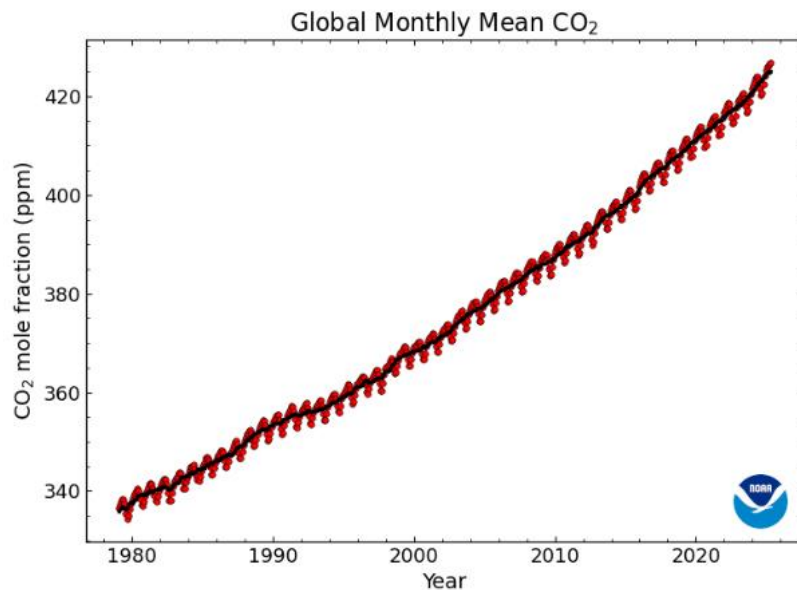
### 2.1 A INDÚSTRIA DO CIMENTO E OS IMPACTOS AMBIENTAIS

O cimento, depois da água, é o produto mais utilizado do mundo (Desport et al., 2025). Sua produção global cresceu de 1,73 bilhão (2001) para 4,36 bilhões de toneladas (2021), com previsão de aumento de até 2,5 vezes até o ano de 2050 (Chen et al., 2025). Essa crescente demanda provoca uma série de impactos ambientais relacionados à produção dos aglomerantes e agregados tradicionais (Nobre et al., 2020), tais como enormes consumos de energia e de matérias-primas, geração de resíduos e elevada emissão de poluentes, incluindo o  $\text{CO}_2$ , um dos principais gases responsáveis pelas mudanças climáticas (Mohamad et al., 2022). Isso impõe uma carga ambiental substancial, particularmente em países em desenvolvimento, onde a indústria da construção está passando por uma rápida expansão (Chen et al., 2025), tornando-se crucial a busca por alternativas mais sustentáveis ao cimento Portland.

Para evidenciar a contribuição do CP na liberação de  $\text{CO}_2$  na atmosfera, de maneira simplificada, o processo de produção se inicia com a exploração de jazidas minerais, responsável por cerca de 7% da emissão total de  $\text{CO}_2$  do processo, principalmente devido ao consumo de combustíveis fósseis. O processamento das matérias-primas contribui com 85% da emissão de  $\text{CO}_2$ , sendo 50% deste valor correspondente à emissão direta devido à descarbonatação do calcário (composto principalmente de carbonato de cálcio ( $\text{CaCO}_3$ )) e da argila acima de  $900^\circ\text{C}$  para a produção do clínquer em fornos rotativos a temperaturas de até  $1450^\circ\text{C}$ . Posteriormente, o clínquer é resfriado e misturado com sulfato de cálcio (gesso) e outras possíveis adições e a mistura é moída até a granulometria ideal (Desport et al., 2025), resultando no CP.

Com base nas informações provenientes da Global Monitoring Laboratory (GML) (“Trends in CO<sub>2</sub> - NOAA Global Monitoring Laboratory”, 2025), a concentração global de CO<sub>2</sub> na atmosfera vem aumentando gradativamente a cada ano, conforme mostrado na Figura 1, indo de 423,89 partes por milhão (ppm) em abril de 2024 para 426,81 ppm em abril de 2025.

Figura 1 - Concentração global de CO<sub>2</sub> ao longo dos anos (em ppm)



Fonte: (“Trends in CO<sub>2</sub> - NOAA Global Monitoring Laboratory”, 2025).

Os dados corroboram com as projeções do Painel Intergovernamental das Nações Unidas sobre Mudanças Climáticas (IPCC), que prevê uma concentração de CO<sub>2</sub> de 550 ppm até 2050, elevando a temperatura média do planeta de 1,4 a 5,8°C, o que pode agravar eventos como seca extrema, incêndios florestais, elevação do nível do mar, inundações, liberação de CO<sub>2</sub> pelo degelo do permafrost em torno dos polos e escassez de alimentos (IPCC, 2005). O Brasil apresenta uma média de emissão de CO<sub>2</sub> na produção do CP (em torno de 610 kg de CO<sub>2</sub> por tonelada) inferior à de países como Espanha (698 kg), Inglaterra (839 kg) e China (848 kg), principalmente devido às adições minerais utilizadas (Silva et al., 2021).

Diante desse contexto, atualmente os pesquisadores vêm estudando novos materiais para a substituição parcial do CP, contribuindo para mitigar os impactos ambientais, bem como novos tipos de cimento, como os sistemas à base de MgO. Os aglomerantes à base de MgO têm despertado interesse devido à capacidade de ganhar resistência enquanto absorvem CO<sub>2</sub> do ambiente (Kumar et al., 2020). Além

disso, podem ser utilizados com resíduos que contenham  $\text{SiO}_2$  em estado amorfo, como a CFB, melhorando a resistência mecânica (Sonat; Dung; Unluer, 2017; Sonat; Unluer, 2019) e promovendo o gerenciamento inteligente e o reaproveitamento de resíduos, evitando que sejam descartados em aterros sanitários com ocupação de solo e graves problemas ambientais (Coffetti et al., 2022).

## 2.2 ÓXIDO DE MAGNÉSIO

O óxido de magnésio tem se destacado como alternativa sustentável aos aglomerantes tradicionais devido ao seu menor consumo energético (produção entre 400 e 1000°C, consideravelmente abaixo dos 1450°C do CP) e à sua menor pegada de carbono (Hu et al., 2025; Kumar et al., 2020). O MgO reativo (700-1000°C) oferece vantagens adicionais, incluindo: (i) alta atividade de hidratação e carbonatação, resultando em boas propriedades mecânicas (Liska; Vandeperre; Al-Tabbaa, 2015); (ii) baixa sensibilidade a impurezas, permitindo o uso de resíduos e subprodutos industriais; (iii) potencial para recuperação completa, à medida que o carbonato de magnésio produzido durante seu processo de carbonatação serve como fonte primária para a preparação de um “novo” MgO, relacionando-se aos princípios da economia circular e de reciclabilidade dos materiais (Unluer; Al-Tabbaa, 2013, 2014).

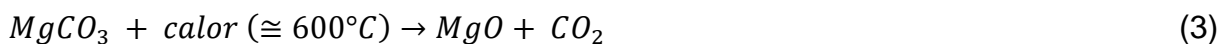
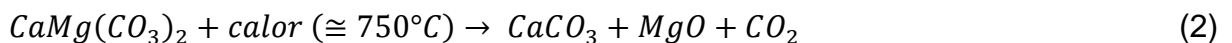
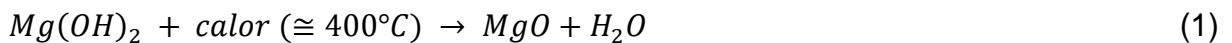
No setor da construção civil, os aglomerantes à base de MgO têm sido estudados em argamassas, concretos e painéis. No caso deste último, a utilização de uma matriz de cimento alternativa ( $\text{MgO-SiO}_2$ ) ao CP mostra-se viável na produção de reforços de fibrocimento com fibras lignocelulósicas, tendo em vista que proporciona um ambiente menos agressivo em relação às matrizes com CP, reduzindo assim a degradação das fibras a longo prazo, causada pela portlandita (hidróxido de cálcio ( $\text{Ca(OH)}_2$ )), que é um dos produtos de hidratação do cimento Portland (Mármol; Savastano, 2017).

O uso de MgO em aglomerantes também é indicado para ambientes agressivos, além de possibilitar o aproveitamento de resíduos e subprodutos devido à baixa sensibilidade a impurezas dos produtos de hidratação (Dung; Unluer, 2017). Na China, tem sido usado em aplicações de concreto como aditivo expansivo, principalmente na construção de barragens, para compensar a retração autógena do concreto convencional (Jin; Al-Tabbaa, 2013; Mo et al., 2014), embora a sua hidratação tardia possa gerar expansão e problemas de estabilidade volumétrica

(Guan et al., 2021). Além disso, as propriedades do MgO geralmente estão relacionadas com as condições de produção, produtos de hidratação formados e propriedades físicas, tornando-se de extrema relevância conhecer e compreender o comportamento deste material.

### 2.2.1 Obtenção do óxido de magnésio

O MgO pode ser obtido por meio de dois métodos: o primeiro envolve a síntese do composto magnésio oriundo da água do mar; já o segundo método (é o mais utilizado por ser mais simples e com menor consumo energético) envolve a calcinação de fontes contendo magnésio (Mg), tais como brucita ( $Mg(OH)_2$ ), dolomita ( $CaMg(CO_3)_2$ ) e magnesita ( $MgCO_3$ ) (Chen et al., 2021), conforme as equações 1, 2 e 3, respectivamente (Nobre et al., 2020).



A calcinação de 1,0 kg de magnesita (método mais utilizado para a produção de MgO por ser encontrada em abundância na natureza) resulta em cerca de 0,48 kg de MgO e 0,52 kg de  $CO_2$  liberado, podendo variar conforme a temperatura de calcinação (Shand, 2006). Apesar da emissão de  $CO_2$ , o MgO possui a capacidade de absorver dióxido de carbono da atmosfera, formando vários carbonatos e hidroxicarbonatos, apresentando assim potencial como material “neutro em carbono” (Ruhaimi; Aziz; Jalil, 2021; Walling; Provis, 2016).

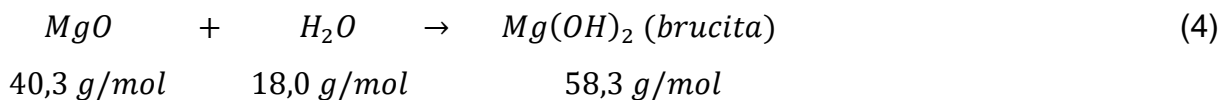
O aumento da temperatura de calcinação e do tempo de residência (tempo de queima) reduzem a área da superfície do MgO, reduzindo a sua reatividade (Jin; Al-Tabbaa, 2013). Assim, conforme a temperatura de calcinação, podem ser produzidos quatro tipos de MgO: (i) “light-burned”/queimado levemente (MgO reativo ou calcinado cáustico, 700–1000°), apresentando a maior reatividade e a maior área de superfície específica; (ii) “hard-burned”/queimado duramente (1000–1400°C), com menores área de superfície específica e reatividade em relação ao anterior; (iii) “dead-burned”/periclase (MgO queimado a fundo, 1400–2000°C), com alta formação dos

cristais de periclase, estrutura presente no MgO, tornando-o praticamente não reativo; (iv) MgO fundido (2800°C), com reatividade muito baixa (Nobre et al., 2020).

O MgO reativo (obtido com a calcinação entre 700 e 1000°C) apresenta baixa cristalinidade, alta área de superfície específica, alta reatividade e capacidade de ganhar resistência ao capturar CO<sub>2</sub> em misturas de concreto (Abdel-Gawwad et al., 2020; Jin; Al-Tabbaa, 2014; Ruan; Unluer, 2017b).

### 2.2.2 Reação química com a água (formação de brucita)

A hidratação do MgO ocorre de acordo com a equação 4 mostrada abaixo:



O produto de hidratação (brucita) é expansivo, e as densidades do MgO e do Mg(OH)<sub>2</sub> são 3,6 e 2,3 g/cm<sup>3</sup>, respectivamente. Quando em contato com a água, o MgO se dissolve, aumentando a concentração de íons de Mg na solução até atingir a supersaturação (início do crescimento dos cristais de Mg(OH)<sub>2</sub>). Para que todo o MgO seja hidratado para formar Mg(OH)<sub>2</sub>, é necessária uma relação água/aglomerante (“*water/binder*” – w/b) teórica maior que cerca de 0,45 (Li; Feng; Yang, 2021), conforme a equação 5:

$$\text{Relação água/aglomerante} = \frac{18,0}{40,3} = 0,447 \quad (5)$$

A cristalização da brucita pode ocorrer aleatoriamente na superfície das partículas de MgO. Além disso, caso um cristal de Mg(OH)<sub>2</sub> seja confinado, o volume aumentará ou a pressão de cristalização causará expansão da pasta endurecida (formação tardia de brucita), sendo esta a principal razão para a ocorrência da expansão (Li; Feng; Yang, 2021).

### 2.2.3 Principais propriedades físicas

Fisicamente, as nanopartículas de MgO apresentam altos pontos de fusão (cerca de 2850°C) e ebulição (em torno de 3600°C), o que as permite funcionar efetivamente em ambientes de alta temperatura. Uma das características mais notáveis do MgO é sua baixa condutividade térmica, tornando-o adequado para isolamento térmico em eletrônicos, cerâmicas e compósitos poliméricos (Raja et al., 2025). O Quadro 1 apresenta, de modo resumido, as principais propriedades físicas do MgO (Shand, 2006).

Quadro 1 - Propriedades físicas do óxido de magnésio

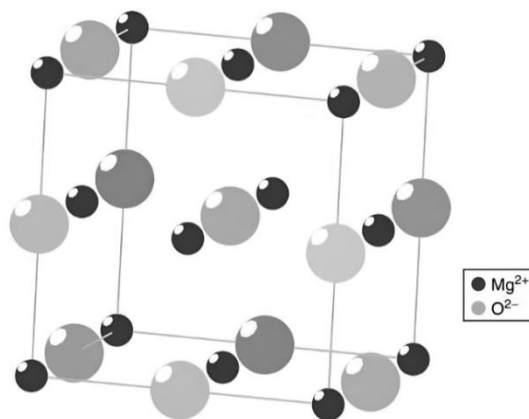
Propriedade	Unidade de medida	Valor/descrição
Cor/brilho	–	Branco acizentado, amarelo a marrom ou preto. Brilho vítreo e transparente
Sistema cristalino	–	Isométrico (geralmente cristais anédricos a subédricos)
Densidade	g/cm <sup>3</sup>	3,55 – 3,68
Dureza	Escala de Mohs	5,5 (Escala varia de 1 a 10, sendo 1 o talco e 10 o diamante)
Condutividade térmica	cal.s <sup>-1</sup> .cm <sup>2</sup> . °C <sup>-1</sup> .cm	0,026 – 0,10 (MgO sinterizado entre 0 a 600°C) e 0,015 – 0,018 (de 1000 a 1700°C)
Resistência elétrica	(x 10 <sup>3</sup> Ω)	1,5 – 120 (para MgO sintetizado em temperaturas até 1500°C)
Ponto de fusão	°C	2800 a 2850
Expansão térmica	(x 10 <sup>-6</sup> /°C)	6,7 – 13,8 (monocristal de periclase) e 12,0 – 16,0 (MgO de alta pureza)
Capacidade térmica	J.K <sup>-1</sup> .mol <sup>-1</sup>	37,11 – 61,21
Calor de formação (entalpia padrão de formação)	kJ/mol	601,241

Fonte: Adaptado de Shand (2006).

O MgO também apresenta uma alta resistência elétrica, funcionando como um excelente isolante elétrico, inclusive em temperaturas elevadas, e a expansão térmica da periclase (estrutura cristalina presente no óxido de magnésio) é a maior dentre todos os óxidos refratários puros e se aproxima da expansão de metais (Nobre et al., 2020). Ademais, o tamanho de partícula na forma de nanopartícula geralmente varia de 10 a 100 nm, dependendo do método de síntese (Raja et al., 2025).

O sistema cristalino isométrico do MgO, mostrado na Figura 2, é do tipo cúbico de face centrada na face isomórfica, apresentando os íons  $Mg^{2+}$  e  $O^{2-}$ . A formação da estrutura cristalina (periclase) está relacionada à temperatura de calcinação, impactando diretamente a reatividade do material (Shand, 2006).

Figura 2 - Estrutura do cristal de óxido de magnésio



Fonte: (Shand, 2006).

#### 2.2.4 Reatividade

De modo geral, a reatividade é avaliada com base no tempo de neutralização de soluções ácidas fracas, como as de ácido cítrico ou de ácido acético, utilizando um indicador ácido-base (comumente a fenolftaleína no caso da solução de ácido acético); quanto menor o tempo de neutralização da solução ácida, maior é a reatividade do material (Nobre et al., 2020).

As características do MgO comercial variam significativamente, mostrando uma ampla gama de reatividades conforme o local de origem e a fonte (Jin; Al-Tabbaa, 2013). A reatividade do MgO está relacionada com as condições de produção (tipo e pureza da matéria-prima, tempo e temperatura de calcinação), impactando a área de superfície específica, o tamanho de partícula e a organização cristalina do material.

O Quadro 2 apresenta as reatividades do MgO em diversos estudos da literatura, com base no método apresentado por Shand (2006), utilizando a solução de ácido acético como neutralizador e a fenolftaleína como indicador ácido-base.

Quadro 2 - Resultados de reatividade química de alguns trabalhos da literatura

Artigo	Reatividade do MgO/Observações
(Dung et al., 2019; Hay et al., 2021)	<b>520 s</b> (Reino Unido).
(Jin; Al-Tabbaa, 2013)	Três amostras diferentes de MgO: <b>20 s</b> (MgO <sub>1</sub> , proveniente da Austrália); <b>112 s e 976 s</b> (MgO <sub>2</sub> e MgO <sub>3</sub> , respectivamente – China).
(Jin; Al-Tabbaa, 2014)	Duas amostras reativas de MgO: <b>976,0 s e 100,4 s</b> (MgO <sub>1</sub> e MgO <sub>2</sub> , respectivamente – China); MgO <sub>2</sub> com maiores resistências à compressão para todas as idades em comparação ao MgO <sub>1</sub> .
(Li et al., 2023)	<b>109 s</b> (LB-MgO, produzido a partir da calcinação da magnesita a 1000°C por 4h – Província de Liaoning, China).
(Mi; Yang; Unluer, 2023)	7 MgOs de diferentes localidades: <b>19,0 s e 27,0 s</b> (Reino Unido); <b>23,3 s e 29,3 s</b> (Singapura); <b>60,3 s e 101,7 s</b> (condado de Lingshou, China); <b>13,7 s</b> (Shangai, China); Maiores reatividades (menores tempos de neutralização) foram relacionadas com maiores áreas de superfície específica.
(Zhang; Arrigoni; Panesar, 2021)	<b>68 s</b> (MgO reativo – China).

Fonte: próprio autor

A reatividade aumenta com a redução no tamanho das partículas e aumento da área de superfície específica, porém diminui quanto maior a organização cristalina

(Nobre et al., 2020). A área de superfície específica diminui com o aumento da temperatura e do tempo de calcinação, atribuído ao crescimento de partículas de MgO devido à sinterização contínua, levando à redução do volume total e ao aumento do tamanho dos poros (Mo et al., 2014).

Assim, na Tabela 1 são mostrados os tempos de neutralização (indicadores de reatividade) obtidos em um estudo anterior para MgOs (resultantes da calcinação da magnesita por 2 h) em diferentes temperaturas. O aumento significativo do tempo de neutralização nas amostras calcinadas acima de 1200°C indica uma diminuição da reatividade decorrente da maior cristalinidade, o que foi observado através de picos com maior intensidade no ensaio de Difratomia de Raios X (DRX) (Li et al., 2017).

Tabela 1 - Reatividade química do MgO para diferentes temperaturas de calcinação

Temperatura de calcinação (°C)	850	950	1050	1250	1450
Área de superfície específica (m <sup>2</sup> .g <sup>-1</sup> )	51,60	39,32	26,56	0,93	0,54
Tempo de neutralização (s)	40,2	79,1	98,0	986,5	1297,5

Fonte: Adaptado de Li et al. (2017).

### 2.2.5 Comportamento de expansão

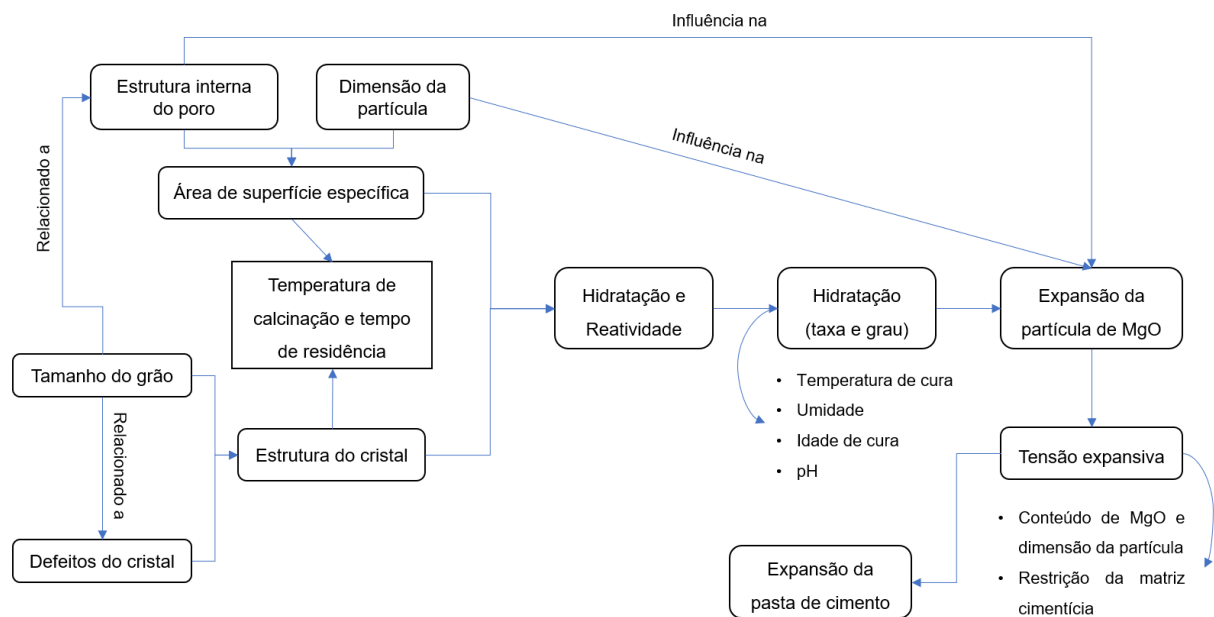
O MgO como agente expansivo tem sido estudado em cimentos hidráulicos expansivos, mostrando-se eficaz na compensação da retração por secagem e no aumento da durabilidade, além do alto potencial como um novo método de autocicatrização de fissuras em concreto (Li; Feng; Yang, 2021).

Além disso, ele apresenta facilidade de controle das propriedades de expansão e reatividade, com base nas condições de calcinação (temperatura, tempo de residência e aquecimento homogêneo) durante a fabricação, além da formação de um produto de hidratação quimicamente estável (Mg(OH)<sub>2</sub>). O MgO calcinado a 600°C possui alta reatividade, resultando em rápida hidratação e expansão nas primeiras idades, cessando em aproximadamente 14 dias. Já o MgO calcinado a 1450°C apresenta reatividade muito baixa e hidratação lenta; apesar da expansão inicial lenta, após um período de indução, a expansão aumenta rapidamente e, eventualmente,

excede a do MgO com alta reatividade em idades avançadas, atribuído à segregação em grãos menores e aumento da área de reação (Mo et al., 2014).

A Figura 3 resume os principais fatores que influenciam e/ou resultam na expansão de matrizes compostas por aglomerantes à base de MgO.

Figura 3 - Variáveis que influenciam a hidratação e expansão do MgO em materiais cimentícios



Fonte: Adaptado de Mo et al. (2014).

A área de superfície específica e a reatividade do MgO influenciam a atividade de hidratação e, conseqüentemente, a expansão do material. Temperaturas de calcinação mais elevadas e tempos de residência maiores ocasionam crescimento de grãos de MgO, reduzindo os defeitos do cristal (ou seja, a distorção da rede cristalina), o volume do poro interno e a área de superfície específica, diminuindo assim a atividade de hidratação do MgO (Mo et al., 2014).

O MgO mais reativo apresenta microestrutura porosa, facilitando a formação de  $Mg(OH)_2$  próximo às partículas e promovendo autoexpansão, enquanto MgO menos reativo possui menos poros, o que faz com que mais brucita contribua para a expansão externa, resultando em maior deformação final. A tensão expansiva ocasionada pela autoexpansão das partículas pode quebrá-las em partículas menores, o que aumenta a área de reação e a taxa de hidratação e, eventualmente, leva à expansão da matriz de cimento. Em suma, as propriedades de expansão podem

ser ajustadas por meio do controle da microestrutura e da reatividade de hidratação por meio da alteração das condições de calcinação (Mo et al., 2014).

Além disso, em temperaturas de cura mais elevadas, a hidratação do MgO é mais rápida e produz mais  $Mg^{2+}$  perto da superfície do MgO em um curto espaço de tempo, resultando em uma expansão maior e mais rápida e aumento da pressão de crescimento do cristal (Chatterji, 1995).

O uso de materiais com fontes de sílica amorfa pode atenuar os efeitos de expansão do MgO, devido principalmente à três fatores: (i) redução do pH, o que reduz a supersaturação da solução e a pressão de crescimento de cristais de  $Mg(OH)_2$  e, conseqüentemente, a expansão; (ii) densificação da matriz, tornando-a mais resistente à expansão; (iii) alteração das propriedades viscoelásticas das pastas de cimento, com o consumo das fases cristalinas de  $Ca(OH)_2$  e o aumento de silicato de cálcio hidratado (C-S-H), reduzindo a tensão expansiva. Porém, com o aumento da dosagem de MgO ou da temperatura de cura, os efeitos de supressão de MCSs na expansão do MgO são reduzidos (Mo et al., 2014).

Portanto, para a utilização do MgO, é de extrema importância conhecer e entender melhor as variáveis que influenciam na expansão e no comportamento das matrizes contendo MgO, como as proporções dos materiais utilizados, fator w/b, tipo de cura, entre outros.

### 2.3 CIMENTOS À BASE DE MAGNÉSIO

A abundância do magnésio na crosta terrestre e a crescente busca por ligantes com menores impactos ambientais têm impulsionado o desenvolvimento dos cimentos à base de magnésio como um dos substitutos mais promissores ao CP (Walling; Provis, 2016; Zheng et al., 2025).

O óxido de magnésio, obtido por meio da calcinação de fontes contendo magnésio (como brucita, dolomita e magnesita), é a principal matéria-prima para cimentos à base de magnésia (MgO), incluindo os de fosfato, oxissulfato e oxiclreto de magnésio, além dos cimentos de MgO reativo (RMC), incluindo os de MgO carbonatado e os que envolvem a formação de M-S-H (Zheng et al., 2025).

O cimento de fosfato de magnésio (MPC) é formado pela reação entre MgO, fosfato (ou ácido fosfórico) e água, resultando em fases como a estruvita e proporcionando boa resistência mecânica inicial, além de melhorar a durabilidade e a

resistência à corrosão. Esse tipo de cimento vem sendo utilizado em vários setores, incluindo estruturas protendidas, reparos rápidos e estabilização de metais pesados; contudo, enfrenta barreiras como altos custos de produção, emissões de carbono associadas ao MgO e necessidade de aprofundamento nas interações com adições minerais (Zheng et al., 2025).

O cimento de oxidocloreto de magnésio (MOC), conhecido como cimento Sorel, é composto por MgO queimado levemente, cloreto de magnésio ( $MgCl_2$ ) e água, formando principalmente as fases cristalinas 3-1-8 e 5-1-8, que conferem resistência mecânica. Apresenta endurecimento rápido e maior resistência inicial comparado ao CP, além de excelente resistência ao fogo, baixas densidade e condutividade térmica, sendo usado em placas leves de isolamento térmico, materiais à prova de fogo, painéis de proteção contra incêndio para túneis e para a conservação de madeira. Apesar disso, a baixa resistência à água e a corrosão do metal por íons cloreto limitam seu uso estrutural ou em ambientes úmidos (He et al., 2025; Zhou et al., 2021).

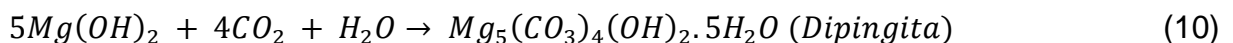
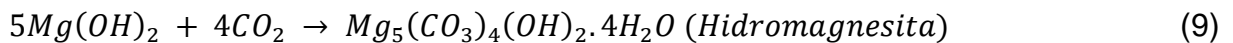
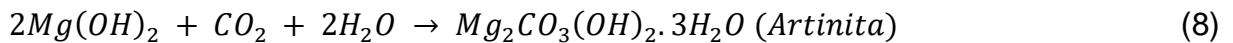
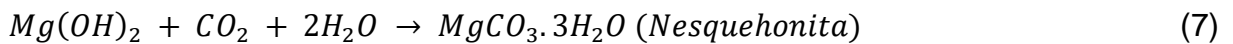
Já o cimento à base de oxissulfato de magnésio (MOS) é composto por MgO, solução aquosa de sulfato de magnésio e água, com a formação das fases 3 e 5 em temperatura ambiente, que proporcionam resistência mecânica se destacando pela compatibilidade ambiental, baixa toxicidade e adaptabilidade a resíduos industriais e agrícolas (Mármol; Júnior, 2017; Zhou et al., 2025). O MOS tem aplicações em materiais de construção, isolamento térmico, prevenção de incêndio e impressão tridimensional (Li; Wen; Gao, 2025); contudo, desafios como as limitadas resistências mecânica e à água, baixa durabilidade e altos custos de produção dificultam sua aplicação em larga escala (Zhou et al., 2025).

A respeito dos cimentos de MgO reativo (RMC, do inglês “Reactive MgO cement”), eles são compostos majoritariamente por MgO (cerca de 90%), além de  $SiO_2$ , CaO,  $Fe_2O_3$ , entre outros, em menores quantidades (Meng et al., 2023).

O RMC vem sendo cada vez mais reconhecido como uma alternativa sustentável ao CP por diversas razões: (i) requer temperaturas de calcinação inferiores ( $700^\circ C$  a  $1000^\circ C$  comparado com  $1450^\circ C$  do CP) (Hoang et al., 2021); (ii) maior resistência dos produtos de hidratação e carbonatação a meios agressivos e possibilidade de uso com MCSs devido à menor sensibilidade a impurezas (Unluer; Al-Tabbaa, 2013); (iii) alta capacidade de captura permanente de  $CO_2$ , o que também contribui para o ganho de resistência mecânica (Unluer; Al-Tabbaa, 2014; Wu et al., 2018a); (iv) é reciclável no final de sua vida útil, em linha com os princípios da

economia circular, reduzindo a extração de matérias-primas e o descarte em aterros sanitários (Sonat et al., 2017).

Diferentemente do CP, que adquire resistência por meio da hidratação após o contato com a água, o RMC desenvolve resistência principalmente por meio da carbonatação, pois seus produtos hidratados, como a brucita, apresentam baixa resistência devido à estrutura porosa (Wu; Qiu, 2025). Nesse contexto, a carbonatação é uma alternativa bastante estudada para melhorar os sistemas de RMC (RMC carbonatado), e ocorre por meio da reação da brucita (equação 6) com o CO<sub>2</sub> (atmosférico ou por carbonatação acelerada), formando carbonatos de magnésio hidratados (CMHs, ou HMCs do inglês “*Hydrated Magnesium Carbonates*”), tais como nesquehonita, artinita, hidromagnesita e dipingita (equações 7, 8, 9 e 10, respectivamente), que podem reduzir a porosidade por meio da expansão (diminuindo o volume total de poros) e fornecer resistência formando uma rede contínua (Ruan; Unluer, 2017a; Sonat; Unluer, 2017).



A longo prazo, a nesquehonita pode ser transformada em hidromagnesita e dipingita sob ciclos ocasionais de umidade/seca. Ademais, em geral, a morfologia dos CMHs tem maior impacto no desenvolvimento de resistência do que a quantidade formada. Cristais fibrosos e em forma de agulha, como a nesquehonita, são mais benéficos do que os cristais arredondados ou tabulares, como a hidromagnesita e a dipingita (em forma de roseta), em decorrência das estruturas 3D formadas (Ruan; Unluer, 2017a; Zarandi et al., 2017).

Outro aspecto a se destacar é que, embora a formação de CMHs beneficie a resistência e capture CO<sub>2</sub>, também pode gerar expansão volumétrica indesejada, resultante da hidratação (brucita) e posterior carbonatação (CMHs), além da pressão de cristalização (Hay; Krishnan; Celik, 2024). Essa expansão depende da reatividade do MgO, influenciada por fatores como temperatura e tempo de calcinação, e condições de cura (temperatura, idade e UR) (Mo et al., 2014). Por exemplo, MgO

calcinado em altas temperaturas (1400–2000 °C) apresenta baixa reatividade, gerando hidratação lenta e risco de fissuração (Nobre et al., 2020). Assim, é essencial equilibrar a expansão benéfica (densificação da microestrutura e formação de redes interconectadas para promover ganho de resistência) com o risco de danos estruturais.

Além disso, os sistemas de RMC carbonatado têm potencial de captura de carbono superior ao do CP (110% contra 58%), sendo indicados para elementos pré-moldados e alvenaria porosa (Meng et al., 2023). Comparativamente, o RMC reduz em 33% as emissões de gases poluentes ao longo do ciclo de vida e mitiga em 13% a emissão de CO<sub>2</sub> (Ruan; Unluer, 2016), alinhando-se às metas globais de sustentabilidade e se tornando uma alternativa ambientalmente mais favorável em comparação com o cimento Portland.

Ainda falando sobre os sistemas de RMC, o teor de água inicial também é um fator essencial, de modo a fornecer água suficiente para as reações de hidratação e carbonatação, porém sem inibir a difusão do CO<sub>2</sub>; baixa relação de água/cimento pode resultar em compactação deficiente, desintegração e formação insuficiente de produtos de hidratação necessários para a carbonatação subsequente, enquanto que o excesso de água pode reduzir a difusividade do CO<sub>2</sub> dentro do sistema de poros, dificultando a formação de CMHs e o desenvolvimento de resistência associado (Ruan; Unluer, 2017a). Além disso, misturas com baixo teor de água tendem a apresentar melhor desempenho em períodos mais curtos de cura por carbonatação, enquanto que alto teor de água geralmente exige cura por períodos mais longos (Unluer; Al-Tabbaa, 2014).

Estudos anteriores adotam comumente uma relação água/cimento de 0,5 a 0,6 (Dung; Unluer, 2016; Hay; Celik, 2020). Ruan e Unluer (2017a) investigaram amostras de RMC com relações de 0,55, 0,60 e 0,65, sob cura por carbonatação (28 °C, 80% de umidade relativa (UR) e concentração de CO<sub>2</sub> de 10%) por 28 dias; o teor de água inicial foi determinado como o principal parâmetro que controla as propriedades finais, sendo relatado que as amostras com relação de água/cimento de 0,55 exibiram a menor porosidade e o maior aumento de densidade após os 28 dias, atingindo a maior resistência (62 MPa), comparável à das amostras de CP curadas em água (68 MPa), o que foi associado à menor porosidade e difusão mais rápida de CO<sub>2</sub>.

As condições de cura, como temperatura, duração, UR e concentração de CO<sub>2</sub>, também influenciam no desempenho. Segundo a revisão abrangente sobre pesquisas

e avanços recentes em RMC do estudo de Meng et al. (2023), o tempo de cura ideal para a carbonatação acelerada varia entre 7 e 14 dias. Dung et al. (2019) analisaram concretos à base de RMC sob 20% de CO<sub>2</sub>, 30 ± 1,5 °C e 80 ± 5% de UR por 1, 3, 7, 14 e 28 dias, atingindo resistências à compressão de 8, 40, 51, 58 e 60 MPa, respectivamente, mostrando um ganho rápido de resistência em idades iniciais, embora o desenvolvimento da resistência diminua ao longo do tempo devido à redução das taxas de hidratação e carbonatação. Em condições de cura semelhantes, Hay e Celik (2020) relataram uma redução na resistência à compressão de 14 para 28 dias (23,9 MPa para 21,3 MPa), atribuída à carbonatação excessiva, que levou à expansão volumétrica, gerando tensões internas e fissuras nas amostras.

Um alto nível de umidade favorece a hidratação inicial (conversão de MgO para brucita) e contribui para o progresso da carbonatação (formação de CMHs), embora a difusão de CO<sub>2</sub> seja mais rápida em ambientes mais secos (Meng et al., 2023; Soares; Castro-Gomes, 2021). Para relações água/cimento entre 0,5 e 0,7, uma UR de 78% se mostrou ideal, atingindo resistências à compressão de 24 a 34 MPa após cura por 18 dias, além de ser relatado que o ciclo úmido/seco pode favorecer o desenvolvimento de resistência em durações de carbonatação mais longas (Unluer; Al-Tabbaa, 2014). Em outro estudo, foi observado que, na cura com CO<sub>2</sub>, o aumento da UR levou a um aumento na resistência à compressão até 7 dias (58, 71 e 84 MPa para 50%, 75% e 98% de UR, respectivamente) (Wang et al., 2020).

A concentração de CO<sub>2</sub> é outro fator crucial, sendo que a faixa típica de resistência à compressão para amostras de RMC carbonatadas é de 20 a 85 MPa, que é comparável à do concreto convencional (Soares; Castro-Gomes, 2021). Dung et al. (2021) e Hay e Celik (2020) mostraram que a cura ambiente (baixa concentração de CO<sub>2</sub>) resulta em baixas resistências (5 a 11 MPa), enquanto a carbonatação acelerada pode induzir um rápido ganho de resistência (50 a 70 MPa). Liska e Al-Tabbaa (2009) observaram um ganho de resistência de 2 para 20 a 24 MPa (cura em concentração de CO<sub>2</sub> ambiente e cura em concentração de 20% de CO<sub>2</sub>, 98% de UR e 21 °C, respectivamente), atribuído à densificação da microestrutura por meio da formação expansiva de CMHs, apesar de também limitar a difusão contínua de CO<sub>2</sub> ao longo do tempo, o que leva a uma carbonatação e desenvolvimento de resistência rápidos nas primeiras idades e uma tendência mais lenta nas idades posteriores (Dung et al., 2019).

Apesar da maioria dos estudos utilizarem câmaras estáticas com CO<sub>2</sub> concentrado, Wang et al. (2020) avaliaram um sistema de fluxo contínuo de CO<sub>2</sub>, simulando emissões industriais; a resistência à compressão aos 7 dias aumentou com o aumento da concentração de CO<sub>2</sub> (22 a 83 MPa para concentrações de 0–100%), sendo 10% suficiente para dobrar a resistência inicial (de 22 para 46 MPa), embora o ganho de resistência diminuiu significativamente além desta concentração. Mesmo concentrações mais baixas (5%) demonstraram ser eficazes para uma carbonatação quase completa de MgO e desenvolvimento de resistência, especialmente com UR de 78% (Hay; Celik, 2020).

### 2.3.1 Curas alternativas à cura por carbonatação

A dependência de uma fonte de CO<sub>2</sub> próxima (por exemplo, usinas de energia a carvão e indústrias ou um sistema de fluxo contínuo) e uma câmara de cura especial limitam significativamente a viabilidade comercial da cura por carbonatação, além de elevar os custos (Hoang et al., 2021), motivando assim pesquisas sobre curas alternativas aos sistemas de RMC carbonatado.

Sonat, Dung e Unluer (2017) estudaram pastas com 40% de MgO e 60% de microssílica (ou SA) para 3, 7, 14, 28 e 56 dias (w/b = 0,5 e 1% de aditivo superplastificante), submetidas a 5 tipos de cura: (i) S: selada à 30 ± 2°C (UR de 95 ± 5%); (ii) A: ambiente à 30 ± 2°C (UR de 60 ± 5%); (iii) W30: submersa à 30°C; (iv) W60: submersa à 60°C; (v) O: estufa à 60°C. Curas a 60°C (W60 e O) mostraram os maiores ganhos iniciais de resistência (3 e 7 dias), mas sofreram perda de desempenho posterior, sugerindo instabilidade do M-S-H em altas temperaturas. A cura submersa (W30) levou a uma ligeira redução na resistência em comparação às amostras A e S, devido à lixiviação de íons sob a água. As amostras A não apresentaram ganhos após a idade de 14 dias, enquanto que a cura selada (S) apresentou os maiores ganhos a partir dessa idade, indicando o ambiente em que a formação de M-S-H foi mais favorecida, possivelmente devido à hidratação contínua sob alta UR, além de evitar a carbonatação prematura, permitindo que toda a brucita estivesse disponível para reagir com o SiO<sub>2</sub> amorfo e, conseqüentemente, com maior formação de M-S-H.

No estudo de Li et al. (2023), foram comparados 4 tipos de cura para pastas de MgO para a idade de 28 dias (MgO calcinado a 1000°C por 4 h) e w/b = 0,6: (i) A:

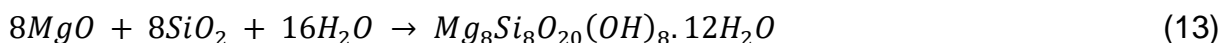
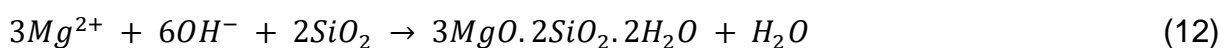
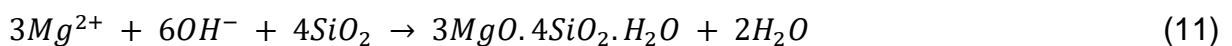
ar (~0,04% CO<sub>2</sub>, 23°C e 65% UR); (ii) W: água (23°C); (iii) WA: ciclos úmido-seco (7 dias em água e 7 dias em ar); (iv) S: cura selada (23 °C, com os corpos de prova (CPs) cobertos com filme plástico e em um recipiente selado). As curas S e A apresentaram resistências baixas (2,5 MPa e 7,3 MPa, respectivamente), enquanto a cura W atingiu 13,7 MPa. Os melhores resultados vieram dos ciclos úmido-seco (18,3 MPa), demonstrando que o MgO pode ser viável como ligante estrutural em curas mais acessíveis à carbonatação acelerada.

No entanto, as pesquisas a respeito de curas alternativas à cura por carbonatação em aglomerantes à base de MgO ainda são limitadas, evidenciando a importância do estudo de novos métodos de cura para este tipo de sistema.

## 2.4 CIMENTOS À BASE DE MGO E SiO<sub>2</sub>

Outra alternativa para que a matriz composta por MgO adquira resistência mecânica é a formação do gel de M-S-H em sistemas de MgO–SiO<sub>2</sub>, com características de ligação semelhantes ao ligante convencional de CP.

O M-S-H, principal responsável pela resistência da mistura, é formado pela reação, na presença de água, do MgO e fontes de sílica amorfa (SiO<sub>2</sub>), principalmente a sílica ativa devido ao seu ótimo desempenho. Análises de microestrutura sugerem reações químicas potenciais formando o M-S-H à temperatura ambiente, conforme mostrado nas equações 11, 12 e 13 (Li et al., 2014; Zhang; Vandeperre; Cheeseman, 2014):



A fase pouco cristalina de M-S-H também pode ser obtida pela reação da brucita e uma fonte de SiO<sub>2</sub> amorfo, por meio das reações entre Mg<sup>2+</sup> e HSiO<sub>3</sub>, conforme mostrado nas equações 14, 15 e 16, ocorrendo via hidratação sem a necessidade de cura especial com CO<sub>2</sub> (Zhang et al., 2021).





A hidratação do sistema MgO–SiO<sub>2</sub> é mais lenta do que a do CP, devido à baixa alcalinidade e, portanto, uma grande quantidade de MgO/Mg(OH)<sub>2</sub> pode permanecer não reagida mesmo após longos períodos de cura em ambiente natural, possibilitando reações posteriores com CO<sub>2</sub> dissolvido. Isso favorece a formação de CMHs, o que melhora o desempenho mecânico e o sequestro de CO<sub>2</sub>, porém pode bloquear os poros capilares que servem como via para a difusão de CO<sub>2</sub> e gerar pressão interna e microfissuras, limitando o desempenho final do sistema. Contudo, pode ser uma abordagem viável para reduzir a dependência da cura em elevada concentração de CO<sub>2</sub> (Wu; Qiu, 2025).

A formação, extensão e propriedades finais do gel de M-S-H são influenciadas, dentre outros fatores, pela razão MgO/SiO<sub>2</sub>, reatividade dos materiais e condições de cura (Zhang et al., 2021). Misturas com alto teor de MgO podem apresentar M-S-H com MgO não reagido e brucita, enquanto proporções baixas de Mg/Si favorecem o acúmulo de sílica não reagida (Nied et al., 2016; Sonat; Unluer, 2017). Ademais, o grau de reação é afetado principalmente pela reatividade dos precursores, sendo que uma maior reatividade é benéfica para produzir M-S-H (Jin; Al-Tabbaa, 2013).

Jin e Al-Tabbaa (2014) avaliaram dois MgOs (diferentes reatividades) em pastas com 50% MgO e 50% SA sob cura submersa em água destilada. Foram observadas resistências à compressão muito baixas para 7 dias (2 MPa) e resistências superiores para o MgO mais reativo aos 28 dias (11 MPa, comparado com os 9 MPa para a pasta de MgO e SA com o MgO menos reativo). Contudo, ambas as amostras apresentaram queda de resistência aos 90 dias, possivelmente devido à lixiviação de íons e dissolução dos produtos hidratados após o término da reação entre MgO e SA (2 meses) na cura imersa em água.

Além disso, de modo geral, foi possível observar na literatura que a sílica ativa se destaca como a principal fonte de SiO<sub>2</sub> amorfo (essencial para a reação em sistemas de MgO–SiO<sub>2</sub> e para a formação de M-S-H), devido ao seu alto grau de pureza e bom desempenho. No entanto, a SA apresenta elevado custo e, historicamente, a indústria tem sido dependente de resíduos industriais como fontes convencionais de SiO<sub>2</sub> amorfo. De encontro a isso, com a crescente demanda e a redução da oferta desses materiais, os pesquisadores têm investigado cada vez mais alternativas, com o intuito de melhorar o desempenho mecânico, reduzir custos e

promover o reaproveitamento de resíduos (Juenger; Snellings; Bernal, 2019), incluindo resíduos agroindustriais, como a CFB, que vêm ganhando destaque em estudos sobre o CP e em aglomerantes à base de MgO (Sonat; Unluer, 2019).

Entretanto, as aplicações práticas permanecem limitadas em razão de desafios como baixa densidade, dispersão geográfica, maquinário limitado para processamento de resíduos, variabilidade na qualidade das cinzas e queima inadequada dos materiais, que pode gerar fumaça preta e contribuir para o aquecimento global (Ahmad et al., 2024).

Outras barreiras que limitam a aceitação desses materiais alternativos incluem baixa reatividade, baixa velocidade de produção, limitação no desempenho e na durabilidade, e maiores necessidades de controle de qualidade em comparação aos materiais convencionais (Juenger; Snellings; Bernal, 2019). Para mitigar esses problemas, são empregados processos de beneficiamento, desde métodos simples, como secagem, moagem e peneiramento, até abordagens com uso intensivo de energia e produtos químicos, como tratamentos ácidos, calcinação e carbonatação mineral. Em alguns casos, o CO<sub>2</sub> pode ser capturado durante o processamento para compensar parcialmente os custos (Snellings; Suraneni; Skibsted, 2023).

Apesar das limitações, com a crescente demanda por cimento, a capacidade de suprir a necessidade global futura permanece incerta, ressaltando a importância do desenvolvimento e estudos contínuos de novos materiais alternativos (Skibsted; Snellings, 2019), como é o caso dos cimentos à base de MgO e CFB.

## 2.5 CINZAS DE FOLHA DE BAMBU COMO FONTE DE SiO<sub>2</sub>

As cinzas provenientes da queima da folha de bambu podem ser utilizadas no sistema MgO–SiO<sub>2</sub> devido ao elevado teor de SiO<sub>2</sub> amorfo, surgindo como uma alternativa à sílica ativa em matrizes à base de MgO.

O bambu é um recurso natural notável por sua alta taxa de produtividade por área, rápido crescimento, baixo custo, renovabilidade e adaptabilidade a diferentes condições climáticas e tipos de solo (Guiotoku et al., 2024). Possui amplo potencial de aplicação na construção civil, inclusive como reforço estrutural e em elementos estruturais como vigas, pilares e lajes, devido às suas propriedades mecânicas, alta flexibilidade, baixo custo e alta capacidade de sequestro de CO<sub>2</sub> (Mo et al., 2016; Moraes et al., 2019).

Apesar da ampla disponibilidade global, com uma área total estimada em torno de 36 milhões de hectares (cerca de 0,92% das áreas florestais globais) (Sawarkar et al., 2020), a produção e o uso de bambu no Brasil ainda são limitados, mostrando um grande potencial a ser explorado, especialmente em aplicações sustentáveis na construção (Sposito et al., 2024).

Durante o cultivo e o processamento do bambu, grandes volumes de folhas são descartados, sendo frequentemente queimados em aterros sanitários, resultando nas cinzas de folha de bambu, um subproduto que geralmente não tem uma finalidade específica ou não recebe uma destinação adequada, tornando-se uma fonte de poluição. No entanto, estudos recentes indicam que a CFB pode atuar como MCS, promovendo o aproveitamento de resíduos agrícolas e reduzindo a extração de matérias-primas convencionais (Mo et al., 2016; Moraes et al., 2019).

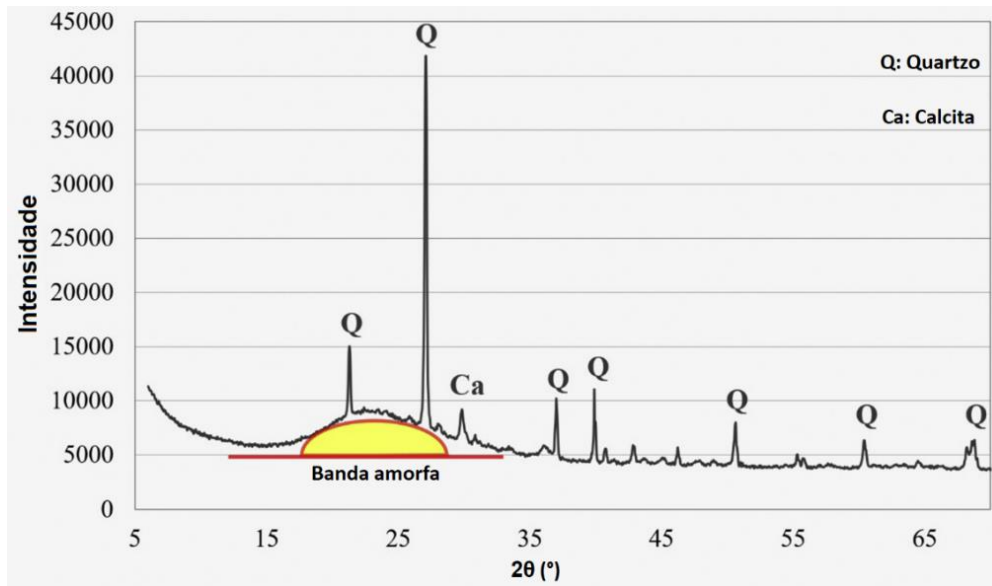
Para obtenção da CFB com alta reatividade pozolânica, recomenda-se a queima das folhas de bambu entre 600°C e 700°C por cerca de duas horas, seguida da moagem adequada (Villar-Cociña et al., 2016). Também é possível produzir CFB pelo processo de autocombustão, sem consumo de energia elétrica (enquanto que a energia necessária para a produção de cimento é de 112 kWh/t), o que a torna energeticamente mais viável em comparação ao cimento Portland (Moraes et al., 2019; Silva et al., 2021). As propriedades da CFB podem variar de acordo com o tipo de bambu, clima, solo, práticas agrícolas (como o uso de fertilizantes e herbicidas) (Sell Junior et al., 2024), bem como com a temperatura de calcinação e o tempo de moagem utilizados.

O principal constituinte da CFB é o  $\text{SiO}_2$  (conhecido por sua dureza e durabilidade), variando entre 70 a 80% (Moraes et al., 2019; Rodier et al., 2019), com predominância da forma amorfa, o que favorece o desenvolvimento posterior da resistência do concreto, apresentando um grande potencial como material pozolânico (Mo et al., 2016).

Estudos de reatividade pozolânica classificaram a CFB como altamente reativa, contribuindo para o ganho de resistência mecânica e durabilidade das matrizes cimentícias (Moraes et al., 2019). Seu comportamento pozolânico é semelhante ao da SA (principal fonte de  $\text{SiO}_2$ ), e superior ao de outras pozolanas agroindustriais, como a CCA e a cinza de bagaço de cana-de-açúcar (Frías et al., 2012; Villar-Cociña et al., 2020), apesar da necessidade de estudos de longo prazo para investigar a influência da incorporação de CFB nos materiais cimentícios (Paiva et al., 2021).

No estudo de Moraes et al. (2019), a CFB apresentou 74,23% de sílica total, sendo 92,33% sílica amorfa, o que foi corroborado pelo ensaio de DRX ao mostrar um desvio da linha de base entre  $2\theta = 15^\circ$  e  $2\theta = 35^\circ$ , conforme a Figura 4, o que também foi identificado por Rodier et al. (2019) e Silva et al. (2021).

Figura 4 - Difratoograma de Raios X das cinzas de folha de bambu



Fonte: (Silva et al., 2021).

A respeito dos níveis de substituição de CP por CFB, no estudo de Silva et al. (2021), a substituição de até 30% não comprometeu significativamente a resistência à compressão em comparação à argamassa de controle (sem substituição). O ganho de resistência foi mais expressivo entre 7 e 28 dias (sendo menos acentuado de 28 para 91 dias). Aos 28 dias, as substituições de 20% e 30% apresentaram resistências apenas 1,66% e 4,7% inferiores à amostra de controle, respectivamente. Após 91 dias, a amostra com 30% de CFB superou a resistência da referência em cerca de 1%.

O Quadro 3 reúne dados da literatura que indicam níveis ideais de substituição de CP por CFB, com desempenho mecânico semelhante ou superior às matrizes cimentícias sem substituição. Os ganhos de resistência relatados são atribuídos à alta concentração de hidróxido de cálcio (CH), que formam C-S-H adicional, e ao aumento da atividade pozolânica e da densidade de compactação. Apesar desses benefícios, a incorporação de cinzas agroindustriais, como a CFB, pode reduzir a trabalhabilidade das misturas, devido à maior área superficial das partículas e à presença de carbono residual (Paiva et al., 2021).

Quadro 3 - Níveis de substituição de CP de estudos da literatura

Artigo	Substituição de CP por CFB	Observações ou informações relevantes
(Frías et al., 2012)	10%	Ligeiras diminuições nas resistências à compressão em relação aos espécimes de controle para as idades de 7 dias (1,2%), 28 dias (1%) e 90 dias (2,8%).
(Moraes et al., 2019)	10%	Pequenas reduções nas resistências à compressão para 28 e 91 dias.
(Sell Junior et al., 2024)	10%	Melhorias da resistência à compressão do concreto para idades superiores a 28 dias.
(Moraes et al., 2019)	20%	Resistência à compressão menor aos 3 dias.
(Frías et al., 2012)	20%	Resistência à compressão substancialmente equivalente ao da amostra de controle (sem substituição de CP por CFB), principalmente a partir de 28 dias.
(Rodier et al., 2019)	20%	Maiores resistências à compressão (aproximadamente 22%), no caso de argamassas, para a idades de 28 dias.
(Moraes et al., 2019)	30%	Ligeiras diminuições nas resistências à compressão aos 7 e 28 dias.
(Silva et al., 2021)	30%	Reduz proporcionalmente 30% das emissões de $CO_2$ .
(Dhinakaran; Chandana, 2016)	30%	Substituições acima de 30% podem reduzir a resistência em relação aos compósitos regulares (sem CFB) para a idade de 28 dias.

Fonte: próprio autor

Em relação ao uso de CFB em combinação com MgO, até o presente momento não foram encontradas referências na literatura sobre o uso da CFB em sistemas à base de MgO, tanto em relação à composição de fases quanto ao desempenho mecânico, o que evidencia a relevância de pesquisas e estudos destes materiais.

## 2.6 OBJETIVOS

O objetivo deste estudo foi desenvolver e avaliar a viabilidade de um aglomerante alternativo à base de óxido de magnésio, utilizando a cinza de folha de bambu como fonte de  $SiO_2$  buscando reduzir impactos ambientais e custos e promover o uso de materiais alternativos, além de analisar a influência de três métodos de cura (selada, ar-água e água-ar) alternativos à cura por carbonatação.

### 2.6.1 Objetivos específicos

- Desenvolver formulações de aglomerantes com diferentes proporções de MgO/CFB e tipos de cura: Avaliar a influência das variações de composição e três curas alternativas à cura por carbonatação (selada, ar-água e água-ar) nas propriedades mecânicas das pastas de MgO-CFB, comparando os resultados obtidos com as amostras de referência contendo somente MgO;
- Investigar o potencial de expansão linear: Avaliar o comportamento expansivo das misturas de MgO-CFB durante a hidratação, determinando os parâmetros necessários para controle da expansão;
- Realizar análises de composição química, mineralógica e morfológica das cinzas, avaliando seu teor de sílica ( $SiO_2$ ) e outras propriedades relevantes para uso como material cimentício suplementar;
- Estudar a Hidratação e Formação de Fases no Sistema MgO-CFB: Investigar os mecanismos de hidratação do MgO na presença de CFB, com foco na formação de fases hidratadas, como M-S-H.

## 2.7 JUSTIFICATIVAS RELEVANTES

A crescente demanda por aglomerantes no setor da construção civil vem agravando os impactos ambientais, especialmente as emissões de  $CO_2$  e o elevado consumo de recursos naturais e de energia, despertando cada vez mais o interesse por materiais alternativos, como é o caso do MgO, que tem se destacado por demandar temperaturas de produção significativamente menores (entre 400 e 1000 °C) em comparação ao CP (cerca de 1450 °C) (Kumar et al., 2020).

Os aglomerantes à base de MgO têm se mostrado promissores na substituição parcial ou total do cimento Portland, especialmente em compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas, em decorrência da matriz cimentícia proporcionar um ambiente menos agressivo às fibras, que são atacadas principalmente pelo hidróxido de cálcio, um dos produtos de hidratação do CP (Mármol; Savastano, 2017). Também possibilitam o uso e o aproveitamento de resíduos e subprodutos devido à baixa sensibilidade a impurezas dos produtos de hidratação (Dung; Unluer, 2017).

Além disso, o MgO reativo (calcinado entre 700 a 1000°C) possui alta reatividade, resultando em rápida hidratação e expansão nas primeiras idades, e se estabilizando após cerca de 14 dias, enquanto o MgO calcinado em temperaturas mais elevadas (por exemplo, 1450°C) apresenta reatividade muito baixa, o que resulta em uma hidratação mais lenta (Mo et al., 2014).

Contudo, um aspecto crítico associado ao MgO é a expansão volumétrica, causada principalmente pela formação da brucita devido à sua natureza expansiva (Li; Feng; Yang, 2021). Para mitigar esse efeito, fontes de sílica amorfa têm sido empregadas com o MgO, proporcionando o “consumo” da brucita para a formação de M-S-H, uma fase estável e com baixo potencial de expansão, contribuindo para a resistência e estabilidade dimensional do material (Sonat; Unluer, 2019).

Além da formação de M-S-H, mecanismos como redução do pH e densificação da matriz também contribuem para limitar a expansão. No entanto, os efeitos de supressão da expansão pelos MCSs são reduzidos com o aumento da dosagem de MgO na mistura ou da temperatura de cura (Mo et al., 2014), sendo essencial compreender as variáveis que influenciam na expansão e no comportamento das matrizes contendo MgO, como a proporção dos materiais, tipo de cura e fator w/b.

Embora o MgO tenha menor consumo energético, sua produção a partir da magnesita libera mais CO<sub>2</sub> que a do CP. Desse modo, reduzir sua dosagem, combinando-o com fontes de sílica amorfa, torna-se uma estratégia ambientalmente vantajosa (Kumar et al., 2020; Sonat; Unluer, 2019).

A principal fonte de sílica na construção é a sílica ativa (devido ao seu alto desempenho). Contudo, o seu elevado custo e a crescente demanda têm incentivado a busca por materiais alternativos (Juenger; Snellings; Bernal, 2019). Nesse contexto, os resíduos agroindustriais, como a CFB, vêm se destacando como fontes alternativas de SiO<sub>2</sub> para sistemas de MgO-SiO<sub>2</sub> e de CP (Sonat; Unluer, 2019).

O bambu é um recurso natural de rápido crescimento e baixo custo (Guiotoku et al., 2024), com um amplo potencial de aplicação na construção civil, inclusive como reforço estrutural e em elementos estruturais como vigas, pilares e lajes, devido às suas propriedades mecânicas, flexibilidade e alta capacidade de sequestro de CO<sub>2</sub> (Mo et al., 2016; Moraes et al., 2019). Embora ocupe vastas áreas globalmente, a produção e o uso de bambu no Brasil ainda são limitados (Sposito et al., 2024). Além disso, em muitos casos, as folhas de bambu são queimadas em aterros sanitários, resultando na CFB, um subproduto que geralmente não tem uma finalidade específica ou não recebe uma destinação adequada, tornando-se uma fonte de poluição.

No entanto, estudos indicam que a CFB pode ser utilizada no sistema  $MgO - SiO_2$  devido ao elevado teor de sílica, variando entre 70 a 80%, com predominância da forma amorfa (Mo et al., 2016), promovendo o aproveitamento de resíduos agrícolas e reduzindo a extração de matérias-primas convencionais (Mo et al., 2016; Moraes et al., 2019). A CFB apresenta alta reatividade pozolânica quando calcinada em temperaturas específicas e finamente moída, podendo melhorar as propriedades mecânicas e de expansão em pastas contendo apenas MgO (Kumar et al., 2020).

Além disso, o sistema  $MgO-SiO_2$  com CFB pode reagir com o CO<sub>2</sub> ao longo do tempo, formando CMHs, o que contribui tanto para o ganho de resistência quanto para o sequestro de carbono, embora esse processo deva ser controlado, pois em excesso pode gerar pressão interna e microfissuras (Wu; Qiu, 2025). Desse modo, a concentração de CO<sub>2</sub> é um dos fatores cruciais nesse tipo de sistema, sendo a faixa típica de resistência à compressão para amostras de RMC carbonatadas entre 20 e 85 MPa, comparável à do concreto convencional (Soares; Castro-Gomes, 2021).

Os estudos de Dung et al. (2021) e Hay e Celik (2020) demonstraram que a cura por carbonatação acelerada eleva a resistência de 5–11 MPa (cura com concentração de CO<sub>2</sub> ambiente) para 50–70 MPa, devido à densificação da microestrutura (formação expansiva de CMHs), porém o alto custo e a necessidade de infraestrutura específica limitam sua viabilidade comercial, motivando pesquisas sobre curas alternativas aos sistemas de RMC carbonatado, como no estudo de Li et al. (2023), no qual pastas de MgO submetidas às curas ao ar, em água e selada apresentaram resistências à compressão aos 28 dias de 7,3 MPa, 13,7 MPa e 2,5 MPa, respectivamente, enquanto que para o caso de ciclos úmido-seco foi obtido o valor de 18,3 MPa, demonstrando que o MgO pode ser viável como ligante estrutural em curas mais simples e acessíveis à carbonatação acelerada.

Até o presente momento deste trabalho, não foram encontrados estudos na literatura sobre aglomerantes à base de MgO empregando a CFB como fonte de  $SiO_2$  amorfo. Portanto, este estudo explora o potencial da CFB como fonte alternativa de sílica para agregar valor tecnológico a um resíduo agroindustrial abundante, contribuindo para a sustentabilidade e a inovação na produção de aglomerantes alternativos à base de MgO. Ademais, o elevado custo da cura por carbonatação (principal tipo de cura em aglomerantes à base de MgO) evidencia a importância do estudo de novos tipos de cura, dentre eles a cura selada e os ciclos úmido-seco.

### **3 METODOLOGIA**

#### **3.1 MATERIAIS**

##### **3.1.1 Óxido de magnésio (MgO)**

Para a preparação das pastas, foi usado o óxido de magnésio Q-MAG-200-AR (AR200) (pH = 11,65), obtido pela calcinação de  $MgCO_3$  à 1000-1500°C, fabricado por Magnesita S.A., Contagem, MG, Brasil e fornecido por Minérios Ouro Branco, São Paulo, SP, Brasil.

##### **3.1.2 Cinza de folha de bambu (CFB)**

O processo de produção da CFB foi realizado de acordo com Moraes (2019) e envolveu as seguintes etapas: coleta, queima, peneiramento e moagem. As folhas de bambu foram coletadas em uma fazenda próxima a cidade de Ilha Solteira/SP, sendo recolhidas do chão e acondicionadas em sacos. Posteriormente, elas foram calcinadas para a produção de CFB, por meio do processo de autocombustão em um forno desenvolvido por Tashima (2006).

Após a calcinação, as cinzas resultantes foram peneiradas para a remoção de impurezas, utilizando a peneira ASTM #50 (0,3mm) e vibrada por 7 minutos. Posteriormente, foi feita a moagem de 15 kg de cinza em um moinho de bolas por 50 minutos para a redução do tamanho das partículas e aumento da reatividade. Foram utilizadas 1054 peças e 66,5 kg no total, sendo 19 peças do tipo A (3,8 kg), 255 do

tipo B (17,9 kg), 260 do tipo C (18,1 kg), 115 do tipo D (3,0 kg) e 405 do tipo E (23,7 kg).

### **3.1.3 Água deionizada, hidróxido de cálcio e álcool isopropílico**

O ensaio de reatividade da CFB foi feito com base no método proposto por Tashima et al. (2014), utilizando hidróxido de cálcio (95% de pureza), fabricado por Êxodo Científica Química Fina Indústria e Comércio Ltda., Sumaré, SP, Brasil.

Para o preparo das pastas, foi utilizada a água obtida do abastecimento público da cidade de Ilha Solteira, São Paulo, Brasil. Contudo, antes de ser usada, ela passou por um processo de deionização, resultando em uma condutividade final de 6,46  $\mu\text{S}/\text{cm}$ , medida com o auxílio de um condutivímetro (GEHAKA CG2000).

Para interrupção da hidratação, foi empregado o método de troca de solvente. Para tal, foi utilizado álcool isopropílico (99,5% de pureza), fabricado por LABSYNTH Produtos para Laboratórios Ltda., Diadema, SP, Brasil.

## **3.2 PREPARAÇÃO DE PASTAS DE MGO E MGO-CFB**

### **3.2.1 Procedimentos de mistura e preparação das pastas**

A preparação das pastas de MgO e de MgO-CFB envolveu a mistura dos materiais utilizando uma argamassadeira. Todas as amostras foram preparadas empregando-se uma relação w/b de 0,5, variando as proporções de cinzas e os tipos de cura. Os materiais anidros (MgO e CFB) foram homogeneizados manualmente em um saco plástico por 4 minutos. No processo de mistura, inicialmente a água foi adicionada ao recipiente da argamassadeira, seguida pelos materiais anidros. Para as pastas de MgO, foi necessário um período de três minutos para garantir a homogeneização das pastas, enquanto um período de dez minutos foi empregado para as pastas de MgO e CFB.

Para o ensaio de resistência à compressão, foram moldados 3 CPs cúbicos de 50 mm para cada traço, conforme o método B da norma C 579 (ASTM, 2018), que estabelece os procedimentos necessários para a realização dos ensaios e obtenção dos resultados. Já para o ensaio de expansão linear, a moldagem foi feita utilizando CPs prismáticos 25 x 25 x 285 mm, de acordo com a NBR 15261 (ABNT, 2005).

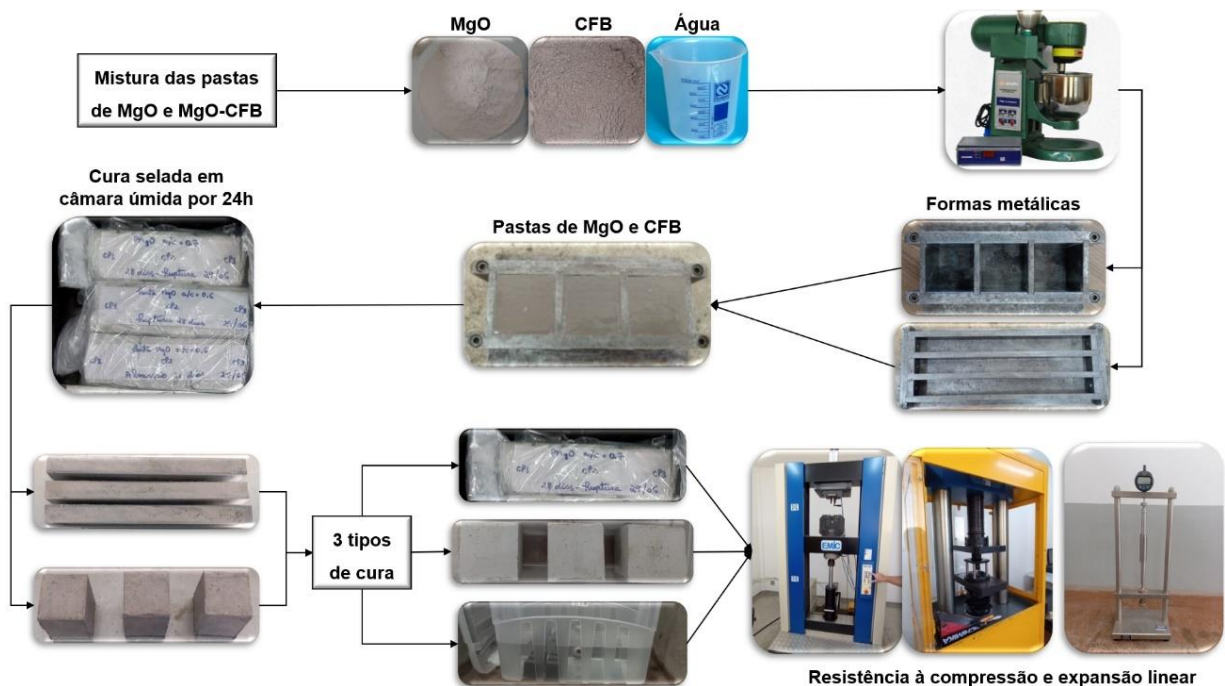
Após a moldagem e compactação em mesa vibratória (50 Hz), de modo a garantir um adensamento adequado, os corpos de prova foram embalados com plástico filme e envoltos por um saco plástico, sendo colocados na câmara úmida por 24h (condição/cura selada) antes do desmolde, com o objetivo de manter a temperatura constante. Após esse período, os CPs foram retirados das fôrmas e submetidos a diferentes processos de cura até a idade de teste (28 dias):

- **Cura selada em câmara úmida (S):** 95% de UR a  $28 \pm 0,5^\circ\text{C}$ ;
- **Cura ar-água (A):** 7 dias em ar (condição ambiente) e 7 dias submerso em água deionizada, com os 14 dias finais ao ar (ambiente);
- **Cura água-ar (W):** 7 dias submerso em água deionizada e 7 dias em ar (condição ambiente), com os 14 dias finais ao ar (ambiente).

As pastas de MgO puro foram identificadas como MgO\_0,5\_X, onde 0,5 representa a relação w/b e X indica o tipo de cura. Já as pastas de MgO e CFB foram nomeadas como CFBY%\_0,5\_X, onde Y% representa a fração (em porcentagem) de cinzas utilizada em relação ao total de sólidos.

A Figura 5 resume a metodologia de preparação das amostras para os ensaios de resistência à compressão e expansão linear e o Quadro 4 apresenta os traços estudados.

Figura 5 - Resumo dos procedimentos para a mistura e preparação das pastas



Fonte: próprio autor

Quadro 4 - Composição das misturas utilizadas para a preparação das pastas de MgO e MgO-CFB

Identificação da pasta	Tipo de cura	Proporção (%)		Tempo de mistura (min)
		MgO	CFB	
MgO_0,5_S	Selada	100	0	3
MgO_0,5_A	Ar-água	100	0	3
MgO_0,5_W	Água-ar	100	0	3
CFB30_0,5_S	Selada	70	30	10
CFB30_0,5_A	Ar-água	70	30	10
CFB30_0,5_W	Água-ar	70	30	10
CFB40_0,5_S	Selada	60	40	10
CFB40_0,5_A	Ar-água	60	40	10
CFB40_0,5_W	Água-ar	60	40	10
CFB50_0,5_S	Selada	50	50	10
CFB50_0,5_A	Ar-água	50	50	10
CFB50_0,5_W	Água-ar	50	50	10
CFB60_0,5_S	Selada	40	60	10
CFB60_0,5_A	Ar-água	40	60	10
CFB60_0,5_W	Água-ar	40	60	10

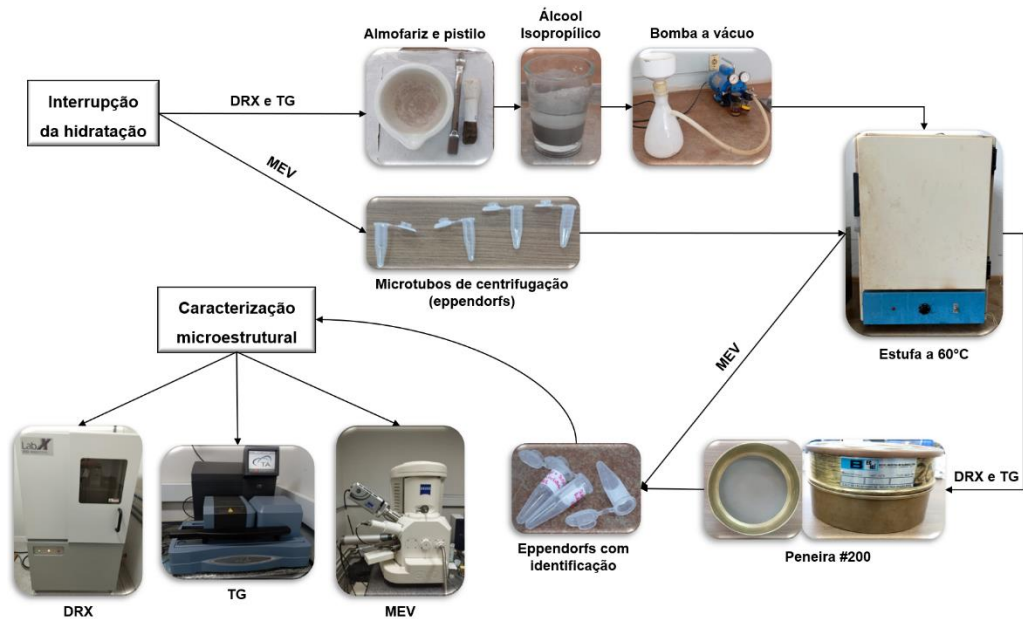
Fonte: próprio autor

### 3.2.2 Metodologia para a interrupção da hidratação

Para a caracterização físico-química, a reação de hidratação foi interrompida pelo método de troca de solvente. Fragmentos dos ensaios mecânicos ou porções das pastas (idade de 28 dias) foram maceradas por 3 min com o auxílio de um almofariz e pistilo. O pó resultante foi imerso em álcool isopropílico por 5 min e posteriormente pré-secado à vácuo por 20 min, de modo a garantir a secagem apropriada do material. O processo de secagem foi finalizado em estufa à 60°C por 30 min. Após isso, as amostras foram maceradas por mais 3 min e peneiradas em uma peneira de 75 µm. O material passante foi armazenado em eppendorfs para análises posteriores.

A Figura 6 apresenta um resumo da metodologia de interrupção da reação (hidratação) por troca de solvente, de modo a preparar as amostras para a caracterização físico-química.

Figura 6 - Resumo dos procedimentos para a interrupção da hidratação



Fonte: próprio autor

### 3.3 CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA E MECÂNICA

#### 3.3.1 Granulometria

A distribuição granulométrica e o diâmetro médio das partículas de MgO e CFB foram determinadas por granulometria a laser, utilizando o equipamento Mastersizer 2000 – Hydro 2000MU (A) da Malvern Instruments, capaz de medir partículas entre 0,020  $\mu\text{m}$  e 2000  $\mu\text{m}$ , além de água destilada como dispersante.

#### 3.3.2 Fluorescência de Raios X (FRX)

As composições químicas do MgO e da CFB foram determinadas por FRX com o espectrômetro *Rigaku* modelo ZSX *Primus* IV, equipado com tubo de Rh. A calibração para os óxidos maiores (principais) foi realizada com uma curva composta por padrões de rochas e minerais naturais certificados.

#### 3.3.3 Difratomia de Raios X (DRX)

As determinações mineralógica e composicional do MgO e da CFB, assim como das pastas de MgO e MgO-CFB aos 28 dias, foram feitas por meio dos ensaios

de DRX, utilizando o equipamento modelo XRD-6000 da empresa Shimadzu, com radiação Cu-Ka ( $\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$ ) e filtro de níquel (Ni). As análises foram conduzidas na faixa angular de  $5^\circ - 80^\circ$ , a uma taxa de varredura de  $1^\circ/\text{min}$ , a 30 kV e 40 mA.

### 3.3.4 Análise Termogravimétrica (TG) e Termogravimétrica Diferencial (DTG)

As análises foram feitas em um equipamento modelo SDTQ600 da TA Instruments para os materiais anidros (MgO e CFB), bem como para as pastas de MgO e de MgO-CFB para a idade de 28 dias. As medidas foram realizadas na faixa de temperatura de  $25^\circ\text{C}$  à  $1000^\circ\text{C}$ , sob atmosfera de nitrogênio com fluxo de 100 ml/min. A rampa de aquecimento empregada foi de  $10^\circ\text{C}/\text{min}$ . Além disso, a massa de material foi de 10 mg para cada ensaio, com a utilização de cadinhos de alumina em todas as medidas. A porcentagem de  $Mg(OH)_2$  constituído nas diferentes pastas de MgO e de MgO-CFB foi calculada de acordo com a equação 17:

$$Mg(OH)_2 (\%) = \frac{M_{Mg(OH)_2}}{M_a} \times Pb(\%) \quad (17)$$

Onde:

$M_{Mg(OH)_2}$  = massa atômica do hidróxido de magnésio (58,319 g/mol);

$M_a$  = massa atômica da água (18,015 g/mol);

$Pb(\%)$  = porcentagem de perda de massa decorrente da decomposição do  $Mg(OH)_2$  aferida.

O grau de hidratação (GH) para cada tipo de cura nas pastas contendo somente de MgO foi determinado por meio da equação 18, conforme apresentado em estudos anteriores (Dung; Unluer, 2017; Jin; Al-Tabbaa, 2013):

$$GH = \frac{[L \times (40/18)]}{[(1-L) \times C]} \times 100\% \quad (18)$$

No qual:

GH = grau de hidratação das pastas (em %);

L = perda de massa decorrente da desidroxilação do  $Mg(OH)_2$  (colocar em decimal);

40 = peso molecular do MgO;

18 = peso molecular do  $H_2O$  (água);

C = porcentagem de MgO obtida através do ensaio de FRX (colocar em decimal).

Por fim, para as pastas de MgO-CFB, a estimativa da água quimicamente ligada do M-S-H (em diferentes tipos de cura) foi determinada por meio da equação 19, adaptada do estudo de Jin e Al-Tabbaa (2013):

$$\Delta m_n = \Delta m_t - \Delta m_b - \Delta m_c \quad (19)$$

Onde:

$\Delta m_n$  = porcentagem estimada de perda de massa relacionada à água quimicamente ligada do M-S-H;

$\Delta m_t$  = porcentagem total de perda de massa;

$\Delta m_b$  = porcentagem de perda de massa correspondente à desidroxilação do  $Mg(OH)_2$ ;

$\Delta m_c$  = porcentagem de perda de massa correspondente à descarbonatação do  $MgCO_3$ .

### 3.3.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A análise da estrutura morfológica dos materiais precursores e das diferentes pastas aos 28 dias de cura foi realizada utilizando um microscópio eletrônico de varredura modelo EVO LS15 – Zeiss. Para isso, as amostras foram fixadas em porta-amostras de alumínio com uma fita dupla face de carbono e, em seguida, submetidas à metalização com ouro.

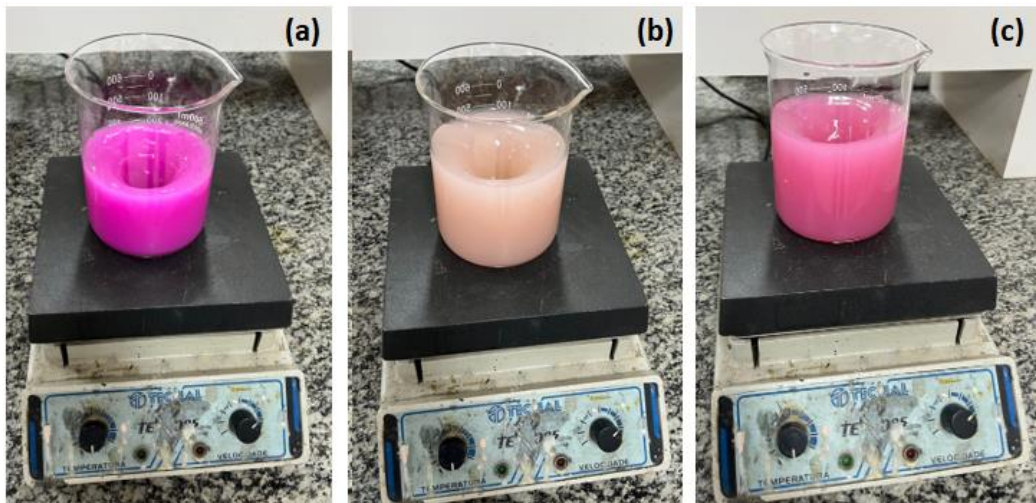
### 3.3.6 Reatividade do MgO

O ensaio de reatividade do MgO (Figura 7) foi conduzido de acordo com o método de Shand (2006). Inicialmente, 5 g de MgO foram misturados em 300 ml de água deionizada por 3 minutos. Paralelamente, em outro béquer, preparou-se uma solução de ácido acético com concentração de 1,0 Normal (N) e volume de 100 ml.

Na mistura contendo água e MgO, foram adicionadas 15 gotas do indicador ácido-base fenolftaleína 1% e o sistema foi colocado em um agitador magnético, conforme mostrado na Figura 7 (a). Posteriormente, a solução de ácido acético foi adicionada à solução contendo MgO e água, com o auxílio de uma proveta graduada,

apresentando coloração semelhante à do MgO anidro (Figura 7 (b)) e indicando um meio ácido. O tempo necessário para que a solução retornasse à coloração rosada (tempo de neutralização da solução ácida) foi então registrado, indicando a mudança do meio ácido para básico, em decorrência da reação do MgO com a água, conforme a Figura 7 (c); quanto menor o tempo de neutralização da solução ácida, maior é a reatividade do material (Nobre et al., 2020). Os valores de reatividade foram expressos em segundos, sendo os ensaios realizados em triplicata.

Figura 7 - Ensaio de reatividade do MgO: a) MgO, água e fenolftaleína; b) Adição da solução de ácido acético à mistura; c) Mudança de coloração da solução.



Fonte: próprio autor

### 3.3.7 Reatividade da CFB

A reatividade pozolânica da CFB foi avaliada com base no método de Tashima et al. (2014), monitorando suspensões aquosas de CH:CFB em seis proporções (2:8; 2,5:7,5; 3:7; 3,5:6,5; 4:6; 4,5:5,5), saturadas com excesso de hidróxido de cálcio, o que permite uma análise do consumo do CH.

Frascos de Erlenmeyer foram preenchidos com 50 ml de água deionizada, selados e colocados em um banho térmico agitador (JULABO - SW22) por 30 minutos até atingir 60°C. Após essa estabilização, o hidróxido de cálcio foi adicionado ao frasco para saturar a suspensão. Depois de 15 minutos, foi medida a condutividade elétrica (Co) das suspensões (utilizando o condutímetro CG2000) e, após a adição da

pozolana (CFB), a suspensão foi monitorada por sete dias, com medições de condutividade elétrica após 4, 8, 24, 48, 72, 96, 120, 144 e 168 horas.

Dessa forma, o consumo de CH pela pozolana atingiria uma insaturação em relação ao CH (total dissolução do CH em estado sólido), causando uma redução na condutividade elétrica da suspensão devido à dissolução dos íons  $\text{Ca}^{2+}$  e  $\text{OH}^-$  para a formação produtos estáveis e insolúveis. A Figura 8 mostra o sistema deste ensaio.

Figura 8 - Amostras do ensaio de reatividade pozolânica no banho térmico



Fonte: próprio autor

Os resultados da condutividade elétrica são representados em termos de perda de condutividade, conforme as equações 20 e 21 (Tashima et al., 2014):

$$Lc_t (\%) = \frac{C_o \cdot C_{t,c}}{C_{t,c}} \cdot 100 \quad (20)$$

$$C_{t,c} = C_t - C_{t,poz} \quad (21)$$

Onde:

$C_o$  = condutividade elétrica da suspensão do CH antes da adição da pozolana;

$C_t$  = condutividade elétrica medida após t horas;

$C_{t,poz}$  = condutividade elétrica da suspensão apenas com pozolana após t horas;

$C_{t,c}$  = condutividade elétrica corrigida após t horas.

### 3.3.8 Resistência à compressão axial

Os ensaios de resistência à compressão axial foram realizados para a idade de 28 dias para todas as pastas, sendo conduzidos no laboratório de Engenharia Civil da FEIS/UNESP, utilizando uma prensa universal da marca Emic, modelo PC 200.

### 3.3.9 Expansão linear (variação dimensional)

O ensaio de expansão linear foi feito para as pastas de MgO e de MgO-CFB. Para isso, foi utilizado um aparelho comparador da marca Solotest com relógio de precisão de 0,001 mm; o aparelho foi calibrado antes de cada medição. Após a medição, as amostras foram devolvidas às suas respectivas curas até a próxima aferição. As leituras foram realizadas nos períodos de: 1, 3, 7, 14, 21 e 28 dias.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA DOS MATERIAIS PRECURSORES

#### 4.1.1 Óxido de magnésio

##### 4.1.1.1 Fluorescência de Raios X e perda ao fogo (PF)

As propriedades físicas e químicas do MgO são influenciadas por múltiplos fatores, incluindo o tipo de precursor e sua morfologia, as condições de calcinação (temperatura e tempo de residência), a presença de impurezas, a composição química e a distribuição granulométrica (que tem influência na área de superfície específica do material). O Quadro 5 apresenta a composição química do MgO anidro, obtida por meio do ensaio de FRX.

Quadro 5 - Composição química do óxido de magnésio

	MgO	Na <sub>2</sub> O	SiO <sub>2</sub>	CaO	SO <sub>3</sub>	Cl	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	K <sub>2</sub> O	PF
%	92,44	3,63	1,02	0,84	0,57	0,32	0,28	0,11	0,03	0,76

Fonte: próprio autor

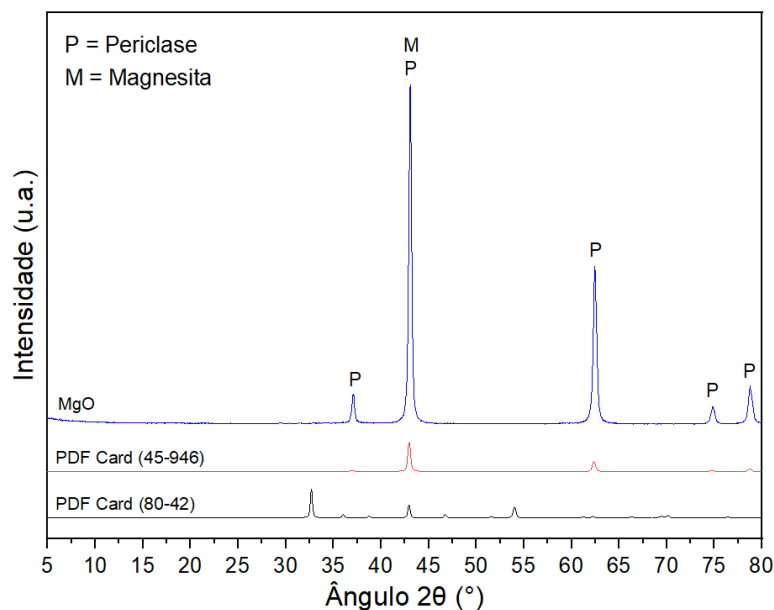
Foi possível constatar que o material possui elevado grau de pureza, evidenciado por uma baixa PF e por um teor de MgO superior a 92%. Impurezas como

o  $CaO$  e o  $SiO_2$  são comuns em rochas de magnesita (Wang et al., 2019), totalizando um percentual inferior a 2%; por sua vez, a presença de  $N_2O$  pode estar associada a contaminações durante o processo de produção do material.

#### 4.1.1.2 Difratomia de Raios X

A Figura 9 ilustra o difratograma de raios X do MgO.

Figura 9 - DRX do MgO anidro

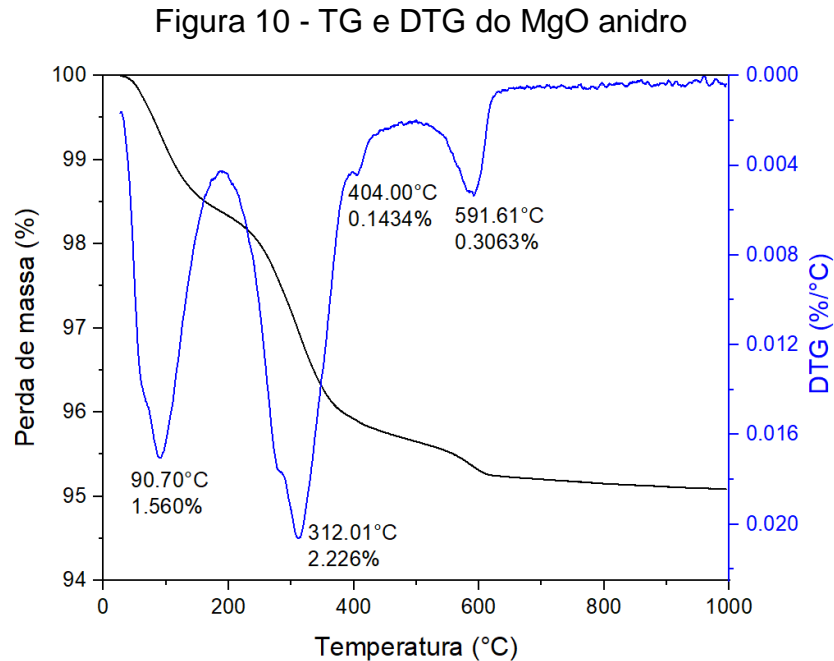


Fonte: próprio autor

A estrutura periclase (P), característica do óxido de magnésio, foi identificada por meio dos picos de difração em  $2\theta = 37,1^\circ$ ,  $43^\circ$ ,  $62,3^\circ$ ,  $74,7^\circ$  e  $78,7^\circ$  [PDF Card n° 45-946]. Observa-se que o processo de calcinação industrial, realizado em altas temperaturas (entre 1000 e 1500°C), não promoveu a conversão completa da magnesita em óxido de magnésio, o que foi evidenciado pelo pico de difração identificado em  $2\theta = 43^\circ$  [PDF Card n° 80-42], correspondente a magnesita – M. Ademais, não foi identificada a presença de compostos residuais no difratograma, o que pode ser atribuído, principalmente, à baixa concentração desses compostos na amostra analisada, conforme o ensaio de FRX para o MgO.

#### 4.1.1.3 Análise Termogravimétrica e Termogravimétrica Diferencial

A Figura 10 apresenta a curva da perda de massa do MgO anidro e sua respectiva derivada.



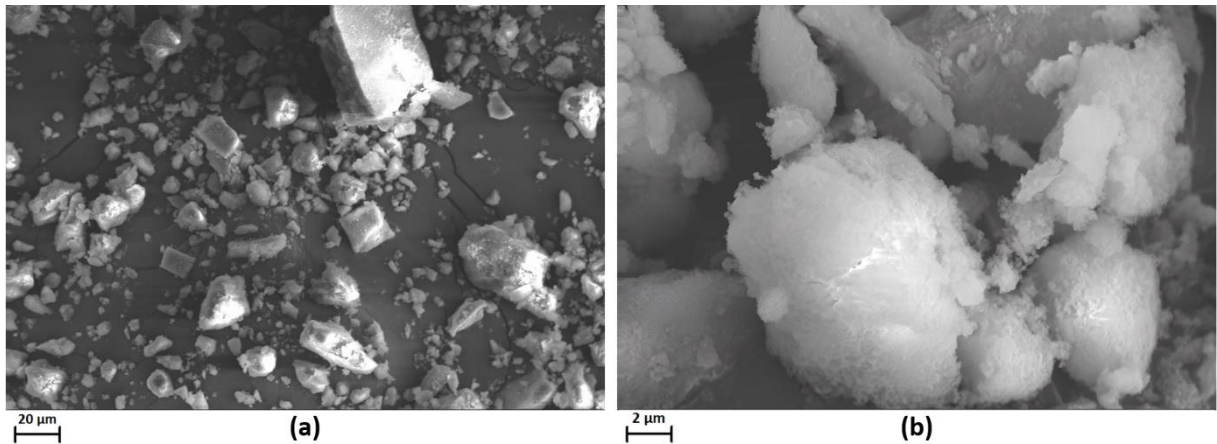
Fonte: próprio autor

Foram observados quatro estágios principais de perda de massa, totalizando cerca de 4,23%. O primeiro estágio, entre 26°C e 175°C, foi atribuído à remoção de água livre, resultante da exposição do material à umidade atmosférica (Kumar et al., 2020). O segundo estágio, ocorrido entre 211°C e 380°C, foi associado aos processos de desidratação e desidroxilação de CMH, formado pela reação entre o MgO, a umidade atmosférica e o CO<sub>2</sub> do ambiente (Sonat; Unluer, 2017). O terceiro estágio, identificado entre 398°C e 441°C, foi correlacionado à desidroxilação de Mg(OH)<sub>2</sub> (Jin; Al-Tabbaa, 2014; Kumar et al., 2020; Sonat; Unluer, 2019). E, por fim, o quarto estágio de perda de massa, na faixa de temperatura entre 540°C e 618°C, foi relacionado à descarbonatação de MgCO<sub>3</sub> e descarbonatação do CMH (Kumar et al., 2020; Sonat; Unluer, 2017).

#### 4.1.1.4 Microscopia eletrônica de varredura e granulometria

A Figura 11 mostra as imagens de MEV para o MgO anidro em diferentes escalas e ampliações.

Figura 11 - Micrografias dos grãos de MgO nas magnitudes de: a) 1000x e b) 10000x

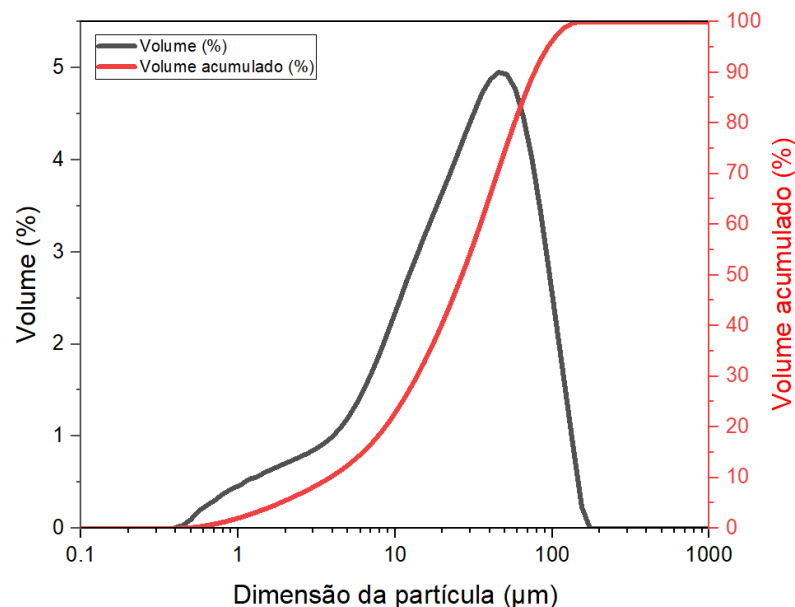


Fonte: próprio autor

As micrografias indicam que o MgO anidro apresenta uma ampla distribuição de tamanho de partículas e superfície angular. Além disso, verificou-se a presença de estruturas com formato esponjoso sobre a superfície dos grãos, indicando a possível formação de produtos hidratados decorrentes da umidade atmosférica. Desse modo, os resultados obtidos corroboram com os ensaios de DRX e TG, indicando a presença em pequena quantidade de produtos hidratados e magnesita residual.

O tamanho médio das partículas do MgO foi de aproximadamente 34 µm (Figura 12). A Tabela 2 fornece um resumo dos dados granulométricos obtidos por granulometria a laser.

Figura 12 - Distribuição granulométrica do MgO



Fonte: próprio autor

Tabela 2 - Resumo dos dados de distribuição granulométrica para o MgO

Material	Diâmetro médio ( $\mu\text{m}$ )	d(0,1)	d(0,5)	d(0,9)
Óxido de magnésio	34,404	3,832	26,634	76,886

Fonte: próprio autor

#### 4.1.1.5 Reatividade do MgO

O Quadro 6 mostra os resultados obtidos no ensaio de reatividade química, realizado em triplicata. O MgO apresentou um tempo de neutralização da solução de ácido acético de  $39 \pm 1$  s (quanto menor o tempo, maior a reatividade do material).

Quadro 6 - Resultados do ensaio de reatividade química para o MgO

Tempo (s)	Média (s)
38	39
39	
40	

Fonte: próprio autor

O grau de reação de sistemas de  $MgO-SiO_2$  é afetado principalmente pela reatividade dos precursores, sendo que uma maior reatividade é benéfica para produzir M-S-H (Jin; Al-Tabbaa, 2013). Jin e Al-Tabbaa (2014) avaliaram a reatividade de dois MgOs, obtendo tempos de 976 e 100 segundos; os autores constataram que as pastas produzidas com o MgO de maior reatividade (ou seja, o menor tempo) apresentou valores de resistência mecânica consideravelmente superiores, inclusive em idades iniciais, indicando um desenvolvimento mais rápido e intenso de M-S-H.

Entretanto, no estudo de Mi, Yang e Unluer (2023), contraditoriamente, constatou-se que as amostras de MgO com os maiores tempos de neutralização (menor reatividade) apresentaram menores áreas de superfície específica, porém maiores resistências à compressão. Esse comportamento foi atribuído a dois fatores: (i) as amostras com altas reatividades exibiram taxas de hidratação inicial muito elevadas; a hidratação do MgO resulta em expansão volumétrica, favorecendo a formação de uma estrutura porosa e o surgimento de fissuras. Em contrapartida, amostras com reatividades mais baixas apresentaram uma taxa de hidratação

constante ao longo do tempo, induzindo uma estrutura mais densa; (ii) os produtos de reação formados rapidamente podem cobrir partículas de MgO não reagidas, limitando a hidratação posterior e o desenvolvimento de resistência mecânica.

Adicionalmente, as condições de calcinação para a produção do MgO também influenciam o comportamento do MgO, pois altas temperaturas (acima de 1000 °C) promovem uma maior organização e crescimento do cristal, reduzindo as distorções estruturais e, conseqüentemente, a reatividade do material (Li et al., 2017).

#### 4.1.2 Cinza de folha de bambu

##### 4.1.2.1 Fluorescência de Raios X e perda ao fogo

A composição química da CFB em relação aos óxidos presentes é mostrada no Quadro 7. A CFB apresentou característica silicosa com um teor de  $SiO_2$  de 82%. Em geral, trabalhos prévios do grupo demonstram que, devido à metodologia de autocombustão empregada, mais de 90% dessa sílica se encontra no estado amorfo (Moraes et al., 2019). Foram ainda detectadas pequenas quantidades de  $Fe_2O_3$  e  $Al_2O_3$ , com teores de aproximadamente 5,36% e 4,10%, respectivamente. Os demais óxidos presentes somaram valores abaixo de 6% do total. Além disso, a PF obtida foi de 3,97%, que é considerado um valor baixo para sistemas advindos de queima controlada como as cinzas (Silva et al., 2021; Sonat; Unluer, 2019).

Quadro 7 - Composição química das cinzas de folha de bambu

	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	TiO <sub>2</sub>	MgO	K <sub>2</sub> O	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Na <sub>2</sub> O	MnO	PF
%	81,94	5,36	4,10	1,84	1,20	1,01	0,96	0,30	0,16	0,11	3,97

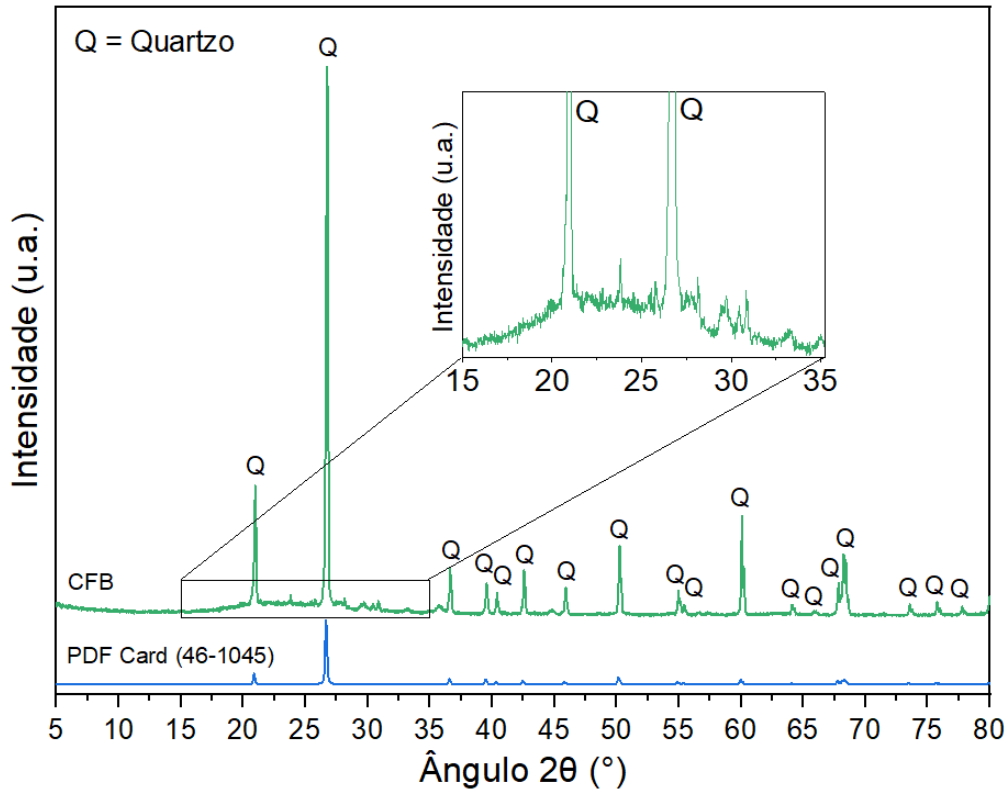
Fonte: próprio autor

##### 4.1.2.2 Difractometria de Raios X

A Figura 13 apresenta o difratograma de raios X da CFB, mostrando um desvio da linha-base entre  $2\theta = 15^\circ$  a  $35^\circ$ , o que indica a presença de fases de natureza amorfa, conforme a região ampliada da Figura 15. Padrões de difração característicos do quartzo ( $SiO_2$ ) foram observados em  $2\theta = 20,9^\circ$ ,  $26,7^\circ$ ,  $36,6^\circ$ ,  $39,5^\circ$ ,  $40,3^\circ$ ,  $42,5^\circ$ ,

45,8°, 50,2°, 55°, 55,4°, 60°, 64,1°, 65,9°, 67,8°, 68,3°, 73,5°, 75,7° e 77,7° [PDF Card n° 46-1045], em decorrência do mecanismo de coleta (Moraes et al., 2019).

Figura 13 - DRX da CFB anidra

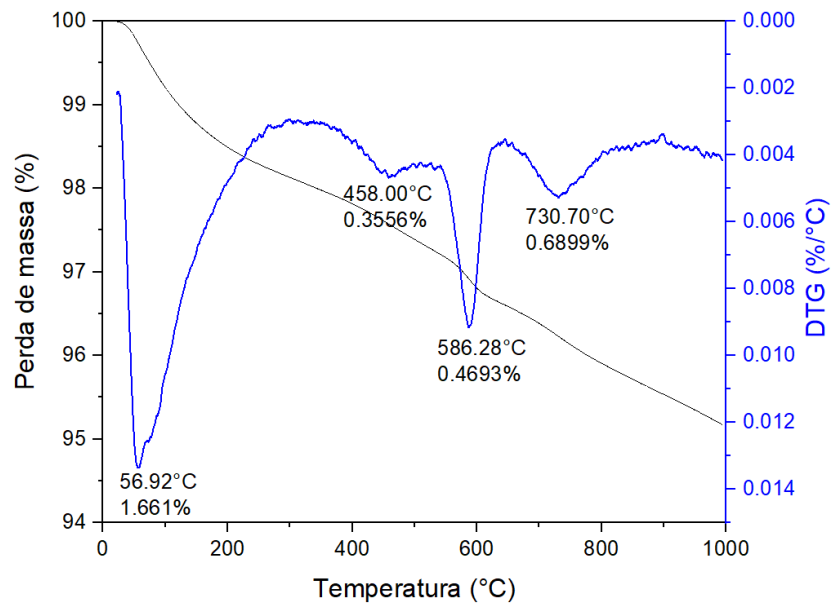


Fonte: próprio autor

#### 4.1.2.3 Análise Termogravimétrica e Termogravimétrica Diferencial

A Figura 14 apresenta a curva da perda de massa da CFB e sua respectiva derivada. Foram observados quatro estágios principais de perda de massa, totalizando cerca de 3,18%. O primeiro estágio, entre 22 e 236 °C, foi atribuído à eliminação de água livre (Kumar et al., 2020), em decorrência do contato da CFB com a umidade atmosférica. O segundo estágio de perda de massa, entre 404 e 487°C, está associado aos materiais voláteis presentes na cinza (Cordeiro; Sales, 2016). Já o terceiro estágio (553 a 621°C) e o quarto estágio (662 a 814°C) estão relacionados à descarbonatação do CaCO<sub>3</sub> (cristalização menos ordenada e mais ordenada, respectivamente) que ocorreu devido a presença de CaO (Gavioli et al., 2024), detectado por meio da composição química do material (ensaio de FRX).

Figura 14 - TG e DTG da CFB anidra

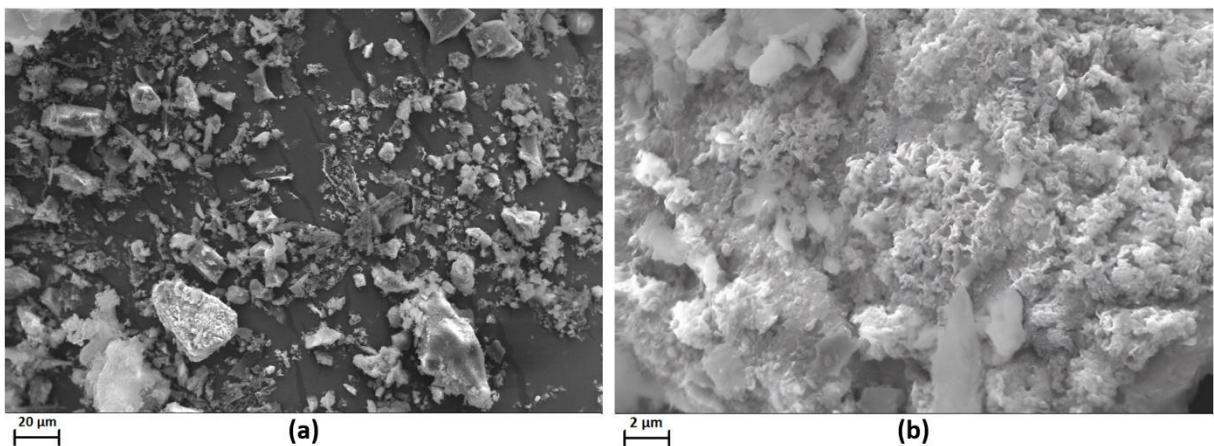


Fonte: próprio autor

#### 4.1.2.4 Microscopia eletrônica de varredura e granulometria

A Figura 15 mostra as imagens de MEV para a CFB (após o processo de moagem) em diferentes escalas e ampliações.

Figura 15 - Micrografias dos grãos de CFB nas magnitudes de: a) 1000x e b) 10000x

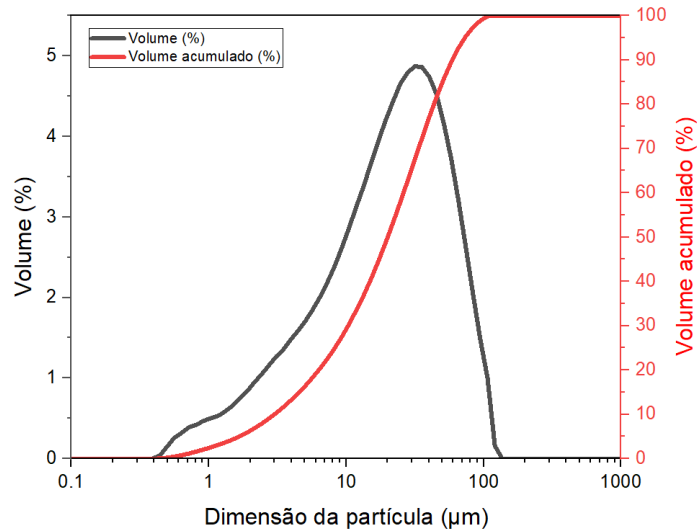


Fonte: próprio autor

Observou-se diferentes tamanhos e formas das partículas, que demonstram a heterogeneidade microestrutural da CFB. As partículas apresentaram formação irregular e superfície rugosa. Além disso, o tamanho médio das partículas da CFB foi

de aproximadamente 26  $\mu\text{m}$ . A Figura 16 ilustra o gráfico de distribuição granulométrica cujos dados estão resumidos na Tabela 3.

Figura 16 - Distribuição granulométrica da CFB



Fonte: próprio autor

Tabela 3 - Resumo dos dados de distribuição granulométrica para a CFB

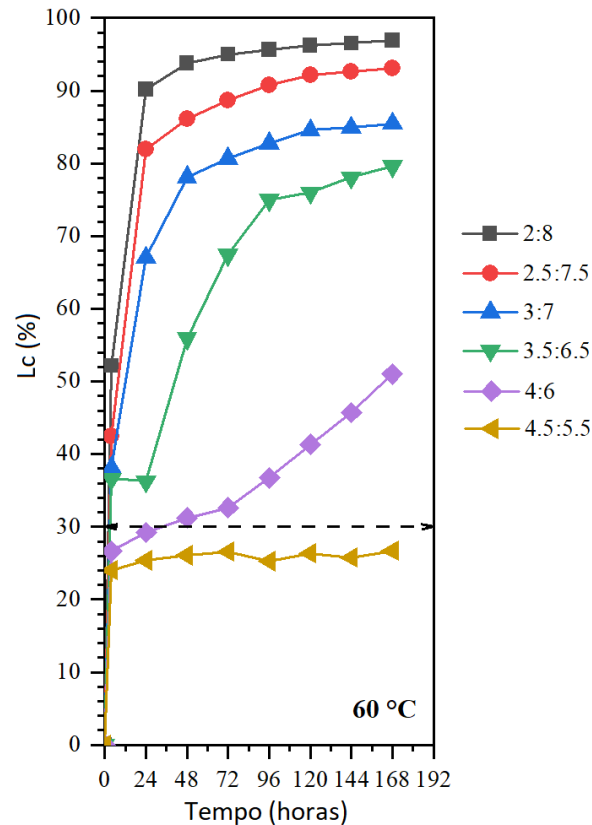
Material	Diâmetro médio ( $\mu\text{m}$ )	d(0,1)	d(0,5)	d(0,9)
Cinza de folha de bambu	26,212	3,002	20,038	59,105

Fonte: próprio autor

#### 4.1.2.5 Reatividade pozolânica da CFB

A Figura 17 mostra os resultados de perda de condutividade ( $L_c$ ) (%) em função do tempo para as amostras avaliadas a temperatura de 60°C. As soluções com maior porcentagem de CH obtiveram valores menores de  $L_c$  (%) ao final do ensaio. Após sete dias de reação a 60°C, as proporções com mais (2:8) e menos CFB (4,5:5,5) alcançaram uma perda de condutividade de 96,88 e 26,71%, respectivamente, indicando uma alta reatividade pozolânica da CFB. A alta reatividade da cinza de folha de bambu também foi confirmada em outros estudos da literatura, com comportamento pozolânico semelhante ao da sílica ativa (principal fonte de  $\text{SiO}_2$ ) e superior ao de outras pozolanas agroindustriais, como a CCA e a cinza de bagaço de cana-de-açúcar (Frías et al., 2012; Moraes et al., 2019; Villar-Cociña et al., 2020).

Figura 17 - Resultados do ensaio de reatividade da CFB



Fonte: próprio autor

## 4.2 CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA E MECÂNICA DAS PASTAS

### 4.2.1 Pastas de MgO

#### 4.2.1.1 DRX

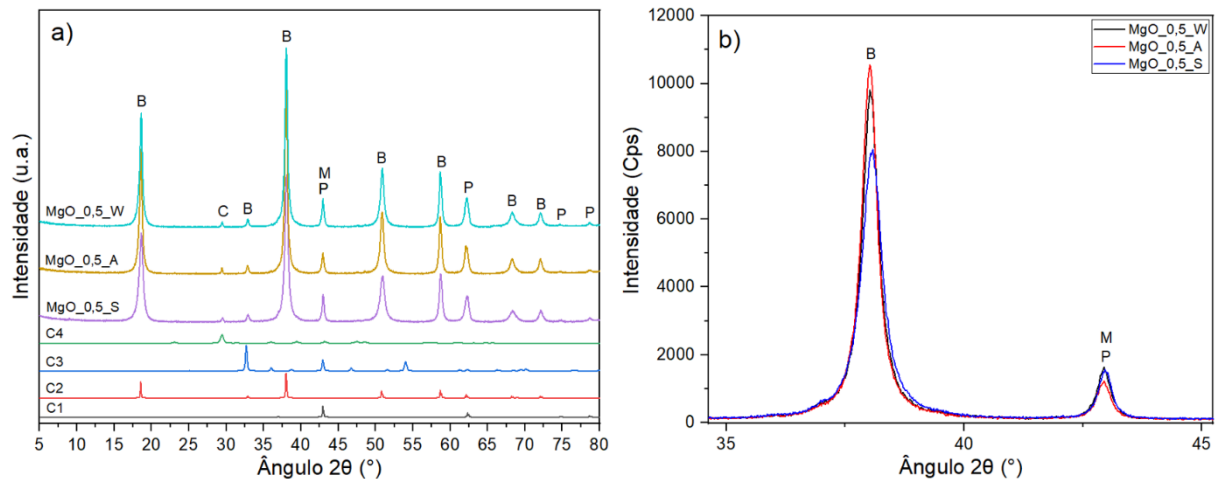
A Figura 18 mostra os difratogramas de raios X das pastas de MgO, em função do tipo de cura, para a idade de 28 dias e  $w/b = 0,5$ . Apesar da ausência de padrão interno na Figura 18 (a) (caráter semiquantitativo), considerando a padronização de amostragem e técnica de análise, comparações de intensidades de pico são justificáveis como estratégia para avaliar mudanças nas quantidades relativas das principais fases cristalinas identificadas nas amostras (Kuenzel et al., 2018).

A hidratação das pastas de MgO tem como principal produto o hidróxido de magnésio (eq. 4) ( $Mg(OH)_2$ ), também chamado de brucita, que foi identificado como o principal produto cristalino da reação, evidenciado pelos padrões de difração em  $2\theta = 18,7^\circ, 32,9^\circ, 38,1^\circ, 50,9^\circ, 58,7^\circ, 68,3^\circ$  e  $72,1^\circ$  [PDF Card n° 44-1482].

Em todas as amostras, independente do processo de cura, foi observada a presença de periclase residual (MgO) em  $2\theta = 43^\circ$ ,  $62,3^\circ$ ,  $74,7^\circ$  e  $78,7^\circ$  [PDF Card n° 45-496], mesmo para um período de cura de 28 dias. A presença de MgO residual se deve, principalmente, a grãos pouco ou mesmo não reativos. Também foi identificado um padrão de difração de baixa intensidade em  $2\theta = 43^\circ$  pertencente a magnesita ( $\text{MgCO}_3$ ) [PDF Card 80-42], decorrente da magnesita residual que não foi completamente convertida em MgO.

Ademais, foram observadas maiores intensidades dos padrões de difração da brucita em  $2\theta = 38,1^\circ$  para as curas A e W quando comparadas à cura S (Figura 18 (b)). Tal fato sugere que as curas alternadas (ar-água e água-ar) promovem uma melhoria na hidratação do MgO em relação à cura selada, não apenas em organização da estrutura cristalina das fases hidratadas, mas também possivelmente em quantidade de fase, como será discutido nos resultados de TG.

Figura 18 - DRX das pastas de MgO aos 28 dias sob diferentes regimes de cura (S, A e W): C1 (P) Periclase – PDF Card [45-946], C2 (B) Brucita – PDF Card [44-1482], C3 (M) Magnesita – PDF Card [80-42], C4 (C) Calcita – PDF Card [5-586]



Fonte: próprio autor

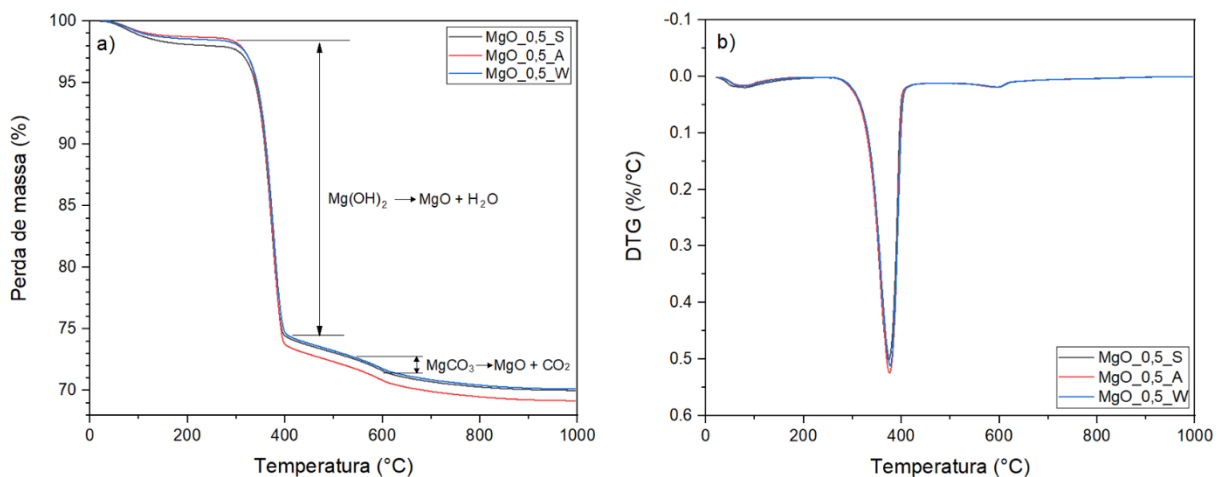
Fases carbonatadas não puderam ser identificadas com facilidade nos padrões de difração. Em especial, independente do processo de cura, os difratogramas apresentaram um pico de difração em  $2\theta = 29,4^\circ$ , sugerindo a presença da fase carbonatada calcita [PDF Card 5-586]. Contudo, fases de carbonato hidratado como os CMHs (dentre eles nesquehonita, artinita, hidromagnesita e dipingita), que

contribuem efetivamente para a melhoria e o desenvolvimento de resistência, não foram identificadas nos padrões de difração analisados.

#### 4.2.1.2 TG e DTG

A Figura 19 ilustra as curvas de degradação térmica TG/DTG das pastas de MgO para as diferentes condições de cura (idade de 28 dias e w/b = 0,5). Com base nos dados obtidos, verificou-se que, independentemente do tipo de cura, três estágios de perda de massa foram identificados. O primeiro, entre 25°C e 130°C, está relacionado à presença de água livre não ligada. Embora a perda de água livre para a cura selada tenha sido maior em comparação com as curas alternadas (ar-água e água-ar), observou-se um valor percentual médio entre 1–1,5% para as amostras, sugerindo a presença de água aprisionada no sistema que não pôde ser completamente removida pelo processo de interrupção da hidratação nas três condições de cura analisadas.

Figura 19 - TG e DTG das pastas de MgO para os três tipos de cura (S, A e W): a) TG (28 dias); b) DTG (28 dias)



Fonte: próprio autor

A principal perda de massa em todas as pastas de MgO ocorreu entre 300°C e 400°C, sendo atribuída principalmente à desidroxilação da brucita (Jin; Al-Tabbaa, 2014; Li et al., 2023; Mármol et al., 2016), em concordância com os resultados de DRX, que indicaram que o  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  foi o principal produto de hidratação, embora a contribuição da descarbonatação de CMHs não pode ser excluída (Li et al., 2023).

Assim, com base nas equações 17 e 18, foi possível obter uma estimativa confiável da porcentagem de  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  formado para as pastas de  $\text{MgO}$  sob diferentes condições de cura, bem como avaliar o grau de hidratação.

Já as curvas de perda de massa do terceiro estágio, entre  $550^\circ\text{C}$  e  $620^\circ\text{C}$ , indicaram que as fases carbonatadas estão presentes, predominantemente, na forma de  $\text{MgCO}_3$  (magnesita), evidenciado pelo seu estágio de degradação nesse intervalo de temperatura (Li et al., 2023). Vale dizer que, assim como nos difratogramas de DRX (nos quais não foram observados vestígios de fases de carbonato hidratado), nas medidas termogravimétricas também não foi possível identificar padrões de degradação associadas às fases de carbonato hidratado. Além disso, a quantidade de fase carbonatada ficou em torno de 1% nas amostras, independentemente do tipo de cura analisado.

A Tabela 4 apresenta as perdas de massa obtidas, a perda de massa total, a quantidade de  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  formado e o grau de hidratação.

Tabela 4 - Resultados de TG das pastas de  $\text{MgO}$  (curas S, A e W)

Pastas de $\text{MgO}$	Perda de massa (%)			Perda total (%)	$\text{Mg}(\text{OH})_2$ formado (%)	GH (%)
	Água livre	Desidrox. $\text{Mg}(\text{OH})_2$	Descarb. $\text{MgCO}_3$			
MgO_0,5_S	1,51	23,39	1,03	25,93	75,72	73,40
MgO_0,5_A	1,08	24,68	1,13	26,89	79,90	78,77
MgO_0,5_W	1,21	23,66	1,08	25,95	76,59	74,51

Fonte: próprio autor

As amostras apresentaram uma elevada formação de  $\text{Mg}(\text{OH})_2$ , na faixa de 75,72–79,90%. A menor quantidade de  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  e o menor grau de hidratação foram encontrados para a pasta  $\text{MgO}_0,5_S$  (75,72% e 73,40%, respectivamente), enquanto os maiores valores foram obtidos para a pasta  $\text{MgO}_0,5_A$  (79,90% e 78,77%, respectivamente). Tal fato pode ser atribuído ao maior tempo de exposição a água decorrente do processo de cura das amostras A e W, resultando em um maior grau de hidratação e uma maior formação de brucita (Li et al., 2023). Apesar disso, os valores de  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  (%) e GH (%) foram relativamente próximos para as pastas de  $\text{MgO}$ , independentemente do procedimento de cura.

É importante destacar que, apesar do alto teor de brucita, as amostras apresentaram baixa resistência e/ou fragmentação dos CPs (conforme será discutido

posteriormente na seção 4.2.1.5), o que indica que a hidratação do MgO por si só não é suficiente para fornecer uma resistência adequada para a mistura.

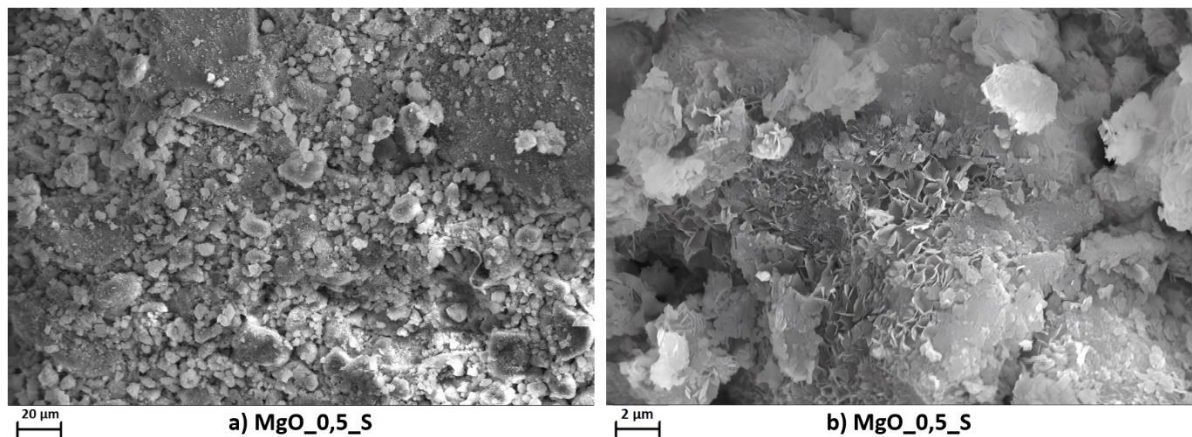
Além disso, observa-se que, mesmo aos 28 dias, a formação de brucita não atingiu 100%, indicando a presença de MgO não reagido, que também pode ser observada através dos ensaios de DRX. De acordo com Jin e Al-Tabbaa (2013), a decomposição da brucita pura apresenta um valor teórico de perda de massa de 30,87%, o que corresponde a um valor de formação de brucita de 99,9%, conforme a equação 17.

#### 4.2.1.3 MEV

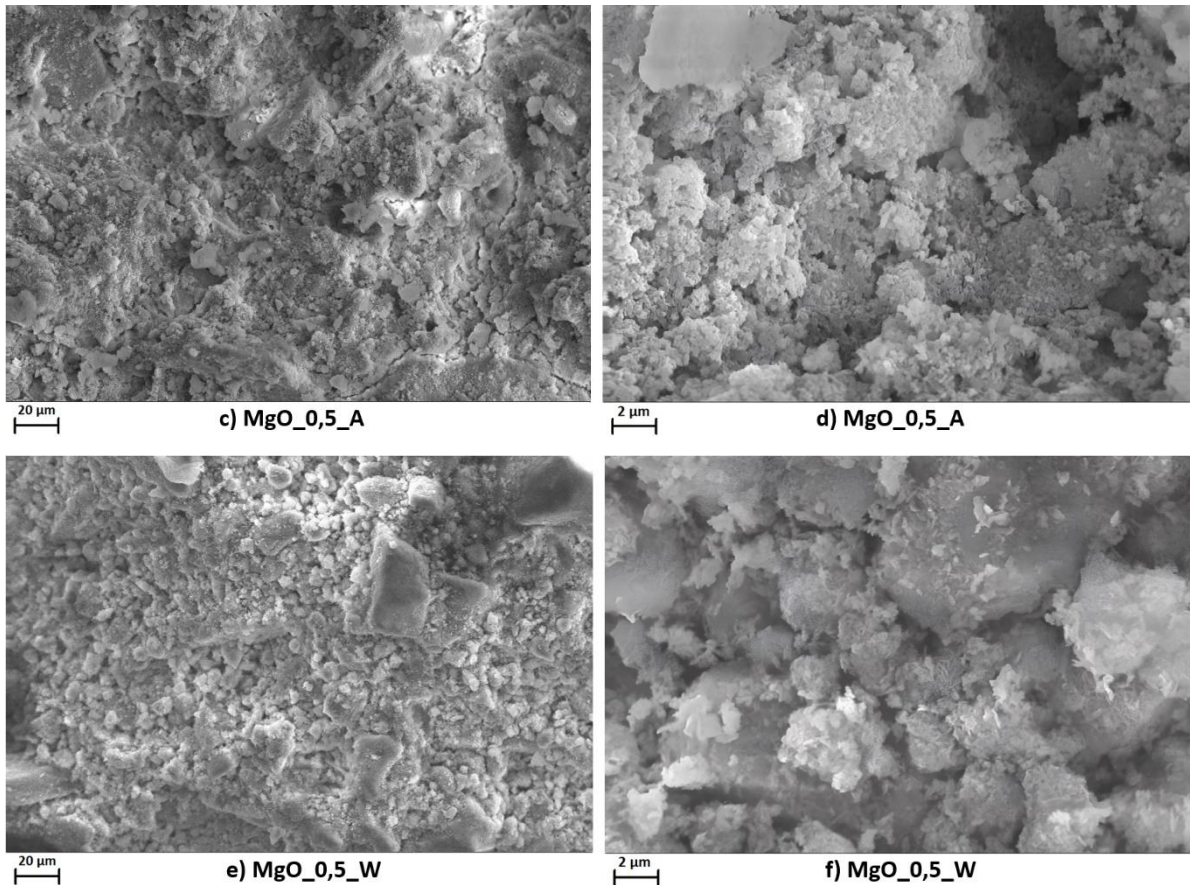
A Figura 20 mostra as imagens de MEV das fraturas das pastas de MgO em função do tipo de cura aos 28 dias. De modo geral, as amostras sob as três condições de cura (S, A e W) apresentaram uma superfície de fratura com um grande número de partículas irregulares (Figura 20 (a) a (f)), que podem estar relacionadas ao MgO não reagido, juntamente com partículas de  $Mg(OH)_2$  e carbonatos.

Figura 20 – MEV de pastas de MgO (1000x – esquerda) (10000x – direita)

(continua)



(conclusão)



Fonte: próprio autor

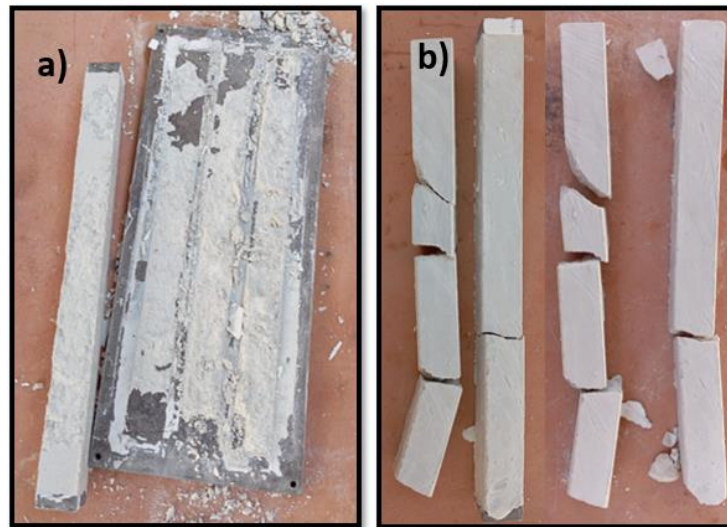
Também foi constatada uma microestrutura pouco conectada para as pastas de MgO sob as três condições de cura, o que se deve principalmente à formação segregada de produtos de hidratação e carbonatação dentro do espaço poroso (Li et al., 2023).

Além disso, para a cura S, observou-se o crescimento de cristais hexagonais em forma de lâmina, com tamanho em torno de 1–1,5 μm (Figura 20 (b)) no espaço poroso, característicos da fase  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  (Li et al., 2023), o que está de acordo com os resultados de DRX e TG, nos quais observou-se a presença dominante de brucita. Isso leva a uma redução da porosidade da matriz e, conseqüentemente, contribui para o desenvolvimento da resistência das amostras em cura selada, em consonância com os resultados de resistência à compressão das pastas de MgO (seção 4.2.1.5), nos quais somente a amostra de cura selada (MgO\_0,5\_S) obteve resistência suficiente para a realização dos ensaios.

#### 4.2.1.4 Determinação da variação dimensional (expansão linear)

Medidas para a pasta contendo apenas MgO (para posterior comparação com as pastas de MgO-CFB) não puderam ser realizadas devido à baixa resistência e a fragmentação dos CPs, conforme mostrado na Figura 21.

Figura 21 – Pastas de MgO após o desmolde: a) Sem vaselina; b) Com vaselina



Fonte: próprio autor

Foram avaliadas amostras sem e com aplicação de vaselina nas formas (Figura 21 (a) e Figura 21 (b), respectivamente); ainda que a vaselina tenha possibilitado o desmolde, posteriormente, ocorreu a ruptura dos CPs ao serem manuseados, inviabilizando assim a realização dos ensaios de expansão das pastas de MgO.

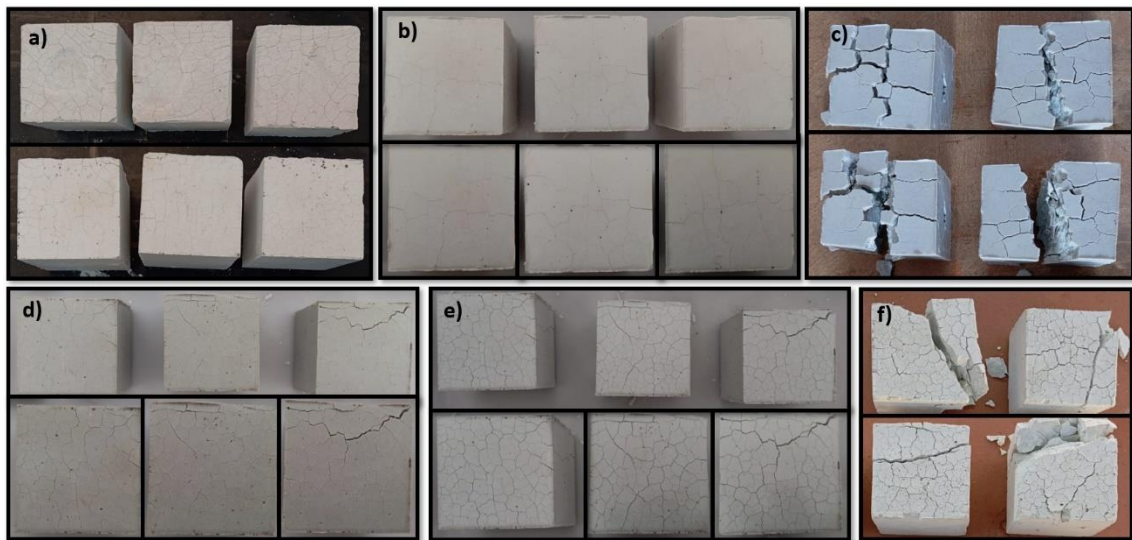
#### 4.2.1.5 Resistência à compressão axial

O ensaio de resistência à compressão para as pastas de MgO só foi possível de ser realizado para a cura selada (amostra MgO\_0,5\_S), apresentando baixa resistência ( $1,84 \pm 0,18 \text{ MPa}$ ) e microfissuras aos 28 dias; para as curas A e W, foi constatada a formação de fissuras e a fragmentação dos CPs com o manuseio, devido à baixa resistência mecânica, possivelmente agravada pelo período de cura em água, impedindo assim a realização dos ensaios.

No processo de hidratação do MgO, ocorre a formação da brucita (processo expansivo) e as pastas de MgO adquirem determinada resistência decorrente de um

processo físico de adensamento. A baixa resistência para as pastas de MgO está relacionada à alta expansão das amostras devido a fase cristalina volumosa formada (brucita), ocasionando na formação de fissuras, conforme evidenciado pela Figura 22.

Figura 22 - Amostras de MgO (resistência à compressão) em diferentes idades: a) MgO\_0,5\_S (28 dias); b) MgO\_0,5\_A (7 dias); c) MgO\_0,5\_A (14 dias); d) MgO\_0,5\_W (7 dias); e) MgO\_0,5\_W (14 dias); f) MgO\_0,5\_W (28 dias)



Fonte: próprio autor

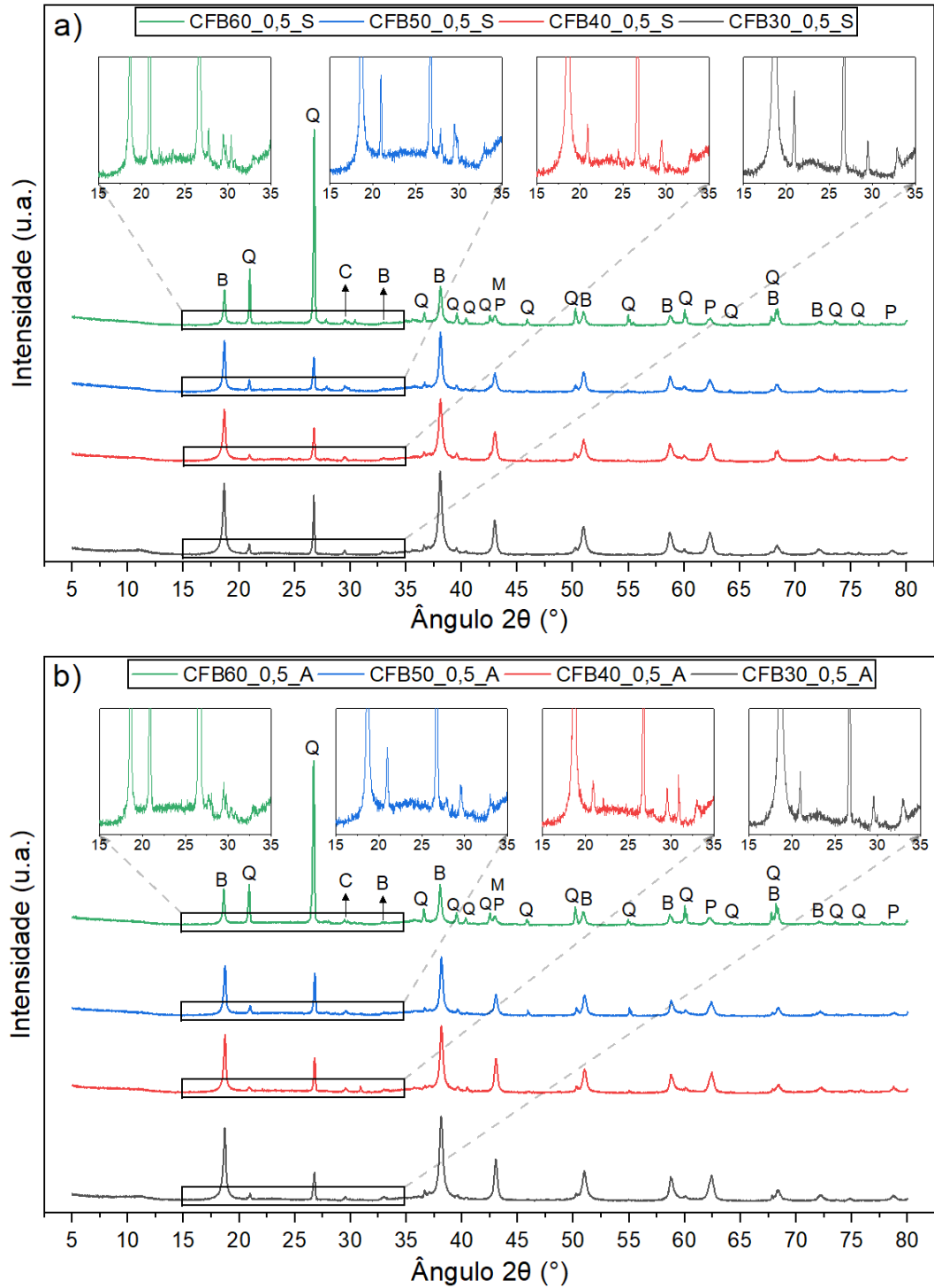
#### 4.2.2 Pastas de MgO-CFB

##### 4.2.2.1 DRX

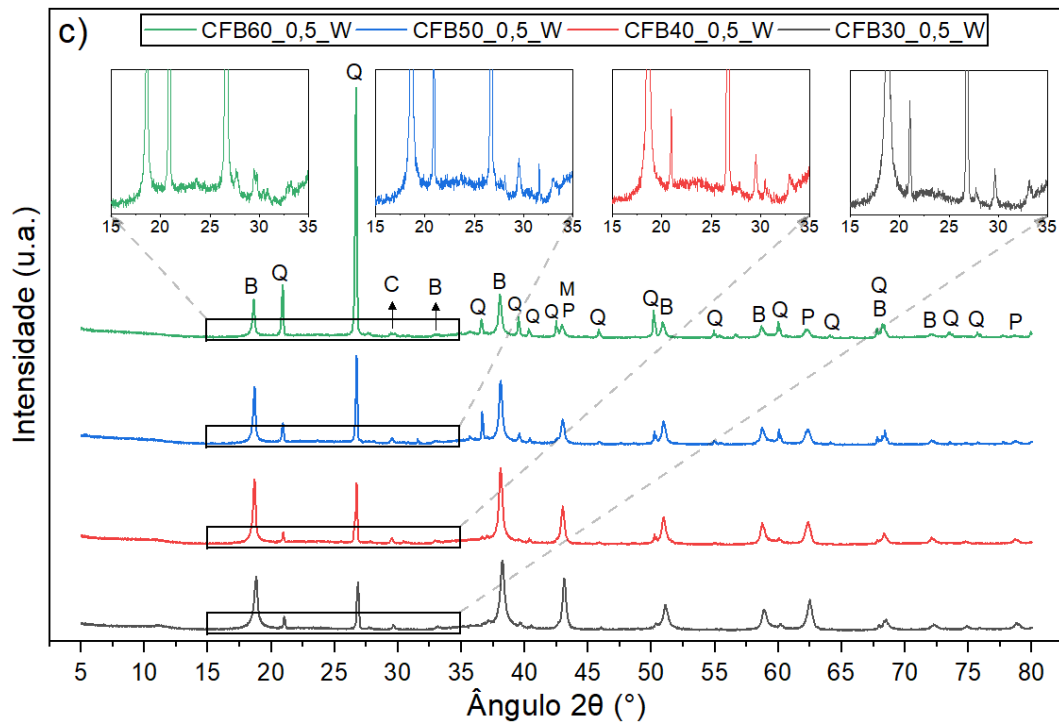
A Figura 23 apresenta os difratogramas de raios X para as pastas de MgO e CFB em função do tipo de cura assim como da quantidade de CFB para a idade de 28 dias. Pode-se observar, que independentemente do tipo de cura, bem como da variação da fração de CFB, as principais fases cristalinas identificadas referentes a hidratação do MgO permaneceram inalteradas. Assim como nas pastas de MgO, foi identificada a presença de MgO não hidratado (periclase) e brucita em todas as amostras com cinzas. Também foi possível observar a principal fase relacionada a CFB (quartzo), além da presença de fases carbonatadas, como o  $MgCO_3$  (decorrente da conversão incompleta do MgO) e a calcita ( $CaCO_3$ ). Os principais picos de periclase, localizados em  $2\theta = 43^\circ$  e  $62,3^\circ$ , indicam que a hidratação do MgO não foi completa para a idade de 28 dias (Sonat; Teo; Unluer, 2018).

Figura 23 - DRX das pastas de MgO-CFB aos 28 dias para as três curas analisadas: a) Selada (S); b) Ar-água (A); c) Água-ar (W). (P) Periclase – PDF Card [45-946], (B) Brucita – PDF Card [44- 1482], (M) Magnesita – PDF Card [80-42], (Q) Quartzo – PDF Card [46-1045], (C) Calcita – PDF Card [5-586]

(continua)



(conclusão)



Fonte: próprio autor

Também foram observadas maiores intensidades nos picos de quartzo nas amostras com 60% de CFB (CFB60\_0,5) em comparação às demais proporções avaliadas, relacionadas ao fato de tratar-se das misturas com o maior teor de cinzas.

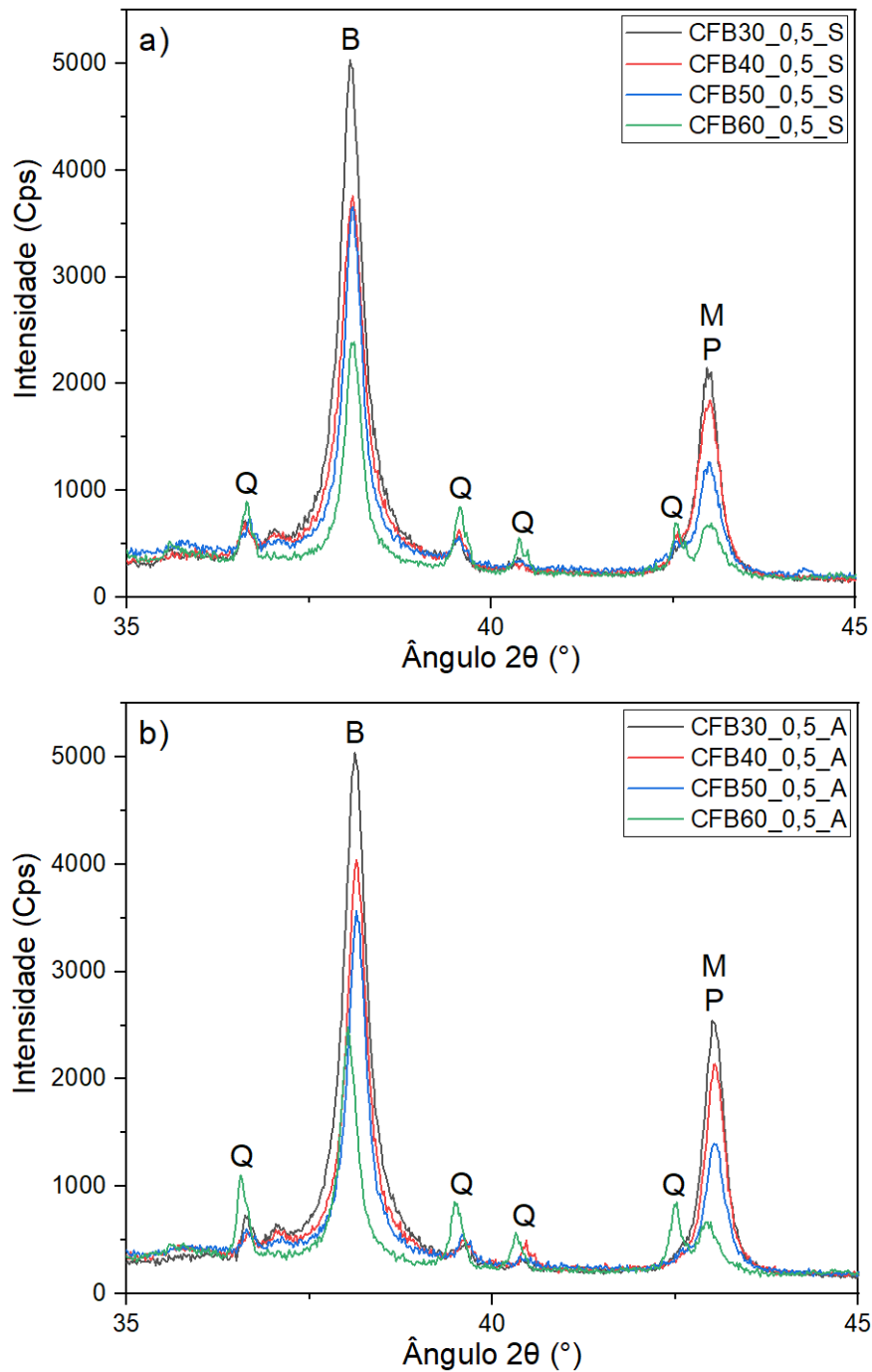
Ademais, as inserções na Figura 23 revelam um aumento do halo amorfo nos padrões de difração com o aumento de CFB para os três tipos de cura. Esse comportamento indica um aumento das fases amorfas, tanto devido à maior quantidade de cinzas presentes quanto à possível formação do M-S-H resultante da reação entre o  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  e o  $\text{SiO}_2$  amorfo, o que está em concordância com os picos largos atribuídos ao gel de M-S-H ( $2\theta = 20\text{--}30^\circ$  e  $\sim 35^\circ$ ) em estudos anteriores (Jin; Al-Tabbaa, 2013, 2014; Sonat; Teo; Unluer, 2018).

Na Figura 24 estão apresentadas as análises de DRX das pastas de MgO-CFB no intervalo de  $2\theta = 35\text{--}45^\circ$ . De modo geral, observou-se a redução da intensidade dos picos de periclase e de brucita com o aumento de CFB, independentemente do regime de cura. A redução gradual na intensidade do pico de difração da fase Periclase ( $2\theta = 43^\circ$ ) com o aumento de CFB (redução de MgO) para os três tipos de cura sugere um efeito de diluição do sistema (visto que a fase  $\text{MgCO}_3$  não apresenta alterações significativas com a variação do tipo de cura ou da quantidade de CFB, conforme será apresentado na seção 4.2.2.2). Ademais, embora fatores como a

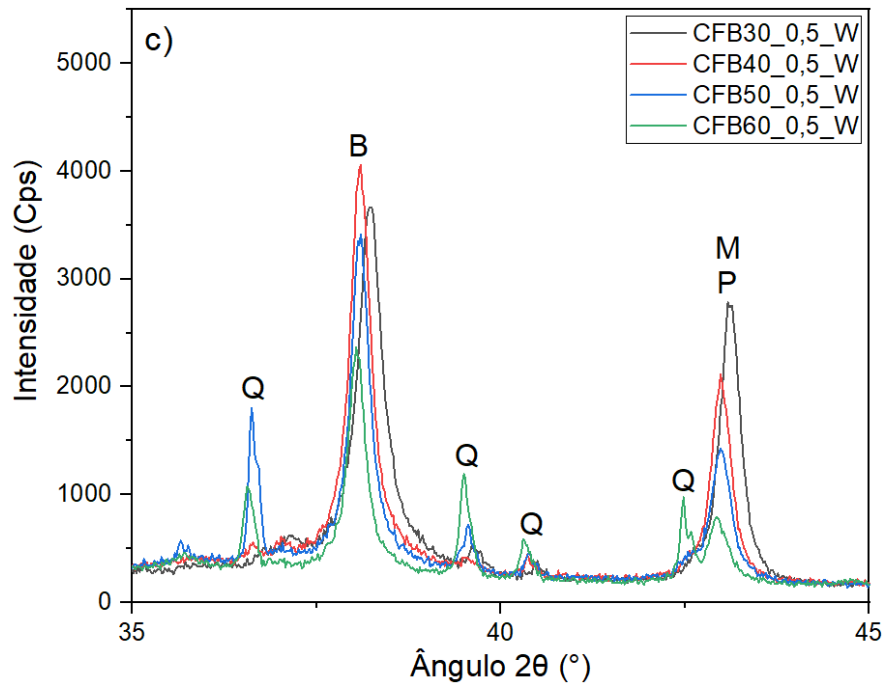
menor organização cristalina da brucita possa influenciar, a redução na intensidade dos picos de difração da fase Brucita ( $2\theta = 38,1^\circ$ ) com o aumento do teor de CFB é atribuída principalmente à redução do MgO decorrente da incorporação da CFB.

Figura 24 - DRX das pastas de MgO-CFB aos 28 dias em  $2\theta = 35-45^\circ$  para as três curas: a) Selada (S); b) Ar-água (A); c) Água-ar (W).

(continua)



(conclusão)

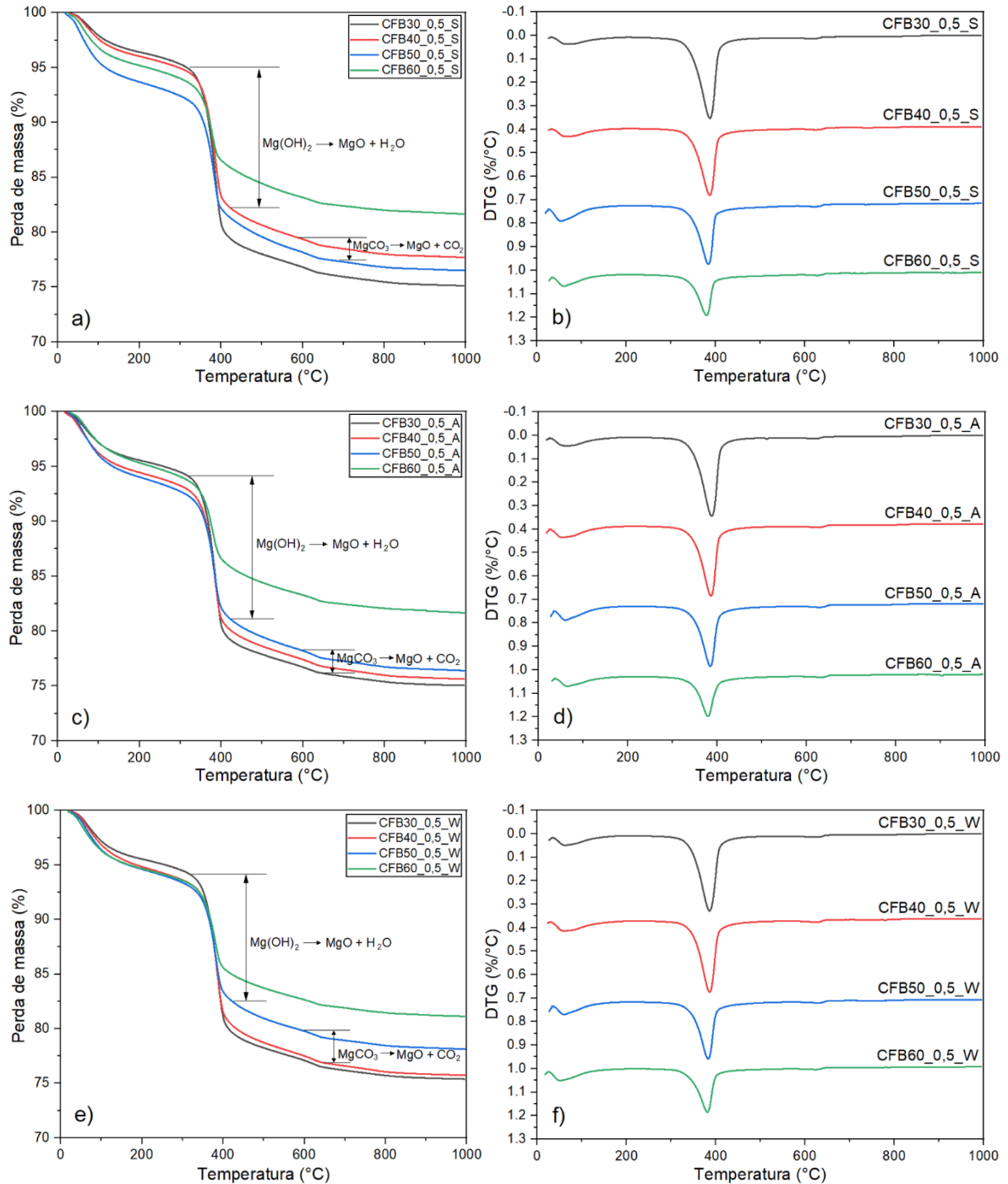


Fonte: próprio autor

#### 4.2.2.2 TG e DTG

A Figura 25 ilustra as curvas de TG e DTG das pastas de MgO-CFB aos 28 dias ( $w/b = 0,5$ ) em função da proporção de CFB e do tipo de cura. Foram identificados três principais estágios de perda de massa em todas as amostras. O primeiro, entre 30 à 150°C, corresponde predominantemente à perda de massa por desidratação do M-S-H (Mármol et al., 2016; Sonat; Teo; Unluer, 2018; Sonat; Unluer, 2019), formado a partir da adição de uma fonte contendo  $\text{SiO}_2$  amorfo (neste caso, a CFB). O segundo, entre 325 à 420°C, está associado, principalmente, à perda de massa por desidroxilação da brucita (Jin; Al-Tabbaa, 2014; Li et al., 2023; Sonat; Teo; Unluer, 2018). Já o terceiro estágio, entre 590 à 650°C, corresponde à perda de massa por descarbonatação da magnesita (Jin; Al-Tabbaa, 2013; Li et al., 2023). Desse modo, as principais fases hidratadas para este tipo de material são  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  e M-S-H.

Figura 25 - TG e DTG das pastas de MgO-CFB (28 dias) para as curas S, A e W



Fonte: próprio autor

Os resultados das perdas de massa para as pastas de MgO-CFB na idade de 28 dias para as três curas (S, A e W) estão apresentados na Tabela 5. As estimativas dos teores percentuais de  $\text{Mg(OH)}_2$  e água ligada foram feitas por meio das equações 17 e 19, respectivamente. Para a determinação do valor corrigido de água ligada, o percentual de água livre (para cada tipo de cura e teor de CFB) nas amostras de

pastas contendo somente MgO foi subtraído da perda de massa correspondente à faixa de 30 à 150°C (desidratação do M-S-H) nas pastas de MgO-CFB.

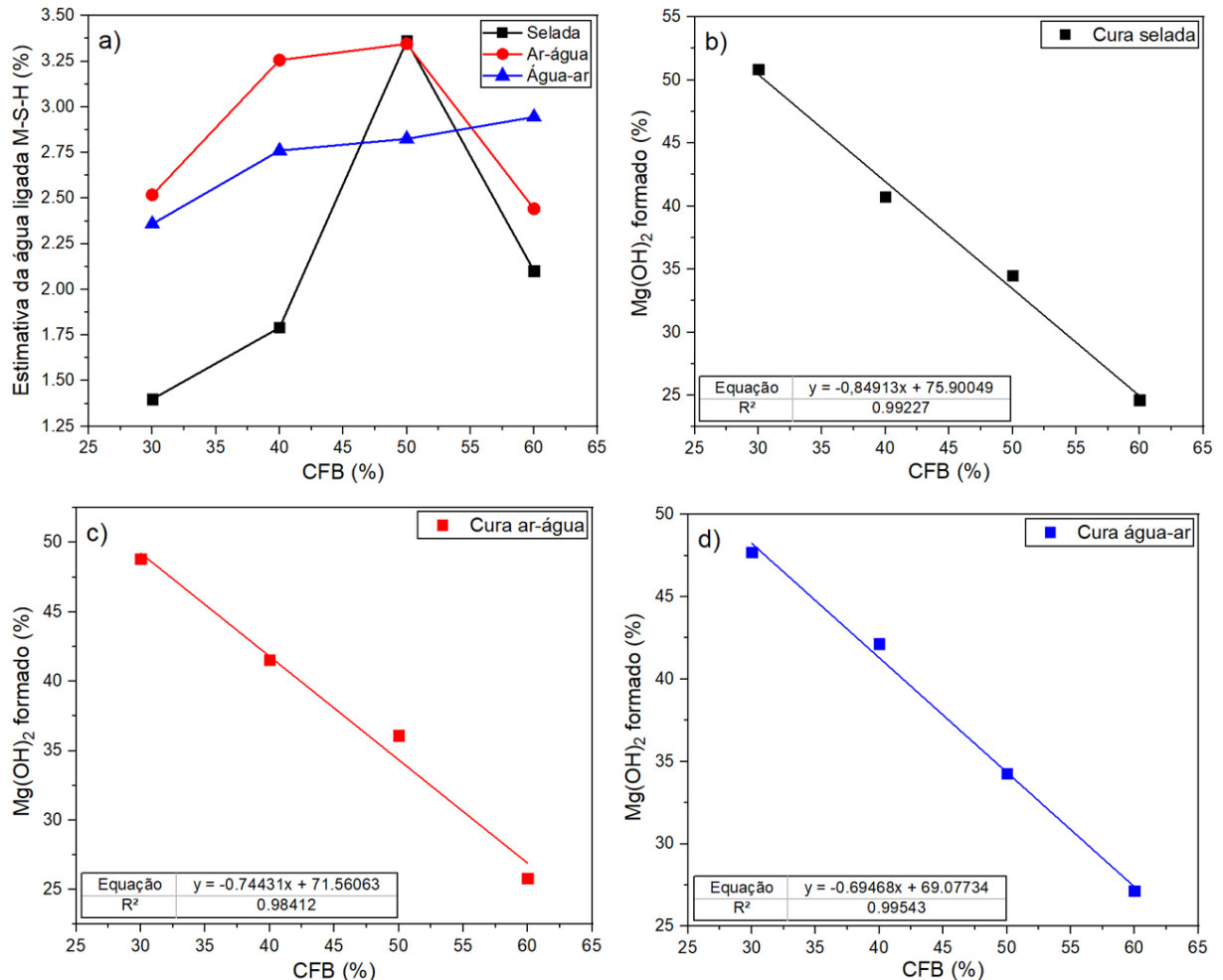
Tabela 5 - Perdas de massa para as pastas de MgO-CFB para a idade de 28 dias sob três condições de cura (S, A e W)

Amostras	Perda de massa (%)			Perda total (%)	Mg(OH) <sub>2</sub> formado (%)	Água ligada (%) (sem correção da água livre)	Água ligada (%) (corrigido)
	Desid. M-S-H	Desidrox. Mg(OH) <sub>2</sub>	Descarb. MgCO <sub>3</sub>				
MgO_0,5_S	-	23,39	1,03	25,93	75,72	-	-
MgO_0,5_A	-	24,68	1,13	26,88	79,90	-	-
MgO_0,5_W	-	23,66	1,08	25,95	76,59	-	-
CFB30_0,5_S	2,91	15,71	0,57	19,19	50,86	2,91	1,40
CFB40_0,5_S	3,31	12,59	0,55	16,45	40,76	3,31	1,79
CFB50_0,5_S	4,88	10,66	0,56	16,10	34,51	4,88	3,36
CFB60_0,5_S	3,62	7,61	0,49	11,71	24,64	3,62	2,10
CFB30_0,5_A	3,60	15,08	0,52	19,20	48,82	3,60	2,52
CFB40_0,5_A	4,34	12,83	0,52	17,69	41,53	4,34	3,26
CFB50_0,5_A	4,42	11,15	0,66	16,23	36,10	4,42	3,35
CFB60_0,5_A	3,52	7,98	0,52	12,02	25,82	3,52	2,44
CFB30_0,5_W	3,56	14,73	0,58	18,87	47,68	3,56	2,36
CFB40_0,5_W	3,97	13,02	0,56	17,55	42,15	3,97	2,76
CFB50_0,5_W	4,03	10,59	0,57	15,19	34,28	4,03	2,83
CFB60_0,5_W	4,15	8,39	0,40	12,94	27,15	4,15	2,95

Fonte: próprio autor

Em comparação às pastas de MgO (MgO\_0,5\_S, MgO\_0,5\_A e MgO\_0,5\_W), os resultados obtidos indicam que a adição da CFB promoveu a formação do M-S-H. O aumento do teor de água quimicamente ligada com o aumento da proporção de cinzas para os três tipos de cura, especialmente até 50% de CFB, é atribuído principalmente à formação da fase hidratada M-S-H, devido à maior disponibilidade de SiO<sub>2</sub>, bem como a sua reação com o Mg(OH)<sub>2</sub> para a formação do gel de M-S-H. Esse comportamento está em concordância com estudos anteriores para teores de até 50% de CFB (Mármol et al., 2016). Já em frações elevadas de cinzas (pastas com 60% de CFB), o efeito de diluição predomina sobre o efeito pozolânico de conversão da brucita, resultando em uma redução do teor de água ligada, que pôde ser observado principalmente para as curas S e A, conforme a Tabela 5 e a Figura 26 (a).

Figura 26 - a) Estimativa da água quimicamente ligada para as curas S, A e W. Percentual de  $Mg(OH)_2$  constituído em relação ao teor de CFB para as curas (b) S, (c) A e (d) W, respectivamente



Fonte: próprio autor

Ademais, na Tabela 5 e na Figura 26 notavelmente percebe-se que, independentemente do tipo de cura, o aumento da proporção de CFB nas pastas ocasionou a diminuição gradual do teor de  $Mg(OH)_2$ . Esse comportamento pode ser explicado por dois fatores concomitantes: o primeiro está relacionado à redução do teor de  $MgO$  na mistura; já o segundo se relaciona a uma maior conversão do  $Mg(OH)_2$  decorrente da maior disponibilidade de  $SiO_2$ . Contudo, as Figura 26 (b), (c) e (d) evidenciam uma relação linear consistente entre a porcentagem de brucita formada e o teor de CFB na mistura quando comparadas com a Figura 26 (a), apresentando coeficientes de determinação muito próximos de 1 (em torno de 0,98 a 0,99), o que sugere que o fator predominante para o aspecto analisado é a redução do  $MgO$  decorrente da incorporação da CFB.

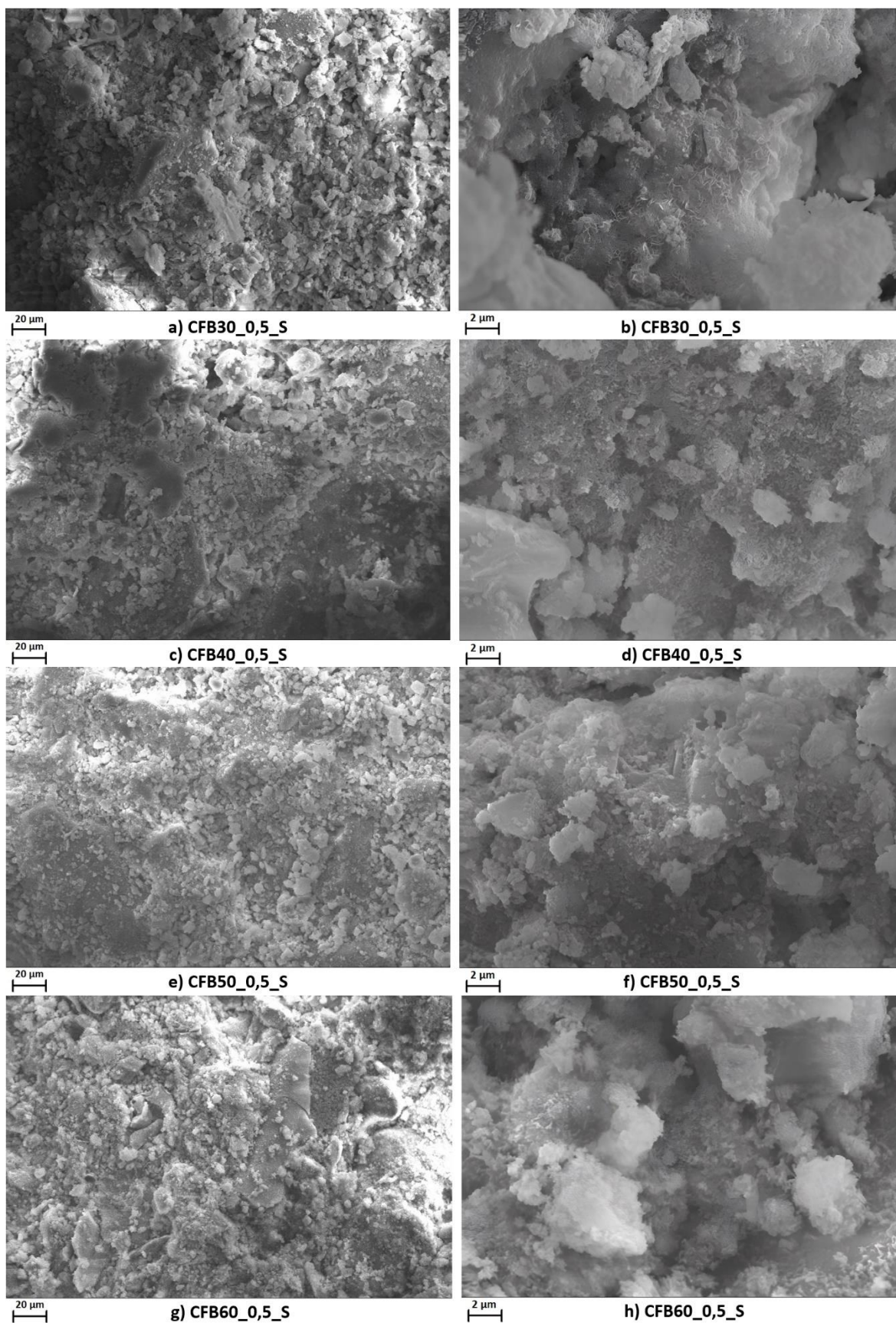
#### 4.2.2.3 MEV

As Figuras 27, 28 e 29 ilustram as imagens de MEV das pastas de MgO-CFB aos 28 dias, em função da proporção de CFB e do tipo de cura.

Assim como nas pastas de MgO, observou-se uma superfície de fratura com um grande número de partículas irregulares para as amostras de MgO-CFB sob as três condições de cura (S, A e W), relacionadas ao MgO não reagido e/ou partículas de  $Mg(OH)_2$  e carbonatos (Li et al., 2023). Além disso, de modo geral, nas Figuras 27, 28 e 29 para as magnitudes de 1000x (imagens à esquerda), foi possível verificar uma estrutura turva, semelhante a um gel, que pode ser atribuída à formação parcial de M-S-H (Sonat; Unluer, 2019), corroborando com os resultados de DRX e TG para as pastas de MgO-CFB, nos quais foi constatada a presença de M-S-H.

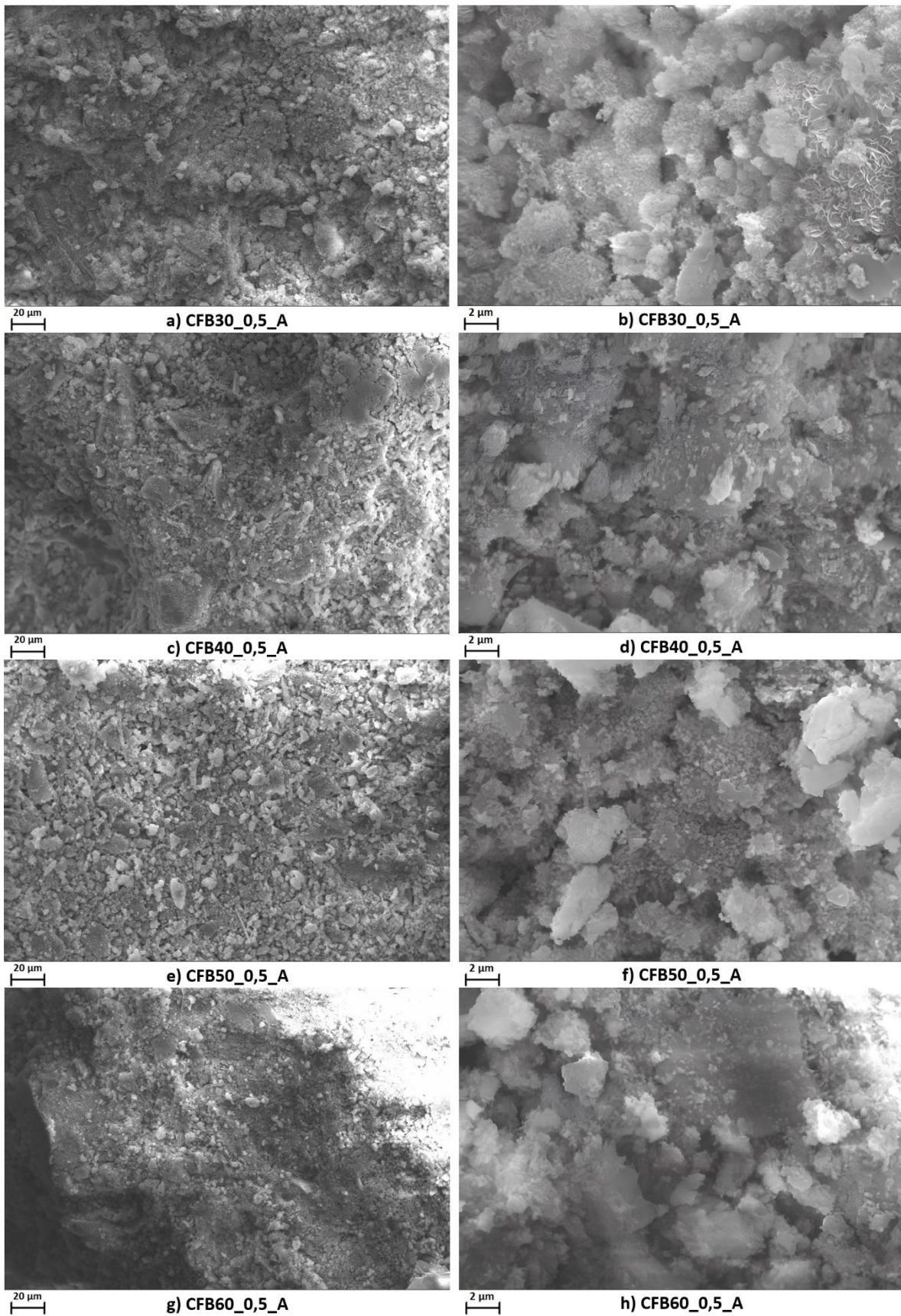
Nas pastas com o menor teor de CFB (ou seja, com a maior proporção de MgO) e curas S e A (amostras CFB30\_0,5\_S e CFB30\_0,5\_A), foi verificada a presença de cristais em forma de lâmina com tamanho em torno de 1–1,5  $\mu m$  e estruturas de formato esponjoso, características do  $Mg(OH)_2$  (Figura 27 (b) e Figura 28 (b), respectivamente). Além disso, para uma mesma cura, as proporções “intermediárias” de CFB, ou seja, as pastas com 40% e 50% de CFB (CFB40\_0,5 e CFB50\_0,5) apresentaram partículas mais densamente compactadas em comparação com as demais proporções, especialmente para as curas alternadas A e W (Figura 28 (c) e (e) e Figura 29 (c) e (e)), o que indica uma melhoria na matriz. No entanto, a concentração de  $CO_2$  não foi suficiente para uma formação perceptível de CMHs em nenhuma amostra analisada (o que já era esperado devido à baixa concentração de  $CO_2$  para os três tipos de cura estudados), em concordância com os resultados de DRX e TG.

Figura 27 – MEV das pastas de MgO-CFB para a cura selada (1000x – esquerda)  
(10000x – direita)



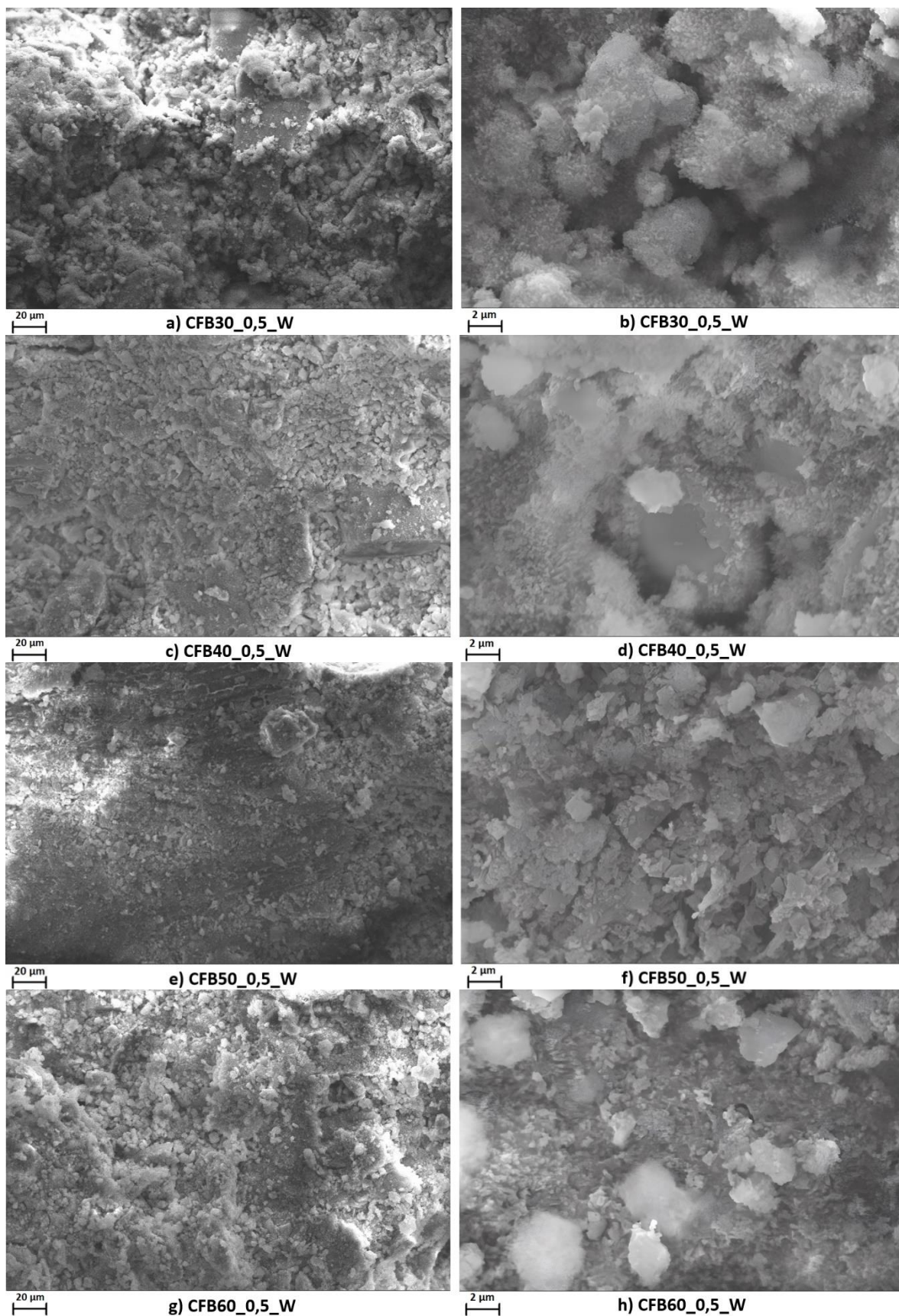
Fonte: próprio autor

Figura 28 – MEV das pastas de MgO-CFB para a cura ar-água (1000x – esquerda)  
(10000x – direita)



Fonte: próprio autor

Figura 29 – MEV das pastas de MgO-CFB para a cura água-ar (1000x – esquerda)  
(10000x – direita)

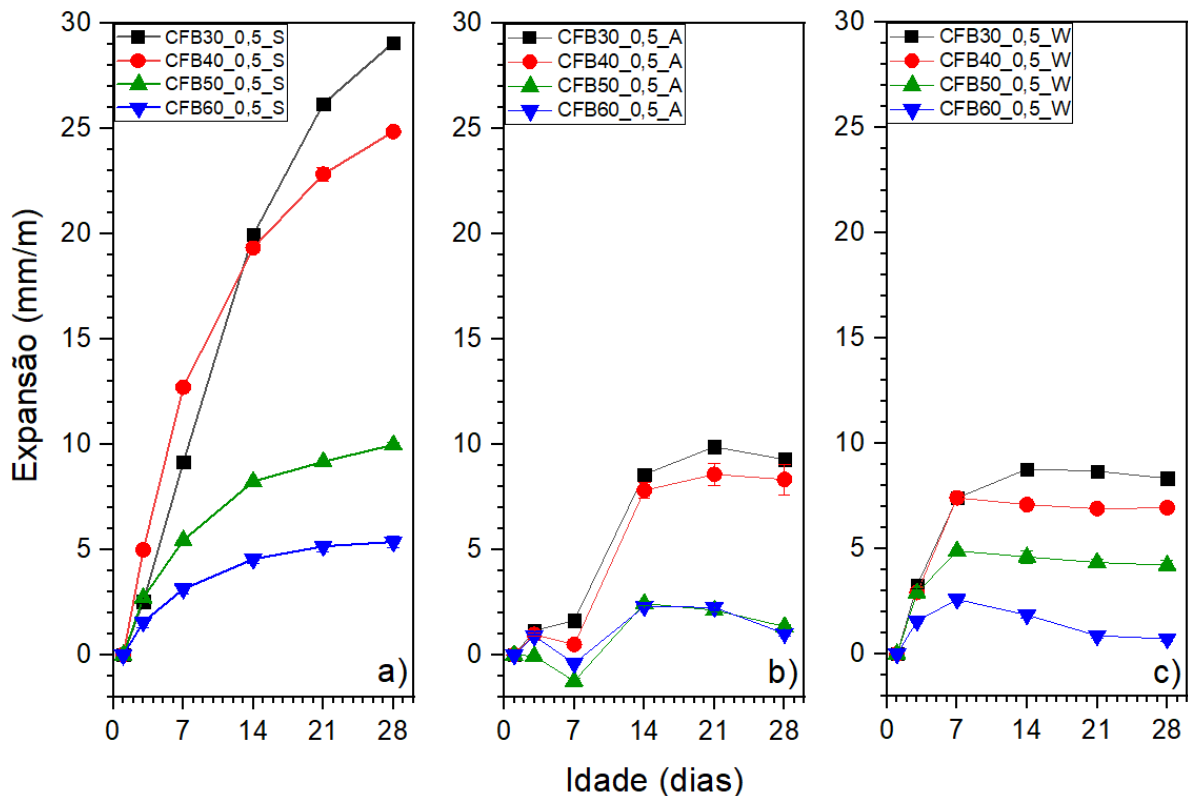


Fonte: próprio autor

#### 4.2.2.4 Determinação da variação dimensional (expansão linear)

A Figura 30 apresenta os resultados de expansão das pastas de MgO e CFB em função das idades de teste, considerando os diferentes tipos de cura (S, A e W) e proporções de CFB (30%, 40%, 50% e 60%), com  $w/b = 0,5$ . De modo geral, o aumento de CFB nas formulações resultou em uma redução significativa da expansão para os três tipos de cura, promovendo uma menor formação de trincas e fissuras. Esse efeito está relacionado principalmente à redução da proporção de MgO (aumento de CFB) nas misturas e, conseqüentemente, à menor formação de brucita (principal responsável pela expansão de aglomerantes à base de MgO).

Figura 30 - Expansão das pastas de MgO-CFB para as curas: a) S; b) A; c) W



Fonte: próprio autor

As amostras exibiram um comportamento de expansão crescente ao longo do tempo, especialmente para a cura selada, cujas pastas alcançaram valores de aproximadamente 29,1 mm/m e 24,9 mm/m aos 28 dias para as proporções com 30% e 40% de CFB (CFB30\_0,5\_S e CFB40\_0,5\_S), respectivamente. Tal fato está relacionado principalmente ao aumento da formação de brucita (fase de natureza

expansiva) em misturas com menores proporções de CFB (maiores teores de MgO), conforme evidenciado pelos resultados de DRX (Figura 24) e TG (Tabela 5).

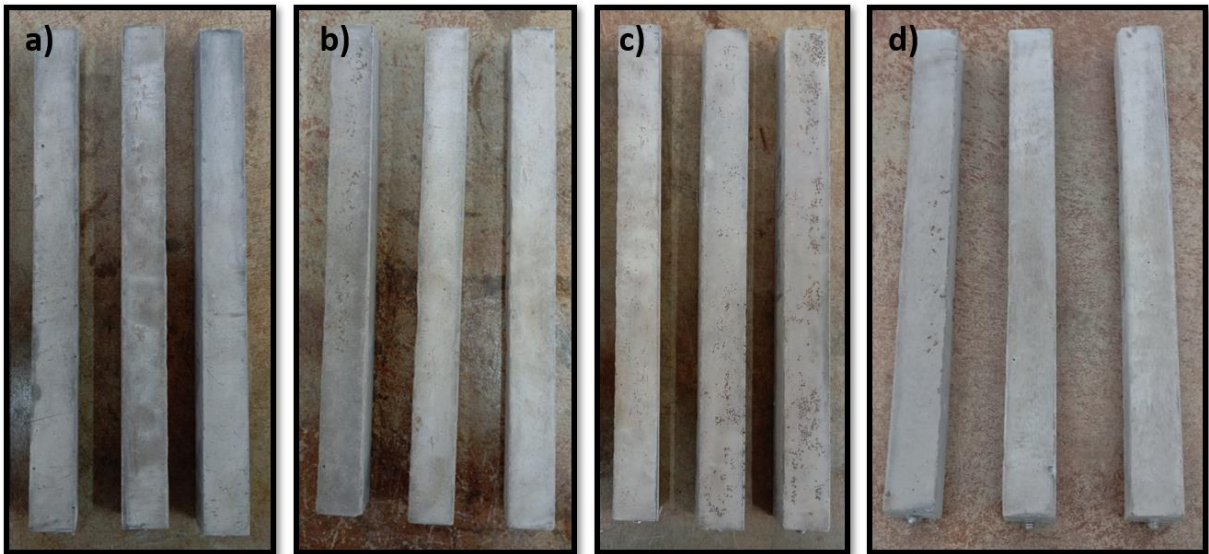
Contudo, as pastas de MgO-CFB sob os regimes de cura A e W apresentaram menores expansões para todas as proporções comparativamente com as amostras de cura S. Esse comportamento pode ser atribuído possivelmente às maiores formações de M-S-H, considerando uma mesma proporção de CFB, para as curas A e W em relação à cura S, pois o M-S-H é uma fase estável e com baixo potencial de expansão. Tal observação está em conformidade com os maiores teores de água quimicamente ligada (relacionada à formação da fase hidratada M-S-H) obtidos para as curas A e W nas análises de TG.

No entanto, os baixos valores de água ligada observados nas medidas de TG sugerem outra possível explicação. Na condição selada, a ausência de troca de umidade com o ambiente e a limitação da quantidade de água para hidratação sugere a formação de uma porosidade menor que nos outros tipos de cura; neste caso, os produtos de reação precipitam em um volume restrito, havendo um volume menor de crescimento. Neste cenário, o crescimento de fases como a brucita promove tensões internas altas, produzindo maior fissuração e expansão física. Já nas amostras com cura A e W, a expansão é menor em relação à cura S, fato originado pela provável maior porosidade decorrente da “oferta” de água. Neste caso, os espaços de precipitação e crescimento de fases como a brucita é maior, reduzindo tensões internas e processos de expansão. Em alguns casos, a depender da alternância processo de cura, observam-se até mesmo processos de retração.

Entretanto, apesar da menor expansão em comparação com a cura S (cujos CPs não apresentaram fissuras e nem entortamento – Figura 31), as amostras de cura A desenvolveram fissuras evidentes a partir da idade de 14 dias, assim como um pequeno entortamento dos CPs, conforme mostrado na Figura 32. Essas fissuras observadas podem estar associadas à penetração de água em direção às superfícies de MgO não hidratadas, que, em durações mais longas de cura, podem ocasionar hidratação adicional, resultando no início de fissuras devido à natureza expansiva da formação de brucita (Sonat; Unluer, 2019).

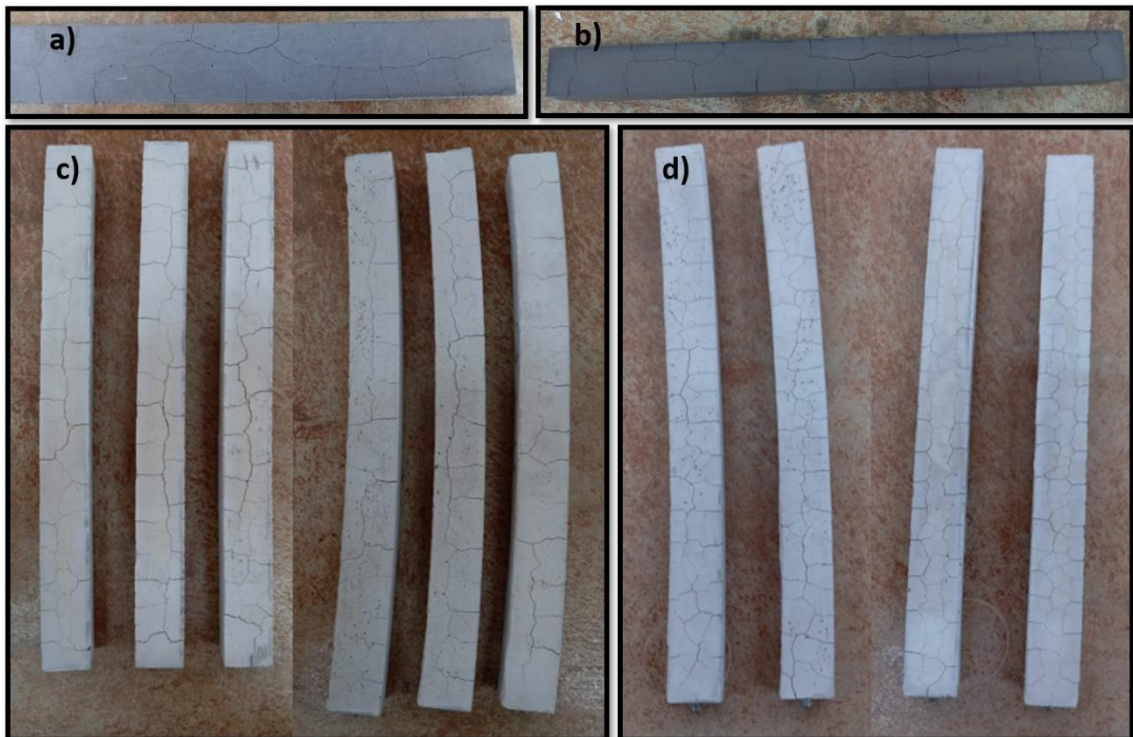
As amostras de cura W com 30% e 40% de CFB também apresentaram microfissuras, porém, diferentemente da cura A, foram pouco visíveis mesmo para a idade de 28 dias (Figura 33).

Figura 31 – Cura selada (S) para a idade de 28 dias: a) CFB30\_0,5\_S; b) CFB40\_0,5\_S; c) CFB50\_0,5\_S; d) CFB60\_0,5\_S



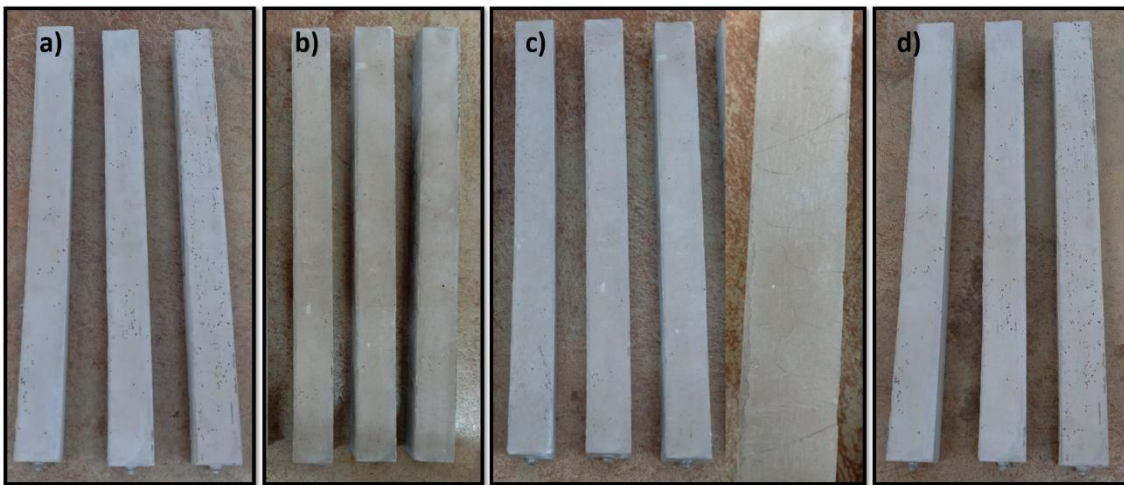
Fonte: próprio autor

Figura 32 - Cura ar-água (A): a) CFB30\_0,5\_A (14 dias); b) CFB40\_0,5\_A (14 dias); c) CFB30\_0,5\_A (28 dias); d) CFB40\_0,5\_A (28 dias);



Fonte: próprio autor

Figura 33 - Cura água-ar (W): a) CFB30\_0,5\_W (14 dias); b) CFB40\_0,5\_W (14 dias); c) CFB30\_0,5\_W (28 dias); d) CFB40\_0,5\_W (28 dias);

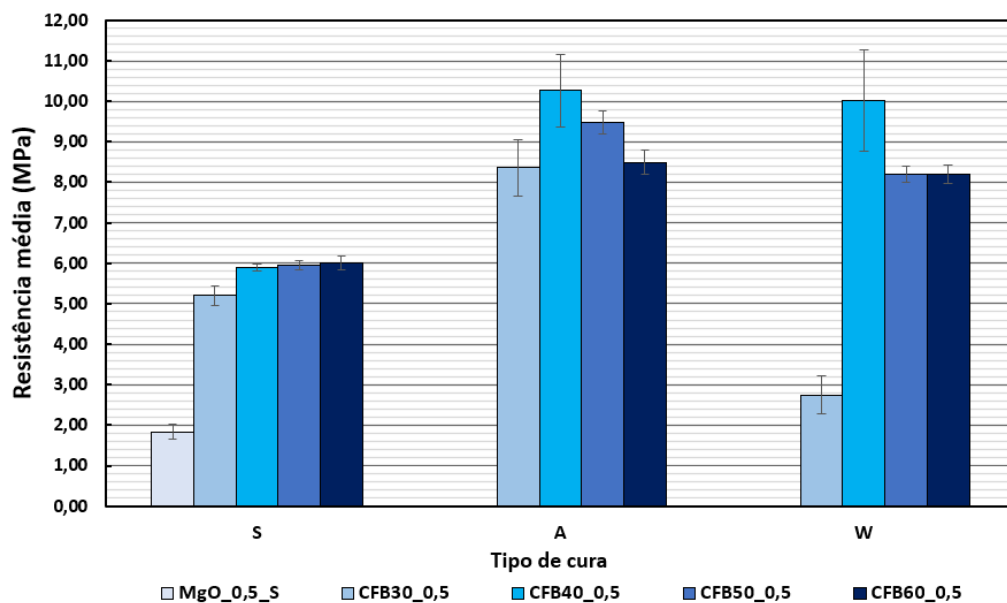


Fonte: próprio autor

#### 4.2.2.5 Resistência à compressão axial

A Figura 34 apresenta os dados de resistência mecânica a compressão axial para a pasta de MgO submetida ao procedimento de cura S, assim como os valores de resistência à compressão das pastas de MgO-CFB aos 28 dias, em função do tipo de cura, com  $w/b = 0,5$ .

Figura 34 - Resistência à compressão da pasta de MgO (cura S) e das pastas de MgO-CFB para três tipos de cura (S, A e W) na idade 28 dias e razão  $w/b = 0,5$



Fonte: próprio autor

A partir da adição da CFB, observou-se um aumento significativo na resistência mecânica das amostras, independentemente do procedimento de cura adotado. Anteriormente, nos ensaios realizados com as pastas contendo apenas MgO, somente a amostra submetida ao procedimento de cura S apresentou resistência mecânica suficiente para permitir o manuseio e, conseqüentemente, a realização do ensaio. Já para as amostras contendo CFB, todas as composições apresentaram resistência adequada, possibilitando a execução dos ensaios mecânicos

Esse incremento na resistência é atribuído principalmente à formação do M-S-H e menor expansão linear, conforme evidenciado pelas análises de DRX e TG e medidas de expansão linear, a partir do consumo da brucita, garantindo a formação de uma matriz mais coesa e, assim, uma maior resistência mecânica ao sistema (Kumar et al., 2020; Sonat; Dung; Unluer, 2017; Sonat; Unluer, 2019). Além disso, conforme os resultados de TG, a menor quantidade de brucita (de caráter expansivo) nas pastas de MgO-CFB em relação às pastas de MgO promove uma tendência de menor formação de trincas e fissuras, contribuindo para a melhoria do desempenho mecânico.

Com exceção da amostra CFB30\_0,5\_S, as pastas de MgO-CFB para a cura S apresentaram resistências à compressão da ordem de 6 MPa, o que representa um aumento superior a 200% em comparação à pasta contendo somente MgO (MgO\_0,5\_S). Ademais, para as curas A e W, a resistência mecânica axial tende a sofrer um aumento com o acréscimo da proporção de CFB até 40%, especialmente para a cura W, na qual foi constatado um aumento em torno de 264% em relação à pasta com 30% de CFB. O maior valor de resistência a compressão foi obtido para a amostra CFB40\_0,5\_A, atingindo  $10,27 \pm 0,90$  MPa, representando acréscimos de aproximadamente 22,70%, 8,33% e 20,96% em relação às pastas curadas na mesma condição (cura A) com 30, 50 e 60% de CFB, respectivamente.

Cabe destacar que a formação de M-S-H pode ser dificultada/limitada pela disponibilidade de brucita e sílica dissolvida nas misturas (Jin; Al-Tabbaa, 2014), o que pode explicar os desempenhos levemente inferiores para as pastas com 30% e 60% de CFB em relação às proporções intermediárias (CFB40\_0,5 e CFB50\_0,5).

O Quadro 8 apresenta os valores de resistência à compressão (em MPa) dos principais trabalhos encontrados na literatura baseados em pastas de MgO (Li et al., 2023) empregando as curas analisadas no presente estudo, bem como pastas de MgO com fontes de SiO<sub>2</sub> (SA, metacaulim, CCA e MS) para a mesma idade desta

pesquisa (28 dias). Os valores de resistência a compressão das pastas de MgO com CFB deste estudo estão em concordância com os dados obtidos por Jin e Al-Tabbaa (2014), que também observaram resistências baixas para as amostras.

Quadro 8 – Resultados de resistência à compressão de alguns trabalhos encontrados na literatura para pastas de MgO e de MgO-SiO<sub>2</sub>

Artigo	Materiais das pastas	MgO/SiO <sub>2</sub>	w/b	Tipo de cura	Resistência 28 d (MPa)
(Li et al., 2023)	MgO	-	0,60	Ar (0,04% CO <sub>2</sub> , 23°C e 65% UR)	7,3
				Água (23 °C)	13,7
				Ciclos úmido-seco (7 dias em água e 7 dias em ar)	18,3
				Selada (23°C)	2,5
(Shah; Scott, 2021)	MgO e SA	60/40	0,50	Armazenada a 20°C e 65% de UR	36
		50/50	0,50		28
		60/40	0,60		18
	MgO e metacaulim	60/40	0,50		38
		50/50	0,50		42
		60/40	0,60		23
(Sonat; Unluer, 2019)	MgO e CCA cristalina	50/50	0,55	Selada (28±2°C e UR de 90±5%)	10
	MgO e CCA amorfa				33
	MgO e MS				41
(Sonat; Dung; Unluer, 2017)	MgO e MS	40/60	0,50	Selada (30±2°C e UR de 95±5%)	50,4
				Ambiente (30±2°C e UR de 60±5%)	40
				Submersa a 30°C	41,5
				Submersa a 60°C	35
				Estufa a 60°C	27
(Mármol et al., 2016)	MgO e MS	80/20	0,50	Selada em câmara úmida (95% de UR)	50,9
		70/30			71,4
		60/40			71,8
		50/50			55,5
(Jin; Al-Tabbaa, 2014)	MgO menos reativo e MS	85/15	0,59	Submersa em água deionizada	1,5
		70/30	0,70		5,5
		50/50	0,79		9
	MgO mais reativo e MS	85/15	0,62		8,5
		70/30	0,73		5,5
		50/50	0,87		10,5
	MgO mais reativo e farinha de sílica	50/50	0,40		2

Fonte: próprio autor

De modo geral, assim como observado neste trabalho para as pastas de MgO com CFB, concentrações de SiO<sub>2</sub> superiores a 40% promoveram uma tendência de redução da resistência mecânica. Tal comportamento pode estar relacionado, principalmente, à presença de M-S-H com MgO não reagido e brucita em misturas com alto teor de MgO, ou o acúmulo de sílica não reagida para baixas relações de Mg/Si (Nied et al., 2016; Sonat; Unluer, 2017), além do possível efeito de diluição do sistema, que tende a promover uma redução natural da resistência das pastas devido a menor quantidade de MgO, atuando também no aumento da quantidade de água livre no sistema e, conseqüentemente, da porosidade das amostras.

Li et al. (2023) investigaram pastas de MgO submetidas a quatro regimes de cura diferentes e constataram baixa resistência mecânica em condições seladas, indicando a necessidade de contato com o ar ou CO<sub>2</sub> para o desenvolvimento de resistência. Para isso, as amostras foram curadas ao ar, em água e ciclos úmido-seco, sendo notada uma melhoria significativa na resistência à compressão aos 28 dias, especialmente para as pastas em ciclos úmido-seco (18,3 MPa) quando comparadas às amostras com cura ao ar (7,5 MPa) ou selada (2,5 MPa). Tal comportamento foi atribuído ao fato que, em condições seladas, a hidratação resultou na formação de brucita altamente cristalina e pouco coesa, com ganho de resistência praticamente nulo. Já os regimes de cura com elevada umidade, como as curas em água e em ciclos úmido-seco, contribuíram para a melhoria do grau de reação e da hidratação do MgO e estimularam significativamente a formação de produtos de hidratação e carbonatação com caráter aglutinante, o que promoveu a densificação microestrutural e o aumento da resistência, evidenciando assim o potencial e os benefícios da incorporação de ciclos úmido-seco em sistemas à base de MgO.

Ademais, no estudo de Sonat e Unluer (2019), o desenvolvimento limitado de resistência da mistura com o MgO e a CCA cristalina foi associado à baixa reatividade da sílica cristalina com as fases de Mg, resultando em pouca ou nenhuma formação de produtos de hidratação além da brucita, a qual confere resistência limitada à amostra. Em contrapartida, a CCA amorfa atua como um material de enchimento e favorece a formação de uma matriz densa e de M-S-H, contribuindo significativamente para o ganho de resistência. Esses resultados evidenciam a importância da forma reativa de SiO<sub>2</sub> no desempenho mecânico em aglomerantes à base de MgO.

Vale ressaltar que, mesmo para proporções e materiais semelhantes (como as pesquisas de MgO e MS (também chamada de SA)), a resistência varia

substancialmente entre os estudos, o que reflete a influência de fatores como origem e tipo do MgO e condições de calcinação, reforçando a variabilidade das propriedades do MgO comercial (Jin; Al-Tabbaa, 2013; Li et al., 2017; Nobre et al., 2020).

## 5 CONCLUSÕES

Os resultados mostraram que as resistências à compressão das pastas de MgO e CFB foram significativamente superiores às pastas contendo somente MgO, que demonstraram baixa resistência e alta fragilidade. A melhoria da resistência mecânica se deveu, principalmente, à incorporação da CFB, que promoveu a formação de M-S-H, a partir da conversão da brucita ( $Mg(OH)_2$ ) e sua reação com o  $SiO_2$ , o que está de acordo com os ensaios de DRX (presença de banda amorfa entre  $2\theta = 15^\circ$  e  $45^\circ$ ) e TG (perda de massa associada à desidratação do M-S-H).

Foi verificada uma tendência de redução na resistência nas pastas com teores de CFB acima de 40%, possivelmente relacionado ao efeito de diluição do sistema, devido à menor quantidade de MgO nas amostras. Além disso, as curas A e W apresentaram melhor desempenho mecânico em relação à cura S, resultado que pode estar associado à maior formação de M-S-H, conforme as análises de TG, e à melhoria da hidratação do MgO em regimes de cura com elevado teor de água, que favorece uma maior formação de produtos de hidratação e promove uma densificação final da microestrutura decorrente de maior espaço para crescimento de fases, e conseqüentemente menores tensões internas e aumento da resistência mecânica. O maior valor de resistência à compressão foi obtido para a amostra CFB40\_0,5\_A aos 28 dias ( $10,27 \pm 0,90 MPa$ ). Entretanto, a baixa concentração de  $CO_2$  nas curas S, A e W não favoreceu uma formação perceptível de CMHs, conforme evidenciado pelas análises de DRX e MEV, contribuindo para o desenvolvimento limitado de resistência mecânica das pastas.

Além disso, o aumento do teor de CFB reduziu a expansão ao longo do tempo associada à hidratação tardia do MgO, principalmente devido à maior formação de M-S-H e à redução do teor de MgO (relacionada à diminuição da formação de brucita, conforme as análises de TG), promovendo um comportamento mais controlado de expansão, adequado para aplicações que exigem baixa deformação.

Dessa forma, os resultados confirmam o potencial de ciclos úmido-seco como cura alternativa à carbonatação, bem como da CFB como uma fonte alternativa de  $SiO_2$  amorfo em aglomerantes à base de MgO, promovendo melhoria nas propriedades mecânicas e controle de expansão, além do aproveitamento de resíduos e da redução de impactos ambientais e de custos, contribuindo assim para o desenvolvimento de aglomerantes alternativos mais sustentáveis e eficientes.

## 6 TRABALHOS FUTUROS

A fabricação do MgO pode ser estudada, a partir de fontes contendo magnésio (Mg), tais como brucita (hidróxido de magnésio ou  $Mg(OH)_2$ ) e magnesita ( $MgCO_3$ ) (conforme as equações 1 e 3, respectivamente), com a calcinação em menores temperaturas (700–1000°C) e em condições controladas, de modo a produzir um material mais homogêneo e mais reativo, visando proporcionar a melhoria nas propriedades mecânicas.

## REFERÊNCIAS

- ABDEL-GAWWAD, H. A. *et al.* Towards a clean environment: The potential application of eco-friendly magnesia-silicate cement in CO<sub>2</sub> sequestration. **Journal of Cleaner Production**, v. 252, p. 119875, 10 abr. 2020.
- AHMAD, M. R. *et al.* Low-carbon cementitious materials: Scale-up potential, environmental impact and barriers. **Construction and Building Materials**, v. 455, p. 139087, 13 dez. 2024.
- AMAN, A. M. *et al.* Introducing magnesium oxide into 3D printed concrete to mitigate dry-shrinkage. **Case Studies in Construction Materials**, v. 22, p. e04610, 1 jul. 2025.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. C 579 - 18: Compressive Strength of Chemical - Resistant Mortars, Grouts, Monolithic Surfacing, and Polymer Concretes. West Conshohocken: Astm Internacional 5p. 2018.
- APRIANTI, E. *et al.* Supplementary cementitious materials origin from agricultural wastes – A review. **Construction and Building Materials**, v. 74, p. 176–187, 15 jan. 2015.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS - ABNT. NBR 15261: Argamassa para assentamento e revestimento de paredes e tetos - Determinação da variação dimensional (retração ou expansão linear).** Rio de Janeiro. , 2005.
- CHATTERJI, S. Mechanism of expansion of concrete due to the presence of dead-burnt CaO and MgO. **Cement and Concrete Research**, v. 25, n. 1, p. 51–56, 1 jan. 1995.
- CHEN, C. *et al.* Potential emission risks of organic compounds from cement kilns. **Journal of Hazardous Materials**, v. 488, p. 137270, 5 maio 2025.
- CHEN, W. *et al.* Recent Advances in Magnesia Blended Cement Studies for Geotechnical Well Construction—A Review. **Frontiers in Materials**, v. 8, p. 754431, 28 out. 2021.
- COFFETTI, D. *et al.* Pathways towards sustainable concrete. **Cement and Concrete Research**, v. 154, p. 106718, 1 abr. 2022.
- CORDEIRO, G. C.; SALES, C. P. Influence of calcining temperature on the pozzolanic characteristics of elephant grass ash. **Cement and Concrete Composites**, v. 73, p. 98–104, 1 out. 2016.
- DESPOURT, L. *et al.* Feasibility, conditions, and opportunities for achieving net-negative emissions in the global cement industry. **International Journal of Greenhouse Gas Control**, v. 141, p. 104280, 1 fev. 2025.

DHINAKARAN, G.; CHANDANA, Gangava Hari. Compressive Strength and Durability of Bamboo Leaf Ash Concrete. **Jordan Journal of Civil Engineering**, v. 10, n. 3, p. 2016–279, 2016.

DUNG, N. T. *et al.* Formation of carbonate phases and their effect on the performance of reactive MgO cement formulations. **Cement and Concrete Research**, v. 125, p. 105894, 1 nov. 2019.

DUNG, N. T. *et al.* Influence of CO<sub>2</sub> concentration on the performance of MgO cement mixes. **Cement and Concrete Composites**, v. 115, p. 103826, 1 jan. 2021.

DUNG, N. T.; UNLUER, C. Improving the performance of reactive MgO cement-based concrete mixes. **Construction and Building Materials**, v. 126, p. 747–758, 15 nov. 2016.

DUNG, N. T.; UNLUER, C. Sequestration of CO<sub>2</sub> in reactive MgO cement-based mixes with enhanced hydration mechanisms. **Construction and Building Materials**, v. 143, p. 71–82, 15 jul. 2017.

FIRMANSYAH, S. N.; DWIATMOKO, A. A.; YUNARTI, R. T. Hydrothermal synthesis of high surface area magnesium oxide (MgO) using ionic surfactant and their capacity as CO<sub>2</sub> adsorbent. **Vacuum**, v. 238, p. 114188, 1 ago. 2025.

FRÍAS, Moisés *et al.* Characterization and properties of blended cement matrices containing activated bamboo leaf wastes. **Cement and Concrete Composites**, v. 34, n. 9, p. 1019–1023, 1 out. 2012.

GAVIOLI, L. M. *et al.* Comparative performance of M-S-H cement vs. portland cement in fiber cement incorporating bamboo leaf ash and cellulosic fibers. **Journal of Building Engineering**, v. 91, p. 109644, 15 ago. 2024.

GUAN, Yan *et al.* Effect of hydromagnesite addition on the properties and water resistance of magnesium oxysulfate (MOS) cement. **Cement and Concrete Research**, v. 143, p. 106387, 1 maio 2021.

GUIOTOKU, Marcela *et al.* Physico-chemical properties of Brazilian native bamboo species. **Advances in Bamboo Science**, v. 7, p. 100075, 1 maio 2024.

HAY, R. *et al.* Mechanical and microstructural changes in reactive magnesium oxide cement-based concrete mixes subjected to high temperatures. **Cement and Concrete Composites**, v. 118, p. 103955, 1 abr. 2021.

HAY, R.; CELIK, K. Hydration, carbonation, strength development and corrosion resistance of reactive MgO cement-based composites. **Cement and Concrete Research**, v. 128, p. 105941, 1 fev. 2020.

HE, Z. h. *et al.* Improving the mechanical properties of magnesium oxychloride cement by incorporating oyster shell powder. **Sustainable Chemistry and Pharmacy**, v. 43, p. 101896, 1 fev. 2025.

HOANG, Tung *et al.* Use of microbial carbonation process to enable self-carbonation of reactive MgO cement mixes. **Cement and Concrete Research**, v. 143, p. 106391, 1 maio 2021.

HU, Yuan *et al.* Effect of high-activity MgO on drying shrinkage and microstructure of geopolymer coatings. **Journal of Building Engineering**, v. 102, p. 111972, 15 maio 2025.

HUANG, R. *et al.* Fabrication and Adsorption Behavior of Magnesium Silicate Hydrate Nanoparticles towards Methylene Blue. **Nanomaterials 2018, Vol. 8, Page 271**, v. 8, n. 5, p. 271, 24 abr. 2018.

IPCC. **IPCC Special Report on Carbon. Prepared by Working Group III of the Intergovernmental Panel on Climate Change [Metz, B., O. Davidson, H. C. de Coninck, M. Loos, and L. A. Meyer (eds.)]. Cambridge University Press, Cambridge, United Kingdom and New York, NY, USA, 442 pp, 2005.** Disponível em: <<https://www.ipcc.ch/>>. Acesso em: 27 fev. 2025.

JIA, Yuan *et al.* Development and applications of MgO-activated SiO<sub>2</sub> system—achieving a low carbon footprint: A review. **Green Energy and Resources**, v. 2, n. 2, p. 100072, 1 jun. 2024.

JIN, F.; AL-TABBAA, A. Thermogravimetric study on the hydration of reactive magnesia and silica mixture at room temperature. **Thermochimica Acta**, v. 566, p. 162–168, 20 ago. 2013.

JIN, F.; AL-TABBAA, A. Strength and hydration products of reactive MgO–silica pastes. **Cement and Concrete Composites**, v. 52, p. 27–33, 1 set. 2014.

JUENGER, M. C. G.; SNELLINGS, R.; BERNAL, S. A. Supplementary cementitious materials: New sources, characterization, and performance insights. **Cement and Concrete Research**, v. 122, p. 257–273, 1 ago. 2019.

KUENZEL, C. *et al.* The mechanism of hydration of MgO-hydromagnesite blends. **Cement and Concrete Research**, v. 103, p. 123–129, 1 jan. 2018.

KUMAR, S. *et al.* Performance of reactive magnesia cement formulations containing fly ash and ground granulated blast-furnace slag. **Construction and Building Materials**, v. 232, p. 117275, 30 jan. 2020.

LI, Q.; WEN, X.; GAO, X. Rheological and mechanical properties of 3D printable magnesium oxysulfate cements. **Construction and Building Materials**, v. 470, p. 140618, 4 abr. 2025.

LI, S.; FENG, Y.; YANG, J. Expansion Mechanism and Properties of Magnesium Oxide Expansive Hydraulic Cement for Engineering Applications. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2021, n. 1, p. 5542072, 1 jan. 2021.

- LI, Z. *et al.* Characterization of reaction products and reaction process of MgO–SiO<sub>2</sub>–H<sub>2</sub>O system at room temperature. **Construction and Building Materials**, v. 61, p. 252–259, 30 jun. 2014.
- LI, Z. *et al.* The role of MgO in the thermal behavior of MgO–silica fume pastes. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 127, n. 3, p. 1897–1909, 1 mar. 2017.
- LI, Z. *et al.* Cementitious and hardening properties of magnesia (MgO) under ambient curing conditions. **Cement and Concrete Research**, v. 170, p. 107184, 1 ago. 2023.
- LISKA, M.; AL-TABBAA, A. Ultra-green construction: Reactive MgO masonry products. **Proceedings of Institution of Civil Engineers: Waste and Resource Management**, v. 162, n. 4, p. 185–196, 1 nov. 2009.
- LISKA, M.; VANDEPERRE, L. J.; AL-TABBAA, A. Influence of carbonation on the properties of reactive magnesia cement-based pressed masonry units. <https://doi.org/10.1680/adcr.2008.20.2.53>, v. 20, n. 2, p. 53–64, 5 maio 2015.
- MÁRMOL, G. *et al.* Optimization of the MgOSiO<sub>2</sub> binding system for fiber-cement production with cellulosic reinforcing elements. **Materials & Design**, v. 105, p. 251–261, 5 set. 2016.
- MÁRMOL, G.; JÚNIOR, H. S. **Low-alkalinity matrix composites based on magnesium oxide cement reinforced with cellulose fibres**. , 2017. Disponível em: <<https://repositorio.usp.br/item/002847726>>. Acesso em: 15 mar. 2025
- MÁRMOL, G.; SAVASTANO, H. Study of the degradation of non-conventional MgO–SiO<sub>2</sub> cement reinforced with lignocellulosic fibers. **Cement and Concrete Composites**, v. 80, p. 258–267, 1 jul. 2017.
- MARSISKE, M. R. *et al.* Immobilization of (aqueous) cations in low pH M-S-H cement. **Applied Sciences (Switzerland)**, v. 11, n. 7, p. 2968, 1 abr. 2021.
- MENG, D. *et al.* Recent advances in magnesium-based materials: CO<sub>2</sub> sequestration and utilization, mechanical properties and environmental impact. **Cement and Concrete Composites**, v. 138, p. 104983, 1 abr. 2023.
- MI, T.; YANG, E. H.; UNLUER, C. Investigation of the properties of reactive MgO-based cements and their effect on performance. **Cement and Concrete Composites**, v. 138, p. 104984, 1 abr. 2023.
- MO, K. H. *et al.* Green concrete partially comprised of farming waste residues: a review. **Journal of Cleaner Production**, v. 117, p. 122–138, 20 mar. 2016.
- MO, L. *et al.* MgO expansive cement and concrete in China: Past, present and future. **Cement and Concrete Research**, v. 57, p. 1–12, 1 mar. 2014.
- MOHAMAD, N. *et al.* Environmental impact of cement production and Solutions: A review. **Materials Today: Proceedings**, v. 48, p. 741–746, 1 jan. 2022.

MORAES, M. J. B. DE. Estudo do potencial da cinza de folha de bambu para sua utilização como material pozzolânico e sustentável em matrizes cimentantes. **90 f. Dissertação (Mestrado). Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Ilha Solteira, 2019.**

MORAES, M. J. B. *et al.* Production of bamboo leaf ash by auto-combustion for pozzolanic and sustainable use in cementitious matrices. **Construction and Building Materials**, v. 208, p. 369–380, 30 maio 2019.

NIED, D. *et al.* Properties of magnesium silicate hydrates (M-S-H). **Cement and Concrete Research**, v. 79, p. 323–332, 1 jan. 2016.

NOBRE, J. *et al.* Magnesia (MgO) Production and Characterization, and Its Influence on the Performance of Cementitious Materials: A Review. **Materials 2020, Vol. 13, Page 4752**, v. 13, n. 21, p. 4752, 23 out. 2020.

PAIVA, F. F. G. DE *et al.* Utilization of inorganic solid wastes in cementitious materials – A systematic literature review. **Construction and Building Materials**, v. 285, p. 122833, 24 maio 2021.

PAYÁ, J. *et al.* Ativadores alternativos para cimentos ativados por alcalinos. **Revista ALCONPAT**, v. 12, n. 1, 2022.

RAJA, T. *et al.* Investigation on the thermal performance of MgO-filled basalt Fiber/PLA composites for high-temperature industrial applications. **Results in Engineering**, v. 27, p. 105923, 1 set. 2025.

RODIER, L. *et al.* Potential use of sugarcane bagasse and bamboo leaf ashes for elaboration of green cementitious materials. **Journal of Cleaner Production**, v. 231, p. 54–63, 10 set. 2019.

RUAN, S.; UNLUER, C. Comparative life cycle assessment of reactive MgO and Portland cement production. **Journal of Cleaner Production**, v. 137, p. 258–273, 20 nov. 2016.

RUAN, S.; UNLUER, C. Influence of mix design on the carbonation, mechanical properties and microstructure of reactive MgO cement-based concrete. **Cement and Concrete Composites**, v. 80, p. 104–114, 1 jul. 2017a.

RUAN, S.; UNLUER, C. Influence of supplementary cementitious materials on the performance and environmental impacts of reactive magnesia cement concrete. **Journal of Cleaner Production**, v. 159, p. 62–73, 15 ago. 2017b.

RUHAIMI, A. H.; AZIZ, M. A. A.; JALIL, A. A. Magnesium oxide-based adsorbents for carbon dioxide capture: Current progress and future opportunities. **Journal of CO2 Utilization**, v. 43, p. 101357, 1 jan. 2021.

SAWARKAR, A. D. *et al.* Commercial clustering of sustainable bamboo species in India. **Industrial Crops and Products**, v. 154, p. 112693, 15 out. 2020.

SELL JUNIOR, F. K. *et al.* Effects of bamboo leaf ashes on concrete compressive strength, water absorption, and chloride penetration. **Journal of Building Engineering**, v. 97, p. 110986, 15 nov. 2024.

SHAH, V.; SCOTT, A. Hydration and microstructural characteristics of MgO in the presence of metakaolin and silica fume. **Cement and Concrete Composites**, v. 121, p. 104068, 1 ago. 2021.

SHAND, M. A. The Chemistry and Technology of Magnesia. **The Chemistry and Technology of Magnesia**, p. 1–266, 31 maio 2006.

SILVA, L. H. P. *et al.* Bamboo leaf ash for use as mineral addition with Portland cement. **Journal of Building Engineering**, v. 42, p. 102769, 1 out. 2021.

SKIBSTED, J.; SNELLINGS, R. Reactivity of supplementary cementitious materials (SCMs) in cement blends. **Cement and Concrete Research**, v. 124, p. 105799, 1 out. 2019.

SNELLINGS, R.; SURANENI, P.; SKIBSTED, J. Future and emerging supplementary cementitious materials. **Cement and Concrete Research**, v. 171, p. 107199, 1 set. 2023.

SOARES, E. G.; CASTRO-GOMES, J. Carbonation curing influencing factors of Carbonated Reactive Magnesia Cements (CRMC) – A review. **Journal of Cleaner Production**, v. 305, p. 127210, 10 jul. 2021.

SONAT, C. *et al.* Recycling and reuse of reactive MgO cements – A feasibility study. **Construction and Building Materials**, v. 157, p. 172–181, 30 dez. 2017.

SONAT, C.; DUNG, N. T.; UNLUER, C. Performance and microstructural development of MgO–SiO<sub>2</sub> binders under different curing conditions. **Construction and Building Materials**, v. 154, p. 945–955, 15 nov. 2017.

SONAT, C.; TEO, W. W.; UNLUER, C. Performance and microstructure of MgO-SiO<sub>2</sub> concrete under different environments. **Construction and Building Materials**, v. 184, p. 549–564, 30 set. 2018.

SONAT, C.; UNLUER, C. Investigation of the performance and thermal decomposition of MgO and MgO-SiO<sub>2</sub> formulations. **Thermochimica Acta**, v. 655, p. 251–261, 10 set. 2017.

SONAT, C.; UNLUER, C. Development of magnesium-silicate-hydrate (M-S-H) cement with rice husk ash. **Journal of Cleaner Production**, v. 211, p. 787–803, 20 fev. 2019.

SPOSITO, C. C. A. *et al.* Consequential life cycle assessment of bamboo leaf ash generation: A Brazilian context. **Journal of Cleaner Production**, v. 470, p. 143347, 10 set. 2024.

TASHIMA, M. M. Cinza de casca de arroz altamente reativa: método de produção, caracterização físico-química e comportamento em matrizes de cimento Portland. **81 f. Dissertação (Mestrado). Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Ilha Solteira, 2006.**

TASHIMA, M. M. *et al.* New method to assess the pozzolanic reactivity of mineral admixtures by means of pH and electrical conductivity measurements in lime: Pozzolan suspensions. **Materiales de Construccion**, v. 64, n. 316, 1 out. 2014.

**Trends in CO2 - NOAA Global Monitoring Laboratory.** Disponível em: <<https://gml.noaa.gov/ccgg/trends/global.html>>. Acesso em: 19 fev. 2025.

UNLUER, C.; AL-TABBAA, A. Impact of hydrated magnesium carbonate additives on the carbonation of reactive MgO cements. **Cement and Concrete Research**, v. 54, p. 87–97, 1 dez. 2013.

UNLUER, C.; AL-TABBAA, A. Enhancing the carbonation of MgO cement porous blocks through improved curing conditions. **Cement and Concrete Research**, v. 59, p. 55–65, 1 maio 2014.

VILLAR-COCIÑA, E. *et al.* Pozzolanic Characterization of Cuban Bamboo Leaf Ash: Calcining Temperature and Kinetic Parameters. **Waste and Biomass Valorization**, v. 9, n. 4, p. 691–699, 1 abr. 2016.

VILLAR-COCIÑA, E. *et al.* A Comparative Study on the Pozzolanic Activity Between Bamboo Leaves Ash and Silica Fume: Kinetic Parameters. **Waste and Biomass Valorization**, v. 11, n. 4, p. 1627–1634, 1 abr. 2020.

WALLING, Sam A.; PROVIS, John L. Magnesia-Based Cements: A Journey of 150 Years, and Cements for the Future? **Chemical Reviews**, v. 116, n. 7, p. 4170–4204, 27 abr. 2016.

WANG, L. *et al.* Novel synergy of Si-rich minerals and reactive MgO for stabilisation/solidification of contaminated sediment. **Journal of Hazardous Materials**, v. 365, p. 695–706, 5 mar. 2019.

WANG, L. *et al.* Accelerated carbonation of reactive MgO and Portland cement blends under flowing CO<sub>2</sub> gas. **Cement and Concrete Composites**, v. 106, p. 103489, 1 fev. 2020.

WU, B.; QIU, J. Carbonation of natural fibers reinforced MgO-SiO<sub>2</sub> (NFs-MS) composites. **Cement and Concrete Composites**, p. 106052, 17 mar. 2025.

WU, H. L. *et al.* Development of reactive MgO-based Engineered Cementitious Composite (ECC) through accelerated carbonation curing. **Construction and Building Materials**, v. 191, p. 23–31, 10 dez. 2018a.

WU, Y. *et al.* Decoupling relationship between economic output and carbon emission in the Chinese construction industry. **Environmental Impact Assessment Review**, v. 71, p. 60–69, 1 jul. 2018b.

ZARANDI, A. E. *et al.* Nesquehonite as a carbon sink in ambient mineral carbonation of ultramafic mining wastes. **Chemical Engineering Journal**, v. 314, p. 160–168, 15 abr. 2017.

ZHANG, R.; ARRIGONI, A.; PANESAR, D. K. Could reactive MgO cement be a green solution? The effect of CO<sub>2</sub> mineralization and manufacturing route on the potential global warming impact. **Cement and Concrete Composites**, v. 124, p. 104263, 1 nov. 2021.

ZHANG, S. *et al.* M- S-H formation in MgO-SiO<sub>2</sub> slurries via wet milling for magnesia based castables. **Ceramics International**, v. 47, n. 8, p. 10880–10886, 15 abr. 2021.

ZHANG, T.; VANDEPERRE, L. J.; CHEESEMAN, C. R. Magnesium-silicate-hydrate cements for encapsulating problematic aluminium containing wastes. **Journal of Sustainable Cement-Based Materials**, v. 1, n. 1–2, p. 34–45, 2012.

ZHANG, T.; VANDEPERRE, L. J.; CHEESEMAN, C. R. Formation of magnesium silicate hydrate (M-S-H) cement pastes using sodium hexametaphosphate. **Cement and Concrete Research**, v. 65, p. 8–14, 1 nov. 2014.

ZHENG, Yangzezhi *et al.* Progresses of green magnesium phosphate cement: Production, energy consumption, substitution and recycling of magnesia. **Journal of Building Engineering**, v. 99, p. 111563, 1 abr. 2025.

ZHOU, Jin *et al.* Review of the research progress of magnesium oxysulfate cement and its recent application in green manufacturing. **Journal of Cleaner Production**, v. 490, p. 144751, 20 jan. 2025.

ZHOU, Wenguang *et al.* A strong magnesium oxychloride cement wood adhesive via organic–inorganic hybrid. **Construction and Building Materials**, v. 297, p. 123776, 23 ago. 2021.