



SERVIÇO PÚBLICO FEDERAL
MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL



KÁLITA CRISTINA ARAÚJO

**ESTUDO DE MATRIZES DE OXISSULFATO DE MAGNÉSIO (MOS)
REFORÇADAS COM FIBRAS DE VIDRO E FÍLER CALCÁRIO PARA
APLICAÇÕES NA CONSTRUÇÃO CIVIL**

Uberlândia, 2024

KÁLITA CRISTINA ARAÚJO

**ESTUDO DE MATRIZES DE OXISSULFATO DE MAGNÉSIO (MOS)
REFORÇADAS COM FIBRAS DE VIDRO E FÍLER CALCÁRIO PARA
APLICAÇÕES NA CONSTRUÇÃO CIVIL**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia Civil da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a defesa no mestrado em Engenharia Civil.

Área de Concentração: Estruturas e Construção Civil

Orientador: Prof. Dr. Antônio de Paulo Peruzzi

Co-orientador: Prof. Dr. Carlos E. Marmorato Gomes

Uberlândia, 2024

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

A663
2024

Araújo, Kálita Cristina, 1994-
ESTUDO DE MATRIZES DE OXISSULFATO DE MAGNÉSIO (MOS)
REFORÇADAS COM FIBRAS DE VIDRO E FÍLER CALCÁRIO PARA
APLICAÇÕES NA CONSTRUÇÃO CIVIL [recurso eletrônico] /
Kálita Cristina Araújo. - 2024.

Orientador: Antônio de Paulo Peruzzi.
Coorientador: Carlos E. Marmorato Gomes.
Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de
Uberlândia, Pós-graduação em Engenharia Civil.
Modo de acesso: Internet.
Disponível em: <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2024.656>
Inclui bibliografia.

1. Engenharia civil. I. Peruzzi, Antônio de Paulo ,
1969-, (Orient.). II. Gomes, Carlos E. Marmorato ,1971-
(Coorient.). III. Universidade Federal de Uberlândia.
Pós-graduação em Engenharia Civil. IV. Título.

CDU: 624

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091
Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074



ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Civil				
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, 307, PPGEC				
Data:	11 de Setembro de 2024	Hora de início:	9:00 h	Hora de encerramento:	11:45 h
Matrícula do Discente:	12212ECV005				
Nome do Discente:	Kálita Cristina Araújo				
Título do Trabalho:	Estudo de Matrizes de Oxissulfato de Magnésio (MOS) Reforçadas com Fibras de Vidro e Fíler Calcário para Aplicações na Construção Civil				
Área de concentração:	Estruturas e Construção Civil				
Linha de pesquisa:	Construção Civil				
Projeto de Pesquisa de vinculação:					

Reuniu-se, em sessão pública na Sala de Reuniões da FECIV, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Civil, assim composta pelos Professores Doutores: João Adriano Rossignolo - USP, Eliane Betânia Carvalho Costa - UFU, Carlos E. Marmorato Gomes - UNICAMP (coorientador) e Antônio de Paulo Peruzzi, orientador da candidata.

Iniciando os trabalhos o presidente da mesa, Prof. dr. Antônio de Paulo Peruzzi, apresentou a Comissão Examinadora e a candidata, agradeceu a presença do público, e concedeu ao discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação da Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Antonio de Paulo Peruzzi, Professor(a) do Magistério Superior**, em 11/09/2024, às 11:44, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Joao Adriano Rossignolo, Usuário Externo**, em 11/09/2024, às 11:44, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Carlos Eduardo Marmorato Gomes, Usuário Externo**, em 11/09/2024, às 11:46, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Eliane Betânia Carvalho Costa, Professor(a) do Magistério Superior**, em 11/09/2024, às 13:03, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **5645243** e o código CRC **6C5767A8**.

Dedico este trabalho

À Deus.

E aos meus pais.

RESUMO

Este estudo avaliou matrizes de oxissulfato de magnésio (MOS) reforçadas com fibras de vidro AR e adição de calcário para aplicações na construção civil. O objetivo foi investigar o impacto do calcário e das fibras nas propriedades físicas e mecânicas do MOS e a durabilidade das fibras de vidro AR no compósito. Ensaio mecânicos, físicos e observações por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram realizados em amostras curadas à temperatura ambiente e com cura térmica. Os resultados mostraram que baixos teores de calcário aprimoram a microestrutura do MOS aumentando a resistência à flexão além de melhorar a estabilidade dimensional das pastas. A adição de fibras de vidro também aumentou significativamente a resistência à flexão. No entanto, a cura térmica por imersão em água quente foi ineficaz para melhorar a resistência do MOS. As fibras de vidro AR mantiveram sua integridade e compatibilidade com o caráter básico do compósito.

Palavra-chave: Oxissulfato de magnésio (MOS), Calcário, Fibras de vidro, Cura térmica

ABSTRACT

This study evaluated magnesium oxysulfate (MOS) matrices reinforced with AR glass fibers and the addition of limestone for civil construction applications. The objective was to investigate the impact of limestone and fibers on the physical and mechanical properties of MOS, as well as the durability of AR glass fibers in the composite. Mechanical and physical tests, along with Scanning Electron Microscopy (SEM) observations, were conducted on samples cured at room temperature and with thermal curing. The results showed that low limestone content enhances the microstructure of MOS, increasing flexural strength and improving dimensional stability. The addition of glass fibers also significantly increased flexural strength. However, thermal curing by immersion in hot water was ineffective in improving the strength of MOS. The AR glass fibers maintained their integrity and compatibility with the basic character of the composite.

Keywords: Magnesium oxysulfate (MOS), Limestone, Glass fibers, Thermal curing

LISTA DE FIGURAS

Figura 1-	Imagens das fases 5-1-2 (a) e a fase 3-1-8 (b) obtidas por MEV.....	28
Figura 2-	Diagrama de fases para o sistema MgO-MgSO ₄ -H ₂ O.....	29
Figura 3-	Espectros de DRX do efeito da relação molar na formação das fases (AS/P=0,6)	31
Figura 4-	Valores de pH no MOS em relação ao tempo: (a) hidratado em água; (b) cimento MOS.....	35
Figura 5-	Classificação dos diversos tipos de fibra usados no reforço de matrizes cimentícias segundo seu módulo de elasticidade	42
Figura 6-	Fluxograma da metodologia adotada.....	59
Figura 7-	Óxido de magnésio (MgO), sal Epsom e material carbonário na forma de pó	63
Figura 8-	(a) Curva de distribuição granulométrica do MgO; (b) espectros de DRX do MgO.	54
Figura 9-	Curva de distribuição granulométrica do pó de calcário utilizado.	55
Figura 10-	Fibra de vidro AR usada na pesquisa	56
Figura 11-	Mistura dos materiais do compósito em argamassadeira	58
Figura 12	Mistura dos materiais dos compósitos com fibra manualmente.....	59
-		
Figura 13	Exemplo de amostra de compósito de cimento MOS, no estado fresco, colocada nos moldes prismáticos (40x40x160).....	59
-		
Figura 14-	Amostras prismáticas de compósito de cimento MOS após desforma (amostra M0 como exemplo)	60
Figura 15	Determinação da consistência dos compósitos pelo ensaio de espalhamento	61
-		
Figura 16-	Ensaio de tempo de pega no aparelho de Vicat.	61
Figura 17-	Corpos de prova fissurados e quebrados com o ensaio	62
Figura 18-	Desintegração os corpos de prova com o ensaio	63
Figura 19-	Alternativa para realização do ensaio, volume deslocado	63
Figura 20-	Ensaio método das agulhas de Le Chatelier	64
Figura 21-	Ensaio de flexão realizado segundo ASTM C348.....	65
Figura 22-	Ensaio de compressão realizado segundo ASTM C349.....	66
Figura 23-	Método de ensaio cura térmica/envelhecimento acelerado.....	67
Figura 24-	Resultados do ensaio de consistência das amostras dos compósitos MOS estudadas.....	69
	(a) Película de água formada na superfície da pasta do MOS, (b) Sal-Epsom perdido nas amostras após o endurecimento e evaporação da água exsudada.	71
Figura 25-		
Figura 26-	Resultados do ensaio de tempo de pega do MOS.....	72
Figura 27-	Resultados do ensaio de variação dimensional do MOS.....	74
Figura 28-	Resultados do ensaio de compressão.....	76
Figura 29-	Resultados obtidos nas amostras submetidas ao ensaio de flexão.....	77
Figura 30-	Morfologia das amostras M0: (a) Imagem com ampliação 1k (b) foco com ampliação 5k.....	79

Figura 31-	Morfologia das amostras M10: (a) Imagem com ampliação de 1k (b) foco com ampliação de 5k	80
Figura 32-	Morfologia das amostras M20: (a) Região A com ampliação de 10k (b) Região B com ampliação de 5k.....	81
Figura 33-	Morfologia das amostras M20: (a) Região A com ampliação de 5k (b) Região B com ampliação de 5k.....	82
Figura 34-	Morfologia das amostras M30: (a) Região A com ampliação de 5k (b) imagem com mesma região de A com ampliação de 10k vezes (c) Região com abertura de fissuras ampliada 5k (d) Região com placa de calcário ampliada 5k.....	83
Figura 35-	Morfologia das amostras M40: (a) Região A com ampliação de 1k (b) mesma região de A com ampliação de 5k.....	84
Figura 36-	Resultados ensaio de consistência Fase Experimental 2.....	86
Figura 37-	Consistência das pastas (a) Sem adição de fibras de vidro AR (b) Com adição de fibras de vidro AR.....	86
Figura 38-	Resultados do ensaio de variação dimensional do MOS com adição de fibras.....	88
Figura 39-	Resultados ensaio de compressão – Fase experimental 2.....	91
Figura 40-	Resultados ensaio de flexão – Fase experimental 2.....	92
Figura 41-	Morfologia das amostras M10 com fibras: (a) Região A com ampliação de 1k vezes (b) mesma região de A com ampliação de 5k (c) Região B interação fibra-matriz (d) Região C matriz cimentícia MOS.....	93
Figura 42-	Morfologia das amostras M10 com fibras: (a) Região A com ampliação de 5kx (b) Região B com ampliação de aproximadamente 1kx.	94
Figura 43-	Morfologia das amostras M20 com fibras: (a) Região A com ampliação de 1kx (b) Região B com ampliação de aproximadamente 5kx.....	95
Figura 44-	Morfologia das amostras M20 com fibras: (a) Região com poro com ampliação de 1kx (b) Região com fibra de vidro deformada com ampliação de 1kx.....	96
Figura 45-	Resultados ensaio de compressão – Fase experimental 3.....	99
Figura 46-	Resultados ensaio de flexão – Fase experimental 3.....	100
Figura 47-	Morfologia das amostras M10TA com fibras: (a) Região A com ampliação de 1kx (b) Região B com ampliação de 1kx (c) Região C com ampliação de 1kx (d) Mesma região de C com ampliação de 1kx.....	102
Figura 48-	Morfologia das amostras M10 T60: (a) Região A com ampliação de 1kx (b) Mesma região de A com ampliação de 5kx (c) Região B com ampliação de aproximadamente 5kx (d) Região C com ampliação de 5kx mostrando somente a matriz.....	104
Figura 49-	Morfologia das amostras M10 T90: (a) Região A com ampliação de 1kx (b) Região B com ampliação de 1kx (c) Região C com ampliação de 1kx (d) Região D com ampliação de 1kx.....	105
Figura 50-	Morfologia das amostras M10 T90: (a) Região E com ampliação de 1kx (b) Região F com ampliação de 1kx (c) Região G com ampliação de 1kx (d) Região H com ampliação de 10kx.....	107

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Temperatura de queima e exemplos de aplicação do cimento de MgO ...	19
Tabela 2	Fases observadas em cimentos oxissulfato de magnésio	27
Tabela 3	Propriedades mecânicas dos diversos tipos de fibras usados em matrizes cimentícias	41
Tabela 4	Tipos de fibras de vidro comerciais e principais aplicações	43
Tabela 5	Correlação feita por Litherland et al. (1981) entre um dia de imersão em água, nas diversas temperatura, e o tempo equivalente de exposição natural	46
Tabela 6	Composições estudadas na Fase 1	51
Tabela 7	Composição química em massa (%) do Óxido de Magnésio	54
Tabela 8	Características do Sal-Epson ($MgSO_4 \cdot 7H_2O$) utilizado	54
Tabela 9	Especificações da Fibra de Vidro AR utilizada na pesquisa	56
Tabela 10	Resultados massa específica fase experimental 1	73
Tabela 11	Amostras da fase experimental 2	85
Tabela 12	Resultados das propriedades física fase experimental 2	89
Tabela 13	Amostras da fase experimental 3	97
Tabela 14	Resultados das propriedades física fase experimental 3	97
Tabela 15	Resultados da diminuição das resistências mecânicas em % - fase experimental 3	101

LISTA DE SÍMBOLOS

MgO	Óxido de Magnésio
CO_2	Dióxido de Carbono
$MgSO_4$	Magnesita ou Carbonato de Magnésio
$NH_4H_2PO_4$	fosfato de amônio
$CaCO_3$	carbonato de cálcio
$CaMg(CO_3)_2$	Dolomita
$Mg(OH)_2$	Hidróxido de Magnésio ou Brucita
Mg_2SiO_4	Forsterita
$Mg_3Si_2O_5(OH)_4$	Serpentinas
$MgSO_4$	Oxissulfato de magnésio
$MgSO_4 \cdot (7H)_2O$	Sal Epsom

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS
AR	ÁLCALI RESISTENTE
AS/P	RELAÇÃO ÁGUA SALGADA/PÓ
ASTM	AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS
ATMP	ÁCIDO AMINO TRIMETILENO FOSFÔNICO
CD	CALCÁRIO DOLOMÍTICO
DRX	DIFRATOMETRIA DE RAIOS X
FV	FIBRA DE VIDRO
GFRC	GLASS FIBER REINFORCED CONCRETE
HBM	HARD-BURNED
LBM	LIGHT BURNED
MEV	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA
MOC	CIMENTO DE OXICLORETO DE MAGNÉSIO
MOS	CIMENTO DE OXISSULFATO DE MAGNÉSIO
MPC	CIMENTO DE FOSFATO DE MAGNÉSIO
M-S-H	GEL SILICATO DE MAGNÉSIO HIDRATADO
NBR	NORMA BRASILEIRA
PEA	PROCESSO DE ENVELHECIMENTO ACELERADO
REF	REFERENCIA
RHS	RICE HUSK SILICA
RMC	REACTIVE MAGNÉSIA CEMENT

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	OBJETIVOS.....	15
1.1.1	<i>Objetivo Geral.....</i>	<i>15</i>
1.1.2	<i>Objetivos específicos.....</i>	<i>15</i>
1.2	JUSTIFICATIVA.....	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1	MATERIAIS CIMENTÍCIOS À BASE DE ÓXIDO DE MAGNÉSIO	17
2.1.1	<i>Cimento de Oxissulfato de Magnésio (MOS).....</i>	<i>21</i>
2.1.2	<i>Reações químicas de hidratação do cimento MOS.....</i>	<i>23</i>
2.1.3	<i>Formação das fases de hidratação do cimento MOS.....</i>	<i>25</i>
2.1.4	<i>Relação molar (M) e sua interferência nas propriedades do cimento MOS</i>	<i>30</i>
2.1.5	<i>Propriedades físicas e mecânicas do MOS.....</i>	<i>32</i>
2.3	FIBRAS DE VIDRO	39
2.3.1	<i>Degradação das fibras de vidro em ambiente alcalino</i>	<i>43</i>
2.3.2	<i>Processo de cura/envelhecimento acelerado</i>	<i>45</i>
3	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL.....	47
3.1	FASES EXPERIMENTAIS DA PESQUISA	49
3.1.1	<i>Fase experimental 1</i>	<i>49</i>
3.1.2	<i>Fase experimental 2</i>	<i>50</i>
3.1.3	<i>Fase experimental 3</i>	<i>51</i>
3.2	MATERIAIS	52
3.2.1	<i>Óxido de Magnésio (MgO).....</i>	<i>52</i>
3.2.2	<i>Sulfato de magnésio heptahidratado (MgSO₄·7H₂O)- Sal Epson.....</i>	<i>53</i>
3.2.3	<i>Carbonato de Cálcio</i>	<i>54</i>
3.2.4	<i>Fibra de vidro (FV).....</i>	<i>54</i>
3.3	CÁLCULO DA RELAÇÃO MOLAR.....	55
3.4	PREPARO DAS AMOSTRAS	56
3.5	ENSAIOS REALIZADOS.....	59
3.5.1	<i>Consistência</i>	<i>59</i>
3.5.2	<i>Ensaio de Tempo de Pega</i>	<i>60</i>

3.5.3	<i>Determinação da absorção de água, índice de vazios e massa específica</i>	61
3.5.4	<i>Variação dimensional</i>	63
3.5.5	<i>Resistência a Flexão</i>	64
3.5.6	<i>Resistência a Compressão</i>	64
3.5.7	<i>Cura térmica/Envelhecimento Acelerado</i>	65
3.5.8	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)</i>	66
3.6	DEPURAÇÃO ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS	67
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	68
4.1	FASE EXPERIMENTAL 1	68
4.1.1	<i>Ensaio de consistência</i>	68
4.1.2	<i>Tempo de Pega</i>	70
4.1.3	<i>Massa específica</i>	72
4.1.4	<i>Variação Dimensional</i>	73
4.1.5	<i>Resistência a Compressão</i>	75
4.1.6	<i>Resistência à Flexão</i>	76
4.1.7	<i>Microscopia de Varredura (MEV) da Fase Experimental 1</i>	78
4.2	FASE EXPERIMENTAL 2	84
4.1.2	<i>Ensaio de Consistência</i>	84
4.1.3	<i>Variação Dimensional</i>	86
4.1.4	<i>Massa específica, absorção de água e índice de vazios</i>	88
4.1.5	<i>Resistência à Compressão</i>	89
4.1.6	<i>Resistência à Flexão</i>	90
4.1.7	<i>Microscopia de Varredura (MEV) da Fase Experimental 2</i>	91
4.2	FASE EXPERIMENTAL 3	96
4.2.1	<i>Massa específica, absorção de água e índice de vazios</i>	97
4.2.2	<i>Resistência à Compressão</i>	98
4.2.3	<i>Resistência a Flexão</i>	99
4.2.4	<i>Microscopia de Varredura Fase Experimental 3</i>	101
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	108
	REFERÊNCIAS	109
	APÊNDICE A – DEPURAÇÃO DOS RESULTADOS PELO CRITÉRIO DE CHAUVENET	121

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de materiais alternativos para a indústria da construção tem crescido significativamente nas últimas décadas e os cimentos à base de óxido de magnésio (MgO) representa uma alternativa. O Brasil, um dos principais produtores de magnesita (GEOLOGICAL SURVEY, 2022), apresenta um potencial promissor para a utilização do MgO, mas os estudos sobre materiais de construção que o utilizam são limitados, indicando a necessidade de novas pesquisas para aprimorar suas aplicações.

O carbonato de magnésio (MgCO_3) é amplamente utilizado em setores como farmacêutico, químico e de refratários, embora suas aplicações na construção civil ainda sejam limitadas, exigindo investigações adicionais (HAY, 2021). A resistência à compressão e à tração do concreto à base de MgO tende a ser superior à do concreto convencional, com a resistência aumentando proporcionalmente à quantidade de MgO, à temperatura de cura e à idade do concreto (GOMES & OLIVEIRA, 2018).

Entre os principais materiais cimentícios à base de magnésio, destacam-se o cimento de oxiclreto de magnésio (MOC), o cimento de fosfato de magnésio (MPC) e o cimento de oxissulfato de magnésio (MOS) (GOMES, 2018). O MOC, conhecido como cimento Sorel, foi descoberto por Sorel em 1867 ao misturar sais de cloreto de magnésio (MgCl_2) com óxido de magnésio (MgO), sendo considerado um cimento de alta qualidade (NEWMAN et al., 1952). Este cimento é caracterizado por sua rápida taxa de endurecimento, alta resistência e boa aderência, mas sua resistência à água é limitada (LI et al., 2003). Por outro lado, o MPC, obtido pela reação entre óxido de magnésio e fosfato solúvel, é amplamente utilizado para reparos rápidos, apresentando resistência inicial elevada e adequada aderência a diversos substratos (MARTINS, 2018).

O cimento oxissulfato de magnésio (MOS), foco deste estudo, foi patenteado pela primeira vez em 1891 por Enricht, que descreveu sua composição a partir da combinação de MgO, $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ e água (ENRICHT, 1891). Embora o MOS tenha uma resistência geralmente inferior à do MOC, ele se destaca por ser menos higroscópico e menos corrosivo ao aço, não contendo cloreto de sódio. Além disso, o MOS oferece estabilidade de volume, leveza, resistência ao fogo e baixa condutividade térmica, sendo favorável à produção de materiais refratários (ZHANG et al., 2020; WANG et al., 2020; CUI et al., 2021).

Segundo Savi (2012), o MOS pode substituir o gesso como material de acabamento em diversas aplicações e como placas de gesso acartonado, apresentando vantagens como

maior resistência à corrosão do aço, ao contrário do gesso, que é solúvel em água e vulnerável a danos.

Adições minerais, como cinzas volantes e sílica ativa, podem melhorar as propriedades dos compósitos de magnésio, aumentando sua resistência (GOMES et al., 2021). Gomes e Oliveira (2020) exploraram o uso de carbonato de cálcio (CaCO_3) e carbonato de magnésio (MgCO_3) como substitutos parciais ao MgO, constatando que algumas pastas otimizadas com carbonatos apresentaram melhor desempenho em resistência à flexão, apesar de uma redução na resistência à compressão.

A substituição do cimento Portland pelo MgO pode facilitar o uso de fibras vulneráveis ao ataque alcalino em compósitos por ter um pH básico, diferente do cimento Portland (MÁRMOL, 2017; GOMES, 2013). Sales (2018) investigou placas à base de MOC reforçadas com fibra de vidro, observando boa durabilidade e propriedades favoráveis, como baixa densidade e resistência ao fogo, tornando-as candidatas à substituição das convencionais de fibrocimento à base de cimento Portland.

Entretanto, além de seu custo final mais elevado, os cimentos de magnésio apresentam mais desafios que limitam sua aplicação em larga escala na construção civil, destacando-se sua porosidade. Essa característica pode aumentar a absorção de água, o que impacta negativamente o desempenho, a resistência e a durabilidade ao longo do tempo. Outra limitação importante é a instabilidade volumétrica, já que os cimentos magnesianos podem sofrer variações significativas de volume, resultando em fissuras por retração ou expansão, comprometendo a integridade do material. Além disso, o cimento MOS é conhecido por sua pega rápida, o que exige controle rigoroso do tempo de cura, pois a alta velocidade das reações pode prejudicar a trabalhabilidade (RUAN E UNLUER, 2016).

Dessa forma, a substituição do MgO por calcário pode proporcionar maior estabilidade volumétrica e controle da retração, reduzindo o tempo de pega e o custo final do produto, além de aumentar a resistência mecânica (Gomes e Oliveira, 2018; BA et al., 2019b; Molano, 2022). O uso de fibras de vidro também se mostra eficaz no controle das tensões geradas pela retração, que podem resultar em fissuras e trincas no MOS, levando, em casos extremos, à ruptura. Além disso, o incremento de fibras contribui para o aumento da resistência à flexão (AHMAD et al., 2022; CRUZ, BRITO NETO e OLIVEIRA, 2023).

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Essa pesquisa tem como objetivo desenvolver um compósito à base de oxissulfato de magnésio (MOS) com carbonato de cálcio (CaCO_3) reforçado com fibras de vidro AR para aplicações na construção civil.

1.1.2 Objetivos específicos

- Analisar a influência das diferentes proporções e relações molares do cimento MOS, pela substituição de *MgO* por materiais carbonáticos, nas propriedades físicas e mecânicas.
- Avaliar a influência do reforço das fibras de vidro AR na matriz cimentícia do cimento MOS, por meio da análise das propriedades mecânicas, como resistência à compressão e flexão.
- Investigar a influência da cura térmica no compósito MOS e na durabilidade da fibra de vidro AR.

1.2 JUSTIFICATIVA

Este trabalho busca investigar um compósito à base de MOS, no qual parte do MgO é substituída por calcário em pó e são adicionadas fibras de vidro resistentes a álcali (AR) para aprimorar suas propriedades de flexão. A substituição do MgO pelo carbonato de cálcio (CaCO_3) ocorrerá em uma faixa de 10% a 40%, o que está abaixo dos níveis utilizados por Gomes e Oliveira (2020) cujo teor foi por volta de 80%. O calcário foi escolhido por ser uma rocha sedimentar abundante e de fácil acesso, além de ser amplamente utilizada em compósitos de fibrocimento. As fibras de vidro AR, com teores de 1% a 3%, foram incorporadas para reforçar o compósito, pois oferecem leveza, boa resistência à flexão, compressão e produtos químicos, além de um melhor custo-benefício.

A hipótese é que a substituição do MgO pelo calcário, em níveis entre 10% e 40%, favoreça uma microestrutura aprimorada no MOS e com isso apresentar maior resistência à flexão, além de uma durabilidade superior. Essa substituição também reduz o custo final do produto, viabilizando sua aplicação na construção civil. A adição das fibras de vidro deve aprimorar as propriedades mecânicas do compósito, especialmente em resistência à tração na flexão, tenacidade e redução de fissuração. A durabilidade das fibras em meio alcalino estará garantida, uma vez que são do tipo AR e pela característica de pH básico do MOS.

Desse modo, este estudo busca avançar o conhecimento na área de cimentos alternativos com base magnésiana, explorando a substituição do cimento por MgO e a adição do material carbonático e o efeito das fibras de vidro, analisando suas propriedades físicas e mecânicas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 MATERIAIS CIMENTÍCIOS À BASE DE ÓXIDO DE MAGNÉSIO

O óxido de magnésio (MgO) é um produto mineral obtido pela calcinação da magnesita ($MgCO_3$) ou da dolomita [$CaMg(CO_3)_2$]. As fontes de magnésio estão disponíveis na crosta terrestre não apenas na forma de carbonatos, mas também como rochas silicatadas altamente básicas, que contêm pouco ou nenhum fósforo de CO_2 (WINNEFELD et al., 2019). O MgO comercial (também conhecido como magnésia ou periclásia) não é extraído diretamente devido à sua disponibilidade limitada em formações geológicas economicamente viáveis. Sua produção se dá principalmente pela calcinação da magnesita em processo seco ou pela utilização de soluções salinas ou água do mar contendo magnésio, no processo úmido. O Brasil destaca-se como um dos principais produtores de magnesita do mundo, sendo esta a principal fonte de matéria-prima para a produção de MgO (SCHORCHT, FRAUKE et al., 2013).

A calcinação da magnesita ocorre a temperaturas relativamente baixas ($700^\circ C - 1000^\circ C$), cerca de metade do necessário para a produção de cimento Portland comum ($1450^\circ C - 1550^\circ C$). Nessa faixa de temperatura, o $MgCO_3$ se decompõe, formando um óxido de magnésio altamente poroso, de baixa cristalinidade, grande área superficial e alta reatividade. Quando em contato com água, o MgO se converte em brucita [$Mg(OH)_2$], que pode, posteriormente, ser carbonatada em um ambiente rico em dióxido de carbono (CO_2), formando carbonatos de magnésio hidratados (WINNEFELD et al., 2019).

O cimento à base de MgO pode ser produzido a partir de fontes alternativas, visto que as reservas globais limitadas de $MgCO_3$ podem ser superadas com o uso de água do mar ou salmoura rejeitada da dessalinização como fontes ricas em magnésio (LISKA et al., 2017; HAY et al., 2021). Outra estratégia para ampliar os efeitos sustentáveis é a carbonatação acelerada dos compostos, na qual o MgO reage com o CO_2 para formar carbonato de magnésio, utilizando outros minerais em vez da magnesita. Os principais minerais pesquisados para essa finalidade são as olivinas de composição próxima à forsterita (Mg_2SiO_4), que apresentam o maior teor de MgO entre os minerais comuns, e as serpentinas ($Mg_3Si_2O_5(OH)_4$), que são mais abundantes e resultam da hidratação parcial das olivinas na superfície da Terra. A brucita não é considerada um mineral "comum" (WINNEFELD et al., 2019; HAY, 2022). De acordo com Winnefeld et al. (2019), o desafio reside em encontrar

formas energeticamente eficientes de ativar esses minerais para a produção de aglutinantes hidráulicos com taxas de hidratação adequadas para aplicações de construção, uma vez que atualmente não há processos industriais energeticamente eficientes para isso, devido às altas temperaturas e pressões parciais de CO₂ necessárias.

Estudos demonstram que a temperatura e o tempo de calcinação influenciam as características do MgO, pois reduzem a área superficial do MgO e aumentam do tamanho das partículas, diminuindo sua reatividade. O MgO reativo refere-se a uma forma de óxido de magnésio capaz de reagir com outros compostos químicos e é frequentemente utilizado em materiais como cimentos refratários e produtos químicos, devido à sua capacidade de interação e combinação com outras substâncias. Sua alta reatividade é desejável em várias aplicações, pois melhora as propriedades dos materiais (MOLANO, 2022).

De modo geral, o óxido de magnésio é classificado em quatro tipos: MgO *light burned* (LBM) ou cáustico-calcinado (calcinação a 700°C - 1000°C), que apresenta alta reatividade e área superficial específica; MgO *hard burned* (HBM) (calcinação a 1000°C - 1500°C), com menor reatividade e área superficial específica maior em comparação ao MgO *light burned*; MgO queimado ou periclásio (calcinação a 1500°C - 2000°C), com área superficial específica menor e praticamente não reativo; e MgO fundido (calcinação a 2800°C), com a menor reatividade (JOSÉ et al., 2020).

Uma maior área específica do pode resultar em uma maior capacidade de adsorção, reatividade aumentada ou melhor dispersão em uma matriz de materiais, dependendo da aplicação. Devido às diversas aplicações, a equivalência entre os insumos pode variar. Esse tipo de cimento pode ser utilizado para produzir massas, argamassas para alvenaria simples e até mesmo na composição de concreto estrutural (RUAN, UNLUER, 2016). A Tabela 1 apresenta a variação da temperatura de calcinação e as principais aplicações.

Tabela 1: Temperatura de queima e exemplos de aplicação do cimento de MgO

Temperatura (°C)	Reatividade	Área Específica	Cristalinidade	Exemplo de aplicações
700-1000	Muito alta	Muito alta	Mais baixa	Catalisadores, produção de borracha e papel, aglutinantes de cimento, entre outros.
1000-1400	Alta	Alta	Mais elevada	Cimentos MAP, MOC e MOS em aplicações de concreto, Construções de barragens

1400-2000	Menor	Menor	Ainda maior	Refratários, Cimento de fosfato de magnésio
>2800	Menor ainda	Menor ainda	Muito elevada	Refratário e isolamento elétrico

Fonte: Modificado de UNLUER; AL-TABBAA (2015)

É relevante destacar que, apesar da faixa de temperatura elevada apresentada na Tabela 1, temperaturas de até 750°C podem resultar em um cimento altamente reativo e adequado para diversas aplicações. Além disso, a temperatura de queima, o tempo de cura e a proporção na mistura são fatores cruciais que influenciam diretamente na reatividade do cimento (WALLING e PROVIS, 2016).

O síter de magnésio (MgO “morto” ou “queimado”) é um produto de alta qualidade, obtido pela queima a temperaturas em torno de 2000°C, amplamente utilizado como material refratário básico em fornos das indústrias de vidro, aço e cimento. A escolha do MgO como matéria-prima na indústria de refratários se deve ao seu alto ponto de fusão (próximo a 2800°C) e à sua resistência à corrosão em ambientes básicos (GOMES, 2013).

Em relação à utilização do cimento à base de MgO na produção de materiais não refratários, ele permite a criação de diversos detalhes arquitetônicos, podendo ser empregado em estuques, pisos, telhas, como elemento de reforço e em painéis isolantes leves, como placas de gesso acartonado. Toledo Filho (2009) afirma que outro uso comum dos cimentos à base de MgO é em pisos pela sua boa resistência a produtos químicos como óleo, gasolina e benzeno, ideal para áreas onde essas substâncias são frequentemente utilizadas. Sua durabilidade e resistência faz com que seja adequado para o uso em espaços com grande fluxo de pessoas ou cargas pesadas.

De acordo com Comboni et al. (2023), o cimento de óxido de magnésio apresenta um endurecimento rápido, atingindo 80% da resistência máxima em apenas um dia. Os autores relatam que ele também apresenta uma excelente resistência à abrasão (três vezes maior que o cimento Portland comum), além de boas propriedades de isolamento térmico e boa aderência. Embora ainda não haja pesquisas suficientes para um conhecimento abrangente do cimento de MgO, alguns estudos mostram que o cimento magnésiano pode ser utilizado na produção de argamassas, concretos e materiais de reparo.

O cimento de oxiclreto de magnésio foi descoberto não muito tempo após o cimento Portland. O MOC é constituído por uma combinação de magnésia e cloreto de magnésio, e as principais fases químicas encontradas são $Mg(OH)_2$, $3Mg((OH)_2 \cdot MgCl_2 \cdot 8H_2O)$ (fase 3) e

$5\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$ (fase 5), sendo que a última possui propriedades mecânicas superiores às demais. Embora o cimento magnésiano não seja recente, ele é pouco estudado. Os primeiros estudos datam das décadas de 1950 e 1960, realizados por Demediuk e Cole (1957) e Newman (1964). Desde então, surgiram derivações como o oxissulfato de magnésio (MOS) e o fosfato de magnésio (MPC).

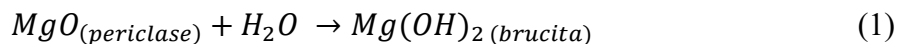
Pesquisas também têm se dedicado ao estudo de outros tipos de cimentos à base de MgO que contribuem para o desenvolvimento de novos compósitos, como o cimento de magnésia reativa (RMC), que pode ser utilizado isoladamente ou em combinação com outros ligantes, como o cimento Portland, sendo sua resistência dependente do processo de hidratação e da carbonatação (UNLUER, 2018; LISKA et al., 2012). Estudos de Ba et al. (2019) sobre a carbonatação do cimento MOS utilizaram uma concentração de 20% de CO_2 , resultando na melhoria da tenacidade e redução da porosidade. Li et al. (2003) aumentaram a resistência ao adicionar escória granulada de alto-forno para promover a carbonatação do cimento MOS.

Além disso, há investigações sobre os cimentos à base de silicato de magnésio (MgO- SiO_2), que resultam da combinação entre MgO e sílica. O sistema MgO- SiO_2 passa por hidratação, formando um gel chamado silicato de magnésio hidratado (M-S-H), resultando em um material com boas propriedades mecânicas e baixa alcalinidade (ZHANG et al., 2011; LOTHENBACH et al., 2015; JIN; AL-TABBAA, 2014; JIANGXIONG et al., 2006).

O concreto de cimento Portland comum com adição de MgO tem sido amplamente empregado em barragens de concreto em regiões de língua chinesa como solução eficaz para mitigar a retração do concreto. Nos últimos trinta anos, cerca de trinta barragens se beneficiaram do uso bem-sucedido desse tipo de concreto, cuja capacidade de compensar a retração, aliada à sua durabilidade e resistência, o torna ideal para projetos de barragens. No entanto, seu conhecimento ainda não é amplamente difundido em outros países (GOMES, 2013; CHONGJIANG, 2005).

O uso do óxido de magnésio (MgO) como aditivo expansivo no cimento Portland é uma prática bem conhecida na indústria. Juntamente com CaO e CaSO_4 , o MgO é um dos aditivos mais frequentes em cimentos para compensar a retração por secagem e evitar fissuras. Quando adicionado à pasta de cimento, o MgO ocupa espaços que seriam ocupados por outros componentes químicos (RAMALHO, 2022). A reação química do MgO durante a hidratação gera hidróxido de magnésio, promovendo uma força expansiva na matriz do

cimento, já que o $Mg(OH)_2$, ou brucita, possui um volume maior que a soma dos volumes de MgO e água. Esse mecanismo é representado pela Equação 1.



O MgO se mostra mais efetivo do que a expansão convencional por sulfato de cálcio e alumínio hidratado (etringita) devido à sua menor demanda de água para formar o produto quimicamente estável, o hidróxido de magnésio [$Mg(OH)_2$]. A inclusão de pó de MgO também diminui a relação água-cimento do concreto, promovendo um aumento na resistência. Além disso, a capacidade de deformação à tração do concreto com MgO aumenta proporcionalmente à quantidade de pó de MgO e à temperatura de cura, melhorando a resistência à fissuração (CHONGJIANG, 2005). Entretanto, alguns aspectos desfavoráveis devem ser considerados ao misturar MgO ao cimento Portland, pois ele pode gerar tensões disruptivas em idades avançadas de cura. Portanto, a quantidade de MgO no cimento deve ser controlada, pois um excesso pode causar trincas e falhas no material. Isso ocorre porque o $Mg(OH)_2$ é formado continuamente, ocupando um espaço maior que o MgO . Assim, o processo de hidratação para a formação de $Mg(OH)_2$ gera uma força expansiva na matriz do cimento. Devido a isso, a ASTM C150 define a quantidade de MgO no cimento e limita a 6% com uma expansão máxima de 0,8% (RAMALHO, 2022; ASTM, 2021).

2.1.1 Cimento de Oxissulfato de Magnésio (MOS)

O Cimento de Oxissulfato de Magnésio (MOS) é um material cimentício que se forma a partir da combinação do óxido de magnésio (MgO) e do sulfato de magnésio ($MgSO_4$) em solução. O MgO é tipicamente obtido pela calcinação da magnesita ($MgCO_3$), enquanto o $MgSO_4$ é alcançado pela dissolução do sulfato de magnésio hepta-hidratado, conhecido como sal de Epsom ($MgSO_4 \cdot 7H_2O$), em água. A formação do MOS ocorre quando esses dois componentes reagem, resultando em um material cimentício que apresenta alta resistência após a secagem (DIAS, 2018). A velocidade e a eficácia dessa reação são influenciadas pela composição da mistura e pelo equilíbrio do sal em solução, conforme indicado por Dinnebier et al. (2013).

O sulfato de magnésio ($MgSO_4$) é um composto amplamente utilizado em várias indústrias, e sua composição pode variar em termos de hidratação e função. Na natureza, não

é encontrado na sua forma anidra ($MgSO_4$), no entanto, a kieserita ($MgSO_4 \cdot H_2O$) e o sal de Epsom ($MgSO_4 \cdot 7H_2O$) são as formas mais comumente encontradas, dependendo da localização (DIAS, 2018).

Uma das principais vantagens do MOS é sua leveza, que, aliada ao rápido desenvolvimento de resistência e à baixa condutividade térmica, torna-o uma opção viável para placas de isolamento leve, revestimentos contra incêndio e estruturas que visam reduzir cargas. Este tipo de cimento é especialmente utilizado em países como China, Inglaterra e França, onde as placas de isolamento são frequentemente compostas de gesso, cimento Portland e, no caso da China, cimento magnésiano, com o objetivo de melhorar o desempenho e a produtividade na construção civil (Chen, 2017).

Em relação ao comportamento do MOS em ambientes corrosivos, estudos realizados por Xing et al. (2017) mostraram que a corrosão em barras de aço expostas ao cimento MOS é menor do que a observada com o cimento de oxiclreto de magnésio (MOC). Essa taxa de corrosão diminui à medida que o processo de hidratação avança. Complementando essa informação, Zeng et al. (2019) destacaram que, em idades mais avançadas, a taxa de corrosão do MOS se torna inferior a do cimento Portland, tornando o material especialmente adequado para aplicações em ambientes com altos níveis de sal, como zonas costeiras (Wu et al., 2017; Xing et al., 2017). Wu et al. (2016) observaram que, embora a taxa de corrosão inicial do vergalhão em cimentos de sulfato de magnésio seja mais rápida do que a dos cimentos Portland, essa taxa tende a desacelerar ao longo do tempo, o que pode favorecer a durabilidade das estruturas.

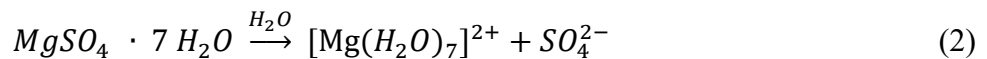
Entretanto, a aplicação em larga escala do cimento MOS na engenharia civil enfrenta desafios, sendo um dos principais a sua baixa resistência à água (Chen, 2017). Para contornar essa limitação, estudos recentes têm demonstrado que a resistência à água do MOS pode ser melhorada pela adição de materiais corretivos, como ácidos, que atuam formando uma camada protetora na superfície do MgO, evitando o contato direto com a água. Essa abordagem foi proposta por Hu et al. (2020) e promete ampliar as aplicações do MOS em ambientes onde a resistência à umidade é crucial.

Assim, o Cimento de Oxissulfato de Magnésio representa uma alternativa promissora, combinando características como leveza, resistência à corrosão e rapidez no desenvolvimento de resistência, embora ainda exija avanços em relação à sua resistência à água para que possa ser utilizado em uma gama mais ampla de aplicações na construção civil.

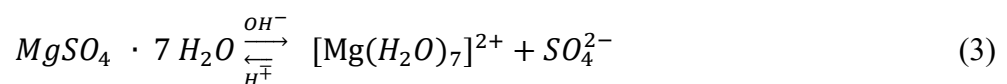
2.1.2 Reações químicas de hidratação do cimento MOS

A microestrutura final do Cimento de Oxissulfato de Magnésio (MOS) após a hidratação é caracterizada por cristais em forma de "agulhas" que se desenvolvem em torno dos grãos remanescentes de magnésio, formando uma rede interconectada que adere tanto a esses grãos quanto a outros materiais inertes na matriz do MOS (PAULA, G.R; URBINATI, T; MORELLI, M.R, 2003).

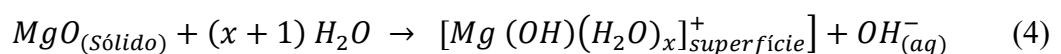
Demediuk e Cole (1957) estudaram as reações entre o óxido de magnésio (MgO) e o sulfato de magnésio (MgSO₄) em temperaturas entre 30°C e 120°C, em concentrações de sal superiores ao ponto de saturação. Quando o sulfato de magnésio heptahidratado (MgSO₄·7H₂O), conhecido como sal de Epsom, é dissolvido em água, ocorre a dissociação da molécula de MgSO₄, resultando em íons de magnésio aquoso [Mg(H₂O)₇]²⁺ e íons sulfato (SO₄)²⁻, conforme representado pela Equação 2:



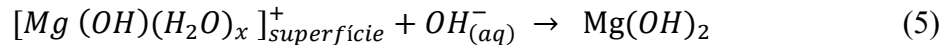
A dissolução do sal de Epsom em água gera uma série de reações químicas, que envolvem a formação de complexos aquosos de magnésio e a possibilidade de liberação de íons H⁺ ou OH⁻, contribuindo para o equilíbrio iônico da solução (Equação 3):



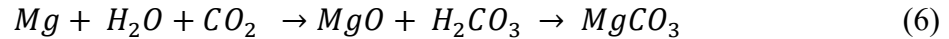
Durante a mistura do MgO com a solução de MgSO₄ ocorre a hidrólise do MgO, levando à sua dissolução e ao aumento do pH da mistura. O MgO reage com as moléculas de água, conforme mostrado na Equação 4, formando íons [Mg(OH)(H₂O)_x]⁺ e OH⁻_(aq).



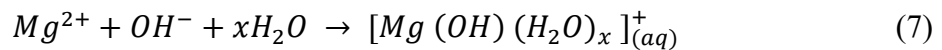
Com a continuação da hidrólise do MgO, ocorre a formação de Mg(OH)₂, conforme indicado na Equação 5. Essa reação é influenciada pela temperatura e pela área superficial do MgO.



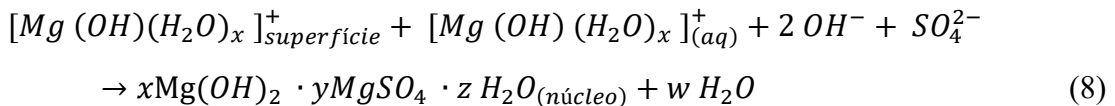
Além disso, a reação do MgO com água e CO₂ do ar pode resultar na formação de carbonato de magnésio (MgCO₃), como mostrado na Equação 6 (Oliveira, 2020).



A dissolução do MgO na solução de MgSO₄ leva ao aumento do pH e à formação de ligações de hidrólise entre os íons Mg²⁺, resultando na formação de [Mg(OH)(H₂O)_x]⁺ (Equação 7).

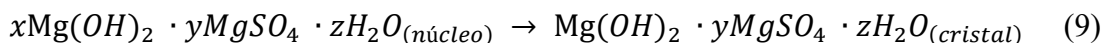


Conforme Oliveira (2020), as reações das Equações 3 e 4 podem ocorrer dependendo das condições de preparo, características do MgO, concentração do MgSO₄ e condições de cura. Se as reações das Equações 3 e 6 ocorrerem simultaneamente, a superfície de [Mg(OH)(H₂O)_x]⁺ reagirá com íons [Mg(OH)(H₂O)_x]⁺ (aq), com hidroxilas (OH⁻) e com íons SO₄²⁻, resultando na formação de fases subsulfatadas, conforme a Equação 8.



Essa reação resulta na formação das fases subsulfatadas, que são denominadas $xMg(OH)_2 \cdot yMgSO_4 \cdot zH_2O$.

O núcleo dos cristais gerados cresce gradualmente até se tornar um cristal completo, como descrito na Equação 9.



Essas reações são cruciais para a compreensão das propriedades químicas do MgO e sua interação com a solução de MgSO₄, com implicações em diversas áreas, como a

indústria, agricultura e pesquisa científica. Demediuk e Cole (1957) identificaram a formação de quatro fases distintas.

- $5 \text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ (forma 5) (5-1-2 ou 5-1-3);
- $3 \text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$ 3 (forma 3) (3-1-8);
- $\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ (1-fase) (1-1-5) e
- $\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot 2 \text{MgSO}_4 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ (1/2-fase) (1-2-3).

A resistência do cimento MOS é atribuída à formação da fase 517, também conhecida como fase 5 ($5\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$), que se mantém estável em meio aquoso e apresenta pouca decomposição em pH inferior a 12 (Runčevski, 2013).

Diversas variáveis influenciam as propriedades finais dos cimentos, como o tipo e a quantidade de aditivos, a relação molar entre MgO e MgSO_4 , a concentração de MgSO_4 em água, a temperatura de calcinação do MgO, a quantidade e o tipo de fases de hidratação subsulfatadas, o tamanho e a área superficial do MgO, além da umidade e do volume de água adicionados durante a preparação. As propriedades físicas do MOS também desempenham um papel relevante. Esses fatores devem ser cuidadosamente considerados, uma vez que têm impacto significativo nas características finais do cimento (PAULA; URBINATI; MORELLI; 2003).

2.1.3 Formação das fases de hidratação do cimento MOS

As propriedades mecânicas do cimento MOS são influenciadas por diversos fatores, entre os quais o tipo e a quantidade das fases de hidratação desempenham um papel crucial. No sistema ternário de $\text{MgO}-\text{MgSO}_4-\text{H}_2\text{O}$, a temperatura se destaca como um fator determinante (OLIVEIRA, 2020).

Demediuk e Cole (1957) realizaram um estudo do sistema $\text{MgO} - \text{MgSO}_4 - \text{H}_2\text{O}$ analisando várias concentrações de solução saturada de MgSO_4 em temperaturas que variavam de 30°C a 120°C. Os resultados mostraram a formação de quatro fases distintas do oxissulfato de magnésio, cada uma com características específicas que podem impactar consideravelmente as propriedades mecânicas do cimento MOS. Pesquisas subsequentes identificaram variações da fase 5, especificamente a $5\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ (fase 517) (RUNČEVSKI et al, 2013; WU et al, 2015; WU et al, 2016b).

Compreender as interações entre essas fases é imprescindível para melhorar o desempenho do material em diferentes condições ambientais, assegurando sua durabilidade e resistência ao longo do tempo. As fases observadas no cimento MOS estão listadas na Tabela 2.

Tabela 2: Fases observadas em cimentos oxissulfato de magnésio

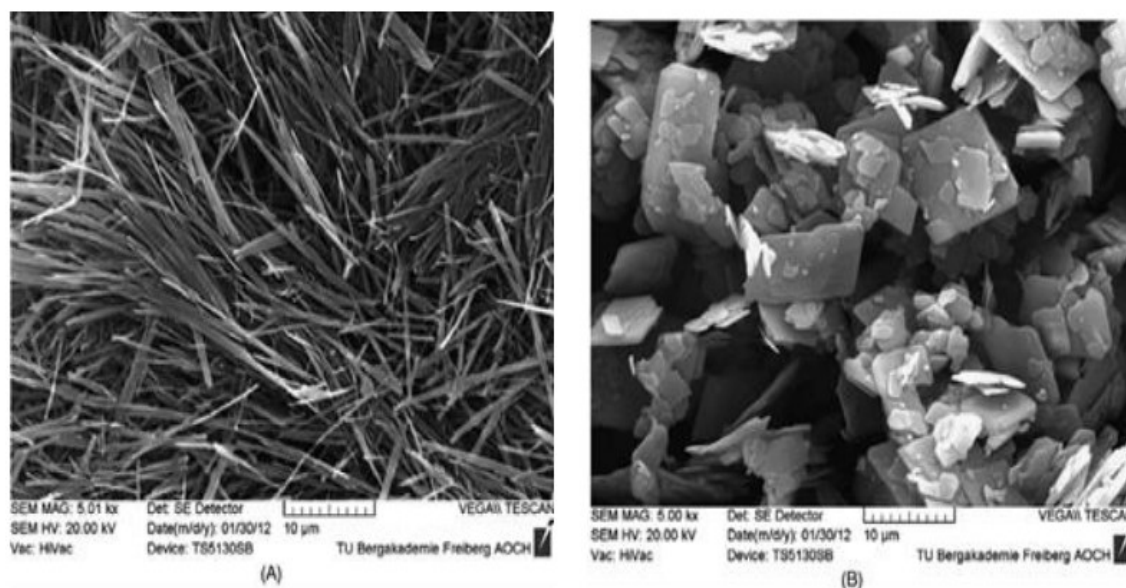
Fase	Composição	Referência
3-1-8	$3 \text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$	Dinnebier et al. (2013)
5-1-3 (ou 5-1-2)	$5 \text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$	Demediuk and Cole (1957)
1-1-5	$\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$	Demediuk and Cole (1957)
1-2-3	$\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot 2 \text{MgSO}_4 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$	Demediuk and Cole (1957)
5-1-7	$5 \text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$	Runcevski et al. (2013)

Os estudos iniciais sugeriram que o principal produto de hidratação que contribui para a resistência do cimento MOS seria a fase $3\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$ (fase 3·1·8). Entretanto, investigações posteriores realizadas por Dinnebier et al. (2013) mostraram que essa fase se torna instável à temperatura ambiente. A fase 5-1-2 foi identificada como a mais estável na faixa de temperatura de 25°C. Adicionalmente, as fases 5-1-3 e 5-1-2 compartilham estruturas semelhantes, sendo que 5-1-2 oferece uma descrição mais precisa da química dessa fase (BA, 2019).

Kahle (1972, apud Oliveira, 2020) evidenciou que o cimento MOS pode conter tanto a fase 3 quanto a fase 5 quando curado sob condições a vapor, com uma relação molar de $\text{MgO}:\text{MgSO}_4$ de 5. Sob essas condições, é possível superar o limite de solubilidade do sulfato de magnésio heptahidratado a 23°C.

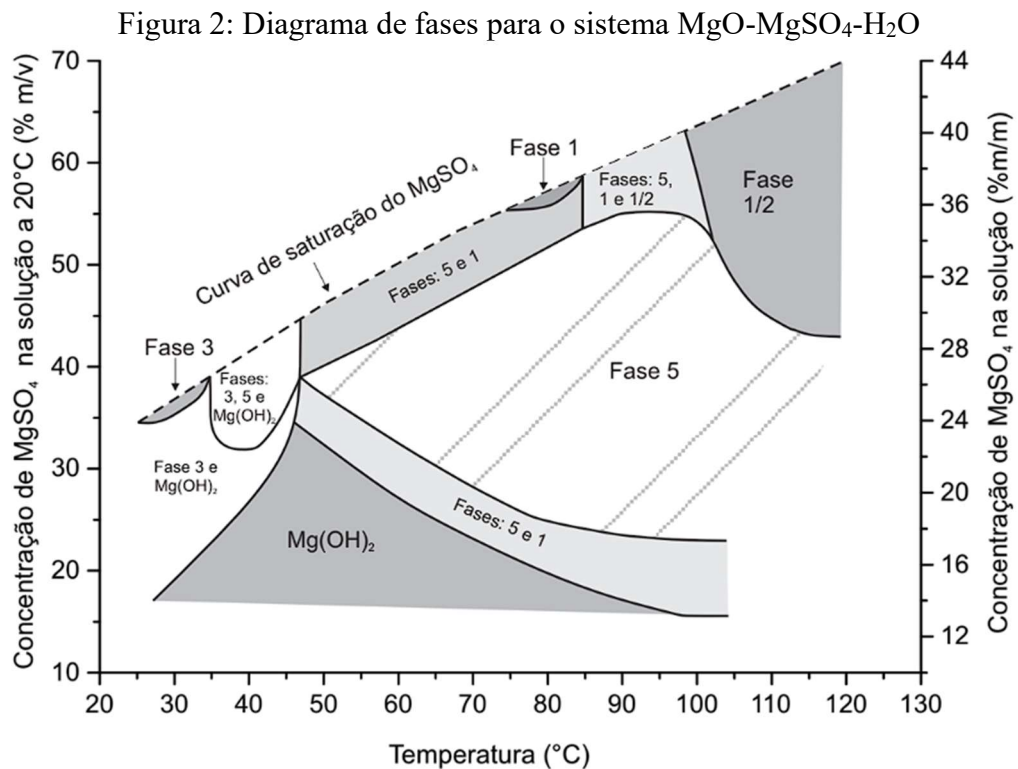
Análises eletrônicas das duas fases de MOS revelaram morfologias cristalinas distintas. A fase 5-1-2 forma longas "agulhas" que se assemelham a bigodes (Figura 1(a)), enquanto a fase 3-1-8 apresenta cristais com formato escamoso [Figura 1(b)]. A estrutura em forma de agulha da fase 5-1-2 e suas propriedades de preenchimento de espaço explicam sua preferência em aplicações industriais visando aumentar a resistência do cimento MOS (OLIVEIRA, 2020).

Figura 1: Imagens das fases obtidas por MEV: (a) fase 5-1-2 e (b) fase 3-1-8



Fonte: OLIVEIRA, 2020

A formação e a diversidade das fases dependem de múltiplos fatores, sendo a relação molar entre $MgO/MgSO_4$ e $MgSO_4/H_2O$, um dos mais importantes. Portanto, durante a preparação do cimento MOS, as proporções dos componentes devem ser cuidadosamente consideradas. Outro fator relevante relacionado à relação molar é a concentração de $MgSO_4$ em solução. Demediuk e Cole (1957) observaram que em baixas concentrações de $MgSO_4$ em solução, ocorre uma região monofásica de $Mg(OH)_2$, caracterizando a presença de apenas uma fase pura. A temperatura também influencia a quantidade de fases formadas, pois a solubilidade do $MgSO_4$ aumenta com o aumento da temperatura (OLIVEIRA, 2020). A Figura 2 ilustra as diferentes fases em função das concentrações de $MgSO_4$ e temperatura.



fase 3: $3\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$; fase 5: $5\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$;
 fase 1: $\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ e fase 1/2: $\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot 2\text{MgSO}_4 \cdot x\text{H}_2\text{O}$.

Fonte: WALLING e PROVIS (2016).

A precipitação na superfície do composto também afeta a formação das diversas fases no sistema. Wu et al. (2016b) relataram que, após um período de supersaturação, a precipitação na superfície do MgO inibe a reação com íons SO_4^{2-} , alterando a proporção das fases presentes, criando novas fases na superfície do MgO. Ademais, a relação entre a área superficial e o tamanho dos grãos do pó de MgO é crucial para sua reatividade, influenciando a formação das fases de hidratação (OLIVEIRA, 2020). A relação água/cimento também impacta essa variação, conforme mencionado por Zhang et al. (2019).

O peso específico do $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ também exerce influência nas fases presentes. Beaudoin e Ramachandran (1978) observaram que, com um peso específico menor do sulfato de magnésio heptahidratado, ocorre um aumento na presença da fase 3, enquanto valores mais elevados favorecem a fase 5. Além disso, o uso de adições e aditivos pode inibir ou acelerar o crescimento das fases.

No que diz respeito à fase 3, observa-se que sua formação é restrita a baixas temperaturas. Até atingir 30°C, apenas a fase 3 e o $Mg(OH)_2$ são identificáveis no compósito. Portanto, a estabilidade da fase $3Mg(OH)_2 \cdot MgSO_4 \cdot 8H_2O$ é restrita a baixas temperaturas, formando-se de maneira pura em uma relação molar entre $Mg(OH)_2/MgSO_4$ de aproximadamente 3,2. Newman (1964) indicou que, em temperaturas de 25°C, a fase 3 precipita espontaneamente quando a concentração de $MgSO_4$ em solução é superior a 12%, o autor verificou que essa fase não se forma em soluções contendo menos de 25% de $MgSO_4$. O autor verificou que essa fase não se forma em soluções contendo menos de 25% de $MgSO_4$. Observou-se também que o sulfato de magnésio heptahidratado com peso específico menor resulta em uma maior presença da fase 3 em comparação à fase 5.

WU (2017) destacou que o cimento MOS endurecido não pode ser obtido quando o teor da fase 3-1-8 excede 50%. Essa limitação ocorre porque o sulfato de magnésio presente no sistema não reage totalmente com os sais de magnésio, resultando em baixa resistência do cimento MOS. Dinnebier et al. (2013) concluíram que a fase 3-1-8 se forma a 25°C como uma fase metaestável, precipitando a partir da OH^- da solução supersaturada de $MgSO_4$. Chen (2017), ao estudar aditivos combinados com cinzas volantes, observou que, quando a fase 3-1-8 é predominante, uma quantidade significativa de $MgSO_4$ permanece não reagida na fase líquida do cimento MOS, conforme apontado também por Gomes e Oliveira (2018).

Em relação à fase 5, esta é estável em altas temperaturas e, a presença do sulfato de magnésio heptahidratado com peso específico elevado, está associada a essa fase. A fase 5-1-3 é considerada uma fase de ligação desejável no cimento comercial, proporcionando uma estrutura interna do cimento MOS mais compacta e com menos vazios, o que resulta em maior resistência mecânica. A diminuição da porosidade devido ao preenchimento eficiente dos vazios contribui para uma maior resistência à água, um fator crítico em ambientes externos (OLIVEIRA, 2020).

Wu et al. (2016b) relataram que, mesmo após 28 dias de imersão em água, a fase 5-1-7 ainda era identificável no cimento MOS. A formação de cristais agulhados da fase 5-1-7 melhorou a capacidade do cimento de resistir a rachaduras, tornando-o adequado para produtos volumosos à base de cimento MOS em ambientes de baixa temperatura.

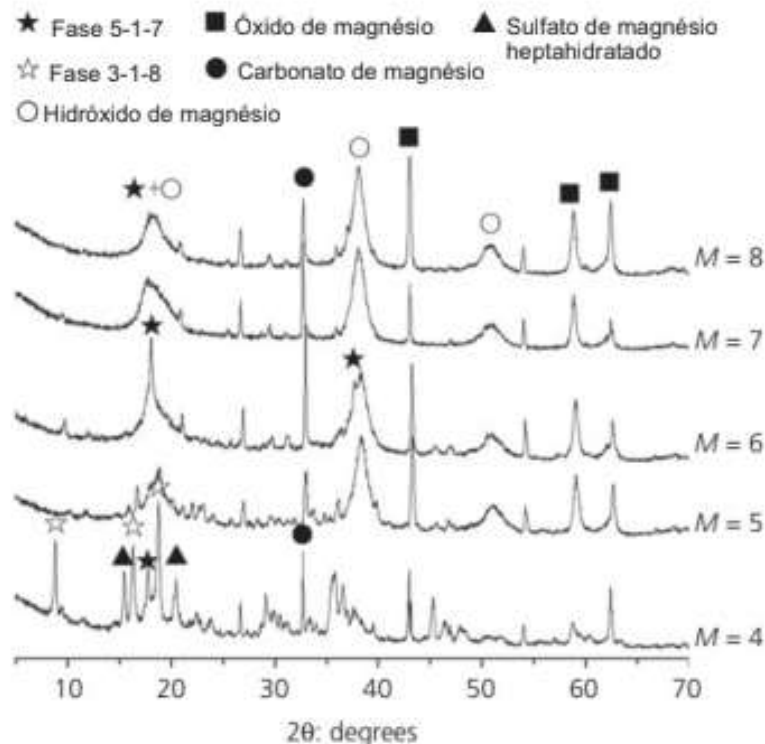
Em relação às fases 1 e $\frac{1}{2}$, sabe-se que a primeira ocorre em temperaturas intermediárias e alta concentração, enquanto a segunda ocorre em altas temperaturas e alta concentração. A fase 1-1-5, metaestável, possui a tendência de se transformar em $Mg(OH)_2$ quando envolvida em um sistema cimentício com baixa $[OH^-]$. Pelo contrário, a fase 5-1-7

tende a ser formada quando a $[\text{OH}]$ na fase líquida e a $[\text{CA-Mg-OH}]$ na superfície das partículas de MgO são suficientemente altas (WU, CHENGYOU; 2018).

2.1.4 Relação molar (M) e sua interferência nas propriedades do cimento MOS

A quantidade relativa das diferentes fases de hidratação no cimento MOS é influenciada por diversos fatores, sendo um dos principais a relação molar entre $\text{MgO} : \text{MgSO}_4 : \text{H}_2\text{O}$. Essa relação pode impactar diretamente as quantidades de cada fase presente no sistema. A Figura 3 apresenta os resultados de difração de raios X (DRX) para diferentes relações molares do cimento MOS. Para relações molares (M) de 3 e 4, foram observados os mesmos compostos; no entanto, para M igual a 6, a fase 3-1-8 não se formou, enquanto a fase 5-1-7 foi identificada.

Figura 3: Espectros de DRX do efeito da relação molar na formação das fases (AS/P=0,6).



Fonte: Wu et al (2016)

Quando a relação M ultrapassa 6, o cimento MOS é predominantemente constituído de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ e MgO . Wu et al. (2016a) também compararam a relação molar com os

resultados de resistência à compressão, constatando que a alta resistência à compressão das amostras com M igual a 6 está associada à formação da fase 5-1-7. Para favorecer a formação da fase 5-1-7 e obter um desempenho superior, estudos indicam que a proporção de MgO para $MgSO_4$ (relação $MgO/MgSO_4$) deve frequentemente ser superior a 5 (OLIVEIRA, 2020). Isso se deve ao fato de que, apesar da maior parte do MgO ser reativa, as variações na temperatura de calcinação utilizadas na produção do MgO a partir da magnesita ($MgCO_3$) resultam em uma quantidade significativa de MgO não reativo e superaquecido. Como consequência, nem todo o MgO se envolve na formação da fase 5-1-7, o que pode levar a um excesso de MgO e, conseqüentemente, a uma diminuição na resistência à água (BA, 2019).

Chen (2019) observou que, quando a razão molar de MgO para $MgSO_4$ atinge 3, a fase 3-1-8 assume o papel predominante no processo de hidratação, resultando em uma quantidade considerável de $MgSO_4$ não reagido. Por outro lado, ao aumentar essa proporção para 5, a fase predominante torna-se a 5-1-7, o que gera um aumento significativo na resistência do cimento. Caso a proporção ultrapasse 5, observa-se um aumento contínuo na formação de $Mg(OH)_2$, acompanhado por uma redução na resistência do material.

A concentração de $MgSO_4$ na composição do cimento MOS também é crucial. De acordo com Demediuk e Cole (1957), concentrações baixas de $MgSO_4$ levam a uma menor formação de produtos de hidratação e à predominância da região monofásica de $Mg(OH)_2$, resultando em menor resistência do compósito. Molano (2022) utilizou concentrações inferiores a 25% e obteve um compósito com resistência reduzida. Gomes e Oliveira (2020) testaram teores de 20% e 40%, encontrando melhores resultados para a concentração de 40%. Ba et al. (2019) verificaram que concentrações de até 50% produzem bons resultados em propriedades mecânicas e melhor durabilidade quando o compósito é adicionado com fibras. Portanto, foi adotada a concentração de 40% neste estudo.

Wu (2020) conduziu uma análise da relação entre o tipo e o conteúdo relativo das fases de hidratação em função das razões molares de $MgO/MgSO_4$ e o uso de aditivos, como ácido cítrico e ácido fosfórico. Os resultados mostraram que, ao aumentar a razão molar de $MgO/MgSO_4$ de 3 para 9, as fases predominantes de hidratação foram identificadas como fase 3-1-8, fase 5-1-7 e $Mg(OH)_2$, respectivamente. A inclusão de aditivos favoreceu a formação significativa da fase 5-1-7, resultando em cimentos MOS com elevada resistência mecânica e boa resistência à água.

De acordo com Wu et al. (2015), a relação molar também interfere no tempo de pega do cimento MOS, aumentando o tempo de pega à medida que essa relação é elevada. Essa extensão no tempo de pega proporciona mais tempo para que as reações ocorram, favorecendo uma maior formação das fases subsulfatadas.

Outro aspecto a ser considerado é a resistência à água, que é uma das principais deficiências do cimento MOS. Wu et al. (2016b) relataram que, ao empregar ácido cítrico no compósito, uma maior relação molar resultou em menor resistência, aumentando a probabilidade de fissuração e fraturas na pasta de cimento. Em seu estudo, ao aumentar a relação molar $MgO:MgSO_4:H_2O$ de 5:1:18 para 7:1:20 a resistência reduziu de 37,5 para 32,4 MPa.

2.1.5 *Propriedades físicas e mecânicas do MOS*

O estudo das propriedades físicas das pastas de cimento é fundamental para garantir um bom desempenho durante o processo de cura, a durabilidade do sistema e a capacidade estrutural. Segundo Helene (1983), pastas cimentícias com porosidade acima de 15% são consideradas deficientes em termos de durabilidade. No caso do cimento à base de magnésio, a porosidade é uma característica importante a ser considerada. Os cimentos magnesianos são conhecidos por sua porosidade, que pode influenciar a capacidade de absorção de água, afetando seu desempenho, resistência e durabilidade ao longo do tempo (OLIVEIRA, 2020).

Estudos realizados por Beaudoin e Ramachandran (1978) demonstraram que a aplicação de pressão de compactação nas pastas de cimento MOS pode reduzir significativamente a quantidade de espaços vazios, indicando uma relação direta entre a pressão aplicada e a redução da porosidade em cimentos à base de magnésio.

A densidade do cimento MOS varia de 2,10 g/cm³ a 2,60 g/cm³. Kandeel (2015) observou que a redução do tamanho das partículas de MgO resulta em um aumento na densidade e uma diminuição na absorção de água. Essa redução do tamanho das partículas teve um efeito positivo na formação dos produtos de hidratação, levando a uma estrutura mais compacta e menos porosa. Partículas menores conseguem preencher os espaços vazios existentes nos compósitos cimentícios, contribuindo para a estabilidade do material. Oliveira (2020) menciona que a quantidade de água interna está relacionada à densidade de empacotamento do sistema, enquanto a água na camada superficial está associada à superfície específica do sistema.

A estabilidade volumétrica é crucial para evitar fissuras resultantes de retração ou expansão do material. O cimento magnesiano, no entanto, pode apresentar variações ou expansões significativas. A expansão volumétrica pode chegar a 2,5 vezes durante a reação de hidratação do óxido de magnésio (MgO), representando uma limitação importante para seu uso em concretos. Essa expansão ocorre devido à diferença de densidade entre o óxido ($\text{MgO} = 3,5 \text{ g/cm}^3$) e o hidróxido [$\text{Mg}(\text{OH})_2 = 2,4 \text{ g/cm}^3$] de magnésio. Com frequência, essa expansão, provocada pela formação do $\text{Mg}(\text{OH})_2$, leva a variações dimensionais ao longo do tempo, podendo resultar em fissuras e comprometer as propriedades e integridade do material, levando à sua ruptura (SALOMÃO et al., 2007). No que diz respeito ao cimento MOS, Oliveira (2020) afirma que uma estabilidade volumétrica permanente pode ser alcançada por meio da seleção adequada da magnésia. Para isso, é essencial considerar o tamanho das partículas e o grau de calcinação, além de seguir as especificações de cura e controlar a temperatura durante o processo.

Em relação ao tempo de pega, o cimento MOS é conhecido por apresentar uma pega rápida. Essa rapidez se deve às reações químicas que ocorrem rapidamente, especialmente entre o MgO e a solução. O controle do tempo de pega é necessário, pois a cinética rápida das reações pode comprometer a trabalhabilidade do cimento. O tempo de pega está diretamente relacionado ao tipo, estrutura e características dos materiais utilizados na composição. Quanto menor a reatividade do MgO , maior será o tempo de pega das reações (PAULA et al., 2003). Segundo Zhang et al. (2019a), o tempo de pega inicial depende principalmente do teor de MgO ativo e da cinética de hidratação. Os fatores que afetam o tempo de pega do MOS incluem a quantidade de MgO , a concentração de MgSO_4 e a homogeneidade da pasta.

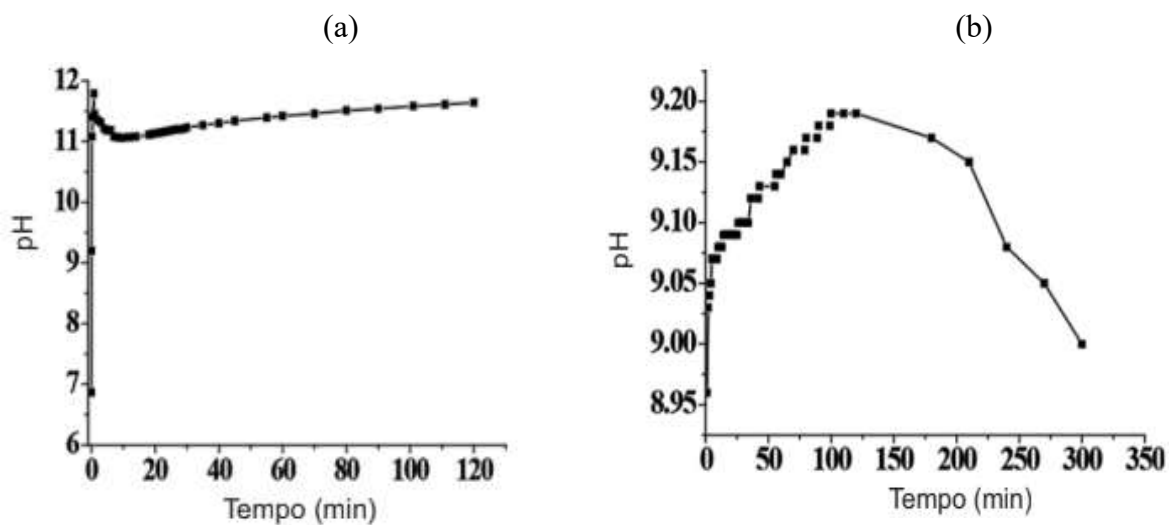
A resistência à abrasão do cimento MOS é aproximadamente 1,5 vezes superior à do tradicional cimento Portland. Essa característica implica que os pavimentos feitos com cimento MOS apresentam uma vida útil mais prolongada e são aptos a suportar tráfego intenso por longos períodos, sem comprometer sua integridade estrutural (OLIVEIRA, 2020). Essa resistência assegura que os pavimentos que utilizam MOS sejam mais duráveis e capazes de resistir ao desgaste causado pela fricção e atrito constantes.

No que diz respeito ao pH, estudos de Wu et al. (2014; 2015) indicaram que a mistura de MgO com água leva à hidratação do MgO em três estágios distintos, conforme ilustrado na Figura 4(a). No primeiro estágio, o pH aumenta rapidamente devido à reação descrita pela Equação 4. No segundo estágio, observa-se uma leve diminuição do pH, resultante da reação

da Equação 5. Por fim, no último estágio, ocorre a decomposição do $Mg(OH)_2$, levando à formação dos íons Mg^{2+} e OH^- (aq).

Em relação ao pH do cimento MOS na presença de $MgSO_4$, Oliveira (2020) observou que a adição de ácido cítrico provoca mudanças no pH em dois estágios distintos (Figura 4(b)). Inicialmente, o pH aumenta significativamente, atingindo cerca de 9,07 unidades.

Figura 4: Valores de pH no MOS em relação ao tempo: (a) MgO hidratado em água; (b) cimento MOS



Fonte: Oliveira (2020)

No segundo estágio, com a formação e o desenvolvimento dos cristais (conforme a Equação 9), ocorre uma diminuição do pH. Portanto, pode-se concluir que o pH do cimento MOS é básico, apresentando características alcalinas, embora sua alcalinidade seja inferior à dos cimentos Portland, que possuem pH em torno de 12. Essa informação é relevante para compreender as propriedades do cimento MOS e sua influência em diferentes aplicações.

A resistência à compressão e à flexão do cimento oxi-sulfato de magnésio (MOC) é superior à do cimento MOS, mas ambas são maiores que a do cimento Portland (HERRERA, 1983). Gomes (2018) observou que a resistência à compressão e à flexão do cimento oxi-sulfato de magnésio é aproximadamente 1,5 vezes maior que a do cimento Portland. Contudo, a resistência do MOS é cerca de 50% inferior a do cimento oxiclreto de magnésio (MOC).

2.2 USO DE ADIÇÕES E ADITIVOS NO CIMENTO MOS

Nos últimos dez anos, as pesquisas sobre o cimento de óxido de magnésio (MOS) têm se intensificado, especialmente em relação às adições de subprodutos industriais, como cinzas volantes e escórias de alto forno. Esses estudos demonstraram que tais adições melhoram significativamente o desempenho mecânico e a estabilidade do cimento MOS, reduzindo a formação de $Mg(OH)_2$ e promovendo a criação da fase 5-1-7, que resulta em uma microestrutura mais compacta e menor porosidade aparente (Li et al., 2021; Zhang et al., 2019b; Wu et al., 2015).

Ba et al. (2021) investigaram o uso de silicato de sódio e ácido cítrico como adições, constatando que esses materiais diminuem a fluidez das pastas de cimento MOS, aceleram o tempo de pega inicial e aumentam a resistência mecânica e a resistência à água das amostras. Isso resulta em produtos de hidratação mais refinados e maior densidade.

Um estudo de Li et al. (2020a) explorou a influência da adição de cinza de combustível pulverizado e escória de alto forno como pozolanas, mostrando melhorias nas propriedades mecânicas e resistência à água. Os autores também analisaram diferentes métodos de cura, observando que a cura por carbonatação potencializou essas resistências.

Hu et al. (2020) estudaram a substituição de MgO por escória de alto forno, encontrando que a resistência à compressão e à água aumentava com o tratamento por carbonatação, embora houvesse uma redução nas resistências com o aumento da adição de escória.

Zhang et al. (2019b) avaliaram o uso de cinzas volantes de diferentes teores de cálcio, concluindo que essas cinzas contribuíram para a formação da fase 5-1-7, favorecendo a compactação da matriz cimentícia. Além disso, Hao, Li e Zhao (2019) observaram que a adição de sílica ativa aumentou significativamente a resistência à compressão e à flexão do cimento MOS.

A cinza volante também tem sido usada, no cimento MOC, devido ao seu efeito filler (LI, YU, 2010), por retardar o tempo pega, e melhorar trabalhabilidade e a resistência à água. Dessa forma, além da cinza colaborar com o meio ambiente pelo uso do resíduo, também seria uma forma de economizar energia, devido ao custo alto para produzir o MgO . Verificou-se que a resistência à compressão da argamassa MOC diminui em cerca de 35% quando 30% de cinza volante em peso de magnésia é incorporada. No entanto, não houve nenhuma explicação por que esse fenômeno acontece. Obviamente, as propriedades físicas

e químicas dos cimentos magnesianos, como resistência à compressão, estabilidade de volume e resistência à água, são modificadas por vários efeitos químicos e/ou físicos dos aditivos e cargas nos processos de hidratação necessitando de mais estudos nessa área (LI et al, 2013). Partículas muito finas de cinzas volantes retêm mais água capilar e produzem micro porosidades e preenchem vazios no cimento MOS, o que resultaria em maior resistência à compressão no teor mais alto (LI Z. G et al, 2014).

Gomes et al. (2020) analisaram a influência da sílica de casca de arroz como adição, constatando melhorias significativas na densidade e durabilidade dos compósitos. Gomes et al. (2021) verificaram que a adição de casca de arroz ao MOS e ao MOC resultou em maior estabilidade em água, especialmente com maiores quantidades de sílica.

Oliveira (2020) destaca um aumento nas pesquisas sobre adições e aditivos nos cimentos de MgO, com a maioria dos estudos focados na cinza volante, investigando a influência da composição, na razão molar MgO/MgSO, ou H₂O/MgSO. Também se observou que ácidos, como ácido cítrico e ácido fosfórico, aumentam a resistência à compressão, especialmente na formação da fase 5-1-7 (Chen et al., 2018a; Qin et al., 2018b).

Ademais, pesquisas mostraram que o uso de aditivos de diferentes tipos de ácidos como o ácido cítrico ou ácido fosfórico pode aumentar a resistência à compressão do cimento magnesiano após a cura, principalmente o ácido cítrico. Ele auxilia significativamente o desempenho mecânico, promovendo a formação da fase de resistência predominante (fase 5-1-7) (CHEN et al, 2018a; QIN et al, 2018b; WANG et al, 2018; OLIVEIRA, 2020). Ácidos, como o tartárico, são conhecidos por retardar a hidratação do cimento Portland, e, conseqüentemente prolongar o tempo de pega. O ácido quando usado em associação a cinza volante, mesmo com teores altos dessa adição mineral, contribui para o aumento da resistência à compressão (QIN et al, 2018a; ZHANG et al, 2020; LI et al, 2020a).

A adição de materiais carbonáticos, como calcário em pó, é promissora, pois atua como um retardante, a depender da sua granulometria, promovendo reações mais lentas entre MgO e água, o que pode melhorar as propriedades do cimento MOS (Gomes, Oliveira, 2018). Molano (2022) estudou a substituição do MgO por calcário dolomítico e observou melhorias nas resistências após 28 dias de cura. Ruan e Unluer (2016) notaram que o uso de calcário dolomítico aumentou a densidade do cimento MOS, reduzindo o calor liberado durante a hidratação. Gomes e Oliveira (2020) relataram novas formações nas fases de hidratação com carbonatos, influenciando positivamente o desempenho à flexão e a quantidade de água disponível durante a hidratação.

Além disso, a introdução de carbonatos pode ajudar a controlar a razão molar de $MgO/MgSO_4$, potencializando as propriedades mecânicas e a durabilidade do compósito MOS. Estudos indicam que uma razão molar adequada é essencial para otimizar as reações de hidratação e a formação dos produtos de hidratação desejados, contribuindo para a resistência e a estabilidade do material (Ba et al., 2019b; Marmorato, Gladis, 2014). Em condições normais, pode acelerar a cinética da hidratação ao agir como nucleadores para a precipitação de fases hidratadas. Essa ação é benéfica, pois permite uma melhor distribuição das fases hidratadas, resultando em uma microestrutura mais densa e menos porosa. Com uma microestrutura aprimorada, o cimento MOS pode apresentar maior resistência à compressão e à flexão, além de uma durabilidade superior em ambientes agressivos. É possível também um controle mais eficiente da quantidade de água disponível durante o processo de hidratação do cimento (Gomes e Oliveira, 2018).

Embora tenha sido observada uma redução na resistência à compressão, algumas amostras de pasta com a adição de carbonatos apresentaram resultados superiores de resistência à flexão em comparação com a amostra de referência sem carbonatos. Gomes e Oliveira (2018) constataram que a substituição dos carbonatos prejudicou significativamente a resistência à compressão quando altas taxas de substituição (85% e 75%) foram adotadas, no entanto não diminuiu a resistência à flexão dessas matrizes. Também observaram que uma menor taxa de carbonatos e um aumento na concentração de $MgSO_4$ poderiam levar a melhores resultados em termos de resistência. Por outro lado, os estudos conduzidos por Molano (2022), utilizaram teores de 10% e 20% de calcário dolomítico como substituição e foi possível observar que um maior nível de substituição resultou em um aumento da resistência à compressão do cimento MOS após 28 dias, apesar de ter sido verificado aumento de resistência aos 7 dias de cura, segundo o autor, isso se deu devido ao conteúdo decrescente do produto de hidratação da fase 3, e maior formação de brucita tardia ($Mg(OH)_2$), em tempos de cura maiores.

Os resultados de Molano (2022) mostraram também que a substituição do MgO por calcário dolomítico nas pastas de cimento MOS aumentou a porosidade na microestrutura das pastas de cimento MOS, dessa forma, pode aliviar as tensões internas produzidas pela expansão da hidratação do MgO durante a cura ao ar. O aumento da porosidade facilitou a difusão de CO_2 na estrutura e promoveu a formação de carbonatos de magnésio ($MgCO_3$).

No que se refere a mudança nos poros, Wu et al (2017) e Wang et al (2018) verificaram que, no cimento MOS sem aditivos, existe uma quantidade elevada de

macroporos ($> 100\text{nm}$) e poros de gel ($6\mu\text{m} - 10\mu\text{m}$). Os autores atribuíram a grande quantidade de poros de gel à fraca cristalização dos produtos de hidratação. Sabe-se que uma quantidade elevada de macroporos é ruim para a resistência mecânica, assim a redução desse tipo de poros influencia positivamente nos resultados de resistência mecânica. Sendo assim, o filler calcário pode contribuir para uma maior resistência e durabilidade do material, uma vez que pode causar a densificação da microestrutura do cimento devido ao seu efeito de preenchimento (RUAN, UNLUER, 2016).

Estudos recentes também mostram que a adição do calcário nas pastas de cimento tem um efeito positivo na redução de dióxido de carbono, o que é benéfico para o meio ambiente, uma vez que ajuda a reduzir a quantidade da emissão de carbono da indústria da construção civil. Portanto, o uso do calcário como componente na produção de cimento tem se mostrado uma prática vantajosa, trazendo melhorias tanto para o desempenho do material quanto para o meio ambiente (LI, SU, GAO, 2022b).

Em relação à formação das fases de hidratação do cimento MOS, Gomes e Oliveira (2020) afirmam que, após a substituição do MgO por carbonatos, novas formações puderam ser observadas, pois o cimento MOS com carbonato de magnésio mostrou a presença de $MgCO_3$ e $Mg(OH)_2$. Os autores afirmam ainda que uma maior razão molar de $MgO/MgSO_4$ associada à maior razão molar de $H_2O/MgSO_4$ influenciou positivamente o desempenho à flexão das pastas e que, desta forma, é possível reduzir a quantidade de MgO por material carbonático de acordo com sua aplicação como material de construção.

Nos estudos de Gomes e Oliveira (2020) foram analisadas concentrações de sal Epsom em solução com H_2O diluindo 20% e 40% de $MgSO_4 \cdot 7H_2O$ na água obtendo uma concentração de 88,5 g/L e 162,0 g/L, respectivamente, levando a conclusão que pastas com uma maior concentração de sal apresentaram uma maior resistência à compressão. Por sua vez, Molano (2022), afirmou que as concentrações devem ser iguais ou superiores a 25% para promover a formação de fases de hidratação com melhores propriedades mecânicas. Estudos anteriores também chegaram à conclusão de que porcentagens menores que 25% resultam apenas na formação da fase-3. Por outro lado, segundo Ba et al (2019), porcentagens de até 50% proporcionam bons resultados em termos de propriedades mecânicas e durabilidade das fibras no compósito MOS (BA et al, 2019b, MARMORATO, GLADIS, 2014).

Gomes e Oliveira (2020) afirmam que, embora o carbonato de cálcio não deva reagir com outros compostos, devido ao seu efeito de adsorção, ele controla a quantidade de água

disponível para o processo de hidratação e, conseqüentemente, influência nas formações de fases. Assim, a razão molar do $MgO/MgSO_4$ e sua hidratação também são afetadas. Embora não se descarte a possibilidade de os carbonatos atuarem como adições reativas, o uso do material carbonático como carga inerte pode acelerar a cinética da hidratação devido a sua possível ação como nucleador para a precipitação de fases hidratadas, dependendo de sua granulometria, principalmente para maiores porcentagens de sulfato de magnésio, podendo afetar a formação das fases. Assim, a substituição do óxido de magnésio (MgO) por carbonatos pode ser considerada uma estratégia importante para a tecnologia MOS, pois, pode reduzir os custos de produção e aprimorar o desempenho dos compósitos com cimento MOS.

2.3 FIBRAS DE VIDRO

Os materiais cimentícios são conhecidos por sua alta resistência à compressão, o que os torna ideais para diversas aplicações na construção civil. No entanto, um dos principais desafios enfrentados por esses materiais é a sua baixa resistência à tração e deformação. Essa limitação pode restringir seu uso em estruturas sujeitas a tensões variadas e comprometer a durabilidade em certas condições de serviço. Para contornar essa desvantagem, as fibras têm sido amplamente utilizadas como reforço em matrizes cimentícias. Um exemplo notável dessa abordagem foi o uso de fibras de amianto, que foram amplamente empregadas como reforço em uma matriz de massa de cimento desde 1898. No entanto, devido aos riscos à saúde associados à manipulação do amianto, seu uso foi abandonado em muitos países, incluindo o Brasil (MÁRMOL, SAVASTANO; 2017).

Desde então, diversos estudos têm sido realizados envolvendo compósitos formados por materiais cimentícios e fibras dispersas, destacando a importância do reforço fibroso. As fibras utilizadas podem ser feitas de uma variedade de materiais, incluindo polipropileno, vidro, carbono e até mesmo resíduos industriais. A introdução dessas fibras nos materiais cimentícios proporciona uma série de benefícios. Além de melhorar a resistência à tração e deformação, elas também contribuem para aumentar a tenacidade à flexão (definida como a energia tolerada até a ruptura do corpo-de-prova mantido em flexão), a resistência ao impacto do material, e aumentam significativamente a deformação até a ruptura, além de fornecer resistência à fadiga (MEHTA e MONTEIRO, 2014).

Adicionalmente, as fibras desempenham um papel crucial no controle da fissuração e na redução da propagação de trincas, resultando em melhorias na durabilidade e na vida útil das estruturas construídas. Elas atuam principalmente reforçando a matriz cimentícia, controlando a fissuração do compósito e alterando seu comportamento após a ocorrência de fissuração na matriz. Ao distribuir as tensões de maneira mais uniforme, as fibras retardam o crescimento de fissuras, resultando em fissuras menos visíveis e, conseqüentemente, em uma estrutura mais robusta (LAMEIRAS, 2007).

Entre as variedades de fibras empregadas como reforço para matrizes cimentícias, destacam-se as fibras metálicas (como as de aço), poliméricas (como polipropileno, poliéster, poliamida, acrílicas, entre outras), vegetais (como capim, fibra de coco, bagaço de cana-de-açúcar, sisal, fibra de bambu, etc.) e minerais (incluindo amianto, rocha, cerâmica e vidro). A Tabela 3 descreve os principais tipos de fibras e suas características mecânicas (resistência à tração, módulo de elasticidade, densidade e deformação).

Tabela 3: Propriedades mecânicas dos diversos tipos de fibras usados em matrizes cimentícias.

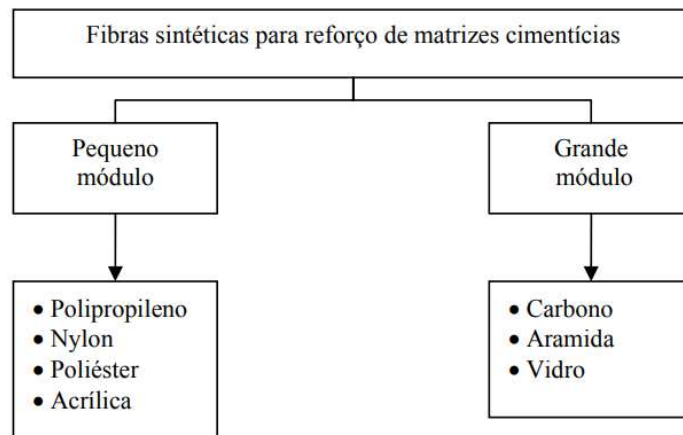
Material	Diametro (mm)	Densidade (g/cm ³)	Módulo Elasticidade (GPa)	Resistência à tração (GPa)	Deformação na ruptura (%)
Aço	100-1000	7,84	190 - 210	0,5 - 2,6	0,5 - 3,5
Vidro	0,008- 0,015	2,60	70 - 80	2 - 4	2 - 5
Amianto	0,00002- 0,0004	2,60	160 - 200	3 - 3,5	2 - 3
Polipropileno	20-400	0,9 - 0,95	1 - 10	0,45 - 0,76	15 - 25
Poliéster	10 - 200	1,34 - 1,39	10 - 18	0,23 - 1,2	10 - 50
Poliétileno	25 - 1000	0,92 - 0,96	5	0,08 - 0,6	3 - 100
PVA	14 - 650	1,3	29 - 36	0,8 - 1,5	5,7
Madeira	-	1,5	71	0,9	-
Sisal	10 - 50	1,50	-	0,80	3
Aramida (Kevlar)	10	1,45	65 - 133	3,60	2,10 - 4
Carbono	9	1,90	230	2,60	1
Matriz cimento	-	2,50	10 - 45	3,70 x 10 ³	0,02

Fonte: Modificado de Lucena (2017) e Santos (2009)

É válido destacar que o módulo de elasticidade (E) dos concretos convencionais é em torno de 35 GPa e das argamassas convencionais é em torno de 30 MPa. Segundo Peruzzi (2007), para que as fibras adicionadas à matriz cimentícia como reforço incrementem a resistência do compósito como um todo, elas devem ter um valor de módulo de elasticidade superior ao da matriz. O autor ainda classifica os diversos tipos de fibra disponíveis para o reforço de matrizes cimentícias em duas classes: de pequeno módulo (30 Mpa) e grande

módulo(35 GPa) (tendo o E do concreto e argamassas como referência). A Figura 5 ilustra essa classificação, destacando que, embora a fibra de aço não apareça na figura, ela também é classificada como de grande módulo.

Figura 5: Classificação dos diversos tipos de fibra usados no reforço de matrizes cimentícias segundo seu módulo de elasticidade.



Fonte: Peruzzi (2007)

A fibra de vidro se sobressai nesse rol devido às suas propriedades mecânicas como a boa resistência à tração, módulo de elasticidade, deformação, flexibilidade e combustibilidade aliados ao seu preço competitivo, se comparado às de carbono e aramida, e segurança quanto à saúde no seu uso, se comparada ao amianto. Quando comparada à fibra de aço, a escolha da fibra de vidro se destaca por sua maior leveza, facilitando o manuseio e a moldagem.

Uma vantagem adicional da fibra de vidro é a melhoria da resistência à fadiga, o que significa que o material é capaz de suportar ciclos repetitivos de carga sem sofrer danos significativos. Essa característica é crucial em aplicações que envolvem movimentos constantes ou vibrações. Além disso, a fibra de vidro apresenta uma resistência à flexão superior as demais o que a torna uma escolha adequada para estruturas que precisam suportar cargas e deformações (CRUZ, BRITO NETO E OLIVEIRA; 2023).

De acordo com Cateb et al. (2011), o mercado oferece uma ampla variedade de fibras de vidro, conforme demonstrado na Tabela 4. Entre elas, as fibras do tipo E são consideradas “convencionais” e amplamente utilizadas na indústria de plástico reforçado. As fibras do

tipo AR (álcalis resistentes) são resistentes ao ataque de álcalis e são adequadas para matrizes cimentícias que têm elevada alcalinidade.

Tabela 4: Tipos de fibras de vidro comerciais e principais aplicações

Tipo de fibra	Principal aplicação
E	Aplicações usuais, baixo conteúdo de álcalis (<1%)
A	Elevado conteúdo de álcalis (10 – 15%)
C	Excelente resistência a corrosão, utilizada para acabamento de superfícies
E-CR	Livre de boro, boa resistência a corrosão por ácidos
R, S	Excelentes propriedades mecânicas, utilizadas para aplicações de alto desempenho
AR	Álcali resistente, empregada em concretos reforçados com fibras

Fonte: Cateb et al. 2011

Quando se trata de fibras de vidro utilizadas comercialmente, há diversas opções disponíveis no mercado. Algumas dessas opções incluem "roving", fibras picadas, telas e tecidos. É importante destacar a diversidade de aplicações que essas formas comerciais de fibras de vidro podem ter, desde a produção de materiais de construção até a fabricação de peças automotivas (CATEB et al., 2011). A escolha da forma mais adequada de fibra de vidro dependerá das características específicas do projeto ou produto em questão.

O "roving" ou "cordoalha" é a forma primordial das fibras de vidro, no qual cordões são agrupados em formato cilíndrico. A "fibra picada" (discreta) é obtida a partir do "roving" e é extensivamente empregada na composição de concretos e argamassas para reforçá-los. Já as "telas" existem em diferentes tramas e malhas de acordo com as especificações de teores de fibra, podendo ser utilizadas como alternativa às armaduras de aço em estruturas de geometria complexa. Os "tecidos" também são confeccionados a partir do "roving", por meio do uso de equipamentos de tecelagem, e são usualmente empregados para reforçar estruturas (CRUZ, BRITO NETO E OLIVEIRA; 2023).

Peruzzi (2007) afirma que as fibras de vidro picadas desempenham um papel fundamental no contexto do concreto, atuando no controle das tensões geradas pela retração hidráulica e pela exotermia da hidratação do cimento Portland. Esses fenômenos podem causar fissuras e trincas, comprometendo a integridade estrutural do material.

Destaca-se, adicionalmente, que o tipo de fibra, seu comprimento, diâmetro e quantidade empregada exercem uma influência significativa na implementação de compósitos reforçados com fibras. Em geral, é necessário um teor considerável de fibras

para que os compósitos desempenhem satisfatoriamente e atinjam altos níveis de performance (AHMAD et al., 2022). Segundo Peruzzi (2002), a adição de fibras de vidro picadas ao concreto pode reduzir a trabalhabilidade do material, e essa perda está diretamente relacionada à concentração volumétrica das fibras e ao comprimento delas. No entanto, essa limitação pode ser contornada por meio de uma sequência adequada de preparo do concreto e da adição de aditivos que incorporam ar, plastificantes e uma maior quantidade de pasta. Durante seu estudo, o autor utilizou uma fibra de vidro picada com comprimento discreto (6,4 mm), que apresentou boas condições de trabalhabilidade. Por outro lado, a fibra de maior comprimento, de 13 mm, resultou em uma redução considerável da trabalhabilidade do concreto.

A fibra de vidro do tipo AR é amplamente utilizada para reforçar o concreto, especialmente aqueles à base de cimento Portland. Sua resistência a álcalis e alta dispersão tornam-na ideal para essa finalidade. Para atender a essas características, as fibras de vidro AR possuem um teor de Dióxido de Zircônio (ZrO_2) superior a 16%. Essa composição está em conformidade com as normas ASTM C1666/C, 1666/M-07 e EN 15422, garantindo a qualidade e a eficiência das fibras de vidro AR e proporcionando maior durabilidade e resistência ao concreto reforçado (CRUZ, BRITO NETO E OLIVEIRA; 2023).

Embora as fibras tenham se mostrado uma solução eficaz para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais cimentícios, é importante ressaltar que a escolha adequada do tipo de fibra e sua dosagem são fundamentais para garantir o desempenho desejado. Além disso, é necessário realizar ensaios e estudos para avaliar a interação entre as fibras e a matriz cimentícia, visando otimizar o comportamento do material em diferentes condições de uso (DIAS, 2018).

Convencionalmente, os compósitos cimentícios recebem o reforço de fibras com uma concentração que varia entre 0,5% e 2,0% (em volume). Embora essa concentração seja relativamente baixa, ela resulta em um aumento significativo na ductilidade do material, permitindo que a estrutura se deforme sem falhar, o que é uma característica altamente desejável em projetos de engenharia.

2.3.1 Degradação das fibras de vidro em ambiente alcalino

Os compósitos cimentícios reforçados com fibras de vidro são amplamente utilizados na fabricação de painéis pré-fabricados para fechamento. Esses materiais oferecem várias

vantagens, incluindo leveza, boa resistência à corrosão e ao fogo, além de serem uma alternativa ao uso de fibrocimentos à base de amianto. Entretanto, uma das suas principais desvantagens é a deterioração ao longo do tempo, que está intimamente relacionada à interação entre os álcalis presentes no cimento hidratado e as fibras de vidro (PERUZZI, 2007). Estudos realizados por pesquisadores como Micelli e Nanni (2004), Ceroni et al. (2006) e D'Antino et al. (2018) demonstram que a elevada alcalinidade do concreto, que apresenta um pH variando entre 12,5 e 13,5, desempenha um papel fundamental na degradação das fibras de vidro. A degradação das fibras de vidro em um ambiente alcalino, como o concreto à base de cimento Portland, se inicia quando íons hidroxila (OH^-), moléculas de água e íons alcalinos penetram na matriz polimérica das fibras por meio de processos de difusão. Essa interação desencadeia uma série de mecanismos de degradação, afetando tanto a matriz polimérica quanto as próprias fibras de vidro (MOURA, 2021).

Com o progresso da degradação, os íons hidroxila presentes na solução dos poros do concreto promovem a quebra das ligações de sílica nas fibras de vidro. Essa deterioração resulta em perda de peso e resistência, levando à fragilização das fibras ao longo do tempo (ARABI et al., 2018). A degradação é influenciada não apenas pela taxa de difusão, mas também pela atividade de dissolução da sílica (SiO_2). O processo químico envolvido pode ser descrito pela Equação 9.



Conforme destacado por Bentur e Mindess (1990), dois mecanismos de degradação das fibras de vidro em compósitos de cimento Portland coexistem e têm relevâncias distintas, dependendo do tipo de fibra e matriz utilizados: o ataque químico das fibras de vidro e o crescimento de produtos da hidratação do cimento entre os filamentos das fibras. Segundo Peruzzi (2007), o uso de fibras AR pode mitigar os problemas de corrosão, mas a perda de resistência devido ao acúmulo de produtos de hidratação entre os filamentos das fibras continua a ser um desafio.

Diante desse cenário, o presente trabalho tem como objetivo investigar a influência da adição de fibras de vidro AR picadas ao compósito de cimento MOS no seu desempenho mecânico. Além disso, foi analisada a durabilidade desse compósito em relação à degradação que essas fibras possam sofrer ao longo do tempo. Espera-se que os resultados obtenham uma comparação do desempenho das fibras nos compósitos de cimento MOS ao longo do

tempo em relação ao desempenho já conhecido em compósitos cimentícios que utilizam o cimento Portland como aglomerante. A hipótese é que o desempenho das fibras de vidro AR seja superior no uso do cimento MOS, uma vez que este apresenta menor alcalinidade, o que pode torná-lo menos corrosivo em comparação com outros tipos de cimento. No entanto, será fundamental observar se a perda de desempenho mecânico causada pelo depósito de produtos de hidratação entre os filamentos das fibras também ocorre no cimento MOS, assim como é observado no cimento Portland.

2.3.2 *Processo de cura/envelhecimento acelerado*

No contexto da análise da degradação potencial causada pelo ambiente alcalino do cimento Portland nas fibras de vidro ao longo do tempo, é sabido que a exposição do compósito cimentício a temperaturas mais altas e a umidade elevada pode aumentar a velocidade da degradação. Litherland et al. (1981) desenvolveram um método conhecido como “strand in cement” ou “SIC test”, que consiste na imersão das amostras em água quente. Este método permite simular condições de longa duração de forma mais rápida. Através de estudos realizados no Reino Unido, os autores correlacionaram a quantidade de dias em que o corpo de prova é submetido ao processo de envelhecimento acelerado com a exposição em condições naturais em locais específicos do Reino Unido. A Tabela 5 apresenta a correlação estabelecida por Litherland et al. (1981) entre um dia de imersão em água a várias temperaturas e o tempo equivalente de exposição natural nas condições climáticas do Reino Unido.

Tabela 5: Correlação feita por Litherland et al. (1981) entre um dia de imersão em água, nas diversas temperatura, e o tempo equivalente de exposição natural.

Temperatura (°C)	Tempo equivalente à exposição em ambiente natural (UK)	
	Dias	Anos
80	1672	4,6
70	693	1,9
60	272	0,75
50	101	0,29

Fonte: Litherland et al. (1981)

Em suma, o processo de envelhecimento acelerado para os compósitos cimentícios com fibras proposto por Litherland et al. (1981) nada mais é que um processo de cura acelerada.

Molano (2022) colocou corpos de prova de MOS imersos em um recipiente com água a uma temperatura controlada de 60°C ($\pm 5^{\circ}\text{C}$) por um período de 56 dias. Gomes et al. (2020) também aplicaram esse método em compósitos de MOS, submetendo as amostras a 56 dias em água a $60 \pm 3^{\circ}\text{C}$ após 7 dias de cura em condições secas.

Nessa pesquisa, as amostras de MOS com adição de fibra de vidro, após 7 dias de cura seca, foram imersas em água a temperatura constante de 60°C ($\pm 5^{\circ}\text{C}$) e 90°C ($\pm 5^{\circ}\text{C}$) por 56 dias. Esse procedimento foi realizado para observar dois efeitos distintos: a) para o MOS ele representaria um processo de cura térmica, esperando-se obter fases de hidratação superiores, b) para a fibra de vidro AR adicionada ao compósito ele atuaria como um envelhecimento acelerado, tal como proposto por Litherland et al. (1981).

3 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Para alcançar o objetivo proposto por essa pesquisa, a metodologia foi dividida em três fases experimentais distintas, cada uma envolvendo múltiplas etapas e análises específicas.

Na **primeira fase experimental** os esforços foram concentrados no desenvolvimento e avaliação de diferentes formulações e proporções do cimento MOS. O objetivo foi determinar a proporção ideal entre o MOS e o carbonato de cálcio (CaCO_3), considerando os seguintes fatores: Relação água salgada/pó (AS/P), razão molar de MgO/MgSO_4 , concentração de MgSO_4 em solução e razão molar de $\text{H}_2\text{O}/\text{MgSO}_4$. A pesquisa buscou identificar, por meio da bibliografia, as combinações mais adequadas que conferissem aos compósitos as propriedades físicas e mecânicas desejáveis para a aplicação prática. As avaliações incluíram ensaios em estado fresco e endurecido, visando verificar as características físicas, mecânicas e microestruturais dos compósitos escolhidos.

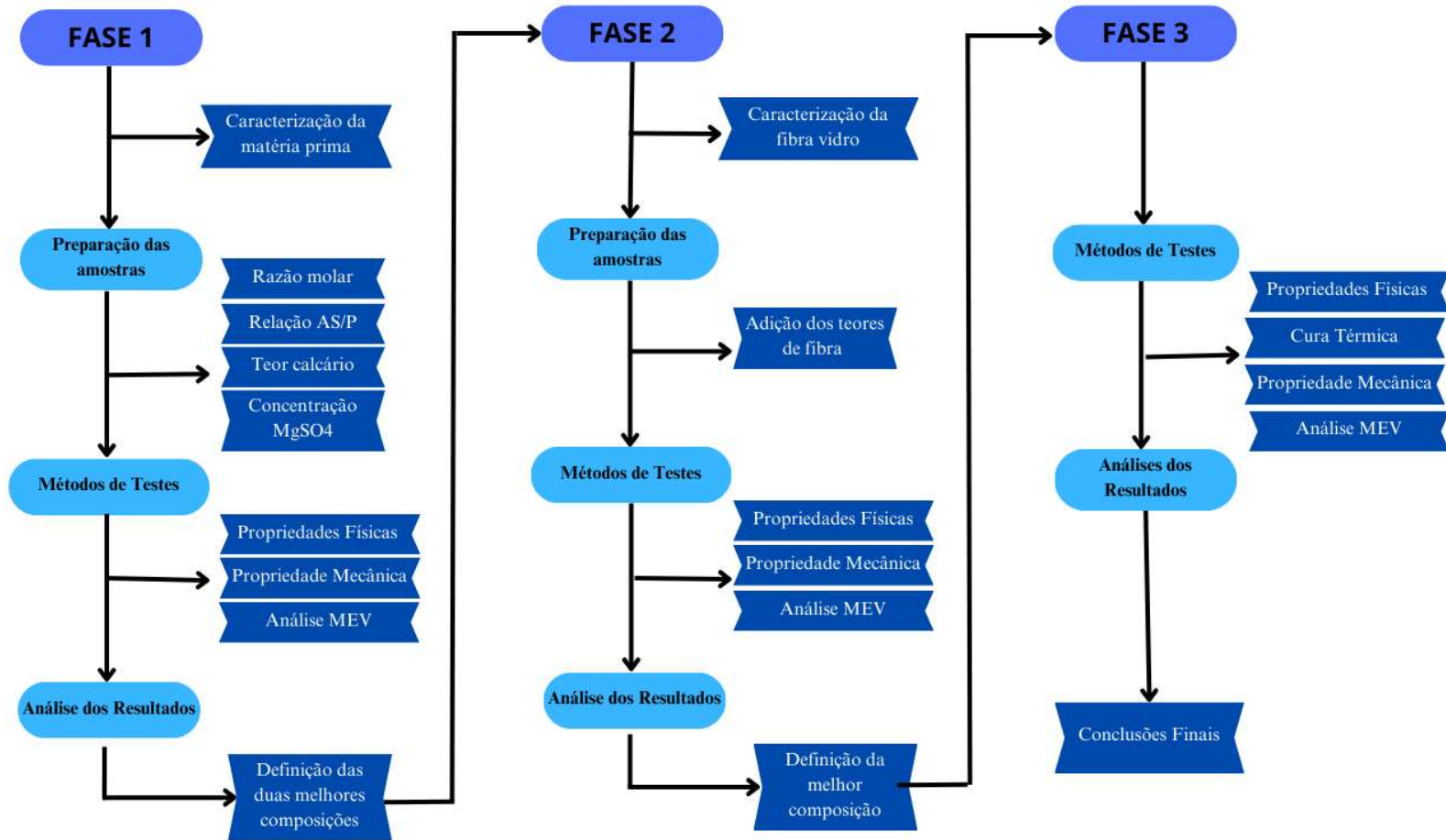
A **segunda fase experimental** consistiu na seleção dos dois compósitos que apresentaram melhor resistência à flexão obtidos na primeira fase. Os compósitos escolhidos receberam a adição de fibras de vidro AR para analisar o comportamento resultante dessa adição. Foram realizadas análises das propriedades mecânicas desses compósitos modificados, a fim de verificar se houve uma melhoria significativa em comparação com os materiais sem adição de fibra de vidro AR (fase experimental 1).

Os compósitos de melhor desempenho mecânico foram submetidos a um processo de cura térmica, que constitui a **terceira fase experimental**. Neste processo, os compósitos foram expostos a temperaturas de cura de 60°C e 90°C , conforme os procedimentos propostos por Litherland et al. (1981). O objetivo foi avaliar a durabilidade do compósito e eventuais alterações nas propriedades físicas e mecânicas e fases de hidratação após 56 dias de exposição a essas temperaturas.

Os ensaios realizados ao longo das três fases foram complementados pela observação microestrutural por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

A síntese da metodologia adotada é apresentada na figura 6.

Figura 6: Fluxograma da metodologia adotada



Fonte: Autora (2024)

3.1 FASES EXPERIMENTAIS DA PESQUISA

3.1.1 *Fase experimental 1*

A primeira fase da pesquisa consistiu no desenvolvimento de diferentes formulações da matriz cimentícia do cimento MOS. Com base em investigações anteriores (GOMES e OLIVEIRA, 2020; MOLANO, 2022; BA et al, 2019), foi definida uma concentração de $MgSO_4$ de 162,0 g/L, obtida pela diluição de 40% de Sal Epsom ($MgSO_4 \cdot 7H_2O$) em água. Essa concentração é fundamental para garantir as reações químicas necessárias para a formação do compósito.

Para assegurar uma trabalhabilidade adequada que facilitasse a moldagem do material, foi conduzido um estudo exploratório que levou à definição da relação água salgada/sólidos (AS/P) em 0,65. Além disso, a relação molar de $MgSO_4/H_2O$ foi fixada em 2,38 para todas as formulações, variando apenas a relação molar de $MgO/MgSO_4$. Essa relação será referida ao longo do texto pela letra “M”, simplificando a compreensão das variações propostas.

Com o intuito de avaliar o efeito da variação da relação molar M nas propriedades do cimento MOS, foram desenvolvidas cinco composições que variaram os teores de substituição de MgO por calcário em massa. Essas composições têm como objetivo investigar a influência da proporção de $MgO/MgSO_4$ e do carbonato de cálcio ($CaCO_3$) nas propriedades do cimento.

Para determinar as concentrações de substituição de MgO por calcário, foram consideradas quatro diferentes proporções de $CaCO_3$, adicionadas à amostra de referência (Mo), que não apresenta adição de calcário (0%). As substituições foram de 10%, 20%, 30% e 40% de MgO por calcário. A escolha desses teores foi fundamentada em estudos prévios, como os de Gomes e Oliveira (2020), que relataram perdas de resistência mecânica ao utilizar altas taxas de substituição (75% e 85%), e Molano (2022), que obteve resultados promissores com substituições de 10% e 20% de MgO por calcário dolomítico. É relevante destacar que, à medida que a quantidade de calcário adicionado aumenta, a relação molar M tende a diminuir, o que pode impactar negativamente a resistência mecânica à compressão, embora aumente a resistência à flexão do cimento MOS. De acordo com Oliveira (2020), uma razão molar M superior a 5 confere um desempenho otimizado ao material.

Para facilitar a identificação das amostras, foi adotada a notação "M" seguida de um número que indica a porcentagem de material carbonático (calcário). Assim, o cimento MOS com 10% de substituição do MgO por calcário em massa foi designado como M₁₀. As composições de carbonato de cálcio, em relação à amostra de referência (M₀), foram assim classificadas: M₀ (0%), M₁₀ (10%), M₂₀ (20%), M₃₀ (30%) e M₄₀ (40%).

As razões molares de MgO/MgSO₄, calculadas conforme descrito anteriormente, são, respectivamente, 11,39; 10,25; 9,11; 7,97 e 6,63, todas apresentando valores superiores a 5, conforme ilustrado na Tabela 6.

Tabela 6: Composições estudadas na Fase 1

Código	MgO (%)	CaCO ₃ (%)	Concentração MgSO ₄ (g/l)	Relação AS/P	Relação Molar	
					MgO/MgSO ₄	H ₂ O/MgSO ₄
M0	100	0	162	0,65	11,39	2,38
M10	90	10	162	0,65	10,25	2,38
M20	80	20	162	0,65	9,11	2,38
M30	70	30	162	0,65	7,97	2,38
M40	60	40	162	0,65	6,63	2,38

3.1.2 Fase experimental 2

Na segunda fase experimental, foram analisadas as interações entre as fibras de vidro e a matriz cimentícia do cimento MOS, assim como seus efeitos correspondentes nas propriedades mecânicas do compósito. Para isso, foram selecionados os dois compósitos que apresentaram o melhor desempenho mecânico em relação à flexão, conforme os resultados obtidos na primeira fase. A adição de fibras de vidro AR a esses compósitos visou aprimorar ainda mais suas características mecânicas.

A escolha pela fibra de vidro deve-se a diversas propriedades vantajosas, como seu elevado módulo de elasticidade e leveza, que facilitam tanto o manuseio quanto a moldagem do material. Além disso, essa fibra apresenta boa resistência à compressão e à flexão, sendo, geralmente, uma opção com melhor custo-benefício. Optou-se por utilizar fibras de vidro picadas, com comprimento discreto, de modo a garantir boas condições de trabalhabilidade. Esse formato de fibra é particularmente eficaz no controle das tensões geradas pela retração

hidráulica, um fenômeno comum no cimento MOS, que pode resultar em fissuras e trincas. O fator de forma da fibra influencia diretamente na capacidade resistente após a formação da primeira fissura; quanto maior esse fator, maior será a resistência do compósito.

A quantidade de fibras adicionada à matriz cimentícia é crucial para o desempenho do compósito. Sabe-se que um reforço eficaz está associado à probabilidade estatística de que as fissuras formadas na matriz frágil encontrem as fibras. Embora a adição de um maior volume de fibra geralmente proporcione um melhor desempenho mecânico, especialmente à flexão (PASSINI, 2010), na prática busca-se determinar o volume crítico de fibras que permita uma boa moldagem do compósito, evitando a perda de consistência.

Nesse sentido, para determinar os teores de fibra de vidro utilizados na pesquisa, foi realizado um estudo exploratório preliminar. Esse estudo visou identificar a quantidade máxima de fibra de vidro (FV) que poderia ser adicionada à matriz cimentícia composta de MOS e calcário, de forma a garantir uma mistura moldável. O compósito M10, que possui o menor teor de calcário entre as formulações, foi utilizado como referência. Foram realizadas adições de fibra de vidro em incrementos de 0,5%, atingindo um teor máximo de 3% que ainda permitia a moldagem eficiente do compósito. Dessa forma, foram escolhidas as concentrações de 1%, 2% e 3% para as adições subsequentes.

3.1.3 Fase experimental 3

Como já mencionado, a formação das fases de hidratação subsulfatadas do cimento MOS, bem como sua quantidade e tipo, é amplamente influenciada por variáveis como temperatura, razão molar e solubilidade do $MgSO_4$ (OLIVEIRA, 2020). Assim, o objetivo da terceira fase experimental foi investigar a influência da temperatura utilizada na cura térmica (60°C e 90°C) na formação das fases de hidratação do MOS (fase 3 ou fase 5), além de avaliar a durabilidade da fibra de vidro no compósito de MOS.

Para analisar essas variáveis, foram comparados os comportamentos mecânicos das amostras “sem cura térmica” e “com cura térmica”, levando em consideração as alterações nas propriedades físicas. A partir da análise microestrutural por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), buscou-se identificar as fases de hidratação do MOS que ocorreram em cada condição de cura e verificar se houve corrosão das fibras de vidro AR ou acúmulo de produtos de hidratação entre os filamentos, o que poderia comprometer o desempenho esperado da fibra.

3.2 MATERIAIS

O material compósito objeto da presente pesquisa é composto pelas seguintes matérias primas: Óxido de magnésio em pó (MgO), sulfato de magnésio heptahidratado ($MgSO_4 \cdot 7H_2O$ – sal-Epsom), água (H_2O), calcário ($CaCO_3$) e fibra de vidro álcali resistente (AR) (Figura 7).

Figura 7: Óxido de magnésio (MgO), sal Epsom e material carbonato na forma de pó



Fonte: autora (2024)

3.2.1 Óxido de Magnésio (MgO)

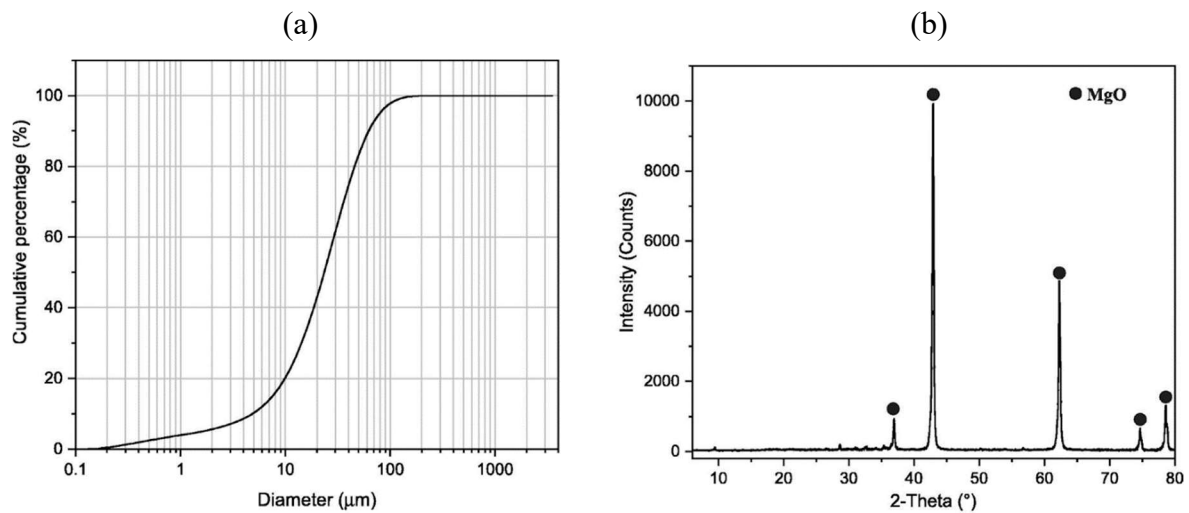
O óxido de magnésio utilizado foi fabricado e fornecido pela IBAR Nordeste e produzido a partir da calcinação em forno rotativo de carbonato de magnésio $MgCO_3$ de origem natural. Segundo o fabricante, o MgO foi calcinado abaixo de $\approx 1.200^\circ C$ e o tempo de reação com ácido acético é de 180s. O principal constituinte do material é o MgO (90%) conforme a tabela 7 que mostra a composição química e demais constituintes do MgO usado na pesquisa. A figura 8 (a) e (b) mostram a granulometria e os resultados de DRX do MgO , respectivamente, a distribuição granulométrica acumulada em 90% (D_{90}) é de $62,5 \mu m$, enquanto que o diâmetro médio da distribuição (D_{50}) é de $23,5 \mu m$. As demais caracterizações e propriedades do MgO serão fornecidas nos resultados a partir dos ensaios realizados.

Tabela 7: Composição química em massa (%) do Óxido de Magnésio

MgO (%)	SiO₂ (%)	Al₂O₃ (%)	Fe₂O₃ (%)	CaO (%)	MnO (%)
90	4,0	0,3	3,5	2,0	0,2

Fonte: IBAR Nordeste, 2017.

Figura 8: (a) Curva de distribuição granulométrica do MgO; (b) espectros de DRX do MgO.



Fonte: IBAR Nordeste, 2017.

3.2.2 Sulfato de magnésio heptahidratado ($MgSO_4 \cdot 7H_2O$)- Sal Epson

A fase líquida das composições foi preparada utilizando sulfato de magnésio heptahidratado ($MgSO_4 \cdot 7H_2O$) – $MgSO_4$ (anidro) - no estado sólido com solubilidade na água de 500 g/L e pureza de $\approx 97\%$, (tabela 8).

Tabela 8: Características do Sal-Epson ($MgSO_4 \cdot 7H_2O$) utilizado.

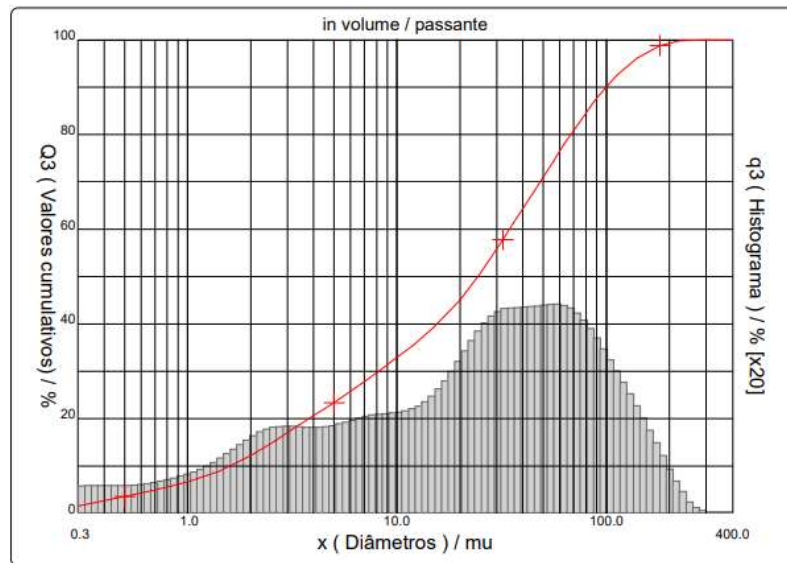
Densidade Relativa (água=1, 20°C)	1,67
Natureza Física (MgSO₄)	Sólido
Solubilidade em água a 20 °C	500 g/l
Índice salino	44%

Fonte: EMBRAPA, 2023.

3.2.3 Carbonato de Cálcio

O carbonato de cálcio utilizado foi um calcário em pó padrão usado para a produção de fibrocimento e fornecido pela empresa Decorlit Soluções Construtivas, cuja granulometria é descrita na figura 9, a distribuição granulométrica acumulada em 90% (D90) é de 100,05 μm , enquanto que o diâmetro médio da distribuição (D50) é de 24,3 μm .

Figura 9: Curva de distribuição granulométrica do pó de calcário utilizado.



Fonte: ULTRAFINE TECH, 2018.

3.2.4 Fibra de vidro (FV)

A fibra de vidro utilizada é do tipo AR (Álcali Resistente) da marca Cem – FIL fabricado pela Owens Corning com uso recomendado como “anti-crack HP 12, a figura 10 mostra a fibra utilizada e a Tabela 9 apresenta suas propriedades, de acordo com o fabricante.

Figura 10: Fibra de vidro AR usada na pesquisa



Fonte: Autora (2024)

Tabela 9: Especificações da Fibra de Vidro AR utilizada na pesquisa

Comprimento da Fibra	Relação Comprimento/ Diâmetro	Diâmetro Equivalente	Módulo de Elasticidade	Tensão	Densidade Específica
12 mm (1/4")	58	0,2 mm	72 GPa	1000 MPa	2,68 g/cm ³

Fonte: Owens Corning, 2021.

3.3 CÁLCULO DA RELAÇÃO MOLAR

No estudo bibliográfico realizado para o desenvolvimento deste trabalho ficou clara a importância que o uso da relação molar entre os componentes do compósito MOS tem para se determinar o desempenho desejado do produto final. A razão ou relação molar é a relação estabelecida entre o número de mols de uma determinada substância em relação ao número de mols de outra substância na mistura. Deve modo, em primeiro lugar, para se determinar a quantidade em massa de MgSO₄ contida no sal-Epson, solução diluída de 40% de MgSO₄.7H₂O em água, foi necessário calcular a sua concentração molar. Para calcular a quantidade de soluto em mols, foi necessário conhecer a massa do soluto e sua massa molar. A Equação 10 foi usada para o cálculo da concentração molar.

$$\text{Concentração Molar (M)} = \text{quantidade de soluto (mol)} / \text{volume da solução (L)} \quad (10)$$

Dado que a relação entre AS/P é 0,65, a quantidade da solução em litros está definida. No entanto, é necessário estabelecer as quantidades de soluto e solvente de acordo com as molaridades de cada substância. Nesse sentido, como a fórmula química do sal-Epson é $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ e, a partir da tabela periódica, foi possível determinar que a massa molar de MgSO_4 é 120,3 g/mol e a massa de $7\text{H}_2\text{O}$ resulta em 126 g/mol. Portanto, cada mol do sal-Epson (sal heptahidratado) possui 246,3 gramas. Supondo 1 litro de solvente (água salgada) com 40% de sal Epson pode-se utilizar a “regra de 3” para terminar a quantidade real de MgSO_4 adicionada à mistura, conforme a Equação 11:

$$\frac{400 \text{ g}}{246,3(\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O})} = \frac{X}{120,3(\text{MgSO}_4)} \quad (11)$$

Na qual:

X = gramas de Sal (MgSO_4) na água

Calculando-se o valor de X, concluiu-se que a quantidade efetiva de MgSO_4 na solução é de 195,4g. Ao subtrair essa quantidade da quantidade total de sal Epson (400g), concluiu-se que 51,15% do sal-Epson é água. Portanto, ao adicionar o sal Epson, apenas 48,85% será de MgSO_4 efetivamente.

Esse estudo foi importante para projetar as composições químicas com precisão, levando em consideração as quantidades efetivas de MgSO_4 e realizando os cálculos para o MgO . Da tabela periódica tem-se que o MgO possui uma massa molar total de 40,3 g/mol e o MgSO_4 , como mencionado anteriormente, possui uma massa molar de 120,3 g/mol. Portanto, com base nos teores de cada composto, é possível verificar a relação molar de (MgO/MgSO_4) usando a fórmula matemática da média simples, como já demonstrado.

3.4 PREPARO DAS AMOSTRAS

A sequência do preparo das amostras de cada mistura foi a seguinte:

- 1º) Diluição do sal-Epson $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ em água para formar uma solução de 162 g/L, obtendo uma porcentagem de 40% de $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$. A diluição foi realizada utilizando um agitador magnético - liquidificador triturador industrial - para misturar durante 1 minuto em velocidade rápida à temperatura ambiente.

Em seguida, a solução foi reservada em um béquer para uso posterior nas misturas.

- 2º) No caso das amostras que receberam calcário (M10, M20, M30 e M40), misturou-se as quantidades pré-determinadas de MgO com o calcário - ambos em pó - e feita a homogeneização por 1 minuto.
- 3º) A solução de sal-Epson diluído foi adicionada à mistura seca, seguido de uma mistura manual com o auxílio de uma espátula, por um minuto, e, logo em seguida, a mistura foi transferida para uma argamassadeira elétrica por cinco minutos ou até que fosse completamente homogeneizada para se obter uma mistura uniforme do compósito (figura 11).

Figura 11: Mistura dos materiais do compósito sem fibra em argamassadeira.



Fonte: Autora (2024)

- 4º) Para as amostras da fase experimental 2 e 3, logo após a total diluição da mistura no terceiro passo, foi adicionado os teores de fibras de vidro e misturada manualmente por aproximadamente 5 minutos, até que se obteve uma perfeita homogeneização das fibras na pasta de MOS (figura 12);

Figura 12: Mistura dos materiais dos compósitos com fibra manualmente



Fonte: Autora (2024)

5º) Cada tipo de amostra (M0, M10, M20, M30 e M40), com diferentes razões molares de MgO/MgSO_4 , foram colocadas em moldes prismáticos de $40\text{mm} \times 40\text{mm} \times 160\text{mm}$ (figura 13) totalizando, para cada tipo de amostra, seis corpos de prova.

Figura 13: Exemplo de amostra de compósito de cimento MOS, no estado fresco, colocada nos moldes prismáticos (40x40x160).



Fonte: Autora (2024)

6º) As amostras foram curadas em ambiente de laboratório à temperatura de $22^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ e umidade relativa de 50% por 7 dias, após desmoldados, o processo de cura teve continuidade por mais 21 dias em ambiente de laboratório à temperatura de $22^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ e umidade relativa de 50% até a idade total dos testes

aos 28 dias. Para as amostras da fase experimental 3, após desmoldadas decorridos os 7 dias sob a mesma condição, elas foram curadas sendo submetidas ao processo de cura térmica, descrito em seção específica.

Por meio da figura 14 é possível ver as amostras prismáticas sendo curadas ao ar, após serem desenformadas, tendo a amostra M0 como exemplo.

Figura 14: Amostras prismáticas de compósito de cimento MOS após desforma (amostra M0 como exemplo)



Fonte: Autora (2024)

3.5 ENSAIOS REALIZADOS

3.5.1 *Consistência*

A consistência no estado fresco de cada tipo de amostra foi feita por meio da norma ABNT NBR 13276:2016 - Determinação do Índice de Consistência, conforme visto na figura 15. Entretanto, devido à alta fluidez das pastas, principalmente nas que obtiveram menor razão molar $MgSO_4/MgO$, não foi possível realizar os golpes previstos na norma, sendo necessária uma adaptação, com os resultados sendo medido logo após a estabilização da pasta, para a fase experimental 1.

Já para a fase experimental 2, o ensaio pôde ser realizado conforme prevê a normativa, realizando os golpes, dessa forma, foi realizado o ensaio com e sem aplicação dos golpes com o fito de comparar com as amostras da primeira fase experimental (sem adição de fibra).

Figura 15: Determinação da consistência dos compósitos pelo ensaio de espalhamento



Fonte: Autora (2024)

3.5.2 Ensaio de Tempo de Pega

O tempo de pega de cada uma das amostras foi determinada segundo a ABNT NBR 16607:2018 – Cimento Portland – Determinação dos tempos de pega. A figura 16 traz o aparelho de Vicat usado na determinação do tempo de início e fim de pega. Esse ensaio foi realizado na fase experimental 1.

Figura 16: Ensaio de tempo de pega no aparelho de Vicat.



Fonte: Autora (2024)

3.5.3 Determinação da absorção de água, índice de vazios e massa específica

Para a determinação da absorção de água, do índice de vazios e da massa específica das amostras, foi seguido o procedimento experimental conforme estabelecido pela norma ABNT 9778:2005, que trata da determinação da absorção de água, do índice de vazios e da massa específica em argamassa e concreto endurecidos. Durante a execução dos ensaios, no entanto, foram observados problemas significativos que comprometeram a integridade dos corpos de prova. Ao submeter os corpos de prova (M0, M10, M20, M30 e M40) à secagem em estufa a uma temperatura de $100 \pm 5^\circ\text{C}$ por um período de 24 horas, foram geradas fissuras superficiais em todas as composições. Após um período de secagem de 72 horas, conforme previsto na norma, constatou-se que os corpos de prova apresentavam fissuras e trincas, levando a sua quebra total (Figura 17). Esse comportamento adverso também foi observado quando se tentou realizar a secagem a uma temperatura inferior, de $60 \pm 5^\circ\text{C}$.

Vale ressaltar um contraponto importante, pois de acordo com Walling e Provis (2016), a temperatura influência e contribui favoravelmente para resistência do cimento magnésiano, porém foi verificado que o aumento da temperatura por secagem em estufa levou a tensões internas no compósito levando a ruptura.

Figura 17: Corpos de prova fissurados e quebrados com o ensaio



Fonte: Autora (2024)

Apesar das dificuldades enfrentadas, deu-se sequência ao ensaio utilizando os fragmentos que permaneceram íntegros, respeitando a massa mínima exigida pela norma. Os corpos de prova foram, então, imersos em água durante 72 horas para determinar a massa na condição saturada e imersa. No entanto, durante a imersão, observou-se que os corpos de prova também apresentaram fissuração, resultando em sua desintegração total. Esse

fenômeno pode ser atribuído à formação tardia do $Mg(OH)_2$ ao entrar em contato com a água, a qual ocasiona uma expansão do volume das amostras, intensificando ainda mais as fissuras na matriz e levando à desintegração completa (Figura 18).

Figura 18: Desintegração os corpos de prova com o ensaio



Fonte: Autora (2024)

Diante da total desintegração dos corpos de prova, não foi mais possível prosseguir com os ensaios para definição da absorção de água, índice de vazios e massa específica. Como alternativa, considerou-se que a densidade aparente do cimento MOS poderia ser calculada a partir do peso do corpo de prova dividido pelo volume. Assim, foram moldados novos corpos de prova, que foram submetidos à secagem em estufa conforme a norma, com o intuito de obter o peso da massa seca. O volume foi medido pelo método de deslocamento de água, utilizando um frasco para essa medida (Figura 19). Essa abordagem permitiu, portanto, calcular a massa específica dos compósitos.

Figura 19: Alternativa para realização do ensaio, volume deslocado.



Fonte: Autora (2024)

Importante ressaltar que o mesmo comportamento adverso foi observado em investigações anteriores realizadas por outros autores ao submeter corpos de prova à secagem em estufa (OLIVEIRA, 2020; MOLANO, 2022). No que se refere à determinação da absorção de água, do índice de vazios e da massa específica das amostras que continham fibras de vidro, verificou-se que não ocorreram os mesmos problemas enfrentados pelas amostras sem fibras. Dessa forma, foi possível realizar os ensaios para as amostras das fases experimentais 2 e 3, permitindo a obtenção de dados relevantes para a avaliação das propriedades dos compósitos.

3.5.4 *Variação dimensional*

Considerando o aumento de expansão registrado no teste de densidade, que provocou a ruptura dos corpos de prova, e com base na observação de retração durante a manipulação da mistura de MOS, optou-se por realizar a medição da variação de dimensional, por meio do método da agulha de Le Chatelier, antes, durante e após a pega e também após 7 dias de imersão em água, de acordo com a ABNT NBR11582:2016 - Cimento Portland - Determinação da expansibilidade Le Chatelier (figura 20), a fim de validar esses comportamentos.

Esse ensaio foi realizado na fase experimental 1 e 2.

Figura 20: Ensaio da expansibilidade pelo método das agulhas de Le Chatelier



Fonte: autora (2024)

3.5.5 Resistência à Flexão

A resistência à flexão foi determinada segundo a ASTM C348:2021- Método de ensaio padrão para resistência à flexão de argamassas de cimento hidráulico. Os ensaios foram realizados em uma máquina para ensaio universal da marca BIOPDI com velocidade aproximada de 50 N/s. A figura 21 mostra o ensaio à flexão sendo realizado.

Esse ensaio foi realizado na fase experimental 1, 2 e 3.

Figura 21: Ensaio de flexão realizado segundo ASTM C348.

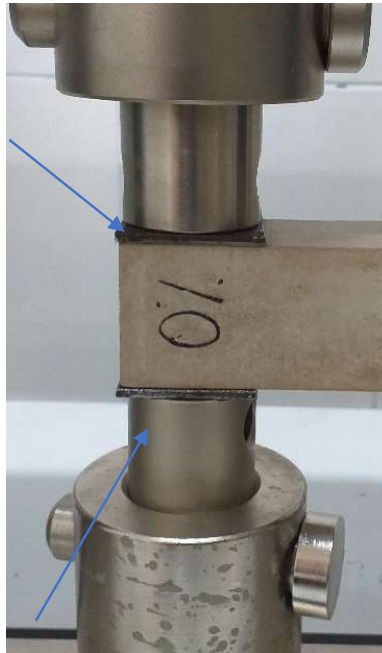


Fonte: autora (2024)

3.5.6 Resistência à Compressão

A resistência à compressão foi determinada segundo a ASTM C349:2018 - Método de ensaio padrão para resistência à compressão de argamassas de cimento hidráulico (utilizando porções de prismas quebrados dos ensaios de flexão). A máquina de ensaio utilizada foi a mesma do ensaio à flexão, com velocidade aproximada de 500 N/s. A figura 22 mostra o ensaio de compressão sendo realizado. (Observação: as setas em vermelho da figura destacam as placas metálicas de 4cm x 4cm usadas no ensaio à compressão segundo a ASTM C349). Esse ensaio foi realizado na fase experimental 1, 2 e 3.

Figura 22: Ensaio de compressão realizado segundo ASTM C349



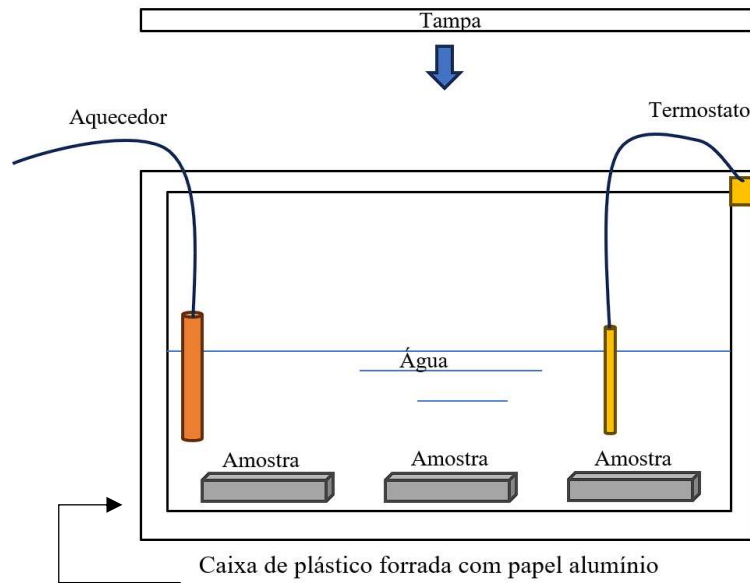
Fonte: autora (2024)

3.5.7 Cura térmica/Envelhecimento Acelerado

O ensaio de processo de Cura térmica/Envelhecimento Acelerado realizado foi o processo proposto por Litherland et al (1981), bem como as diretrizes da NBR 15498/2021.

Para a execução do ensaio, foi usado um sistema com um aquecedor elétrico (resistência elétrica) imerso em água e um termostato controlador de temperatura conectados entre si (Figura 23) e fixados numa caixa térmica do tipo “cooler” de plástico forrada por dentro com papel alumínio para minimizar a perda de calor. As amostras foram colocadas com certa distância entre elas dentro da caixa térmica.

Figura 23: Método de ensaio cura térmica/envelhecimento acelerado



Fonte: autora (2024)

O ensaio foi realizado com a água em duas diferentes temperaturas $60 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ e $90 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ em caixas térmicas distintas. O sistema foi mantido nessas condições por 56 dias, com acompanhamento constante dos componentes a fim de verificar possíveis falhas e substituição de componentes na ocorrência de mal funcionamento.

Foram moldados 18 corpos de prova prismáticos cilíndricos $4 \times 4 \times 16 \text{ cm}$ com o compósito que apresentou o melhor desempenho mecânico na Fase Experimental 2, após decorrido um período de 7 dias de cura ao ar em ambiente de laboratório. Decorridos esses dias, cada um dos tipos de amostras foi separado em 3 lotes: o primeiro que ficou em temperatura ambiente por 56 dias, o segundo submetido ao processo de cura térmica a $60 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ por 56 dias, e o terceiro submetido ao processo de cura térmica a $90 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ por 56 dias.

Depois dos 56 dias propostos para cura térmica, todos os lotes foram ensaiados à flexão segundo a ASTM C348 e à compressão, segundo a ASTM C349.

3.5.8 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise microestrutural foi realizada pelo microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO MA10 equipado com detectores de elétrons secundários (SE), elétrons retroespalhados (BSD) e um detector de espectroscopia de energia dispersiva por Raio-X (EDS) da marca Oxford. As amostras usadas foram fraturadas colhidas após o ensaio de

flexão após 28 dias (fase experimental 1 e 2) e 63 dias (fase experimental 3) e preparadas no equipamento Leica EM CPD300 de secagem em ponto crítico, permitindo a secagem da amostra sem os efeitos da tensão superficial que danificam sua morfologia e recobrimento das amostras feito com ouro pelo equipamento Leica EM SCD050.

3.6 DEPURAÇÃO ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Esses valores podem ser erros ou representar fenômenos relevantes, por isso não devem ser descartados sem critérios adequados. O critério de Chauvenet é um método que permite rejeitar valores medidos que possuem uma probabilidade m de desvio em relação à média menor que $1/2n$, em um conjunto de n medições com distribuição Gaussiana. A aplicação desse critério envolve calcular a média e o desvio padrão dos dados, comparando o desvio de cada ponto com a razão entre o desvio máximo aceitável e o desvio padrão. Os pontos duvidosos são eliminados, recalculando a média e o desvio padrão até que os dados estejam dentro do erro esperado. Se muitos pontos forem descartados, pode indicar problemas no sistema de medição ou alta variabilidade no processo. Assim, o critério de Chauvenet fornece uma base consistente para decidir sobre a exclusão de medições.

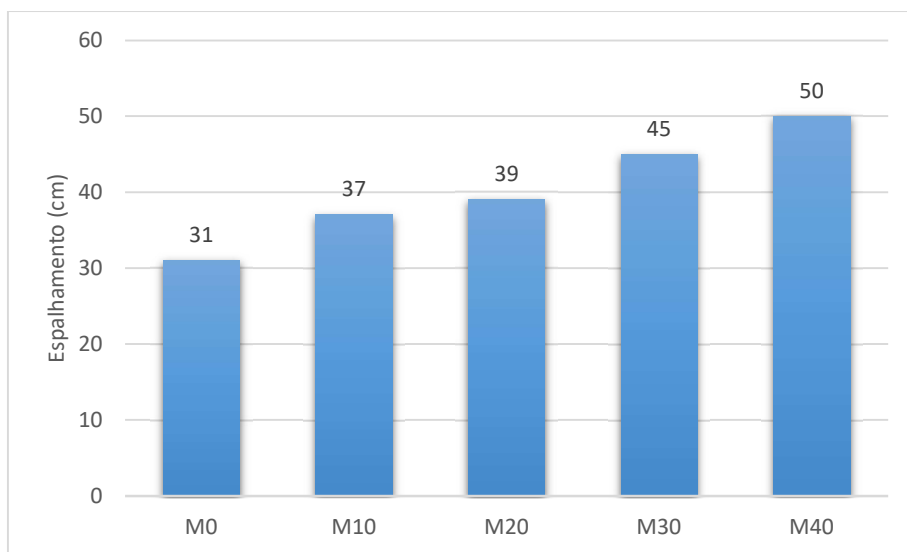
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 FASE EXPERIMENTAL 1

4.1.1 Ensaio de consistência

A figura 24 mostra os resultados obtidos nos ensaios de consistência das amostras **M0**, **M10**, **M20**, **M30** e **M40** feitos de acordo com a ABNT NBR 13276:2016 - Determinação do Índice de Consistência. Observa-se que, conforme houve a diminuição da relação molar com o aumento da substituição de MgO por calcário, aumentou-se o espalhamento, ou seja, a fluidez do compósito.

Figura 24: Resultados do ensaio de consistência das amostras dos compósitos MOS estudadas.



Fonte: Autora (2024)

Houve um aumento de 38% no espalhamento ao se comparar o compósito **M40** (maior adição de calcário) com o de referência **M0** (Sem adição de calcário). Logo, quanto menor a relação molar **M**, maior o espalhamento. O calcário utilizado nesse estudo, possui granulometria maior que o MgO e, nesse caso, a substituição do MgO mais fino pelo calcário ligeiramente maior pode ter afetado o sistema.

Observe-se que, as soluções com 40% de MgSO₄ e relação AS/P de 0,65 - característica dessa pesquisa -, possui alta quantidade de água, pois além da água adicionada

(AS/P=0,65), o sal-Epson também possui água em sua composição ($\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$), o que também pode contribuir para a fluidez das pastas. Assim, quanto maior a relação molar M nas pastas, maior a redução da quantidade de sal, uma vez que possui mais MgO para reagir com o MgSO_4 , e, por consequência, ocorre redução da relação $\text{H}_2\text{O}/\text{MgO}$ (ou seja, menor quantidade de água). Devido a isso, a quantidade de água excedente no interior do material reduz, reduzindo, por conseguinte, o espalhamento. Dessa forma, quando a razão molar $\text{H}_2\text{O}/\text{MgSO}_4$ é fixada, quanto menor for a razão molar M (MgO/MgSO_4), maior será a quantidade de MgSO_4 . Isso levará a uma maior quantidade de H_2O na pasta por meio do sal de Epsom, resultando em mais água livre. Esse aumento pode resultar também em maior porosidade devido aos espaços vazios formados durante a evaporação da água, o que pode reduzir a resistência mecânica do material.

Conforme citado por Oliveira (2020), a água presente na massa fresca pode ser separada em duas partes distintas: água de preenchimento e água presente na superfície da camada. A primeira não tem efeito sobre a fluidez da massa, servindo apenas para ocupar os espaços entre as partículas. A segunda cria uma película de água na superfície das partículas, o que impacta diretamente na fluidez do material. A fluidez dependerá da finura desse filme. De acordo com alguns estudos (WU et al., 2014; QIN et al., 2018a; ZHANG et al., 2019a; LI; YU, 2010), a utilização de adições minerais poderia ajudar a diminuir a presença de água livre diminuindo o espalhamento e possivelmente a água de exsudação. Entretanto, mesmo o calcário sendo uma adição mineral, não diminuiu o espalhamento devido a relação molar do MOS. Para maior relação molar M, a quantidade de água na camada superficial é menor, o que resulta em um filme de água mais fino. Isso explica a redução da fluidez do cimento MOS com a relação molar M maior.

Deve-se salientar que a amostra apresentou características similares à exsudação nos concretos. Ressalte-se que, nas cinco diferentes composições estudadas, foi possível observar uma película fina de água salgada durante as moldagens, sendo maior conforme maior foi a quantidade de calcário, isso contribuiu para perda de quantidade de MgSO_4 na mistura quando essa película de água evaporou (figura 25 (a) e (b)).

Figura 25: (a) Película de água formada na superfície da pasta do MOS, (b) Sal-Epson perdido nas amostras após o endurecimento e evaporação da água exsudada.



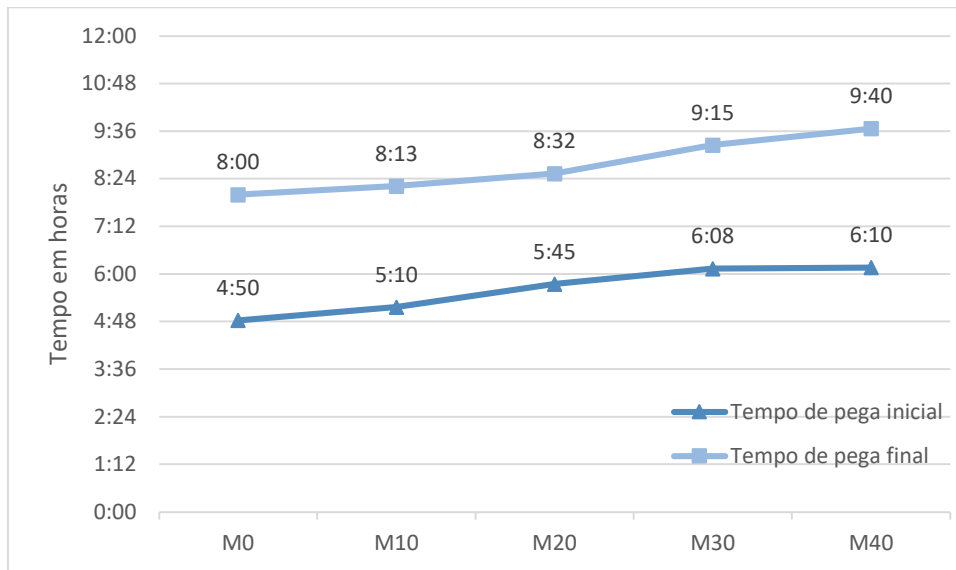
Fonte: Autora (2024)

A partir dos ensaios de consistência, pôde-se verificar que o calcário, por reduzir a relação molar M , altera a quantidade de água na mistura aumentando a fluidez, diminuindo o atrito entre as partículas, além do efeito da granulometria em relação ao calcário utilizado.

4.1.2 Tempo de Pega

A Figura 26 mostra o tempo de pega das pastas de cimento MOS para as diferentes amostras. Pode-se observar que, a diminuição da razão molar $MgO/MgSO_4$ em decorrência do aumento de substituição o MgO por calcário, aumenta os tempos de pega iniciais e finais das pastas. Para as amostras **M40** os tempos de pega inicial aumentou em 28% e o tempos de pega final foi aumentado em 21%, quando comparados com **M0**.

Figura 26: Resultados do ensaio de tempo de pega do MOS



Fonte: Autora (2024)

Os resultados obtidos corroboram o relatado em diversas pesquisas: uma menor concentração de MgO no cimento MOS, retarda e prolonga o processo de hidratação e, conseqüentemente, o tempo de pega inicial e final das pastas (SALOMÃO et al, 2007; WU et al., 2015; WU et al., 2016a.; MOLANO, 2022). Se a velocidade de hidratação do MgO for reduzida, importantes benefícios em relação às propriedades mecânicas dos concretos podem ser atingidos.

No cimento MOS, o tempo de pega está relacionado à hidratação do MgO e ao processo de cristalização das fases. Nesse sentido, o efeito retardador da substituição de MgO por calcário pode ter influência no desenvolvimento das resistências em duas vertentes. A primeira é que o retardo na reação pode favorecer a formação de fases cristalinas mais desenvolvidas (fase 3, fase 5), uma vez que há tempo suficiente para o crescimento de cristais ordenados dentro da fase ligante. Uma melhor ordenação destes cristais pode contribuir para a diminuição da porosidade, interferindo de forma positiva na resistência mecânica do cimento (GARDNER et al., 2015b; XU et al., 2020). Em sentido contrário, pode-se dizer que o efeito retardador do endurecimento das pastas, pela substituição de MgO por calcário, por prolongar a hidratação do MgO, pode contribuir para a não formação das fases por não reagir nos tempos iniciais e poder formar o $Mg(OH)_2$ tardio que provoca expansão na pasta com aumento da porosidade e de fissuras, e, conseqüentemente, a diminuição da resistência do compósito (MOLANO, 2022).

É importante destacar que, assim como Oliveira (2020) também constatou, foi verificado que no cimento MOS é difícil se fixar uma consistência padrão e se ter controle da quantidade de água adsorvida. Foi observado durante as moldagens do MOS a formação de uma película de água na superfície do corpo de prova. Sendo assim, no ensaio de tempo de pega com a penetração da agulha de Vicat essa água de exsudação entra no interior da pasta quando a agulha a penetra carreando a água e também o sal contido nela para o interior do material, o que pode vir a interferir nos resultados, logo, a comparação do tempo de pega entre as amostras pode ser prejudicada.

Ao se comparar o resultado do tempo de início e fim de pega (fig. 28) com o ensaio de consistência (fig. 26), pode-se dizer que o aumento da fluidez, devido a presença de água livre, afetou o tempo de pega retardando o endurecimento das pastas.

4.1.3 Massa específica

Na tabela 10 são apresentados os resultados de massa específica para as amostras da fase experimental 1.

Tabela 10 – Resultados massa específica fase experimental 1

Amostras	Massa específica (g/cm ³)
M0	1,78
M10	1,52
M20	1,59
M30	1,48
M40	1,46

As análises indicam que a densidade da amostra sem adição de calcário é maior que a densidade das amostras com adição de calcário. A densidade aparente do cimento MOS sem calcário (**M0**) foi de 1,78 g/cm³, assemelhando-se a resultados encontrados por Oliveira (2020) que apresenta densidade do MOS variando entre 1,67 - 2,60 g/cm³.

Para as amostras com adição de calcário foi verificado resultados que estão entre 1,46 - 1,59 g/cm³, sendo menor quanto maior foi a quantidade de calcário. A amostra **M20** se diferenciou apresentando densidade maior que as demais que trazem a adição de calcário em

sua composição ($1,59 \text{ g/cm}^3$). Pode-se dizer que as amostras **M0** são mais densas devido a maior presença do MgO, componente de maior densidade ($3,58 \text{ g/cm}^3$) em relação ao calcário ($2,72 \text{ g/cm}^3$).

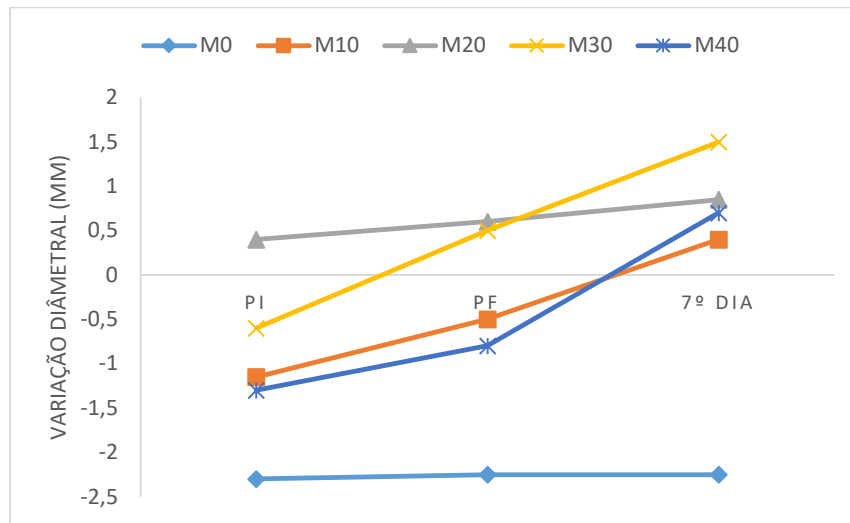
O aumento na quantidade de água disponível no sistema, pode afetar a densidade de empacotamento do sistema, alterando a quantidade de água de enchimento e, assim, aumentar a porosidade. Além disso a maior granulometria do CaCO_3 , em relação ao MgO, utilizado nessa pesquisa também contribuiu para a porosidade da matriz.

Segundo Sales (2018), o aumento de porosidade, por sua vez, pode levar a uma redução na densidade do material, sendo que o aumento da porosidade via lixiviação de componentes em poros, tende a elevar o potencial de percolação da água, característica indesejável para materiais utilizados, principalmente, em fechamentos. Nesse sentido, a partir dos resultados obtidos nessa pesquisa, pode-se afirmar que os compósitos com maior adição de calcário conferiram maior porosidade e isso refletiu na densidade das amostras.

4.1.4 Variação Dimensional

Para as análises foram medidas as variações das leituras feita pelo método da expansibilidade antes do início de pega (PI), após a pega final (PF) e no sétimo dia de cura, com o objetivo de medir a retração/expansão durante as reações de cura das amostras no estado fresco e após a cura no estado endurecido. Analisadas as amostras, foi possível verificar que as pastas sofreram retração (valores negativos) e expansão (valores positivos). A Figura 27 mostra os resultados da variação dimensional para as amostras analisadas:

Figura 27: Resultados do ensaio de variação dimensional do MOS



Fonte: autora (2024)

Para a amostra **M0**, contendo somente MgO, observou-se essencialmente o comportamento de retração, representada no gráfico pelos valores negativos (abaixo de 0). A retração apresentou-se de forma contínua, sem sinal de comportamento expansivo. Observa-se também que a velocidade de retração foi maior antes do início de pega, ou seja, na fase líquida da pasta; e a partir disso a retração se estabilizou.

Nas amostras com adição de calcário (**M10**, **M20**, **M30** e **M40**) observou-se comportamento de retração nas primeiras idades, porém de forma menos expressiva em relação a amostra sem adição de calcário. Logo após a pega inicial elas apresentaram um quadro com tendência expansiva, apresentando expansão após fim de pega.

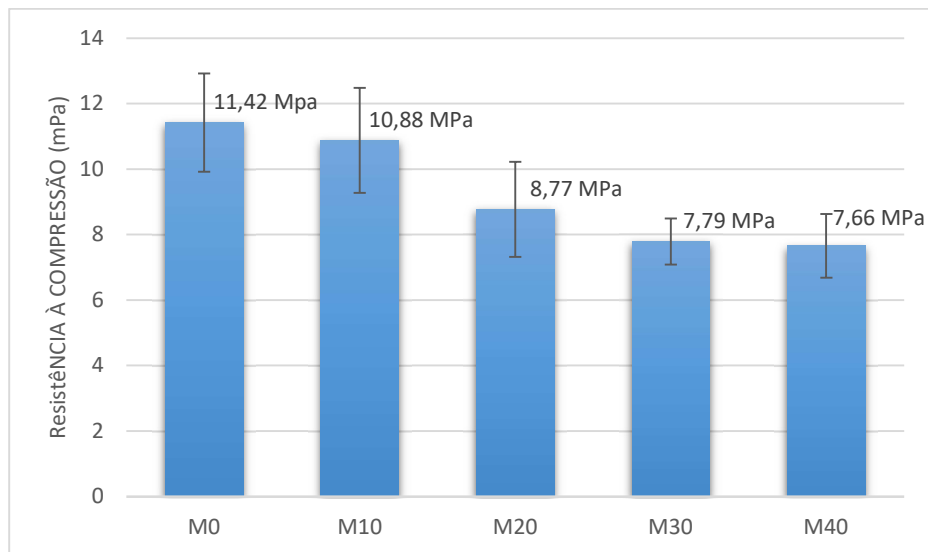
Diferente do comportamento das demais amostras com calcário, a **M20**, apresentou uma pequena expansibilidade nas primeiras idades e, de forma contínua, permaneceu aumentando sem comportamento de retração, obtendo uma melhor estabilidade que as demais, ou seja, menor variação dimensional. Aliado ao resultado de densidade, em que essa amostra apresentou uma densidade maior que as demais amostras com calcário, pôde-se verificar que possivelmente essa amostra apresentou menor porosidade, isso produziu menor variação dimensional e maior resistência mecânica. Além disso, foi possível observar que, considerando os valores de cura aos sete dias, quanto maior o teor de calcário adicionado, maior a expansão final, até certo teor de calcário, entretanto, para o **M40**, o valor é um pouco menor, embora ainda com expansão.

Ao se verificar a variação PI, percebe-se que as pastas com adição de calcário obtiveram menor variação dimensional, bem como, é observado nos demais tempos verificados. Com isso, esses resultados indicam que o calcário influencia na variação dimensional do cimento MOS tendendo a estabilizá-la. Vale ressaltar que a expansão ocorre de forma exponencial nas amostras com calcário quando o compósito é colocado em água, - seguindo a prescrição da norma. Nesse caso, alternativamente, a expansão pode ter sido provocada pelo processo de cura em água, pois o aumento da umidade relativa durante a cura pode provocar expansão no MOS, segundo relatam QIAO et al. (2010), LE ROUZIC et al. (2017) e XU et al. (2019). Porém, nos cimentos a base de MgO é visto, frequentemente, a retração, hipótese confirmada pelo resultado do M0. De acordo com Qiao et al., (2010), nos primeiros dias de cura, sobretudo nos primeiros 7 dias, ocorre a retração devido às reações químicas. Após esse período, a retração é proeminente advinda da influência da evaporação ou migração da água livre.

4.1.5 Resistência à Compressão

A Figura 28 mostra os resultados da resistência à compressão das amostras de cimento MOS aos 28 dias de cura, preparadas com diferentes relações molares $MgO/MgSO_4$ e com substituição do MgO por pó de calcário em 10%, 20%, 30% e 40% (M0, M10, M20, M30 e M40).

Figura 28: Resultados do ensaio de compressão



Fonte: Autora (2024)

Observa-se que a resistência à compressão das pastas de cimento MOS, diminuiu com o acréscimo do teor de calcário adicionado, diminuindo em 33% para a amostra **M40**, em comparação com a referência **M0**. Logo, o incremento da substituição de *MgO* por calcário diminuiu a resistência à compressão das amostras.

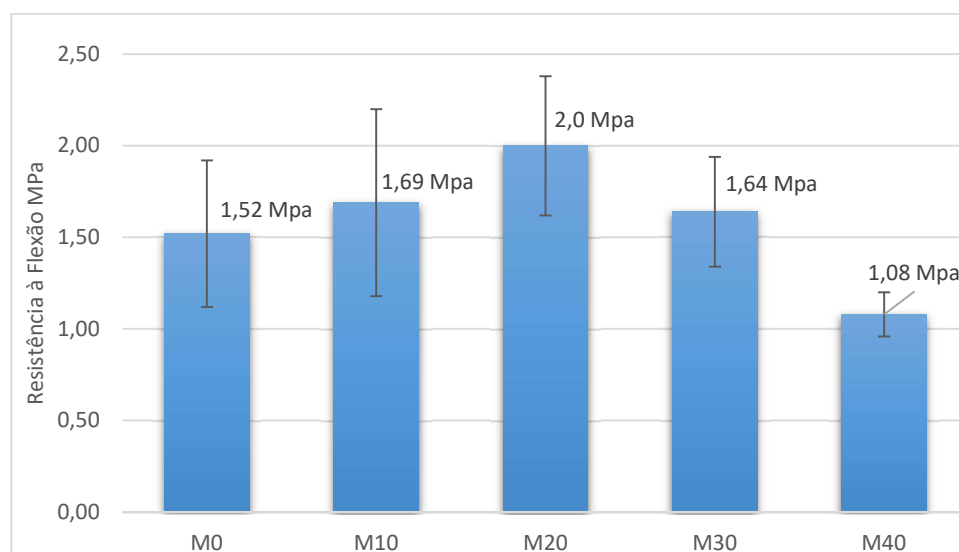
A redução na resistência à compressão com o uso de maiores concentrações de calcário pode ser explicada pelo efeito de diluição, que ocorre quando parte do cimento de *MgO* é substituído por um material inerte. Isso resulta em menos produtos de hidratação e, portanto, em uma estrutura mais fraca do material (ZANCHETA, 2021). Com isso, pode-se atribuir os resultados à formação das fases de hidratação do cimento MOS, ou seja, a formação da fase 3 ou 5 nas amostras com adição de calcário foi de intensidade menor, ou não existiu, resultando na diminuição da resistência à compressão.

Além disso, pesquisas revelam que a resistência à compressão do MOS aumenta de acordo com que se aumenta a relação molar *M* e a substituição por calcário, nessa pesquisa, reduziu essa relação molar.

4.1.6 Resistência à Flexão

A submissão do cimento MOS aos testes de flexão mostrou que os menores valores de razão molar melhora a resistência à flexão (figura 29) até o teor de substituição de calcário de 30%, seguido de uma diminuição em sua resistência para o teor de 40% de substituição.

Figura 29: Resultados obtidos nas amostras submetidas ao ensaio de flexão



Fonte: Autora (2024)

A resistência aumenta em 32% para a amostra **M20**, em comparação com a referência **M0** e reduziu em 29% para a amostra **M40**, em comparação com a referência **M0**. Além disso, nota-se que a amostra **M30** apresentou redução da resistência à flexão, mostrando que há redução na resistência a partir de um teor de aproximadamente 30% de substituição, entretanto ainda teve um ganho de resistência maior que a referência **M0**.

Acredita-se que, uma menor quantidade de *MgO* nas composições aumentou a resistência à até certo ponto até que se obteve uma queda na resistência. Em suma, a incorporação de calcário nas pastas seria favorável para aumentar a resistência à flexão em até certa quantidade de substituição, enquanto que reduziria as resistências em níveis de substituição maiores. Os maiores valores de resistência à flexão pode ter explicação em uma menor formação de $Mg(OH)_2$ com a diminuição da razão molar.

De acordo com Oliveira (2020), a formação da brucita [$Mg(OH)_2$] levou a uma reação expansiva causando fissuras. Em sua pesquisa, nas menores razões molares houve menor formação de $Mg(OH)_2$, o que melhorou a resistência à flexão das pastas.

Ao se comparar os resultados obtidos na resistência à compressão aos resultados obtidos na resistência a flexão, nota-se que o teor calcário interferiu de forma diferente nos dois diferentes tipos de resistências mecânicas, registrou-se uma queda na compressão e aumento à flexão, evidenciando que, diferente do concreto em que a resistência à flexão está atrelada à resistência à compressão, no cimento MOS essa associação não coincidiu, constatação parecida foi encontrada por Molano (2022).

Relacionando o resultado da resistência à flexão com os ensaios físicos, pôde-se verificar que, nas amostras com maior resistência à flexão (**M10** e **M20**), foram as que obtiveram maior densidade entre as amostras com adição de calcário. Se a diminuição da densidade estiver ligada ao aumento da porosidade, a tensão interna, produzida pela expansão de hidratação do MgO , pode ter sido aliviada pela existência de poros, produzindo menor fissuração que causa a perda de resistência e até desintegração do material. Além disso as variações dimensionais das amostras **M10** e **M20** foram as menores, demonstrando uma maior estabilidade dimensional do compósito, sendo que o **M20** – maior resistência à flexão – obteve uma maior densidade e melhor estabilidade dimensional.

Com isso, esses teores de calcário (10% e 20%) contribuem para o MOS melhorando a resistência à flexão, alterando de forma favorável suas propriedades físicas. Pode-se dizer,

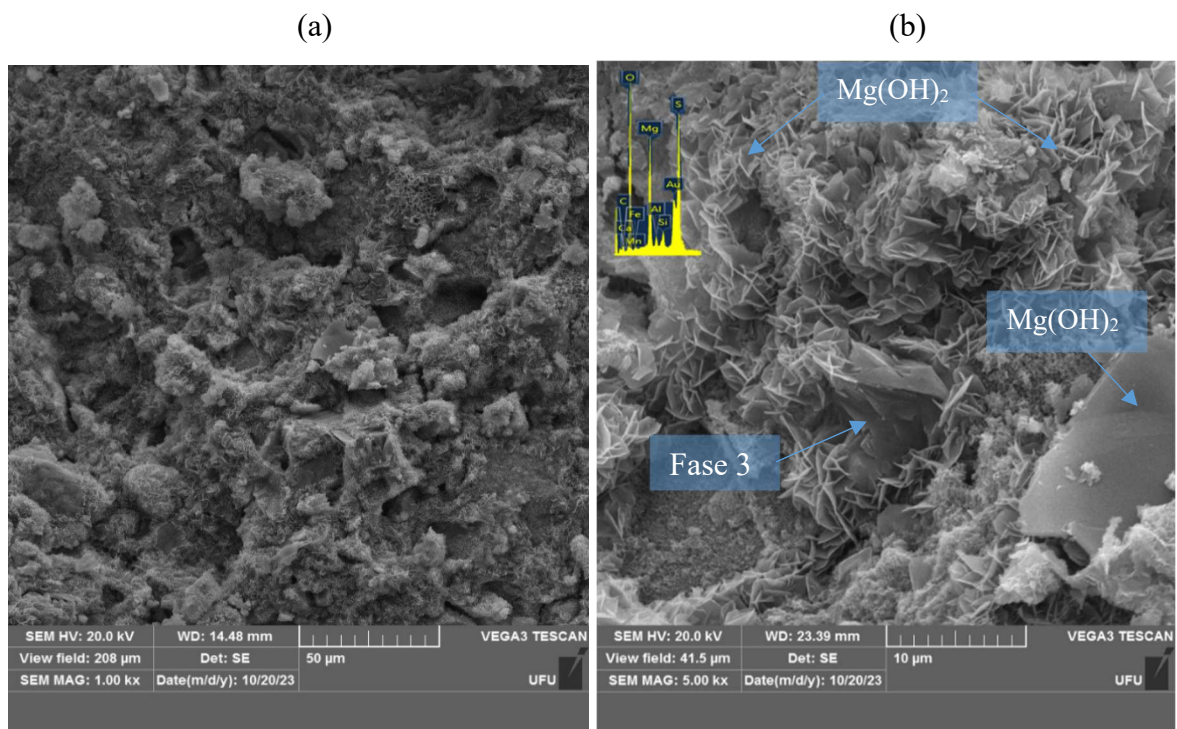
então, que a partir de um certo teor de calcário, a substituição do aglomerante por material inerte interfere negativamente nas resistências e propriedades mecânicas.

Esses resultados se assemelham aos resultados obtidos por Gomes e Oliveira (2020) que em sua pesquisa, a substituição de carbonatos prejudicou a resistência à compressão, mas não a resistência à flexão das matrizes. Segundo os autores, a maior resistência à flexão se deveu à presença de agulhas formadas pela fase 5 que pode ter atuado como uma fibra para melhorar esta propriedade. Os resultados de menor resistência à compressão, por sua vez, são devidos à menor quantidade de ligante (MgO) e maior teor de carbonato.

4.1.7 Microscopia de Varredura (MEV) da Fase Experimental 1

O aspecto da pasta hidratada aos 28 dias da amostra sem adição de calcário (**M0**) é dado nas Figuras 30 (a) e (b). A microestrutura, é principalmente composta por partículas cristalinas de $Mg(OH)_2$, como já é previsto nos compostos de MgO. A figura 30 (b) foi uma ampliação da figura 30 (a) e ela mostra estruturas em formato de rosetas foliar e pode ser visto também bloco hexagonal, sendo os dois característica da formação do $Mg(OH)_2$.

Figura 30: Morfologia das amostras M0: (a) Imagem com ampliação 1k (b) foco com ampliação 5k.



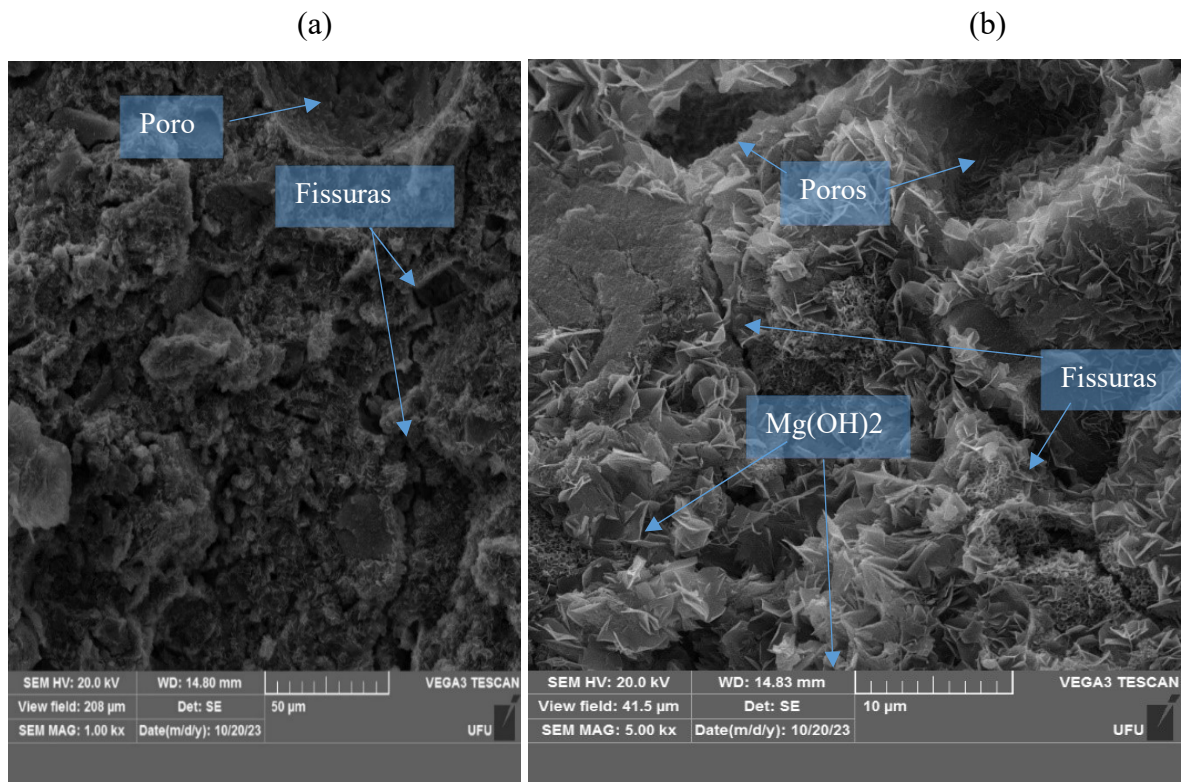
Fonte: autora (2024)

A Figura 30 traz também placas hexagonais, que é característica da formação da fase de hidratação 3, pois o resultado da análise de EDS, apresentada na figura 30b, é possível identificar juntamente com o magnésio e oxigênio o enxofre, resultando em um composto sulfatado que formou a fase-3.

A figuras 31 (a) e (b) mostra a estrutura do MOS com adição de 10% de calcário (M10) é possível verificar na figura ampliada (b) a formação do MgO hidratado [$\text{Mg}(\text{OH})_2$], além de formação de fissuras e poros mais circulares e esféricos. A presença de poros esféricos é distinta de vazios capilares, eles permitem uma redução da densidade sem a possibilidade de passagem de água, não afetando a resistência mecânica.

Aliado ao ganho de resistência à flexão proporcionado pela substituição de MgO por calcário a 10%, pode-se dizer que os esforços da tensão interna, produzida pela expansão de hidratação do MgO pode ter sido aliviada pela existência desses poros ao se adicionar o calcário, isso também pode ser o fator de aumento da resistência à flexão e o motivo da melhora da variação dimensional registrada.

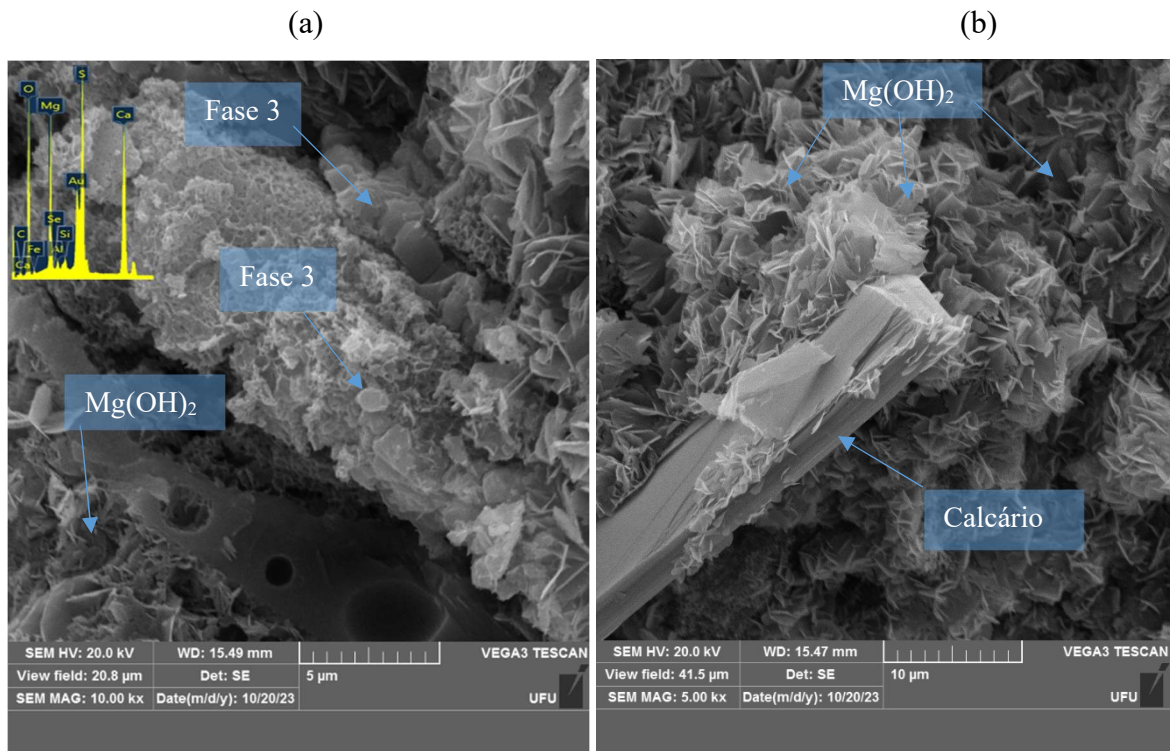
Figura 31: Morfologia das amostras M10: (a) Imagem com ampliação de 1k (b) foco com ampliação de 5k



Fonte: autora (2024)

A figura 32 (a) e (b) identifica a morfologia do **M20**. Na região mostrada, pôde-se perceber a formação de blocos hexagonais, provavelmente pela presença da fase 3 indicado pelo EDS no local com alto teor de enxofre, além das rosetas que indicam a formação do $Mg(OH)_2$. Na imagem (a), além do enxofre, mostrando uma fase sulfatada, é possível verificar que o EDS registrou alta concentração de cálcio, devido a concentração de calcário na amostra, juntamente com o magnésio e oxigênio. Pela imagem (b) pode-se observar uma estrutura mais densa, corroborando com os resultados de maior densidade para o M20. A região da figura 32 (b) identifica uma placa hexagonal juntamente com a formação das rosetas de $Mg(OH)_2$, que provavelmente é o calcário.

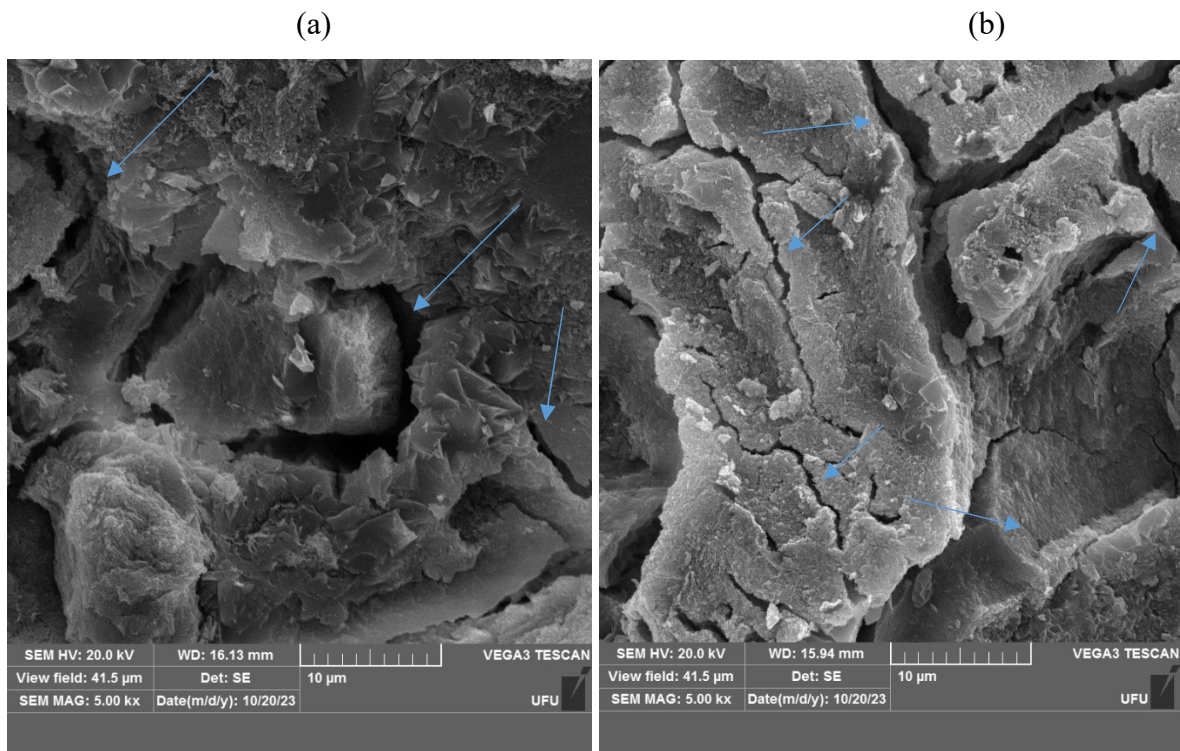
Figura 32: Morfologia das amostras M20: (a) Região A com ampliação de 10k (b) Região B com ampliação de 5k.



Fonte: autora (2024)

A morfologia também revela regiões com abertura de fissuras criando nichos de vazios (indicados pelas setas azuis) que parecem ter sido provocados devido a retração dos produtos de hidratação do MgO, isso pode ter causado pontos de fragilidade no compósito durante a fase de hidratação ou não reagido, permanecendo o MgO na sua forma anidra (figura 33 (a) e (b)).

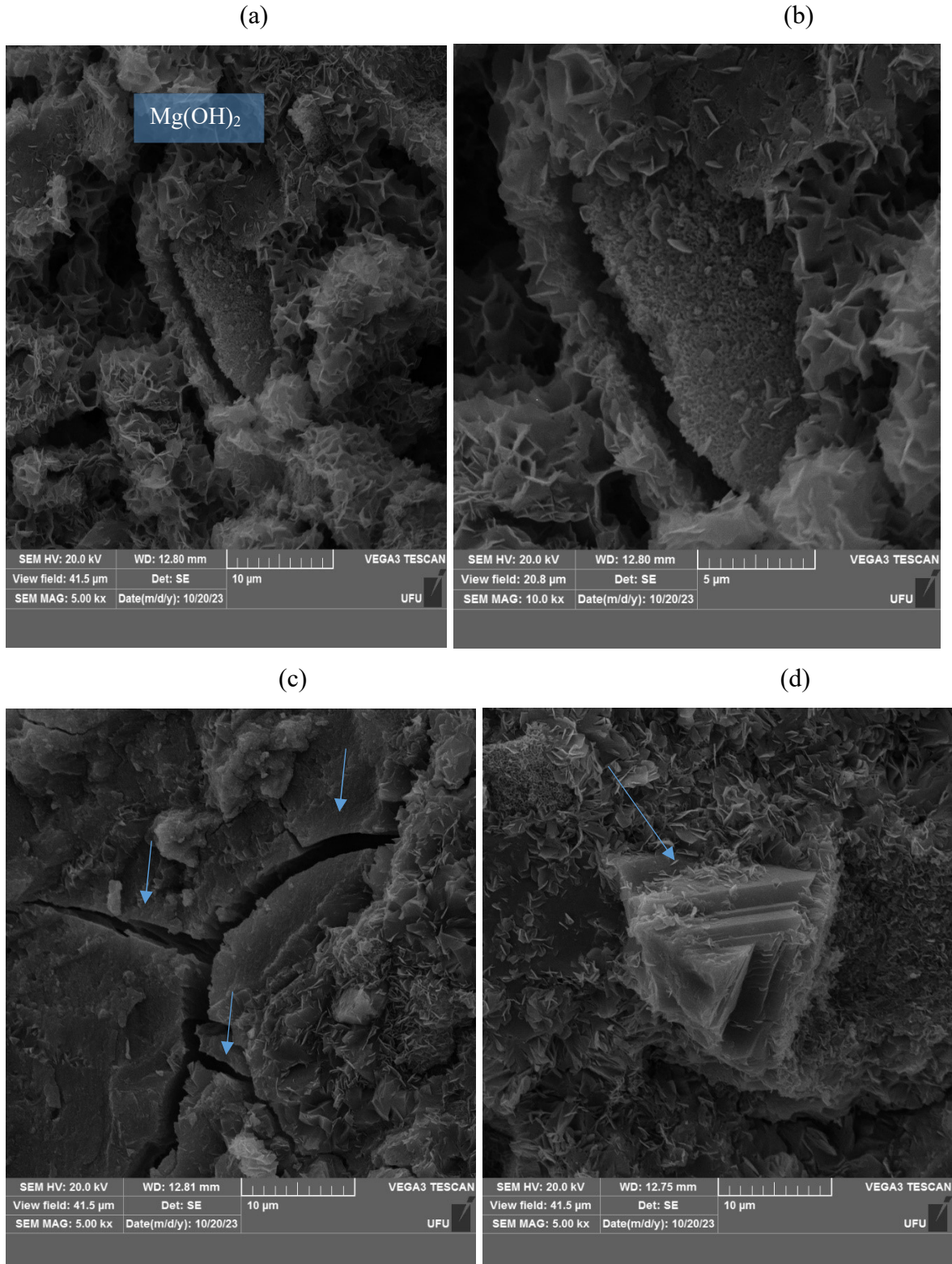
Figura 33: Morfologia das amostras M20: (a) Região A com ampliação de 5k (b) Região B com ampliação de 5k.



Fonte: autora (2024)

A microestrutura do **M30** é mostrada na figura 34 (a), (b), (c) e (d). É possível identificar na estrutura a morfologia característica do hidróxido de magnésio, porém com aspecto mais poroso ou esponjoso, isso pode ter ocorrido em função da maior água livre que é identificada nos compósitos de maior teor de calcário em substituição ao MgO, essa água livre pode ter mudado a morfologia do hidróxido de magnésio tornando-o mais frágil com uma estrutura menos densa, podendo ser o fator que levou a uma menor resistência. Foi observado também uma placa que parece ser do calcário (d).

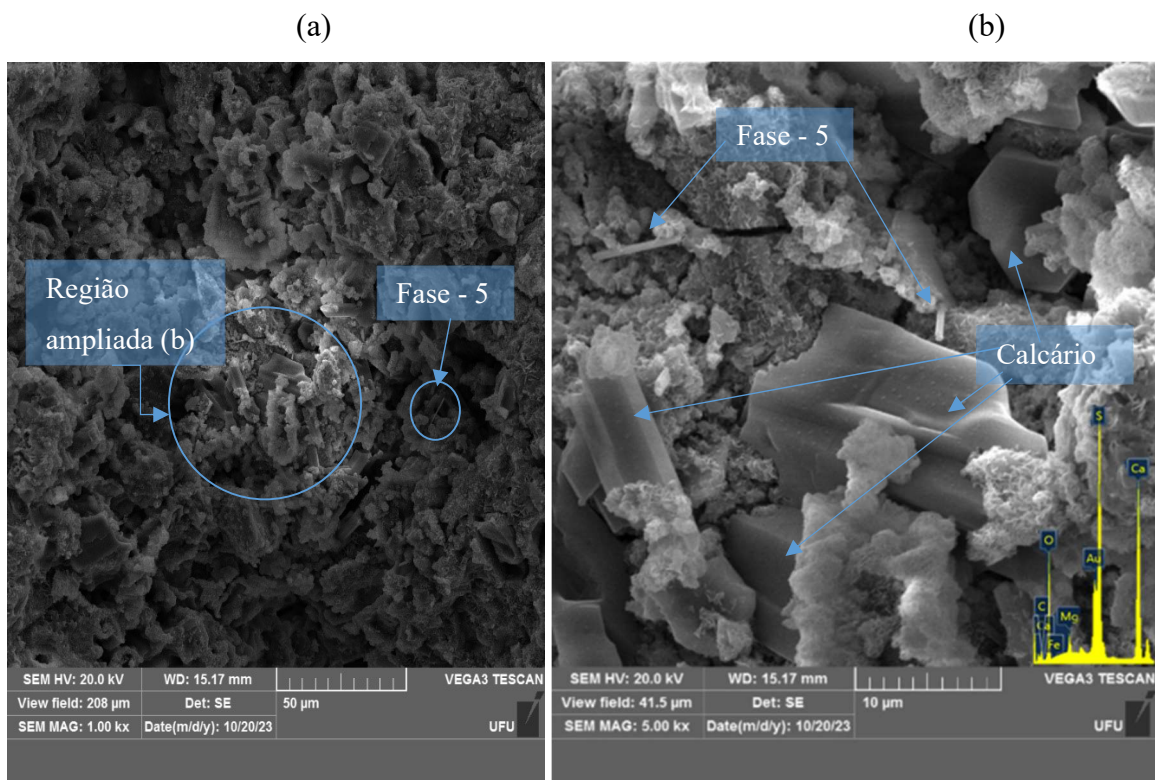
Figura 34: Morfologia das amostras M30: (a) Região A com ampliação de 5k (b) imagem com mesma região de A com ampliação de 10k vezes (c) Região com abertura de fissuras ampliada 5k (d) Região com placa de calcário ampliada 5k.



Fonte: autora (2024)

A morfologia do **M40** foi identificada na figura 35 (a) e (b), no meio da formação do hidróxido de magnésio, pode-se visualizar partículas de calcário, devido ao maior conteúdo de calcário no EDS, mostrando maior parte de materiais inertes e pouca hidratação do MgO, refletindo desfavoravelmente na resistência mecânica. Foi verificado também a formação em formato de agulhas, aliado à alta concentração de enxofre no EDS, isso pode refletir a morfologia da fase de hidratação 5. Entretanto, essa fase não é encontrada de forma abundante e por isso não resulta em melhor desempenho mecânico para o **M40**. As agulhas da fase 5 tendem a se formar nos vazios e é pouco estável às baixas temperaturas, podendo ser o motivo da não formação devido a cura ter sido em temperatura ambiente.

Figura 35: Morfologia das amostras M40: (a) Região A com ampliação de 1k (b) mesma região de A com ampliação de 5k.



Fonte: autora (2024)

Na imagem 35(b), tem-se o mapeamento de EDS pelo qual é possível estabelecer que a interface possui alta concentração de cálcio e enxofre, juntamente com o oxigênio.

4.2 FASE EXPERIMENTAL 2

Como pôde ser avaliado, as amostras contendo calcário na composição obtiveram ganhos de resistência a flexão e os maiores ganhos foram encontrados nas amostras com relação molar maior (**M10** relação molar de 10,3 e **M20** relação molar de 9,1). Logo, as amostras escolhidas para a segunda fase experimental foram a **M10** e **M20**, à quais foram adicionados teores de 1,2 e 3% de fibra de vidro (FV), conforme Tabela 11.

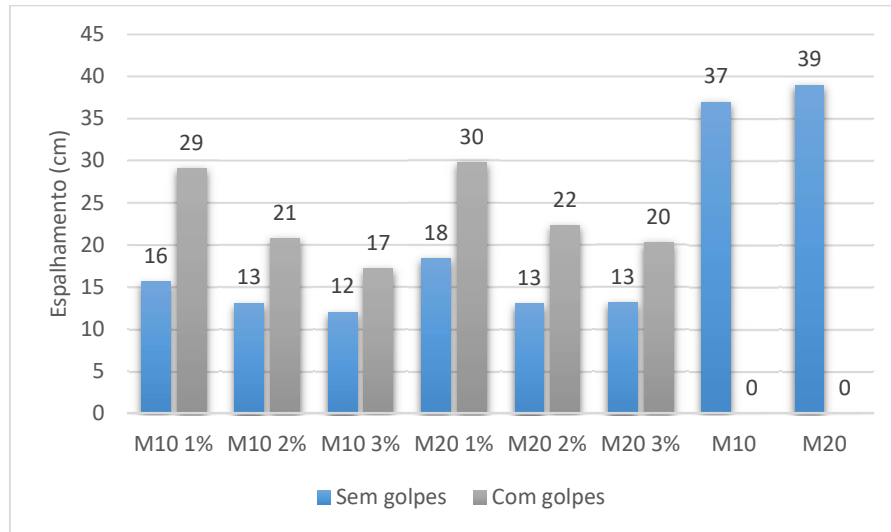
Tabela 11 – Amostras da fase experimental 2

Amostras	FV (%)
M10 1%	1
M10 2%	2
M10 3%	3
M20 1%	1
M20 2%	2
M20 3%	3

4.1.2 Ensaio de Consistência

A Figura 36 mostra os resultados obtidos nos ensaios de consistência feitos de acordo com a ABNT NBR 13276:2016 - Determinação do Índice de Consistência. Como esperado, houve a diminuição da fluidez com o aumento da adição de fibras de vidro. Ressalte-se que, devido à alta fluidez das pastas na Fase Experimental 1, não foi possível a aplicação dos golpes preconizados pela norma, porém, na Fase Experimental 2, foi possível a aplicação dos golpes, uma vez que o espalhamento das pastas foi reduzido com a adição das fibras.

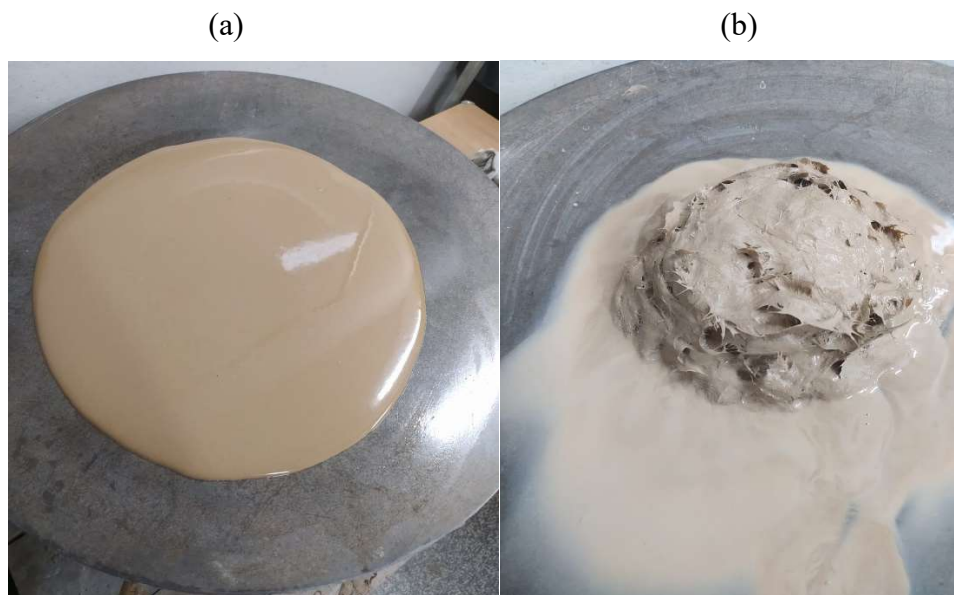
Figura 36: Resultados ensaio de consistência Fase Experimental 2



Fonte: autora (2024)

O efeito do teor de fibra na consistência foi de uma redução de 68% no espalhamento ao se comparar as amostras **M10 3%** (sem utilização dos golpes) e **M10**, além de uma redução de 67% no espalhamento entre as amostras **M20 3%** (sem utilização dos golpes) e **M20**. A figura 37 mostra a diferença significativa da consistência das pastas.

Figura 37: Consistência das pastas (a) Sem adição de fibras de vidro AR (b) Com adição de fibras de vidro AR



Fonte: autora (2024)

Como mostrado no item 4.1.1, o compósito MOS em análise, apresentou uma película de água salgada na superfície, mostrando tendência à exsudação. Quanto maior a adição de calcário, maior foi a segregação percebida, isso pode ter sido causada pelo aumento da relação água salgada/MOS proporcionada pela substituição de MgO por calcário. A figura 39 (b) mostra que a segregação dos materiais ocorre também no compósito com fibra, é possível verificar as fibras envolvidas na pasta cimentícia e a nata de cimento com água salgada segregada da mistura. Essa segregação contribui para que se tenha menor concentração de $MgSO_4$ no compósito para reagir com o MgO e, como consequência, não formar os produtos hidratados que conferem maior resistência.

Tal como esperado, quanto maior a adição das fibras, menor foi a fluidez. Os teores de 2% e 3% tiveram entre si uma variação pequena no espalhamento, indicando que o teor de 3% seria a melhor opção, uma vez que ele possibilita obter um maior desempenho mecânico.

Verificou-se, ainda, a mesma característica da fase experimental 1 em que, quanto maior o teor de calcário maior a fluidez. Logo, a adição de calcário no cimento MOS permite a incorporação de maiores teores de fibra de vidro sem comprometer a trabalhabilidade.

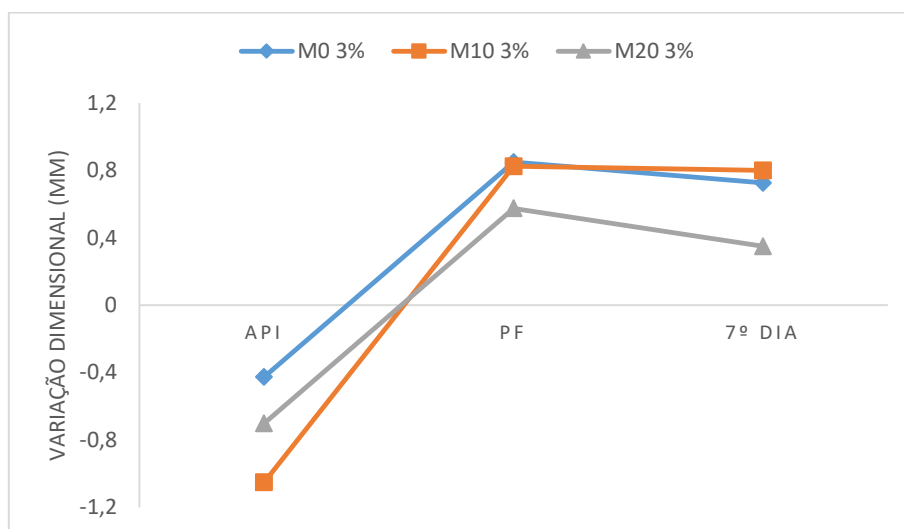
Constata-se, portanto, que a trabalhabilidade do compósito é afetada significativamente pela adição das fibras de vidro, ficando praticamente inviável a incorporação de teores de fibras mais elevados ou acima de 3% no cimento MOS com 10 e 20% de calcário.

4.1.3 *Variação Dimensional*

Para as análises da variação dimensional, foi feito o ensaio para as amostras **M10** e **M20** com a maior porcentagem de fibras usada na pesquisa (3%), a fim de verificar e confirmar a eficácia das fibras de vidro no controle da variação dimensional e da formação das primeiras fissuras durante a retração. Para isso, foi realizado o teste também na amostra **M0**, uma vez que essa amostra apresentou a maior variação dimensional no teste realizado na fase experimental 1 pela característica do cimento MOS de retrair, já que ela não leva a substituição de MgO por calcário em sua composição. Foram medidas as variações das leituras feitas antes do início de pega (API), após a pega final (PF) e no sétimo dia de cura, com o objetivo de medir a retração/expansão durante as reações de cura das amostras no

estado fresco e após a cura no estado endurecido. A Figura 38 mostra os resultados da variação dimensional para as amostras analisadas.

Figura 38: Resultados do ensaio de variação dimensional do MOS com adição de fibras



Fonte: Autora (2024)

Analisadas as amostras, foi possível verificar que, para a amostra **M0** (contendo somente MgO) sem a adição de fibra, observou-se essencialmente o comportamento de retração em todos os tempos de verificação e com grande variação dimensional. Por outro lado, com a adição de fibras a variação desse comportamento foi menor durante a pega, obtendo até certa expansão e, no final da pega e após a cura, mostrou tendência a se estabilizar e a voltar ao tamanho original. Nesse sentido, a fibra atuou no início da pega em que o MOS tem a característica de retração, reduzindo essa variação e, por consequência, a formação de microfissuras nessa fase.

Nas amostras com adição de calcário (**M10**, **M20**) observou-se, como já visto, que a quantidade de calcário tende a estabilizar dimensionalmente o compósito e, com a adição de fibras, esse controle foi ainda maior. Notou-se um comportamento de retração nas primeiras idades, porém de forma bem menos expressiva em relação as amostras com calcário e sem adição de fibra. Logo após a pega final elas apresentaram um quadro com tendência expansiva até o fim de pega, diminuindo essa expansão e estabilizando dimensionalmente a amostra após a cura. Os resultados das duas amostras são semelhantes, uma vez que não foi variado o teor de fibras, somente o tipo da amostra.

Com isso, é possível confirmar que a incorporação de fibras no cimento magnésiano, bem como a incorporação do calcário, controla a variação dimensional tendendo-a estabilizá-la, diminuindo o efeito de retração que causa fissuras e, por consequência, menor resistência mecânica e menor resistência a água.

4.1.4 Massa específica, absorção de água e índice de vazios

Os ensaios físicos foram realizados na amostra **M10 1%**, **M10 2%**, **M10 3%**, **M20 1%**, **M20 2%**, **M20 3%**. Os resultados de porosidade foram registrados relacionando-o com o índice de vazios, conforme a Equação 12:

$$n = \frac{e}{e+1} \quad (12)$$

Onde,

n = Porosidade

e = Índice de vazios

Tabela 12 – Resultados das propriedades física fase experimental 2

Amostras	Massa específica (g/cm ³)	Absorção de água (%)	Índice de Vazios (%)	Porosidade (%)
M10 1%	1,41	24	34	25
M10 2%	1,40	24	32	24
M10 3%	1,44	27	38	28
M20 1%	1,42	26	38	28
M20 2%	1,40	29	40	29
M20 3%	1,42	27	40	29

Conforme se pode visualizar na tabela 12, a adição de fibras refletiu em menor densidade ao se comparar as amostras com e sem fibra de vidro, para o **M10** (1,52 g/cm³) em relação a amostra **M10 3%** (1,44 g/cm³), houve uma diminuição de 5,3% e para o **M20** (1,59 g/cm³) em relação a amostra **M20 3%** (1,42 g/cm³), houve uma diminuição de 10,7%.

De acordo com Speck (2014), as variações das fibras de reforço nas placas não indicam variações significativas na densidade, uma vez que a quantidade desse material na composição total do compósito é baixa, interferindo pouco no valor. Silva (2002) demonstra em seu trabalho que a principal justificativa para a diferença de densidade, observada com a adição de fibra frente ao mesmo volume de matriz sem reforço, se dá pelo aumento da porosidade, e não pela presença da fibra, pois o aumento de fibras pode aumentar a quantidade de ar incorporado na pasta.

Ressalta-se que não foi possível se obter a porosidade nos compósitos sem fibra, pois a presença das trincas durante o ensaio levou à quase desintegração do material, conforme já explicado. Logo, não é possível comparar os resultados com e sem fibra da porosidade. Porém, é possível verificar que a adição de fibra tornou possível a execução do ensaio, uma vez que as fibras atuaram na capacidade do compósito de resistir ou impedir a propagação das trincas internas.

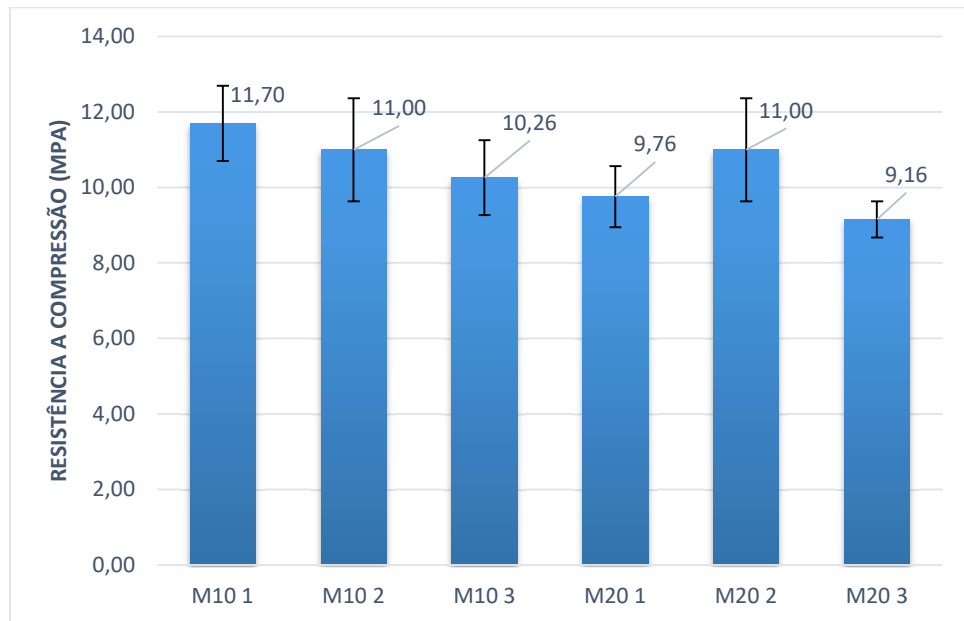
Os resultados de porosidade encontrados para o compósito com adição de fibra estão entre 25% – 28% para o **M10** e entre 28% – 29% para o **M20**. Esses resultados estão dentro do já registrado para compósitos de MgO com teor de fibra incorporado de até 2%, que está em torno de 33% observados nos trabalhos de GOMES E SAVASTANO (2012). Observe-se que, com a incorporação de fibra o **M20** possui maior porosidade e maior absorção de água do que o **M10**, isso pode ser um dos motivos que o levou a ter resistência inferior.

Apesar da porosidade aumentar conforme o teor de fibra aumenta, os resultados de resistência mecânica foram melhores para os maiores teores de fibra de vidro incorporados.

4.1.5 Resistência à Compressão

A Figura 39 mostra os resultados da resistência à compressão das amostras da fase experimental 2 (**M10** e **M20**) aos 28 dias de cura, preparadas com os diferentes teores de fibra de vidro (1%, 2% e 3%).

Figura 39: Resultados ensaio de compressão – Fase experimental 2



Fonte: Autora (2024)

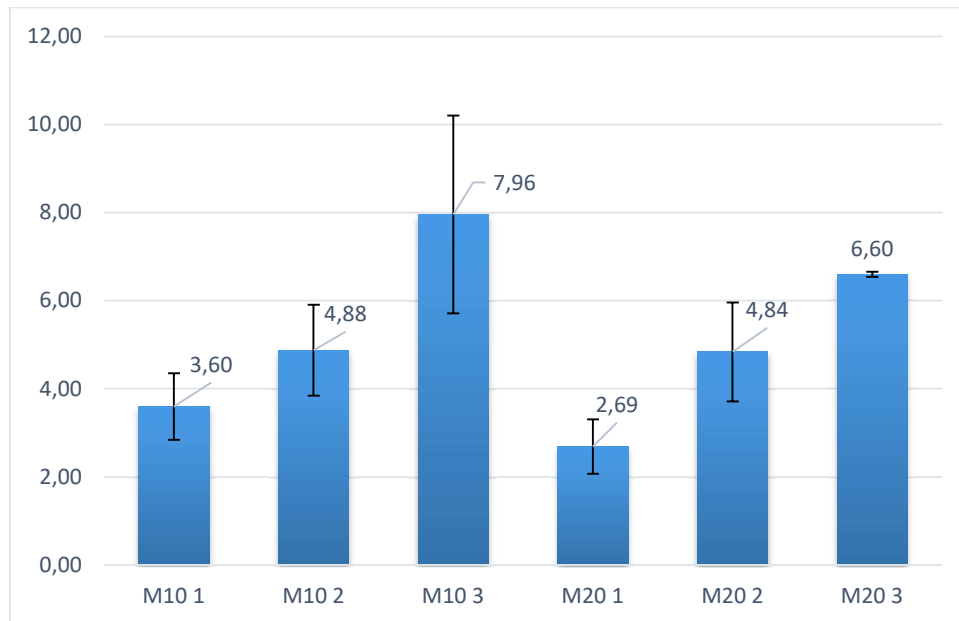
Observa-se que a resistência à compressão das pastas de cimento MOS, diminuiu conforme o acréscimo do teor de fibra adicionado, com pouca variação entre os teores. No entanto, ao se comparar com os compósitos sem adição de fibra (fase experimental 1), observa-se um pequeno aumento na resistência à compressão no compósito com adição de fibras. Comparando-se o **M10** com o **M10 1%** (teor de fibra de 1%), por exemplo, o compósito **M10** apresentou resistência de 10,88 MPa e o **M10 1%** foi de 11,70 MPa, um aumento de 7% da resistência a compressão.

Em relação ao decréscimo da resistência com o aumento do teor de fibras, já era previsto, uma vez que as fibras atuam principalmente na ductilidade do concreto, melhorando seu desempenho na flexão e não na compressão.

4.1.6 Resistência à Flexão

A Figura 40 mostra os resultados da resistência à flexão das amostras da fase experimental 2 (**M10** e **M20**) aos 28 dias de cura, preparadas com os diferentes teores de fibra de vidro (1%, 2% e 3%).

Figura 40: Resultados do ensaio à flexão – Fase experimental 2



Fonte: Autora (2024)

Observa-se que, como já era o esperado, ao contrário da resistência à compressão, a resistência à flexão aumentou com o acréscimo do teor de fibra adicionado. Ao se comparar com os resultados de resistência à flexão das amostras sem fibra a adição de fibras aumentou a resistência em 79% para a amostra **M10 3%**, em comparação com a referência **M10**. Além disso, nota-se que para a amostra **M20 3%** apresentou aumento na resistência à flexão de 70%. Os resultados corroboram com o encontrado na literatura, que a principal função das fibras de vidro que é o de ampliar a capacidade de deformação do concreto e aumentar a sua capacidade resistente, principalmente na tração e flexo-tração. Essa mesma característica que é encontrada nas pastas de cimento Portland foi verificada para a pasta de cimento MOS (LAMEIRAS, 2007).

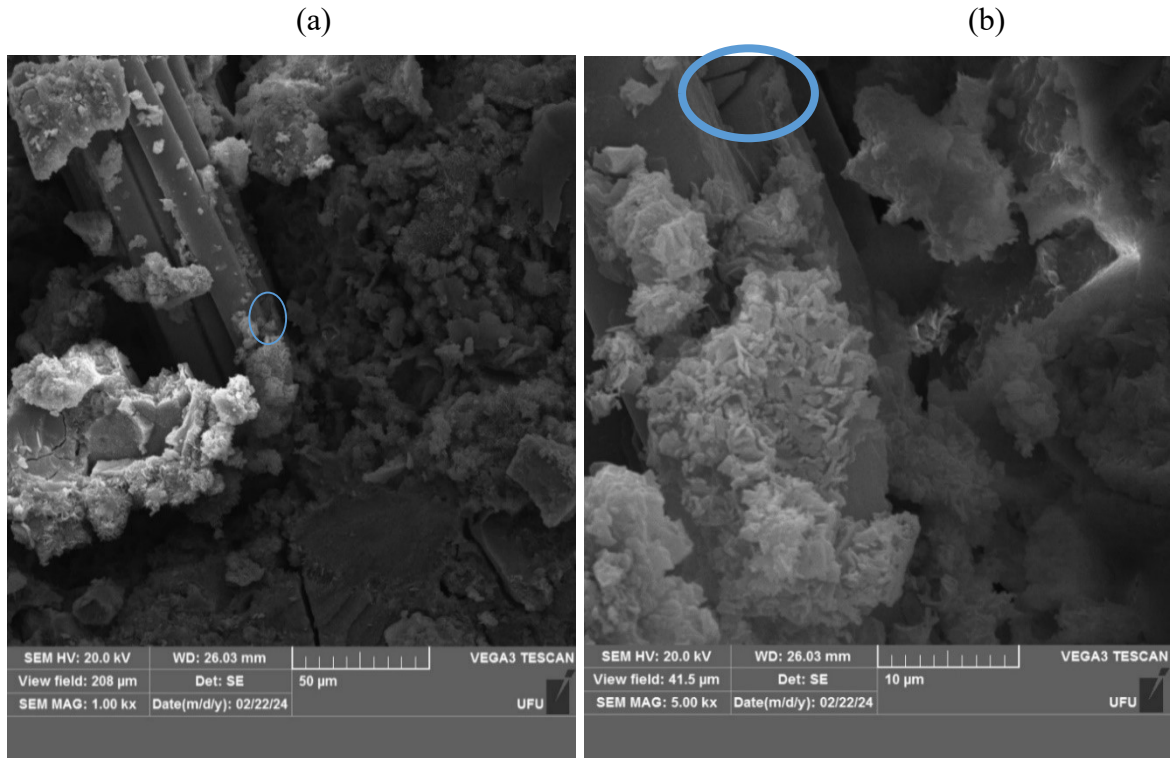
Ressalta-se que o **M20**, mostrou maior resistência à flexão na primeira fase experimental, sem adição de fibras, entretanto, com a adição de fibras o **M10** se sobressaiu em relação a resistência para todos os teores fibras.

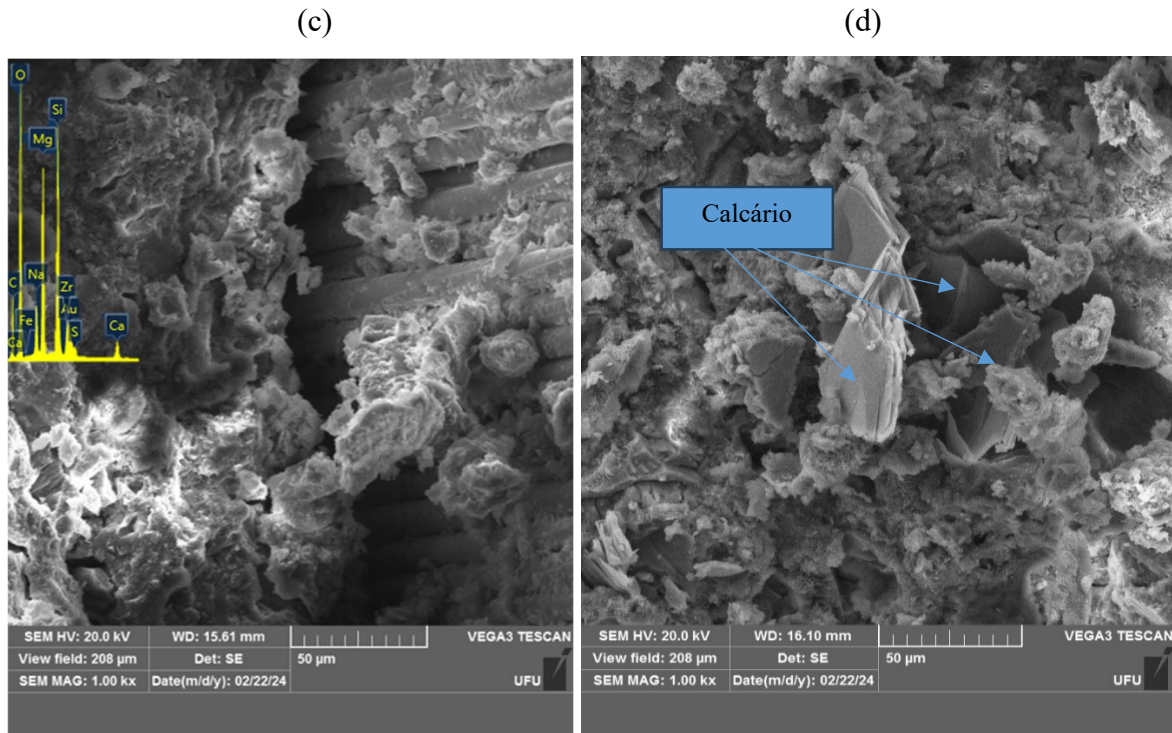
4.1.7 Microscopia de Varredura (MEV) da Fase Experimental 2

Com as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura foi possível verificar a interação da matriz cimentícia de MOS com 10% e 20% de calcário com a

incorporação das fibras de vidro. As figuras 41 (a), (b) e (c) mostra grupamentos de fibras na matriz e em (d) a matriz cimentícia do MOS.

Figura 41: Morfologia das amostras M10 com fibras: (a) Região A com ampliação de 1k vezes (b) Região de A com ampliação de 5k (c) Região B interação fibra-matriz (d) Região C matriz cimentícia MOS





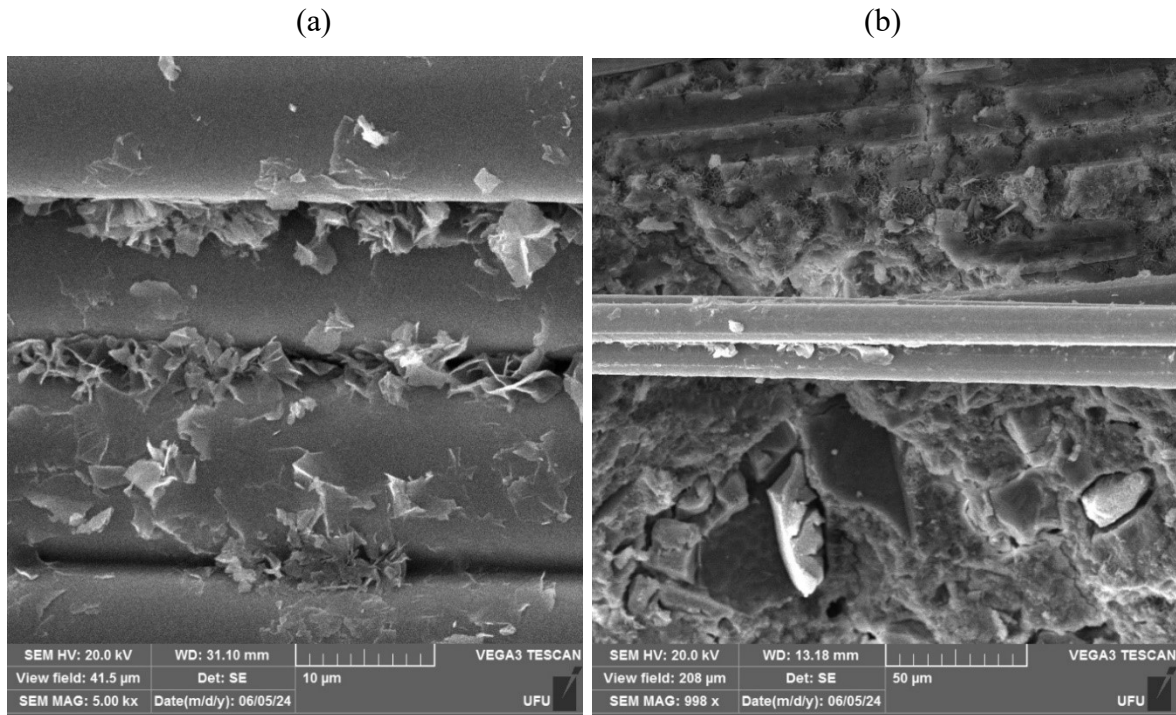
Fonte: autora (2024)

É verificado que ao entorno da interface entre e fibra e matriz cimentícia do MOS formaram-se vazios que podem ter sido provocados durante a solicitação da tensão com uma pequena desintegração do MOS durante o processo. Podem ser visualizados na figura 41 (b) os cristais de formato folear do hidróxido de magnésio nos filamentos de fibra de vidro. Nota-se que não há produtos de hidratação aderidos à fibra, apenas próximo a elas como se houvessem se desintegrado. Verifica-se também a quebra de uma das fibras (indicado pelo círculo azul). A ruptura dessa fibra pode representar que ocorreu a desejável transferência de tensão entre matriz e fibra e não houve perda de aderência entre fibra-matriz, durante a solicitação. Na figura 41 (d) é possível verificar placas, possivelmente indicando a presença do calcário, envolvida na massa com formação do hidróxido de magnésio.

O EDS mostrado na figura 41 (c) evidenciou presença principalmente de magnésio, oxigênio e silício, bem como a presença de zircônio. O silício encontrado trata-se do vidro cuja fibra é composta e o zircônio é o componente adicionado à composição do vidro da fibra para se obter características AR desejadas.

Com as figuras 42 (a) e (b) é possível notar a presença de produtos da hidratação depositados sobre filamentos das fibras e a integridade de sua superfície sem sinais de corrosão.

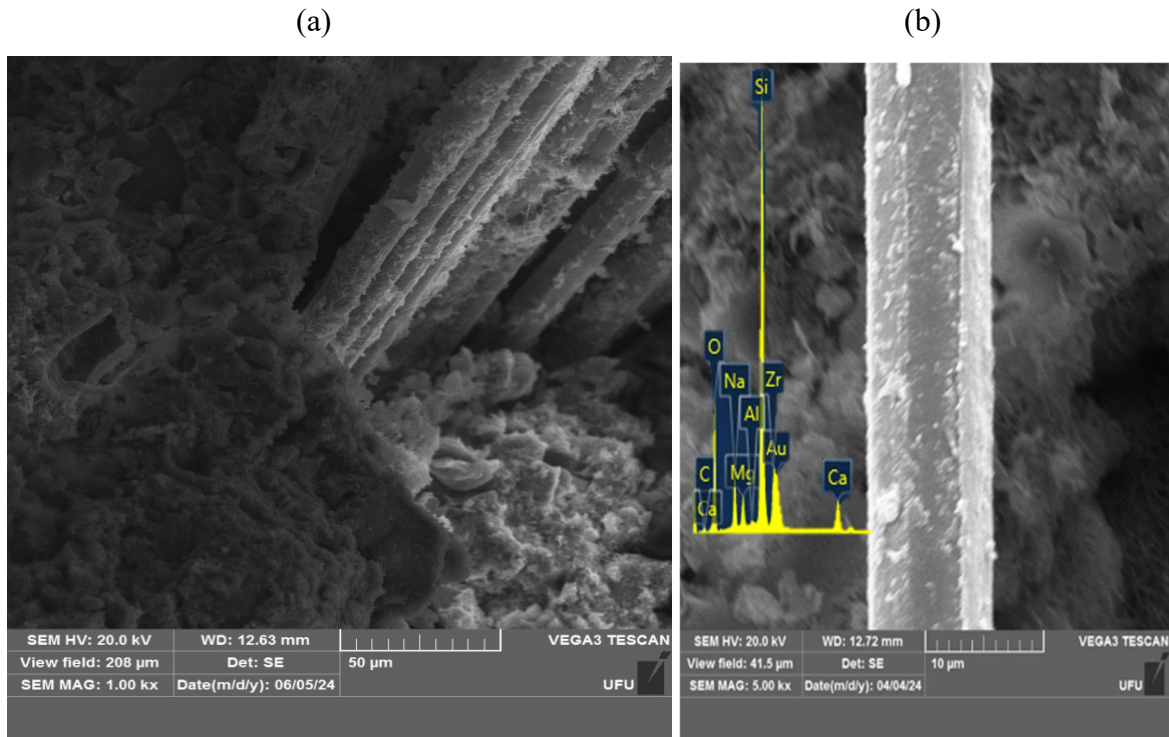
Figura 42: Morfologia das amostras M10 com fibras: (a) Região A com ampliação de 5kx (b) Região B com ampliação de aproximadamente 1kx.



Fonte: autora (2024)

As figuras 43 (a) e (b) mostram as imagens do MEV da amostra **M20** com adição de fibras. É possível verificar a interface de aderência entre fibra-matriz, similar ao do **M10**, porém nota-se maior deposição de material na superfície da fibra de vidro. A análise de EDS na fibra identificou altos teores de sílica e zircônio, advindos da fibra, bem como oxigênio, sódio, cálcio e magnésio. É possível verificar que, embora tenha havido o aumento dos vazios, houve boa aderência entre fibra e matriz cimentícia e isso refletiu em maior resistência à flexão ao se adicionar fibras de vidro nos dois compósitos, havendo transferência de tensões sem escorregamentos quando o material compósito é solicitado por determinada ação ou carga.

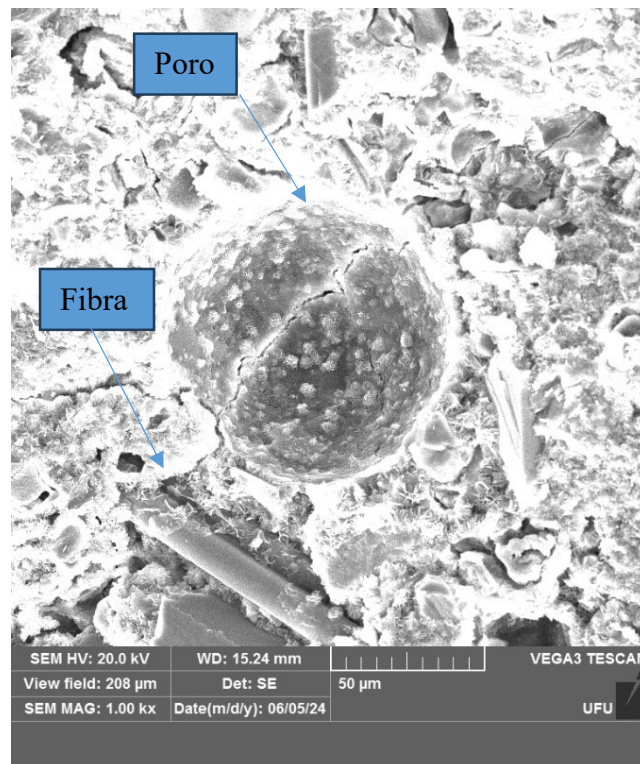
Figura 43: Morfologia das amostras M20 com fibras: (a) Região A com ampliação de 1kx (b) Região B com ampliação de aproximadamente 5kx



Fonte: autora (2024)

Foi verificado também um ganho de porosidade da matriz com a presença de poros esféricos, como mostra a figura 44 (a), mesmo com a presença de vazios, ainda nessa imagem é possível verificar fibras aderidas à matriz do MOS, indicando boa aderência da matriz com a fibra. Note-se que a presença dos poros esféricos mostrado na imagem é distinto de vazios capilares. Esses permitem uma redução da densidade sem a passagem de água. Lógica similar tem sido observada em pesquisas sobre concreto ou argamassa celular, cuja técnica de produção envolve a dissolução de espuma específica, a fim de formar esses vazios esféricos.

Figura 44: Morfologia das amostras M20 com fibras: Região com poro com ampliação de 1kx



Fonte: autora (2024)

As morfologias do **M10** e **M20** com adição de fibras são bem semelhantes, e, embora o **M20** tenha apresentado uma menor resistência, que pode ter sido devido à um maior índice de vazios verificado, o resultado trata-se de valor com diferença muito pequena em relação ao **M10**. Ao se observar os ensaios das propriedades físicas pode-se notar que os resultados também são semelhantes.

4.2 FASE EXPERIMENTAL 3

De acordo com os resultados obtidos na segunda fase experimental o compósito que apresentou maior comportamento de ganho de resistência a flexão foi o **M10 3%**. Desse modo, na fase experimental 3 avaliou-se o **M10 3%**, submetendo-o ao processo de cura térmica/envelhecimento acelerado. As amostras foram ensaiadas logo após a cura térmica/envelhecimento acelerado com 56 dias à temperatura de $60^{\circ}\text{C} \pm 5$ e de $90^{\circ}\text{C} \pm 5$, uma amostra foi deixada em temperatura ambiente, denominada TA, conforme tabela a seguir:

Tabela 13 – Amostras da fase experimental 3

CÓDIGO	TEMPERATURA (°C)
M10 3% TA	Ambiente (25 ±5)
M10 3% T60	60°
M10 3% T90	90°

4.2.1 Massa específica, absorção de água e índice de vazios

Os resultados dos ensaios físicos estão registrados na tabela 14. Os resultados de porosidade foram calculados relacionando-o com o índice de vazios, conforme a Equação 12, demonstrada no item 4.2.3.

Tabela 14 – Resultados das propriedades física fase experimental 3

Amostras	Massa específica (g/cm ³)	Absorção de água (%)	Índice de Vazios (%)	Porosidade (%)
M10 3%	1,44	26,64	37,92	27,5
M10 3%TA	1,42	26,22	37,31	27,2
M10 3% T60	1,34	31,64	42,09	29,6
M10 3% T90	1,33	30,88	41,06	29,1

A diferença entre a amostra **M10 3%** e **M10 3%TA**, trata-se apenas do tempo de cura para realização do ensaio, 28 dias e 56 dias, respectivamente. Pode-se perceber, assim, que os resultados se apresentaram em valores muito próximos não resultando em variação significativa.

Verificou-se que o aumento da temperatura influenciou nos resultados, representando uma menor densidade quanto maior foi a temperatura de cura, ao se comparar a densidade da amostra **M10 3% TA** e **M10 3% T90**, houve diminuição de 6,3%, evidenciando que, possivelmente, o MOS tenha perdido massa durante o processo de cura térmica. Além disso os índices de vazios e a absorção de água, aumentou conforme o aumento da temperatura de cura. O observado por meio desses resultados corrobora com os

obtidos por Sales (2018) que, após submeter o MOS ao envelhecimento acelerado, houve diminuição da densidade devido ao aumento da porosidade.

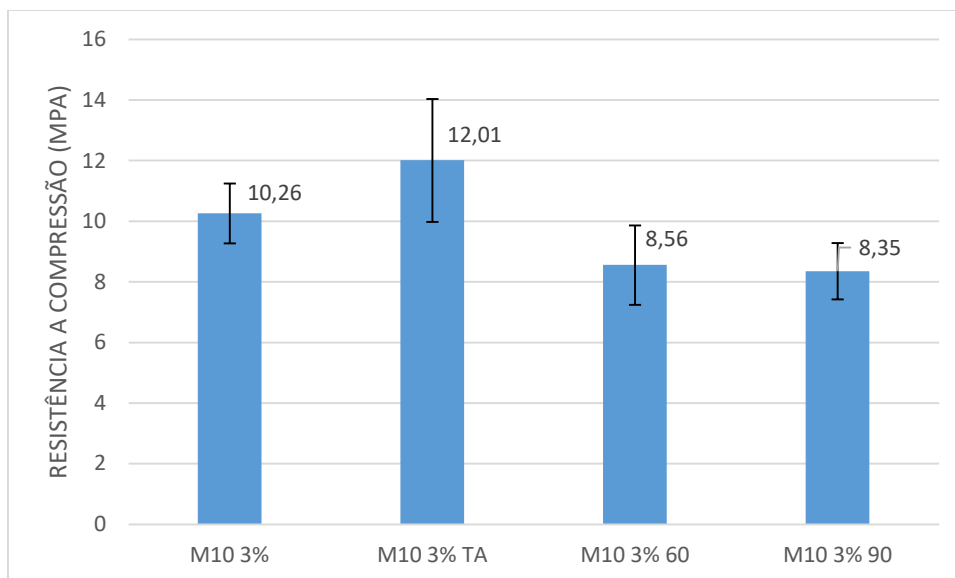
Esse fato pode ser explicado porque os cristais de MgO possuem alta solubilidade e isso contribui para o aumento da porosidade quando curado em água, pois com a cura térmica esses cristais parcialmente dissolvidos tornam-se porosos e apresentam fissuração excessiva com precipitação de produtos expansivos que podem gerar tensões no material que chegam a desintegrá-lo. Além disso, a formação do $Mg(OH)_2$ tardio se expande causando vazios no compósito, diminuindo a resistência mecânica.

Foi verificado que nos compósitos de maior porosidade ocorreu, também, uma maior absorção de água, indicando a existência de absorção de água dentro dos poros, isso significa maior capilaridade na matriz, uma das causas da perda de resistência mecânica.

4.2.2 Resistência à Compressão

A Figura 45 mostra os resultados da resistência à compressão das amostras da fase experimental 3 após 56 dias em cura térmica e em temperatura ambiente, bem como o resultado da amostra **M10 3%** ensaiada na fase experimental 2 aos 28 dias de cura ambiente.

Figura 45: Resultados do ensaio de compressão – Fase experimental 3



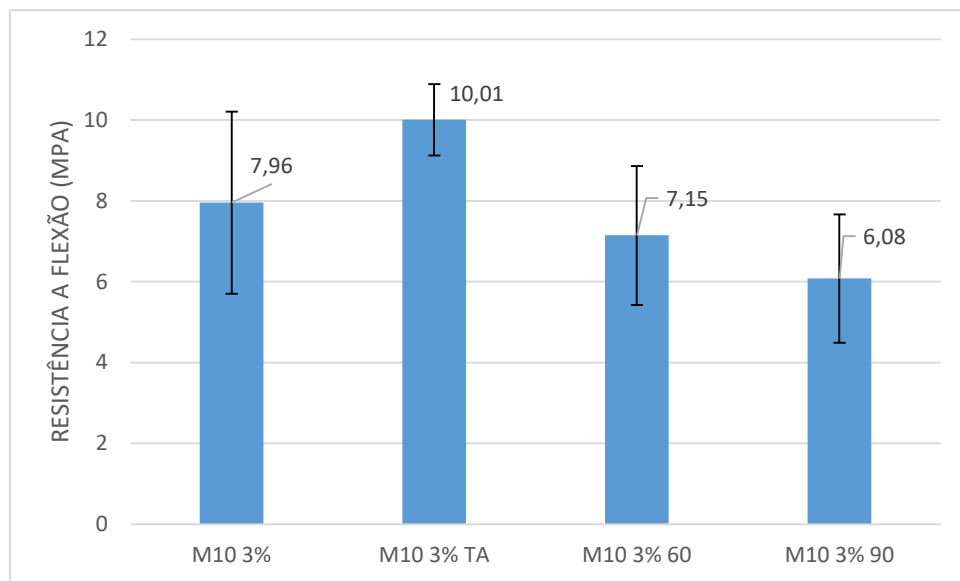
Fonte: Autora (2024)

Ao se analisar os resultados das amostras com cura em temperatura ambiente: **M10 3%** aos 28 dias e **M10 3% TA** aos 56 dias, nota-se um aumento na resistência de 14,6%, demonstrando que ocorre evolução da resistência com o aumento do tempo de cura. Entretanto, analisando os corpos de prova submetidos a cura térmica por 56 dias e comparando ao corpo de prova deixado a temperatura ambiente no mesmo tempo, verificou-se decréscimo na resistência. Aliado aos resultados de porosidade pôde-se verificar que, possivelmente, houve perda de resistência devido ao aumento de porosidade do compósito.

4.2.3 Resistência à Flexão

A Figura 46 mostra os resultados da resistência à flexão das amostras da fase experimental 3 após 56 dias de cura térmica e temperatura ambiente, bem como o resultado da amostra **M10 3%** ensaiada na fase experimental 2 aos 28 dias de cura ambiente:

Figura 46: Resultados ensaio de flexão – Fase experimental3



Fonte: Autora

As amostras que foram curadas em temperatura ambiente (**M10 3%** aos 28 dias e **M10 3% TA** aos 56 dias) mostraram um aumento de 20,5% na resistência a flexão ao longo do tempo. Porém, ao analisar os corpos de prova submetidos a cura térmica por 56 dias, comparado ao corpo de prova deixado a temperatura ambiente no mesmo tempo, verificou-se decréscimo na resistência em 29% para a amostra curada a 60°C e em 39% para a amostra curada a 90°C.

A partir desses resultados, poderia ser afirmado que as fibras de vidro submetida as altas temperaturas mostrou perda de resistência, e que mesmo sendo Álcali resistente (AR) pode ter sofrido alterações na pasta do MOS, porém, como as amostras submetidas à cura térmica em 60°C e 90°C também tiveram uma queda na resistência à compressão, essa relação direta fica inconclusa, uma vez que, nos compósitos cimentícios, há uma relação intrínseca entre resistência à compressão e resistência à tração (no caso tração à flexão). Se uma hipótese para a diminuição do desempenho à compressão das amostras com a cura térmica é a perda de massa para a água, evidenciado pela menor massa específica e maior porosidade, esse fato também deve ter afetado o desempenho à flexão e ainda, a perda de material sólido prejudicou a aderência fibra-matriz, possivelmente diminuindo a transferência das tensões de cisalhamento da matriz para a fibra, diminuindo a efetividade da ação da FV na tração.

Por outro lado, o processo de cura térmica não favoreceu a formação de outros compostos (fases 3 e 5) que poderiam conferir maior resistência ao MOS, o que era esperado à priori. Nesse caso, aliado aos resultados físicos de diminuição da densidade, aumento da porosidade e aumento da absorção de água, pode-se afirmar que, possivelmente, a perda de resistência está mais ligada à matriz cimentícia do MOS do que da fibra propriamente dita: perda de massa, aumento de poros e absorção de água dentro dos poros.

Vale ressaltar que, ao se comparar a diminuição das resistências (compressão e flexão) na cura em água quente à 60°C e a 90°C com a cura ao ar, tem-se que a maior diferença foi para os resultados à flexão à 90°C, como apresentado pela Tabela 15.

Tabela 15 – Resultados da diminuição das resistências mecânicas em % - fase experimental 3

Temperatura	Diminuição na Compressão	Diminuição na Flexão
60°C	28,7%	28,6%
90°C	30,5%	39,3%

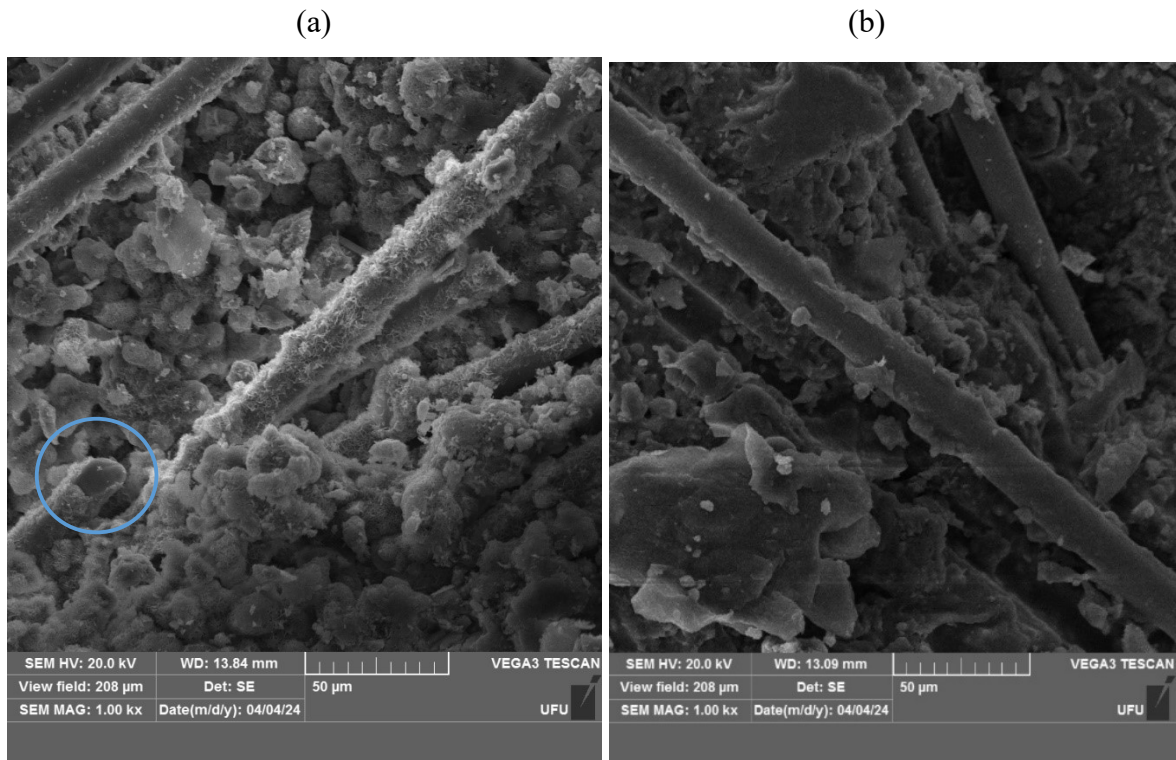
Posto isso, os resultados revelam que a perda de resistência a 60°C é da mesma ordem tanto para a compressão quanto para flexão, inferindo-se que, possivelmente, não tenha sido falha da fibra ou perda da massa da fibra pelo ataque do ambiente agressivo, mas sim falha na matriz cimentícia. Em relação à cura à temperatura de 90°C a redução foi maior na flexão – resistência garantida pela fibra -, nesse caso, pode-se deduzir que a fibra de vidro AR possa

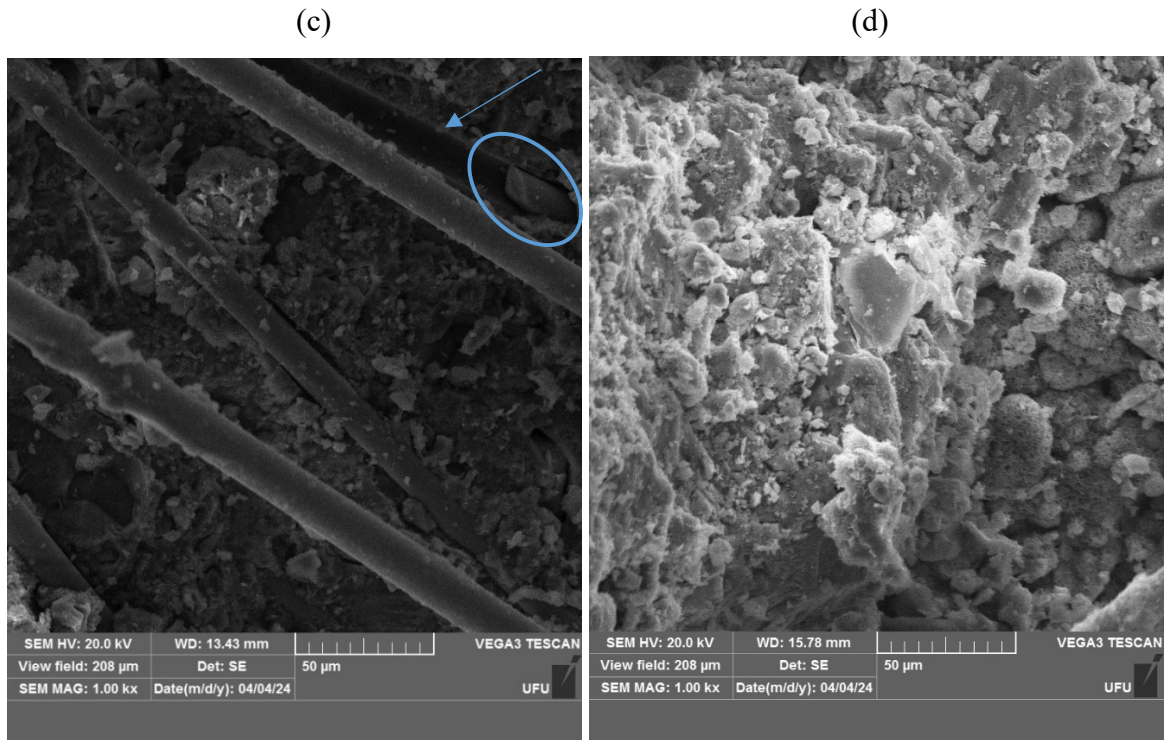
ter suas propriedades mecânicas comprometidas pelo ataque alcalino em temperaturas maiores que 90°C, juntamente com a perda de massa da matriz cimentícia do MOS.

4.2.4 Microscopia de Varredura Fase Experimental 3

As imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura serviram como parâmetro para avaliar as modificações e formações que ocorreram nos materiais após os processos de envelhecimento acelerado, tendo como parâmetro, as imagens dos corpos-de-prova de referência. As figuras 47 (a), (b), (c) e (d) mostram a microestrutura da amostra **M10 3% TA** – corpo de prova de referência -, é possível notar uma matriz com melhor compactidade (d), embora, devido as formas irregulares, característica da hidratação dos cimentos de MgO, haver formação de vazios.

Figura 47: Morfologia das amostras M10 TA com fibras: (a) Região A com ampliação de 1kx (b) Região B com ampliação de 1kx (c) Região C com ampliação de 1kx (d) Mesma região de C com ampliação de 1kx.





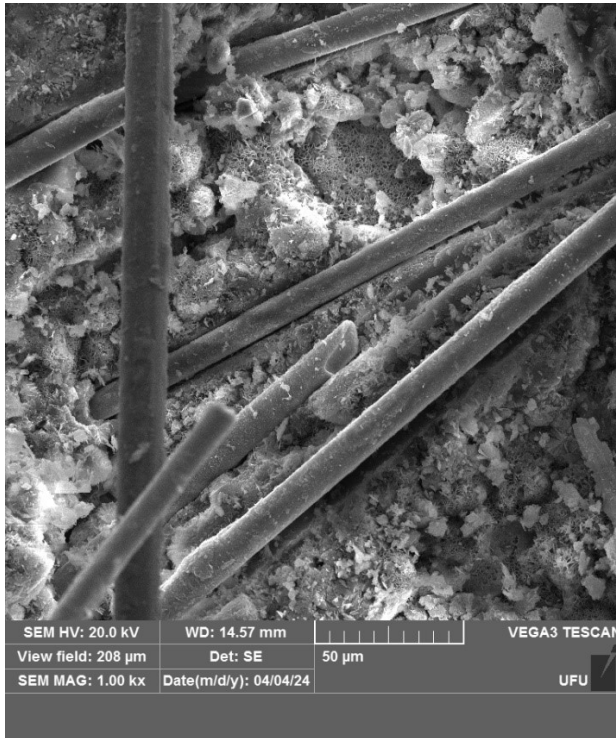
Fonte: autora (2024)

É possível verificar, também, que a fibra de vidro possui uma boa aderência à matriz, sendo envolvida em grande parte de sua extensão por ela. A figura 47 (a) e (c) mostra uma fibra rompida (círculo azul) e parte de sua extensão ainda envolvida na matriz, isto evidencia uma boa aderência fibra-matriz, havendo transferência de tensões sem escorregamentos quando o material compósito é solicitado por determinada ação ou carga. Na imagem (c) é possível ver outra fibra rompida (círculo azul) e ainda a marca na matriz cimentícia do MOS do lugar em que estava a fibra (seta azul), mostrando deformação do MOS no local. Além disso, observa-se que a maioria das fibras há poucos produtos de hidratação aderidos à sua superfície (b) e (c) e que essa superfície não apresenta sinais de corrosão.

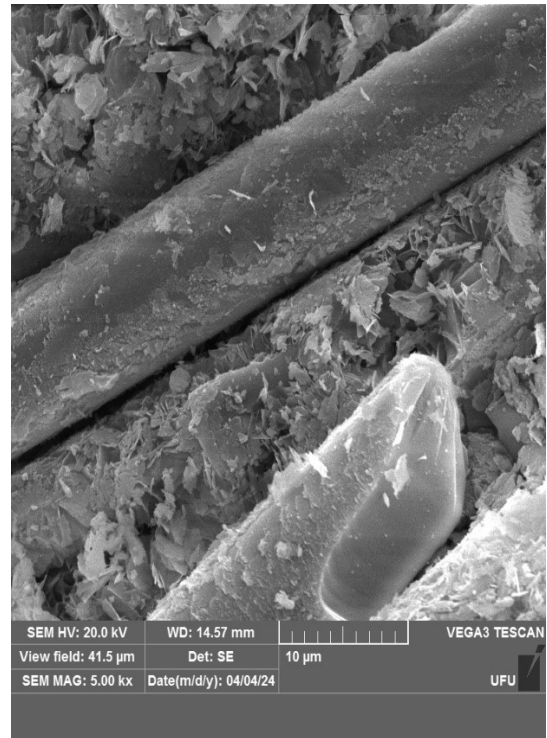
As figuras 48 (a), (b), (c) e (d) demonstram a estrutura da amostra com cura térmica à 60°C (**M10 3% T60**), nota-se a presença de poucas fibras envolvidas pela matriz em grande parte da sua extensão, obtendo-se diversas fibras suspensas e não envolvidas pela matriz, além disso possui fibras aparentemente íntegras, sem presença maior de fibras descontínuas, isso pode sugerir que não houve transferências de tensão entre a fibra e a matriz indicando escorregamento da fibra ao ser solicitada, e por isso, diminuição da resistência.

Figura 48: Morfologia das amostras M10 T60: (a) Região A com ampliação de 1kx (b) Mesma região de A com ampliação de 5kx (c) Região B com ampliação de aproximadamente 5kx (d) Região C com ampliação de 5kx mostrando somente a matriz

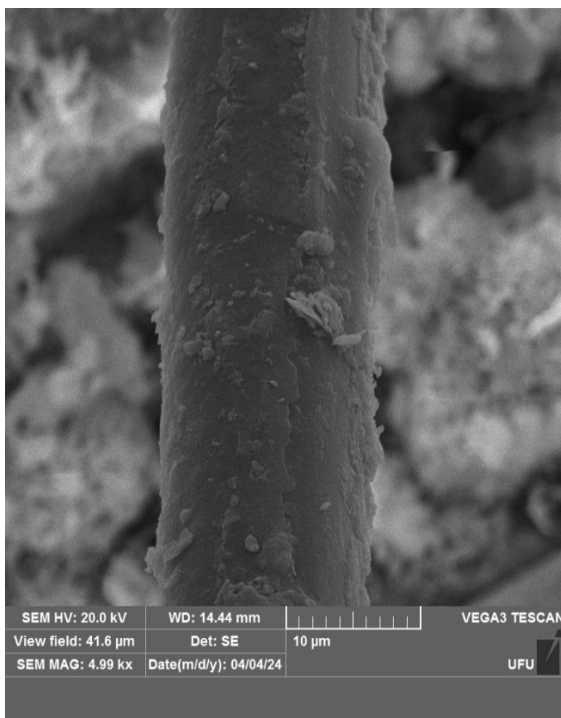
(a)



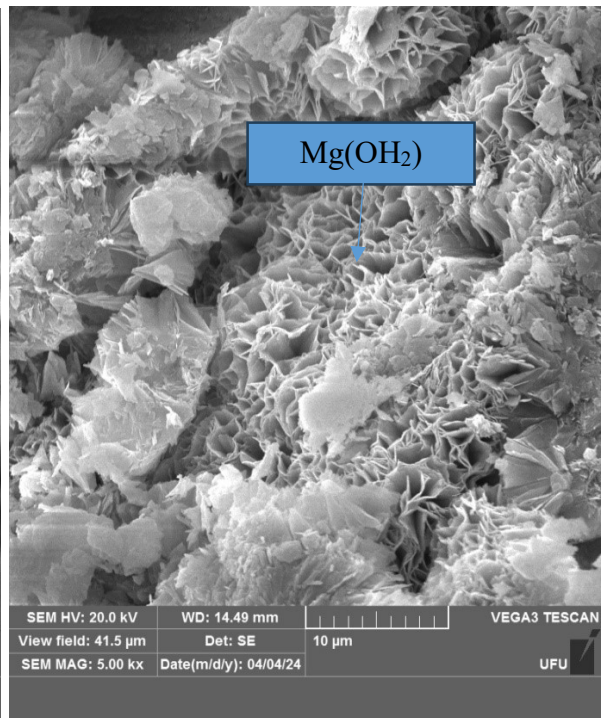
(b)



(c)



(d)

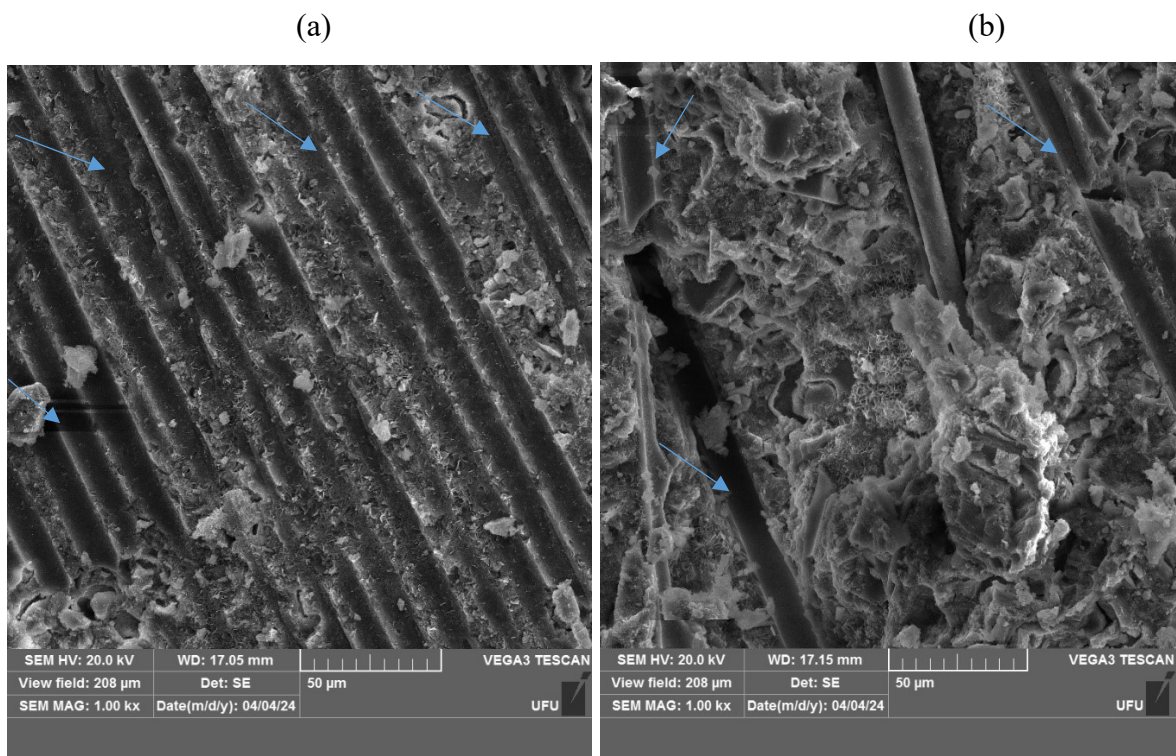


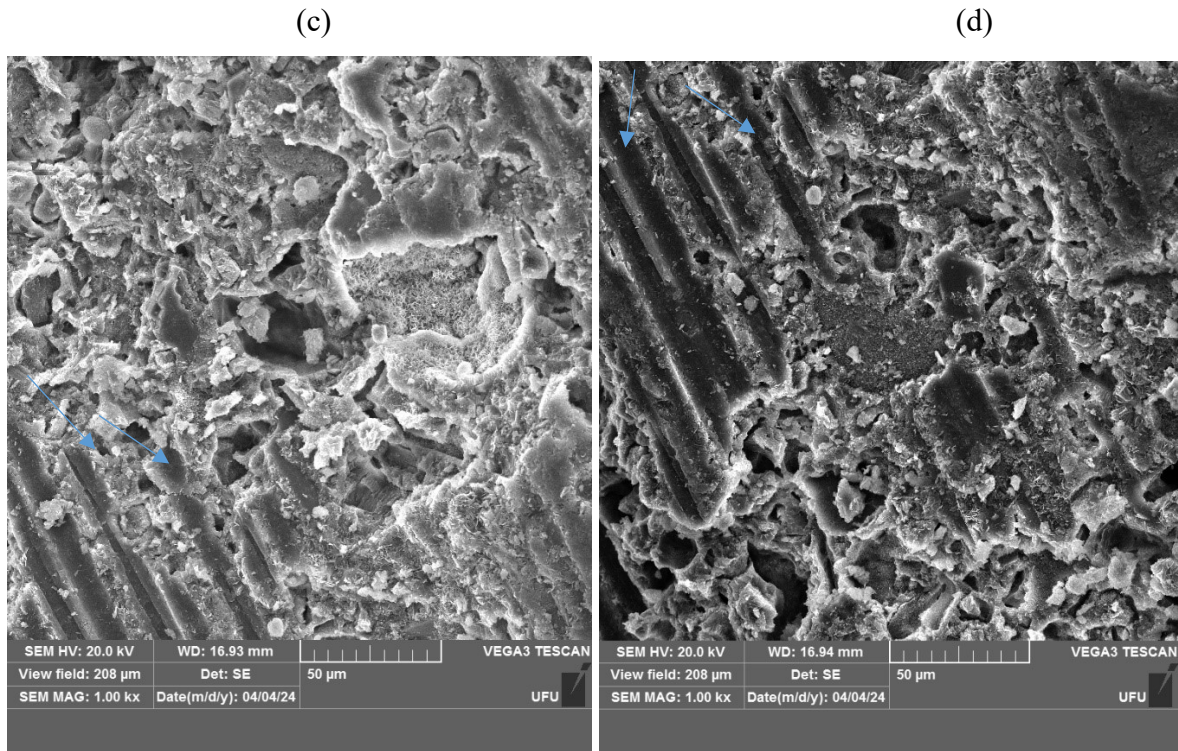
Fonte: autora (2024)

É possível notar, também, fibras que parecem ter sido rompidas durante a sollicitação com parte de sua extensão ainda na matriz, mas não aparentando estar envolvida nessa matriz, apenas por cima, demonstrando menor interação entre fibra e matriz cimentícia para essa amostra (imagem (a) com ampliação em (b) da figura 48). Na região da figura (c), como pode ser visto, a fibra de vidro AR, não parece evidenciar corrosão pelo processo de envelhecimento acelerado à 60°C, apenas o acúmulo de produtos de hidratação na sua superfície e entre os filamentos. Na região da figura em (d) é possível ver a matriz de MOS, com cristais de hidróxido de magnésio menos densos e compactos que a amostra de referência.

Em relação a amostra com cura térmica à 90° (M10 3% T90), a figura 49 (a), (b), (c) e (d) apresenta a matriz de MOS em várias regiões diferentes com diversas marcas, onde, muito provavelmente, havia a existência de fibras de vidro, isso demonstra que houve o arrastamento das fibras quando foram sollicitadas não havendo transmissão de forças entre a fibra-matriz, evidenciando a perda de aderência.

Figura 49: Morfologia das amostras M10 T90: (a) Região A com ampliação de 1kx (b) Região B com ampliação de 1kx (c) Região C com ampliação de 1kx (d) Região D com ampliação de 1kx.





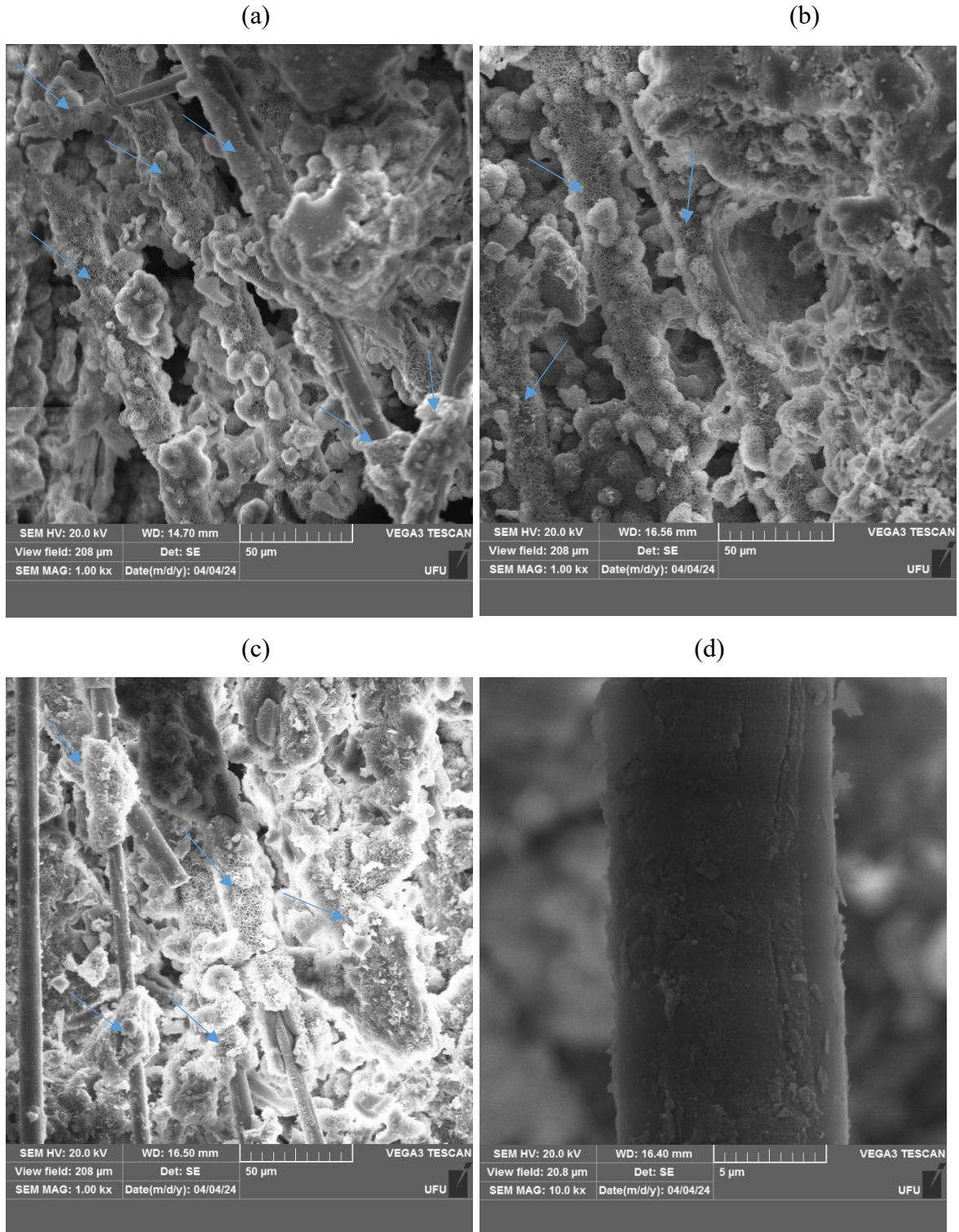
Fonte: autora (2024)

As imagens, além de ilustrar as marcas de arrastamento das fibras (indicado pela seta azul), mostram um ganho de vazios desta matriz (c) e (d), corroborando com os ensaios físicos que mostra aumento do índice de vazios e porosidade, os vazios mantem um padrão não esférico, bem como demonstra que a fibra saiu por inteira não notando a presença de parte dela envolvidas pela matriz. Essa porosidade, e a conseqüente redução na densidade do corpo de prova, reflete em maior perda de resistência mecânica da matriz após ser submetida ao processo de envelhecimento acelerado por imersão à água quente.

A presença de poros não esféricos na matriz de MgO possivelmente foi influenciado pela elevada solubilidade dos cristais de MgO. Este fato pode indicar uma maior infiltração de água dentro destes vazios, significando uma capilaridade na estrutura da matriz. Ressalta-se com esse resultado a desvantagem dos cimentos à base de MgO que é a pouca resistência à água, isso pode ter sido uma das características responsáveis pela baixa resistência dessa amostra.

Nas figuras 50 (a), (b), (c) e (d), por sua vez, observa-se uma matriz pouco compacta, com diversas fibras suspensas e muitos vazios díspares. A presença destes vazios, bem como de fibras íntegras, reforça que a matriz pode ter sido desagregada pelo tratamento de imersão em água quente.

Figura 50: Morfologia das amostras M10 T90: (a) Região E com ampliação de 1kx (b) Região F com ampliação de 1kx (c) Região G com ampliação de 1kx (d) Região H com ampliação de 10kx.



Fonte: autora (2024)

A presença de grandes vazios de caráter não esférico, a exemplo daqueles vistos na placa de referência, indica uma possível dissolução do material em meio aquoso, que pode ter sido potencializado pela temperatura da água, acarretando em perda de massa, redução da densidade e, conseqüentemente, menor resistência mecânica. Pode ser notado também a grande deposição de produtos de hidratação na superfície da fibra, Figuras 50 (a), (b) e (c) (indicados por setas azuis). O foco em uma fibra ilustrado em 50 (d), mostra haver certa alteração da superfície do filamento, podendo ser corrosão ou apenas incrustação de material depositado.

Vale ressaltar também que, se considerado os estudos de Litherland et al. (1981), que correlacionaram a temperatura e a quantidade de dias em que o corpo de prova está submetido à imersão em água quente e seu equivalente à exposição em condições naturais no Reino Unido. Para as amostras deixadas imersas em água à 60°C por 56 dias, corresponde a expor elas em condições naturais por 42 anos nos países do Reino Unido. Já se imersos em água à uma temperatura de 90°C, esses 56 dias equivalem a mais de 250 anos em exposição natural das fibras no Reino Unido.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos, conclui-se que a substituição parcial de MgO por calcário nas pastas de oxissulfato de magnésio (MOS) contribuiu para a estabilização dimensional do compósito, reduzindo a tendência de fissuração. Em teores de substituição de 10% a 20%, os poros ajudaram a aliviar as tensões internas geradas pela expansão do MgO, o que resultou em uma melhora na resistência à flexão. A adição de fibras de vidro foi eficaz no controle da retração, prevenindo fissuras e aumentando a resistência à tração e flexo-tração, em linha com o observado no cimento Portland. Além disso, as fibras mantiveram sua durabilidade, mesmo após o envelhecimento acelerado, devido ao ambiente de pH básico proporcionado pelo MOS.

Entretanto, teores mais elevados de calcário comprometeram as propriedades mecânicas, devido à redução da relação molar e ao comportamento inerte do material. O efeito retardador do calcário parece ter prejudicado a formação das fases subsulfatadas, não permitindo o desenvolvimento adequado das fases 3 e 5. Além disso, o aumento da porosidade, causado pela influência do calcário na relação molar, gerou uma maior quantidade de água livre que não participa da hidratação do MgO, resultando em menor densidade e resistência à compressão.

A cura por imersão em água quente se mostrou ineficaz, levando à perda de densidade e resistência, devido à expansão tardia do $Mg(OH)_2$ e ao aumento da porosidade. A exsudação de $MgSO_4$ limitou a formação das fases desejadas, ressaltando a importância de controlar esse fenômeno para melhorar as propriedades mecânicas do compósito. Fases de hidratação mais estáveis são essenciais para aumentar a resistência e durabilidade do MOS, tornando-se essenciais alternativas eficazes de cura para otimizar o desempenho do material.

Para futuras pesquisas nesta linha de estudo, recomenda-se a exploração de outros métodos de cura térmica, como a cura em autoclave e a cura à vapor, e a investigação de seus efeitos sobre a hidratação do MOS, bem como sua influência no desenvolvimento das propriedades mecânicas. Adicionalmente, é recomendável desenvolver estratégias para controlar a exsudação do MOS, evitando a perda de teor de sulfato de magnésio, essencial para a formação das fases subsulfatadas e para a melhoria da resistência mecânica do material.

REFERÊNCIAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7211/2022**: Agregados para concreto – Especificação. Rio de Janeiro, 2022.

_____. **NBR 13276**: Argamassa para assentamento e revestimento de paredes e tetos - determinação do índice de consistência. Rio de Janeiro, 2016.

_____. **NBR 11582**: cimento portland - determinação da expansibilidade le chatelier. Rio de Janeiro, 2016.

_____. **NBR 15498**: chapas cimentícias reforçadas com fios, fibras, filamentos ou telas - requisitos e métodos de ensaio. Rio de Janeiro, 2021.

_____. **NBR 16605:2018**- Cimento Portland e outros materiais em pó — Determinação da massa específica. Rio de Janeiro, 2018.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM C150/C150M-20, Standard Specification for Portland Cement**. [s.l: s.n.]. Disponível em: <www.astm.org>.

_____. **ASTM C348, Standard Test Method for Flexural Strength of Hydraulic-Cement Mortars** . 2021.

_____. **ASTM C349, Standard Test Method for Compressive Strength of Hydraulic-Cement Mortars (Using Portions of Prisms Broken in Flexure)**. 2018.

AHMAD, Jawad et al. Glass fibers reinforced concrete: overview on mechanical, durability and microstructure analysis. **Materials**, v. 15, n. 15, p. 5111, 2022. <https://doi.org/10.3390/ma1515111>

BA, M.; XUE, T.; HE, Z.; WANG, H.; LIU, J. Carbonation of magnesium oxysulfate cement and its influence on mechanical performance. **Construction and Building Materials**, Elsevier, v. 223, p. 1030-1037, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.07.341>

BA, M. et al. Improved hydration and properties of magnesium oxysulfate (MOS) cement using sodium silicate as an additive. **Construction and Building Materials**, v. 267, p. 120988, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.120988>

BATTISTON, Tommaso et al. Anisotropic compressional behaviour of the Sorel cement F5-phase ($Mg_3(OH)_5Cl \cdot 4H_2O$); **Construction and Building Materials**; Science Direct; v. 366; 130162; fevereiro; 2023. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2022.130162>

BEAUDOIN, J. J.; RAMACHANDRAN, V. S. Strength development in magnesium oxysulfate cement. **Cement and Concrete Research**, v. 8, n. 1, p. 103 – 112, 1978. [https://doi.org/10.1016/0008-8846\(78\)90063-7](https://doi.org/10.1016/0008-8846(78)90063-7)

BRESCOVIT, Silvio José. Avaliação da durabilidade de painéis de concretos têxteis com utilização de telas de fibras de vidro resistente aos álcalis do cimento. 2021. <http://www.repositorio.jesuita.org.br/handle/UNISINOS/10054>

CATEB, Lucas Carvalho. **Concreto com armadura de fibra de vidro**. Belo Horizonte, 2011. <http://hdl.handle.net/1843/BUOS-9CAFPY>

CARDOSO, Julia Hernandez; SOUZA, Rodrigo Fernandes Magalhães; Brocchi, Eduardo Albuquerque. **Decomposição redutora de $MgSO_4 \cdot 7H_2O$ na presença de $H_2(g)$** . Rio de Janeiro, 2018. Dissertação de Mestrado – Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

CRUZ, Emerson Silva da; OLIVEIRA, Thúlio Rafael de; BRITO NETO, João Alves de; CRUZ, TORRES, Claudia Patrícia; **Utilização da fibra de vidro picada álcali resistente na matriz de concreto: uma revisão sistemática**, Natal – RN, 2023. <https://repositorio.animaeducacao.com.br/handle/ANIMA/35566>

CHEN, F. Study on preparation and properties of modified magnesium oxysulfate cements. **Chemical Engineering Transactions**, v. 62, p. 973-978, 2017. <https://doi.org/10.3303/CET1762163>

CHONGJIANG, Du. A Review of Magnesium Oxide in Concrete. **Concrete international**, Beijing, American Concrete Institute, v. 27, n.12, dezembro, 2005. <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:138314008>

DEMEDIUK, T.; COLE, W. F. A study on magnesium oxysulphates. **Australian Journal of Chemistry**, v. 10, n. 3, p. 287–294, 1957. <https://doi.org/10.1071/CH9570287>

DINNEBIER, R. E.; PANNACH, M.; FREYER, D. $3\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot \text{MgSO}_4 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$: A Metastable Phase in the System $\text{Mg}(\text{OH})_2\text{-MgSO}_4\text{-H}_2\text{O}$. **Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie**, v. 639, n. 10, 2013. <https://doi.org/10.1002/zaac.201300128>

DIAS, R. F; **Comparação da determinação da tenacidade do concreto reforçado com fibras de aço por meio do ensaio de abertura por encunhamento e da ASTM C1609**. 129 p. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Civil, Universidade Federal de Uberlândia, 2018. <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2018.280>

DMB Correia. Magnesita. DNPM, Brasil, in: Braz. mín. Bal., Brasília, 2010, pp. 1-16. DOI:[10.4028/www.scientific.net/KEM.600.308](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.600.308)

FURIAN, Bruna O. et al. Análise do comportamento mecânico de concreto com agregado reciclado e adição de fibras de aço e de vidro AR. *Matéria* (Rio de Janeiro), v. 27, 2022. <https://doi.org/10.1590/1517-7076-rmat-2021-45749>

GOMES, Carlos Marmorato, et al. Improvement of water resistance in magnesia cements with renewable source silica; **Construction and Building Materials**; Science Direct; v. 272; 121650; fevereiro, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.121650>

GOMES, Carlos Eduardo Marmorato. Alternative binder for fibercement building materials. **Advanced Materials Research**, v. 753, p. 616-622, 2013. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.753-755.616>

GOMES, Carlos Marmorato, OLIVEIRA, Adla Dionísio S. de. Chemical phases and microstructural analysis of pastes based on magnesia cement. **Construction and Building Materials**; Science Direct; v.188. n. 0950-0618. Novembro. 2018. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.08.083>

GOMES, Carlos Marmorato, OLIVEIRA, Adla Dionísio S. de. Effects of filler carbonates on magnesium-oxide based pastes. **Construction and Building Materials**; Science Direct; v.262, n. 119913, Novembro. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.119913>

GOMES, Camila Lacerda. **Avaliação mecânica e de durabilidade de concretos fabricados com resíduo de construção e demolição e cinza de casca de arroz**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Civil. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, CEFET-MG. 82 p. 2019. <https://doi.org/10.33448/rsd-v8i3.727>

ENRICHT, L. **Artificial stone or cement**. 1891. United States patent US 448,513. <https://doi.org/10.1021/acs.chemrev.5b00463>

HAY, R. Mechanical and microstructural changes in reactive magnesium oxide cement-based concrete mixes subjected to high temperatures. **Cement and Concrete Composites**, Science Direct, v. 118, 103955, abril, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2021.103955>

HAY, Rotana; CELIK, Kemal. Enhancing carbonation of magnesium oxide (MgO) cement (RMC)-based composites with calcined limestone. **Cement**, v.9, 100037, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.cement.2022.100037>

HAY, R. DUNG, N.T. LESIMPLE, A. UNLUER, C., CELIK, K. Mechanical and microstructural changes in reactive magnesium oxide cement-based concrete mixes subjected to high temperatures, **Cement and Concrete Composites**, Elsevier. V. 118, N. 103955, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2021.103955>

HAO, Y.; LI, C.; ZHAO, F. Study on water resistance modification of magnesium oxysulfate cement. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 493, n. 1, 2019. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/493/1/012079>

HERRERA, M. A Comparison of Critical Properties of Magnesium Oxysulfate and Magnesium Oxychloride Cements as Used in Sprayed Fire Resistive Coatings. In: LIEFF, M.; STUMPF, F. (Ed.). **Fire Resistive Coatings: The Need for Standards**. Pennsylvania: ASTM International, 1983. p. 94-94-8. ISBN 978-0-8031-0214-9. <https://doi.org/10.1520/STP31895S>

Hu Z, Guan Y, Chang J, Bi W, Zhang T. Effect of Carbonation on the Water Resistance of Steel Slag-Magnesium Oxysulfate (MOS) Cement Blends. **Materials (Basel)**. Novembro; 2020. <https://doi.org/10.3390/ma13215006>

JIN, F.; AL-TABBAA, A. Characterisation of different commercial reactive magnesia. **Advances in Cement Research**, v. 26, 2014. <https://doi.org/10.1680/adcr.13.00004>

JIANGXIONG, W.; YIMIN, C.; YONGXIN, L. The reaction mechanism between mgo and microsilica at room temperature. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.**, Springer, v. 21, n. 2, 2006. <https://doi.org/10.1007/BF02840848>

JOSÉ, N. et al. Magnesia (MgO) Production and Characterization , and Its Influence on the Performance of Cementitious Materials : A Review. **Materials**. n. 4752. Outubro. 2020. <https://doi.org/10.3390/ma13214752>

KANDEEL, A. M. Effect of grain size of MgO powder on the physicommechanical properties of magnesium oxysulfate cement paste. **Epitoanyag - Journal of Silicate Based and Composite Materials**, v. 67, n. 3, p. 98-101, 2015. ISSN 0013970X, 20644477. <https://doi.org/10.14382/epitoanyag-jsbcm.2015.16>

LAMEIRAS, R.M. **Contribuição ao Estudo das Propriedades dos Materiais Cimentícios Reforçados com Fibras de Vidro (Glass Fibre Reinforced Cement – GRC)**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, UFRGS, Porto Alegre. <http://hdl.handle.net/10183/15873>

LI, G. et al. Experimental study on urban refuse/magnesium oxychloride cement compound floor tile. **Cement and Concrete Research**. 33. 2003. [https://doi.org/10.1016/S0008-8846\(03\)00136-4](https://doi.org/10.1016/S0008-8846(03)00136-4)

LI, Q.; ZHANG, L.; GAO, X.; ZHANG, J. Effect of pulverized fuel ash, ground granulated blast-furnace slag and CO₂ curing on performance of magnesium oxysulfate cement. **Construction and Building Materials**, Elsevier, v. 230, p. 116990, 2020a. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.116990>

LI, Z. G. et al. Effect of modifier and superfine steel slag powder on properties of magnesium oxysulfate (Mos) cement. **Metalurgija**, v. 60, n. 1–2, p. 27–29, 2021. [10.1016/j.jmrt.2024.04.070](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.04.070)

LI, C.; YU, H. Influence of fly ash and silica fume on water-resistant property of magnesium oxychloride cement. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.**, v. 25, n. 4, p. 721-724, 2010. <https://doi.org/10.1007/s11595-010-0079-y>

LISKA, M.; AL-TABBAA, A.; CARTER, K.; FIFIELD, J. Scaled-up commercial production of reactive magnesia cement pressed masonry units. part ii: Performance. **Proceedings of the Institution of Civil Engineers-Construction Materials**, Thomas Telford Ltd, v. 165, n. 4, 2012. <https://doi.org/10.1680/coma.10.00031>

LISKA, M. UNLUER, C., LIM, C.H. SONAT, C. Recycling and reuse of reactive MgO cements – A feasibility study, **Construction and Building Materials**, Elsevier, V. 157, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.09.068>

LOTHENBACH, B.; NIED, D.; LSHÔPITAL, E.; ACHIEDO, G.; DAUZÈRES, A. Magnesium and calcium silicate hydrates. **Cement and Concrete Research**, Elsevier, v. 77, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2015.06.007>

LUCENA, .C.T. **Concreto reforçado com fibras de polipropileno: estudo de caso para aplicação em painel de parede fina**. 2017. 83 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de

Estruturas) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017. <https://doi.org/10.11606/D.18.2017.tde-30032017-104705>

MACROFIBRA DO BRASIL. Fibralit A.R. Álcali Resistente – Anti Crak. Dois Córregos – SP, 2022. Disponível em: microfibra-ficha-tecnica-FIBRALIT-AR.pdf (macrofibradobrasil.com.br). Acesso em: 16/07/2023.

MARTINS, Juliana Furtado Arrobas. **Análise do desempenho térmico de placas à base de óxido de magnésio aplicadas no sistema light steel frame**. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia Civil, Arquitetura e Urbanismo, Universidade de Campinas. 2018. <https://doi.org/10.47749/T/UNICAMP.2018.994657>

MARMORATO, G. C. E.; GLADIS, C. Magnesium oxysulfate fibercement. **Key Engineering Materials**, v. 600, p. 308–318, 2014. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.600.308>

MÁRMOL, G.; SAVASTANO, H. Study of the degradation of non-conventional MgO-SiO₂ cement reinforced with lignocellulosic fibers. *Cement and Concrete Composites*, v. 80, p. 258–267, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2017.03.015>

MOLANO, J. C. A. **Desenvolvimento e avaliação de um cimento de oxissulfato de magnésio para aplicações de construção e engenharia civil**. 2022. 97f. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Zootecnia e Engenharia de Alimentos, Universidade de São Paulo, Pirassununga, 2022. <https://doi.org/10.11606/D.74.2022.tde-30052023-102037>

MOURA, Wellery Jadson Pereira. **O uso estrutural da fibra de vidro impregnada por polímeros na construção civil – o estado da arte**. Monografia, Universidade Federal Rural do Semi-Árido. p. 62. 2022. <https://repositorio.animaeducacao.com.br/handle/ANIMA/45066>

NEWMAN, E.; GILFRICH, J.; WELLS, L. Heat generation in the setting of magnesium oxychloride cements. **Journal of Research of the National Bureau of Standards**, v. 49, n. 6, 1952. <https://doi.org/10.6028/jres.049.040>

NEWMAN, E. Preparation and heat of formation of a magnesium oxysulfate. *Journal of Research of the National Bureau of Standards Section A: Physics and Chemistry*, v. 68A, n. 6, p. 645, 1964. <https://doi.org/10.6028/jres.068A.064>

OLIVEIRA, Ádla Kellen Dionisio Sousa de. **Efeito da cura sob pressão e alta temperatura no cimento oxissulfato de magnésio**. Tese (Doutorado). Faculdade de Engenharia Civil, Arquitetura e Urbanismo, Universidade de Campinas. 2020. <https://hdl.handle.net/20.500.12733/1640720>

PERUZZI, Antônio de Paulo. **Comportamento das fibras de vidro convencionais em matriz de cimento Portland modificada com látex e adição de sílica ativa**. 2002. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. <https://doi.org/10.11606/D.18.2002.tde-13112002-180613>

PERUZZI, Antônio de Paulo. **Estudo das alternativas de uso da fibra de vidro sem características álcali resistente em elementos construtivos de cimento Portland**. 2007. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. <https://doi.org/10.11606/T.18.2007.tde-09022008-103643>

QIN, L.; GAO, X.; CHEN, T. Recycling of raw rice husk to manufacture magnesium oxysulfate cement based lightweight building materials. *Journal of Cleaner Production*, v. 191, p. 220-232, 2018a. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.04.238>

QIN, L.; GAO, X.; LI, W.; YE, H. Modification of magnesium oxysulfate cement by incorporating weak acids. *Journal of Materials in Civil Engineering*, v. 30, n. 9, 2018b. [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0002418](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0002418)

RAMALHO, Ramón Victor Alves. **Análise de propriedades mecânicas de pastas de cimento aditivadas com óxido de magnésio e látex sbr**. Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Natal-RN, Brasil.2022. <https://repositorio.ufrn.br/handle/123456789/47214>

RUAN, S.; UNLUER, C. Comparative life cycle assessment of reactive MgO and Portland cement production. **Journal of Cleaner Production**, v. 137, n. x, p. 258–273, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.07.071>

RUNČEVSKI, T.; WU, C.; YU, H.; YANG, B.; DINNEBIER, R. E. Structural Characterization of a New Magnesium Oxysulfate Hydrate Cement Phase and Its Surface Reactions with Atmospheric Carbon Dioxide. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 96, n. 11, p. 3609-3616, 2013. ISSN 00027820. <https://doi.org/10.1111/jace.12556>

SALES, Henrique Alves. Desempenho mecânico e durabilidade de placas planas à base de óxido de magnésio. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia Civil, Arquitetura e Urbanismo, Universidade de Campinas. 2018. <https://hdl.handle.net/20.500.12733/1635048>

SANTOS, SF dos; MOREIRA, L. de A.; GOMES, CL; OLIVEIRA, RM de; SALLES, PV; SILVA JUNIOR, LA Caracterização da adição de cinzas ricas em casca ao concreto. *Investigação, Sociedade e Desenvolvimento*, [S. l.], v. 8, n. 3, pág. e2083727, 2019. <https://doi.org/10.33448/rsd-v8i3.727>

SANTOS, Leonardo Sabino dos. **Um estudo ab-initio de propriedades estruturais e mecânicas de nanofios de óxido de magnésio**. 96p. Dissertação de mestrado, Instituto de Física da Universidade de São Paulo, 2009. <https://doi.org/10.11606/D.43.2009.tde-03052010-100505>

SAVASTANO JR., H.; SANTOS, S. F.; AGOPYAN, V. 3-Sustainability of vegetable fibres in construction. In: KHATIB, J. M. (Ed.). **Sustainability of construction materials**. Cambridge: Woodhead Publishing, 2009. p. 55–81. <https://doi.org/10.1533/9781845695842.55>

SILVA, F. de A.; MOBASHER, B.; TOLEDO FILHO, R. D. Cracking mechanisms in durable sisal fiber reinforced cement composites. **Cement and Concrete Composites**, Kidlington, v. 31, n. 10, p. 721– 730, Nov. 2009. <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2009.07.004>

TOLEDO FILHO, R. D. et al. Durability of compression molded sisal fiber reinforced mortar laminates. **Construction and Building Materials**, Amsterdam, v. 23, n. 6, p. 2409–2420, June. 2009. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2008.10.012>

UNLUER, C. Carbon dioxide sequestration in magnesium-based binders. In: PACHECO-TORGAL, F.; SHI, C.; SANCHEZ, A. P. (Ed.). **Carbon Dioxide Sequestration in Cementitious Construction Materials**. United Kingdom: Woodhead Publishing, 2018. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102444-7.00007-1>

URWONGSE, L.; SORRELL, C. A. Phase Relations in Magnesium Oxysulfate Cements. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 63, n. 9-10, p. 523-526, 1980b. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1980.tb10757.x>

VANDEPERRE, L.; LISKA, M.; AL-TABBAA, A. Reactive magnesium oxide cements: properties and applications. **Sustainable Construction Materials and Technologies**, Taylor and Francis, 9781003061021, London, 2007. <https://doi.org/10.1201/9781003061021>

XING, S.; WU, C.; YU, H.; JIANG, N.; ZHANG, W. Research on A3 steel corrosion behavior of basic magnesium sulfate cement. In: **IOP Conference Series: Earth and Environmental Science**. Singapore: IOP Publishing, 2017. v. 94, n. 1. <https://doi.org/10.1088/1755-1315/94/1/012037>

WANG, N.; YU, H.; BI, W.; TAN, Y.; ZHANG, N.; WU, C.; MA, H.; HUA, S. Effects of sodium citrate and citric acid on the properties of magnesium oxysulfate cement. **Construction and Building Materials**, v. 169, p. 697-704, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.02.208>

WANG, R.; QIN, L.; GAO, X. Mechanical strength and water resistance of magnesium oxysulfate cement based lightweight materials. **Cement and Concrete Composites**, Elsevier, v. 109, p. 103554, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2020.103554>

WINNEFELD, Frank. Further studies of the hydration of MgO-hydromagnesite blends. **Cement and Concrete Research**, Science Direct, v. 126, 105912, Dezembro, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2019.105912>

WU, C.; CHEN, W.; ZHANG, H.; YU, H.; ZHANG, W.; JIANG, N.; LIU, L. The hydration mechanism and performance of modified magnesium oxysulfate cement by tartaric acid. **Construction and Building Materials**, v. 144, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.03.222>

WU, C.; ZHANG, H.; YU, H. Preparation and properties of modified magnesium oxysulfate cement derived from waste sulfuric acid. **Advances in Cement Research**, v. 28, n. 3, p. 178-188, 2016a. <https://doi.org/10.1680/jadcr.15.00011>

WU, C.; ZHANG, H.; ZHANG, W.; LI, H.; XING, S.; CHEN, W. Water resistance of basic magnesium sulfate cement. **MATEC Web Conf.**, v. 67, 2016b. <https://doi.org/10.1051/mateconf/20166707008>

WU, C.; YU, H.; DONG, J.; ZHENG, L. Effects of Material Ratio, Fly Ash, and Citric Acid on Magnesium Oxysulfate Cement. **ACI Materials Journal**, v. 111, n. 3, 2014. <https://doi.org/10.14359/51686723>

WU, C.; YU, H.; ZHANG, H.; DONG, J.; WEN, J.; TAN, Y. Effects of phosphoric acid and phosphates on magnesium oxysulfate cement. **Materials and Structures**, v. 48, n. 4, p. 907-917, 2015. <https://doi.org/10.1617/s11527-013-0202-6>

WU, CHENGYOU; CHEN, CONG; ZHANG, HUIFANG; TAN, YONGSHAN; YU, HONGFA. Preparation of magnesium oxysulfate cement using magnesium-rich byproducts from the production of lithium carbonate from salt lakes, **Construction and Building Materials**, v. 172, p. 597-607, maio de 2018. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.04.005>

Z. -G. Li, S. -P. Chen, J.-Z. Li, J. Li e Y. -D. Sun, "Influences of Fly Ash on the Compressive Strength and Hydration Products of Magnesium Oxysulfate Cement," 2014 **8ª Conferência**

Internacional sobre Comunicação e Redes de Geração Futura, Hainan, China, 2014, pp. 139-141. <https://doi.org/10.1109/FGCN.2014.41>

ZANCHETTA, L. M. **Efeito do teor de filer calcário na microestrutura de materiais cimentícios: uma análise multiescala**. 2021. 305p. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Civil, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. <https://doi.org/10.11606/T.3.2021.tde-07072022-075221>

ZENG, X.; YU, H.; WU, C. An overview of study on basic magnesium sulfate cement and concrete in china (2012-2019). **KSCE Journal of Civil Engineering**, Springer, v. 23, n. 10, 2019. <https://doi.org/10.1007/s12205-019-0199-7>

ZHANG, N.; YU, H.; GONG, W.; LIU, T.; WANG, N.; TAN, Y.; WU, C. Effects of low- and high-calcium fly ash on the water resistance of magnesium oxysulfate cement. **Construction and Building Materials**, Elsevier, v. 230, janeiro, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.116951>

ZHANG, T.; CHEESEMAN, C.; VANDEPERRE, L. Development of low ph cement systems forming magnesium silicate hydrate (MSH). **Cement and concrete research**, Elsevier, v. 41, n. 4, p. 439-442, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2011.01.016>

ZHANG, N. et al. Effects of low- and high-calcium fly ash on magnesium oxysulfate cement. **Construction and Building Materials**, v. 215, p. 162–170, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.04.185>

ZHU, Q.; JIANG, L.; CHEN, Y.; XU, J.; MO, L. Effect of chloride salt type on chloride binding behavior of concrete. **Construction and Building Materials**, Elsevier, v. 37, p. 512-517, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2012.07.079>

APÊNDICE A – Depuração dos Resultados pelo critério de Chauvenet

RESISTÊNCIA À COMPRESSÃO

Fase Experimental 1

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		PROCESSO 2		PROCESSO 3	
Leituras		Resistência		Resistência		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS	R	STATUS	R	STATUS
0%	11,08	0,218338109	OK	0,715220908	OK	0,674353469	OK
0%	7,43	2,542310045	Rejeitado	–	–	–	–
0%	12,20	0,498642762	OK	0,425710208	OK	0,859611146	OK
0%	11,75	0,210092339	OK	0,033459861	OK	0,242263939	OK
0%	12,75	0,84872021	OK	0,982788186	OK	1,608594055	OK
0%	12,05	0,401454787	OK	0,271055058	OK	0,651679638	OK
0%	12,10	0,430586087	OK	0,317411673	OK	0,714005405	OK
0%	13,89	1,573737479	OK	2,136507618	Rejeitado	–	–
0%	10,36	0,673639532	OK	1,439741718	OK	1,648460731	OK
0%	11,01	0,258519308	OK	0,77916122	OK	0,760320251	OK
0%	11,55	0,083271213	OK	0,235270222	OK	0,029067037	OK
0%	10,87	0,353697884	OK	0,930618815	OK	0,963952695	OK
RESULTADO FINAL: 11,57 MPa		MÉDIA	11,4204	MÉDIA	11,78307	MÉDIA	11,57238
		DESVIO PADRÃO	1,569188	DESVIO PADRÃO	0,986105	DESVIO PADRÃO	0,733445
		TABELA	2,028	TABELA	1,994	TABELA	1,96

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
10%	13,16	1,361021845	OK
10%	10,26	0,370077857	OK
10%	13,94	1,824831129	OK
10%	9,40	0,886887107	OK
10%	11,38	0,29536748	OK
10%	13,30	1,444172905	OK
10%	9,04	1,099123079	OK
10%	10,25	0,376437883	OK
10%	9,98	0,539913408	OK
10%	10,42	0,27397101	OK
10%	10,00	0,525073597	OK
10%	9,45	0,853909417	OK
RESULTADO FINAL: 10,88 MPa		MÉDIA	10,88314
		DESVIO PADRÃO	1,672949
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
20%	8,10	0,439298764	OK
20%	9,34	0,37753181	OK
20%	11,08	1,524941445	OK
20%	8,90	0,090614585	OK
20%	9,73	0,635861595	OK
20%	6,77	1,31538451	OK
20%	10,04	0,842733081	OK
20%	8,01	0,496994232	OK
20%	7,60	0,770137501	OK
20%	5,89	1,897015834	OK
20%	9,88	0,732800286	OK
20%	9,85	0,714348041	OK
RESULTADO FINAL: 8,77 MPa		MÉDIA	8,767071
		DESVIO PADRÃO	1,516313
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
30%	8,17	0,522006609	OK
30%	7,10	0,941378655	OK
30%	8,45	0,90203743	OK
30%	9,10	1,779319677	OK
30%	6,68	1,513030609	OK
30%	7,12	0,913010494	OK
30%	7,85	0,083098502	OK
30%	8,86	1,45120844	OK
30%	7,72	0,093535901	OK
30%	7,36	0,590251661	OK
30%	7,63	0,214502762	OK
30%	7,44	0,471960577	OK
RESULTADO FINAL: 7,79 MPa		MÉDIA	7,790328
		DESVIO PADRÃO	0,736235
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
40%	9,87	0,851836913	OK
40%	8,95	0,495865703	OK

40%	erro de leitura do equipamento		
40%	6,30	0,521259884	OK
40%	7,59	0,025810856	OK
40%	7,68	0,007542337	OK
40%	8,93	0,488588801	OK
40%	8,96	0,501171899	OK
40%	7,63	0,011711496	OK
40%	7,87	0,080768216	OK
40%	8,97	0,504962072	OK
40%	9,15	0,573488165	OK
RESULTADO FINAL:	7,66 MPa	MÉDIA	7,656146
		DESVIO PADRÃO	2,59932
		TABELA	1,994

Fase Experimental 2

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 1%	9,89	1,583902294	OK
M10 1%	13,14	1,258001769	OK
M10 1%	9,80	1,669415568	OK
M10 1%	11,30	0,356731861	OK
M10 1%	11,96	0,224268408	OK
M10 1%	13,07	1,194209971	OK
M10 1%	10,95	0,659470833	OK
M10 1%	10,90	0,707748071	OK
M10 1%	12,79	0,950089454	OK
M10 1%	12,42	0,627696156	OK
M10 1%	11,99	0,251507751	OK
M10 1%	12,24	0,471495118	OK
RESULTADO FINAL:	11,70 MPa	MÉDIA	11,70498
		DESVIO PADRÃO	1,142878
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 2%	13,53	1,85439945	OK
M10 2%	12,46	1,072729696	OK
M10 2%	11,03	0,024829272	OK
M10 2%	9,15	1,349581932	OK
M10 2%	11,52	0,384222607	OK
M10 2%	12,38	1,010715796	OK
M10 2%	9,92	0,790011239	OK

M10 2%	11,25	0,188084662	OK
M10 2%	11,16	0,117420106	OK
M10 2%	10,68	0,230440547	OK
M10 2%	9,72	0,931056723	OK
M10 2%	9,15	1,351311148	OK
RESULTADO FINAL:	10,88 MPa	MÉDIA	10,99618
		DESVIO PADRÃO	1,366226
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 3%	9,47	0,796965884	OK
M10 3%	10,58	0,315790346	OK
M10 3%	9,51	0,760455763	OK
M10 3%	10,01	0,259239666	OK
M10 3%	10,51	0,246341936	OK
M10 3%	10,17	0,092564364	OK
M10 3%	10,07	0,198125116	OK
M10 3%	8,47	1,810907251	OK
M10 3%	12,03	1,784119965	OK
M10 3%	11,70	1,444816515	OK
M10 3%	9,64	0,626718749	OK
M10 3%	11,01	0,75390803	OK
RESULTADO FINAL:	10,26 MPa	MÉDIA	10,26333
		DESVIO PADRÃO	0,993012
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 1%	10,20	0,554757	OK
M20 1%	10,07	0,387366133	OK
M20 1%	10,31	0,68993859	OK
M20 1%	10,31	0,68993859	OK
M20 1%	9,49	0,331488037	OK
M20 1%	11,02	1,569839914	OK
M20 1%	8,14	1,998077749	OK
M20 1%	10,40	0,803647846	OK
M20 1%	8,86	1,107440257	OK
M20 1%	9,88	0,151652653	OK
M20 1%	9,40	0,446172533	OK
M20 1%	8,98	0,963962151	OK
9,76 MPa		MÉDIA	9,755767

RESULTADO FINAL:	DESVIO PADRÃO	0,807493
	TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 2%	13,53	1,85439945	OK
M20 2%	12,46	1,072729696	OK
M20 2%	11,03	0,024829272	OK
M20 2%	9,15	1,349581932	OK
M20 2%	11,52	0,384222607	OK
M20 2%	12,38	1,010715796	OK
M20 2%	9,92	0,790011239	OK
M20 2%	11,25	0,188084662	OK
M20 2%	11,16	0,117420106	OK
M20 2%	10,68	0,230440547	OK
M20 2%	9,72	0,931056723	OK
M20 2%	9,15	1,351311148	OK
RESULTADO FINAL:	11,00 MPa	MÉDIA	10,9962
		DESVIO PADRÃO	1,366226
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 3%	9,02	0,302107614	OK
M20 3%	9,78	1,289964236	OK
M20 3%	9,43	0,546505049	OK
M20 3%	8,82	0,72682436	OK
M20 3%	8,34	1,724128339	OK
M20 3%	9,40	0,489820906	OK
M20 3%	9,46	0,612224831	OK
M20 3%	8,68	1,004492752	OK
M20 3%	9,06	0,208456175	OK
M20 3%	10,01	1,770542992	OK
M20 3%	8,78	0,799938122	OK
M20 3%	9,19	0,05688935	OK
RESULTADO FINAL:	9,16 MPa	MÉDIA	9,1637
		DESVIO PADRÃO	0,479698
		TABELA	2,028

Fase Experimental 3

CRITÉRIO CHAUVENET:	PROCESSO 1
----------------------------	-------------------

Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
TA	14,55	1,254485875	OK
TA	14,89	1,419756223	OK
TA	9,06	1,459143524	OK
TA	8,70	1,639013821	OK
TA	12,47	0,226460088	OK
TA	12,71	0,343843196	OK
TA	11,78	0,11595532	OK
TA	10,62	0,686907829	OK
TA	11,86	0,077801071	OK
TA	11,84	0,087339556	OK
TA	11,04	0,480562872	OK
TA	14,65	1,30217861	OK
RESULTADO FINAL:	12,01 MPa	MÉDIA	12,01318
		DESVIO PADRÃO	2,024365
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
T60	8,95	0,30188948	OK
T60	10,19	1,247483741	OK
T60	8,37	0,140530817	OK
T60	6,61	1,487641926	OK
T60	7,79	0,585357143	OK
T60	7,40	0,885817905	OK
T60	7,59	0,73994881	OK
T60	10,02	1,118757843	OK
T60	7,66	0,689119774	OK
T60	7,70	0,656938419	OK
T60	9,89	1,014995212	OK
T60	10,53	1,502228518	OK
RESULTADO FINAL:	8,56 MPa	MÉDIA	8,558967
		DESVIO PADRÃO	1,31025
		TABELA	2,028

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
T90	8,80	0,482297056	OK
T90	9,09	0,79315496	OK
T90	6,51	1,982092993	OK
T90	7,32	1,115251919	OK

T90	8,98	0,673561891	OK
T90	7,37	1,054183147	OK
T90	8,86	0,543790244	OK
T90	9,00	0,696038433	OK
T90	7,48	0,942223506	OK
T90	8,51	0,173559213	OK
T90	8,86	0,546334721	OK
T90	9,45	1,185015047	OK
RESULTADO FINAL:	8,35 MPa	MÉDIA	8,351488
		DESVIO PADRÃO	0,929219
		TABELA	2,028

RESISTÊNCIA À FLEXÃO

Fase Experimental 1

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
0%	1,03	1,030111615	OK
0%	2,29	1,600323125	OK
0%	1,80	0,587204186	OK
0%	1,11	0,86310372	OK
0%	1,62	0,20267926	OK
0%	1,29	0,496991236	OK
RESULTADO FINAL:	1,52 MPa	MÉDIA	1,522852
		DESVIO PADRÃO	0,477454
		TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
10%	2,46	1,370926024	OK
10%	2,14	0,801330691	OK
10%	1,91	0,391007892	OK
10%	1,12	1,037065419	OK
10%	1,38	0,556463288	OK
10%	1,15	0,9697359	OK
RESULTADO FINAL:	1,69 MPa	MÉDIA	1,694186
		DESVIO PADRÃO	0,556282
		TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:	PROCESSO 1
---------------------	------------

Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
20%	1,44	1,317167976	OK
20%	2,06	0,142170958	OK
20%	1,94	0,148437972	OK
20%	1,76	0,569765114	OK
20%	2,08	0,202931272	OK
20%	2,71	1,690268832	OK
RESULTADO FINAL:	2,00 MPa	MÉDIA	1,99814
		DESVIO PADRÃO	0,420212
		TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
30%	2,15	1,522249425	OK
30%	1,69	0,125713039	OK
30%	1,57	0,228177203	OK
30%	1,41	0,691536139	OK
30%	1,20	1,331464331	OK
30%	1,84	0,603215208	OK
RESULTADO FINAL:	1,64 MPa	MÉDIA	1,643807
		DESVIO PADRÃO	0,331204
		TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
40%	1,12	0,295627351	OK
40%	1,18	0,76045342	OK
40%	0,91	1,253994236	OK
40%	0,97	0,834378323	OK
40%	1,22	1,032291788	OK
40%	erro de leitura do equipamento		
RESULTADO FINAL:	1,64 MPa	MÉDIA	1,643807
		DESVIO PADRÃO	0,331204
		TABELA	1,65

Fase Experimental 2

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS	R	STATUS
M10 1%	3,67	0,089633108	OK	1,316404323	OK

M10 1%	5,06	1,931563837	Rejeitado	—	
M10 1%	3,50	0,140631597	OK	0,679522131	OK
M10 1%	3,06	0,715830353	OK	0,911402738	OK
M10 1%	3,04	0,741321745	OK	0,981908611	OK
M10 1%	3,28	0,42341325	OK	0,102615105	OK
RESULTADO FINAL:	3,31 MPa	MÉDIA	3,60162159	MÉDIA	3,308981
		DESVIO PADRÃO	0,75752243	DESVIO PADRÃO	0,273882
		TABELA	1,73	TABELA	1,65

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 2%	5,90	0,981848639	OK
M10 2%	4,27	0,589630274	OK
M10 2%	6,38	1,454312926	OK
M10 2%	4,77	0,109564461	OK
M10 2%	4,15	0,706076442	OK
M10 2%	3,82	1,030890388	OK
RESULTADO FINAL:	4,88 MPa	MÉDIA	4,88275698
		DESVIO PADRÃO	1,03244076
		TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 3%	10,13	0,96605892	OK
M10 3%	6,43	0,682778794	OK
M10 3%	5,73	0,99463006	OK
M10 3%	5,65	1,032285636	OK
M10 3%	10,18	0,98475181	OK
M10 3%	9,67	0,75888376	OK
RESULTADO FINAL:	7,96 MPa	MÉDIA	7,96387809
		DESVIO PADRÃO	2,24589714
		TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 1%	3,53	1,358678271	OK
M20 1%	2,95	0,425790426	OK
M20 1%	3,12	0,697640855	OK
M20 1%	1,93	1,222722952	OK
M20 1%	2,49	0,315118682	OK

M20 1%	2,11	0,944267919	OK
RESULTADO FINAL:	2,69 MPa	MÉDIA	2,69014778
		DESVIO PADRÃO	0,61950334
		TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		PROCESSO 2	
Leituras		Resistência		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS	R	STATUS
M20 2%	2,75	1,781000496	Rejeitado	-	
M20 2%	4,98	0,206098653	OK	0,274775077	OK
M20 2%	6,01	1,126071934	OK	1,409324149	OK
M20 2%	4,30	0,395934776	OK	1,376854946	OK
M20 2%	5,17	0,377972069	OK	0,039855676	OK
M20 2%	5,27	0,466792616	OK	0,202450197	OK
RESULTADO FINAL:	5,15 MPa	MÉDIA	4,7490	MÉDIA	5,1493
		DESVIO PADRÃO	1,12372592	DESVIO PADRÃO	0,613858
		TABELA	1,73	TABELA	1,65

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		PROCESSO 2		PROCESSO 3	
Leituras		Resistência		Resistência		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS	R	STATUS	R	STATUS
M20 3%	5,85	0,99686741	OK	1,755791549	Rejeitado	-	
M20 3%	6,44	0,207602061	OK	0,52067263	OK	0,369830496	OK
M20 3%	6,50	0,141019672	OK	0,712715045	OK	1,238883607	OK
M20 3%	6,38	0,287512546	OK	0,290188223	OK	0,673184872	OK
M20 3%	8,07	1,940613713	Rejeitado	-		-	
M20 3%	6,37	0,307612024	OK	0,232215651	OK	0,935529231	OK
RESULTADO FINAL:	6,42 MPa	MÉDIA	6,6019	MÉDIA	6,3080	MÉDIA	6,4232
		DESVIO PADRÃO	0,75710373	DESVIO PADRÃO	0,262493	DESVIO PADRÃO	0,058005
		TABELA	1,73	TABELA	1,65	TABELA	1,54

Fase Experimental 3

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
TA	10,76	0,854044926	OK
TA	8,57	1,623788772	OK
TA	10,21	0,229801136	OK
TA	9,34	0,753453728	OK
TA	10,32	0,349226341	OK
TA	10,84	0,944170096	OK
10,01 MPa		MÉDIA	10,00886

RESULTADO FINAL:	DESVIO PADRÃO	0,885235
	TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
T60	6,09	0,617424684	OK
T60	5,09	1,199973552	OK
T60	8,24	0,632148343	OK
T60	8,99	1,068187197	OK
T60	8,81	0,961682216	OK
T60	5,70	0,84461952	OK
RESULTADO FINAL:	7,15 MPa	MÉDIA	7,154326
		DESVIO PADRÃO	1,718903
		TABELA	1,73

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
T90	8,55	1,5557731	OK
T90	4,67	0,882096934	OK
T90	6,94	0,541555489	OK
T90	4,80	0,805457749	OK
T90	4,76	0,827571945	OK
T90	6,74	0,41779804	OK
RESULTADO FINAL:	6,08 MPa	MÉDIA	6,075184
		DESVIO PADRÃO	1,589156
		TABELA	1,73

VARIAÇÃO DIAMETRAL

Fase experimental 1

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras (API)		Resultados		Leituras (APF)		Resultados		Leituras (7º dia)		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS
0%	-2,00	0,60404045	OK	0%	-1,80	0,84	OK	0%	-1,60	0,297044263	OK
0%	-1,80	1,006734083	OK	0%	-1,90	0,56	OK	0%	-1,50	0,594088526	OK
0%	-2,50	0,402693633	OK	0%	-2,10	0,00	OK	0%	-2,20	1,485221314	OK
0%	-2,90	1,208080899	OK	0%	-2,60	1,40	OK	0%	-1,50	0,594088526	OK
RESULTADO FINAL:	-2,3mm	MÉDIA	-2,3	RESULTADO FINAL:	-2,1mm	MÉDIA	-2,1	RESULTADO FINAL:	-1,7mm	MÉDIA	-1,7
		DESVIO PADRÃO	0,496655			DESVIO PADRÃO	0,355903			DESVIO PADRÃO	0,33665
		TABELA	1,54			TABELA	1,54			TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados		Leituras (APF)		Resultados		Leituras (7º dia)		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS
10%	0,30	1,218243673	OK	10%	0,70	1,46	OK	10%	1,10	0,938314863	OK
10%	-1,60	0,378075623	OK	10%	-1,10	0,24	OK	10%	-0,30	0,521286035	OK
10%	-2,50	1,134226868	OK	10%	-1,70	0,80	OK	10%	-0,90	1,146829277	OK
10%	-0,80	0,294058818	OK	10%	-1,30	0,42	OK	10%	0,90	0,729800449	OK
RESULTADO FINAL: -1,15mm		MÉDIA	-1,15	RESULTADO FINAL: -0,85mm		MÉDIA	-0,85	RESULTADO FINAL: -0,20mm		MÉDIA	0,2
		DESVIO PADRÃO	1,190238			DESVIO PADRÃO	1,063015			DESVIO PADRÃO	0,959166
		TABELA	1,54			TABELA	1,54			TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados		Leituras (APF)		Resultados		Leituras (7º dia)		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS
20%	0,60	0,866025404	OK	20%	0,90	1,39	OK	20%	1,10	1,200961154	OK
20%	0,20	0,866025404	OK	20%	0,60	0,00	OK	20%	0,60	1,200961154	OK
20%	0,20	0,866025404	OK	20%	0,40	0,93	OK	20%	0,80	0,240192231	OK
20%	0,60	0,866025404	OK	20%	0,50	0,46	OK	20%	0,90	0,240192231	OK
RESULTADO FINAL: 0,40mm		MÉDIA	0,40000	RESULTADO FINAL: 0,60mm		MÉDIA	0,6	RESULTADO FINAL: 0,85mm		MÉDIA	0,85
		DESVIO PADRÃO	0,23094			DESVIO PADRÃO	0,216025			DESVIO PADRÃO	0,208167
		TABELA	1,54			TABELA	1,54			TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados		Leituras (APF)		Resultados		Leituras (7º dia)		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS
30%	-0,80	0,294058818	OK	30%	-0,20	1,02	OK	30%	0,90	0,707106781	OK
30%	-0,40	0,630126038	OK	30%	0,30	0,68	OK	30%	1,00	7,85046E-16	OK
30%	-0,70	0,378075623	OK	30%	0,40	1,02	OK	30%	1,20	1,414213562	OK
30%	-0,50	0,546109233	OK	30%	-0,10	0,68	OK	30%	0,90	0,707106781	OK
RESULTADO FINAL: -0,6mm		MÉDIA	-0,6	RESULTADO FINAL: 0,1mm		MÉDIA	0,1	RESULTADO FINAL: 1,00mm		MÉDIA	1
		DESVIO PADRÃO	0,182574			DESVIO PADRÃO	0,294392			DESVIO PADRÃO	0,141421
		TABELA	1,54			TABELA	1,54			TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados		Leituras (APF)		Resultados		Leituras (7º dia)		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS
40%	-2,00	0,737864787	OK	40%	-1,80	1,10	OK	40%	-0,40	1,469693846	OK
40%	0,10	1,475729575	OK	40%	0,40	1,32	OK	40%	1,00	0,244948974	OK
40%	-1,60	0,316227766	OK	40%	-1,00	0,22	OK	40%	1,40	0,734846923	OK
40%	-1,70	0,421637021	OK	40%	-0,80	0,00	OK	40%	1,20	0,489897949	OK
RESULTADO FINAL: -1,30mm		MÉDIA	-1,3	RESULTADO FINAL: -0,80mm		MÉDIA	-0,8	RESULTADO FINAL: 0,8mm		MÉDIA	0,8
		DESVIO PADRÃO	0,948683			DESVIO PADRÃO	0,909212			DESVIO PADRÃO	0,816497
		TABELA	1,54			TABELA	1,54			TABELA	1,54

Fase experimental 2

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras (API)		Resultados		Leituras (APF)		Resultados		Leituras (7º dia)		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS
MO 3%	-1,00	0,795471633	OK	MO 3%	1,10	0,50	OK	MO 3%	0,00	1,452422725	OK
MO 3%	-1,00	0,795471633	OK	MO 3%	1,10	0,50	OK	MO 3%	0,80	0,150250627	OK
MO 3%	0,50	1,279671758	OK	MO 3%	0,10	1,50	OK	MO 3%	1,10	0,751253134	OK
MO 3%	-0,20	0,311271509	OK	MO 3%	1,10	0,50	OK	MO 3%	1,00	0,550918965	OK
RESULTADO FINAL: -0,43mm		MÉDIA	-0,425	RESULTADO FINAL: -0,85mm		MÉDIA	0,85	RESULTADO FINAL: -0,73mm		MÉDIA	0,725
		DESVIO PADRÃO	0,722842			DESVIO PADRÃO	0,5			DESVIO PADRÃO	0,499166
		TABELA	1,54			TABELA	1,54			TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados		Leituras (APF)		Resultados		Leituras (7º dia)		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS
M10 3%	-1,40	0,533744996	OK	M10 3%	0,80	0,03	OK	M10 3%	0,50	0,60404045	OK
M10 3%	-0,50	0,838742137	OK	M10 3%	0,70	0,17	OK	M10 3%	0,80	1,1177E-15	OK
M10 3%	-1,80	1,143739277	OK	M10 3%	1,80	1,32	OK	M10 3%	1,50	1,409427716	OK
M10 3%	-0,50	0,838742137	OK	M10 3%	0,00	1,11	OK	M10 3%	0,40	0,805387266	OK
RESULTADO FINAL: -1,05mm		MÉDIA	-1,05	RESULTADO FINAL: -0,83mm		MÉDIA	0,825	RESULTADO FINAL: -0,80mm		MÉDIA	0,8
		DESVIO PADRÃO	0,655744			DESVIO PADRÃO	0,741058			DESVIO PADRÃO	0,496655
		TABELA	1,54			TABELA	1,54			TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1		CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados		Leituras (APF)		Resultados		Leituras (7º dia)		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS	CP	Xi	R	STATUS
M20 3%	-0,20	0,748132002	OK	M20 3%	0,70	0,20	OK	M20 3%	0,50	0,296078263	OK
M20 3%	-1,00	0,448879201	OK	M20 3%	0,10	0,77	OK	M20 3%	-0,10	0,888234788	OK
M20 3%	-1,50	1,197011203	OK	M20 3%	1,40	1,33	OK	M20 3%	0,00	0,69084928	OK
M20 3%	-0,10	0,897758402	OK	M20 3%	0,10	0,77	OK	M20 3%	1,00	1,283005805	OK
RESULTADO FINAL: -0,70mm		MÉDIA	-0,70000	RESULTADO FINAL: -0,58mm		MÉDIA	0,575	RESULTADO FINAL: -0,35mm		MÉDIA	0,35
		DESVIO PADRÃO	0,668331			DESVIO PADRÃO	0,618466			DESVIO PADRÃO	0,506623
		TABELA	1,54			TABELA	1,54			TABELA	1,54

MASSA ESPECÍFICA

Fase experimental 1

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
0%	1,80	0,103142125	OK
0%	1,90	0,618852748	OK
0%	1,50	1,443989745	OK
0%	1,92	0,721994872	OK
RESULTADO FINAL: 1,78 g/cm³		MÉDIA	1,78
		DESVIO PADRÃO	0,193907
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
10%	1,40	0,67936622	OK
10%	1,64	0,67936622	OK
10%	1,70	1,019049331	OK
10%	1,34	1,019049331	OK
RESULTADO FINAL: 1,52 g/cm³		MÉDIA	1,52
		DESVIO PADRÃO	0,176635
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
20%	1,43	1,190367242	OK
20%	1,74	1,115969289	OK
20%	1,54	0,371989763	OK
20%	1,65	0,446387716	OK
RESULTADO FINAL:	1,59 g/cm³	MÉDIA	1,59
		DESVIO PADRÃO	0,134412
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
30%	1,68	1,296407447	OK
30%	1,32	1,037125958	OK
30%	1,51	0,194461117	OK
30%	1,41	0,453742606	OK
RESULTADO FINAL:	1,48 g/cm³	MÉDIA	1,48
		DESVIO PADRÃO	0,154272
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
40%	1,35	0,818377479	OK
40%	1,55	0,669581573	OK
40%	1,34	0,892775431	OK
40%	1,60	1,041571336	OK
RESULTADO FINAL:	1,46 g/cm³	MÉDIA	1,46
		DESVIO PADRÃO	0,134412
		TABELA	1,54

Fase experimental 2

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 1%	1,44	0,210042013	OK
M10 1%	1,50	0,630126038	OK
M10 1%	1,50	0,630126038	OK
M10 1%	1,20	1,470294088	OK
RESULTADO FINAL:	1,41 g/cm³	MÉDIA	1,41
		DESVIO PADRÃO	0,14282857

	TABELA	1,54
--	--------	------

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 2%	1,38	0,153392998	OK
M10 2%	1,59	1,457233479	OK
M10 2%	1,32	0,613571991	OK
M10 2%	1,31	0,69026849	OK
RESULTADO FINAL:	1,40 g/cm³	MÉDIA	1,4
		DESVIO PADRÃO	0,13038405
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 3%	1,45	0,110431526	OK
M10 3%	1,32	1,325178313	OK
M10 3%	1,54	1,104315261	OK
M10 3%	1,45	0,110431526	OK
RESULTADO FINAL:	1,44 g/cm³	MÉDIA	1,44
		DESVIO PADRÃO	0,09055385
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 1%	1,43	0,12186667	OK
M20 1%	1,32	1,218666696	OK
M20 1%	1,52	1,218666696	OK
M20 1%	1,41	0,12186667	OK
RESULTADO FINAL:	1,42 g/cm³	MÉDIA	1,42
		DESVIO PADRÃO	0,08205689
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 2%	1,36	0,387298335	OK
M20 2%	1,52	1,161895004	OK
M20 2%	1,44	0,387298335	OK
M20 2%	1,28	1,161895004	OK
1,40 g/cm³		MÉDIA	1,4000

RESULTADO FINAL:	DESVIO PADRÃO	0,10327956
	TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 3%	1,51	1,002063986	OK
M20 3%	1,48	0,668042657	OK
M20 3%	1,32	1,113404429	OK
M20 3%	1,37	0,556702214	OK
RESULTADO FINAL:	1,42 g/cm³	MÉDIA	1,4200
		DESVIO PADRÃO	0,08981462
		TABELA	1,54

Fase experimental 3

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
TA	1,32	0,733235575	OK
TA	1,47	0,366617788	OK
TA	1,30	0,87988269	OK
TA	1,59	1,246500478	OK
RESULTADO FINAL:	1,42 g/cm³	MÉDIA	1,42
		DESVIO PADRÃO	0,136382
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
T60	1,29	0,668128024	OK
T60	1,32	0,270953682	OK
T60	1,30	0,540224422	OK
T60	1,45	1,479306128	OK
RESULTADO FINAL:	1,34 g/cm³	MÉDIA	1,340125
		DESVIO PADRÃO	0,074275
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
T90	1,43	1,433455448	OK

T90	1,32	0,143345545	OK
T90	1,30	0,430036634	OK
T90	1,27	0,860073269	OK
RESULTADO FINAL:	1,33 g/cm³	MÉDIA	1,33
		DESVIO PADRÃO	0,069761
		TABELA	1,54

ABSORÇÃO

Fase experimental 2

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 1%	20,00	0,632455532	OK
M10 1%	18,00	0,948683298	OK
M10 1%	26,00	0,316227766	OK
M10 1%	32,00	1,264911064	OK
RESULTADO FINAL:	24%	MÉDIA	24
		DESVIO PADRÃO	6,32455532
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 2%	21,00	0,948683298	OK
M10 2%	22,00	0,632455532	OK
M10 2%	28,00	1,264911064	OK
M10 2%	25,00	0,316227766	OK
RESULTADO FINAL:	24%	MÉDIA	24
		DESVIO PADRÃO	3,16227766
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 3%	24,00	0,659912018	OK
M10 3%	28,00	0,219970673	OK
M10 3%	33,00	1,319824035	OK
M10 3%	23,00	0,87988269	OK
RESULTADO FINAL:	27%	MÉDIA	27
		DESVIO PADRÃO	4,54606057
		TABELA	1,54
CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	

Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 1%	24,00	0,547722558	OK
M20 1%	22,00	1,095445115	OK
M20 1%	30,00	1,095445115	OK
M20 1%	28,00	0,547722558	OK
RESULTADO FINAL:	26%	MÉDIA	26
		DESVIO PADRÃO	3,65148372
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 2%	26,00	0,659912018	OK
M20 2%	35,00	1,319824035	OK
M20 2%	30,00	0,219970673	OK
M20 2%	25,00	0,87988269	OK
RESULTADO FINAL:	29%	MÉDIA	29,0000
		DESVIO PADRÃO	4,54606057
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 3%	31,00	1,264911064	OK
M20 3%	28,00	0,316227766	OK
M20 3%	25,00	0,632455532	OK
M20 3%	24,00	0,948683298	OK
RESULTADO FINAL:	27%	MÉDIA	27,0000
		DESVIO PADRÃO	3,16227766
		TABELA	1,54

Fase experimental 3

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
TA	29,00	1,019049331	OK
TA	23,00	1,019049331	OK
TA	24,00	0,67936622	OK
TA	28,00	0,67936622	OK
RESULTADO FINAL:	26%	MÉDIA	26
		DESVIO PADRÃO	2,94392
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
T60	29,00	0,734846923	OK
T60	36,00	0,979795897	OK
T60	28,00	0,979795897	OK
T60	35,00	0,734846923	OK
RESULTADO FINAL:	32%	MÉDIA	32
		DESVIO PADRÃO	4,082483
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
T90	34,00	1,38873015	OK
T90	31,00	3,28917E-15	OK
T90	30,00	0,46291005	OK
T90	29,00	0,9258201	OK
RESULTADO FINAL:	31%	MÉDIA	31
		DESVIO PADRÃO	2,160247
		TABELA	1,54

ÍNDICE DE VAZIOS

Fase experimental 2

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 1%	28,00	1,38873015	OK
M10 1%	34,00	1,64459E-15	OK
M10 1%	36,00	0,46291005	OK
M10 1%	38,00	0,9258201	OK
RESULTADO FINAL:	34%	MÉDIA	34
		DESVIO PADRÃO	4,3204938
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 2%	31,00	0,297044263	OK
M10 2%	28,00	1,188177052	OK
M10 2%	36,00	1,188177052	OK
M10 2%	33,00	0,297044263	OK
RESULTADO FINAL:	32%	MÉDIA	32
		DESVIO PADRÃO	3,36650165

	TABELA	1,54
--	--------	------

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 3%	32,00	1,319824035	OK
M10 3%	42,00	0,87988269	OK
M10 3%	41,00	0,659912018	OK
M10 3%	37,00	0,219970673	OK
RESULTADO FINAL:	38%	MÉDIA	38
		DESVIO PADRÃO	4,54606057
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 1%	40,00	0,387298335	OK
M20 1%	32,00	1,161895004	OK
M20 1%	44,00	1,161895004	OK
M20 1%	36,00	0,387298335	OK
RESULTADO FINAL:	38%	MÉDIA	38
		DESVIO PADRÃO	5,16397779
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 2%	34,00	1,019049331	OK
M20 2%	44,00	0,67936622	OK
M20 2%	46,00	1,019049331	OK
M20 2%	36,00	0,67936622	OK
RESULTADO FINAL:	40%	MÉDIA	40,0000
		DESVIO PADRÃO	5,88784058
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M20 3%	49,00	1,240151073	OK
M20 3%	42,00	0,275589127	OK
M20 3%	37,00	0,413383691	OK
M20 3%	32,00	1,102356509	OK
40%		MÉDIA	40,0000

RESULTADO FINAL:	DESVIO PADRÃO	7,25718035
	TABELA	1,54

Fase experimental 3

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
TA	41,00	0,828078671	OK
TA	30,00	1,449137675	OK
TA	39,00	0,414039336	OK
TA	38,00	0,207019668	OK
RESULTADO FINAL:	37%	MÉDIA	37
		DESVIO PADRÃO	4,830459
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
T60	39,00	0,547722558	OK
T60	48,00	1,095445115	OK
T60	36,00	1,095445115	OK
T60	45,00	0,547722558	OK
RESULTADO FINAL:	42%	MÉDIA	42
		DESVIO PADRÃO	5,477226
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
T90	44,00	0,265684466	OK
T90	45,00	0,398526698	OK
T90	48,00	0,797053397	OK
T90	31,00	1,461264561	OK
RESULTADO FINAL:	42%	MÉDIA	42
		DESVIO PADRÃO	7,527727
		TABELA	1,54

CONSISTÊNCIA**Fase experimental 1**

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS

0%	27,00	0,828078671	OK
0%	30,00	0,207019668	OK
0%	29,00	0,414039336	OK
0%	38,00	1,449137675	OK
RESULTADO FINAL:	31 cm	MÉDIA	31
		DESVIO PADRÃO	4,830459
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
10%	32,00	1,178511302	OK
10%	35,00	0,471404521	OK
10%	40,00	0,707106781	OK
10%	41,00	0,942809042	OK
RESULTADO FINAL:	37 cm	MÉDIA	37
		DESVIO PADRÃO	4,242641
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
20%	36,00	0,84292723	OK
20%	41,00	0,561951487	OK
20%	43,00	1,123902974	OK
20%	36,00	0,84292723	OK
RESULTADO FINAL:	39 cm	MÉDIA	39,00
		DESVIO PADRÃO	3,559026
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
30%	47,00	0,426401433	OK
30%	50,00	1,066003582	OK
30%	39,00	1,279204298	OK
30%	44,00	0,213200716	OK
RESULTADO FINAL:	45 cm	MÉDIA	45
		DESVIO PADRÃO	4,690416
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	

CP	Xi	R	STATUS
40%	46,00	0,816496581	OK
40%	56,00	1,224744871	OK
40%	52,00	0,408248290	OK
40%	46,00	0,816496581	OK
RESULTADO FINAL: 50 cm		MÉDIA	50
		DESVIO PADRÃO	4,898979
		TABELA	1,54

Fase experimental 2

Sem aplicação de golpes

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resultados	
CP	Xi	R	STATUS
M10 1%	14,00	0,632455532	OK
M10 1%	17,00	0,316227766	OK
M10 1%	20,00	1,264911064	OK
M10 1%	13,00	0,948683298	OK
RESULTADO FINAL: 16cm		MÉDIA	16
		DESVIO PADRÃO	3,16228
		TABELA	1,54

Com aplicação de golpes

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 1%	20,00	0,6324555	OK
M10 1%	18,00	0,9486833	OK
M10 1%	26,00	0,3162278	OK
M10 1%	32,00	1,2649111	OK
RESULTADO FINAL: 24%		MÉDIA	24
		DESVIO PADRÃO	6,3246
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 2%	17,00	1,123902974	OK
M10 2%	10,00	0,84292723	OK
M10 2%	15,00	0,561951487	OK
M10 2%	10,00	0,84292723	OK
RESULTADO FINAL: 13 cm		MÉDIA	13
		DESVIO PADRÃO	3,55903
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 2%	21,00	0,9486833	OK
M10 2%	22,00	0,6324555	OK
M10 2%	28,00	1,2649111	OK
M10 2%	25,00	0,3162278	OK
RESULTADO FINAL: 24%		MÉDIA	24
		DESVIO PADRÃO	3,1623
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 3%	24,00	0,659912018	OK
M10 3%	28,00	0,219970673	OK
M10 3%	33,00	1,319824035	OK
M10 3%	23,00	0,87988269	OK

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M10 3%	24,00	0,659912	OK
M10 3%	28,00	0,2199707	OK
M10 3%	33,00	1,319824	OK
M10 3%	23,00	0,8798827	OK

RESULTADO FINAL:	37 cm	MÉDIA	27
		DESVIO PADRÃO	4,54606
		TABELA	1,54

RESULTADO FINAL:	27%	MÉDIA	27
		DESVIO PADRÃO	4,5461
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 1%	24,00	0,547722558	OK
M20 1%	22,00	1,095445115	OK
M20 1%	30,00	1,095445115	OK
M20 1%	28,00	0,547722558	OK
RESULTADO FINAL:	37 cm	MÉDIA	26
		DESVIO PADRÃO	3,65148
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 1%	24,00	0,5477226	OK
M20 1%	22,00	1,0954451	OK
M20 1%	30,00	1,0954451	OK
M20 1%	28,00	0,5477226	OK
RESULTADO FINAL:	26%	MÉDIA	26
		DESVIO PADRÃO	3,6515
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 2%	26,00	0,659912018	OK
M20 2%	35,00	1,319824035	OK
M20 2%	30,00	0,219970673	OK
M20 2%	25,00	0,87988269	OK
RESULTADO FINAL:	37 cm	MÉDIA	29,0000
		DESVIO PADRÃO	4,54606
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 2%	26,00	0,659912	OK
M20 2%	35,00	1,319824	OK
M20 2%	30,00	0,2199706	OK
M20 2%	25,00	0,8798827	OK
RESULTADO FINAL:	29%	MÉDIA	29,0000
		DESVIO PADRÃO	4,5461
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 3%	31,00	1,264911064	OK
M20 3%	28,00	0,316227766	OK
M20 3%	25,00	0,632455532	OK
M20 3%	24,00	0,948683298	OK
RESULTADO FINAL:	37 cm	MÉDIA	27,0000
		DESVIO PADRÃO	3,16228
		TABELA	1,54

CRITÉRIO CHAUVENET:		PROCESSO 1	
Leituras		Resistência	
CP	Xi	R	STATUS
M20 3%	31,00	1,2649111	OK
M20 3%	28,00	0,3162278	OK
M20 3%	25,00	0,6324555	OK
M20 3%	24,00	0,9486833	OK
RESULTADO FINAL:	27%	MÉDIA	27,0000
		DESVIO PADRÃO	3,1623
		TABELA	1,54