

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

GIOVANNA COSTELLA MENEGUSSI

**AVALIAÇÃO DO POTENCIAL DE CAPTURA DE CO₂ EM PASTAS DE CIMENTO
COM ADIÇÃO DE CAL HIDRATADA E DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA
ARMADURA COM AÇOS CA-50 E MICROCOMPÓSITO**

São Leopoldo

2024

GIOVANNA COSTELLA MENEGUSSI

**AVALIAÇÃO DO POTENCIAL DE CAPTURA DE CO₂ EM PASTAS DE CIMENTO
COM ADIÇÃO DE CAL HIDRATADA E DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA
ARMADURA COM AÇOS CA-50 E MICROCOMPÓSITO**

Dissertação apresentada como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia Civil, pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil da Universidade do Vale do Rio dos Sinos (UNISINOS).

Orientador: Prof. Dr. Mauricio Mancio

São Leopoldo

2024

- M541a Menegussi, Giovanna Costella.
Avaliação do potencial de captura de CO₂ em pastas de cimento com adição de cal hidratada e da resistência à corrosão da armadura com aços CA-50 e microcompósito / Giovanna Costella Menegussi. – 2024.
209 f. : il. ; 30 cm.
- Dissertação (mestrado) – Universidade do Vale do Rio dos Sinos, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, 2024.
“Orientador: Prof. Dr. Maurício Mancio”
1. Aço microcompósito. 2. Captura de carbono. 3. Carbonatação. 4. Corrosão. 5. Hidróxido. I. Título.
- CDU 624

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
(Bibliotecária: Silvana Dornelles Studzinski – CRB 10/2524)

Aos meus pais, por me transmitirem, diariamente, a mais preciosa das heranças: o amor, o respeito, a fé.

AGRADECIMENTOS

A Deus, acima de todas as coisas. Pela vida, pela família e pela saúde. Por cada novo amanhecer. Pelos tropeços e pedras no caminho. *“Tudo tem seu tempo. Há um momento oportuno para cada coisa debaixo do céu: tempo de nascer e tempo de morrer; tempo de plantar e tempo de arrancar o que se plantou.”* (Ec 3, 1-2.).

À minha família, alicerce e porto seguro da minha vida, sobretudo aos meus pais, Almir e Vani, pelo amparo, dedicação e amor incondicional. Ao meu noivo, Wellison, pelo incentivo, paciência e compreensão diária, por acalantar meus medos e encorajar meus sonhos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Mauricio Mancio, por conduzir com maestria essa pesquisa, pela disponibilidade e paciência durante nossas longas reuniões, conversas e trocas de mensagens, por acreditar em mim. A todo o corpo docente do PPGEC, pelas vivências e conhecimentos transmitidos, muito além da sala de aula.

A todos os amigos e pessoas queridas que cruzaram meu caminho e enriqueceram a jornada. Aos colegas do LMC e LCVMat, que tanto me auxiliaram e possibilitaram a execução dessa pesquisa. Aos amigos colegas que conheci ao longo do mestrado, por compartilharmos angústias, risadas, consolos, conhecimentos e experiências. Torço do fundo do coração por cada um(a). Aos amigos que cultivei ao longo da vida, que torcem e rezam por mim e pelas minhas conquistas e que tornam a trajetória mais leve.

A Unisinos, instituição que tanto agregou à minha vida pessoal e profissional e pela qual nutro tanto carinho. À CAPES pela concessão da bolsa de estudo.

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

“A persistência é o menor caminho
para o êxito.” (Charles Chaplin).

RESUMO

A indústria cimenteira é responsável por cerca de 25% das emissões industriais de gás carbônico na atmosfera, equivalendo a um total de, aproximadamente, 7% das emissões globais de CO₂. Tendo em vista a necessidade de conter o aumento da temperatura terrestre, torna-se fundamental o empenho coletivo em minimizar as emissões de CO₂ na atmosfera. À vista disso, a captura e o armazenamento de carbono nas estruturas de concreto pela ação da carbonatação vem ganhando expressivo destaque. No entanto, o avanço do CO₂ em compósitos cimentícios contendo barras metálicas culmina no processo de corrosão das armaduras. Desta forma, essa pesquisa avaliou o potencial de captura de CO₂ em pastas cimentícias com adições de cal hidratada pelos ensaios de difração de raios-X e termogravimetria. Ainda, as propriedades físicas e mecânicas das pastas foram estudadas pelos ensaios de resistência à compressão e porosidade por adsorção de nitrogênio. A fim de viabilizar o sequestro de carbono, investigou-se a resistência à corrosão por carbonatação do aço microcompósito pelos ensaios de potencial de corrosão e resistência de polarização linear. Os resultados apontaram forte carbonatação do C-S-H na pasta REF, o que acarretou em maior captura de carbono, mas com prejuízos significativos à resistência mecânica. A adição de cal hidratada aumentou o potencial de captura de CO₂ e minimizou a carbonatação do C-S-H nas pastas, evitando, assim, prejuízos na resistência mecânica – sobretudo na pasta 2CH, que obteve aumento de aproximadamente 23% na resistência à compressão após a carbonatação. Entretanto, as pastas com cal não atingiram o potencial de captura de CO₂ dentro do tempo investigado, em função da diminuição da taxa de carbonatação pelo aumento da reserva alcalina e densificação da matriz cimentícia. Na análise da corrosão, o aço microcompósito (MC) mostrou-se mais resistente do que o aço carbono convencional (CA-50), mantendo-se passivado em todos os cenários investigados, sobretudo após a carbonatação. Por conseguinte, concluiu-se que as adições de cal hidratada preservaram o C-S-H da carbonatação e que a utilização do aço MC evitou o processo de corrosão das armaduras, de modo a viabilizar a captura e armazenamento de CO₂ em estruturas, inclusive de concreto armado, sem prejuízos à durabilidade e vida útil.

Palavras-chave: Captura de carbono. Carbonatação. Hidróxido de cálcio. Corrosão. Aço microcompósito.

ABSTRACT

The cement industry is responsible for approximately 25% of industrial carbon dioxide emissions into the atmosphere, equivalent to, approximately, 7% of global CO₂ emissions. Given the need to contain the increase in Earth's temperature, collective involvement in minimizing CO₂ emissions into the atmosphere is essential. Given this, the capture and storage of carbon in concrete structures through carbonation has been gaining significant prominence. However, the advance of CO₂ in cementitious compounds containing metal bars culminates in the corrosion process of the reinforcements. Thus, this research evaluated the potential for CO₂ capture in cementitious masses by adding hydrated lime by X-ray diffraction and thermogravimetry tests. Furthermore, the physical and mechanical properties of the masses were studied by specific resistance and porosity tests by nitrogen adsorption. To enable carbon sequestration, the resistance to carbonation corrosion of the steel microcomposite was investigated using corrosion potential and linear polarization resistance tests. The results indicated strong carbonation of C-S-H in the REF paste, which resulted in greater carbon capture, but with significant losses in mechanical strength. Adding hydrated lime increased the CO₂ capture potential and minimized the carbonation of C-S-H in the masses, thus avoiding losses in mechanical strength – especially in the 2CH paste, which obtained an increase of approximately 23% in resistance to variations after carbonation. However, the masses with lime did not reach the CO₂ capture potential in the investigated time, due to the decrease in the carbonation rate due to the increase in the alkaline reserve and densification of the cementitious matrix. In the corrosion analysis, the microcomposite steel (MC) was more resistant than the conventional carbon steel (CA-50), remaining passivated in all the investigated scenarios, especially after carbonation. Therefore, it was concluded that the hydrated lime publications preserved the C-S-H of the carbonation and that the use of MC steel avoided the corrosion process of the reinforcements, to enable the capture and storage of CO₂ in structures, including reinforced concrete, without compromising durability and service life.

Keywords: Carbon capture. Carbonation. Calcium hydroxide. Corrosion. Microcomposite steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Crescimento populacional de 1700 a 2015 e projeções até 2100	28
Figura 2 – Panorama de mudança global na temperatura da superfície terrestre de 1950 a 2014 e projeções futuras até 2100	29
Figura 3 – Energia e emissões de CO ₂ relacionadas ao processo de produção do clínquer e do cimento Portland	31
Figura 4 – Potencial de redução nas emissões de CO ₂ pela indústria do cimento até 2050	33
Figura 5 – Aspectos que influenciam na captura de CO ₂ pelo concreto	38
Figura 6 – Influência da área superficial na captura de CO ₂ por materiais cimentícios	42
Figura 7 – Representação da alteração do pH do concreto com o avanço da carbonatação	46
Figura 8 – Ingresso de CO ₂ por difusão no concreto com os poros (a) saturados de água, (b) secos e (c) parcialmente preenchidos com água	48
Figura 9 – Estimativa média dos coeficientes de carbonatação natural para cada tipo de adição mineral, sendo: R = referência; M = metacaulim; CA = cinzas e casca de arroz; SA = sílica ativa; CV = cinza volante; e E = escória	51
Figura 10 – Imagens de MEV da microestrutura do concreto (a) não carbonatado; (b) carbonatado sob 10% de concentração de CO ₂	54
Figura 11 – Principais indicadores de pH usados para avaliação da carbonatação no concreto	56
Figura 12 – Exemplo de DTG de uma argamassa extraída de um concreto com cimento CP V ARI	58
Figura 13 – Representação da corrosão nas armaduras do concreto pela formação de uma pilha eletroquímica	61
Figura 14 – Tipos de corrosão no concreto armado e fatores que os provocam	62
Figura 15 – Volume específico dos produtos da corrosão do ferro	63
Figura 16 – Ilustração do ensaio de resistividade elétrica	65
Figura 17 – Curva de polarização e zona linear da curva	67
Figura 18 – Exemplo de instrumentação para o ensaio de potencial de corrosão	69
Figura 19 – Modelo de previsão de vida útil elaborado por Tuutti	72

Figura 20 – Conceituação de vida útil das estruturas de concreto tomando-se por referência o fenômeno de corrosão das armaduras	73
Figura 21 – Microestrutura do aço microcompósito ChromX.....	75
Figura 22 – Comparação entre os filmes de passivação formados no aço convencional e no aço com 6% de Cr	77
Figura 23 – Esquematização da formação do filme de passivação do aço 10% Cr e 1% Mo em diferentes exposições (a) condições naturais (b) antes da carbonatação; (c) carbonatação moderada; e (d) carbonatação severa.....	78
Figura 24 – Fluxograma esquemático do programa experimental	81
Figura 25 – (a) Curva e (b) histograma de distribuição granulométrica da cal e do cimento.....	83
Figura 26 – Curvas TG/DTG dos materiais utilizados: (A) cimento e (B) cal hidratada	85
Figura 27 – Preparo das pastas (a) mistura do misturador mecânico; (b) teste de espalhamento.....	90
Figura 28 – Procedimentos de moldagem (a) preparo dos moldes de PVC; (b) dispositivo para rotação dos corpos de prova	91
Figura 29 – Corte das pastilhas de pasta cimentícia: (a) serra de precisão utilizada; (b) aferição da espessura das pastilhas com paquímetro; (c) pastilhas após o corte.....	92
Figura 30 – Desenho esquemático do corpo de prova com aço	93
Figura 31 – Aços após a aplicação da resina epóxi (a) aço CA-50; (b) aço microcompósito	94
Figura 32 – Procedimento de montagem dos moldes de PVC para pasta cimentícia com aço.....	95
Figura 33 – Corpos de prova de pasta com aço após a desforma	96
Figura 34 – Amostras inseridas na câmara de carbonatação	97
Figura 35 – Moagem das pastilhas em almofariz de Ágata.....	98
Figura 36 – (A) Esquema do corte das amostras para avaliação da porosidade; (B) Amostra cortada para ensaio	101
Figura 37 – Representação de célula eletroquímica utilizada para os ensaios de corrosão	104
Figura 38 – Difratomogramas de raios X das pastas cimentícias não carbonatadas (NC)	106
Figura 39 – Difratomogramas de raios X das pastas cimentícias carbonatadas (CA).....	108

Figura 40 – Picos da portlandita nas pastas não carbonatadas (NC) e carbonatadas (CA) nas posições aproximadas de (A) $18^\circ 2\theta$ e (B) $34^\circ 2\theta$	110
Figura 41 – Curvas TG e DTG das pastas não carbonatadas (NC)	111
Figura 42 – Curvas TG e DTG das pastas carbonatadas (CA)	112
Figura 43 – Teor de $Mg(OH)_2$, $Ca(OH)_2$, C-S-H/AFt/AFm e $CaCO_3$ nas pastas carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC)	116
Figura 44 – Consumo de $Mg(OH)_2$, $Ca(OH)_2$, C-S-H/AFt/AFm pelas pastas durante a carbonatação.....	120
Figura 45 – Volume dos poros das pastas carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC), pelo método da adsorção BJH.....	121
Figura 46 – Distribuição de tamanho de poros por adsorção nas pastas não carbonatadas (NC)	123
Figura 47 – Distribuição de tamanho de poros por adsorção nas pastas carbonatadas (CA).....	124
Figura 48 – Avanço da carbonatação nas amostras de pasta ensaiadas para resistência à compressão.....	127
Figura 49 – Resultados médios de resistência à compressão das pastas cimentícias nas diferentes idades investigadas	128
Figura 50 – Comparação entre a resistência à compressão das pastas NC, na idade de 4 semanas e 37 semanas, e o volume de poros	129
Figura 51 – Captura de CO_2 nas pastas cimentícias e potencial de captura considerando a carbonatação completa do $Ca(OH)_2$ e $Mg(OH)_2$	135
Figura 52 – Avanço da carbonatação nas amostras de pasta ensaiadas para corrosão	138
Figura 53 – Resultados médios de potencial de corrosão dos aços CA50 e MC nas diferentes pastas investigadas, antes e após a carbonatação	139
Figura 54 – Resultados médios de resistência de polarização linear dos aços CA50 e MC nas diferentes pastas investigadas, antes e após a carbonatação.....	142
Figura 55 – Difratoograma da pasta 2CH-CA antes e após a moagem	182
Figura 56 – Difratoograma da pasta 3CH-CA antes e após a moagem	183
Figura 57 – Curvas TG e DTG da pasta 2CH-CA pré e pós moagem.....	184
Figura 58 – Curvas TG e DTG da pasta 3CH-CA pré e pós moagem.....	184
Figura 59 – Curvas de resistência de polarização linear dos aços CA50 e MC na pasta RE	187

Figura 60 – Curvas de resistência de polarização linear dos aços CA50 e MC na pasta 2CH	188
Figura 61 – Curvas de resistência de polarização linear dos aços CA50 e MC na pasta 3CH	189

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Vida útil de projeto mínima estabelecida por diferentes normas	37
Tabela 2 – Recomendações do CEB-192 baseada na resistividade do concreto para estimar a provável taxa de corrosão	65
Tabela 3 – Resistência de polarização típica do aço no concreto.....	66
Tabela 4 – Probabilidade da ocorrência da corrosão da armadura em função do potencial, tendo como referência diversos tipos de eletrodos	70
Tabela 5 – Resumo dos ensaios realizados, formato e dimensões das amostras e idades ensaiadas	82
Tabela 6 – Caracterização física do cimento CP V e da cal.....	83
Tabela 7 – Composição química dos materiais utilizados	84
Tabela 8 – Perdas de massa dos compostos e teor medido de $Mg(OH)_2$, $Ca(OH)_2$ e $CaCO_3$ do cimento e da cal	86
Tabela 9 – Teores máximos na composição do aço carbono e dos aços contendo cromo	87
Tabela 10 – Propriedades físico/químicas do aditivo utilizado	88
Tabela 11 – Traços das pastas cimentícias produzidas.....	89
Tabela 12 – Teor de $Mg(OH)_2$, $Ca(OH)_2$, C-S-H/Aft/AFm consumidos durante a carbonatação pelos diferentes tipos de pastas	119
Tabela 13 – Comparação entre a evolução dos valores médios de resistência à compressão, com base na pasta REF	132
Tabela 14 – Comparação do efeito da carbonatação na evolução de resistência à compressão nas pastas de mesma idade, com base nas amostras NC	132
Tabela 15 – Comparação dos valores médios de resistência à compressão das pastas cimentícias em relação à pasta REF aos 28 dias.....	133
Tabela 16 – Valores de captura de potencial de captura de CO_2 pelas pastas cimentícias	135
Tabela 17 – Valores médios de potencial de corrosão (E_{corr}) e probabilidade de corrosão das armaduras	140
Tabela 18 – Valores médios de resistência de polarização (R_p) e taxa de corrosão dos aços nas pastas investigadas.....	143
Tabela 19 – Dados dos picos endotérmicos de $Ca(OH)_2$ e $CaCO_3$ no cimento anidro	177

Tabela 20 – Dados dos picos endotérmicos de Ca(OH)_2 , Mg(OH)_2 e CaCO_3 na cal hidratada	178
Tabela 21 – Composição química do cimento.....	179
Tabela 22 – Quantitativo calculado de C_3S e C_2S existente em 500g de cimento ..	180
Tabela 23 – Quantitativo de hidróxido de cálcio gerado pelas reações de hidratação do C_3S e C_2S , considerando 500g de cimento	181
Tabela 24 – Resumo dos quantitativos de cimento e cal das pastas com adição...	181
Tabela 25 – Quantitativo de CaCO_3 gerado nas pastas 2CH e 3CH pela carbonatação antes e depois da moagem	185
Tabela 26 – Resumo das fórmulas químicas das principais fases anidras e hidratos de sistemas cimentícios	190

LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
A	Área de eletrodo passante de corrente elétrica
a/c	Reação água/cimento
AFm	Aluminate ferrite mono
AFt	Aluminate ferrite tri
ASTM	American Society for Testing and Materials
B	Constante de Tafel
BET	Brunauer, Emmet e Teller
C ₃ S	Silicato dicálcico
C ₃ S	Silicato tricálcico
C ₄ AF	Ferroaluminato tetracálcico
C ₃ A	Aluminato tricálcico
Ca(OH) ₂	Hidróxido de cálcio
Ca ²⁺	Íons de cálcio
CaCO ₃	Carbonato de cálcio
CaO	Óxido de cálcio
Cc	Calcita
CH	Hidróxido de cálcio
CO	Monóxido de carbono
CO ₂	Gás carbônico
CP II F-32	Cimento Portland composto com filer 32 MPa
CP III	Cimento Portland de alto forno
CP IV	Cimento Portland Pozolânico
CP V ARI	Cimento Portland de alta resistência inicial
Cr	Cromo
C-S-H	Silicato de cálcio hidratado
DTG	Termogravimetria derivada
DRX	Difração de raios-X
e ⁻	Elétrons livres
f _{c28}	Resistência característica à compressão do concreto aos 28 dias
Fe ⁺ , Fe ²⁺ , Fe ³⁺	Íons de ferro

Fe ₃ O ₄	Óxido de ferro
FRX	Fluorescência de raios-X
H ₂	Hidrogênio
H ₂ O	Água
i _{corr}	Velocidade de corrosão instantânea
IPCC	Intergovernmental Panel on Climate Change
kg	Quilos
KOH	Hidróxido de potássio
LC ³	Limestone Calcined Clay Cement
LCVMat	Laboratório de Caracterização e Valorização de Materiais
LMC	Laboratório de Materiais de Construção
LPR	Resistência de polarização linear
m ²	Metro quadrado
m ³	Metros cúbicos
MC	Aço microcompósito
Mc	Monocarboaluminato de cálcio
Mo	Molibdênio
MPa	Megapascal
N ₂	Nitrogênio
NaOH	Hidróxido de sódio
NBR	Normas Brasileiras de Regulação
OH ⁻	Hidroxila
PIB	Produto interno bruto
ppm	Partes por milhão
R _p	Resistência de polarização
TGA	Análise termogravimétrica
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
UNISINOS	Universidade do Vale do Rio dos Sinos
UR	Umidade relativa
V	Volts
VUP	Vida útil de projeto
β _a , β _c	Declives das curvas anódica e catódica na zona de polarização linear

$\mu\text{A}/\text{cm}^2$	Microampere por centímetro quadrado
ΔE	Variação de potencial
Δi	Variação de corrente elétrica
rpm	Rotações por minuto

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	20
1.2 DELIMITAÇÃO DO PROGRAMA EXPERIMENTAL	24
1.3 OBJETIVOS	24
1.3.1 Objetivo geral	24
1.3.2 Objetivos específicos.....	24
1.4 JUSTIFICATIVA	25
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	27
2.1 CENÁRIO ATUAL DE EMISSÕES DE CO ₂	27
2.1.1 Emissões de CO₂ associadas ao Cimento Portland	29
2.2 CAPTURA E ARMAZENAMENTO DE CARBONO	33
2.2.1 Potencial de captura de carbono em compósitos cimentícios	36
2.2.1.1 Fatores que influem na captura de carbono em compósitos cimentícios	38
2.2.1.1.1 Condições de exposição	39
2.2.1.1.2 Características do material	40
2.2.1.1.3 Área superficial e volume	42
2.2.1.1.4 Proteção superficial	43
2.3 CARBONATAÇÃO	44
2.3.1 Fatores que influenciam na carbonatação	47
2.3.1.1 Umidade	47
2.3.1.2 Temperatura	49
2.3.1.3 Composição química do cimento e compostos cimentícios	49
2.3.2 Efeitos da carbonatação no concreto.....	52
2.3.3 Métodos de ensaio da carbonatação e estimativas de captura de carbono	54
2.3.3.1 Avaliação da frente de carbonatação com o emprego de indicadores de pH	55
2.3.3.2 Análise termogravimétrica	57
2.4 CORROSÃO DAS ARMADURAS	58
2.4.1 Mecanismos de corrosão	59
2.4.2 Produtos da corrosão	63
2.4.3 Métodos de ensaio	64
2.4.3.1 Resistividade elétrica.....	64
2.4.3.2 Resistência de polarização linear	66

2.4.3.3 Potencial de corrosão	68
2.4.4 Corrosão, durabilidade e vida útil	70
2.5 AÇO MICROCOMPÓSITO	74
3 METODOLOGIA	80
3.1 PLANEJAMENTO DO PROGRAMA EXPERIMENTAL	80
3.2 MATERIAIS	82
3.2.1 Cimento e cal hidratada	82
3.2.2 Aços	87
3.2.3 Aditivo	87
3.3 PROCEDIMENTOS DE DOSAGEM, MOLDAGEM E CURA	88
3.3.1 Preparo, moldagem e armazenamento	88
3.3.1.1 Pastas cimentícias	88
3.3.1.2 Pastas cimentícias com aço	92
3.4 MÉTODOS DE ENSAIO	96
3.4.1 Carbonatação acelerada	96
3.4.2 Difração de raios-X	98
3.4.3 Termogravimetria	99
3.4.4 Porosidade por adsorção de nitrogênio	101
3.4.5 Resistência à compressão	102
3.4.6 Captura de CO₂	102
3.4.7 Resistência de polarização linear e potencial de corrosão	103
4 ANÁLISE DOS RESULTADOS	106
4.1 ANÁLISE DA CAPTURA DE CO ₂ EM PASTAS CIMENTÍCIAS	106
4.1.1 Difração de raios-X	106
4.1.2 Termogravimetria	111
4.1.3 Porosidade por adsorção de nitrogênio	121
4.1.4 Resistência à compressão	126
4.1.5 Captura de CO₂	134
4.2 ANÁLISE DA CORROSÃO	138
4.2.1 Potencial de corrosão	139
4.2.2 Resistência de polarização linear	141
5 CONCLUSÃO	146
5.1 CONSIDERAÇÕES FINAIS	146
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	149

REFERÊNCIAS.....	151
APÊNDICE A – DETERMINAÇÃO DOS TEORES DE COMPOSTOS PRESENTES NO CIMENTO ANIDRO E NA CAL HIDRATADA	176
B.1 CIMENTO ANIDRO	176
B.2 CAL HIDRATADA	177
APÊNDICE B – CÁLCULO DOS TEORES DE ADIÇÃO DE CAL HIDRATADA NAS PASTAS CIMENTÍCIAS	179
APÊNDICE C – EFEITOS DA MOAGEM NA CARBONATAÇÃO DAS PASTAS CIMENTÍCIAS.....	182
C.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	182
C.2 TERMOGRAVIMETRIA	183
APÊNDICE D – GRÁFICOS DE RESISTÊNCIA DE POLARIZAÇÃO LINEAR.....	187
ANEXO A – FÓRMULAS QUÍMICAS DAS PRINCIPAIS FASES ANIDRAS E HIDRATOS DE SISTEMAS CIMENTÍCIOS CIMENTO	190
ANEXO B – FICHAS CATALOGRÁFICAS	191
B.1 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA PORTLANDITA	191
B.2 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA ETRINGITA	193
B.3 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA CALCITA	196
B.4 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA VATERITA.....	199
B.5 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA ARAGONITA	201
B.6 FICHA CRISTALOGRÁFICA DO MONOCARBOALUMINATO	204
B.7 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA DOLOMITA.....	208

1 INTRODUÇÃO

É inegável o crescimento da indústria cimenteira nas últimas décadas, impulsionada pelo vínculo entre o setor da construção civil, o aumento populacional e o desenvolvimento do país. Desde 1950, a produção nacional de cimento cresceu cerca de 44 vezes segundo o Sindicato Nacional da Indústria do Cimento (SNIC, 2020), chegando a uma produção de cerca de 63,5 megatoneladas em 2020, equivalente a um consumo per capita aparente de 286 kg por habitante e, no ano de 2014, a indústria do cimento alcançou a maior produção já registrada de 72,5 megatoneladas.

Já as projeções para os próximos anos estimam que a produção nacional do cimento alcance até 170 megatoneladas em 2045 (ROADMAP, 2020). Mundialmente, o cenário não é diferente, visto que a produção global de cimento alcançou 4,3 gigatoneladas em 2020, representando um aumento de 30,5% em relação a 2010 (HODGSON, 2022).

Não obstante, o processo de fabricação do cimento está intimamente atrelado à geração de CO₂, um dos gases causadores do efeito estufa. Para a produção do clínquer – matéria prima fundamental do cimento – é necessário a descarbonatação da rocha calcária, cujo processo, denominado calcinação, é responsável por cerca de 60% das emissões de CO₂ da produção do clínquer, além das emissões provenientes do aquecimento dos fornos (SCRIVENER; JOHN; GARTNER, 2018).

Há muito se discute acerca da necessidade de reduzir as emissões de dióxido de carbono. Dados mostram que, desde os tempos industriais, houve um aumento de 47% na concentração global de CO₂ na atmosfera (BUIS, 2019). De acordo com o Sistema de Estimativas de Emissões e Remoções de Gases de Efeito Estufa (SEEG, 2022), em 2019 houve um aumento de, aproximadamente, 13% nas emissões totais de dióxido de carbono no Brasil em relação ao ano anterior.

Diante desse contexto, torna-se indispensável a concepção e o estudo de novos materiais e tecnologias que aliem desenvolvimento com sustentabilidade. Dentre as alternativas que vêm sendo consideradas para tornar possível a redução das emissões de CO₂ pode-se citar: substituições ao clínquer, utilização de combustíveis alternativos, eficiência energética nos processos produtivos e, ainda, a captura de carbono, que vem ganhando expressivo destaque nos últimos tempos, evidenciado pelos recentes estudos em desenvolvimento acerca do assunto (LIU et

al., 2022; MOON; CHOI, 2018; MORO; FRANCIOSO; VELAY-LIZANCOS, 2021; OHENOJA *et al.*, 2020; QIN *et al.*, 2022)

Uma das possibilidades de estocar o dióxido de carbono existente na atmosfera é mediante o armazenamento desse gás nas estruturas de concreto, visto que, conforme explanam Tang *et al.* (2021), os materiais cimentícios, quando submetidos ao processo de carbonatação, têm potencial de fixar o CO₂ nos carbonatos, podendo ser esta uma alternativa compensatória tendo em vista o tamanho impacto ambiental da indústria da construção civil e cimenteira. É digno de destaque, também, que a carbonatação trata-se de um processo natural a qual as estruturas de concreto sempre estiveram submetidas, mas o seu benefício na mitigação do CO₂ gerado na produção do cimento não havia sido considerada até recentemente.

O dióxido de carbono, quando existente na microestrutura do concreto, acarreta no processo de carbonatação, que nada mais é do que a reação do CO₂ com os produtos de hidratação do cimento, principalmente com o hidróxido de cálcio, para gerar CaCO₃ (IEC, 2020), mas que também pode estar presente no cimento devido à adição de fíler calcário (BATTAGIN, 2022). O carbonato de cálcio – gerado pela carbonatação – contribui para a compacidade do concreto, uma vez que possui baixa dissolução e se deposita no interior dos poros (RIBEIRO *et al.*, 2018). Ademais, considerando a morfologia dos cristais de portlandita e sua pouca contribuição à resistência, o consumo de hidróxido de cálcio pelo CO₂ é favorável à densificação da matriz cimentícia do concreto.

No entanto, as reações de carbonatação também são responsáveis pela queda da alcalinidade da pasta de cimento, fazendo com que o pH da solução dos poros atinja valores próximos de 9, podendo ser até inferior após o consumo de todo hidróxido de cálcio (CASCUDO, 1997; RIBEIRO *et al.*, 2018), isto é, quando os íons de sódio e potássio – responsáveis pela manutenção da alcalinidade da solução dos poros – começam a ser consumidos pelo avanço contínuo da carbonatação e a consequente descalcificação do silicato de cálcio hidratado (C-S-H) (CHANG *et al.*, 2022). Essa redução da alcalinidade leva à ruptura do filme de passivação do aço no interior do concreto, criando um ambiente propício à corrosão das armaduras.

O pH na ordem de 12,4 característico do concreto – e favorável à formação da passivação do aço – deve-se aos íons alcalinos existentes na solução dos poros, que é constituída pela mistura dos componentes do cimento juntamente com água. O teor de íons no fluido dos poros, por sua vez, depende da quantidade de álcalis do cimento

utilizado. À vista disso, tem-se que a constituição e o pH da solução dos poros é controlada pela química dos diferentes elementos que compõe o concreto armado (CASCUDO, 1997; HELENE, 1993; RIBEIRO *et al.*, 2018).

O processo corrosivo que afeta o aço do concreto armado é um mecanismo eletroquímico, em que há o deslocamento de elétrons e íons por meio de um eletrólito e a consequente formação de uma pilha eletroquímica (RIBEIRO *et al.*, 2018; HELENE, 1993). Como consequência, a corrosão dá origem aos óxi-hidróxidos de ferro, produtos expansíveis que passam a ocupar volumes superiores ao tamanho original do aço, causando tensões de tração ao concreto (RIBEIRO *et al.*, 2018). Por conseguinte, essas pressões podem provocar fissuração e possível deslocamento – parcial ou total – do concreto, facilitando o ingresso de agentes nocivos. Outrossim, durante as reações da corrosão, ocorre a dissolução do aço e o consumo de íons ferrosos Fe^{++} , culminando na redução de seção das armaduras, limitando a capacidade portante do concreto armado (CASCUDO, 1997).

Em função disso, Ribeiro *et al.* (2018) destacam que o processo corrosivo e suas consequências às estruturas de concreto têm ganhado importante relevância pela comunidade científica nos últimos 40 anos. Em consenso, Modesti e Mancio (2020) comentam que as manifestações patológicas provenientes da corrosão têm sido evidenciadas com mais constância nas edificações atuais do que nas últimas décadas. Posto isso, tem-se a corrosão das armaduras como um mecanismo altamente deletério ao concreto, que impacta de modo desfavorável à durabilidade e à vida útil das edificações.

Tendo em vista as exigências trazidas pela norma NBR 6118:2023 – *Projeto de estruturas de concreto - Procedimento* em suas últimas revisões – como classe de agressividade ambiental, relação água/cimento (a/c) e espessura de cobrimento – e a vida útil de projeto mínima de 50 anos para as estruturas de concreto estipulada pela NBR 15575-1:2021 – *Edificações habitacionais – Desempenho*, é incabível, no ato de projetar e edificar estruturas, não se atentar aos requisitos de durabilidade.

Destarte, a viabilidade da captura e do armazenamento de carbono nas estruturas de concreto armado depende de mecanismos capazes de inibir o processo de corrosão, sem impedir o ingresso de CO_2 ao interior do concreto. Ai *et al.* (2016) indicam a proteção eletroquímica, os inibidores químicos e a galvanização do aço como métodos exequíveis a fim de inibir o avanço da corrosão. Já Gjorv (2015) sugere a utilização de aços inoxidáveis nos locais mais expostos das estruturas como um

recurso eficaz para promover uma maior vida útil, em uso, das edificações. Na mesma linha, Mohamed, Boulfiza e Evitts (2013) destacam que o caráter corrosivo do aço carbono impulsiona o emprego de ligas metálicas que ofereçam resistência mais elevada à corrosão e citam, como exemplo, o aço microcompósito (MC), que contém cromo em sua composição, uma vez que o cromo é o principal elemento de liga dos aços inoxidáveis (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2021).

A denominação 'aço microcompósito' (*Micro-Composite Multi Structural Formable* – MMFX) foi atribuída por Gareth Thomas ao desenvolver um aço baixo carbono contendo teores de cromo de 9% a 11%. (LIU *et al.*, 2016). Estudos verificaram que o uso de aço MC em um concreto sujeito à ação de íons cloretos, em uma concentração de 0,25M, tem potencial de incrementar a vida útil de uma estrutura em 20 anos se contraposto ao aço carbono e, em concentrações mais baixas, o acréscimo pode chegar até 55 anos; já em um concreto submetido, simultaneamente, à carbonatação e ao ataque de íons cloretos, observou-se que o aço MC obteve menor perda de seção transversal do que o aço carbono durante todo o tempo de análise (MOHAMED; BOULFIZA; EVITTS, 2013). Assim, o aço MC tem se mostrado uma opção viável no tocante à resistência contra a corrosão, em alternativa ao aço convencional (MANCIO *et al.*, 2008), cuja utilização não admite o avanço da carbonatação além do cobrimento do concreto devido à propagação da corrosão, o que limita a captura de carbono.

A cal hidratada – segundo a NBR 7175 (ABNT, 2003) – trata-se de um material na forma de pó, oriundo da hidratação da cal virgem e que é composto, majoritariamente, por hidróxido de cálcio e de magnésio. Além disso, é classificada como um aglomerante aéreo que pode ser adicionada à matriz cimentícia e, em função da presença significativa de Ca(OH)_2 , pode carbonatar lentamente para formar o CaCO_3 (MEHTA; MONTEIRO, 2014). Estudos como o de Li *et al.* (2023) mostram que o Ca(OH)_2 presente na cal hidratada pode ser totalmente convertido em carbonato de cálcio pelo processo de carbonatação acelerada, de modo que a captura de CO_2 alcançada pela cal hidratada alcançou valores próximos a 80% (CO_2 sequestrado/pó bruto) na pesquisa dos autores.

Desta forma, essa pesquisa irá analisar e quantificar o potencial de captura e armazenamento de CO_2 em pastas cimentícias, com diferentes teores de cal hidratada, e avaliar a resistência à corrosão do aço microcompósito, em comparação ao aço carbono CA-50, quando submetido a condições de carbonatação completa em

pastas cimentícias. O intuito das adições de cal hidratada nas pastas cimentícias baseia-se na hipótese de maximizar a captura de CO_2 e evitar a carbonatação do silicato de cálcio hidratado (C-S-H), uma vez que haverá uma maior quantidade de hidróxido de cálcio para reagir com o CO_2 . É digno de destaque que, apesar do uso da cal hidratada também implicar em emissões de CO_2 pelo processo de calcinação, outros meios de captura de carbono incluem o sequestro diretamente na fonte, ou seja, em locais industriais, para posterior armazenamento em formações geológicas, como poços de petróleo (HASAN; ZANTYE; KAZI, 2022).

1.2 DELIMITAÇÃO DO PROGRAMA EXPERIMENTAL

Nesta pesquisa, há algumas delimitações que podem interferir no resultado das análises, as quais são:

- a) Tipo de cimento: CP V ARI;
- b) Tipos de aços: CA-50 e aço microcompósito;
- c) Tipos de pastas: variações no teor de hidróxido de cálcio;
- d) Ensaio de carbonatação acelerada em câmara com teor de CO_2 , umidade e temperatura controlados;
- e) Estudo do potencial de captura de CO_2 limitado a pastas cimentícias.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo geral

O objetivo geral desta pesquisa consiste em investigar a adição de cal hidratada e o uso do aço microcompósito como alternativas para viabilizar a captura de carbono e a durabilidade em estruturas de concreto armado.

1.3.2 Objetivos específicos

Os objetivos específicos são:

- a) Quantificar o teor de CO_2 capturado nas pastas com adições de cal hidratada após carbonatação acelerada;

- b) Avaliar o efeito das adições de cal hidratada e da carbonatação acelerada na porosidade e resistência à compressão;
- c) Avaliar a influência do teor de cal hidratada na resistência à corrosão por carbonatação dos aços CA50 e microcompósito.

1.4 JUSTIFICATIVA

A indústria cimenteira é responsável por cerca de 25% das emissões industriais de CO₂ na atmosfera (CZIGLER *et al.*, 2020), representando um total de emissões globais na ordem de 7% (ROADMAP, 2020). Outrossim, de acordo com a *International Energy Agency*, a concentração de carbono existente no cimento apresentou acréscimos de 9,3% de 2015 a 2020, acarretando em maiores emissões de CO₂ por tonelada de cimento (BORENSTEIN, 2022). O crescimento populacional e o desenvolvimento urbano e econômico, em conjunto com a necessidade de fornecimento de recursos como água potável, energia elétrica e saneamento, dão indícios de que a demanda de concreto não se extinguirá tão em breve (LEHNE; PRESTON, 2018).

O Acordo de Paris, firmado em 2015, traçou como um de seus objetivos conter o acréscimo da temperatura global em 1,5°C acima dos níveis pré-industriais até 2100, tornando indispensável a redução das concentrações de dióxido de carbono na atmosfera (IEA, 2017). No entanto, a indústria cimenteira e da construção civil, com os processos atuais, serão capazes de reduzir apenas um terço das emissões de CO₂ necessárias para que se alcance o escopo mundial (HUNDERTMARK; REITER; SCHULZE, 2021). À vista disso, Czigler *et al.* (2020) evidenciam a importância de métodos e materiais inovadores a fim de que se atinja o objetivo de minimização nas emissões de CO₂ e destacam, ainda, a urgência do desenvolvimento dessas tecnologias alternativas, visto que alguns métodos – como a captura e o armazenamento de carbono – podem levar anos para que sejam, de fato, efetuados.

Nessa linha, o *Department of Energy* dos Estados Unidos (DOE) anunciou, em junho de 2022, incentivos e investimentos em projetos que visem a captura e o armazenamento de carbono nas estruturas, integrando o projeto de carbono zero, cuja meta consiste na estocagem de uma quantidade de carbono nas construções superior ao emitido durante seu processo de execução (DOE, 2022).

Por conseguinte, inúmeros estudos vêm sendo elaborados alusivo ao uso das estruturas como mecanismos capazes de absorver CO₂. Yang, Seo e Tae (2014) analisaram a captura de carbono ao longo da vida útil de uma construção e durante o processo de reciclagem de um concreto de demolição. Mo e Panesar (2013) estudaram a capacidade de captura de carbono em misturas com substituição do cimento por escória granulada de alto forno e óxido de magnésio reativo. Já Siddique, Naqi e Jang (2020) examinaram a influência da relação água/cimento (a/c) na absorção de CO₂ por materiais cimentícios.

Estudos como os de Sella (2022), Possan *et al.* (2017), Tang *et al.* (2021) e Younsi, Turcry e Aït-Mokhtar (2022) têm sido desenvolvidos a fim de mensurar a capacidade de estocagem de CO₂ em elementos à base de cimento, que é influenciada por fatores como ambiente de exposição, qualidade do concreto, sistemas de proteção superficial e área externa sujeita à ação de CO₂ (POSSAN, 2019). Para um cimento CII F-32, por exemplo, Sella (2022) verificou um potencial médio de captura de 141,09 kgCO₂ por tonelada de concreto, podendo atingir um potencial de redução nas emissões de CO₂ de até 27,91%.

Todos esses estudos endossam a relevância acerca da possibilidade de estocagem de dióxido de carbono pelas edificações, a fim de que, em um futuro iminente, a indústria da construção civil seja cada vez mais atuante no desenvolvimento sustentável. Diante desse contexto, a presente pesquisa justifica-se como uma tentativa de propor uma solução alternativa ao concreto armado com aço convencional que possibilite a captura e o armazenamento de carbono das estruturas de concreto, sem acarretar em prejuízos a sua durabilidade e vida útil, evitando o processo altamente degradante de corrosão das armaduras.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

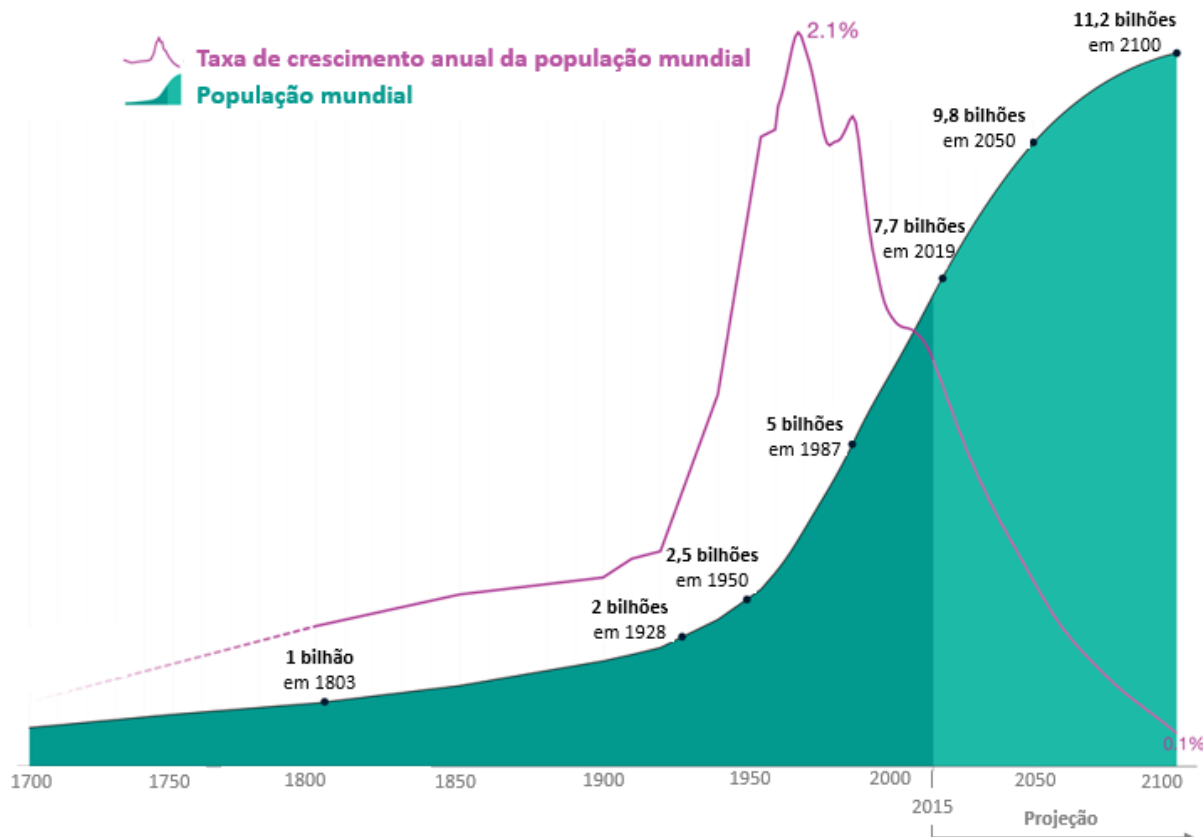
2.1 CENÁRIO ATUAL DE EMISSÕES DE CO₂

É incontestável que as condições climáticas do planeta vêm se modificando com o passar dos anos, evidenciado pelo aumento nas temperaturas da superfície terrestre, ocasionando diversos efeitos negativos à humanidade e às civilizações, como: escassez de água; prejuízos à produção agrícola, pecuária e aquícola; proliferação de doenças; incêndios florestais e danos à infraestrutura e economia (IPCC, 2022).

As variações climáticas são provenientes, em sua maioria, das emissões de gases que provocam o efeito estufa. Dados do Relatório de Avaliação do *Intergovernmental Panel on Climate Change* (IPCC) mostram que, em 2019, as emissões globais desses gases, oriundas das atividades humanas, foi 54% superior às observadas em 1990 sendo que, no período de 2010 a 2019, verificou-se o maior aumento médio nas emissões de gases do efeito estufa registradas pelo período de 10 anos (IPCC, 2022).

Esse comportamento de intensificação nas emissões de gases do efeito estufa tem forte relação com o crescimento populacional, visto que no final do ano de 2022 a população mundial ultrapassou 8 bilhões, sendo necessário apenas 11 anos para acrescentar o último bilhão (WILMOTH *et al.*, 2023). A Figura 1 exibe o gráfico de crescimento populacional desde os anos 1700 e projeções futuras até 2100. No período de 1850 a 1989 – em que houve um crescimento de cerca de 3,5 bilhões de pessoas (Figura 1) – verificou-se 58% de todas as emissões de CO₂ registradas até 2019. Já no período de 1990 a 2019 – quando a população mundial cresceu cerca de 2,7 bilhões – foi emitido 42% de todas as emissões cumulativas de CO₂ registradas desde 1850, dos quais 17% foi registrado a partir de 2010 (IPCC, 2022). As projeções futuras estimam que, apesar da taxa de crescimento populacional apresentar tendência de queda desde meados da década de 60 em virtude de reduções na fertilidade, a população se aproxime de 10 bilhões em 2050 e atinja a marca de 11 bilhões de pessoas ainda no século 21 (UN, 2022a).

Figura 1 – Crescimento populacional de 1700 a 2015 e projeções até 2100

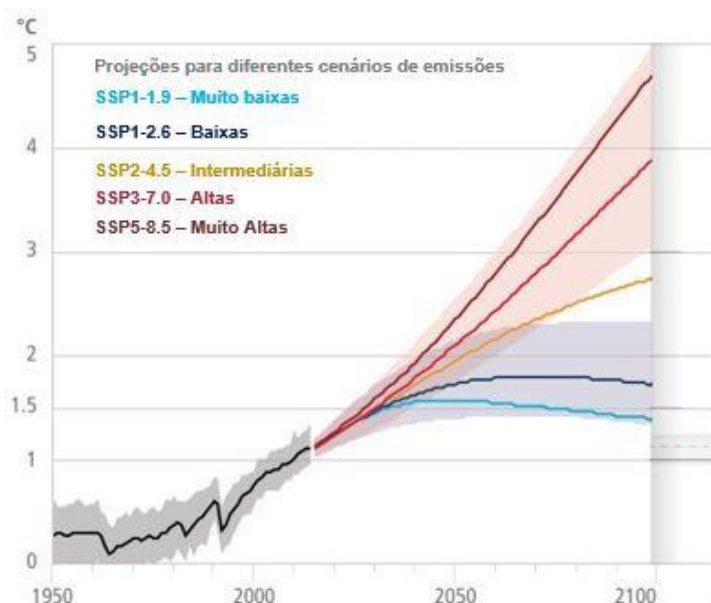


Fonte: adaptado de Ritchie (2023).

As concentrações elevadas de dióxido de carbono e demais gases do efeito estufa na atmosfera se intensificaram desde a época industrial em virtude tanto do crescimento populacional, quanto econômico e são, seguramente, a origem do aquecimento da superfície terrestre (IPCC, 2014). Tendo em vista a meta estabelecida pelo Acordo de Paris em 2015 de limitar o aumento na temperatura global em 1,5°C até 2100 e a correlação existente entre as emissões de CO₂ e o aquecimento global, torna-se indispensável reduzir as emissões de dióxido de carbono e demais gases do efeito estufa.

A Figura 2 exibe um gráfico apresentado pelo Relatório de Avaliação do IPCC que mostra um panorama dos acréscimos nas temperaturas globais até 2014 e projeções futuras até 2100 para cinco cenários diferentes de emissões. Nota-se que, mesmo em um contexto de emissões intermediárias, a variação de temperatura atingiria quase o dobro do objetivo e somente sob circunstâncias de emissões muito baixas seria possível cumprir com o estabelecido, sendo esta uma medida impraticável tendo em vista a necessidade contínua de desenvolvimento.

Figura 2 – Panorama de mudança global na temperatura da superfície terrestre de 1950 a 2014 e projeções futuras até 2100



Fonte: IPCC (2022, p. 58).

Segundo dados do *Global Carbon Project* (GCP), para alcançar os objetivos firmados no Acordo de Paris, é necessário uma redução média de 1 a 2 bilhões de toneladas por ano nas emissões de dióxido de carbono até 2030 (GCP, 2020). Na mesma linha, Kaplan e Dennis (2022) elucidam que, no ritmo atual de emissões, levaria apenas uma década para se atingir a quantidade limite de CO₂ disponível na atmosfera para conter o aumento da temperatura em 1,5°C até 2100. Os autores comentam, ainda, que a adoção de novas medidas, como o uso de energias renováveis, alterações nos meios de transporte e mecanismos capazes de retirar o dióxido de carbono da atmosfera, podem nortear o caminho para um desenvolvimento sustentável.

2.1.1 Emissões de CO₂ associadas ao Cimento Portland

O cimento constitui-se da matéria prima primordial para a produção do concreto que é, mundialmente, o material mais comumente empregado na construção civil, com um consumo global de cerca de 14 bilhões de metros cúbicos em 2020, equivalendo à produção de 4,2 bilhões de toneladas de cimento (GCCA, 2022). Outrossim, em 2020, houve um acréscimo de 10,9% no consumo de cimento no Brasil em relação ao ano anterior, mesmo em tempos pós pandemia (BATTAGIN, 2022).

Não obstante o papel crucial do cimento para a economia, urbanização, desenvolvimento de infraestrutura e progresso das nações, esse material provoca efeitos negativos ao meio ambiente, uma vez que contribui para as emissões de dióxido de carbono de duas maneiras majoritárias: durante o processo químico de produção da sua principal matéria prima e pela queima de combustíveis proveniente do aquecimento dos fornos.

O clínquer corresponde ao insumo essencial do cimento, sendo constituído de argila e calcário, apresentando em sua composição química cerca de 75% de silicatos e, em menores teores, aluminatos e ferro-aluminatos (SOUZA *et al.*, 2015). Ao longo de sua fabricação, ocorre a reação química de descarbonatação da calcita (CaCO_3), isto é, a separação do carbonato de cálcio e a geração de óxido de cálcio (CaO) e dióxido de carbono (CO_2), conforme mostra a Equação 1 abaixo. Só nessa etapa, tem-se que, para a produção de uma tonelada de clínquer, há a geração de cerca de 572kg de CO_2 (POSSAN, 2019).



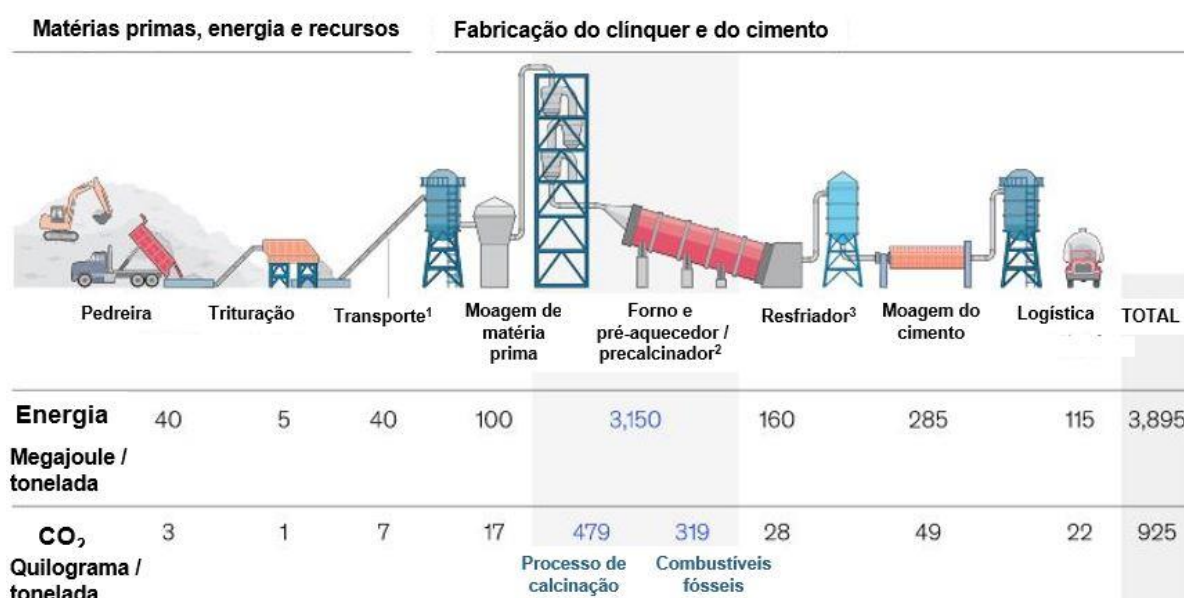
O processo produtivo do cimento é composto, principalmente, pelas etapas de britagem, moagem e mistura dos insumos para homogeneização, e pelo processo de clínquerização, onde ocorre a queima dos materiais em fornos rotativos para fomentar as reações químicas das quais originam-se os constituintes do cimento Portland (MEHTA; MONTEIRO, 2014) e, nesses fornos, as temperaturas podem atingir cerca de 1450°C (NEVILLE, 2016). No Brasil, o principal combustível fóssil utilizado para aquecimento dos fornos é o coque de petróleo, que representa 85% da matriz energética (ROADMAP, 2020). No entanto, é crescente a busca por combustíveis alternativos, como a utilização de resíduos para queima nos fornos de cimento, tecnologia denominada de coprocessamento e que vem sendo aplicada no país (BATTAGIN, 2022), demonstrando um significativo progresso da indústria cimenteira nacional no tocante à sustentabilidade.

A Figura 3 ilustra as fases de fabricação do cimento, bem como a energia e as emissões de dióxido de carbono associadas a cada um dos processos. Observa-se uma geração de 0,93kg de CO_2 para cada 1kg de cimento produzido. Ademais, nota-se que 86% de todas as emissões de CO_2 alusivas à produção do cimento

concentram-se no uso de combustíveis fósseis e na etapa de calcinação, sendo essa última, isoladamente, responsável por mais da metade de todas as emissões.

A norma NBR 16697:2018 – *Cimento Portland – Requisitos* permite a adição de materiais alternativos em substituição ao clínquer, em percentuais que variam de 5% a 75%, o que auxilia na atenuação da produção dessa matéria prima e, consequentemente, nas emissões de CO₂ relacionadas a sua fabricação. Assim, tendo em vista os diferentes tipos de cimento contemplados pela norma brasileira, as emissões de dióxido de carbono podem variar de 173kg a 823kg por tonelada de cimento, para o CP III e CP V, respectivamente, por exemplo (POSSAN, 2019).

Figura 3 – Energia e emissões de CO₂ relacionadas ao processo de produção do clínquer e do cimento Portland



Fonte: Adaptado de Czigler *et al.* (2020).

Perante esse cenário retratado pela indústria cimenteira, tem-se que as emissões de CO₂ provenientes da produção de cimento equivalem a 7% de todas as emissões mundiais de dióxido de carbono e alcançaram 2,9 bilhões de toneladas em 2021, representando um montante duas vezes superior ao verificado em 2002 e que cresce a uma taxa de 2,6% ao ano desde 1992 (BORENSTEIN, 2022).

Projeções acerca da produção de cimento no Brasil até 2050 apontam o seu auge em 2045, cujas conjecturas de baixa e alta demanda chegam a 127 e 170 megatoneladas, respectivamente; esse aumento na busca de cimento tende a acompanhar o crescimento da renda e do PIB per capita do país (ROADMAP, 2020),

evidenciando o vínculo existente entre a construção civil e o desenvolvimento econômico.

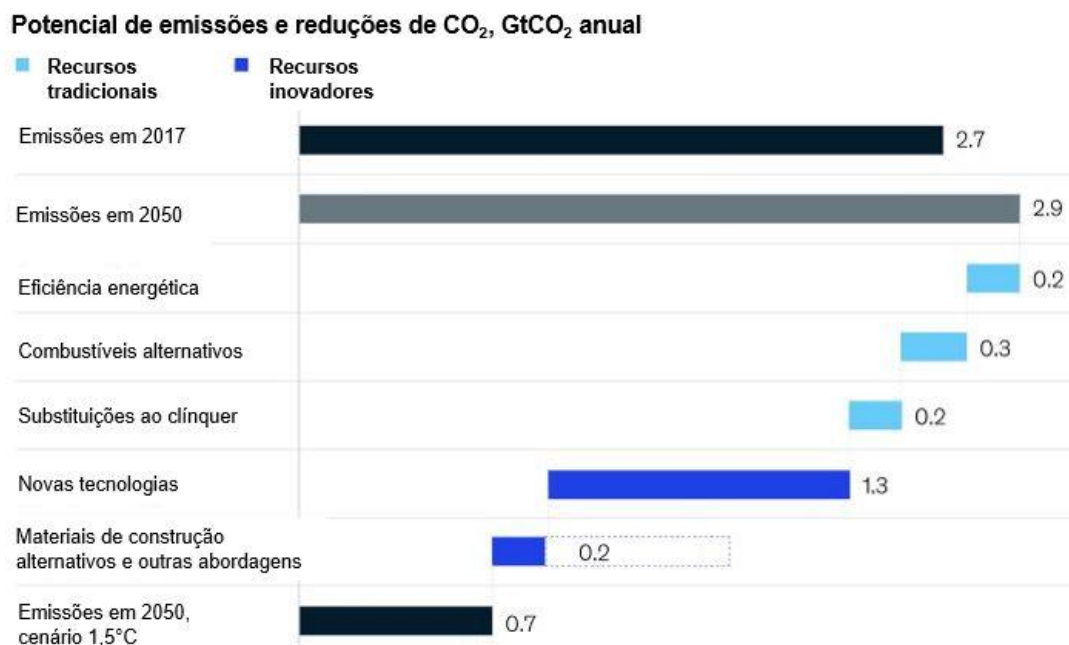
Aliado a isso, segundo dados da Câmara Brasileira da Indústria do Cimento (CBIC), prevê-se, até o ano de 2030, a construção de 30,7 milhões de residências em função da carência habitacional no Brasil, além da necessidade de execução de novas obras de infraestrutura no país (CBIC, 2022; BATTAGIN, 2022). No âmbito mundial, no ano de 2016 a área total construída atingiu, aproximadamente, 235 bilhões de metros quadrados (UN, 2017) e, de acordo com dados da *International Energy Agency*, esse valor tende a crescer cerca de 1,7 vezes até 2060 (IEA, 2017), indicando que a necessidade por cimento continuará contínua e crescente

Apesar das altas emissões globais de CO₂ associadas à produção do cimento, a soma de esforços e medidas visando a redução das emissões pela indústria cimenteira têm surtido efeito no Brasil, que possui uma das menores taxas de emissões de dióxido de carbono do mundo, equivalente a um terço da média mundial; isso se deve, substancialmente, ao uso de materiais cimentícios suplementares em substituição ao clínquer, que permitiu reduções na relação clínquer/cimento de 80% para 67% desde a década de 90 até 2014 (ROADMAP, 2020).

No entanto, não obstante os avanços não só do Brasil, mas de inúmeros outros países em conter as emissões de CO₂ na atmosfera, ainda há muito a ser feito. A Figura 4 compara o cenário atual de emissões com dois cenários distintos em 2050, um que mantém o ritmo das emissões atuais e o ‘cenário 1,5°C’, que considera a adoção de medidas eficazes para conter o acréscimo da temperatura terrestre em 1,5°C, sinalizando os recursos tradicionais, que já estão em implementação, e os recursos inovadores que ainda podem ser efetuados, bem como seus respectivos potenciais de redução nas emissões de dióxido de carbono.

De acordo com o retratado na Figura 4, a indústria do cimento tem potencial de reduzir em até 75% as emissões de dióxido de carbono até 2050. Para isso, é imprescindível a aplicação de recursos e práticas inovadoras relacionadas a novas tecnologias e materiais de construção alternativos.

Figura 4 – Potencial de redução nas emissões de CO₂ pela indústria do cimento até 2050



Fonte: Adaptado de Czigler *et al.* (2020).

Ainda nessa linha, Lehne e Preston (2018) explanam que, para o setor do cimento atingir a redução nas emissões necessárias para contribuir com o estabelecido no Acordo de Paris, será necessário vasto esforço no tocante à eficiência energética, substituições ao clínquer, novos tipos de cimento, bem como a implementação da captura e armazenamento de carbono em larga escala.

2.2 CAPTURA E ARMAZENAMENTO DE CARBONO

É notório que as atividades humanas e industriais e demais serviços essenciais ao desenvolvimento estão atrelados a emissões de dióxido de carbono. Mesmo mediante políticas públicas e empenho coletivo a fim de modificar tal panorama, ainda há muito a se fazer para cumprir as metas estipuladas no Acordo de Paris. (RITCHIE; ROSER; ROSADO, 2020). Perante esse cenário, tem-se que, além de reduções drásticas nas emissões de CO₂, é necessário, também, absorver o dióxido de carbono disponível no ambiente, de modo que as adições desse gás à atmosfera seja zero (UN, 2022b). Essa estratégia é chamada de '*net zero carbon*' e, para que ela se torne viável, é imprescindível a utilização de mecanismos capazes de capturar e armazenar carbono.

O aprisionamento de CO₂ auxilia no progresso do desenvolvimento sustentável uma vez que possibilita a minimização da concentração desse gás na atmosfera, além de permitir a captura das emissões diretamente na origem, como em indústrias que utilizam combustíveis fósseis, por exemplo, sendo uma importante ferramenta para atenuar as alterações climáticas (MEUNIER *et al.*, 2020). Quando aliado a outras tecnologias – como eletrificação, bioenergia e combustíveis oriundos do nitrogênio – pode contribuir com atenuações de mais de metade das emissões cumulativas de dióxido de carbono relativas ao período de 2020 a 2070 e, quando analisada isoladamente, projeta-se que a captura de carbono possa ser responsável por cerca de 15% das reduções totais nas emissões de CO₂ em 2070 (IEA, 2020). Alusivo à indústria cimenteira, previsões para 2050 apontam a captura e o armazenamento de carbono como uma tecnologia promissora, podendo favorecer com cerca de 36% na diminuição das emissões de CO₂, em contraste com contribuições de 11% relativo à eficiência energética na produção do cimento e de 9% associado a substituições ao clínquer (GCCA, 2021).

A captura de carbono consiste na extração e separação do CO₂ oriundo dos gases de combustão para que ele possa, futuramente, ser aproveitado em demais processos químicos e industriais e, eventualmente, armazenado em formações geológicas, oferecendo benefícios nos âmbitos ambientais, econômicos e sociais (ZHANG *et al.*, 2020). A retirada de carbono do ambiente pode acontecer de forma direta ou indireta. A captura direta é aquela na qual o gás é coletado imediatamente na fonte – de processos industriais e de locais onde haja a utilização ou fornecimento de energia – sem que seja lançado na atmosfera; a captura indireta, por outro lado, consiste na remoção de CO₂ da atmosfera após a sua emissão (POSSAN, 2019; MAZURANA, 2019).

Os mecanismos químicos de captura direta de CO₂ que podem ser empregados nas indústrias envolvem diferentes tipos de combustão, sendo eles: pré-combustão, pós-combustão e oxi-combustão (ARAÚJO; MEDEIROS, 2017; HASAN; ZANTYE; KAZI, 2022). Na pré-combustão, o monóxido de carbono (CO) e o hidrogênio (H₂) – provenientes da reação entre o combustível e o ar – interagem com o vapor, formando uma combinação de CO₂ e H₂ que, posteriormente, são separados e o hidrogênio pode ser empregado na forma de combustível; já na pós-combustão, o CO₂ é separado do nitrogênio (N₂) mediante o uso de um solvente; por fim, na oxi-combustão – que trata-se de um método ainda oneroso – utiliza-se um gás de combustão composto,

basicamente, de CO₂ e água (H₂O), que são separados por condensação (IEA, 2007; ARAÚJO; MEDEIROS, 2017; SUNDERHUS, 2019).

No tocante à captura de carbono mediante pós-combustão, as opções incluem, ainda: absorção química, que consiste no uso de misturas contendo substâncias químicas, como aminas, para realizar a separação entre o CO₂ e os demais gases; utilização de membranas, que aplica-se em misturas gasosas e possibilita a separação do CO₂ mediante gradiente de permeabilidade; e ciclo de cálcio, em que o dióxido de carbono existente no gás de combustão é exposto ao cálcio, possibilitando a formação de carbonato de cálcio (CaCO₃) (BARBOSA, 2018; ROADMAP, 2020).

Diferentemente dos procedimentos de captura, o armazenamento de carbono corresponde à estocagem de CO₂ em materiais e mecanismos capazes de reter esse gás por certo tempo e, como exemplo, pode-se citar a fotossíntese e a carbonatação, sendo esses tipos indiretos de sequestro de carbono (AREHART *et al.*, 2021; POSSAN, 2019). Hasan *et al.* (2022) dialogam que o dióxido de carbono extraído da atmosfera e/ou dos processos industriais pode ser empregado para a geração de novos produtos ou ser integrado a elementos e materiais sólidos. Nessa linha, a construção civil pode desempenhar um papel chave na captura e armazenamento de carbono, uma vez que o concreto e demais compósitos cimentícios empregados em diversas estruturas e componentes construtivos são capazes de absorver dióxido de carbono ao longo de sua vida útil, transformando nossas cidades em perenes sumidouros de carbono (GCCA, 2021).

Todavia, devido às limitações das estruturas de concreto armado atual – em virtude do fenômeno corrosivo desencadeado no aço pelos efeitos da ação do CO₂ no concreto mediante a carbonatação – a captura e armazenamento de carbono nas estruturas de concreto ainda não é amplamente viável, de modo que, no cenário atual, o concreto é dosado visando a prevenção da carbonatação. Isto posto, para ampliar o processo de captura de carbono pela construção civil, torna-se necessário a adoção de novas tecnologias e materiais, como a substituição do aço convencional por modelos mais resistentes à corrosão, permitindo, assim, a livre entrada e ação do CO₂ no concreto.

2.2.1 Potencial de captura de carbono em compósitos cimentícios

O concreto e demais materiais cimentícios, como as argamassas, são capazes de absorver dióxido de carbono do ambiente externo – incluindo uma parcela de CO_2 que é emitido durante a fabricação desses materiais – mediante o processo de carbonatação, que consiste em uma interação entre o CO_2 e o hidróxido de cálcio ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) existente na microestrutura do concreto (POSSAN; FELIX; THOMAZ, 2016). Trata-se de uma ferramenta favorável à indústria cimenteira e da construção civil em virtude da possibilidade de compensação das emissões de dióxido de carbono, que se dá pela diferença entre o valor total de CO_2 que é emitido ao longo da produção do cimento e o montante final desse gás que é absorvido e fixado ao concreto pela carbonatação (MAZURANA, 2019).

Tendo em vista as projeções de que cerca de 68,4% da população mundial resida nos centros urbanos em 2050 (HE *et al.*, 2021), a demanda por avanços no desenvolvimento e na urbanização tende a perdurar e, como consequência, novas obras serão executadas, seja na área de edificações, pavimentações ou infraestrutura. Aliado a isso, tem-se os parâmetros de vida útil mínima estabelecidos pelas normas regulamentadoras e que devem ser seguidos e atentados, desde a fase de projeto.

A NBR 15575:2021 – *Edificações habitacionais – Desempenho* estipula, para estruturas comuns e edifícios, uma vida útil de projeto mínima de 50 anos. Isso vale dizer que, uma vez atendidos os critérios normativos e dada as intervenções necessárias, as estruturas devem conservar-se em condições de uso e operação por no mínimo 5 décadas, podendo, ainda, ultrapassar os 75 anos.

Ao analisar normativas internacionais, tem-se estimativas de vida útil ainda maiores, alcançando períodos mínimos de 100 anos para edifícios monumentais e pontes, por exemplo, como por ser observado na Tabela 1, que apresenta uma síntese da vida útil de projeto mínima (VUP) estabelecida por normas vigentes para diferentes tipos de estruturas. Assim, tendo em vista o longo período de tempo no qual as edificações devem perdurar, a estocagem de carbono pelas estruturas ao longo de sua vida útil aparenta ser um método propício para as reduções na concentração de CO_2 na atmosfera.

Tabela 1 – Vida útil de projeto mínima estabelecida por diferentes normas

Tipo de Estrutura	Vida Útil de Projeto Mínima (VUP)				
	BS 7543 (1992)	ISO 2394 (1988)	Fib 34 (2006) e EM 206-1 (2007)	NBR 15575 (2021)	Fib 53 (2010)
Temporárias	≥ 10 anos	1 a 5 anos	≥ 10 anos	-	-
Partes estruturais substituíveis	≥ 10 anos	≥ 25 anos	10 a 25 anos	20 a 23 anos	25 a 30 anos
Estruturas para agricultura e semelhantes	-	-	15 a 30 anos	-	-
Estruturas <i>offshore</i>	-	-	-	-	≥ 35 anos
Edifícios industriais	≥ 30 anos	-	-	-	-
Edifícios e outras estruturas comuns	-	≥ 50 anos	≥ 50 anos	50 anos	≥ 50 anos
Edifícios novos e reformas de edifícios públicos	≥ 60 anos	-	-	-	-
Edifícios monumentais, pontes e outras obras de engenharia	≥ 120 anos	≥ 100 anos	≥ 100 anos	-	≥ 100 anos

Fonte: Adaptado de Dal Molin *et al.* (2016, p. 232).

Possan, Felix e Thomaz (2016) constataram que a captura de carbono ao longo da vida útil do concreto pode representar 40% a 90% das emissões de CO₂ emitidas durante sua produção, podendo atingir valores próximos a 100% em algumas situações, como foi o caso de um concreto com cimento do tipo CP III e 40 MPa. Xi *et al.* (2016), ao aplicarem um modelo analítico acerca da química da carbonatação, estimaram que cerca de 43% das emissões acumuladas associadas ao processo de fabricação do cimento – salvo as emissões oriundas da queima de combustíveis fósseis – no período de 1930 a 2013 foram absorvidas novamente por compósitos cimentícios durante a carbonatação, sendo as argamassas os materiais que apresentaram maior potencial de captura de CO₂. Estudos de Possan *et al.* (2017) indicam que cerca de 118,25m³ de concreto tenham sido carbonatados na barragem de Itaipú durante um período de 35 anos, representando um montante de 13.384 toneladas de CO₂ absorvidos.

Yang, Seo e Tae (2014) analisaram o potencial de captura de dióxido de carbono ao longo de um ciclo de vida de 100 anos de uma estrutura de concreto – dos quais 40 anos equivalem ao período de uso e operação e os 60 anos restantes correspondem ao tempo de reciclagem do material – e averiguaram um armazenamento de 15% a 17% das emissões totais de CO₂ associadas à fabricação

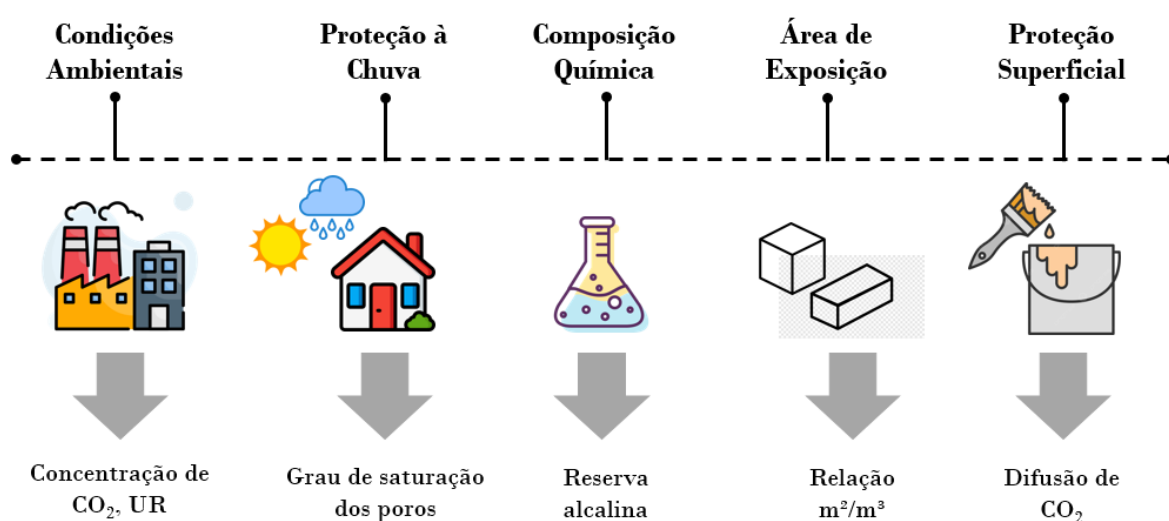
do concreto. Já os resultados obtidos por Ellingboe, Arehart e Srubar (2019) exibiram que o sequestro de carbono pela carbonatação natural de concretos permeáveis pode retomar cerca de 12% das emissões iniciais de CO₂.

Empregando uma análise do ciclo de vida do concreto que contempla desde o berço até a triagem, Souto-Martinez, Arehart e Srubar (2018) verificaram um potencial de recuperação de, aproximadamente, um quarto das emissões de dióxido de carbono alusivas à fabricação. Esses estudos revelam que, embora a velocidade de carbonatação não seja linear ao longo do tempo devido a alterações na microestrutura dos compostos cimentícios (como posteriormente comentado), as estruturas de concreto podem contribuir durante sua vida útil na captura e armazenamento de carbono.

2.2.1.1 Fatores que influem na captura de carbono em compósitos cimentícios

É inegável que os compósitos cimentícios possuem certa capacidade de absorver e fixar dióxido de carbono em sua microestrutura. Todavia, os percentuais de captura obtidos nos diferentes estudos acerca do tema diferem entre si, visto que há diversos fatores que impactam no potencial de captura de CO₂, como área superficial, volume, ambiente de exposição e características do material, conforme ilustra a Figura 5 abaixo.

Figura 5 – Aspectos que influenciam na captura de CO₂ pelo concreto



Fonte: adaptado de Possan (2019, p. 65).

Em consenso, Ellingboe, Arehart e Srubar (2019) e Souto-Martinez, Arehart e Srubar (2018) averiguaram, em seus estudos, que características do concreto como relação água/cimento (a/c), classe de resistência e adições minerais podem afetar a o potencial de fixação de dióxido de carbono no interior do concreto.

2.2.1.1.1 Condições de exposição

Sendo a carbonatação um processo que se dá mediante reações do CO₂ oriundo do meio externo, as condições na qual o material está exposto ao ambiente são fundamentais para controlar a captura de carbono. Estruturas situadas em ambientes com teores maiores de CO₂, por exemplo, tendem a estar mais sujeitas à carbonatação. Para Ribeiro *et al.* (2018), a concentração de dióxido de carbono na atmosfera varia de acordo com a existência de vegetação, fluxo de veículos e contaminação do ar por combustão.

Cascudo e Carasek (2022) elucidam que um ambiente urbano pode conter concentrações de CO₂ 10 vezes superior a um ambiente rural, por exemplo, e que, ao comparar um ambiente urbano e industrial com um ambiente rural, a variação no teor de CO₂ pode ser ainda mais elevada, cerca de 33 vezes. Helene (1993) e Neville (2016) expõem que o teor de CO₂ existente na atmosfera em ambientes rurais é de 0,03% a 0,05%, enquanto que em ambientes urbanos com alto tráfego de veículos, a concentração varia de 0,1% a 1,2%. Já Saetta e Vitaliani (2004) elucidam que o montante de dióxido de carbono existente no ar pode atingir 0,036% em centros urbanos e 0,045% em áreas industriais. Em contrapartida, Khunthongkeaw, Tangtermsirikul e Leelawat (2006) verificaram um teor de CO₂ de 625 ppm (0,0625%) em uma cidade predominantemente urbana.

Um estudo realizado por Li *et al.* (2022) acerca do mapeamento das concentrações atmosféricas de CO₂ sobre o continente global, de 2014 a 2018, constatou teores abaixo de 400 ppm (0,04%) na América do Sul, ao passo que os teores mais elevados (> 405 ppm) foram observados no leste Asiático, na América do Norte e na Europa Central. Dados da *National Oceanic and Atmospheric Administration* (NOAA) evidenciam que, desde meados de 2015, a concentração média de CO₂ na atmosfera ultrapassou 400 ppm, atingindo 419,51 ppm em junho de 2023 (NOAA, 2023).

Neville (2016) elucida que estruturas sujeitas à ação da chuva apresentam velocidade de carbonatação inferior àquelas protegidas e que isso se deve à variação de umidade a que o material está sujeito, que influencia na saturação dos poros do concreto. O autor disserta, ainda, que, em ambientes internos, a evolução do processo de carbonatação, e consequente fixação de CO₂, também é elevada. Possan *et al.* (2017) verificaram, em um ambiente confinado, uma concentração de dióxido de carbono duas vezes superior à existente em um local externo. Além disso, constataram que estruturas internas apresentaram carbonatação 35,3% e 23,6% superior a estruturas externas desprotegidas e protegidas da chuva, respectivamente. Assim, a taxa de ingresso de CO₂ para o interior do concreto em ambientes ao ar livre é controlada, principalmente, pela periodicidade e duração dos ciclos de molhagem e secagem (OTIENO; IKOTUN; BALLIM, 2020)

Nessa linha, Neves, Branco e Brito (2013) observaram que o tempo de exposição de dado concreto não é tão relevante para o avanço da carbonatação quanto às condições a que esse material está sujeito. Em seu estudo, Otieno, Ikotun e Ballim (2020) concluíram que a concentração de CO₂ exerceu maior influência no avanço da carbonatação do que a umidade relativa do ambiente de exposição.

2.2.1.1.2 Características do material

Características e propriedades do compósito cimentício – como tipo de cimento, relação a/c e classe de resistência – podem influir nas reações de carbonatação e, por consequência, na capacidade de armazenamento de dióxido de carbono pelos materiais. Em sua pesquisa, Possan, Felix e Thomaz (2016) investigaram o potencial de captura de CO₂ em diferentes concretos, durante um período de vida útil de 70 anos, mediante avaliação da frente de carbonatação. Os resultados revelaram atenuações na profundidade carbonatada com o aumento da resistência à compressão do concreto, evidenciando a relação inversa existente entre resistência e porosidade, uma vez que esta, além de afetar negativamente a resistência do concreto, contribui para o deslocamento de CO₂ e água por entre seus vazios (RIBEIRO *et al.*, 2018).

Esses resultados convergem com os observados por Souto-Martinez, Arehart e Srubar (2018) ao constatarem aumento na captura de CO₂ por concretos, em idades precoces, à medida em que se diminui a resistência do concreto em função da matriz

cimentícia mais porosa e mais permeável aos gases. Assim, concretos com classe de resistência mais elevados tendem a permitir o ingresso e a fixação de uma menor quantidade de dióxido de carbono em seu interior.

Alusivo aos tipos de cimento, Souto-Martinez, Arehart e Srubar (2018) observaram que um concreto com cimento branco capturou 73% mais dióxido de carbono do que um concreto com cimento convencional de mesma resistência. Visto que o C_4AF consome hidróxido de cálcio (CH) durante as reações de hidratação, cimentos com baixos teores de C_4AF , como o cimento branco, favorecem a absorção de CO_2 uma vez que haverá mais $Ca(OH)_2$ disponível para reagir na carbonatação (SOUTO-MARTINEZ; AREHART; SRUBAR, 2018).

Lollini e Redaelli (2021) verificaram que concretos com 30% de pozolana, 30% de calcário, 30% de cinza volante e 70% de escória de alto forno obtiveram coeficiente de carbonatação superiores ao concreto com cimento Portland comum, podendo capturar maiores teores de CO_2 . Silveira (2019) investigou o avanço da carbonatação acelerada (20 semanas) e carbonatação natural (20 anos) em concretos de traços binários com cinza volante (CV) e cinza da casca de arroz (CCA) em substituição a 25% de cimento e traços ternários com 10% de CV e 15% de CCA. Os resultados exibiram profundidades de carbonatação muito superiores nos traços contendo pozolanas do que no traço referência: 23 vezes maior na carbonatação natural e 11 vezes maior na carbonatação acelerada.

As análises de Possan *et al.* (2016) evidenciaram que cimentos com baixas adições minerais, como o CP V, se mostraram mais resistentes às reações de carbonatação do que cimentos do tipo CP III ou CP IV, que possuem na sua composição teores mais elevados de escória de alto forno e cinza volante, respectivamente. Por outro lado, a pesquisa realizada por Souto-Martinez, Arehart e Srubar (2018) concluiu, com base em seus resultados, que a utilização de materiais cimentícios suplementares prejudicou a incorporação de carbono, sendo o concreto contendo cinza volante o com menor potencial de fixação de carbono. Ainda, segundo os autores, esse menor potencial de sequestro de CO_2 deve-se à redução no teor de CH pelas reações pozolânicas.

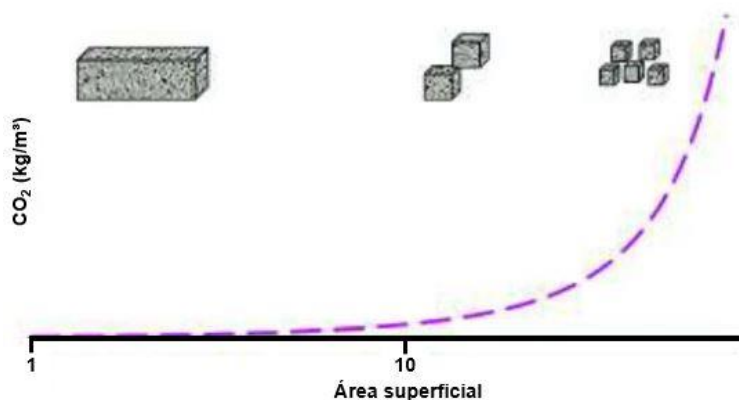
Alusivo à relação a/c do material cimentício, tanto o estudo de Ellingboe, Arehart e Srubar (2019) quanto o de Siddique, Naqi e Jang (2020) demonstraram aumentos na absorção de dióxido de carbono à medida em que se incrementa a relação a/c do material. Já Kulakowski, Pereira e Dal Molin (2009), ao avaliarem os

efeitos da relação água/aglutinante (a/g) em concreto com adições de até 20% de sílica ativa, constataram que o avanço da carbonatação será fortemente influenciado pela porosidade do material, quando em relação a/g igual ou inferior a 0,45-0,50, ao passo que a ação do $\text{Ca}(\text{OH})_2$ será mais acentuada em matrizes cimentícias com relação a/g superiores.

2.2.1.1.3 Área superficial e volume

Considerando que o CO_2 é um gás presente no meio externo e que precisa ingressar para o interior do concreto, tem-se que a área superficial exposta do material cimentício é de extrema relevância na captura de CO_2 . Destarte, o potencial de captura de dióxido de carbono pelos elementos de concreto é influenciado, em especial, pela relação área/volume (m^2/m^3), isto é, a área superficial (m^2) que representa um volume unitário de concreto (1m^3) (POSSAN, 2019). A Figura 6 apresenta a relação entre a capacidade de captura de CO_2 e a área superficial, em que nota-se a relação direta entre os dois parâmetros: quanto maior a área do material exposta ao meio, mais acentuada será a absorção de dióxido de carbono.

Figura 6 – Influência da área superficial na captura de CO_2 por materiais cimentícios



Fonte: Possan (2019, p. 65).

Xi *et al.* (2016) notaram que o potencial de captura de carbono em argamassas é superior ao do concreto em função da maior superfície exposta das argamassas em relação ao concreto. Os revestimentos argamassados despertam peculiar atenção, uma vez que são pouco espessos e possuem elevada superfície exposta, tendo potencial de ser integralmente carbonatados (POSSAN, 2019). Ao investigar o impacto da geometria de pilares – fabricados com concretos de mesmas

características – no armazenamento de carbono, Souto-Martinez, Arehart e Srubar (2018) perceberam que pilares no formato de cruz absorveram 90% mais CO₂ do que pilares quadrado, em função da maior área superficial.

Esses resultados destacam a relevância do processo de captura e armazenamento de carbono também no período após o término da vida útil da estruturas, isto é, nas etapas de demolição e reciclagem. Tais processos realizam a quebra dos compósitos cimentícios em partículas menores, aumentando a área superficial exposta ao meio externo, além de evidenciar frações internas que ainda não foram carbonatadas, intensificando a captura de CO₂ (SELLA, 2019). Nesse sentido, um estudo de Possan *et al.* (2016) aponta que a capacidade de absorção do concreto no período posterior à demolição é cerca de 60% superior à capacidade ao longo da vida útil do material.

2.2.1.1.4 Proteção superficial

Muitos dos elementos de concreto e cimento costumam apresentar algum tipo de proteção em sua camada externa, como tintas, vernizes, pastilhas cerâmicas, entre outros. Esses revestimentos podem agir como uma barreira externa à entrada de CO₂ para o interior do material. Ribeiro *et al.* (2018) esclarecem que revestimentos aplicados ao concreto formam uma camada aderente e estanque que bloqueia a penetração de água, íons cloretos, dióxido de carbono e oxigênio ao concreto.

Menegussi (2021) constatou que revestimentos do tipo formadores de película – como tinta acrílica, epóxi e poliuretano – podem conferir significativa proteção ao concreto frente ao ingresso de agentes nocivos. Pedry (2020) observou que a aplicação de tintas imobiliárias – látex PVA (à base de polímeros acrílicos e vinílicos), acrílica fosca, acrílica acetinada e acrílica semibrilho (à base de copolímero estireno acrílico) – restringiu a taxa de difusão de CO₂ e reduziu a captura de dióxido de carbono pelo concreto, sendo que amostras revestidas com tinta acrílica obtiveram reduções de 274% na frente de carbonatação quando confrontadas com amostras sem nenhum tipo de proteção superficial.

Comparando tipos de pintura interna e externa ao concreto submetido à carbonatação acelerada, Lo *et al.* (2016) perceberam reduções na frente de carbonatação de 71% e 56% para as tintas aplicadas externa e internamente ao concreto, respectivamente. Pan *et al.* (2017) relatam que revestimentos poliméricos e

à base de silicatos prejudicam a absorção de CO_2 pelo concreto, retardando a carbonatação. Já Chen *et al.* (2020) averiguaram que um tratamento de proteção superficial do tipo hidrofóbico de polimetiltrimetoxissilano reduziu a carbonatação em 38,7%.

Contudo, visando atender a padrões estéticos e, sobretudo, aos requisitos de durabilidade e vida útil, a aplicação de diferentes tipos de proteções superficiais sobre as estruturas de concreto torna-se inevitável. Assim, uma alternativa viável para possibilitar a difusão do CO_2 – e consequente carbonatação do concreto – mas impedir o acesso de outros agentes nocivos é mediante o uso de sistemas hidrofugantes de poro aberto, que têm potencial de inibir a absorção capilar de água no concreto por meio de mudanças no ângulo de contato existente entre a água e a parede dos poros capilares, sem impedir a entrada de gases, como o CO_2 (KAZMIERCZAK, 2022).

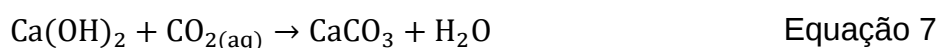
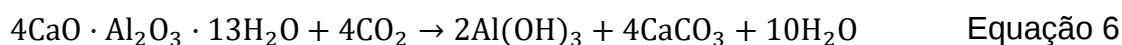
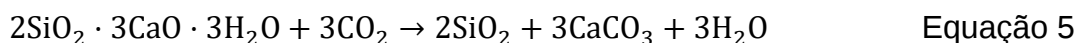
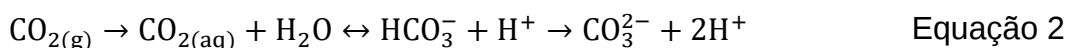
2.3 CARBONATAÇÃO

A capacidade de captura e fixação de dióxido de carbono pelos compósitos cimentícios está diretamente relacionada às reações de carbonatação que decorrem nesses materiais. A carbonatação é um processo que ocorre na superfície do elemento em direção ao seu interior e consiste, majoritariamente, na interação química e física entre o CO_2 , oriundo do meio externo, com os álcalis presentes na composição química do concreto, em especial com o hidróxido de cálcio ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) (POSSAN *et al.*, 2017). Ressalta-se que a reação de carbonatação envolve reações com o gás carbônico, dado que o CO_2 gasoso não é reativo (NEVILLE, 2016).

Por apresentar uma solubilidade baixa e dependente do teor de hidroxila (OH) na mistura aquosa do concreto, uma quantidade reduzida de hidróxido de cálcio dissolve-se na solução dos poros do concreto, ao passo que a grande porção restante encontra-se na forma de cristais; já os outros álcalis do cimento, como o hidróxido de sódio (NaOH) e hidróxido de potássio (KOH), apresentam-se dissolvidos como íons. À vista disso, as reações de carbonatação principiam-se com o consumo de NaOH e KOH e, após a completa consumação desses álcalis, a carbonatação ataca o hidróxido de cálcio (HELENE, 1993; TUUTTI, 1982).

Consoante Ribeiro *et al.* (2018) e Montemor *et al.* (2002), o processo de carbonatação é composto por 4 fases: a 1ª etapa consiste no ingresso do CO_2 para o interior do concreto mediante difusão (Equação 2); já na 2ª etapa, tem-se a dissolução

do hidróxido de cálcio em íons OH^- e Ca^{2+} (Equação 3), que passam a se encontrar livres na solução dos poros, e, na sequência, o Ca^{2+} é consumido pelo CO_3^{2-} para gerar carbonato de cálcio (Equação 4); na 3ª etapa, ocorre a reação do CO_2 com os silicatos (Equação 5) e aluminatos (Equação 6); por fim, como a 4ª e última etapa, sempre há a formação de carbonato de cálcio e água, de modo que, em síntese, a reação de carbonatação sucede conforme a Equação 7.



Apesar da carbonatação envolver essencialmente o hidróxido de cálcio devido a sua alta solubilidade e rápida reação com o CO_2 (CASCUDO; CARASEK, 2022), os demais constituintes da matriz cimentícia também podem interagir com o dióxido de carbono, embora em menor intensidade. Um estudo de Peter *et al.* (2008) revelou que a porção de CO_2 consumido pelo CH em comparação ao silicato de cálcio hidratado (C-S-H), ao silicato tricálcico (C_3S) e ao silicato dicálcico (C_2S) é três, vinte e cinquenta vezes maior, respectivamente, de forma que as reações de carbonatação envolvendo o C_3S e o C_2S possam ser desconsideradas. Alusivo à reação com o C-S-H, Neville (2016) expõe que pode ocorrer, mais comumente, em cimentos com adições devido ao consumo total do hidróxido de cálcio pela reação secundária com sílica pozolânica.

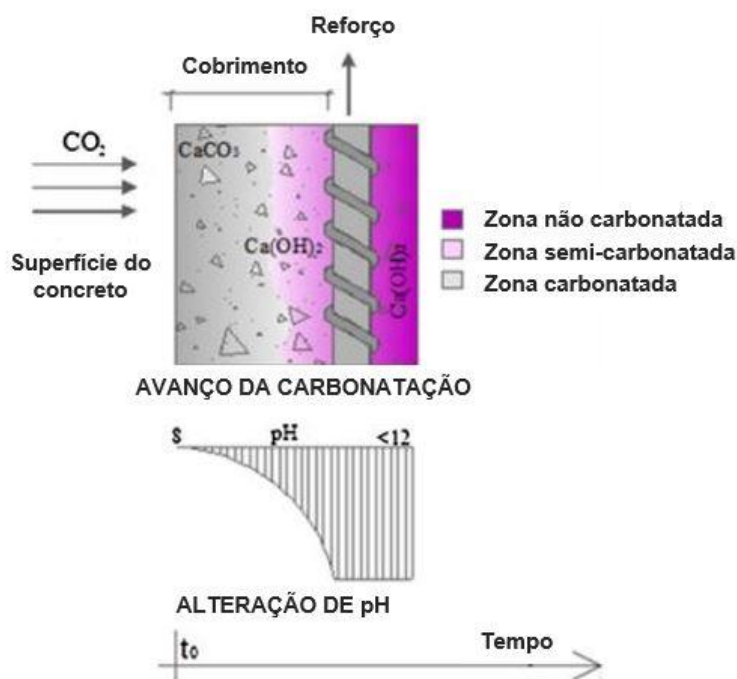
O carbonato de cálcio (CaCO_3) gerado pela carbonatação, assim como o hidróxido de cálcio, é pouco solúvel e se deposita nos poros do concreto, contribuindo para a minimização da porosidade e densificação da microestrutura do concreto (RIBEIRO *et al.*, 2018; CASCUDO 1997) e, à vista disso, Helene (1993) disserta que o concreto carbonatado apresenta-se menos suscetível à entrada de agentes deletérios.

No entanto, o principal prejuízo da carbonatação ao concreto é a redução do pH para valores próximos de 9 que, no caso do concreto armado, é demasiadamente prejudicial a sua durabilidade e vida útil, pois culmina na perda de passividade do aço

e no processo de corrosão. Essa queda na alcalinidade se dá em virtude do carbonato de cálcio precipitado, produto da carbonatação, apresentar pH na ordem de 9,4, à temperatura ambiente, além do consumo de NaOH e KOH – responsáveis pela manutenção da alta alcalinidade da solução dos poros – pelo avanço contínuo da carbonatação (CASCUDO, 1997; GJORV, 2015; RIBEIRO *et al.*, 2018). Desta forma, quanto mais elevado for o pH do concreto – isto é, mais próximo de valores na ordem de 12,5 a 13,5 – maior será sua resistência ao avanço da carbonatação em função das reações de passivação das armaduras (CASCUDO; CARASEK, 2022; SHAH; BISHNOI, 2018).

A Figura 7 apresenta um esquema representativo da redução do pH do concreto à medida em que se tem o avanço da carbonatação. A coloração da figura faz referência ao ensaio de aspersão de fenolftaleína, substância que reage ao entrar em contato com pH elevados – como é o caso das zonas não carbonatadas do concreto – e assume a coloração magenta. A Figura 7 ilustra, também, o avanço da chamada ‘frente de carbonatação’, que delimita as regiões carbonatadas – pH inferior a 9 – e as regiões não carbonatadas – pH superior a 12 – e deve ser analisada tendo-se em vista a camada de cobrimento do concreto (CASCUDO, 1997).

Figura 7 – Representação da alteração do pH do concreto com o avanço da carbonatação



Fonte: Possan *et al.* (2017, p. 148).

Acerca do mecanismo de transporte do CO₂ para o interior do concreto, Ribeiro *et al.* (2018) comentam que se dá, preponderantemente, mediante difusão, processo no qual ocorre o deslocamento de substâncias em função de um gradiente de concentração iônica e de potencial.

Todavia, a velocidade de carbonatação no concreto e demais compósitos cimentícios não é linear, mas diminui na ordem da raiz do tempo, conforme mostra a Equação 8 abaixo, proveniente da 1ª Lei de Difusão de Fick, em que e_{CO_2} corresponde à espessura carbonatada (mm), k_{CO_2} equivale ao coeficiente de carbonatação (mm/ano) e t é o tempo de exposição.

$$e_{CO_2} = k_{CO_2} \sqrt{t} \quad \text{Equação 8}$$

Esse comportamento de não linearidade entre o tempo e a velocidade de carbonatação se deve ao maior refinamento dos poros e diminuição na porosidade dos compósitos cimentícios carbonatados, em função do consumo de portlandita e formação da calcita, o que leva a uma redução na difusão de CO₂. (SOJA *et al.*, 2018). Cascudo e Carasek (2022) explanam que, com a carbonatação, ocorre o preenchimento e colmatação dos poros da microestrutura dos compostos cimentícios pela precipitação do carbonato de cálcio, o que explica a atenuação do avanço da carbonatação ao longo do tempo.

2.3.1 Fatores que influenciam na carbonatação

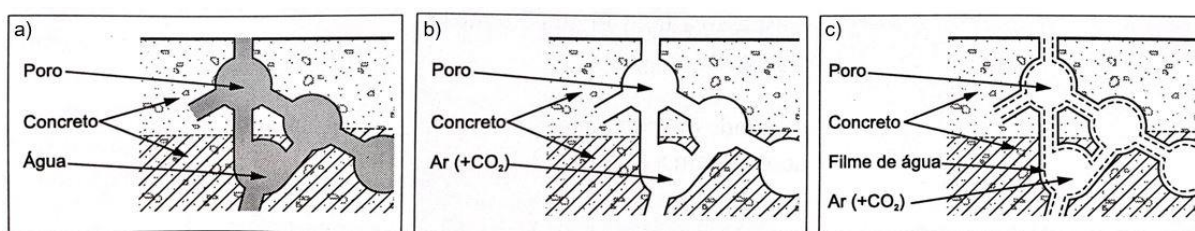
Sendo a carbonatação o resultado de interações físicas e químicas entre o CO₂ proveniente do meio externo e os constituintes da pasta cimentícia, diversos são os fatores que impactam na velocidade com que o dióxido de carbono ingressa no concreto, como umidade relativa do ar, condições de cura do concreto e características do cimento. Cascudo e Carasek (2022) expõe que a taxa na qual a carbonatação avança pelo concreto depende das condições de difusão do CO₂, bem como das características da rede de poros do concreto.

2.3.1.1 Umidade

Sendo o ingresso de CO₂ para o interior do concreto mediante processo de difusão, a umidade dos poros do concreto é essencial para controlar a velocidade da carbonatação. Neville (2016) explana que quando os poros existentes na matriz

cimentícia encontram-se saturados de água, mais lenta será a entrada do CO_2 , pois sua difusão em água é cerca de quatro vezes menor do que no ar; já se os poros encontram-se com carência de água, o CO_2 não irá interagir com os constituintes do cimento, visto que permanecerá na sua forma gasosa, sendo, portanto, não reativo. Em suma, é necessário a presença de ar nos poros do concreto para permitir a difusão do CO_2 , mas também é preciso certa quantidade de água para promover as reações de fixação do CO_2 . Assim sendo, a condição mais benéfica ao avanço da carbonatação é aquela em que os poros do concreto estão parcialmente preenchidos com água, com a formação de uma película de umidade na superfície dos poros (RIBEIRO *et al.*, 2018). A Figura 8 a seguir apresenta o processo de difusão de CO_2 pelo concreto na situação de poros saturados, secos e parcialmente preenchidos por água.

Figura 8 – Ingresso de CO_2 por difusão no concreto com os poros (a) saturados de água, (b) secos e (c) parcialmente preenchidos com água



Fonte: Bakker (1988, *apud* Cascudo, 1997, p. 52).

Neville (2016) clarifica que a carbonatação se dá em velocidade mais elevada em ambientes com umidade relativa (UR) entre 50% e 70%. Para Ribeiro *et al.* (2018), o grau de carbonatação máximo ocorre em UR entre 50% e 65%. No entanto, Vu *et al.* (2019) dialogam há uma queda na taxa de carbonatação com o aumento da UR para cerca de 50% em função da redução na difusividade do CO_2 . Shah e Bishnoi (2018) observaram reduções no coeficiente de carbonatação com o aumento da (UR) de 40% para 60% e 80%, havendo uma relação linear entre os dois parâmetros, sendo que a maior taxa de carbonatação foi percebida com 40% de umidade relativa.

Os resultados de Drouet *et al.* (2019) apontaram aumentos na carbonatação para umidades relativas entre 20% e 50%, ao passo que com o aumento da umidade de 50% para 80%, a taxa de carbonatação sofreu reduções. Já Otieno, Ikotun e Ballim (2020) verificaram as maiores taxas de carbonatação em ambientes com UR entre 30% e 40% do que em locais com UR mais elevadas. Os autores atribuem o fato à

maior concentração de CO₂ existente no ambiente menos úmido sendo que, neste estudo, o teor de dióxido de carbono no ambiente foi mais determinante para o progresso de CO₂ do que a umidade relativa.

2.3.1.2 Temperatura

Ribeiro *et al.* (2018) expõe que, entre 20°C e 40°C, a temperatura não exerce impacto relevante na frente de carbonatação pois, nessas temperaturas, a difusão é o principal regulador da taxa de ingresso de CO₂ no concreto. Em consenso, Silva *et al.* (2009) explanam que a relevância desse parâmetro na carbonatação é ínfima. Para Drouet *et al.* (2019), a influência da temperatura na frente de avanço de CO₂ é difícil de estimar pois envolve mecanismos opostos. Consoante os autores, o incremento da temperatura impulsiona os mecanismos de transporte, sendo favorável à carbonatação pois aumenta a difusão de CO₂ ao interior do concreto. No entanto, a temperatura também controla a disponibilidade de água nos poros do concreto, o que impacta tanto na difusão de CO₂, quanto nas reações químicas de fixação do CO₂.

Shah e Bishnoi (2018) investigaram o avanço da carbonatação em temperaturas de 27°C e 45°C e verificaram aumentos no coeficiente de carbonatação aos 45°C em todas as misturas, embora com variações diminutas. Li *et al.* (2013) observaram incrementos no coeficiente de carbonatação, em todas as misturas estudadas, com o acréscimo na temperatura de 10°C a 60°C e perceberam, ainda, que as variações na taxa de carbonatação são mais ínfimas com o aumento da temperatura.

2.3.1.3 Composição química do cimento e compostos cimentícios

A composição química do cimento impacta diretamente na reserva alcalina da matriz cimentícia que, por sua vez, influencia no avanço da carbonatação (RIBEIRO *et al.*, 2018). Cimentos com cinza volante, por exemplo, possuem menor quantidade de hidróxido de cálcio (Ca(OH)₂) em virtude da interação com a sílica na reação pozolânica, de modo que um montante muito menor de CO₂ será necessário para consumir com todo o hidróxido de cálcio para gerar carbonato de cálcio; assim, maior será a profundidade de carbonatação quanto menor for o teor de Ca(OH)₂ do concreto (NEVILLE, 2016). Por outro lado, a reação pozolânica em muito contribui para o

refinamento dos poros do concreto, uma vez que os produtos dessa reação são mais consistentes que o Ca(OH)_2 , contribuindo para a impermeabilidade da matriz cimentícia e dificultando o ingresso de CO_2 (MEHTA, MONTEIRO, 2014; FERREIRA, 2013).

Em suma, vale dizer que as adições minerais ao concreto causam dois resultados distintos: efeito fíler (ação física) e efeito pozolânico (ação química); no primeiro, há uma maior compactidade na microestrutura em função do efeito de enchimento dos vazios do concreto, que promove a desconexão da rede de poros, reprimindo os mecanismos de transporte de substâncias, como o CO_2 ; já no efeito pozolânico, há a queda na reserva alcalina em função do consumo de hidróxido de cálcio, favorecendo a carbonatação, e, concomitantemente, há a geração de silicato de cálcio hidratado, que aprimora a microestrutura do concreto (FERREIRA, 2013; RIBEIRO *et al.*, 2018). Destarte, tendo em vista os possíveis efeitos das adições minerais à carbonatação, é necessário compreender suas predominâncias de acordo com cada tipo de adição (FERREIRA, 2013).

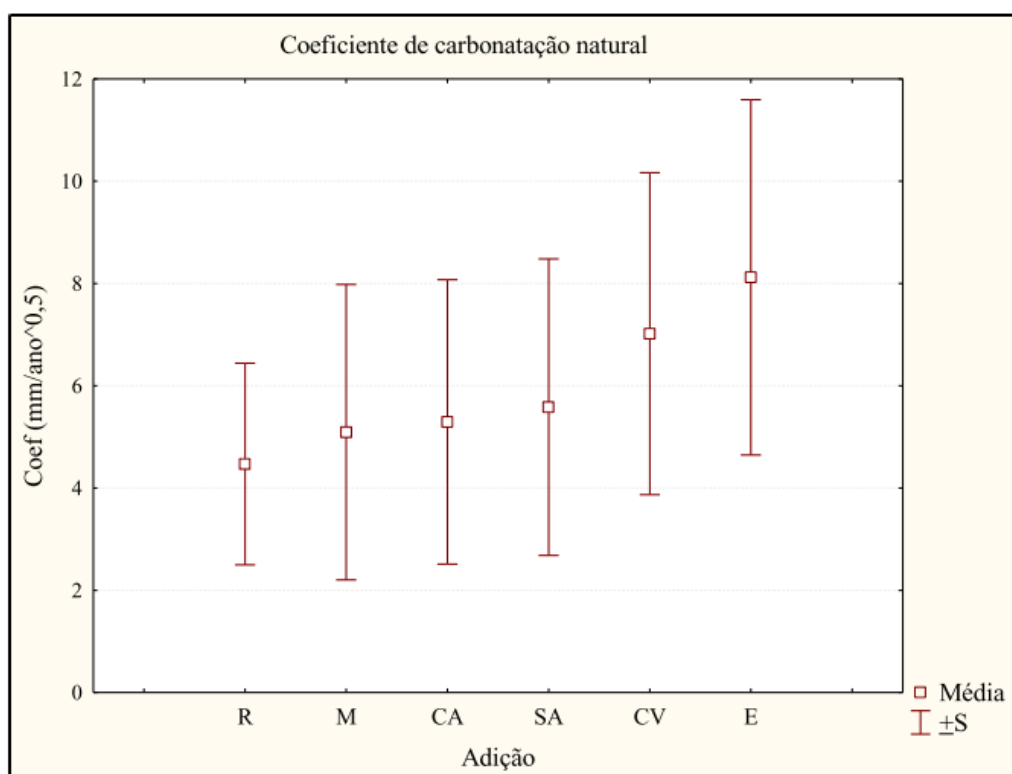
Shah e Bishnoi (2018) observaram que misturas com 30% de substituição ao clínquer por adições minerais se mostraram mais resistentes ao avanço da carbonatação do que misturas com 50% de substituição. Consoante o estudo de Yunusa (2014), concretos com adição de materiais cimentícios suplementares são mais susceptíveis à carbonatação, apesar do efeito de enchimento propiciado por esses materiais, indicando que o principal controlador da carbonatação é a quantidade de hidróxido de cálcio existente na pasta de cimento hidratada. Lollini e Redaelli (2021) constataram incrementos superior a duas vezes na frente de carbonatação para concretos com 30% de pozolana, 30% de calcário, 30% de cinza volante e 70% de escória de alto forno em confronto com concretos fabricados somente com cimento Portland.

A Figura 9 expõe os resultados obtidos por Ferreira (2013), que avaliou concretos com diferentes adições minerais após 10 anos de exposição à carbonatação natural, com relação a/agl de 0,40, 0,55 e 0,70, e resistência à compressão aos 28 dias variando de 31,1MPa até 42,8MPa, para concretos com adições de escória de alto forno e sílica ativa, respectivamente. Nota-se que o concreto contendo escória em sua composição obteve o maior coeficiente de carbonatação, cujas profundidades carbonatadas, em alguns casos, alcançaram 25 mm. Por outro lado, as adições de metacaulim, cinzas, casca de arroz e sílica ativa

proporcionaram maior resistência à carbonatação em contraste com os demais materiais, embora o concreto de referência sem adições tenha sido o que mais impossibilitou o avanço da carbonatação.

Ferreira (2013) arrematou, em seu estudo, que a reserva alcalina foi o fator prevaemente no controle do avanço da carbonatação. Em concordância, o estudo de Younsi, Turcry e Aït-Mokhtar (2022) revelou que concretos produzidos com cimento Portland obtiveram menores profundidades de carbonatação do que amostras com adição de cinza volante e, por consequência, essas últimas capturaram 21,8% mais CO_2 do que as amostras com concreto convencional.

Figura 9 – Estimativa média dos coeficientes de carbonatação natural para cada tipo de adição mineral, sendo: R = referência; M = metacaulim; CA = cinzas e casca de arroz; SA = sílica ativa; CV = cinza volante; e E = escória



Fonte: Ferreira (2013, p. 115).

Ainda, é digno de destaque analisar as reações de hidratação do cimento que originam o hidróxido de cálcio que irá reagir na carbonatação, mais precisamente da hidratação dos silicatos C_3S e C_2S . Mediante as Equações 9 e 10 a seguir, que apresentam as reações de hidratação completa dos silicatos, por estequiometria, tem-se que a hidratação do C_3S produz 39% de hidróxido de cálcio, ao passo que o C_2S ,

ao hidratar, é capaz de produzir cerca de 18% de hidróxido de cálcio (MEHTA; MONTEIRO, 2014). As fórmulas químicas das principais fases anidras e hidratos do cimento são apresentadas no Anexo A.



Em outras palavras, ainda por estequiometria, pode-se dizer que uma molécula de C_3S gera 222 unidades de massa atômica de CH . Da mesma forma, uma molécula de C_2S é capaz de gerar 74 unidades de massa atômica de CH . No entanto, um estudo de Andrade Neto *et al.* (2025) verificou que o quantitativo de silicatos existentes no cimento pode variar, em média, de 56,5% a 73,9% no caso do C_3S e de 4,1% a 24,5% para o C_2S , em que a composição química do clínquer é de extrema importância para o montante final de silicatos dicálcico e tricálcico existentes no cimento e, por consequência, no quantitativo de hidróxido de cálcio gerado pela hidratação e disponível para reagir com o dióxido de carbono na reação de carbonatação.

Uma possível forma de ampliar a captura de carbono pelo processo de carbonatação é mediante a adição de cal hidratada nos compostos cimentícios, que nada mais é do que um pó de coloração branca oriundo da reação de hidratação da cal virgem, constituído majoritariamente por hidróxido de cálcio (ABNT, 2003). Esse material, quando incluído na matriz cimentícia, aumenta a reserva alcalina, o que faz com que a carbonatação avance mais lentamente devido ao maior quantitativo de hidróxido de cálcio a ser consumido pelo CO_2 .

Mazurana (2019) verificou que adições de cal hidratada em argamassas pode aumentar a captura de carbono em até $42,35 \text{ kgCO}_2/\text{m}^3$ quando comparado com argamassas cimentícias em função do maior quantitativo de constituintes capazes de interagir na carbonatação da cal hidratada.

2.3.2 Efeitos da carbonatação no concreto

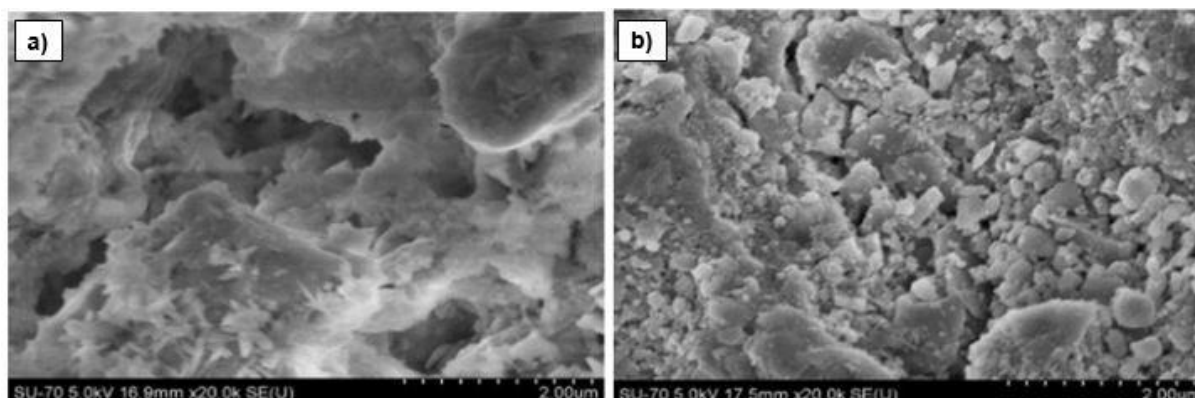
Não obstante a redução do pH – que propicia a despassivação do aço do concreto, culminando na corrosão das armaduras – os produtos da carbonatação podem oferecer benefícios e mudanças significativas na microestrutura do concreto (LONG *et al.*, 2018; MORANDEAU; THIÉRY; DANGLA, 2014). Isso se deve porque o

carbonato de cálcio (CaCO_3) gerado pelas reações de carbonatação preenche um volume maior do que o hidróxido de cálcio (Ca(OH)_2), consumido pelo CO_2 , diminuindo a porosidade do concreto carbonatado (NEVILLE, 2016). Um estudo realizado por Morandea, Thiéry e Dangla (2014) evidenciou a obstrução de poros de 1 μm a 4 nm em função da carbonatação. Outrossim, a água liberada pelo hidróxido de cálcio (Ca(OH)_2) durante a reação com o CO_2 auxilia na hidratação de compostos cimentícios ainda não hidratados (NEVILLE, 2016).

Outra vantagem da carbonatação é a minimização do teor de hidróxido de cálcio na pasta cimentícia pela interação com o CO_2 , uma vez que o CH se apresenta na forma de grandes cristais hexagonais (MEHTA; MONTEIRO, 2014) e pouco contribui para a compacidade da microestrutura do concreto. Tendo em vista que a carbonatação ocorre na parte externa do concreto e avança para seu interior, há um aumento na dureza e redução na permeabilidade na superfície do concreto à medida em que a carbonatação progride para o seu centro (RIBEIRO *et al.*, 2018). Por conseguinte, devido à limitação da área carbonatada na sua superfície mais externa, a carbonatação do concreto no estado endurecido não contribui tão fortemente para a melhora nas propriedades mecânicas, comenta Ashraf (2016), sendo, portanto, a submissão do concreto à carbonatação ainda em seu estado fresco a melhor alternativa quando se busca ganho de resistência.

Visando investigar o efeito da carbonatação no concreto, Cui *et al.* (2015) analisaram a microestrutura da pasta cimentícia de concretos submetidos carbonatação com teor de 10% de CO_2 , durante 7 dias, em comparação ao concreto não carbonatado. A Figura 10 apresenta as imagens de microscópio eletrônico de varredura (MEV) obtidas pelos autores. É possível perceber que, no concreto sem efeito do CO_2 (Figura 10a), há uma microestrutura tortuosa e pouco compacta, ao passo que no exposto à carbonatação, há a formação de uma microestrutura mais densa, com redução na conectividade e no tamanho dos poros (Figura 10b). Mediante os ensaios realizados, Cui *et al.* (2015) constataram uma porosidade de 11,2% na amostra não carbonatada, em contraste com porosidades de 9,8% para os concretos expostos aos teores de 10%.

Figura 10 – Imagens de MEV da microestrutura do concreto (a) não carbonatado; (b) carbonatado sob 10% de concentração de CO_2



Fonte: Cui *et al.* (2015, p. 525).

No entanto, o avanço contínuo da carbonatação pode desencadear a descalcificação do C-S-H, em que há a formação de gel de sílica amorfo com a carbonatação do silicato de cálcio hidratado (MORANDEAU; THIÉRY; DANGLA, 2014). Conforme Liu *et al.* (2022), o principal produto da descalcificação do C-S-H pela carbonatação é a mistura de carbonato de cálcio e gel de sílica, que se forma quando a relação Ca/Si do C-S-H cai para próximo de 0,89.

A carbonatação tem sido comumente considerada como um mecanismo de degradação do concreto armado em função da redução no pH, que pode desencadear as reações de corrosão. Entretanto, a ação do CO_2 não impõe prejuízos ao concreto em si, podendo ser benéfica à microestrutura do material. Assim sendo, para que a carbonatação possa atuar de forma propícia ao desenvolvimento sustentável da indústria da construção civil e para que seja possível a captura e o armazenamento de carbono nas estruturas de concreto, inclusive armado, torna-se indispensável a utilização de mecanismos capazes de bloquear a corrosão do aço no concreto.

2.3.3 Métodos de ensaio da carbonatação e estimativas de captura de carbono

Quando se almeja avaliar o avanço do CO_2 no concreto, a carbonatação pode ser gerada via processos naturais ou mediante ensaios acelerados. Os procedimentos realizados em laboratório são amplamente empregados devido ao acesso rápido a resultados satisfatórios (RIBEIRO *et al.*, 2018), em que há a utilização de câmeras que simulam condições favoráveis ao processo de carbonatação (CASCUDO; CARASEK, 2022). Ademais, os ensaios acelerados vinculam um severo domínio das

variáveis envolvidas no processo e um pequeno custo de execução (PAULETTI; POSSAN; DAL MOLIN, 2007). Já nos processos naturais, em contrapartida, a carbonatação demanda um elevado tempo para avançar no concreto – o que se torna, muitas vezes, inviável para as pesquisas – e depende dos constituintes químicos do cimento e da relação água/aglomerante (PAULETTI; POSSAN; DAL MOLIN, 2007).

No entanto, um dos dilemas dos métodos de avaliação da carbonatação é relacionar os ensaios acelerados em laboratório com os processos que acontecem naturalmente em ambientes agressivos (RIBEIRO *et al.*, 2018). Nesse sentido, Pauletti, Possan e Dal Molin (2007) acreditam que associar tanto os ensaios naturais quanto os acelerados é de extrema relevância para compreensão do fenômeno sob ambas circunstâncias e para verificar a existência de diferenças entre os métodos. Tendo em vista os diferentes aspectos que influem na carbonatação, Ribeiro *et al.* (2018) comentam que, em muitos estudos com carbonatação acelerada, não há uma padronização entre esses parâmetros e, algumas vezes, nem seus controles.

No tocante às medidas de avaliação da carbonatação, Neville (2016) explica que podem ser utilizados métodos de difração de raio-X, análise química, análise termogravimétrica, espectroscopia de infravermelho e tratamento de superfície do concreto mediante aspersão de fenolftaleína. A seguir, serão abordados, brevemente, dois métodos de avaliação da carbonatação, os quais serão empregados na metodologia desta pesquisa: medição da profundidade carbonatada mediante indicador de pH e análise termogravimétrica.

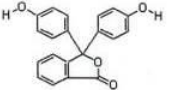
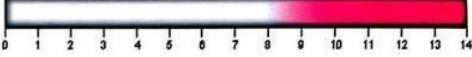
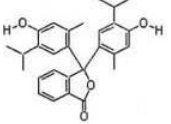
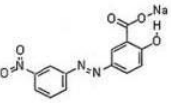
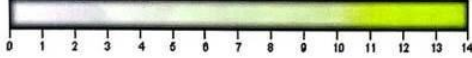
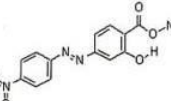
2.3.3.1 Avaliação da frente de carbonatação com o emprego de indicadores de pH

Um dos meios de avaliar a carbonatação do concreto é mediante a aspersão de substâncias químicas indicativas de pH – como fenolftaleína, timolftaleína e o amarelo de alizarina – que, quando borrifadas na superfície do concreto, reagem e alteram sua coloração devido à alcalinidade da solução dos poros, sendo este um procedimento colorimétrico (CASCUDO; CARASEK, 2022). A Figura 11 apresenta as características dos principais indicadores de pH utilizados para investigação do avanço de CO₂ no concreto, bem como sua fórmula química e os métodos de preparo de cada solução.

Dentre os indicadores citados, a fenolftaleína é largamente utilizada na análise da carbonatação (PADE; GUIMARAES, 2007) e se caracteriza por apresentar

coloração magenta ao entrar em contato com pH superior a 9,5, ao passo que nas regiões carbonatadas do concreto – que possuem pH inferior a 9,5 – a substância se mantém incolor (RIBEIRO *et al.*, 2018; NEVILLE, 2016; CASCUDO; CARASEK, 2022). Trata-se de um método que, embora seja destrutivo, é de fácil execução e cujo resultado principal – alteração de pH ao longo da seção transversal da amostra – pode ser obtido rapidamente (MORANDEAU; THIÉRY; DANGLA, 2014).

Figura 11 – Principais indicadores de pH usados para avaliação da carbonatação no concreto

Indicador de pH	Fórmula química (estrutural) do reagente	Intervalo de mudança de cor	Preparo da solução
Fenolftaleína		 incolor/vermelho carmim faixa de pH 8,3 – 10,0	Dissolver 10g do reagente em 700cm ³ de etanol e diluir em 300cm ³ de água destilada
Timolftaleína		 incolor/azul faixa de pH 9,3 – 10,5	Dissolver 0,4g do reagente em 600cm ³ de etanol e diluir em 400cm ³ de água destilada
Amarelo de alizarina GG (ácido meta-nitrobenzeno-azo-salicílico) C.I. 14025		 amarelo claro/amarelo escuro faixa de pH 10,1 – 12,0	dissolver 1g do reagente em 100cm ³ de etanol e diluir em 900cm ³ de água destilada*
Amarelo de alizarina R (ácido para-nitrobenzeno-azo-salicílico) C.I. 14030		 amarelo/vermelho alaranjado faixa de pH 10,1 – 12,0	Dissolver 0,5 g do reagente em 800cm ³ de etanol e diluir em 200cm ³ de água destilada

Fonte: Castro (2003), *apud* Cascudo e Carasek (2022, p. 999).

Algumas precauções devem ser tomadas durante a realização do ensaio de aspersão de fenolftaleína. Cascudo e Caraseck (2022) citam: não utilizar equipamentos que possuam disco de corte para realizar a quebra das amostras de concreto; não pulverizar água na superfície da amostra previamente à aspersão de fenolftaleína; e manter a superfície do concreto livre de poeira, visto que esses aspectos podem dificultar a visualização da frente de carbonatação e causar leituras errôneas. Sella (2022) acrescenta alguns cuidados alusivos às medições da frente de carbonatação, que devem ser sempre realizadas na direção perpendicular da amostra – a fim de não incluir somente a superfície exposta ao CO₂ – e após um tempo de espera de cerca de 10 minutos posteriormente à aspersão da substância química.

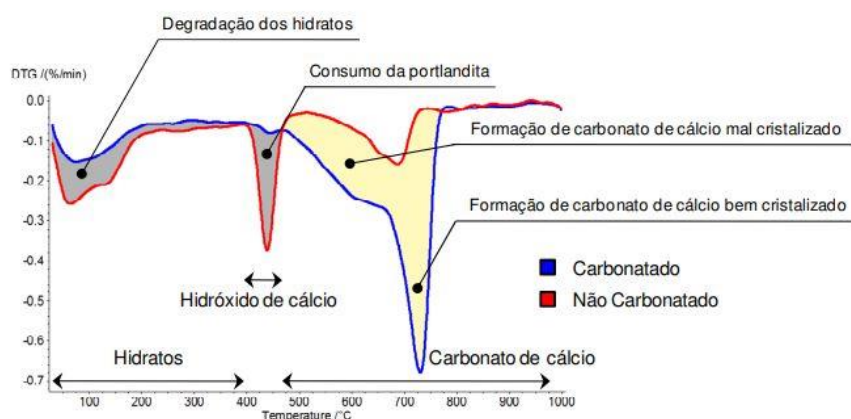
Contudo, Morandeu, Thiéry e Dngla (2014) expõe que o método de pulverização de fenolftaleína por vezes, pode não esboçar as variações reais que acontecem à medida em que a frente de carbonatação avança no material, estando sujeito a medições equivocadas. Assim, torna-se relevante a realização de demais ensaios, aliados à aspersão de fenolftaleína, que forneçam, também, o avanço e o perfil de carbonatação – isto é, o montante de CO_2 fixado nos compostos cimentícios em função da profundidade – como, por exemplo, a análise termogravimétrica.

2.3.3.2 Análise termogravimétrica

A análise do perfil de carbonatação mediante ensaio termogravimétrico (TGA) é realizada ao submeter amostras de concreto, na forma de pó e retiradas em profundidades conhecidas, as elevações de temperatura constante até alcançar cerca de 1000°C a 1100°C ; com isso, é observado a perda de massa do concreto à medida em que se aumenta a temperatura, uma vez que há o consumo de CH e a degradação dos constituintes hidratados do cimento (C-S-H, aluminatos e composto de magnésio) pela carbonatação (CASCUDO; CARASEK, 2022). Assim, mediante o uso da TGA, é possível quantificar a quantidade de portlandita remanescente após o consumo pelo CO_2 e o teor total de CaCO_3 gerado pela carbonatação (VILLAIN; THIERY; PLATRET, 2007).

Os resultados do ensaio termogravimétrico podem ser melhor examinados e interpretados quando associados à termogravimetria derivativa (DTG) (SELLA, 2022). Mediante ensaios de TGA e DTG, Younsi, Turcry e Aït-Mokhtar (2022) traçaram perfis de teor de CO_2 – ou seja, o percentual de CO_2 ligado por massa de ligante em função da distância do centro da amostra – após 10 anos de carbonatação natural. A Figura 12 ilustra um exemplo da derivação da análise termogravimétrica, em é possível verificar o perfil de carbonatação na amostra com o aumento da temperatura, em contraste com uma amostra não carbonatada.

Figura 12 – Exemplo de DTG de uma argamassa extraída de um concreto com cimento CP V ARI



Fonte: Hoppe Filho (2008, p. 219).

Villain, Thiery e Platret (2007) explicam que o uso de TGA, além de identificar a portlandita, permite diferenciar o carbonato de cálcio dos agregados do concreto e, ainda, distinguir os produtos de carbonatação do CH dos produtos gerados pela carbonatação do C-S-H. Quando o CO_2 reage com a portlandita, explicam Cascudo e Carasek (2022), ocorre a dissociação da calcita em temperaturas entre 760°C e 950°C ; em contrapartida, quando há a carbonatação do C-S-H, a vaterita e a aragonita – produtos da reação com o CO_2 – são observados em temperaturas inferiores, entre 530°C e 760°C . Em comparação com a aspersão de indicadores de pH, Possan (2019) relata que a TGA exprime as condições reais do material em estudo, tendendo, portanto, a ser um método mais exato, principalmente no tocante ao grau de carbonatação.

2.4 CORROSÃO DAS ARMADURAS

Tem-se a corrosão precoce do aço dentro do concreto como um grande dilema para a durabilidade das estruturas, tanto na etapa de projeto, quanto durante seu uso e operação (GJORV, 2015). Outrossim, Ribeiro *et al.* (2018) expõe que o processo corrosivo acarreta em elevados custos imprevistos, seja pela necessidade de substituição do material, seja pelas demandas de reparos e manutenções.

Na corrosão do aço, o ferro, que se encontra no estado metálico após processado, tende a retornar ao seu estado de menor energia, e portanto, mais estável, na forma de óxidos e hidróxidos, como é encontrado na natureza; assim, trata-

se de um processo espontâneo, em que há a interação entre o ferro e o oxigênio do ar para a formação de Fe_2O_3 , também comumente chamado de ferrugem (RIBEIRO *et al.*, 2018).

O concreto proporciona ao aço em seu interior uma proteção física mediante a camada de cobrimento das armaduras – que separa a barra metálica do meio externo – e uma proteção química constituída pelo pH elevado da matriz cimentícia, que possibilita a formação de uma película protetora ao redor do aço, com alta resistência iônica e que dificulta o alcance de oxigênio, umidade e agentes deletérios à armadura (FIGUEIREDO; MEIRA, 2022). Nessa linha, Mehta e Monteiro (2014) afirmam que, uma vez que a solução dos poros da matriz cimentícia possui álcalis, oriundos da hidratação do cimento, e hidróxido de cálcio – aproximadamente 20% em massa – o pH do concreto mantém-se acima de 12 devido à alcalinidade, o que conserva a passivação do aço.

Embora o pH da matriz cimentícia propicie um ambiente favorável à proteção das armaduras devido ao filme de passivação que se forma na superfície das barras, alguns mecanismos têm potencial de romper essa película passivadora (GJORV, 2015; FIGUEIREDO; MEIRA, 2022). À vista disso, Mancio *et al.* (2008, 2009) comentam que o processo corrosivo pode desencadear-se pela carbonatação e pela ação dos íons cloretos, mecanismos que não afetam o concreto em si, mas são altamente deletérios às armaduras. Mehta e Monteiro (2014) explicam que quando o hidróxido de cálcio e os álcalis do concreto são consumidos pela carbonatação, ocorre a queda do pH do concreto para valores inferiores a 11,5, o que extingue a camada de passivação das armaduras e provoca o processo corrosivo. Em suma, a iniciação da corrosão depende do ingresso de agentes nocivos ao interior do concreto que, ao penetrarem pela camada de cobrimento, tenham potencial de destruir a passivação das armaduras (RIBEIRO *et al.*, 2018).

2.4.1 Mecanismos de corrosão

De modo abrangente, a corrosão é resultado de ações físicas, químicas e/ou eletroquímicas provenientes da relação entre dado material e o meio ambiente (HELENE, 1993). No caso específico do concreto, trata-se de um processo eletroquímico, em que há o deslocamento de íons e elétrons entre partes distintas do metal mediante um meio aquoso, que atua como eletrólito (CASCUDO, 1997;

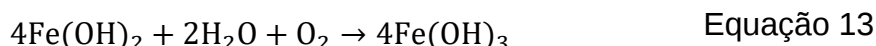
HELENE, 1993, RIBEIRO *et al.*, 2018). Para que a corrosão transcorra, Figueiredo e Meira (2022) dialogam que é necessário que exista um ânodo, um cátodo, uma variação de potencial, uma ligação metálica entre o ânodo e o cátodo e uma ligação externa na forma de eletrólito.

O eletrólito corresponde à solução líquida existente nos poros do concreto (CASCUDO, 1997), pela qual os íons se dissociam e se movimentam entre as regiões anódicas e catódicas do aço (RIBEIRO *et al.*, 2018). Figueiredo e Meira (2022) elucidam que maior será a corrente iônica quanto maior for a presença de eletrólito na matriz cimentícia, incentivando a corrosão. À vista disso, Helene (1993) comenta que, considerando-se uma temperatura de 25°C e uma UR de 70%, a quantidade aproximada de água existente no interior de um concreto com características similares às descritas pelo autor (a/c de 0,60 e f_{c28} de 26 MPa) será de 95 litros por metro cúbico; por conseguinte, sempre haverá um montante considerável de água para agir como eletrólito.

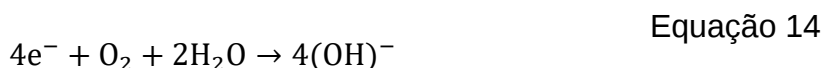
O ânodo e o cátodo também são de extrema importância à corrosão, pois são nesses locais da barra que ocorrem as reações de oxidação e redução, respectivamente (FIGUEIREDO; MEIRA, 2022). No tocante à diferença de potencial, esta forma-se entre duas regiões distintas do metal em função de aspectos como tensões na barra, variações de umidade e aeração (HELENE, 1993) e é mediante a diferença de potencial que há a formação do ânodo e do cátodo, possibilitando o deslocamento eletrônico (CASCUDO, 1997).

Basicamente, consoante Cascudo (1997) e Helene (1993), as reações envolvendo a corrosão do aço no concreto são:

Reações anódicas:

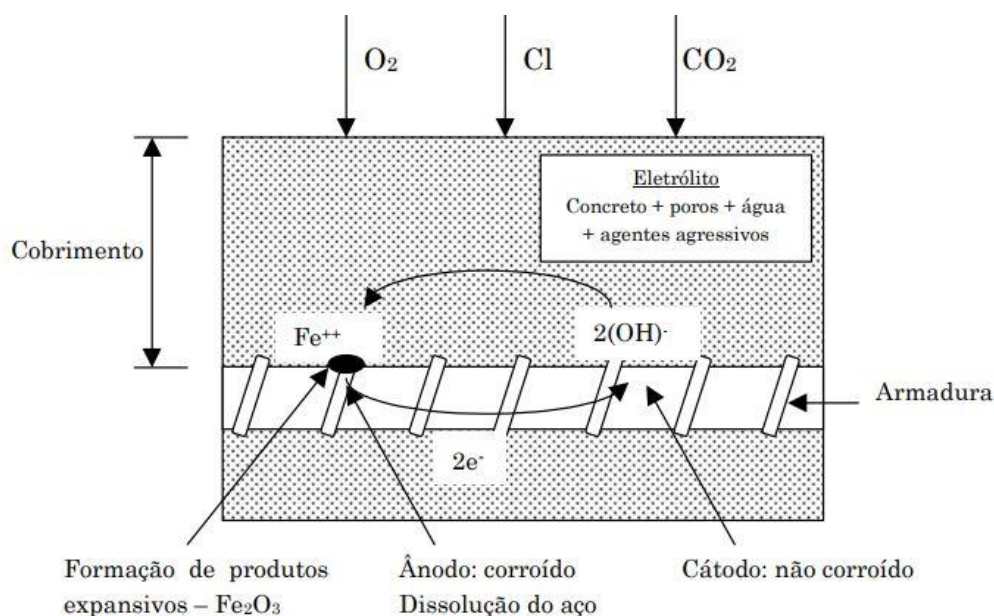


Reação catódica:



Inicialmente, tem-se a dissolução do ferro em íons Fe^{++} e elétrons $2e^-$ (Equação 11). Os íons de ferro localizados na região anódica se deslocam para a solução aquosa, ao passo que os elétrons livres são transferidos ao longo da barra para o cátodo, onde interagem com oxigênio e hidrogênio na reação catódica, gerando hidroxila (Equação 14); na Equação 12, ocorre a formação de hidróxido ferroso ($\text{Fe}(\text{OH})_2$) mediante combinação química entre os íons hidroxila (OH^-) – que se deslocaram pelo eletrólito até o ânodo – e os íons de ferro (Fe^{++}); por fim, o hidróxido ferroso reage com água e oxigênio e gera hidróxido férrico ($4\text{Fe}(\text{OH})_3$), conhecido também como ferrugem (Equação 13) (NEVILLE, 2016). A Figura 13 apresenta um modelo esquemático da reação que ocorre nas barras de ferro no interior do concreto, após o ingresso de agentes agressivos como CO_2 e íons cloretos.

Figura 13 – Representação da corrosão nas armaduras do concreto pela formação de uma pilha eletroquímica



Fonte: Andrade (2001, p. 23).

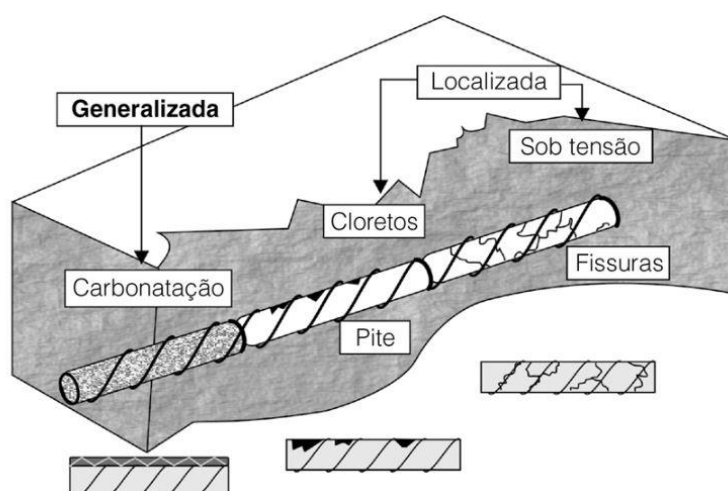
Percebe-se, pelas reações que envolvem a corrosão, que a presença de oxigênio e umidade também é indispensável para a ocorrência de tal mecanismo de degradação. Assim, explica Neville (2016), em concretos situados em ambientes com UR abaixo de 60%, a corrosão não se propagará pela falta de água; de forma análoga, em concretos submersos, a carência de oxigênio não permitirá o avanço das reações de corrosão. Figueiredo e Meira (2022) dissertam que é possível se ter certo domínio

da corrosão mediante a ausência de oxigênio, que controla a quantidade de elétrons – gerados no ânodo – que são consumidos no cátodo (Equação 14); assim, à medida em que há insuficiência de O_2 , tem-se uma minimização nas reações de redução e, por consequência, uma menor velocidade do processo corrosivo.

Consoante Figueiredo e Meira (2022), Ribeiro *et al.*, (2018), Cascudo (1997) e Helene (1993), a corrosão pode apresentar-se de diferentes formas – conforme ilustrado na Figura 14 – dentre as quais destacam-se:

- a) corrosão generalizada: se propaga em uma parcela considerável da superfície da armadura, que pode passar a ser lisa ou irregular, e acarreta na geração de micropilhas móveis ao longo da extensão do metal;
- b) corrosão por pites: corresponde a um tipo de corrosão localizada, que se propaga em regiões discretas do material e pode aprofundar-se na barra. Depende da relação entre a zona catódica/zona anódica, sendo mais acentuada quanto maior for essa relação.

Figura 14 – Tipos de corrosão no concreto armado e fatores que os provocam



Fonte: Ribeiro *et al.* (2018, p. 140) adaptado de Cascudo (1997, p. 19).

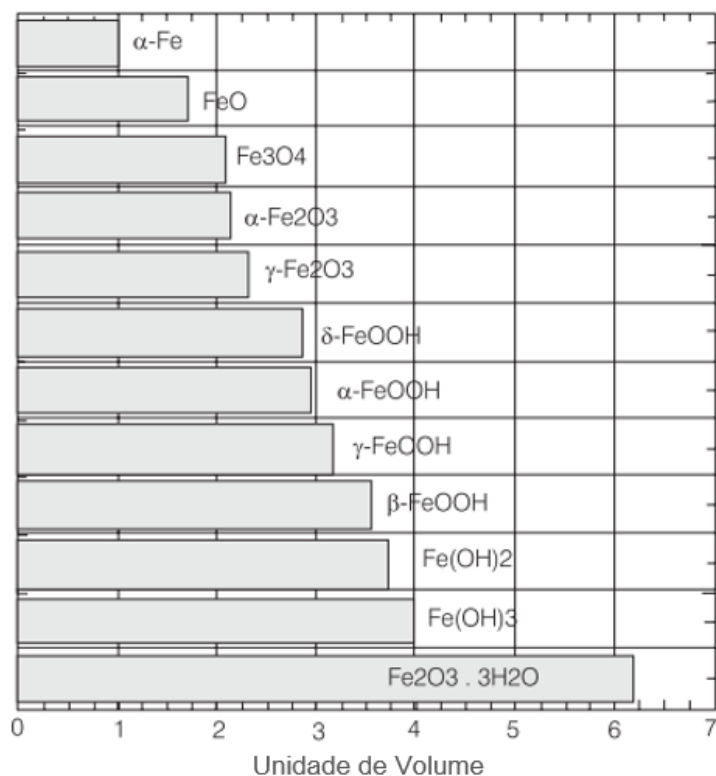
Na Figura 14, ainda, é possível observar os aspectos que suscitam nos diferentes tipos de processos corrosivos que atacam as armaduras no concreto. Nesse sentido, Figueiredo e Meira (2022) complementam que a corrosão generalizada é oriunda da carbonatação, que atua como uma frente de avanço e acomete toda a superfície da barra; a corrosão por pites, por outro lado, é provocada pela ação de íons cloretos, que instigam o rompimento da película de passivação devido a ataques localizados.

2.4.2 Produtos da corrosão

Tem-se a corrosão das armaduras como um mecanismo demasiadamente deletério às estruturas de concreto armado devido aos produtos desse processo, que causam prejuízos tanto às armaduras quanto ao concreto.

O hidróxido ferroso, gerado pelas reações de corrosão, precipita-se e se acumula na superfície da barra metálica, exercendo uma pressão de tração no concreto, que pode ocasionar seu fissuramento e posterior deslocamento, parcial ou total (CHEMROUK, 2015). Isso se dá pois os óxi-hidróxidos de ferro preenchem espaços até sete vezes superiores ao ocupado pelo aço previamente à corrosão, gerando esforços de tração ao concreto, que podem ultrapassar 15 MPa (RIBEIRO *et al.*, 2018). Helene (1986) complementa que esses produtos gerados pelo processo corrosivo adotam coloração ‘vermelho-marrom-acastanhada’ que gotejam pela parte externa do concreto em função de sua solubilidade. A Figura 15 exemplifica os aumentos de volume dos produtos da corrosão.

Figura 15 – Volume específico dos produtos da corrosão do ferro



Fonte: adaptado de Hasson, Poursaei e Jaffer (2012, p. 110)

Aliado aos danos do concreto, Mehta e Monteiro (2014) alertam que há também, em decorrência da corrosão, a perda de seção transversal da armadura – devido às reações de oxidação e dissolução do aço – e a perda de aderência entre a armadura e o concreto. Destarte, a corrosão pode comprometer a capacidade portante da estrutura, além de impactar negativamente na sua durabilidade e vida útil sendo, portanto, um importante mecanismo de degradação ao concreto armado (MEDEIROS *et al.*, 2017).

2.4.3 Métodos de ensaio

2.4.3.1 Resistividade elétrica

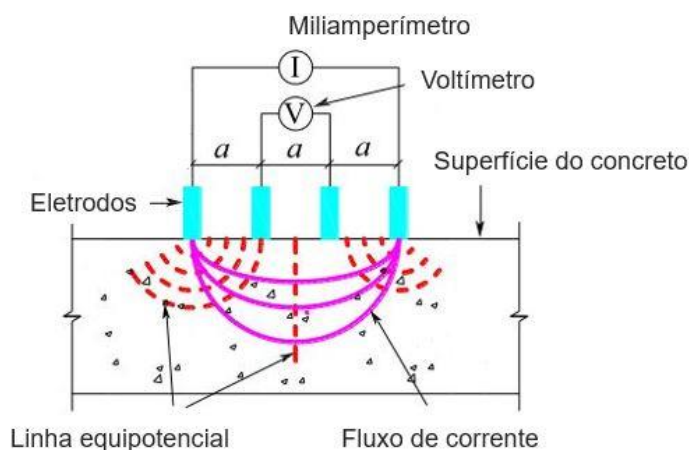
A resistividade do concreto corresponde a sua capacidade de resistir ao fluxo de corrente elétrica (RIBEIRO *et al.*, 2018) e está diretamente associada à umidade existente no interior na matriz cimentícia, uma vez que não há deslocamento de íons em um concreto no estado seco (FIGUEIREDO; MEIRA, 2022). Além do teor de umidade, Neville (2016) comenta que a resistividade elétrica também sofre influência de aspectos como a composição iônica da solução aquosa no interior do concreto e da conectividade existente entre os poros da matriz cimentícia endurecida.

Cascudo (1997) ressalta a relevância da quantificação da resistividade elétrica do concreto, uma vez que tal parâmetro governa o processo eletroquímico e a corrosão das armaduras. Nesse sentido, Polder (2001) expõe a existência de uma relação inversa entre a resistividade elétrica e a taxa de corrosão, que será maior quanto menor for a resistividade do concreto, isto é, quanto menor for a resistência à passagem de corrente elétrica. Em consenso, Mehta e Monteiro (2014) explanam que, uma vez que a corrente elétrica no concreto trata-se de um mecanismo eletrolítico, incrementos na movimentação dos íons acarretam em reduções na resistividade elétrica.

O método de ensaio é norteado pela ABNT NBR 9204:2012 – *Determinação da resistividade elétrico-volumétrica – Método de Ensaio* e também é conhecido como método dos ‘quatro eletrodos’ ou método de Wenner (CASCUDO, 1997). Nessa técnica, todos os eletrodos devem estar alinhados em linha reta e distanciados igualmente um do outro; dois dos eletrodos são utilizados para geração da corrente elétrica, ao passo que os outros dois são empregados para medição da diferença de

potencial elétrico (YU; LIU; CHEN, 2017). A Figura 16 ilustra uma representação esquemática do método de ensaio.

Figura 16 – Ilustração do ensaio de resistividade elétrica



Fonte: Adaptado de Yu, Liu e Chen (2017, p. 104).

A medição da resistividade do concreto – que permite quantificar a facilidade na qual uma dada corrente elétrica penetra por entre o material – se dá mediante a aplicação de uma diferença de potencial (ddp) entre eletrodos localizados nas superfícies contrárias da amostra e, posteriormente, a aferição da corrente resultante; tal técnica direciona ao cálculo da resistência elétrica (R), que consiste na divisão entre a tensão aplicada e a corrente medida; com o valor de (R) obtido, multiplica-se por um fator de célula, que depende do tamanho da amostra utilizada, e tem-se a resistividade elétrica (ρ) do concreto (RIBEIRO *et al.*, 2018). Com base no valor de resistividade elétrica calculado, pode-se fazer previsões da taxa de corrosão, conforme pode ser visto na Tabela 2, que traz as recomendações do *Comité Euro-International du Béton* (CEB-192).

Tabela 2 – Recomendações do CEB-192 baseada na resistividade do concreto para estimar a provável taxa de corrosão

Resistividade do Concreto ($\Omega.m$)	Taxa Provável de Corrosão
> 200	Desprezível
100 a 200	Baixa
50 a 100	Alta
< 50	Muito Alta

Fonte: Mehta e Monteiro (2014, p. 452).

Contudo, ainda não há um consenso entre os valores de p que indicam as diferentes possibilidades das taxas de corrosão, que variam nos diferentes estudos realizados acerca do assunto (RIBEIRO *et al.*, 2018).

2.4.3.2 Resistência de polarização linear

O procedimento de resistência de polarização linear (LPR) – prescrito pela ASTM G59 (ASTM, 2020) – trata-se de um método bem consolidado que tem como finalidade determinar a velocidade da corrosão em certo material mediante a medição da variação no potencial de circuito aberto em uma célula eletrolítica à medida em que se tem a aplicação de corrente elétrica (MANCIO, 2008). De forma análoga, Ribeiro *et al.* (2018) explanam que o método LPR possibilita mensurar a perda de massa da barra metálica dentro do concreto durante certo período de tempo, sendo, portanto, uma técnica comumente utilizada com o intuito de se obter a taxa de corrosão instantânea.

Esse método consiste em proporcionar uma polarização no entorno no potencial de corrosão livre, mediante a aplicação de um impulso de corrente na armadura; parte-se da premissa de que, até o emprego da polarização, o potencial de corrosão encontra-se em seu estado estacionário, isto é, em que todos os elétrons gerados são consumidos (CASCUDO, 1997). Assim, a resistência de polarização (R_p) é medida pela relação entre a variação na tensão aferida (ΔE) e a variação na corrente aplicada (Δi), de modo que a taxa de corrosão será maior quanto menor for a resistência de polarização (MANCIO, 2008).

A Tabela 3 apresenta os valores característicos de resistência de polarização da armadura metálica no concreto, bem como os valores de penetração de cloretos correspondentes às diferentes taxas de corrosão.

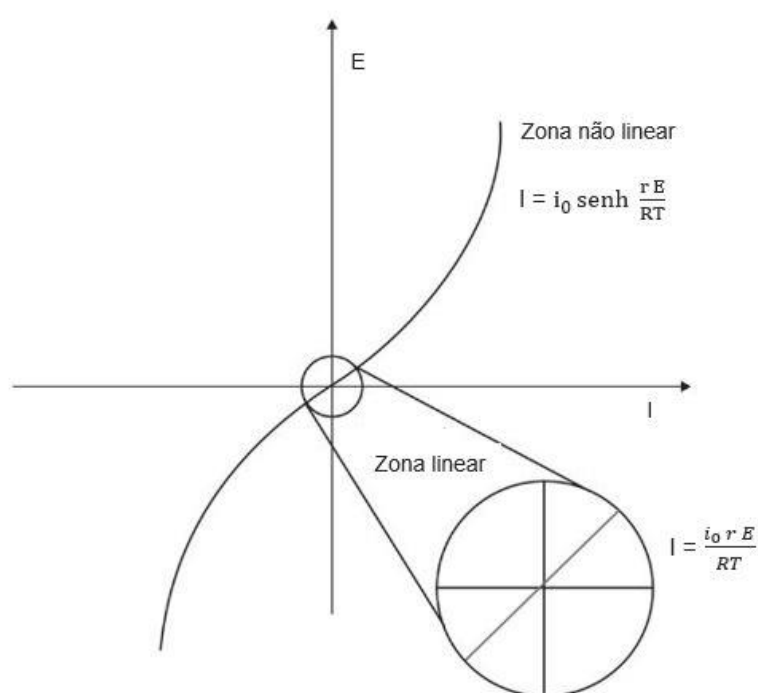
Tabela 3 – Resistência de polarização típica do aço no concreto

Taxa de Corrosão	Resistência de Polarização R_p ($k\Omega.cm^2$)	Penetração da Corrosão p ($\mu m/ano$)
Muito alta	$0,25 < R_p < 2,5$	$100 < p < 1000$
Alta	$2,5 < R_p < 25$	$10 < p < 100$
Baixa/moderada	$25 < R_p < 250$	$1 < p < 10$
Passiva	$250 < R_p$	$p < 1$

Fonte: Mehta e Monteiro (2014, p. 460).

Graficamente, a R_p é obtida através da inclinação da reta de potencial *versus* a corrente passante pela potencial elétrico de corrosão. Em outras palavras, o procedimento oferece meios de registrar a corrente elétrica, à medida em que um sobrepotencial vai sendo empregado no entorno do potencial de equilíbrio de um sistema em processo corrosivo (RIBEIRO *et al.*, 2018). A Figura 17 a seguir ilustra a curva de polarização obtida por essa técnica, destacando a zona linear a zona não linear da curva.

Figura 17 – Curva de polarização e zona linear da curva



Fonte: Ribeiro *et al.* (2018, p. 333).

Para que a resistência de polarização possa ser mensurada desse modo, Cascudo (1997) alerta que é necessário a existência de uma relação linear entre a variação da tensão (ΔE) e a variação da corrente aplicada (Δi) e, para isso, é imprescindível a aplicação de uma pequena variação de potencial (± 10 mV). Outrossim, Ribeiro *et al.*, (2018) comentam que a adoção de diferenças de potencial variando de ± 10 até ± 20 contribuem para que a armadura não seja destruída no interior do concreto durante as investigações acerca da corrosão.

Sendo o valor de resistência de polarização (R_p) conhecido, é possível calcular a densidade de corrente, também chamada de velocidade de corrosão instantânea,

(i_{corr}), medida em $\mu A/cm^2$ e expressa pela fórmula de Stern-Geary, que pode ser observada na Equação 15 abaixo (RIBEIRO *et al.*, 2018).

$$I_{corr} = \frac{B}{A \cdot R_p} \quad \text{Equação 15}$$

Em que A corresponde à área do eletrodo, isto é, a área de armadura pela qual a corrente passa, em cm^2 , e B é a constante de Tafel, dada pela Equação 16, sendo β_a e β_c obtidos pelo declive das curvas anódica e catódica na zona de polarização linear (RIBEIRO *et al.*, 2018).

$$B = \frac{\beta_a \beta_c}{\beta_a + \beta_c} \quad \text{Equação 16}$$

Dentre as vantagens relacionadas à técnica, Mehta e Monteiro (2014) destacam: necessidade de um reduzido número de medições; não influencia nos processos eletroquímicos em andamento devido às perturbações aplicadas serem pequenas; existência de aparelho comercial que possibilita a medição da R_p em obras de concreto existentes; e a importância de se estimar a taxa de corrosão para a avaliação da vida útil das estruturas. Contudo, os autores ressaltam, como principal desvantagem para a execução do ensaio *in loco*, que a R_p medida pelo método trata-se de um resultado médio para todas as barras da estrutura, ao passo que a corrosão efetiva não é uniforme.

2.4.3.3 Potencial de corrosão

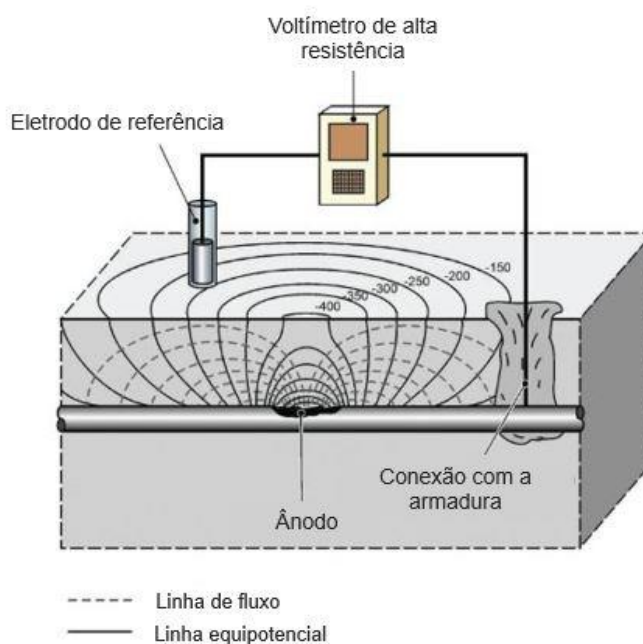
A técnica de potencial de corrosão fornece dados de caráter qualitativo acerca do grau e/ou risco de corrosão (ANDRADE; BUJÁK, 2013). O método consiste em medir o potencial de corrosão da armadura mediante a variação de potencial existente entre um eletrodo de referência, que deve estar em contato com o concreto, e o aço (MEHTA; MONTEIRO, 2014). Na teoria, o método associa-se ao mecanismo de difusão de íons por meio dos poros do concreto (RIBEIRO *et al.*, 2018).

A aferição é realizada através de um voltímetro de alta resistência conectado à barra no interior do concreto e ao eletrodo de referência, posicionado na superfície externa do material. A função desse eletrodo de referência é identificar a existência de linhas de corrente elétrica que se manifestam quando o processo corrosivo

encontra-se em andamento; assim, nos locais onde há corrosão, os potenciais verificados tendem a ser mais eletronegativos do que nos locais em que não há corrosão, isto é, nos locais em que a armadura ainda encontra-se passivada (CASCUDO, 1997). Em concordância, Reichling *et al.* (2013) expõe que resultados muito negativos associados a gradientes de elevado potencial são característicos de locais cuja corrosão encontra-se ativa.

Mehta e Monteiro (2014) elucidam que o eletrodo de referência pode movimentar-se pela face externa do concreto, de forma que possa ser produzido um mapa potencial, identificando os possíveis pontos possíveis em que haja corrosão ao longo da armadura. Para realizar a conexão elétrica entre o voltímetro e a armadura, a superfície do concreto deve ser removida no local e é necessário, ainda, assegurar que os produtos da corrosão na superfície da barra não afetem a aderência da conexão elétrica; além disso, é importante que a ligação eletrolítica se mantenha constantemente úmida e, por isso, sugere-se o uso de esponja ou feltro umedecido (REICHLING *et al.*, 2013). A Figura 18 ilustra o equipamento necessário para a realização do ensaio, em que é possível observar a quebra da camada de cobrimento do concreto para acesso da conexão elétrica à armadura.

Figura 18 – Exemplo de instrumentação para o ensaio de potencial de corrosão



Fonte: Adaptado de Reichling *et al.* (2013, p. 121).

O método proposto para a realização deste ensaio e a interpretação dos resultados são apresentados pela ASTM C-876 (ASTM, 2015), que inclui, também, uma correlação entre a probabilidade de ocorrência do processo corrosivo e os valores de potencial de corrosão, utilizando-se como referência o eletrodo de cobre. A Tabela 4 retrata a correlação trazida pela ASTM, bem como correlações entre valores de potenciais e probabilidade de corrosão adotando-se eletrodos de referência de diferentes materiais.

Tabela 4 – Probabilidade da ocorrência da corrosão da armadura em função do potencial, tendo como referência diversos tipos de eletrodos

Tipo de Eletrodo	Probabilidade de ocorrer a corrosão		
	< 10%	10 a 90%	> 90%
ENH	> 0,118 V	0,118 V a -0,032 V	< -0,032 V
Cu/CuSO ₄ , sat (ASTM C876)	> -0,200 V	-0,200 V a -0,350 V	< 0,350 V
Hg/Hg ₂ Cl ₂ /KCl sat (sol. saturada)**	< -0,214 V	-0,124 V a -0,274 V	< -0,274 V
Ag/AgCl/KCl (1M)	< 0,104 V	-0,104 V a -0,254 V	< -0,254 V

*ENH = eletrodo normal de hidrogênio (padrão).
 **Eletrodo de calomelano saturado.

Fonte: Ribeiro *et al.* (2018, p. 310).

No entanto, a técnica de potencial de corrosão não permite avaliar o avanço do processo corrosivo, mas apenas mensurar as possibilidades de ocorrência da corrosão (RIBEIRO *et al.*, 2018). Ainda, tendo em vista os inúmeros aspectos que podem influir nos resultados, recomenda-se que o procedimento não seja aplicado em amostras de concreto que estejam: muito secas; com aplicação de proteção superficial na face externa; e/ou completamente carbonatadas (MEHTA; MONTEIRO, 2014; RIBEIRO *et al.*, 2018).

2.4.4 Corrosão, durabilidade e vida útil

O conceito de durabilidade é abordado pela NBR 6118 (ABNT, 2023) como a capacidade de um dado material de suportar as ações e influências que o meio externo exerce sobre ele, previstas e determinadas em projeto. À vista disso, Mehta e Monteiro elucidam que nenhum material é inerentemente durável, de forma que as propriedades e a microestrutura do material ao longo do tempo resultam da sua interação com o ambiente. A perda de durabilidade, por sua vez, pode ser dada pela

degradação do material por ações químicas, físicas ou mecânicas que podem ocorrer tanto externa, quanto internamente ao material (NEVILLE, 2016).

Aliado a isso, tem-se a definição de vida útil, que está intimamente associada à durabilidade. A NBR 15575-1 (ABNT, 2021) conceitua vida útil como sendo o tempo no qual uma edificação e/ou seus demais elementos e sistemas atendem às funções previstas em projeto, dada as manutenções e intervenções necessárias, atendendo aos níveis de desempenho estipulados pela referida norma (ABNT, 2021). Assim, a análise da vida útil de uma estrutura deve abranger o projeto, a execução, os materiais, o uso, operação e manutenção, tendo como principal perspectiva os parâmetros de desempenho, qualidade e sustentabilidade (MEDEIROS; ANDRADE; HELENE, 2022).

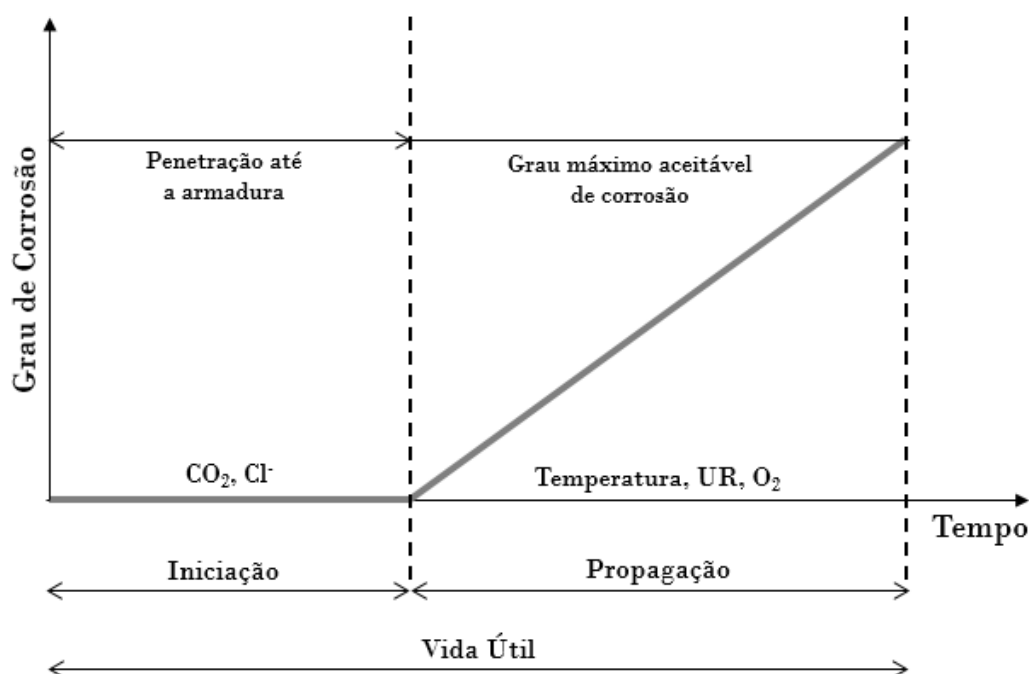
Tendo em vista o caráter altamente deletério dos produtos da corrosão às armaduras e ao concreto em si, tem-se o processo corrosivo do aço no interior do concreto como um aspecto determinante para a durabilidade e vida útil das estruturas, visto que cerca de 90% dos prejuízos à durabilidade do concreto estão relacionados ao processo de corrosão das armaduras (SCRIVENER; JOHN; GARTNER, 2018)

À vista disso, diversos modelos de previsão de vida útil das estruturas de concreto foram desenvolvidos ao longo do tempo, visando a melhor compreensão dos fenômenos de deterioração (RIBEIRO *et al.*, 2018), a fim de que medidas possam ser adotadas, desde as fases de projeto e concepção, a fim de se evitar o envelhecimento precoce das estruturas. Medeiros, Andrade e Helene (2022) evidenciam que os modelos matemáticos desenvolvidos – mediante os avanços nos estudos de durabilidade e dos mecanismos de degradação – permitem estimar a vida útil de uma estrutura de forma numérica, ao passo que, previamente, as avaliações resumiam-se a critérios qualitativos.

Helene (2010) elucida que a previsão de vida útil pode ser determinada com base em experiências anteriores, como em ensaios acelerados, através de métodos deterministas e/ou mediante métodos estocástico ou probabilístico. Possan (2010) relata que, embora os estudos iniciais da engenharia de caráter preditivos tenham sido elaborados por meio de métodos deterministas, as diversas variantes associadas aos mecanismos de deterioração das estruturas direcionaram as investigações para métodos probabilísticos e que tais abordagens são fundamentais para estimar a vida útil de projeto das estruturas de concreto.

O primeiro modelo relacionando o mecanismo de corrosão à vida útil foi elaborado por Tuutti (1982), que dividiu a vida útil total nos estágios de iniciação e de propagação da corrosão, conforme pode ser observado na Figura 19. A etapa de iniciação corresponde ao período de tempo necessário para que agentes nocivos, como CO_2 e íons cloretos, penetrem a camada de cobrimento do concreto e atinjam as armaduras, desencadeando o processo corrosivo; já a etapa de propagação consiste no avanço e desenvolvimento da corrosão até que se atinja um grau máximo aceitável de degradação (RIBEIRO *et al.*, 2018).

Figura 19 – Modelo de previsão de vida útil elaborado por Tuutti



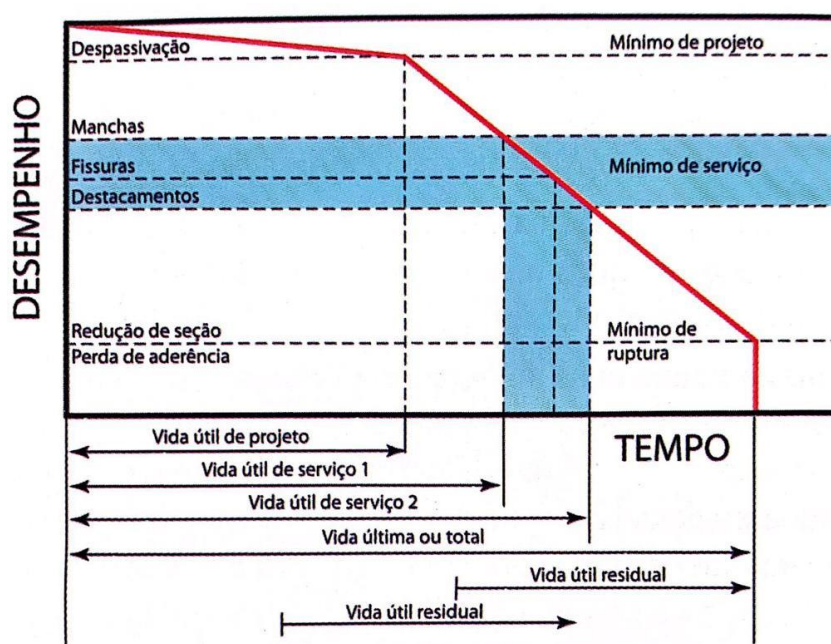
Fonte: adaptado de Tuutti (1982, p. 18).

Tuutti (1982) esclarece que a duração do período de iniciação depende do teor de substâncias estimuladoras da corrosão existentes na microestrutura do concreto e da velocidade com que a camada de cobrimento é modificada por tais substâncias. Assim, a fase inicial da corrosão é determinada por parâmetros como tipo do cimento utilizado, porosidade superficial do concreto, tipo de aço e classe de agressividade ambiental (FIGUEIREDO; MEIRA, 2022), ressaltando a importância das decisões de projeto para a longevidade das estruturas. Em consenso, Andrade (1997) destaca que os aspectos mais relevantes para a durabilidade das edificações são definidos na etapa de projeto.

Complementando o modelo de Tuutti, Helene (1993) propõe frações distintas da vida útil – baseadas, também, nos avanços da corrosão – e que são expostas na Figura 20. Consoante Helene (1993), a vida útil de uma estrutura divide-se em:

- vida útil de projeto: período necessário para que ocorra a despassivação das armaduras, pela ação dos íons cloretos ou do CO_2 . Corresponde ao período de iniciação proposto por Tuutti;
- vida útil de serviço: período necessário para o surgimento dos sintomas visíveis da corrosão ao concreto, na forma de manchas na superfície externa, fissuras ou deslocamento da camada de cobertura. A determinação do seu fim pode variar dependendo do tipo de estrutura;
- vida útil total: período marcado por perdas significativas na seção da armadura, na aderência entre o aço e o concreto e na capacidade portante do concreto. A vida útil total é findada com o colapso parcial ou total da estrutura;
- vida útil residual: considera o período no qual a estrutura ainda é capaz de cumprir suas funções. A determinação da vida útil residual é realizada mediante vistoria técnica.

Figura 20 – Conceituação de vida útil das estruturas de concreto tomando-se por referência o fenômeno de corrosão das armaduras



Fonte: Medeiros, Andrade e Helene (2022, p. 862), adaptado de Helene (1993, p. 50).

A década de 90 foi marcada por inquietações da comunidade científica nacional e internacional para a inclusão das concepções acerca de vida útil nos projetos de estruturas de concreto (HELENE, 2010). Atentando-se a isso e tendo em vista os prejuízos do processo corrosivo à durabilidade e à vida útil das estruturas de concreto armado, a ABNT NBR 6118:2023 – *Projeto de estruturas de concreto – Procedimento* estabeleceu as classes de agressividade ambiental (CAA) – I fraca, II moderada, III forte e IV muito forte – de acordo com o risco de deterioração que cada ambiente impõe às estruturas.

As classes III e IV oferecem risco grande e elevado de deterioração, respectivamente, e correspondem aos ambientes sujeitos à ação de íons cloretos ou à ação de CO₂, sendo a classe III destinada aos locais marinhos ou industriais e a classe IV correspondente aos ambientes industriais quimicamente agressivos ou locais sujeitos a respingos de maré. No entanto, destaca-se a carência de uma classe ambiental que considere a ação de CO₂ e de íons cloretos concomitantemente.

Com base nas classes de agressividade estabelecidas, a NBR 6118 (ABNT, 2023) estipula, ainda, valores máximos de relação água/cimento, classe de resistência e espessuras de cobrimento para concretos, tanto armado, quanto protendido, que devem ser atendidos pelos projetistas e executores, visando a utilização de concretos mais resistentes ao ingresso de substâncias agressivas e, portanto, mais duráveis.

2.5 AÇO MICROCOMPÓSITO

Como a corrosão do aço no interior do concreto é um importante mecanismo de deterioração, para viabilizar a captura e o armazenamento de carbono nas estruturas de concreto é imprescindível o emprego de materiais mais resistentes ao processo corrosivo, como o aço microcompósito (MC) em substituição ao aço convencional. Essa alternativa tem em conta que a composição química do aço utilizado influi nas propriedades e na qualidade do filme de passivação, que se constitui da barreira química do aço contra a corrosão (KREIN, 2020). Em harmonia, Liu *et al.* (2016) defendem que aprimorar a resistência do aço à corrosão é a melhor estratégia para intensificar a durabilidade do concreto.

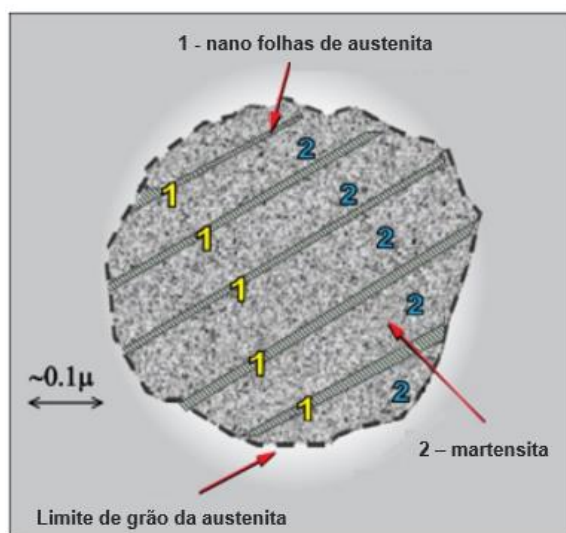
O *Micro-Composite Multi Structural Formable* – MMFX, ou também chamado de aço microcompósito, foi a denominação dada por Gareth Thomas ao desenvolver um aço baixo carbono contendo teores de cromo de 9% a 11%. (LIU *et*

al., 2016). Denomina-se composto um material polifásico, que possui parcela relevante das propriedades das fases constituintes, de modo que haja um melhor arranjo de propriedades (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2021).

No processo de fabricação das barras MC – que consistem em materiais contendo cromo e baixo teor de carbono – o aço é laminado em temperaturas bem controladas e resfriado sob uma variação de temperatura específica; aliado a isso, os constituintes químicos desse tipo de material fornecem uma microestrutura distinta do aço carbono convencional, que é formado, basicamente, de ferritas e carbonetos; esses componentes, sob determinadas condições, atuam como ânodo e cátodo, respectivamente, ocasionando a formação de uma célula galvânica que desencadeia a corrosão do material (CHROMX, 2019).

Em contrapartida, devido ao tratamento térmico no qual o aço MC é submetido, sua microestrutura é constituída de martensita e austenita, relativamente desprovida de carbonetos, que tendem a inibir a formação da corrosão (CHROMX, 2019). Nessa linha, Callister Jr. e Rethwisch (2021) elucidam que a martensita é formada a partir de um resfriamento brusco até uma temperatura relativamente baixa, o que contribui na prevenção da difusão do carbono. A Figura 21 exemplifica a microestrutura do aço microcompósito, com a existência de austenita e martensita.

Figura 21 – Microestrutura do aço microcompósito ChromX



Fonte: ChromX (2019, p. 5).

Ainda, a adição de cromo ao aço proporciona o aumento de sua temperabilidade, que corresponde à capacidade de endurecimento de uma liga pela

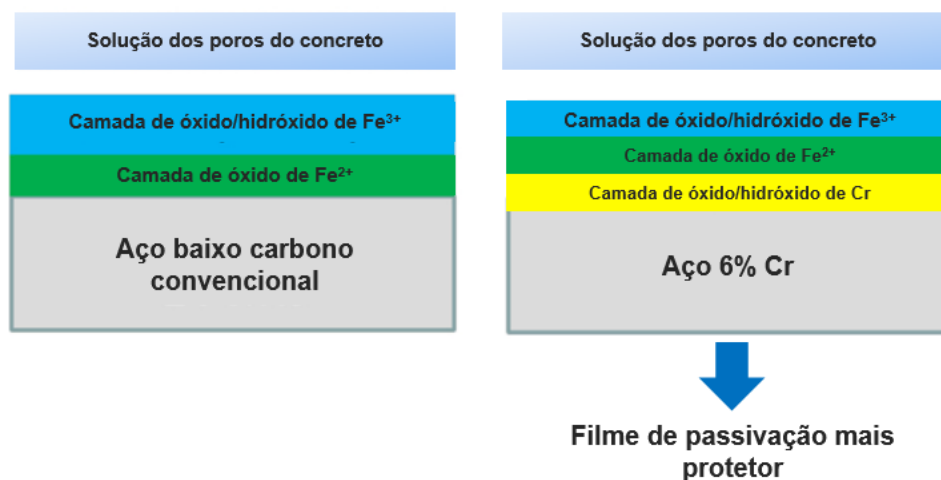
formação de martensita devido a tratamentos térmicos (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2021). Outrossim, a presença de cromo protela as reações de conversão de austenita em perlita – que é composta por camadas alternadas de ferrita e cementita –, possibilitando a formação de uma maior quantidade de martensita (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2021).

Contudo, a resistência elevada ao avanço da corrosão do aço MC não se deve somente à microestrutura desse material, mas também, e majoritariamente, à presença de cromo em sua composição, dependendo do teor desse material utilizado. Esse componente químico acarreta em importantes alterações na camada de passivação das barras metálicas, que é consideravelmente mais estável do que os filmes formados no aços convencionais e isso se deve à presença de óxido de cromo ($\text{Cr}(\text{OH})_3$) e teores mais reduzidos de espécies ferrosas (MANCIO *et al.*, 2008).

A norma ASTM A 1035 (ASTM, 2015) apresenta limites de teores de cromo existentes nos aços ChromX, que variam de 2% até 3,9% para o aço CL, de 4,0% até 7,9% para o aço CM e de 8% até 10,9% para o aço CS. Consoante Luo *et al.* (2015), a existência de constituintes de cromo garante uma maior estabilidade aos filmes de passivação. Já Liu *et al.* (2017) defendem que o incremento nos teores de cromo minimizam os defeitos existentes na camada de passivação.

No aço carbono convencional, a camada de passivação das armaduras é constituída de Fe_3O_4 , que oferece resistência à corrosão; em contrapartida, no aço MC, o filme de passivação é constituído, também, por compostos de cromo, que possuem um potencial protetor superior aos óxidos de ferro (RIBEIRO *et al.*, 2018). A Figura 22 exibe uma comparação entre as películas de passivação geradas no aço carbono convencional e no aço MC contendo 6% de cromo. É possível verificar que o filme formado sobre o aço MC é disposto em bicamadas, isto é, uma camada externa composta por óxidos e hidróxidos de ferro e uma camada interna constituída de compostos de cromo (Al *et al.*, 2016).

Figura 22 – Comparação entre os filmes de passivação formados no aço convencional e no aço com 6% de Cr



Fonte: adaptado de Shi *et al.* (2020, p. 14).

Investigando o comportamento da passivação proporcionada pelo aço MC contendo 6% de cromo, Shi *et al.* (2020) constataram a formação de uma camada de óxidos e hidróxidos de ferro notavelmente mais fina e menos resistente do que a proporcionada pelo aço carbono comum, evidenciando que a capacidade protetora do aço MC deve-se, em especial, à formação de uma película interna de óxido e hidróxidos de cromo. Ai *et al.* (2016) examinaram o desempenho eletroquímico da passivação propiciada por aço MC imersa em soluções com pH de 13,3, 12, 10,5 e 9 e concluíram que a queda na alcalinidade contribui para o enriquecimento do filme de passivação com óxidos de cromo, ao passo que os compostos ferrosos são decompostos gradativamente.

Estudos como os de Liu *et al.* (2016) e Jin *et al.* (2022) comprovaram a existência de óxido cromo na composição do filme de passivação do aço MC e, consoante Jin *et al.* (2022), as camadas passivadoras formadas mantêm uma boa integridade quando expostas à corrosão, apresentando maior estabilidade e resistência frente a esse fenômeno. Shi, Ming e Sun (2017) verificaram que o aço MC apresentou filme de passivação mais resistente e estável comparado ao aço carbono, quando submetidos a uma solução do extrato do cimento Portland, após 10 dias de passivação; em contrapartida, os autores observaram uma inversão no desempenho dos dois tipos de aço quando expostos a uma solução de escória ativada por álcalis.

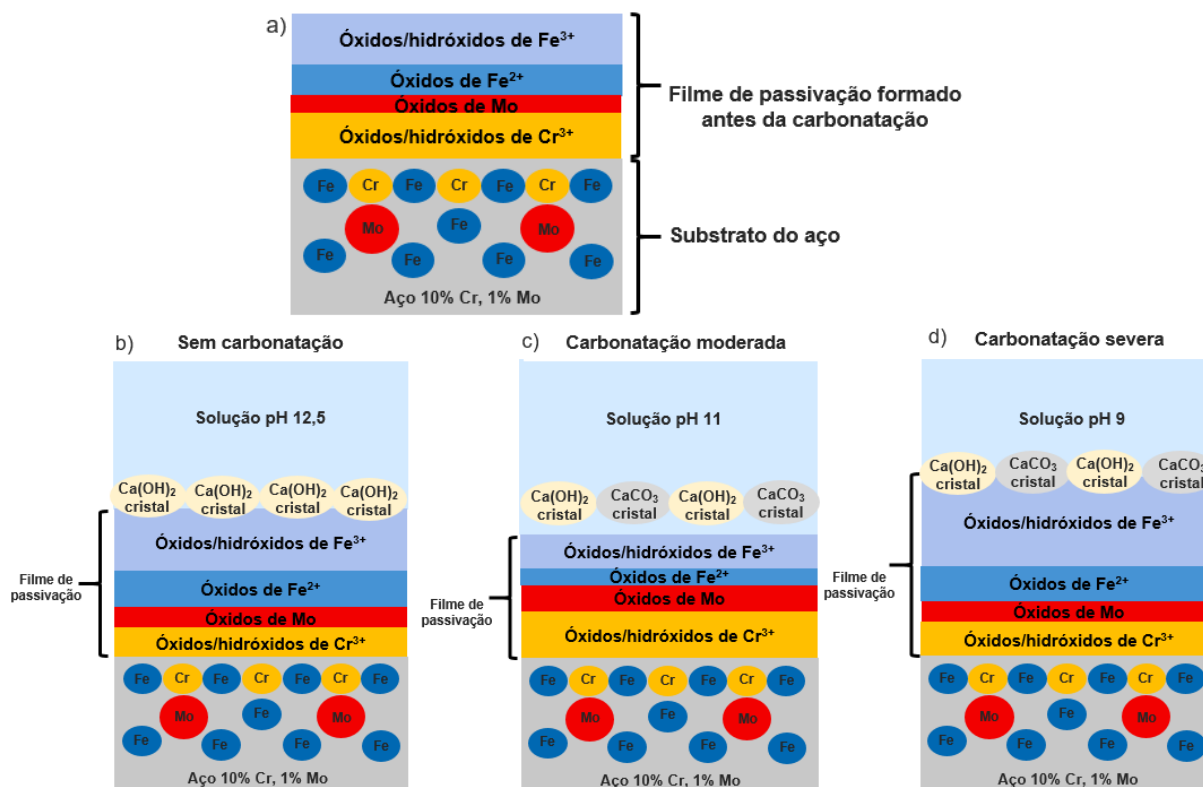
Analisando a extensão da corrosão de barras metálicas contendo diferentes teores de cromo e imersas em solução dos poros de um concreto carbonatado, Liu *et*

al. (2017) averiguaram estado de corrosão ativa no aço contendo 1,5% de cromo, ao passo que as barras com 3% e 5% de Cr evidenciaram resistência elevada à corrosão, sendo que o aço com maior teor de cromo apresentou superfície limpa e lisa, sem evidências visíveis de corrosão, mesmo exposto a condições de severa carbonatação.

Mancio *et al.* (2008) observaram, mediante análise das curvas de polarização, que o aço MC apresenta valores de densidade de corrente de corrosão consideravelmente inferiores aos valores obtidos no aço convencional e, utilizando esses valores para se obter as taxas de corrosão para o aço MC e para o aço carbono, as taxas seriam de 0,128mm/ano e 1,63mm/ano, respectivamente.

Ming, Wu e Shi (2021) investigaram a formação natural do filme de passivação em um aço contendo 10% de Cr e 1% de Mo, bem como as alterações na camada de passivação à medida em que o pH era alterado pelo processo de carbonatação, cujos diagramas são exemplificados na Figura 23.

Figura 23 – Esquematisação da formação do filme de passivação do aço 10% Cr e 1% Mo em diferentes exposições (a) condições naturais (b) antes da carbonatação; (c) carbonatação moderada; e (d) carbonatação severa



Fonte: Adaptado de Ming, Wu e Shi (2021, p. 15).

Os achados dos autores foram os seguintes:

- a) sob condições naturais, houve a formação de uma camada externa de óxidos e hidróxidos de Fe^{3+} , que são mais espessos e menos protetores do que os óxidos de Fe^{2+} que, por sua vez, são mais finos e protetores;
- b) quando o aço foi submetido a uma solução com pH de 12,5 sem carbonatação, verificou-se um aumento da espessura do filme de passivação, ocorrendo a precipitação dos cristais de CaOH_2 na superfície da barra;
- c) com a redução do pH para 11, em condições de carbonatação moderada, observou-se uma redução na espessura da camada de compostos ferrosos, que foi mais evidenciada nas camadas de óxidos e hidróxidos de Fe^{3+} , devido à possível dissolução de íons carbonatos. Ao mesmo tempo, houve o espessamento das camadas de Cr e Mo, promovendo uma elevada resistência à corrosão, superior à alcançada em pH 12,5 e 9, sugerindo que as condições moderadas de carbonatação podem aprimorar a passivação do aço;
- d) com a queda na alcalinidade (pH de 9), foi observado um aumento na espessura da camada externa de compostos ferrosos, em especial os óxidos/hidróxidos de Fe^{3+} , e, devido à alcalinidade reduzida, houve a transformação de alguns óxidos Fe^{2+} em óxido/hidróxido de Fe^{3+} . No entanto, o aumento da camada interna de cromo, em solução alcalina, podem ser suprimidos pela camada externa espessa rica em compostos ferrosos.

Por fim, os autores concluíram que a qualidade da passivação promovida pelo aço em estudo é fortemente controlada pela espessura da camada interna de óxidos de cromo. Os estudos citados acerca da utilização do aço microcompósito ressaltam a necessidade de materiais alternativos ao aço carbono convencional, sobretudo em condições favoráveis ao processo de corrosão, que vem se mostrando, ao longo dos anos, como o maior causador de envelhecimento precoce das estruturas de concreto.

3 METODOLOGIA

Neste capítulo são apresentados e detalhados o planejamento do programa experimental, os materiais utilizados e os métodos de ensaios realizados.

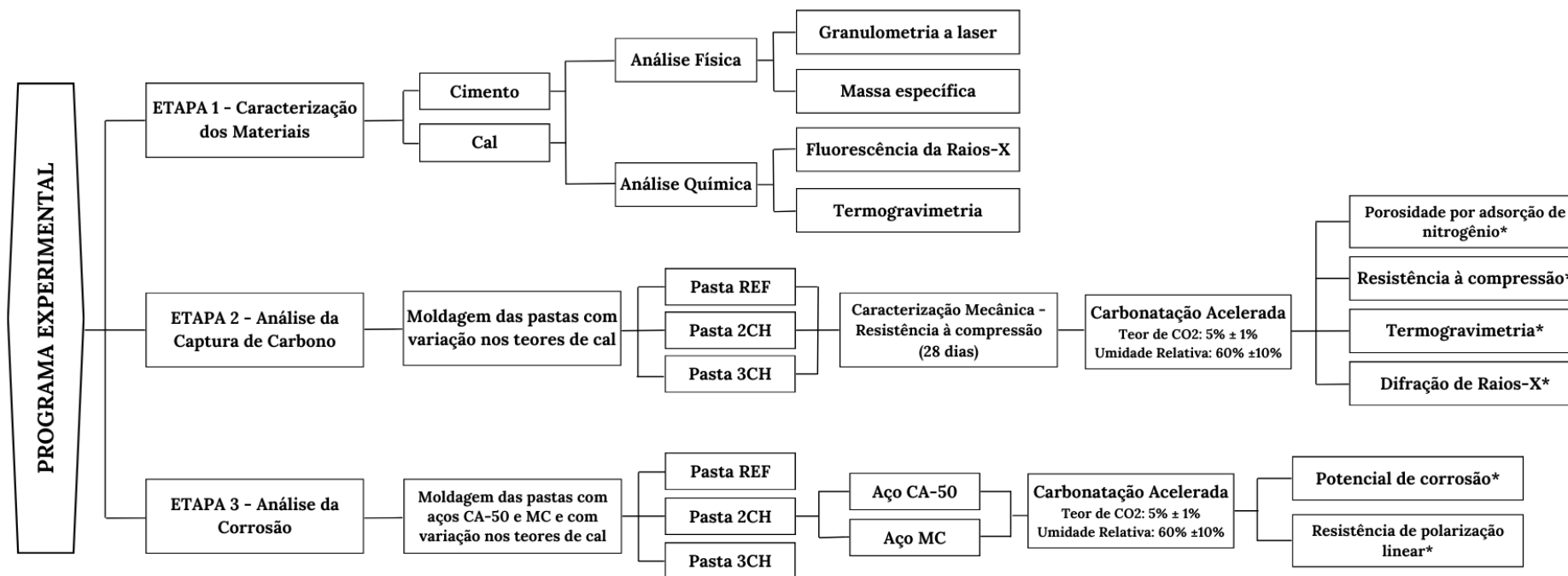
3.1 PLANEJAMENTO DO PROGRAMA EXPERIMENTAL

A fim de averiguar a capacidade de captura e armazenamento de carbono em pastas cimentícias com diferentes teores de cal, e o potencial de corrosão em aços microcompósitos em condições de carbonatação, em comparação ao aço convencional, o programa experimental foi dividido em três etapas, conforme esquematizado na Figura 24. Destaca-se que as adições de cal hidratada às matrizes cimentícias visam maximizar a carbonatação das pastas em função do maior montante de Ca(OH)_2 disponível e, embora a cal hidratada também seja um material cujo processo de calcinação implica em emissões de CO_2 , outros meios de captura de carbono incluem o sequestro diretamente na fonte, de forma a minimizar os impactos causados pela produção da cal.

A Etapa 1 consiste na caracterização dos materiais empregados na produção das pastas – cimento e cal – mediante análises química, física e térmica. A Etapa 2 tem enfoque na análise da captura de CO_2 em pastas cimentícias com diferentes teores de cal hidratada, após exposição à carbonatação acelerada. Por fim, Etapa 3 consiste na análise da corrosão por carbonatação do aço microcompósito em relação ao aço CA-50, quando inseridos em pastas cimentícias com variações no teor de cal hidratada e expostas à carbonatação acelerada.

A Tabela 5 apresenta um resumo de todos os ensaios realizados durante o programa experimental, formato e tamanho das amostras, bem como a idade de cada ensaio. Ressalta-se, porém, que como as amostras foram submetidas à ação do CO_2 visando a carbonatação completa e tendo em vista os distintos formatos das amostras (pastilhas e corpos de prova cilíndricos com e sem aço), o tempo de exposição ao CO_2 foi diferente para cada tipo de amostra, o que fez com que os ensaios fossem realizados em idades desiguais (24 semanas, 31 semanas e 37 semanas), conforme pode ser observado na Tabela 5.

Figura 24 – Fluxograma esquemático do programa experimental



*Ensaio realizado em amostras carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC) de mesma idade para comparação dos efeitos da carbonatação.

Fonte: Autora (2024)

Tabela 5 – Resumo dos ensaios realizados, formato e dimensões das amostras e idades ensaiadas

Ensaio	Amostra	Tamanho	Idade (semanas)	
Difração de Raios-X	Pastilha	$\varnothing = 21,6\text{mm}$, $e = 2\text{mm}$	NC	24 semanas
			CA	24 semanas (4 NC + 20 CA)
Termogravimetria	Pastilha	$\varnothing = 21,6\text{mm}$, $e = 2\text{mm}$	NC	24 semanas
			CA	24 semanas (4 NC + 20 CA)
Porosidade por Adsorção de Nitrogênio	Pastilha	$\varnothing = 21,6\text{mm}$, $e = 2\text{mm}$	NC	24 semanas
			CA	24 semanas (4 NC + 20 CA)
Resistência à Compressão	CP cilíndrico	$\varnothing = 21,6\text{mm}$, $h = 43,2\text{mm}$	NC	4 semanas e 37 semanas
			CA	37 semanas (4 NC + 33 CA)
Potencial de Corrosão	CP cilíndrico com aço	$\varnothing = 21,6\text{mm}$, $h = 43,2\text{mm}$	NC	31 semanas
			CA	31 semanas (4 NC + 27 CA)
Resistência de Polarização	CP cilíndrico com aço	$\varnothing = 21,6\text{mm}$, $h = 43,2\text{mm}$	NC	31 semanas
			CA	31 semanas (4 NC + 27 CA)

NC = não carbonatado; CA = carbonatado;

Fonte: Autora (2024).

3.2 MATERIAIS

3.2.1 Cimento e cal hidratada

O cimento utilizado foi do tipo CP-V ARI, ensacado, e a cal hidratada foi do tipo CH-I. A caracterização física do cimento e de cal se deu mediante ensaio de massa específica e granulometria a laser. A determinação da massa específica foi realizada no Laboratório de Materiais de Construção da Unisinos, conforme a NBR 16605 (ABNT, 2017), e o líquido utilizado foi o querosene. O ensaio de granulometria a laser ocorreu no Laboratório de Caracterização e Valorização de Materiais da Unisinos por meio do equipamento Microtac, modelo S3500, de acordo com o método ISO 13320-1 (ISO, 2020), realizado por via úmida e tendo como solvente o álcool isopropílico.

A caracterização química do cimento e da cal foi realizada pelo ensaio de espectrometria de fluorescência de raios-X (FRX) por dispersão de energia, realizado no Laboratório de Caracterização e Valorização de Materiais da Unisinos (LCVMat), por meio do equipamento modelo EDX 720 HS, marca Shimadzu. Por fim, a análise térmica sucedeu mediante ensaio de termogravimetria, realizada em termobalança PerkinElmer, modelo STA 8000, no Laboratório de Caracterização e Valorização de Materiais da Unisinos (LCVMat). A taxa de aquecimento utilizada foi de 10°C/min em atmosfera de N₂, no intervalo de temperatura de 25°C a 1000°C.

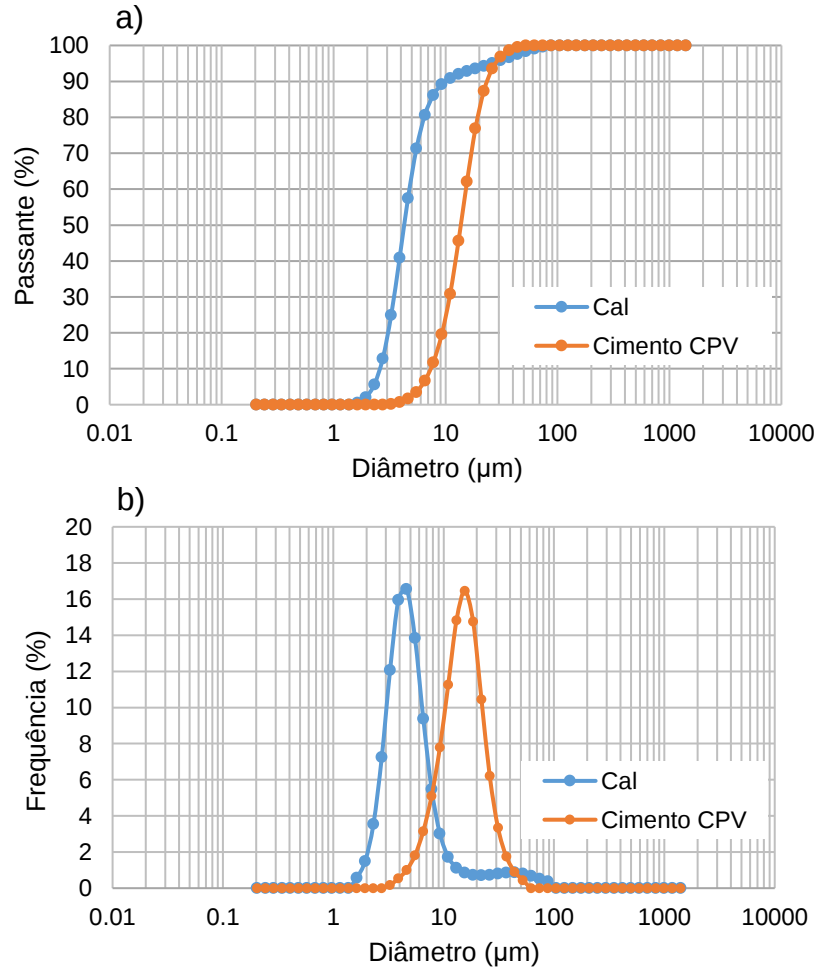
A Tabela 6 apresenta a caracterização física do cimento e da cal utilizados para produção das pastas cimentícias, conforme ensaio de massa específica e granulometria a *laser*. A massa específica encontrada para o cimento CP-V ARI de 2,96g/cm³ é coerente com os resultados encontrados por Fröhlich (2019) e Fante (2020), equivalentes a 2,99g/cm³ e 2,95g/cm³, respectivamente, para o mesmo tipo de cimento. A Figura 25 exibe as curvas e histogramas de distribuição granulométrica do cimento e da cal.

Tabela 6 – Caracterização física do cimento CP V e da cal

	Cimento CP V	Cal
Massa específica (g/cm³)	2,96	2,66
D10 (µm)	7,38	2,60
D50 (µm)	13,69	4,27
D90 (µm)	23,43	9,94

Fonte: Autora (2024).

Figura 25 – (a) Curva e (b) histograma de distribuição granulométrica da cal e do cimento



Fonte: Autora (2024).

A Tabela 7 apresenta a composição química do cimento e da cal utilizados para produção das pastas cimentícias, conforme ensaio de fluorescência de raios-X. Os valores foram equalizados para um total de 100%.

Tabela 7 – Composição química dos materiais utilizados

Composto Químico	Teores (%)	
	CP-V ARI	Cal
CaO	63,25	42,04
SiO ₂	17,45	0,56
Al ₂ O ₃	4,28	0,33
Fe ₂ O ₃	2,48	0,22
MgO	2,21	33,59
SO ₃	2,05	0,03
Na ₂ O	1,38	ND
K ₂ O	0,84	0,08
SrO	0,24	-
TiO ₂	0,25	0,02
P ₂ O ₅	0,09	0,28
MnO	0,03	0,03
Cr ₂ O ₃	0,02	ND
ZnO	0,02	ND
Perda ao Fogo	5,41	22,82

ND = não detectado

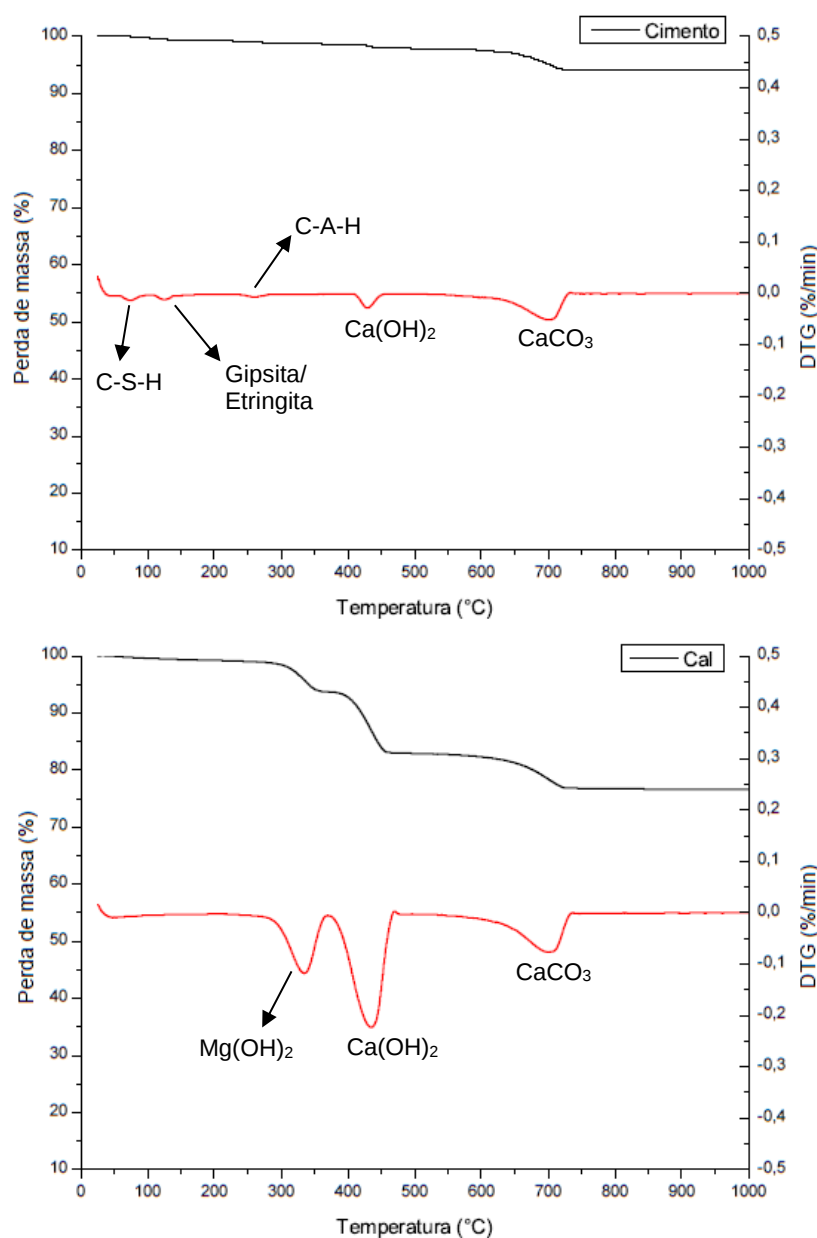
Fonte: Autora (2024).

Referente aos requisitos químicos do cimento, a NBR 16697 (ABNT, 2018) estabelece, para cimento do tipo CP V, um teor máximo de 6,5% de óxido de magnésio (MgO) e 4,5% para trióxido de enxofre (SO₃), e uma perda ao fogo (PF) máxima permitida de 6,5%, expressos em porcentagem de massa. Tendo em vista os quantitativos de 2,21% de MgO, 2,05% de SO₃ e uma perda do fogo de 5,41%, conclui-se que o cimento utilizado atende aos quesitos normativos. Alusivo à cal hidratada, de acordo com a norma EN 459-1 (EN, 2015), por conter um teor de óxido de magnésio (MgO) superior a 30%, a cal utilizada é do tipo dolomítica.

A Figura 26 apresenta os picos endotérmicos das curvas TG/DTG do cimento CP V anidro e da cal hidratada utilizadas no preparo das pastas. O cimento apresentou perda de água entre 60°C e 90°C devido à presença de silicato de cálcio hidratado (C-S-H), o que indica uma pré hidratação do cimento. Lothenbach, Durdzinski e De Weerd (2016) comentam que hidratados do cimento, como o C-S-H, perdem grande parte da água quimicamente combinada em temperaturas inferiores a 105°C. O pico

endotérmico que ocorre entre 100°C e 150°C pode ser associado à presença de gipsita ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) ou de etringita ($\text{C}_6\text{A}\3H_{32}), produto da reação entre o C_3A e a gipsita durante a hidratação. A perda de massa entre 200°C e 300°C corresponde à presença de C-A-H oriundo da hidratação dos aluminatos (C_3A), visto sua interação instantânea com a água e rápida formação de hidratos cristalinos. Dessa forma, a existência de C-S-H e de C-A-H na amostra de cimento evidencia a ocorrência de pré-hidratação do cimento, o que é comum durante o processo de produção e armazenamento do material.

Figura 26 – Curvas TG/DTG dos materiais utilizados: (A) cimento e (B) cal hidratada



Fonte: Autora (2024).

Ainda alusivo à análise térmica do cimento, entre 400°C e 500°C, há a desidroxilação da portlandita (Ca(OH)_2) – com teor estimado em 2,57% –, que pode estar relacionada tanto à hidratação da cal livre existente no cimento – visto que o CaO é fortemente reativo em ambientes com presença de umidade –, quanto à hidratação dos silicatos de cálcio (C_2S e C_3S). Por fim, a perda de massa entre 600°C e 800°C corresponde à decomposição da calcita (CaCO_3) – cerca de 8,36% – em virtude da possível carbonatação do Ca(OH)_2 e também, em grande parte, pela presença de fíler calcário no cimento, visto que a NBR 16697 (ABNT, 2018) permite até 10% desse material no cimento CP-V ARI.

Na Figura 26b, que apresenta as curvas TG/DTG da cal, percebe-se que há perda de massa entre 250°C e 400°C, correspondente à decomposição do hidróxido de magnésio (Mg(OH)_2) presente na cal, com teor de 15,89%. Da mesma forma, o segundo pico – entre 350°C e 500°C – associa-se à decomposição do hidróxido de cálcio (Ca(OH)_2), com uma perda de massa expressiva de 44,69%. Já o último pico, entre 600°C e 800°C é atribuído à decomposição do carbonato de cálcio (CaCO_3) – com um teor medido de 13,14%. O cálculo dos teores dos compostos existentes no cimento e na cal estão detalhados no Apêndice A.

A Tabela 8 apresenta as perdas de massa relativas aos picos endotérmicos dos compostos presentes no cimento CP V e na cal hidratada. O teor medido de CaCO_3 de 8,36% no CP-V ARI é superior, por exemplo, aos verificados por Fröhlich (2019) e Fante (2020), equivalentes a 5,17% e 6,92%, respectivamente.

Tabela 8 – Perdas de massa dos compostos e teor medido de Mg(OH)_2 , Ca(OH)_2 e CaCO_3 do cimento e da cal

Compostos	Intervalo de Temperatura (°C)	Perda de Massa (%)		Teor Medido (%)	
		Cimento	Cal	Cimento	Cal
C-S-H	50 - 100	0,19	-	-	-
Gipsita/Etringita	100 - 150	0,15	-	-	-
C-A-H	200 - 300	0,11	-	-	-
Mg(OH)_2	250 - 400	-	4,91	-	15,89
Ca(OH)_2	350 - 500	0,62	10,87	2,57	44,69
CaCO_3	500 - 800	3,68	5,78	8,36	13,14
Total		4,74	21,56	10,93	73,72

Fonte: Autora (2024).

As perdas de massa totais por termogravimetria do cimento e da cal, equivalente a 4,74% e 21,56%, respectivamente, estão de acordo com a perda ao fogo

do ensaio de FRX (Tabela 7), com valores de 5,41% e 22,82% para o cimento e para a cal, respectivamente. Ainda, a perda ao fogo do cimento encontrada em ambos ensaios está de acordo com o valor máximo de 6,5% para o CP-V, estabelecido pela NBR 16697 (ABNT, 2018).

3.2.2 Aços

Nesta pesquisa, foram utilizados dois tipos distintos de aço: um aço convencional como referência e um aço resistente à corrosão. O aço de referência foi o aço carbono CA-50, produzido pela metalúrgica ArcelorMittal, com diâmetro de 10mm. Já o aço microcompósito foi o ChromX9100, fabricado pela MMFX Steel Corporation, também com diâmetro de 10mm.

A Tabela 9 apresenta os percentuais máximos de constituintes químicos do aço carbono, de acordo com as especificações da NBR 7480 (ABNT, 2022), bem como os teores limites de compostos químicos do aço CS que contém de 8% a 10,9% de cromo e 0,15% de carbono – conforme prescrito na ASTM A1035 (ASTM, 2023) – e que corresponde ao aço microcompósito utilizado nessa pesquisa.

Tabela 9 – Teores máximos na composição do aço carbono e dos aços contendo cromo

Norma	Tipo de Aço	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)
ABNT NBR 7480:2022	CA	0,35	1,5	0,05	0,05	0,5	-
ASTM A1035	CS	0,15	1,5	0,035	0,045	0,5	8,0 – 10,9

Fonte: ABNT (2022, p. 16) e ASTM (2023, p. 2).

3.2.3 Aditivo

Tendo em vista as variações nos teores de cal hidratada e a relação a/c constante de 0,65 das pastas cimentícias, foi utilizado aditivo a fim de corrigir a consistência de modo que as pastas com adições de cal tivessem o mesmo espalhamento da pasta referência (± 5 mm). Ainda, ressalta-se que a relação a/c de 0,65 foi adotada visando facilitar a difusão do CO₂ para o interior da pasta e, com isso, maximizar a carbonatação.

O aditivo utilizado foi do tipo superplastificante sintético à base de polímeros policarboxilatos MC-PowerFlow 4001, fabricante MC-Bauchemie. A Tabela 10 a seguir apresenta as características do aditivo, conforme fabricante.

Tabela 10 – Propriedades físico/químicas do aditivo utilizado

Propriedades físico/químicas	
Densidade	1,12 kg/L
Dosagem Recomendada	$\geq 0,2\% \leq 5,0\%$ sobre o peso do cimento
Estado	Líquido
Cor	Marrom
Tipo	Redutor de água - Tipo 2 (RA2)

Fonte: MC-Bauchemie (2022).

3.3 PROCEDIMENTOS DE DOSAGEM, MOLDAGEM E CURA

3.3.1 Preparo, moldagem e armazenamento

Neste item, será detalhado o processo de preparo dos moldes, procedimento de moldagem e forma de armazenamento das amostras produzidas.

3.3.1.1 Pastas cimentícias

Foram moldadas três tipos de pastas cimentícias, sendo a pasta REF (sem adição de cal) e pastas com adições de cal de 73% e 109% em relação ao quantitativo de cimento, denominadas de 2CH e 3CH, respectivamente. Os valores de 73% e 109% equivalem ao dobro (pasta 2CH) e ao triplo (pasta 3CH) do montante total de Ca(OH)_2 gerado naturalmente pela completa hidratação do cimento. O cálculo referente ao quantitativo de cal utilizada em cada pasta encontra-se no Apêndice B.

Os traços das pastas produzidas estão expostos na Tabela 11. Ressalta-se que o uso de aditivo superplastificante foi necessário a fim de corrigir o espalhamento das pastas com cal para a mesma consistência da pasta de referência ($141,53\text{mm} \pm 5\text{mm}$), atentando-se para o intervalo de dosagem recomendado pelo fabricante, conforme consta na Tabela 10.

Tabela 11 – Traços das pastas cimentícias produzidas

Pasta	Cimento (g)	Água (g)	Cal (g)	Aditivo (g)	Aditivo* (%)	Espalhamento (mm)	a/c	a/(cimento+cal)
REF	500,00	325,00	-	-	-	141,53	0,65	0,65
2CH	500,00	325,00	365,00	4,88	0,98	137,46	0,65	0,38
3CH	500,00	325,00	547,00	14,55	2,91	140,83	0,65	0,31

*% de aditivo sobre o peso do cimento

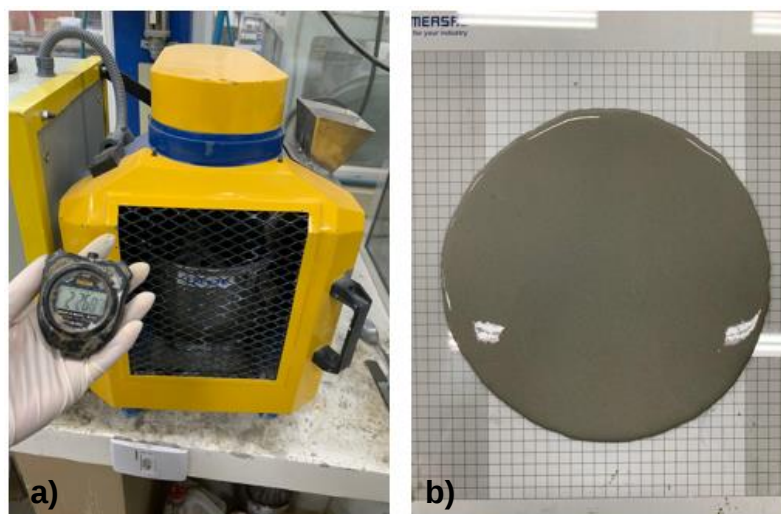
Fonte: Autora (2024).

As pastas foram preparadas na sala climatizada do Laboratório de Materiais de Construção da Unisinos, com temperatura e umidade controladas, de $23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ e $60\% \pm 10\%$, respectivamente. A mistura foi realizada seguindo as recomendações da NBR 16606 (ABNT, 2018), em um tempo total de 180 segundos, adotando as seguintes etapas:

- I) pesagem dos materiais com precisão de $\pm 0,5\text{g}$;
- II) homogeneização manual do aditivo com a água durante 30s (para as pastas com adição de cal);
- III) inserção da água na cuba, seguido do cimento, com acionamento do cronômetro;
- IV) nos 30 segundos subsequentes, o cimento e a água foram mantidos em repouso na cuba;
- V) início da mistura em velocidade baixa, durante 30 segundos; VI) desligamento do misturador por 60 segundos para raspagem das paredes internas da cuba com espátula;
- VII) acionamento do misturador em velocidade alta e mistura da pasta por mais 60 segundos, completando os 3 minutos de mistura (Figura 27a).

Para as pastas 2CH e 3CH, a cal hidratada foi homogeneizada com o cimento previamente à adição na cuba com a água. O misturador mecânico utilizado para preparo das pastas foi da marca Emic, modelo AG-5, com velocidade baixa e alta de rotação da pá de $140 \pm 5 \text{ rpm}$ e $285 \pm 10 \text{ rpm}$, respectivamente. Transcorridos os 180 segundos de mistura das pastas, realizou-se o teste de espalhamento, conforme método o miniabatimento de troco de cone, em que foram medidos dois diâmetros ortogonais da pasta para cálculo do diâmetro médio (Figura 27b)

Figura 27 – Preparo das pastas (a) mistura do misturador mecânico; (b) teste de espalhamento



Fonte: Autora (2024).

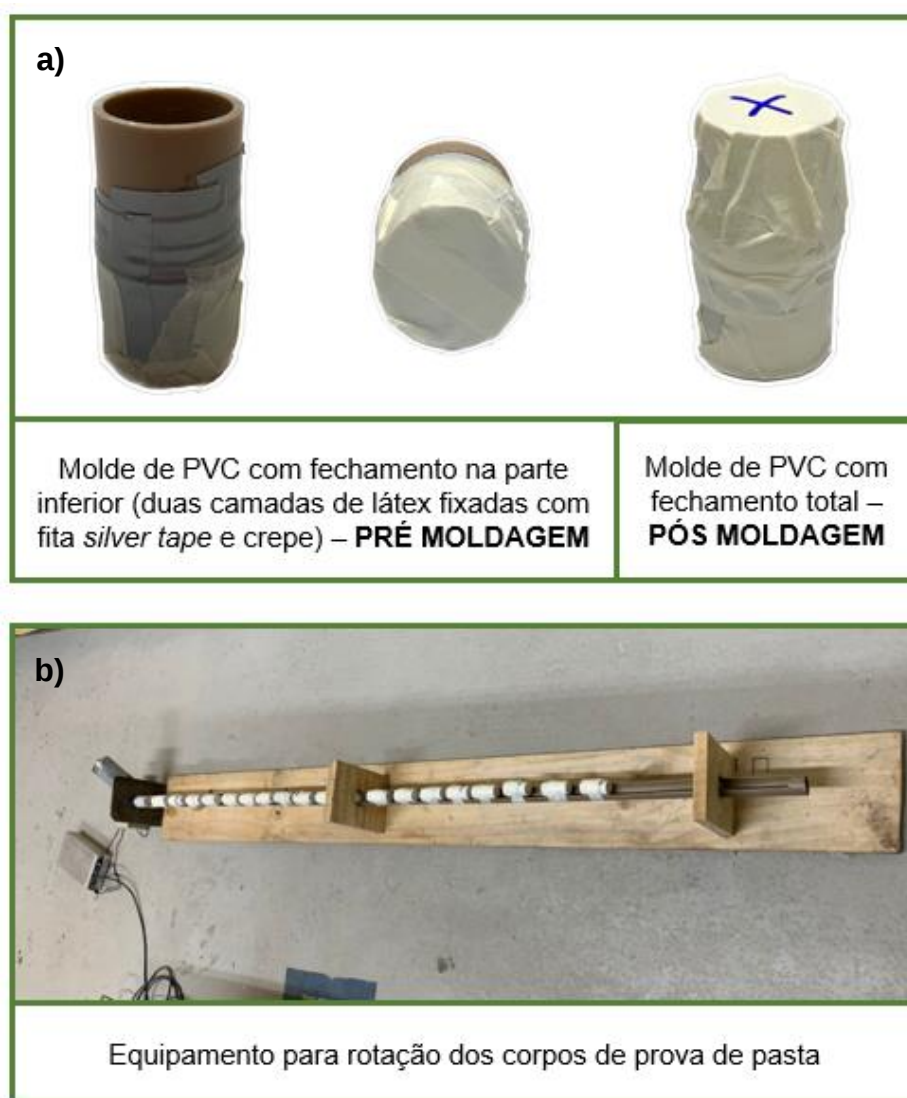
A moldagem das pastas foi em camada única, adensadas em agitador de peneiras – marca Bertel, máquina 1204 e série 9704 – em intensidade média durante 60 segundos para remoção das bolhas de ar.

As pastas foram moldadas em tubos de policloreto de vinila (PVC) de DN 25mm e altura 50mm e, previamente à moldagem, foi aplicado desmoldante à base da água no interior dos moldes para facilitar a desforma. Em virtude da alta relação a/c se tratando de pastas, visando evitar a exsudação da água, desenvolveu-se um dispositivo para manter os corpos de prova em movimento de rotação no eixo longitudinal nas primeiras horas após a moldagem. A ferramenta consiste em um tubo de PVC Ø32mm cortado ao meio para encaixe das amostras, apoiado em mancais de madeira e conectado a um motor de 24V (Figura 28b). Os corpos de prova de pastas foram fixados ao tubo de PVC com fita crepe e mantidos em rotação durante um período de 10 horas após a moldagem, a uma velocidade de 35 rpm. Em seguida, as amostras foram retiradas do equipamento e armazenadas em sala climatizada, com temperatura de $23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ e umidade relativa de $60\% \pm 10\%$ até completar 24h.

Para viabilizar a rotação dos corpos de prova, foi preciso a vedação completa dos moldes para impedir a perda de água da mistura. Para tal, as extremidades dos tubos de PVC foram fechados em látex em duas camadas, fixados com fitas *silver tape* e crepe. O fechamento da parte inferior foi realizado anteriormente ao preparo das pastas e o fechamento da parte superior foi efetuado imediatamente após a moldagem e adensamento das pastas. A Figura 28a exemplifica o procedimento de

preparo dos moldes, antes e após a moldagem, e a Figura 28b apresenta o equipamento de rotação dos corpos de prova. As amostras foram desmoldadas 24 horas após a moldagem e submetidas à cura em sala úmida por 28 dias.

Figura 28 – Procedimentos de moldagem (a) preparo dos moldes de PVC; (b) dispositivo para rotação dos corpos de prova

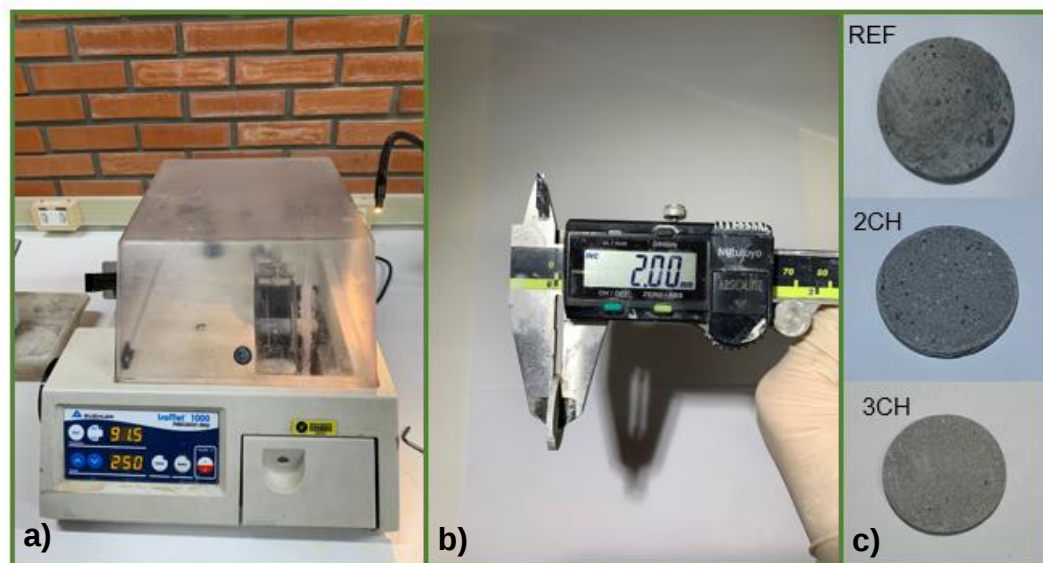


Fonte: Autora (2024).

Para os ensaios de termogravimetria, difração de raios-X e porosidade por adsorção de nitrogênio, os corpos de prova cilíndricos – decorridos os 28 dias de cura – foram cortados em pastilhas de cerca de 2mm de espessura com auxílio da serra de precisão IsoMet 1000, modelo 4100NB, marca Buehler, na velocidade de 250 rpm. Procedimento semelhante também foi realizado por Soja (2019). A fim de evitar a lixiviação da cal hidratada durante o corte, realizou-se o resfriamento do disco com álcool isopropílico. Foram desprezados cerca de 50mm de cada extremidade dos

corpos de prova. Parte das pastilhas foi submetida à câmara de carbonatação e outra parte foi armazenada em sacos plásticos com fecho para posterior análise das amostras não carbonatadas. A Figura 29 ilustra o procedimento de corte das pastilhas de pasta cimentícia.

Figura 29 – Corte das pastilhas de pasta cimentícia: (a) serra de precisão utilizada; (b) aferição da espessura das pastilhas com paquímetro; (c) pastilhas após o corte



Fonte: Autora (2024).

As amostras destinadas ao ensaio de resistência à compressão tiveram suas faces superior e inferior retificadas, adotando as dimensões finais de 43mm de altura e Ø21,6mm, mantendo a proporção de 2:1. O processo de retificação foi realizado no equipamento IsoMet 1000, modelo 4100NB, marca Buehler, na velocidade de 250 rpm, também com o uso de álcool isopropílico para resfriamento do disco de corte, evitando, assim, a lixiviação da cal hidratada. Parte das amostras foi submetida à câmara de carbonatação e as demais foram armazenadas em sacos plásticos com fecho para posterior análise das amostras não carbonatadas.

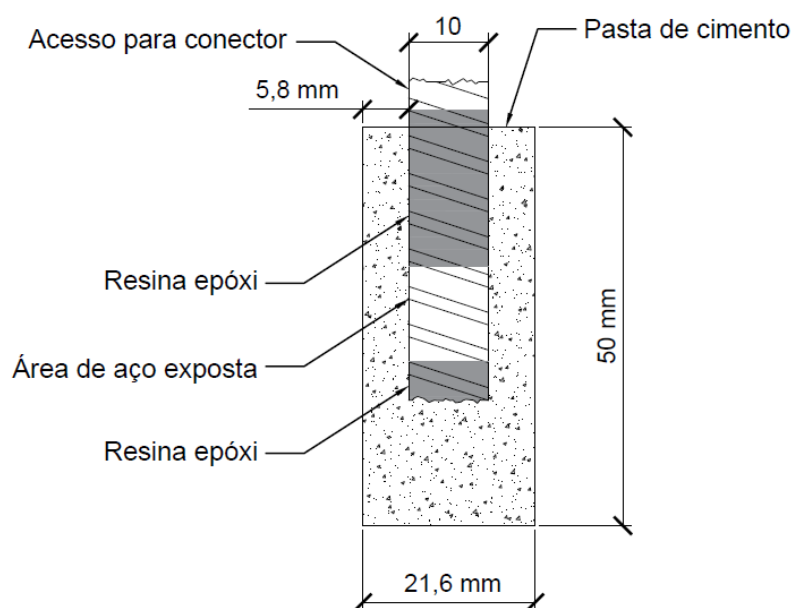
3.3.1.2 Pastas cimentícias com aço

Inicialmente, os aços CA-50 e microcompósito (com 10mm de diâmetro) foram cortados em partes de 4cm e 3cm de comprimento, respectivamente. Os aços foram desengordurados com acetona e limpos com metanol afim de remover quaisquer impurezas da superfície, consoante orientações da NBR 15158 (ABNT, 2016). O

procedimento de limpeza foi realizado previamente à aplicação do epóxi e à fixação dos aços nas tampas de plástico, conforme a posteriori detalhado.

Na investigação da corrosão – realizada mediante os ensaios de resistência de polarização linear e potencial de corrosão – é necessário conhecer a área do aço exposta aos ensaios. Para isso, foi aplicado resina epóxi sob os aços a fim de controlar a extensão de superfície exposta, adotada em 12mm para todos os aços e área calculada de 3,77cm², desprezando-se as nervuras. Devido à existência de irregularidades na extremidade inferior dos aços, oriundas do procedimento de corte, foi aplicado revestimento epóxi também na ponta inferior dos aços, visto que essa extremidade se mantém inserida na pasta cimentícia e causaria alterações na área de aço exposta aos ensaios devido a sua forma desigual. O mesmo foi observado na extremidade superior dos aços; no entanto, essa ponta superior é mantida para fora da pasta cimentícia para posterior conexão entre os conectores do potenciostato e o aço para realização dos ensaios e, por isso, não foi aplicado resina epóxi na extremidade superior do aço. A Figura 30 apresenta um desenho esquemático do corpo de prova de pasta contendo o aço. Nota-se que a camada de cobertura corresponde a 5,8mm, o que visa facilitar o acesso do CO₂ para o interior da matriz cimentícia e, com isso, o contato dos aços com a pasta carbonatada.

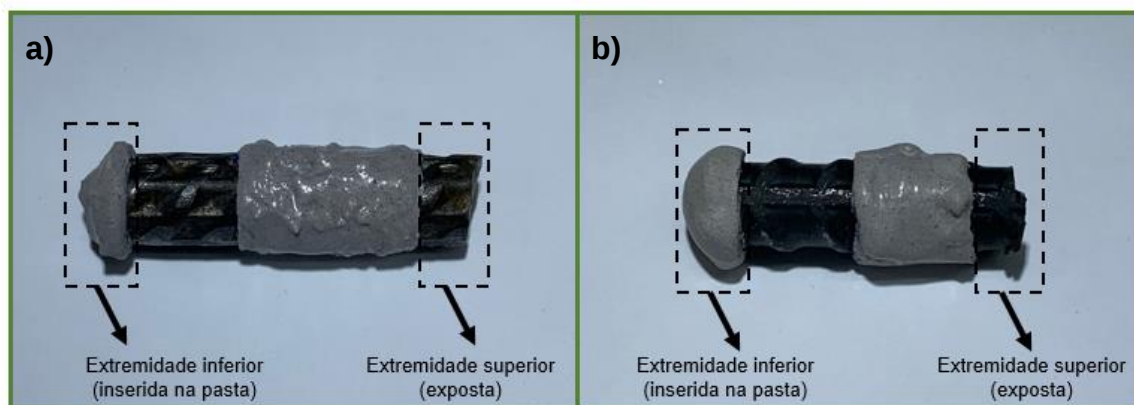
Figura 30 – Desenho esquemático do corpo de prova com aço



Fonte: Autora (2024).

O adesivo epóxi utilizado foi o Sikadur Epóxi, de média fluidez. A aplicação foi realizada com pincel de 1 polegada, em 2 demãos e respeitando as orientações do fabricante. A Figura 31 ilustra os aços CA-50 e microcompósito após a aplicação do epóxi.

Figura 31 – Aços após a aplicação da resina epóxi (a) aço CA-50; (b) aço microcompósito



Fonte: Autora (2024).

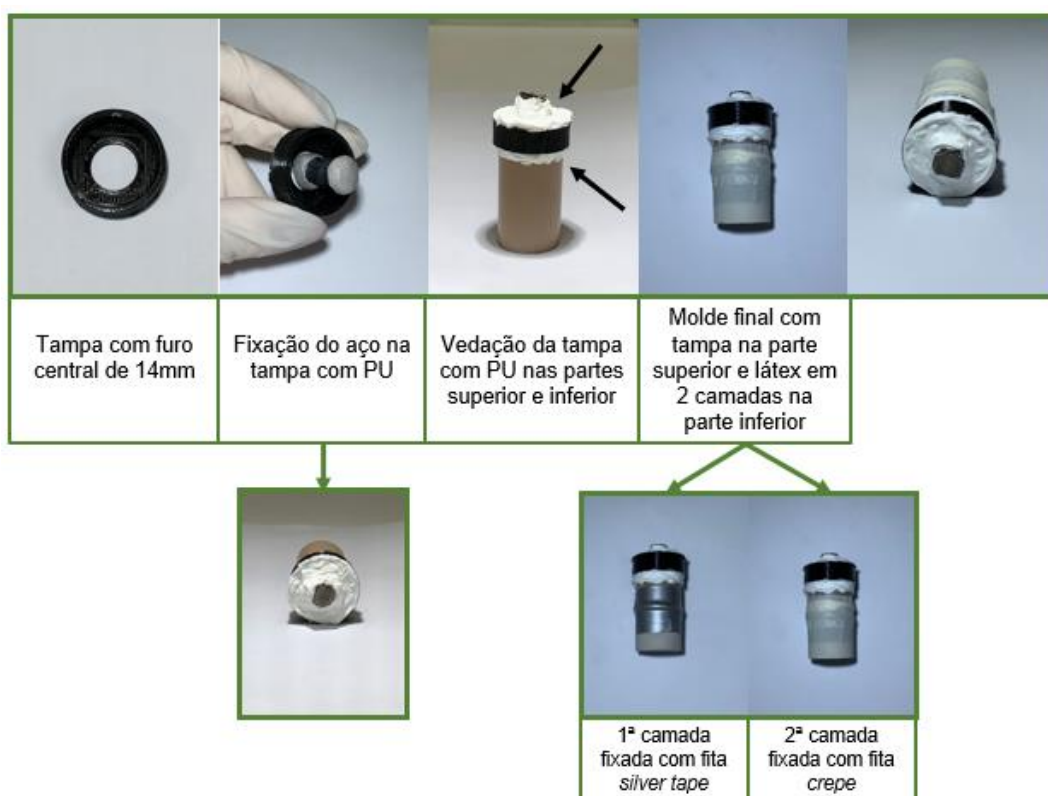
Para a moldagem dos corpos de prova de pasta cimentícia com aço foram produzidas tampas compostas de filamentos de polímero termoplástico – desenvolvidas no Laboratório de Maquetaria da Unisinos e impressas na impressora 3D, marca Sethi3D, modelo S3X – para fechamento de uma das extremidades dos moldes de PVC. As tampas foram produzidas com um furo central de 14mm de forma a manter uma ponta do aço para fora do molde e da pasta cimentícia para subsequente realização dos ensaios de corrosão, permitindo a posterior conexão do aço com os conectores do potenciostato.

Tendo em vista que, após a aplicação do adesivo epóxi, os aços possuem diâmetro médio de 13,5mm e o furo central das tampas é de 14mm, foi necessário aplicação de um material à base de poliuretano (PU) para vedação do vão existente entre o aço e a tampa. Visando promover a melhor estanqueidade possível do sistema, foi aplicado PU em toda a superfície superior das tampas e, também, no encontro entre o molde de PVC e a tampa, de forma a bloquear qualquer possível saída de água do molde. O PU utilizado foi à base de polímero híbrido com silanos modificados, tixotrópico e com densidade característica de 1,70 g/mL.

O preparo das pastas ocorreu conforme descrito no item 3.3.1.1. A moldagem foi realizada já com o aço e a tampa inseridos no molde de PVC e foi aplicado

desmoldante à base da água no interior dos moldes para facilitar a desforma. Após o adensamento das pastas no agitador de peneiras em intensidade média durante 60 segundos, os moldes com a pasta em estado fresco foram fechados na outra extremidade com duas camadas de látex fixadas com fita *silver tape* e fite crepe, conforme também realizado na moldagem das pastas cimentícias sem aço (item 3.3.1.1). A Figura 32 expõe o processo de montagem do molde para as pastas cimentícias com aço.

Figura 32 – Procedimento de montagem dos moldes de PVC para pasta cimentícia com aço



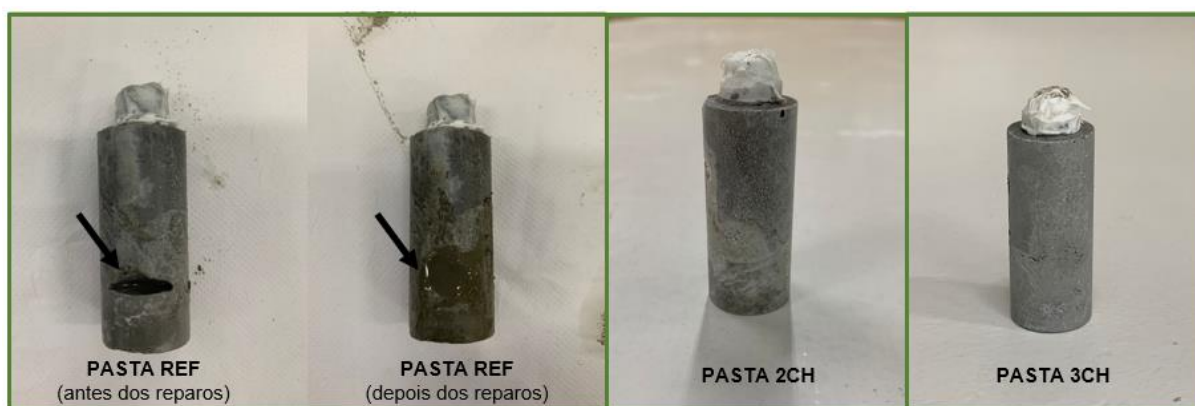
Fonte: Autora (2024).

Os corpos de prova foram desmoldados após 24h. Verificou-se que algumas amostras da pasta REF apresentaram falhas pontuais de moldagem, na forma de vazios e bolhas de ar, o que poderia ocasionar um avanço desigual da carbonatação nas amostras. A fim de corrigir tais imperfeições, preparou-se uma nova mistura da pasta REF e, após 5 horas do término do preparo – quando a pasta já se encontrava menos fluída e mais consistente devido ao início de pega, possibilitando, assim, o melhor manuseio da pasta para reparo das imperfeições – os vazios das amostras foram tapados e preenchidos com a pasta.

Durante o tempo de espera de 5 horas, a pasta foi mantida em um recipiente tampado para evitar a evaporação da água e a pasta foi mexida regularmente para minimizar a exsudação da água. É digno de destaque que, visando evitar quaisquer alterações no avanço da carbonatação, as amostras reparadas – conforme procedimento acima descrito – não foram expostas à ação do CO₂, isto é, foram resguardadas para posterior realização dos ensaios de corrosão em amostras não carbonatadas (NC).

Outrossim, para evitar a corrosão durante o período de cura e carbonatação, revestiu-se a parte exposta dos aços com poliuretano, que foi posteriormente removido após findada a exposição à carbonatação. A Figura 33 apresenta os corpos de prova das três pastas produzidas com aço, após a desforma.

Figura 33 – Corpos de prova de pasta com aço após a desforma



Fonte: Autora (2024).

Após realizados os devidos reparos nos corpos de prova da pasta referência, as amostras foram submetidas à cura submersa em sala úmida por um período de 28 dias. Passados o período de cura, parte dos corpos de prova foram colocados na câmara de carbonatação e os demais foram armazenados em sacos plásticos com fecho e mantidos em sala climatizada, com temperatura e umidade controlada, para posterior análise da corrosão em amostras não carbonatadas.

3.4 MÉTODOS DE ENSAIO

3.4.1 Carbonatação acelerada

Após os 28 dias de cura, as amostras – pastilhas e corpos de prova cilíndricos – foram submetidos ao ensaio de carbonatação acelerada a fim de expor as pastas à

ação do CO₂. Destaca-se que um quantitativo de amostras não foi exposto à carbonatação e foi resguardado para posterior comparação entre as amostras carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC). A parcela de amostras resguardada foi acondicionada em embalagens plásticas com fecho e armazenada em sala climatizada até a posterior realização das análises. O ensaio de carbonatação foi realizado no Laboratório de Materiais de Construção (LMC) da Unisinos. A carbonatação acelerada foi conduzida em câmara climática, com temperatura de 23°C $\pm$ 2°C, umidade relativa de 60% $\pm$ 10% e concentração de CO₂ de 5% $\pm$ 1%, conforme ilustrado na Figura 34.

Figura 34 – Amostras inseridas na câmara de carbonatação



Fonte: Autora (2024).

Diversos estudos adotaram concentrações de CO₂ entre 3% e 10% em ensaios de carbonatação acelerada (MORANDEAU; THIÉRY; DANGLA, 2014; MORANDEAU; WHITE, 2015; SELLA, 2022; SHAH; BISHNOI, 2018; LIU *et al.*, 2022). Para teores de CO₂ acima de 10%, ocorrem alterações na microestrutura dos compósitos (CUI *et al.*, 2015), com uma descalcificação-polimerização do C-S-H mais acentuada (CASTELLOTE *et al.*, 2009). Auroy *et al.* (2018) e Castellote *et al.* (2009) constataram que ensaios de carbonatação acelerada com concentrações de 3% de CO₂ se aproximam da carbonatação em condições naturais a longo prazo ($\cong$ 0,03% CO₂), ao

passo que teores mais elevados de CO_2 , como 10%, geram dissemelhanças. À vista disso, foi adotado um teor de CO_2 de 5% para otimização do tempo de ensaio.

Durante à exposição das pastas à ação do CO_2 , o controle do avanço da carbonatação se deu mediante aspersão de indicador químico de pH, empregando-se solução alcóolica de fenolftaleína. Para isso, as pastilhas e os corpos de prova cilíndricos foram quebrados ao meio para aspersão do indicador e a aferição da profundidade de carbonatação foi realizada após 10 minutos da aspersão da substância.

A fim de acelerar e completar o processo de carbonatação das amostras, após 18 semanas do início da carbonatação, as pastilhas das pastas com cal – 2CH e 3CH – foram moídas em almofariz de Ágata até a granulometria de toque de talco, conforme ilustra a Figura 35, e submetidas novamente à carbonatação por mais 2 semanas, completando um período de 20 semanas de carbonatação. Ressalta-se que esse procedimento de moagem foi necessário pois as pastilhas de pasta com cal ainda não tinham alcançado a carbonatação completa após 18 semanas de exposição ao CO_2 . As pastilhas da pasta REF, uma vez que já se encontravam completamente carbonatadas, foram mantidas na câmara de carbonatação até as 20 semanas.

Figura 35 – Moagem das pastilhas em almofariz de Ágata



Fonte: Autora (2024).

3.4.2 Difração de raios-X

O ensaio de difração de raios-X (DRX) foi realizado nas amostras de pastilhas carbonatadas – transcorridas as 20 semanas de exposição na câmara de carbonatação – e, também, nas amostras de pasta não carbonatadas de mesma idade.

Para preparação das amostras, separou-se duas pastilhas de cada pasta – cerca de 2g –, que foram fragmentadas, destorroadas e homogeneizadas manualmente em almofariz de ágata até que atingissem a granulometria necessária para o ensaio (toque de talco) – conforme ilustrado na Figura 35. Nesse procedimento, as amostras em pó não foram passadas na peneira para evitar uma possível separação das fases. Após secagem em estufa a 40°C por 15 minutos, as amostras foram quarteadas e depositadas em recipientes de acrílico com tampa, armazenados em dessecador até a realização do ensaio.

A preparação das amostras foi feita no Laboratório de Materiais de Construção da Unisinos (LMC), ao passo que o ensaio foi realizado no Laboratório de Difratometria de Raios-X da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). O difratômetro de raios-X utilizado foi da marca Siemens (BRUKER AXS), modelo D-5000, com intervalo angular de 5° a 80° 2 θ , passo de 0,0131 e intervalo de passo de 97,92s. A interpretação dos difratogramas foi realizada no software *Highscore Plus Help System*, juntamente com o *OriginPro*.

3.4.3 Termogravimetria

O ensaio de termogravimetria (TG/DTG) foi realizado nas amostras de pastilhas carbonatadas – transcorridas as 20 semanas de exposição na câmara de carbonatação – e, também, nas amostras de pasta não carbonatadas de mesma idade. A carbonatação e captura de carbono por compósitos cimentícios também foi investigada por esse mecanismo em estudos como os de Moon e Choi (2018), Ohenoja (2020), Sella (2022), Liu *et al.* (2022) e Qin *et al.* (2022)

Para preparação das amostras, separou-se 2 pastilhas de cada pasta – cerca de 2g –, que foram fragmentadas, destorroadas e homogeneizadas manualmente em almofariz de ágata até que atingissem a granulometria necessária para o ensaio (toque de talco) – conforme ilustrado na Figura 35. Nesse procedimento, as amostras em pó não foram passadas na peneira para evitar uma possível separação das fases. Após secagem em estufa a 40°C por 15 minutos, as amostras foram quarteadas e depositadas em recipientes de acrílico com tampa, armazenados em dessecador até a realização do ensaio. Tendo em vista a idade avançada das amostras (24 semanas) e o armazenamento em dessecador com sílica gel, isto é, sem a presença de umidade, não foi realizado o procedimento de interrupção da hidratação.

A preparação das amostras foi feita no Laboratório de Materiais de Construção da Unisinos (LMC). O ensaio foi realizado no Laboratório de Caracterização e Valorização de Materiais (LCVMat), também da Unisinos, em termobalança PerkinElmer, modelo STA 8000, com taxa de aquecimento de 10°C/min em atmosfera de N₂, no intervalo de temperatura de 25°C a 1000°C.

A partir dos ensaios de análise térmica das pastas carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC), os gráficos de TG e DTG foram traçados no *software OriginPro 8.5*, onde foi realizado o quantitativo percentual das perdas de massa (PM) de cada pico endotérmico pelo método da integral. Para quantificação dos teores de brucita (Mg(OH)₂), portlandita (Ca(OH)₂) e calcita (CaCO₃), foram empregadas as Equações 17, 18 e 19, respectivamente.

$$\text{Mg(OH)}_{2,\text{medido}} = \text{PM}_{\text{Mg(OH)}_2} * \frac{m_{\text{Mg(OH)}_2}}{m_{\text{H}_2\text{O}}} = \text{PM}_{\text{Mg(OH)}_2} * \frac{58,3}{18} \quad \text{Equação 17}$$

$$\text{Ca(OH)}_{2,\text{medido}} = \text{PM}_{\text{Ca(OH)}_2} * \frac{m_{\text{Ca(OH)}_2}}{m_{\text{H}_2\text{O}}} = \text{PM}_{\text{Ca(OH)}_2} * \frac{74}{18} \quad \text{Equação 18}$$

$$\text{CaCO}_{3,\text{medido}} = \text{PM}_{\text{CaCO}_3} * \frac{m_{\text{CaCO}_3}}{m_{\text{CO}_2}} = \text{PM}_{\text{CaCO}_3} * \frac{100}{44} \quad \text{Equação 19}$$

Tendo em vista a variação de peso da amostra da fração sólida durante a hidratação, os resultados precisam ser recalculados para 100 gramas de pasta, conforme a Equação 20:

$$\%_{\text{pasta}} = \frac{\%_{\text{medido}}}{[(1 - \text{H}_2\text{O})_{\text{combinado}}(1 + a/c)]} \quad \text{Equação 20}$$

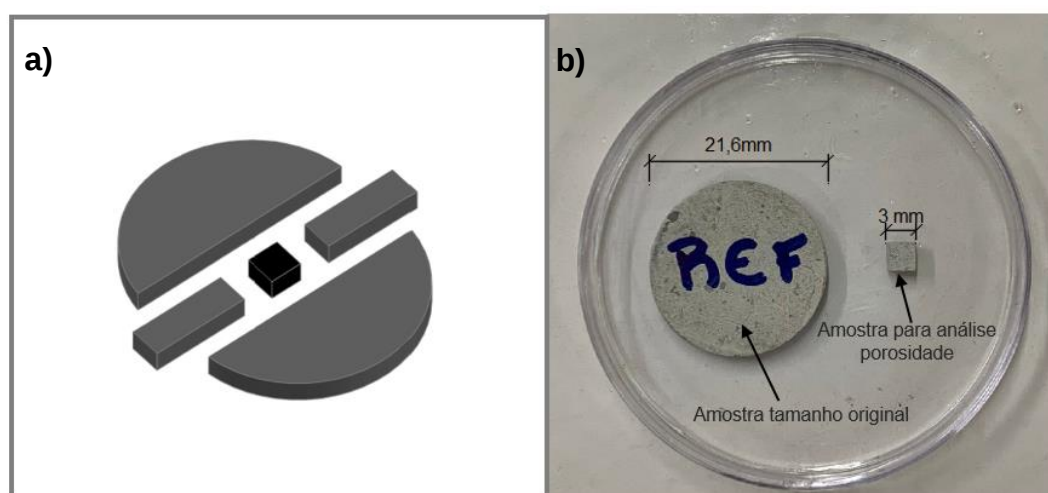
Por sua vez, a quantificação do C-S-H/AFt/AFtm das pastas foi realizada a partir da perda de água, representada pela perda de massa do pico endotérmico desses compostos.

3.4.4 Porosidade por adsorção de nitrogênio

O método de BET – Brunauer-Emmett-Teller consiste na absorção física de determinado gás inerte, neste caso nitrogênio, pela superfície externa e interna dos poros abertos e conectados de um material (HOPPE FILHO, 2008). Assim, o ensaio permite quantificar a área superficial mediante volume total de nitrogênio que é adsorvido pelas partículas do material. O procedimento de adsorção física de gases é comumente empregado na caracterização e identificação de micro e meso-poros existentes na microestrutura de um material (GROEN; PEFFER; PÉREZ-RAMÍREZ, 2003).

Dessa forma, visando analisar a porosidade das pastas, o ensaio foi realizado nas amostras de pastilhas carbonatadas – transcorridas 20 semanas de exposição na câmara de carbonatação – e, também, nas amostras não carbonatadas de mesma idade. A fim de investigar a porosidade na parte central das pastilhas, foi cortado um fragmento de cerca de 3x3mm do centro da amostra, com auxílio de uma máquina de corte e marcação a laser, marca Due Max, modelo 90w, no Laboratório de Maquetaria da Unisinos. A Figura 36 apresenta uma ilustração esquemática do corte, bem como a amostra já cortada para ensaio.

Figura 36 – (A) Esquema do corte das amostras para avaliação da porosidade; (B) Amostra cortada para ensaio



Fonte: Autora (2024).

Após o corte, as amostras foram armazenadas em tubos do tipo Eppendorf e encaminhadas para análise. O ensaio foi realizado no Laboratório de Caracterização

e Valorização de Materiais da Unisinos (LCVMat), conforme as recomendações prescritas na ISO 9277 (ISO, 2022). Previamente ao ensaio ocorreu o processo de degaseificação, no qual a amostra é acondicionada à vácuo, em temperatura de 40°C, por um período de 24 horas (LOTENBACH; DURDZINSKI; DE WEERDT, 2016). O equipamento para preparação prévia das amostras foi o VacPrep 061 e o utilizado para realização do ensaio foi o TriStar II PLUS, ambos da marca Micromeritics.

3.4.5 Resistência à compressão

Com o intuito de caracterizar as propriedades mecânicas das pastas antes e depois da carbonatação, realizou-se o ensaio de resistência à compressão nas amostras cilíndricas, com Ø21,6mm e altura de 43mm, nas seguintes idades: I) 4 semanas não carbonatadas (28 dias NC); II) 37 semanas não carbonatadas; e III) 37 semanas carbonatadas (4 semanas NC + 33 semanas CA). O ensaio foi realizado no Laboratório de Materiais de Construção (LMC) da Unisinos, no equipamento Instron 34TM-30-AS, com velocidade de aplicação de carga de 0,45 MPa/s.

3.4.6 Captura de CO₂

Com base nas curvas TG e DTG das pastas carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC) e a partir do quantitativo de CO₂ liberado pelo pico endotérmico do carbonato de cálcio, o percentual de CO₂ adsorvido pelas pastas cimentícias durante o ensaio de carbonatação acelerada foi determinado pela Equação 21, conforme empregado, também, por Sella (2022) e Neves Junior *et al.* (2019).

$$CO_{2cap} = \left(\frac{CO_2 TGA_{CA} - CO_2 TGA_{NC}}{100} \right) * MCA \quad \text{Equação 21}$$

Em que:

CO_{2cap} = CO₂ capturado durante a carbonatação, em g;

CO₂ TGA_{CA} = CO₂ na amostra carbonatada, em %, estimado pela perda de massa do CaCO₃;

CO₂ TGA_{NC} = CO₂ na amostra não carbonatada, em %, estimado pela perda de massa do CaCO₃;

MCA = massa de cimento da amostra, em g.

Para a conversão dos resultados de captura de CO₂, obtidos pela Equação 20, em gramas (g) para kgCO₂/t (quilogramas de CO₂ por tonelada de cimento), utilizou-se a Equação 22.

$$CO_{2cap} \left(\frac{kgCO_2}{t} \right) = \left(\frac{CO_{2cap(g)}}{MCA(g)} \right) * 1000 \quad \text{Equação 22}$$

Onde:

$CO_{2cap} \left(\frac{kgCO_2}{t} \right)$ = CO₂ máximo capturado em kgCO₂/t;

CO_{2cap(g)} = CO₂ máximo capturado na amostra, em g;

MCA (g) = massa do cimento da amostra, em g.

Para estimar o potencial máximo de captura de CO₂, foi considerado a carbonatação do teor total de Ca(OH)₂ calculado nas pastas, com base nas curvas TG e DTG. Tendo em vista a difícil distinção entre a decomposição do MgCO₃ e do CaCO₃ no pico endotérmico do carbonato, tem-se que uma parcela do CO₂ capturado nas pastas foi absorvido pelo Mg(OH)₂. Assim, para cálculo do potencial máximo de captura de CO₂, considerou-se, também o consumo total do teor de Mg(OH)₂ pelo CO₂. A máxima captura de CO₂ foi, portanto, estimada com base na estequiometria das reações de interação entre o Ca(OH)₂ e o Mg(OH)₂ com o CO₂.

3.4.7 Resistência de polarização linear e potencial de corrosão

Para a realização dos ensaios de resistência de polarização linear e potencial de corrosão foram utilizadas 6 amostras de cada tipo de pasta, 3 contendo aço CA-50 e 3 contendo aço microcompósito em, na análise dos resultados, desprezou-se os valores espúrios. O ensaio consiste na formação de uma célula eletroquímica, formada pelo contra eletrodo, pelo eletrodo de referência e pelo eletrodo de trabalho, todos conectados ao equipamento denominado potenciostato.

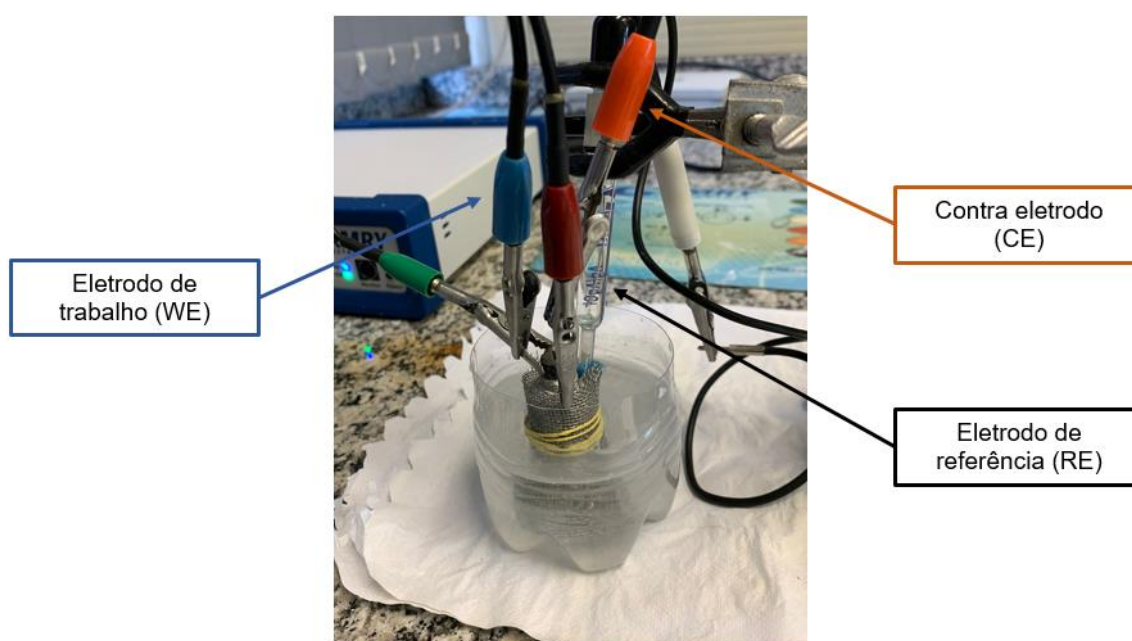
Os eletrodos de trabalho foram os dois tipos de aço utilizados: o aço microcompósito da marca ChromX 9100, produzido pela MMFX *Steel Corporation*, e o aço carbono CA-50S fabricado pela ArcelorMittal. Os aços foram preparados conforme descrito no item 3.3.1.2.

Para a realização dos ensaios, cada eletrodo do potenciostato foi conectado em outros dois conectores do aparelho, de forma que o conector verde foi preso junto à ponta do aço exposta (sem aplicação de epóxi) e o conector azul foi colocado junto ao conector verde. Como eletrodo de referência foi utilizado um eletrodo de prata/cloreto de prata (Ag/AgCl) posicionado sob uma esponja saturada por uma solução de hidróxido de cálcio na superfície do corpo de prova visando manter o contato entre a matriz da pasta e a base do eletrodo. Ainda, o eletrodo de referência foi conectado junto ao conector de cor branca do equipamento.

Já para o contra eletrodo, uma tela de aço inoxidável foi posicionada ao redor da amostra com a função de transmitir a corrente elétrica gerada para a solução, de forma que o contato entre o corpo de prova e o contra eletrodo (tela inox) foi mantido por uma solução de 0,50g de hidróxido de cálcio P.A. e 250ml de água deionizada. Assim, o conector de cor vermelha foi preso na tela inox e o sensor laranja foi posicionado junto ao conector vermelho.

A Figura 37 apresenta a célula eletroquímica utilizada para realização dos ensaios, que foi composta por um recipiente contendo uma solução de hidróxido de cálcio – cuja função é manter a conexão entre a amostra e o contra eletrodo – na qual foi inserida a amostra e a tela de inox (contra eletrodo).

Figura 37 – Representação de célula eletroquímica utilizada para os ensaios de corrosão



Fonte: Autora (2024).

A fim de avaliar os efeitos da carbonatação na passivação dos aços investigado, os ensaios foram realizados nos corpos de prova carbonatados (CA) – transcorridas 27 semanas de exposição na câmara de carbonatação – e, também, nos corpos de prova não carbonatados (NC) de mesma idade. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Caracterização e Valorização de Materiais (LCVMat) da Unisinos e o potenciostato utilizado foi o Interface 1010, da marca Gamry Instruments. O hidróxido de cálcio P.A. utilizado para preparo da solução foi da marca Neon.

Para o ensaio de resistência de polarização, aplicou-se uma tensão de $\pm 15\text{mV}$, a uma velocidade de $0,1667\text{mV/s}$ para cada um dos aços investigados, e a R_p foi determinada pela relação entre a variação do potencial (ΔE) e a variação da corrente (ΔI). Complementarmente, a tendência à despassivação foi caracterizada pela redução igual ou superior a -254mV no potencial de corrosão (E_{corr}) – conforme apresentado na Tabela 4 e segundo as orientações da ASTM C876 (ASTM, 2016) – e a taxa de corrosão foi classificada em concordância com a Tabela 3.

4 ANÁLISE DOS RESULTADOS

Neste capítulo, são apresentados, analisados e discutidos os resultados obtidos na execução do programa experimental.

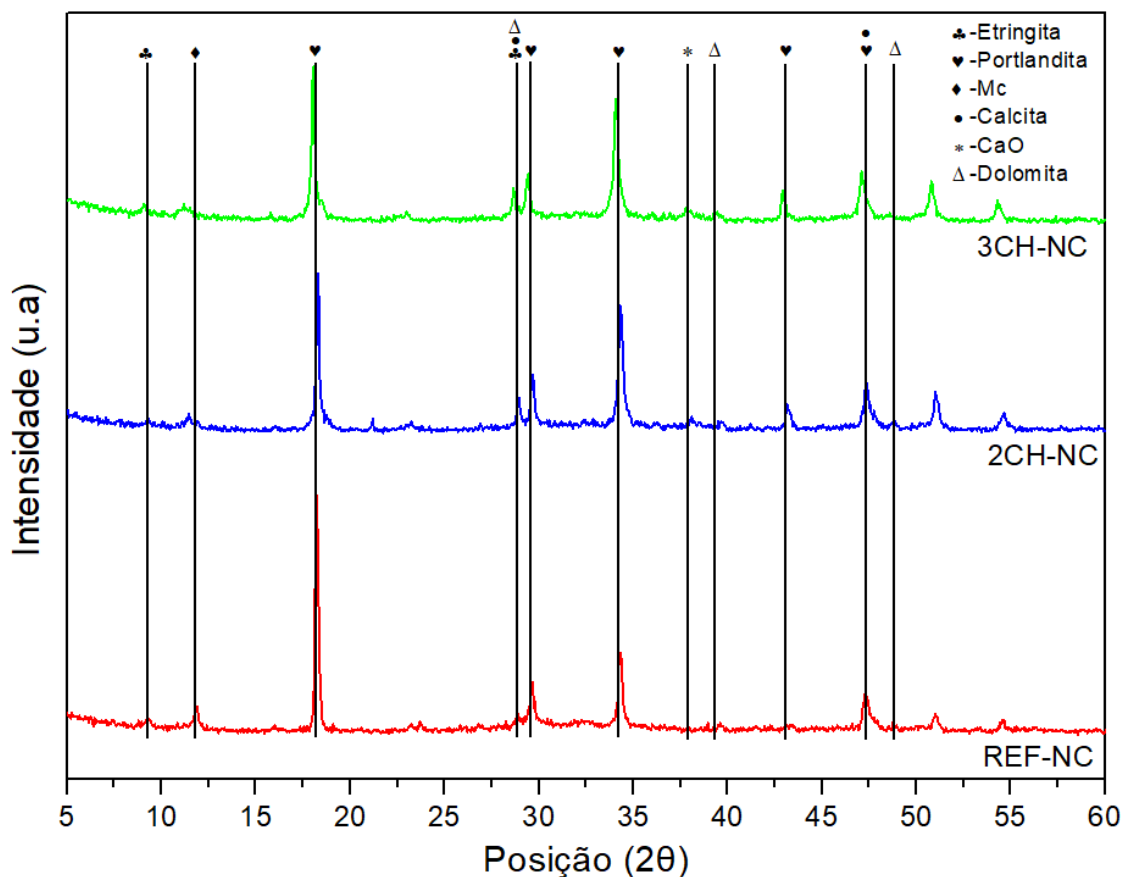
4.1 ANÁLISE DA CAPTURA DE CO₂ EM PASTAS CIMENTÍCIAS

Neste item, serão analisadas as influências da carbonatação na microestrutura, na propriedade mecânica de resistência à compressão e na estrutura cristalina das pastas cimentícias, visando o sequestro de CO₂.

4.1.1 Difração de raios-X

A Figura 38 e a Figura 39 apresentam os difratogramas das pastas cimentícias não carbonatadas e carbonatadas na idade de 24 semanas (4 semanas NC + 20 semanas CA), respectivamente.

Figura 38 – Difratogramas de raios X das pastas cimentícias não carbonatadas (NC)



Fonte: Autora (2024).

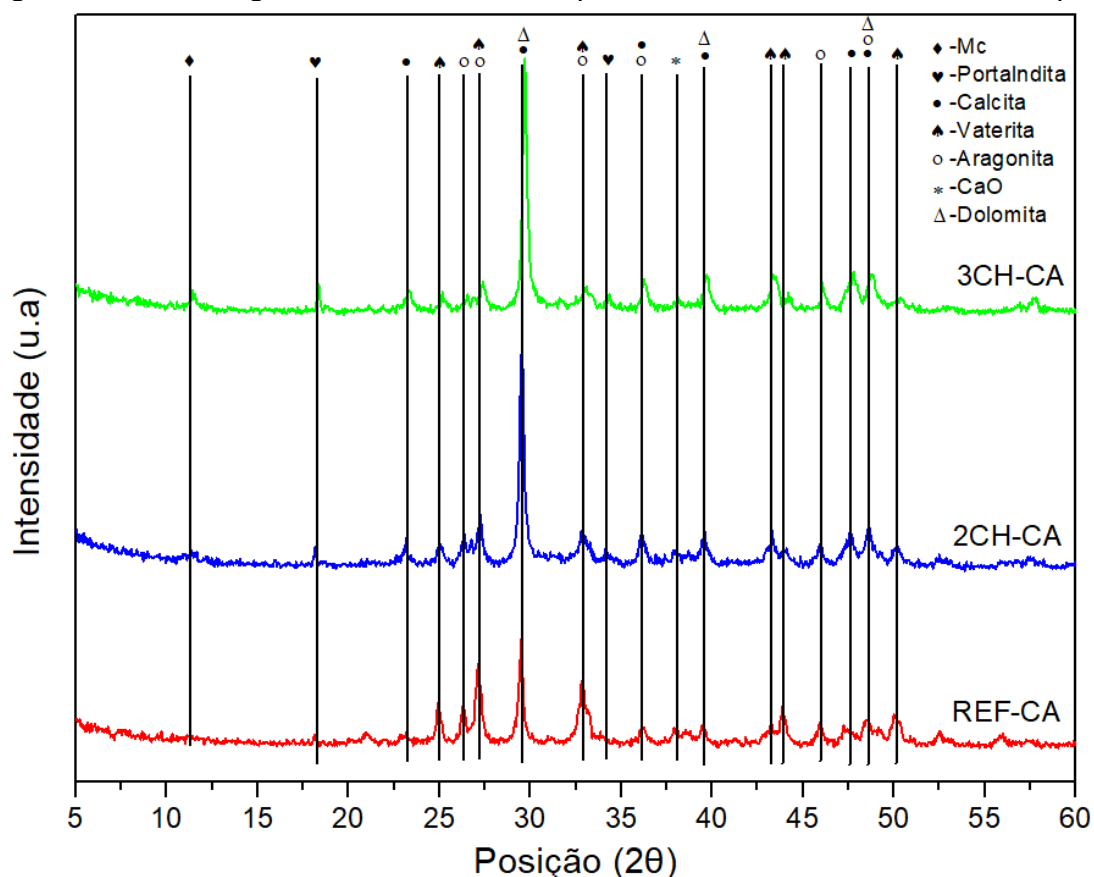
De acordo com os resultados de DRX das pastas não carbonatadas (NC), nota-se a presença dos produtos de hidratação do cimento, como a portlandita e as fases AFt e AFm, comum em todas as misturas. Os picos da etringita foram identificados em torno de $9,08^\circ$ e $28,80^\circ$, sendo esse último mais acentuado para as pastas com cal hidratada. Ainda, em $28,80^\circ$ identifica-se a sobreposição do pico de calcita, o que pode explicar o pico de maior intensidade nas pastas 2CH e 3CH, visto a maior presença de hidróxido de cálcio.

A existência de monocarboaluminato de cálcio (Mc) é verificada na posição de $11,71^\circ 2\theta$, sendo resultado da transformação química da etringita e da presença de carbonatos (CINCOTTO, 2022; FRÖHLICH, 2019). Além disso, em torno de 37° , há um pico referente ao CaO livre, que é levemente mais intenso nas pastas com cal (2CH e 3CH), provavelmente oriundo das adições de cal hidratada, visto que a NBR 7175 (ABNT, 2003) permite até 10% de MgO e CaO livres presentes na cal hidratada do tipo CH-I. Já nas posições em torno de $29,50^\circ$, $39,63^\circ$ e $48,8^\circ$, foi evidenciado o pico referente à dolomita, que se deve, principalmente, em função das adições de cal hidratada, visto que a cal utilizada, embora seja do tipo CH-I, possui teor considerável de MgO.

A portlandita foi a fase cristalina mais notável nos difratogramas das pastas não carbonatadas, com picos em $18,07^\circ$, $28,64^\circ$, $34,22^\circ$, $43,08^\circ$ e $47,32^\circ$ e, de modo geral, percebe-se uma maior intensidade de pico de portlandita nas pastas com adição de cal hidratada. O hidróxido de cálcio existente nas pastas é oriundo tanto da hidratação do C_3S e do C_2S do cimento, como também das adições de cal hidratada, no caso das pastas 2CH e 3CH. Em consenso, Shah *et al.* (2018) evidenciaram presença preeminente de portlandita e etringita em amostras cimentícias não carbonatadas.

A presença de calcita nos picos em $28,80^\circ$ e $47,32^\circ$, sobreposta aos picos de etringita e portlandita, respetivamente, evidenciam a presença de carbonato de cálcio nas pastas, oriundo principalmente do cimento e da cal hidratada – cujos teores medidos por meio da DTG foram de 8,36% e 13,14%, respectivamente –, sendo que a presença de $CaCO_3$ no cimento pode ser proveniente das adições de fíler calcário. Além disso, os picos observados de calcita também podem indicar uma possível carbonatação do $Ca(OH)_2$ das pastas durante o preparo das amostras para ensaio (LOTHENBACH; DURDZINSKI; DE WEERDT, 2016), o que também foi percebido por Morandeu, Thiéry e Dangla (2014).

Figura 39 – Difratogramas de raios X das pastas cimentícias carbonatadas (CA)



Fonte: Autora (2024).

Já na análise das amostras carbonatadas (Figura 39), são identificadas as fases referentes ao monocarboaluminato de cálcio (Mc), portlandita, dolomita, calcita e os polimorfos da Cc – vaterita e aragonita. Em 11,71°, nas misturas com cal, o pico do Mc manteve-se semelhante em relação às pastas não carbonatadas e extinguiu-se na pasta REF. Consoante Chen, Bai e Gao (2021), a presença de monocarboaluminato em pastas de cimento carbonatadas justifica-se em função do teor abundante de carbonato de cálcio.

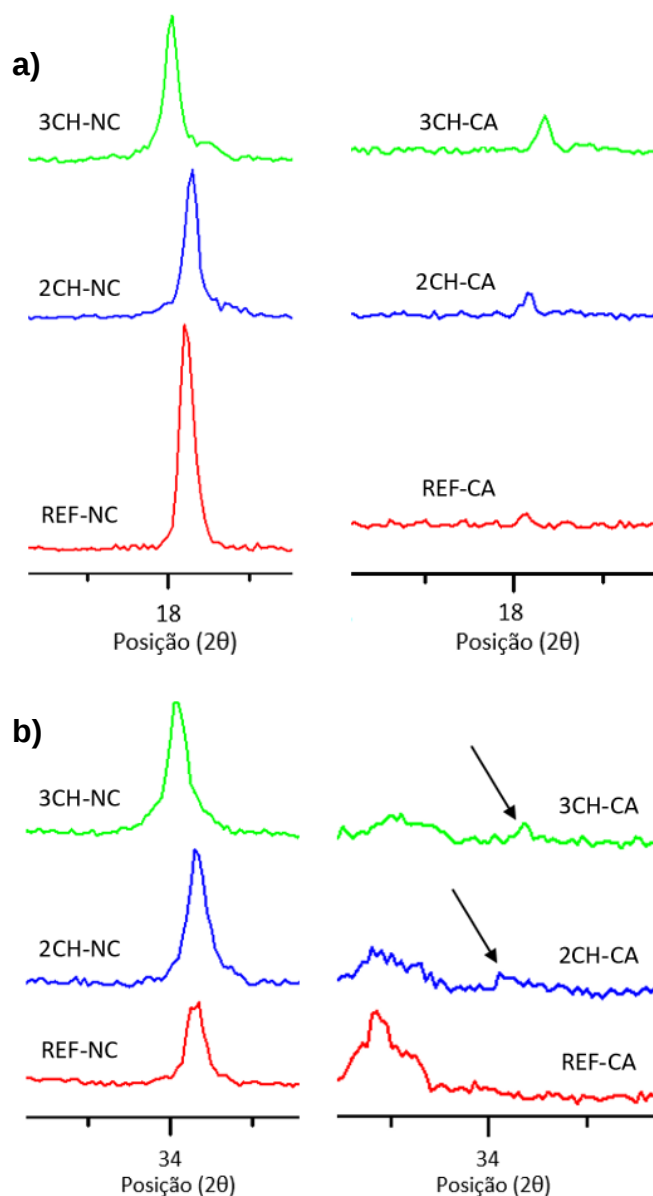
A calcita foi a fase cristalina predominante nos difratogramas das pastas após a carbonatação, com picos em 23,25°, 29,89°, 36,18°, 39,67°, 47,61° e 48,62°. Observa-se em todos os picos, sobretudo no pico principal em torno de 29°, a maior intensidade de Cc nas pastas com cal hidratada, o que indica a maior carbonatação dessas pastas, em virtude da maior presença de hidróxido de cálcio. Em concordância, o estudo de Ohenoja *et al.* (2020) destacou que a intensidade do pico de carbonato de cálcio tem forte relação com o teor de CaO existente, que, quando hidratado, é o principal composto envolvido na reação com o CO₂. Comparando com

os difratogramas das amostras não carbonatadas, percebe-se uma menor intensidade nos picos de portlandita em contraste com a maior intensidade dos picos de calcita após a carbonatação, similar ao encontrado por Chang *et al.* (2022), Huang *et al.* (2019) e Kong *et al.* (2022). Ainda, nota-se o pico do CaO, também evidenciado nas amostras NC, em torno de 37° , que é mais intenso nas pastas com cal, sendo sua maior intensidade na pasta 3CH. Além disso, verificou-se os picos de dolomita, sobrepostos aos picos de calcita, nas posições em torno de $29,50^\circ$, $39,63^\circ$ e $48,8^\circ$ e que são mais intensos nas pastas com cal.

Outrossim, nota-se a formação de vaterita e aragonita em todas as pastas – que correspondem às formas instáveis da calcita – sendo os picos mais acentuados evidenciados na pasta REF. Esses achados convergem com os estudos de Fante *et al.* (2022) e Morandeu, Thierry e Dangla (2014), que também evidenciaram polimorfos do carbonato de cálcio após carbonatação acelerada e natural. Além disso, resultados como os de Kong *et al.* (2022), Tu *et al.* (2016) e Morandeu e White (2015) revelaram que a formação de vaterita e aragonita pode ser atribuída à queda na relação Ca/Si em função da descalcificação do C-S-H pelo avanço contínuo da carbonatação, o que pode justificar a presença mais acentuada desses cristais na pasta REF, visto a menor quantidade de CH disponível para carbonatar. Em consenso, Liu *et al.* (2022) analisaram a carbonatação do C-S-H com diferentes relações Ca/Si e constataram que os picos dos polimorfos da calcita, na forma de aragonita e vaterita, foram consideravelmente mais intensos quanto menor a relação Ca/Si.

A Figura 40 ilustra a atenuação, em todas as pastas, dos picos principais da portlandita – nos ângulos 18° e 34° – com a carbonatação, o que indica que o hidróxido de cálcio foi o principal produto consumido pela reação com o CO_2 , assim como nos estudos de Fante *et al.* (2022), Mehdizadeh *et al.* (2021) Mazurana (2019) e Long *et al.* (2018) e Mo e Panesar (2013).

Figura 40 – Picos da portlandita nas pastas não carbonatadas (NC) e carbonatadas (CA) nas posições aproximadas de (A) $18^\circ 2\theta$ e (B) $34^\circ 2\theta$



Fonte: Autora (2024).

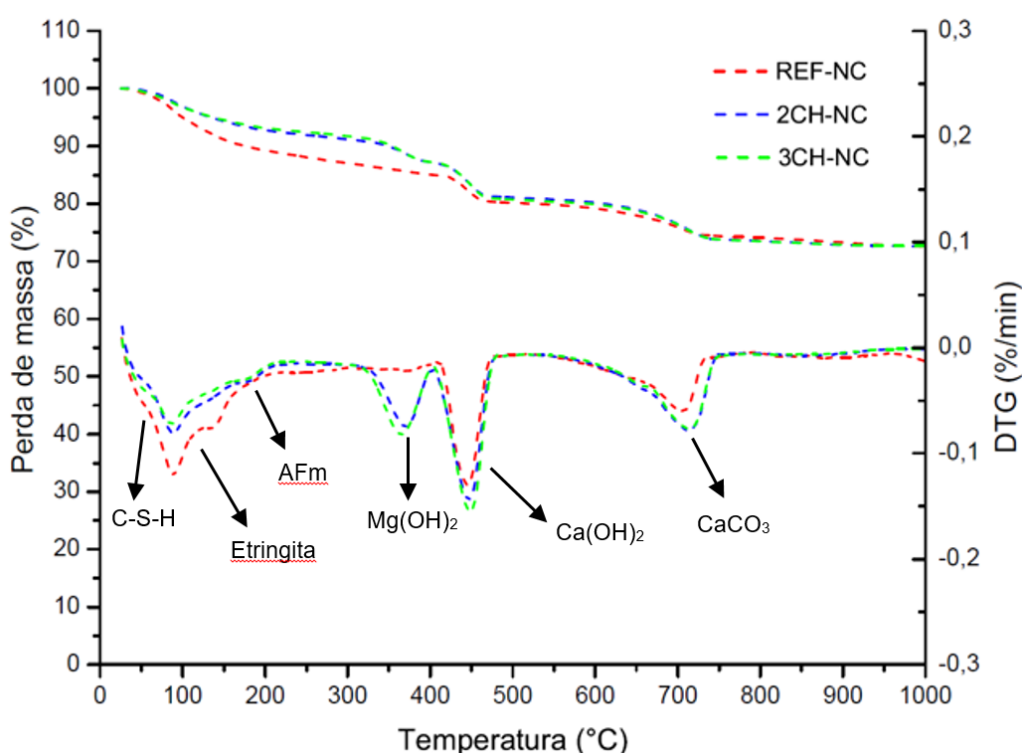
Outrossim, destaca-se que nas misturas com cal houve um pico mais acentuado de portlandita após a carbonatação do que na pasta REF, denotando que, mesmo após 20 semanas de exposição ao CO_2 , as pastas 2CH e 3CH não alcançaram a carbonatação completa, de modo a existir uma parcela de hidróxido de cálcio remanescente nessas pastas. Comportamento semelhante foi observado por Auroy *et al.* (2018), em que mesmo após a carbonatação – tanto acelerada, quanto natural – a portlandita manteve-se em quantidades relevantes. Morandeu, Thiéry e Dangla (2014) – que também notaram desempenho análogo após a exposição ao CO_2

– dialogam que tal fenômeno deve-se à camada de calcita que forma-se ao redor dos cristais de CH, diminuindo sua dissolução e o acesso do dióxido de carbono. Ohenoja *et al.* (2020) concluíram que pastas cimentícias contendo teores mais elevados de portlandita demandam um tempo mais longo para atingir a carbonatação completa, mesmo em ambientes ricos em CO_2 .

4.1.2 Termogravimetria

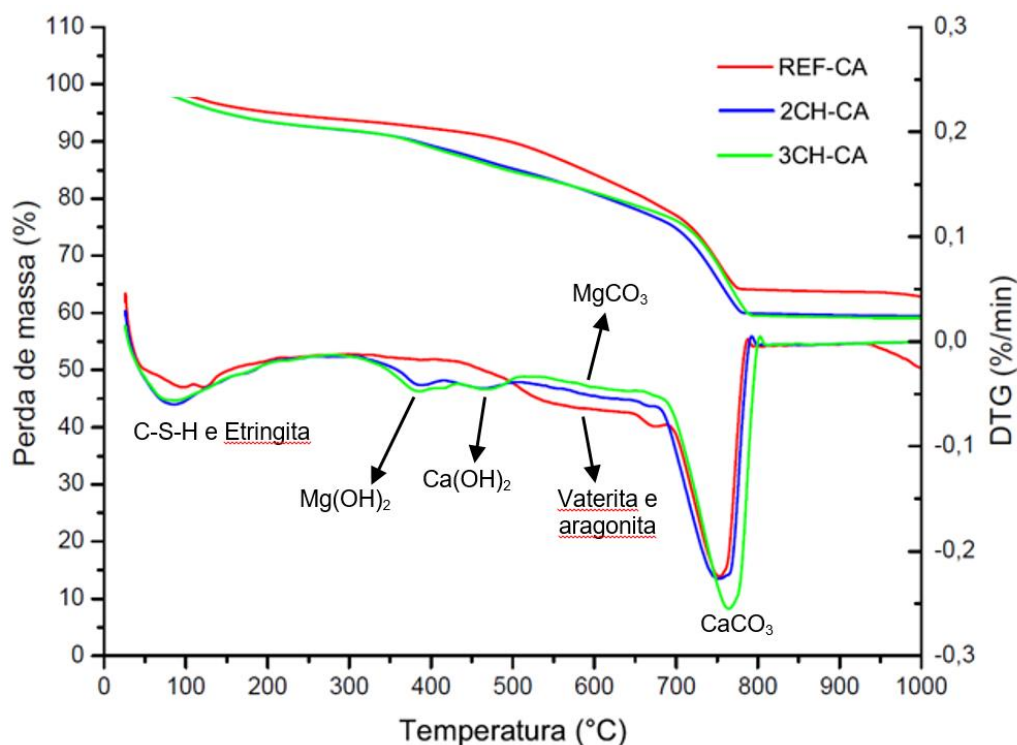
As curvas TG e DTG das pastas cimentícias NC e CA são apresentadas na Figura 41 e Figura 42. Inicialmente, será realizada uma análise e discussão global acerca da análise térmica das pastas com diferentes teores de cal hidratada e, posteriormente, será analisado o efeito da carbonatação nas pastas e nos produtos de hidratação, bem como o consumo de cada composto hidratado pela reação com o CO_2 e a geração de CaCO_3 pelas pastas. Ressalta-se que as amostras CA foram expostas à carbonatação por 20 semanas, somados dos 28 dias de cura inicial, ou seja, os resultados equivalem a pastas com idade de 168 dias. O mesmo vale para as amostras NC, que foram resguardadas e armazenadas em ambiente de laboratório por 20 semanas, após findado o período de cura.

Figura 41 – Curvas TG e DTG das pastas não carbonatadas (NC)



Fonte: Autora (2024).

Figura 42 – Curvas TG e DTG das pastas carbonatadas (CA)



Fonte: Autora (2024).

As pastas não carbonatadas apresentaram um pico inicial, aproximadamente entre 35°C e 150°C, referente à perda de água e decomposição das fases do C-S-H e da etringita, cuja água existente entre as “colunas” de hidróxidos de alumina e cálcio é eliminada próximo aos 100°C (LOTHENBACH; DURDZINSKI; DE WEERDT, 2016). Percebe-se que a pasta REF-NC possui um pico maior do que as pastas com adição de cal. Por volta de 170°C, há um pico de perda de massa relacionado à decomposição da fase AFm, proveniente da transformação química da etringita e que se constitui o produto final de hidratação do C₃A e C₄AF (MEHTA; MONTEIRO, 2014).

Entre 300°C e 400°C, observa-se a decomposição do hidróxido de magnésio nas pastas oriundo da cal hidratada (pastas 2CH e 3CH) e da hidratação do MgO no cimento, mesmo que em pequena quantidade, o que explica o pico menos intenso na pasta REF (MO; PANESAR, 2013; MAZURANA, 2019). Em função das adições de cal hidratada nas pastas 2CH e 3CH, os picos da perda de massa do Mg(OH)₂ são bem mais intensos do que na pasta REF, visto o teor considerável desse composto na cal utilizada para produção das pastas. A desidroxilação do hidróxido de cálcio – produto de hidratação dos silicatos do cimento – é verificada entre 400°C e 500°C, com pico próximo à temperatura de 420°C. Observa-se que as pastas 2CH-NC e 3CH-NC

possuem um pico mais acentuado do que a pasta REF, indicando a maior presença de portlandita nessas pastas devido às adições de cal hidratada.

Por fim, entre 600°C e 800°C há um pico referente à perda de massa do carbonato de cálcio, oriundo majoritariamente do cimento e cal utilizados para preparo das pastas, tendo em vista o teor considerável de CaCO_3 medido pela DTG desses materiais (conforme já comentado no item 4.1.1), e o que pode representar, ainda, uma possível carbonatação das amostras, mesmo em pastas não carbonatadas. Lothenbach, Durdzinski e De Weerd (2016) apontam que, em virtude da presença de água e da grande área superficial após a moagem, as amostras cimentícias são altamente susceptíveis à carbonatação durante o processo do preparo e armazenamento. O pico alusivo ao carbonato de cálcio foi mais acentuado nas pastas 2CH e 3CH, cuja cal hidratada utilizada possui um teor considerável de material carbonático (CaCO_3), próximo de 13%, além de possuírem um maior montante de Ca(OH)_2 para ser interagir com o CO_2 durante o preparo das amostras.

Já as pastas carbonatadas, por sua vez, apresentaram um pico inicial referente à perda de massa da tobermorita (C-S-H) e etringita. Observa-se que as pastas 2CH-CA e 3CH-CA possuem um pico maior, indicando um teor mais elevado desses compostos do que a pasta REF-CA. Entre 300°C e 500°C, as pastas com cal – 2CH-CA e 3CH-CA – possuem picos de hidróxido de magnésio e hidróxido de cálcio, o que demonstra que, mesmo após 20 semanas de exposição à carbonatação, ainda há uma parcela remanescente de hidróxido de cálcio que não foi consumida pela carbonatação nessas pastas. Isso pode ter ocorrido pois, com o avanço contínuo da carbonatação, cria-se uma espécie de camada de calcita ao redor do CH, que reduz o alcance do CO_2 a esses cristais, dificultando sua dissolução (MORANDEAU; THIÉRY; DANGLA, 2014). Na mesma linha, Auroy *et al.* (2018) concluíram que a carbonatação por períodos mais longos tem como característica intrínseca a inibição da dissolução do CH pela formação de uma camada de CaCO_3 no entorno dos cristais de portlandita.

Tal comportamento não foi observado na pasta REF-CA, que não possui o pico referente ao Ca(OH)_2 . Em outras palavras, vale dizer que apenas a pasta REF-CA obteve carbonatação completa durante o período de exposição ao CO_2 . Analisando pastas cimentícias com hidratação e carbonatação inicial, Neves Junior *et al.* (2013) verificaram, por meio de análise térmica, o consumo total de CH pela carbonatação e, por consequência, um incremento no pico de decomposição do CaCO_3 . Elkhaldi *et al.*

(2022) observaram um consumo de praticamente todo o CH pela carbonatação em pastas com um teor mais baixo de clínquer, isto é, menos portlandita.

A ausência do pico de hidróxido de cálcio e o pico menos acentuado de C-S-H e etringita na pasta REF-CA indicam que, após o consumo total de Ca(OH)_2 pelo dióxido de carbono e com a continuidade da exposição ao CO_2 , houve a descalcificação mais acentuada do silicato de cálcio hidratado pelas reações de carbonatação. Em princípio, a interação do CH e do C-S-H com o CO_2 ocorre a uma taxa análoga; no entanto, à medida em que o CH se torna inacessível e sua descalcificação diminui gradativamente até cessar, há a continuidade das reações de carbonatação envolvendo o C-S-H (MORANDEAU; THIÉRY; DANGLA, 2014).

Estudos de Liu *et al.* (2022) demonstraram que maior será a absorção de CO_2 pelo C-S-H quanto maior for a relação Ca/Si do composto, visto que haverá um maior quantitativo de cálcio disponível para a formação de carbonato de cálcio. Além disso, uma maior relação Ca/Si é mais propício à geração de calcita, ao passo que C-S-H com menor relação Ca/Si mostrou-se mais favorável à formação de vaterita. O produto final da carbonatação do silicato de cálcio hidratado é carbonato de cálcio e sílica gel modificada com cálcio, que trata-se de uma estrutura com elevada porosidade (LIU *et al.*, 2022; CASCUDO, CARASEK, 2022).

Entre 500°C e 700°C, verifica-se uma perda de massa mais acentuada na pasta REF, não evidenciada nas pastas com cal. Esse pico pode ser atribuído à vaterita e à aragonita devido à carbonatação do C-S-H, pois, ao passo que, possivelmente, a carbonatação da portlandita resulte em calcita, a interação do CO_2 com o silicato de cálcio hidratado produz vaterita e aragonita, formas instáveis do carbonato de cálcio e que se decompõe em temperaturas mais brandas do que a calcita, por volta de 500°C a 700°C (VILLAIN; THIÉRY; PLATRET, 2007). A calcita, por sua vez, em virtude de sua maior estabilidade térmica, decompõe-se a uma temperatura mais elevada. (WU *et al.*, 2023).

À vista disso, Morandeu, Thiéry e Dangla (2024) evidenciaram que quanto maior for o grau de carbonatação, maior será a presença de polimorfos da calcita, que se formam, geralmente, quando o pH da solução dos poros encontra-se abaixo de 9. Ainda, um estudo comparativo entre carbonatação natural e acelerada com 3% de CO_3 , realizado por Auroy *et al.* (2018), conclui que a formação de vaterita e aragonita é inerente ao processo de carbonatação e que não se atribui exclusivamente à

aceleração, embora as condições de carbonatação mais rápida tenha gerado um quantitativo maior de vaterita a aragonita.

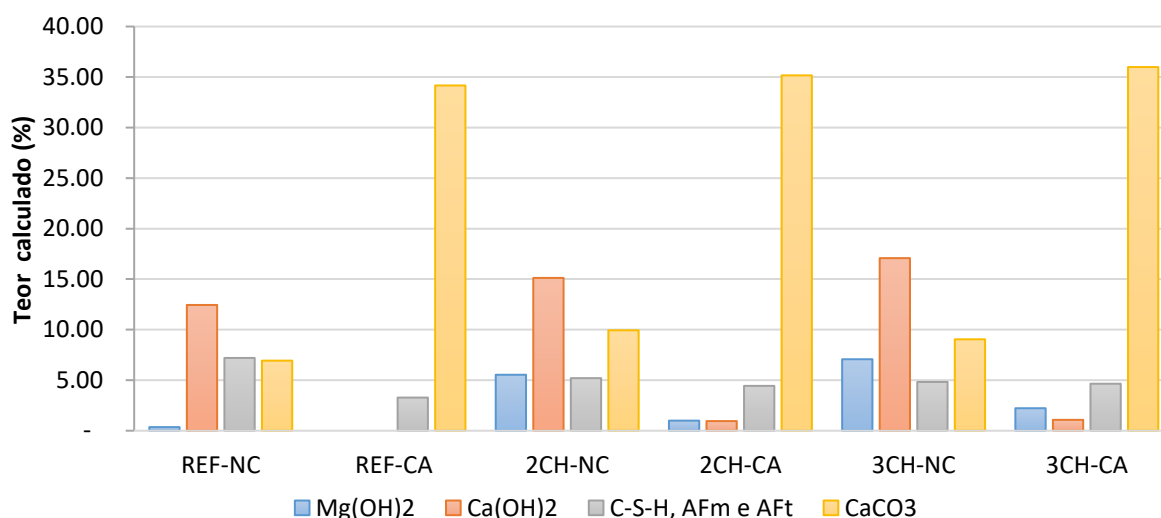
Tal conjectura clarifica o comportamento demonstrado nas curvas TG e DTG das pastas cimentícias, uma vez que a maior carbonatação do C-S-H da pasta REF-CA – evidenciado pelo pico menos acentuado do que as demais pastas (entre 35° e 150°) – gerou um quantitativo maior de vaterita e aragonita nessa pasta, que corresponde à perda de massa de 500°C a 700°C verificada na pasta REF-CA e que foi menos intenso nas pastas 2CH-CA e 3CH-CA. Esse desempenho também foi observado no ensaio de DRX (item 4.1.1), em que verificou-se picos mais acentuados das formas instáveis da calcita na pasta REF. Já a leve inclinação das curvas DTG das pastas com cal entre 600°C e 700°C pode indicar a formação de carbonato de magnésio (MgCO_3) pela interação entre a brucita, oriunda da cal, e o CO_2 . (MO; PANESAR, 2013).

O último pico apresentado nas curvas TG e DTG das pastas cimentícias, entre o intervalo de temperatura de 700°C a 800°C, corresponde à decomposição do carbonato de cálcio (MAZURANA, 2019; LOTHENBACH; DURDZINSKI; DE WEERDT, 2016; NEVES JUNIOR *et al.* 2019). No entanto, verificou-se que, apesar do acréscimo de cal hidratada nas pastas visar a maximização da carbonatação, os picos de perda de massa referentes ao carbonato de cálcio mostraram-se similares nos três tipos de pastas investigados. Percebe-se, apenas, um pico levemente mais acentuado na pasta 3CH-CA, isto é, a pasta com teor mais elevado de cal, ao passo que as pastas REF-CA e 2CH-CA obtiveram perdas de massa referente ao CaCO_3 visualmente semelhantes.

O maior pico referente à perda de massa do CaCO_3 da pasta REF-CA – embora não tenha adição de cal – pode estar relacionado a um consumo maior de C-S-H pela carbonatação do que as outras pastas, devido à indisponibilidade do CH pela interação total com o CO_2 . Da mesma forma, Kangni-Foli *et al.* (2021) perceberam um aumento nas taxas de carbonatação em virtude da redução nos teores de silicato de cálcio hidratado. Outrossim, observou-se uma alteração no posicionamento do pico de descarbonatação com a adição de cal nas pastas, que passou a ocorrer em temperaturas mais elevadas, em especial na pasta 3CH-CA. Essa modificação também foi evidenciada por Li *et al.* (2023) e pode ocorrer devido ao crescimento dos grãos de calcita ou à transição de policristalino para cristalino em virtude do aumento nos teores de cal (LI *et al.*, 2023; QIAN *et al.*, 2021).

A Figura 43 apresenta os teores calculados de hidróxido de magnésio, hidróxido de cálcio e carbonato de cálcio, bem como os teores de água do C-S-H e das fases AFt e AFm das pastas carbonadas e não carbonatadas. Ressalta-se que, para os cálculos dos teores de compostos da Figura 43, foi considerado que toda a perda de massa entre as temperaturas de 500°C a 700°C equivale ao carbonato de cálcio, em função da difícil distinção entre o carbonato de magnésio – oriundo da reação do CO₂ com o Mg(OH)₂ – e a vaterita e aragonita, formas instáveis do carbonato de cálcio, cujos picos endotérmicos ocorrem em faixas de temperatura similares.

Figura 43 – Teor de Mg(OH)₂, Ca(OH)₂, C-S-H/AFt/AFm e CaCO₃ nas pastas carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC)



Fonte: Autora (2024).

Por meio dos teores calculados de Ca(OH)₂ mediante as perdas de massa das curvas DTG e expressos na Figura 43, verifica-se que, de fato, as pastas 2CH e 3CH apresentaram um quantitativo maior de CH, em virtude tanto da hidratação da cal livre do cimento, quanto da cal hidratada adicionada. Em termos numéricos, as pastas 2CH-NC e 3CH-NC possuem teores 21,5% e 37,2% mais elevado de hidróxido de cálcio do que a pasta REF-NC, respectivamente, enquanto a pasta 3CH-NC possui 13% mais CH do que a pasta 2CH-NC. De forma análoga, a pasta 3CH-NC apresentou um teor de Mg(OH)₂ 27,7% superior à pasta 2CH-NC, que possui um quantitativo menor de cal adicionada. Por fim, a pasta REF-NC apresentou um teor menos

expressivo de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ e que origina-se da hidratação do óxido de magnésio presente, em baixa quantidade, no cimento.

No entanto, tendo em vista os teores de 73% e 109% de cal hidratada adicionada às pastas 2CH e 3CH, respectivamente, esperava-se um quantitativo mais elevado de hidróxido de cálcio nessas pastas. Esse comportamento pode ser atribuído ao fato de que as misturas com cal apresentaram uma relação água/(cimento+cal) mais baixa, fazendo com que uma parcela de água fique fisicamente adsorvida nos grãos de cal, de modo que haja menos água disponível para hidratação dos compostos do cimento e consequente geração de $\text{Ca}(\text{OH})_2$. Além disso, uma parte da água pode ter sido consumida, embora em menor quantidade, pela hidratação do CaO existente na cal hidratada, visto que a NBR 7175 (ABNT, 2003) permite até 10% de cal livre na cal hidratada.

Esse menor teor de água disponível pode ter causado uma insuficiência na hidratação dos compostos do cimento, justificando um teor de CH não tão superior ao da pasta REF. Comportamento semelhante foi observado para o silicato de cálcio hidratado, uma vez que na pasta REF-NC houve uma maior formação de C-S-H do que nas pastas 2CH-NC e 3CH-NC, evidenciando uma possível hidratação menor e/ou insuficiente nas pastas com cal.

Outrossim, vale destacar que a cal hidratada utilizada não é pura e possui outros compostos em sua composição, incluindo hidróxido de magnésio e carbonato de cálcio em grande quantidade, o que faz com os teores de cal hidratada adicionados não sejam exclusivamente de $\text{Ca}(\text{OH})_2$.

Em consenso, Isaia (2022) elucida que a existência de um quantitativo suficiente de água no concreto é fundamental para garantir a completa hidratação do cimento e que esse valor ideal aproxima-se de uma relação a/c de 0,40, variando de acordo com o tipo de cimento empregado. Na mesma linha, estudos de Mehdizadeh *et al.* (2021), Wei e Gencturk (2019) e Kirby e Biernacki (2012) constataram que um maior teor de água leva à formação de um quantitativo maior de $\text{Ca}(\text{OH})_2$, refletindo um maior grau de hidratação. Aliado a isso, a elevada área superficial da cal hidratada e do cimento CP V ARI – que é mais fino do que os demais cimentos – aumentam a demanda de água para hidratação. Assim, percebe-se que a geração de CH pelos acréscimos de cal nas misturas pode ter sido minimizada pela quantidade insuficiente de água para hidratar na totalidade os compostos do cimento, além da presença de outros componentes químicos na cal utilizada.

Pela análise da Figura 43 e conforme constatado, também, nas curvas TG e DTG, houve um consumo total de CH na pasta REF-CA, de modo que, com o avanço contínuo da carbonatação, uma parcela do cálcio existente do C-S-H também foi consumido pelo CO_2 durante a carbonatação. Assim, observa-se uma diminuição mais acentuada do teor de silicato de cálcio hidratado na pasta REF-CA, que não é tão evidenciado nas demais pastas. Sella (2022) também percebeu uma redução nos quantitativos de C-S-H e etringita ao longo do tempo em pastas submetidas à carbonatação. Resultados de Neves Junior *et al.* (2013) apontaram uma perda de água da etringita e da tobermita com o avanço das reações de carbonatação, indicando que além do CH, as fases C-S-H também foram carbonatadas.

Houve, ainda, diminuição nos teores de brucita ($\text{Mg}(\text{OH})_2$) das pastas 2CH-CA e 3CH-CA, apontando uma possível interação desse composto com o CO_2 , formando magnesita (MgCO_3), cuja decomposição ocorre entre 500°C e 600°C , semelhante ao encontrado por Li *et al.* (2023) e Mazurana (2019). No entanto, tendo em vista a baixa solubilidade do $\text{Mg}(\text{OH})_2$, a reação do CO_2 com a brucita ocorre a uma taxa mais lenta do que a carbonatação da portlandita (RODRIGUEZ-NAVARRO *et al.*, 2023); apesar disso, ambos carbonatos formados – calcita e magnesita – contribuem para a minimização do volume de poros e aumento da dureza (MO; PANESAR, 2013).

Referente aos teores de CaCO_3 , mesmo as pastas que não foram expostas à ação do CO_2 apresentaram a formação desse composto em função da presença de carbonato de cálcio nos próprios materiais utilizados (cimento e cal). O teor de carbonato de cálcio calculado nas pastas REF, 2CH e 3CH não carbonatadas (NC) foi de 6,94%, 9,94% e 9,05%, respectivamente. Já nas pastas carbonatadas, conforme esperado, houve um aumento no teor de CaCO_3 formado com o aumento no teor de cal adicionado às pastas.

Li *et al.* (2023) investigaram pastas cimentícias com adições de cal variando de 0% a 30% e constataram maior geração de CaCO_3 pela carbonatação nas pastas com teores mais elevados de cal, sendo que a pasta com adição de 30% apresentou perda de massa referente à descarbonatação do CaCO_3 cerca de 4 vezes superior à pasta sem adição de cal.

Contudo, as variações nos teores de CaCO_3 entre as pastas pós carbonatação foram ínfimas em vista dos teores de cal adicionados. Em relação à pasta REF-CA, as pastas 2CH-CA e 3CH-CA alcançaram aumentos de 2,9% e 5,3% no montante gerado de calcita, respectivamente. Já entre as pastas com cal, a pasta 3CH-CA

apresentou 2,3% mais CaCO_3 do que a pasta 2CH-CA. Esse comportamento pode ser devido à redução no volume de poros das pastas com adição de cal, conforme será discutido posteriormente nos resultados de porosidade por adsorção de nitrogênio (item 4.1.3).

Além disso, com o avanço da carbonatação, cria-se na superfície do material uma camada mais densa devido à precipitação dos produtos da carbonatação, que auxiliam na colmatção dos poros e diminuem a permeabilidade do CO_2 para o interior da amostra (CASCUDO; CARASEK, 2022; DUNG *et al.* 2021). Dessa forma, as pastas com cal, por possuírem uma maior quantidade de CH, obtiveram maior formação de CaCO_2 na camada superficial, o que dificultou gradativamente o avanço do CO_2 na amostra.

Em consenso, Mazurana (2019), ao investigar o avanço da carbonatação em argamassas de cimento e mistas, com adição de cal e resíduo de construção e demolição, concluiu que, devido à maior disponibilidade de Ca(OH)_2 existente nas misturas com cal, além da presença de Mg(OH)_2 , a carbonatação ocorre de forma mais lenta nesses compósitos. Analisando diferentes tipos de cimentos, Elkhaldi *et al.* (2022) perceberam que cimentos com maior teor de clínquer se mostraram mais resistentes à carbonatação em função do maior teor de compostos carbonatáveis. Logo, nesta pesquisa, para um mesmo intervalo de tempo, a carbonatação das pastas com cal gerou mais CaCO_3 do que na pasta REF – em função do maior teor de CH –, mas não tanto mais como esperava-se em função do aumento da resistência à carbonatação pelo aumento da reserva alcalina.

A Tabela 12 e a Figura 44 demonstram os consumos de Mg(OH)_2 , Ca(OH)_2 e C-S-H, AFt e AFm pela carbonatação, sendo que o teor do silicato de cálcio hidratado e dos ferroaluminatos consumidos foram estimados com base no montante de água evaporada na faixa de temperatura relativa à desidratação desses compostos.

Tabela 12 – Teor de Mg(OH)_2 , Ca(OH)_2 , C-S-H/AFt/AFm consumidos durante a carbonatação pelos diferentes tipos de pastas

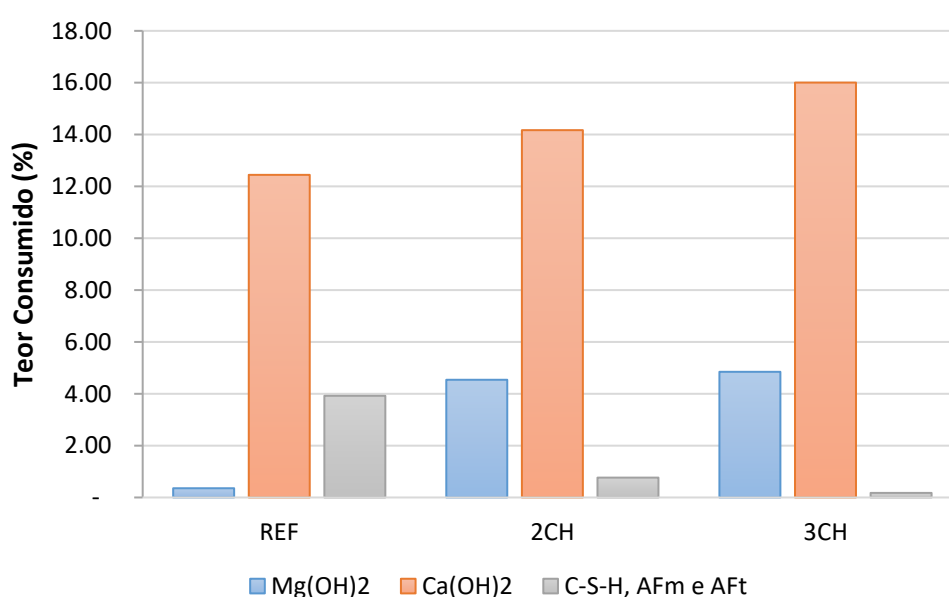
Pasta	Composto (%)			Consumo de CH (%)	Consumo de C-S-H (%)
	Mg(OH) ₂	Ca(OH) ₂	C-S-H/AFt/AFm		
REF	0,36	12,45	3,92	100,00	54,46%
2CH	4,54	14,17	0,77	93,71	14,72%
3CH	4,85	16,00	0,18	93,71	3,65%

Fonte: Autora (2024).

Identifica-se que um pequeno teor de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ foi consumido pela carbonatação, em comparação ao teor de $\text{Ca}(\text{OH})_2$, o que sugere que o principal composto que envolvido na reação com o CO_2 foi a portlandita e, por consequência, o principal carbonato gerado foi o CaCO_3 . O consumo de 0,36% de hidróxido de magnésio pela carbonatação na pasta REF deve-se à pequena quantidade de óxido de magnésio no cimento e ausência de adição de cal. Já nas pastas com cal, houve um aumento de 6,8% no consumo de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ da pasta 3CH em relação à pasta 2CH, que deve-se à maior adição de cal e, conseqüentemente, maior teor de hidróxido de magnésio para reagir com o dióxido de carbono.

Referente ao hidróxido de cálcio, é possível observar que houve um consumo total desse composto pela pasta REF, indicando carbonatação completa, ao passo que nas pastas 2CH e 3CH nota-se um teor de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ remanescente, mesmo após 20 semanas de carbonatação. A relação a/(cimento + cal) mais elevada na pasta REF facilitou a difusão do CO_2 para o interior da matriz cimentícia e, com isso, o acesso ao hidróxido de cálcio, produzido pela hidratação dos silicatos, foi mais rápido, ao passo que nas pastas com cal, devido à microestrutura mais refinada (conforme será abordado no item 4.1.3), a difusão do CO_2 foi mais lenta. Além disso, nas pastas com cal o consumo de CH foi similar, equivalente a 93,71% do total de CH.

Figura 44 – Consumo de $\text{Mg}(\text{OH})_2$, $\text{Ca}(\text{OH})_2$, C-S-H/AFt/AFm pelas pastas durante a carbonatação



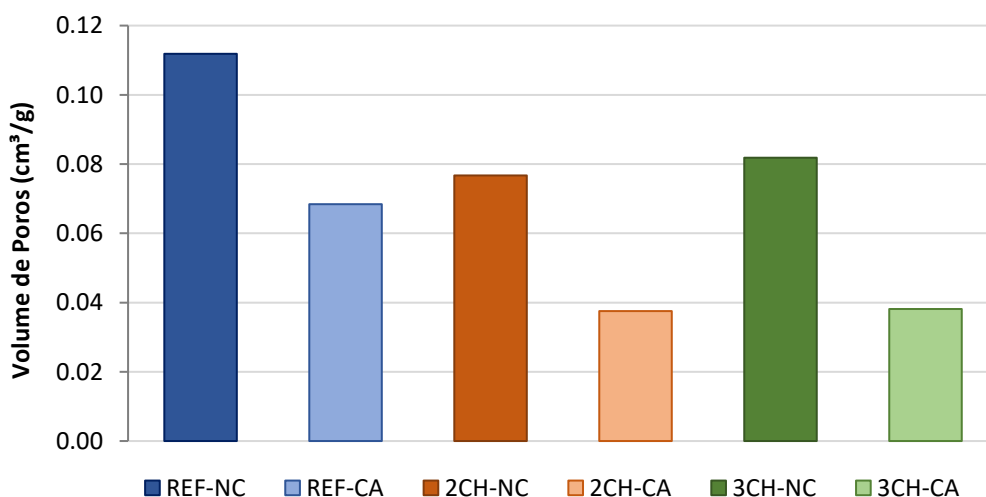
Fonte: Autora (2024).

Ainda alusivo à interação do CH na carbonatação, tem-se que as pastas 2CH e 3CH obtiveram 13,9% e 28,9% mais hidróxido de cálcio consumido, respectivamente, do que a pasta REF, o que é esperado em função do maior teor de cal livre nessas pastas. Referente ao C-S-H e ferroaluminatos, constatou-se que a pasta REF obteve o maior consumo desses compostos hidratados, que foi cerca de 5 vezes maior do que a pasta 2CH. Em contraste com a pasta 3CH, a discrepância no consumo é ainda mais acentuada, aproximadamente 22 vezes superior. Esses resultados corroboram a formação de CaCO_3 da pasta REF similar à das pastas com cal – não obstante o maior teor de Ca(OH)_2 das pastas 2CH e 3CH –, uma vez que na pasta REF houve o a consumação total do CH, somado ao consumo de uma parcela relevante de C-S-H.

4.1.3 Porosidade por adsorção de nitrogênio

A Figura 45 apresenta os resultados do volume de poros das pastas cimentícias carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC), obtidos pelo ensaio de porosidade por adsorção de nitrogênio, conforme método de Barret-Joyner-Halenda (BJH).

Figura 45 – Volume dos poros das pastas carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC), pelo método da adsorção BJH



Fonte: Autora (2024).

Analisando a Figura 45, nota-se que, dentre as amostras não carbonatadas (NC), a pasta REF apresentou o maior volume de poros, equivalente a 0,112 cm³/g, seguida da pasta 3CH, isto é, com maior teor de cal – com um volume de poros de 0,082 cm³/g – e, por fim, a pasta 2CH se mostrou a menos porosa, com volume de

poros igual a $0,077 \text{ cm}^3/\text{g}$. Ou seja, as pastas com adições de cal hidratada apresentaram uma microestrutura mais densa do que a pasta REF – em que as reduções no volume de poros equivalem à cerca de 31,4% e 26,8% para as pastas 2CH e 3CH, em relação à pasta REF, respectivamente – embora o hidróxido de cálcio tenha pouca contribuição na densificação da matriz cimentícia (MEHTA; MONTEIRO, 2014; PAULON *et al.*, 2022). Esse comportamento contraria, por exemplo, os resultados de Bolte *et al.* (2019), que encontraram porosidade mais elevada em misturas com maiores adições de cal, que se mostraram, inclusive, menos duráveis no estudo realizado.

Esse comportamento pode atribuir-se ao teor de água mais elevado da pasta REF em comparação às demais pastas, pois, conforme discutido anteriormente, embora a relação a/c das pastas tenha se mantido constante (0,65), houve uma redução na relação água/(cimento+cal) nas pastas com adições de cal, de modo que certa quantidade de água tenha sido fisicamente adsorvida nos grãos de cal. Já na pasta REF, a água em excesso – também denominada de água capilar – se deposita nos espaços entre 5 e 50nm, contribuindo para a formação de vazios. Consoante Isaia (2022), a água, quando em quantidade além do necessário para hidratação dos compostos, deposita-se nos interstícios dos produtos hidratados, contribuindo para a formação de vazios. Em concordância, Mehdizadeh *et al.* (2021) comentam que quanto maior for o teor de água de um dado composto cimentícios, maior será o volume de poros capilares.

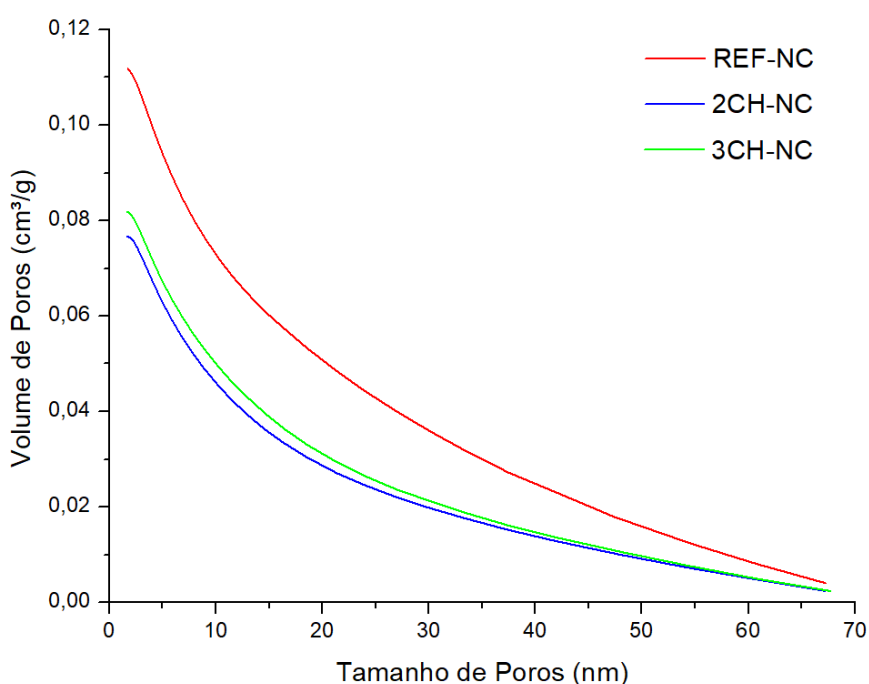
Outro aspecto relevante que pode ter contribuído para a minimização do volume de poros das pastas 2CH e 3CH é o efeito físico promovido pelas adições de cal, que agem como fíler. Conforme descrevem Battagin (2022) e Dal Molin (2022), ao incorporar partículas com diâmetro médio inferior ou similar às do cimento, ocorre o preenchimento dos vazios e, com isso, uma maior densificação da matriz cimentícia. Aliado a isso, essas partículas menores têm potencial de atuar como pontos de nucleação para os produtos hidratados do cimento, ao limitar seu espaço disponível para crescimento – o que faz com que se forme um grande volume de cristais menores, ao invés de cristais maiores em menor quantidade –, além de acelerar as reações de hidratação (DAL MOLIN, 2022). Em outras palavras, as adições de cal hidratada provocaram significativas alterações na microestrutura das pastas em relação à pasta REF.

Investigando o efeito da carbonatação nas pastas, houve uma redução de 38,8% no volume de poros da pasta REF após a carbonatação, 51,1% na pasta 2CH e uma redução ainda mais expressiva de 53,4% na porosidade da pasta 3CH após exposição à ação do CO_2 . Esses resultados convergem, por exemplo, com os estudos de Auroy *et al.* (2018) – que observaram redução de 36,9% para 27,6% na porosidade de pastas cimentícias submetidas à carbonatação acelerada com 3% de CO_2 – e de Cui *et al.* (2015), que também verificaram uma minimização na porosidade de 11,2% para 9,8% em amostras de concreto expostas à atmosfera com concentração de 10% de CO_2 .

Kim *et al.* (2020) evidenciaram que a formação de calcita pela reação do CH com o CO_2 ocasionou uma expansão nas fases sólidas em detrimento da redução volumétrica da fase porosa, provocando diminuição na porosidade. Shah *et al.* (2018) e Silva *et al.* (2021) elucidam que, não obstante o tipo de polimorfo de carbonato de cálcio precipitado, o volume total preenchido pelo CaCO_3 é superior ao volume anteriormente ocupado pelo hidróxido de cálcio, o que justifica a redução na porosidade em função da carbonatação.

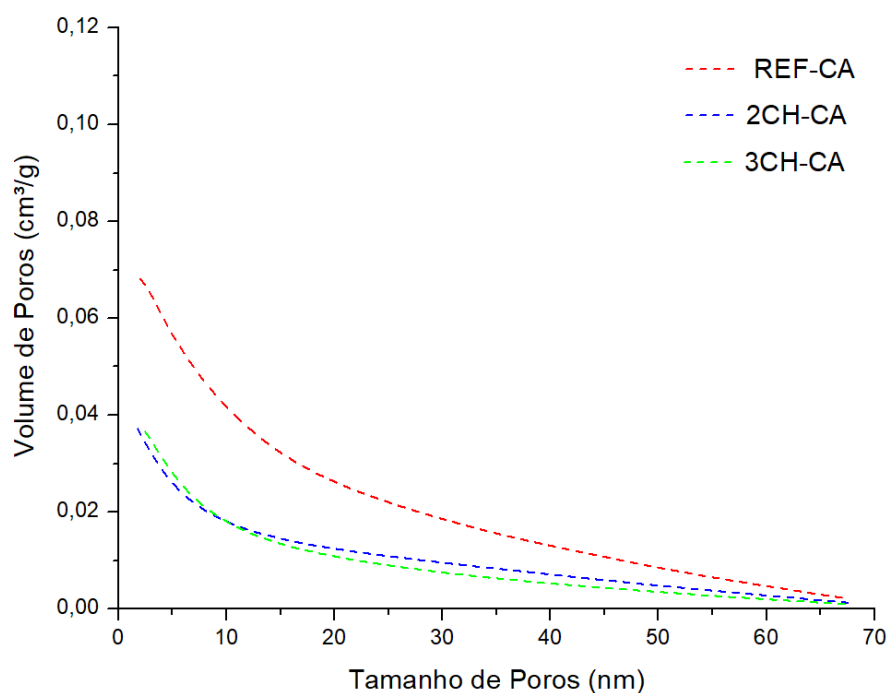
A Figura 46 e a Figura 47 apresenta, a distribuição do tamanho de poros das pastas não carbonatadas (NC) e carbonatadas (CA), respectivamente.

Figura 46 – Distribuição de tamanho de poros por adsorção nas pastas não carbonatadas (NC)



Fonte: Autora (2024).

Figura 47 – Distribuição de tamanho de poros por adsorção nas pastas carbonatadas (CA)



Fonte: Autora (2024).

Pela análise da Figura 46 e Figura 47, pode-se perceber que todas as pastas investigadas, antes e após a ação do CO_2 , possuem predominância de mesoporos, que são aqueles com tamanho entre 2nm e 50nm e que compõem o sistema capilar do compósito cimentício (SING *et al.*, 1985; PAULON *et al.*, 2022). Há, ainda, em todas as pastas, presença de uma quantidade, embora menor, de poros maiores do que 50nm, denominados de macroporos. Além disso, todas as pastas apresentaram pico de volume de poros entre 2nm e 10nm.

Entre as pastas não carbonatadas, nota-se que a pasta REF apresenta um volume consideravelmente mais elevado de poros do que as demais pastas e, conforme comentado, esse comportamento pode ser atribuído à densificação da matriz cimentícia nas pastas 2CH e 3CH pelas adições de cal hidratada, que agem como fíler (BATTAGIN, 2022; DAL MOLIN, 2022). Por sua vez, as pastas com cal possuem uma distribuição de tamanho de poros similar, embora a pasta 3CH apresente um volume levemente maior de poros entre 10nm a 30nm.

Já na análise das pastas após a exposição ao CO_2 , é notório que houve uma redução na distribuição do volume de poros com os efeitos da carbonatação. No entanto, a pasta REF manteve-se como a mais porosa. Na análise das pastas com cal, nota-se que a pasta 2CH apresentou menor volume de poros inferiores a 10nm

em relação à pasta 3CH, em contraste com um volume maior de poros superiores a 10nm. Assim como no estudo de Elkhaldi *et al.* (2022), após a carbonatação de pastas cimentícias, os picos mantiveram, aproximadamente, o mesmo tamanho de poros.

Na investigação de Mehdizadeh *et al.* (2021) acerca da influência da relação a/c na carbonatação acelerada de pastas de cimento, os autores arremataram que a carbonatação contribui na diminuição dos poros capilares da matriz cimentícia e que tal refinamento pode, inclusive, minimizar os prejuízos na porosidade da microestrutura causados por relações a/c elevadas. Observando os efeitos da carbonatação na microestrutura de pastas cimentícias, Kim *et al.* (2020) verificaram que os poros de menor dimensão foram mais afetados pela formação de carbonato de cálcio, o que coincide com os resultados desta pesquisa, visto que as maiores atenuações de volume após a carbonatação foram evidenciadas em poros menores do que 15nm. Nessa linha, Siddique, Naqi e Jang (2020) evidenciaram um maior refinamento na estrutura dos poros e uma minimização na conectividade entre os poros em matrizes cimentícias submetidas à cura carbônica, em contraste com cura natural.

Já os achados de Elkhaldi *et al.* (2022) e Chen *et al.* (2019) levam ao entendimento de que a carbonatação da etringita provoca sua desidratação, ocasionando uma consequente redução no volume dos cristais, podendo haver um aumento no volume de poros compostos por etringita. Isso explica, por exemplo, porque a redução na porosidade da pasta REF não foi tão acentuada como nas demais pastas, pois, embora a formação de CaCO_3 tenha contribuído para a densificação da matriz cimentícia e colmatação dos poros, tais efeitos foram minimizados pela carbonatação da etringita, além da descalcificação do C-S-H, que apresentou prejuízos à microestrutura da pasta.

Outrossim, Fante *et al.* (2022) e Soja *et al.* (2018) elucidam que a aragonita apresenta maior volume molar em comparação à vaterita e à calcita, o que faz com que sua precipitação acarrete uma maior porosidade. Tendo em vista a presença mais elevada de aragonita na pasta REF em relação às demais pastas – evidenciada pelos ensaio de DRX (item 4.1.1) –, é compreensível uma redução menos acentuada na porosidade da pasta REF.

Na pesquisa de Shah *et al.* (2018), a carbonatação de misturas do tipo LC³ (*Limestone Calcined Clay Cement*) provocou uma redução no volume total de sólidos em virtude da forte carbonatação do C-S-H, por se tratarem de misturas com um

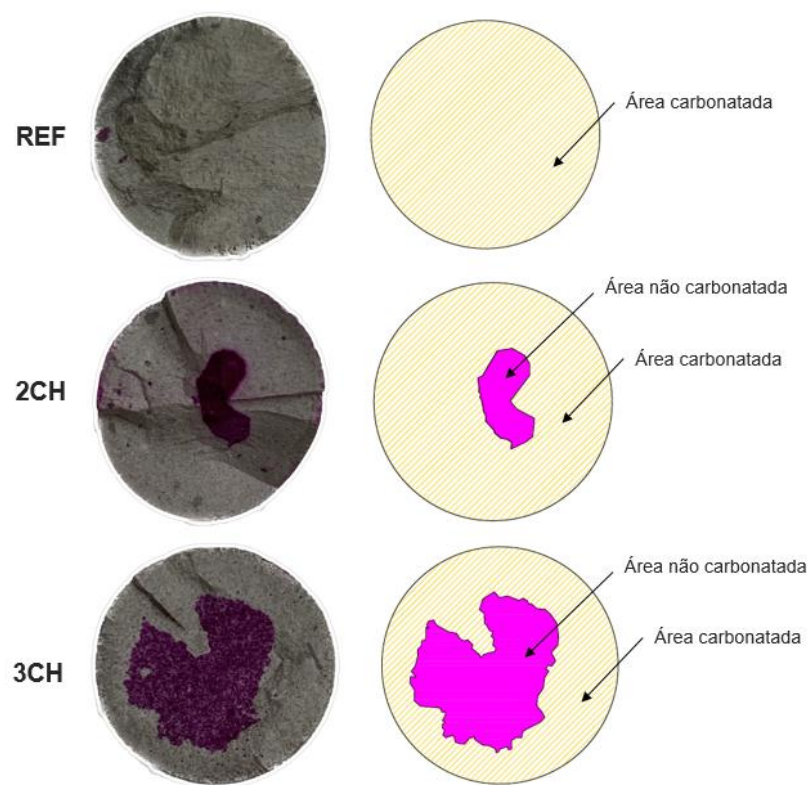
menor quantitativo de hidróxido de cálcio para reagir na carbonatação. Ainda nesse contexto, Wu e Ye (2017) concluíram que maior será a porosidade total de pastas cimentícias quanto maior for o teor de C-S-H consumido pela carbonatação e os autores constataram, inclusive, aumentos na porosidade com a descalcificação de grande parte do C-S-H em relação a pastas não carbonatadas. Na presente pesquisa, a pasta REF – apesar dos resultados encontrados indicarem a carbonatação do silicato de cálcio hidratado – ainda apresentou uma atenuação no volume de poros após a carbonatação, embora em porcentagens menores do que as pastas com adições de cal hidratada.

4.1.4 Resistência à compressão

A seguir, serão apresentados os resultados do ensaio de resistência à compressão das pastas cimentícias. O ensaio foi realizado nas amostras após a cura, aos 28 dias (4 semanas) e após a carbonatação acelerada, em amostras carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC) de mesma idade a fim de investigar os efeitos da carbonatação. As amostras foram submetidas à ação do CO₂ durante 33 semanas, ou seja, para a realização do ensaio de resistência à compressão as amostras tinham a idade de 37 semanas (4 semanas NC + 33 semanas CA), o que equivale a 259 dias.

Contudo, mesmo após 33 semanas de carbonatação, as pastas com cal – 2CH e 3CH – não apresentaram carbonatação completa. A Figura 48 apresenta as amostras das pastas após 33 semanas de carbonatação – quebradas ao meio e com aspersão de indicador químico de pH, do tipo solução alcóolica de fenolftaleína –, bem como um croqui esquemático do avanço da carbonatação nas pastas investigadas.

Figura 48 – Avanço da carbonatação nas amostras de pasta ensaiadas para resistência à compressão

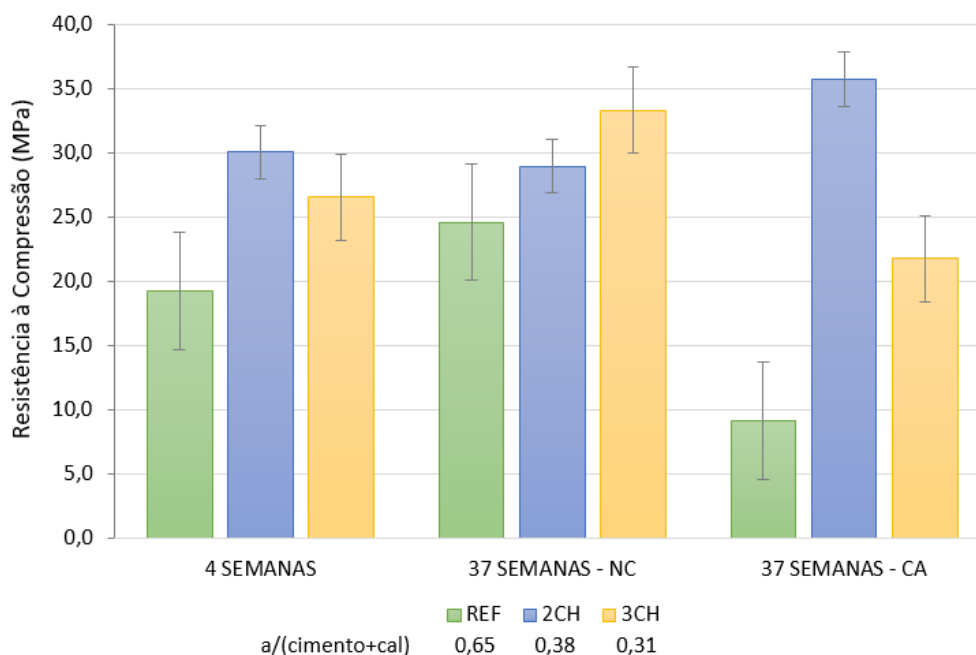


Fonte: Autora (2024).

Nota-se que a pasta REF obteve uma carbonatação completa. Por outro lado, as pastas 2CH e 3CH ainda apresentaram áreas consideráveis na coloração rosa, isto é, com pH elevado e, por consequência, não carbonatadas. A pasta com maior adição de cal (3CH) apresentou um avanço da carbonatação mais lento do que a pasta com menor adição de cal (2CH), que obteve uma área carbonatada superior.

Assim, sendo conhecido o teor carbonatado estimado das amostras ensaiadas, a Figura 49 apresenta os resultados de resistência à compressão das pastas cimentícias nas idades investigadas: 4 semanas – NC (28 dias); 37 semanas – NC; e 37 semanas – CA (4 semanas NC + 33 semanas CA). Inicialmente, serão analisados os resultados das pastas em cada idade, comparando os efeitos das adições de cal na resistência à compressão e, posteriormente, serão discutidos os resultados entre as idades e entre amostras NC e CA.

Figura 49 – Resultados médios de resistência à compressão das pastas cimentícias nas diferentes idades investigadas



Fonte: Autora (2024).

Inicialmente, aos 28 dias (4 semanas), a pasta 2CH obteve a maior resistência à compressão, seguida da pasta 3CH e da pasta REF. A pasta 2CH apresentou um aumento de 56,2% na resistência em relação à pasta REF e 13,2% em relação à pasta 3CH. Por sua vez, a pasta 3CH obteve uma resistência 38% superior à pasta REF.

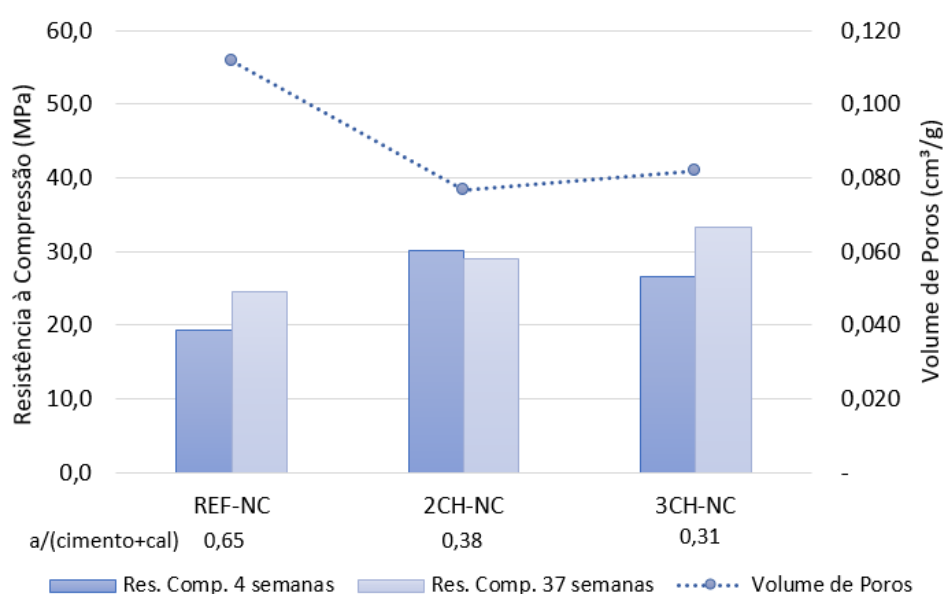
Na idade de 37 semanas (259 dias), nas amostras NC, o comportamento entre as pastas com cal se alterou, visto que a pasta 3CH obteve a maior resistência, seguida da pasta 2CH e, por fim, da pasta REF, que manteve o seu desempenho ao longo do tempo, com a menor resistência à compressão. A pasta 3CH apresentou aumento de 35,5% em relação à pasta REF e de 15% em relação à pasta 2CH. Já a pasta 2CH obteve uma resistência à compressão cerca de 17,7% mais elevada que a pasta REF, aos 259 dias.

Tais resultados diferem dos encontrados por Li *et al.* (2023), que verificaram redução na resistência à compressão em argamassas com adição de cal, que se deve, segundo os autores, ao enfraquecimento da matriz cimentícia pela presença de Ca(OH)_2 , que atua como uma fase fraca. Bolte *et al.* (2019) verificaram queda na resistência à compressão com aumentos no teor de calcário acima de 10%.

Contudo, nota-se que, nas amostras não carbonatadas, o desempenho mecânico, em especial na idade de 4 semanas, apresentou certa similaridade com os

resultados de porosidade por adsorção de nitrogênio (item 4.1.3) – realizado em pastilhas de 2mm não carbonatadas com idade de 24 semanas –, conforme ilustra a Figura 50. A pasta REF obteve o maior volume de poros, ao mesmo tempo em que se mostrou a menos resistente, em ambas as idades investigadas. Já as pastas com cal apresentaram considerável redução no volume de poros, associado a valores mais elevados de resistência mecânica.

Figura 50 – Comparação entre a resistência à compressão das pastas NC, na idade de 4 semanas e 37 semanas, e o volume de poros



Fonte: Autora (2024).

Conforme já discutido previamente nos ensaios anteriores, esse comportamento pode ter ocorrido em função água excedente da pasta REF, que contribuiu para o aumento da porosidade e, por conseguinte, em danos na resistência. Nessa linha, Isaia (2022) esclarece que a água em demasia implica em uma maior quantidade de vazios e em uma resistência mecânica mais baixa. Outrossim, as pastas 2CH e 3CH, em função das adições de cal hidratada que contribuem para o efeito fíler, apresentaram uma maior densificação da matriz cimentícia, justificando a redução no volume de vazios e, por consequência, a maior resistência mecânica em contraste com a pasta REF.

Embora as pastas possuam idades distintas na análise da Figura 50, a utilização do cimento do tipo CP V – isto é, de alta resistência inicial em função de uma hidratação mais rápida – permite tal comparação, tendo em vista as poucas alterações microestruturais a longo prazo desse tipo de cimento, sobretudo após 90

dias. Vale destacar que a comparação da resistência à compressão e do volume de poros das amostras carbonatadas (CA) não pode ser realizado, pois no ensaio de porosidade por adsorção de nitrogênio, as pastilhas de 2mm obtiveram carbonatação quase completa, o que gera uma microestrutura distinta das amostras cilíndricas ensaiadas à compressão, que não foram carbonatadas em sua totalidade.

Retornando para a análise da Figura 49, a longo prazo, todas as pastas NC, com exceção da pasta 2CH, obtiveram um aumento na resistência à compressão. De 28 para 259 dias, as pastas REF e 3CH apresentaram aumentos similares na resistência, de 27,8% e 25,5%, respectivamente, ao passo que a pasta 2CH obteve uma pequena diminuição de 3,6% com o passar do tempo. Tendo em vista o cimento utilizado para preparo das pastas do tipo CP V-ARI, que, por ser muito fino, possui uma velocidade de hidratação mais rápida e um ganho maior de resistência nas idades iniciais (ANDRADE; TUTIKIAN, 2022), não espera-se um aumento muito significativo na resistência à compressão das pastas ao longo do tempo.

Por outro lado, ao analisar as pastas carbonatadas (CA) na idade de 37 semanas (Figura 49), é possível verificar uma diferença mais acentuada no desempenho mecânico das amostras. A pasta 2CH obteve a maior resistência à compressão, que foi cerca de 64,2% superior à pasta 3CH e 289,9% superior à pasta REF. Já a pasta com maior adição de cal (3CH) obteve um desempenho intermediário, com resistência 137,5% superior à pasta REF.

O desempenho mecânico da pasta 3CH inferior ao da pasta 2CH após a carbonatação é condizente com os resultados de Li *et al.* (2023), que encontraram reduções na resistência à compressão em argamassas carbonatadas ao aumentar o teor de adição de cal de 20% para 30%. Outrossim, conforme ilustrado na Figura 48, a pasta 2CH obteve uma maior área carbonatada em contraste com a pasta 3CH, o que significa que a pasta 2CH, por estar mais carbonatada, possui em sua microestrutura menos hidróxido de cálcio e mais carbonato de cálcio, o que contribui para a densificação da matriz cimentícia e pode auxiliar no ganho de resistência mecânica.

Analizando os efeitos da carbonatação na propriedade mecânica de resistência à compressão na idade de 37 semanas, observa-se que apenas a pasta 2CH obteve um aumento de resistência com os efeitos da carbonatação, ao passo que as demais pastas tiveram sua resistência prejudicada. Após a exposição ao CO₂, a pasta 2CH apresentou um incremento de 23,3% na sua resistência à compressão. Em

contrapartida, as pastas 3CH e REF obtiveram reduções de 34,7% e 62,8% na resistência, sendo a pasta REF a mais afetada.

Ademais, a pasta 3CH após a carbonatação apresentou resistência ainda mais baixa do que na idade de 28 dias, que pode ter ocorrido devido à retração induzida pela carbonatação. Cascudo e Carasek (2022) explicam que, embora o CaCO_3 ocupe um espaço maior do que o CH, aspectos como a perda de água pela carbonatação e a redução volumétrica na pasta de cimento endurecida pela deposição do CaCO_3 em vazios não tensionados, em substituição à decomposição do CH em zonas tensionadas, provocam uma reorganização dos espaços e uma diminuição de volume na matriz cimentícia endurecida, podendo implicar em fissuração na superfície do material (NEVILLE, 2016).

Destarte, uma vez que a pasta 3CH possui um maior teor de Ca(OH)_2 pela adição de cal, é possível que o mecanismo de retração pela carbonatação tenha se manifestado mais fortemente nessa pasta, afetando negativamente seu desempenho mecânico pós carbonatação. Além disso, uma outra causa possível da queda na resistência mecânica da pasta 3CH é a presença de certo teor de cal livre (CaO) na mistura, oriunda da cal hidratada – visto que a norma regulamentadora NBR 7175 (ABNT, 2003) permite até 10% de CaO e MgO livre no material – e que pode causar expansão volumétrica da pasta cimentícias devido à hidratação (BATTAGIN, 2022; MEHTA; MONTEIRO, 2014). Ressalta-se que nos difratogramas das pastas NC e CA, também foi constatado certa presença de CaO .

Referente à pasta REF, a redução expressiva de 62,8% na resistência mecânica após a exposição ao CO_2 pode ser atribuída à ocorrência de carbonatação do C-S-H, conforme já evidenciado e discutido nos resultados de TG/DTG e DRX, o que leva à formação de gel de sílica, que é uma estrutura excessivamente porosa e que implica em uma microestrutura mais grosseira (ELKHALDI, 2022; CASCUDO; CARASEK, 2022). Em concordância, Liu *et al.* (2022) evidenciaram que a carbonatação do C-S-H provocou redução de 44% e 21% no módulo de elasticidade e na dureza superficial, respectivamente, após a carbonatação.

A Tabela 13 apresenta um comparativo entre os valores de resistência à compressão das pastas investigadas ao longo do tempo, com base na pasta REF. Observa-se que, em todos os casos, as adições de cal apresentaram benefícios na resistência à compressão das pastas, sobretudo após a carbonatação, onde os aumentos na resistência em comparação à pasta REF foram mais expressivos.

Ressalta-se, novamente, que a melhoria na resistência à compressão das pastas 2CH e 3CH, em relação à REF, deve-se, concomitantemente, à redução na relação água/(cimento+cal) e à densificação da matriz cimentícia com as adições de cal hidratada pelo efeito fíler.

Tabela 13 – Comparação entre a evolução dos valores médios de resistência à compressão, com base na pasta REF

PASTA	4 SEMANAS NC	37 SEMANAS NC	37 SEMANAS CA
REF	1	1	1
2CH	1,6	1,2	3,9
3CH	1,4	1,4	2,4

Fonte: Autora (2024).

Já a Tabela 14 expõe um comparativo da resistência à compressão das pastas antes e após a carbonatação – isto é, na idade de 37 semanas –, tendo como base as amostras não carbonatadas (NC). Conforme já comentado, apenas a pasta 2CH obteve acréscimo na resistência com os efeitos da carbonatação e a pasta REF foi a mais prejudicada, com redução de cerca de 60% na resistência.

Tabela 14 – Comparação do efeito da carbonatação na evolução de resistência à compressão nas pastas de mesma idade, com base nas amostras NC

PASTA	37 SEMANAS NC	37 SEMANAS CA
REF	1,0	0,4
2CH	1,0	1,2
3CH	1,0	0,7

Fonte: Autora (2024).

A Tabela 15 apresenta a análise da resistência à compressão sob outro ponto de vista, comparando todos os resultados médios obtidos com a pasta REF, na idade de 4 semanas (28 dias). Observando as amostras NC, é possível notar que, em todos os casos, houve aumento na resistência mecânica com as adições de cal e com o passar do tempo. Já na análise das pastas CA, é digno de destaque que apenas a pasta REF apresentou redução na resistência à compressão com a carbonatação, em contraste com as pastas 2CH e 3CH, cujos ganhos na propriedade mecânica foram de 90% e 10%, respectivamente, quando confrontadas com a pasta REF aos 28 dias. Esses resultados salientam a relevância do aumento no teor de Ca(OH)_2 na

preservação da resistência à compressão de compósitos cimentícios, tendo em vista a captura de CO₂.

Tabela 15 – Comparação dos valores médios de resistência à compressão das pastas cimentícias em relação à pasta REF aos 28 dias

PASTA	4 SEMANAS NC	37 SEMANAS NC	37 SEMANAS CA
REF	1	1,3	0,5
73CH	1,6	1,5	1,9
109CH	1,4	1,7	1,1

Fonte: Autora (2024).

Li *et al.* (2023) investigaram a carbonatação de argamassas com adições de cal e concluíram que, em amostras com altos teores de cal, a portlandita remanescente após a carbonatação apresentou impactos negativos na resistência à compressão das argamassas, resultado que converge com o desempenho da pasta com maior adição de cal dessa pesquisa (3CH), que teve sua resistência à compressão prejudicada após a carbonatação.

Portanto, averiguando os efeitos da carbonatação acelerada, por 33 semanas, nas pastas cimentícias estudadas, verifica-se que na pasta sem adição de cal (REF), a carbonatação foi consideravelmente deletéria em função da descalcificação do C-S-H, que ocasionou danos à matriz cimentícia. Já nas pastas com cal, a carbonatação de um teor elevado de CH da pasta 3CH pode ter levado à fissuração superficial por retração, o que também impactou negativamente na resistência mecânica.

Em contrapartida, a pasta 2CH apresentou uma quantidade suficiente de Ca(OH)₂ para reagir com o CO₂, preservando o C-S-H da carbonatação – conforme também encontrado por Kangni-Foli *et al.* (2021) –, mas não tão elevada como a pasta 3CH para a ocorrência de retração e, consequentemente, fissuração. Além disso, dentre as pastas com cal, a pasta 2CH obteve a maior área estimada carbonatada, o que representa uma matriz cimentícia com maior quantidade de CaCO₃ e menor montante de CH do que a pasta 3CH, o que contribui para a densificação da microestrutura.

Lollini e Radaelli (2021) constataram que aspectos como a resistência à compressão e a taxa de carbonatação são altamente influenciados pela porosidade capilar, indicando que mais resistente será o material quanto mais densa for sua microestrutura e, por consequência, menor será o avanço da carbonatação. Esse

comportamento coincide, também, com os resultados encontrados na captura de CO₂ – que serão discutidos a seguir (item 4.1.5) – que revelaram que a pasta 2CH, que se mostrou a mais resistente e a menos porosa após a carbonatação, capturou o menor montante de CO₂, em contraste com a pasta REF, que obteve a maior captura de CO₂, em detrimento de uma maior porosidade e menor resistência à compressão.

O incremento na resistência à compressão da pasta 2CH após a carbonatação é condizente com demais estudos da literatura. Siddique, Naqi e Jang (2020), ao analisar matrizes cimentícias, com diferentes relações a/c, submetidas à cura carbônica e natural, perceberam que as amostras sujeitas à carbonatação apresentaram maior resistência à compressão, mesmo com a/c elevadas. Em consenso, os achados de Mehdizadeh *et al.* (2021) mostram que os benefícios da carbonatação à microestrutura cimentícia pode compensar, inclusive, parte da perda nas propriedades mecânicas devido à alta relação a/c.

Diante disso, pode-se concluir que, embora a carbonatação tenha apresentado efeitos diversos entre as misturas analisadas, a adição de cal hidratada minimizou a perda de resistência mecânica pela carbonatação nas pastas cimentícias, que foi muito mais significativa na pasta sem adição de cal (REF). Isto é, nas pastas 2CH e 3CH, em função tanto da menor relação água/(cimento+cal), quanto do maior aprimoramento da matriz cimentícia pelas adições de cal (efeito fíler), a difusão do CO₂ foi mais lenta e, com isso, a carbonatação do C-S-H foi minimizada, preservando a resistência à compressão das pastas com cal.

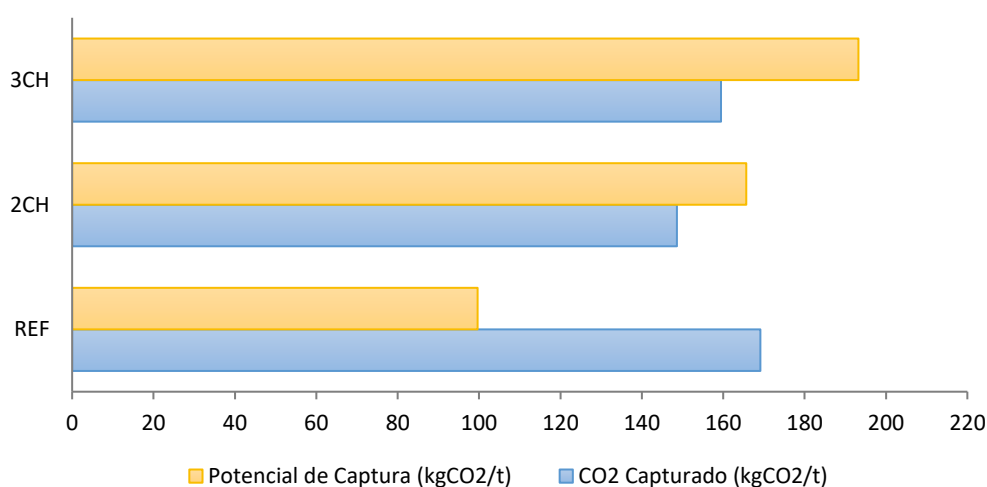
Outrossim, é digno de destaque que as pastas cimentícias investigadas foram mantidas por um mesmo período de tempo expostas ao CO₂, mas que devido às diferentes composições químicas, as pastas não apresentaram o mesmo perfil de carbonatação, o que faz com que os efeitos da carbonatação na resistência à compressão não possam ser igualmente comparados entre as pastas.

4.1.5 Captura de CO₂

A captura de CO₂ foi calculada com base nas curvas TG e DTG das pastas carbonatadas (CA) e não carbonatadas (NC), a partir do quantitativo de CO₂ liberado pelo pico endotérmico do carbonato de cálcio. A Figura 51 e a Tabela 16 apresentam a captura de CO₂, em kgCO₂/t e o potencial máximo de captura de CO₂, que considera a carbonatação do teor total de Ca(OH)₂ calculado nas pastas, com base nas curvas

TG e DTG. Tendo em vista a difícil distinção entre a decomposição do MgCO_3 e do CaCO_3 no pico endotérmico do carbonato, tem-se que uma parcela do CO_2 capturado nas pastas foi absorvido pelo Mg(OH)_2 . Assim, para cálculo do potencial máximo de captura de CO_2 , considerou-se, também o consumo total do teor de Mg(OH)_2 pelo CO_2 .

Figura 51 – Captura de CO_2 nas pastas cimentícias e potencial de captura considerando a carbonatação completa do Ca(OH)_2 e Mg(OH)_2



Fonte: Autora (2024).

Vale destacar que, para os valores de captura de carbono apresentados a seguir, foram descontados os teores de CO_2 das amostras não carbonatadas, visto que referem-se a um montante de CO_2 já presente no cimento e na cal hidratada e, também, a uma leve carbonatação durante o preparo das amostras para ensaio, de modo que o teor de CO_2 não corresponde ao de fato capturado pelas pastas durante carbonatação acelerada.

Tabela 16 – Valores de captura de potencial de captura de CO_2 pelas pastas cimentícias

Pasta	CO ₂ Capturado (kgCO ₂ /t)	Potencial de Captura (kgCO ₂ /t)
REF	169,14	99,64
2CH	148,63	165,67
3CH	159,46	193,24

Fonte: Autora (2024).

Pela análise da Figura 51 e da Tabela 16, nota-se que, ao contrário do esperado, a pasta REF obteve a maior captura de CO_2 – 20,51 kgCO₂/t superior à

pasta 2CH e 9,68 kgCO₂/t superior à pasta 3CH. A pasta com maior teor de cal – 3CH – obteve um comportamento intermediário comparado às demais pastas, com uma captura de CO₂ cerca de 10,83 kgCO₂/t mais elevada do que a pasta 2CH. Por sua vez, a pasta com 73% de adição de cal hidratada apresentou a menor captura de dióxido de carbono.

Em resumo, a adição de cal hidratada nas pastas visando a maximização da captura de carbono não se mostrou verdadeiramente eficaz, para um mesmo intervalo de tempo, visto que a pasta que obteve maior captura de CO₂ foi a pasta REF, isto é, sem adições de cal. Hoppe Filho (2008) em seu estudo, averiguou que o acréscimo de cal à matriz cimentícia contribuiu para o aumento no teor de portlandita, mas reduziu a taxa de carbonatação em ensaios acelerados. Kulakowski (2002), ao avaliar a carbonatação de concretos e argamassas com adições de sílica ativa, constatou acréscimos na carbonatação à medida que se reduzia o teor de hidróxido de cálcio das misturas pelas adições, sendo esse aspecto ainda mais notável com o aumento da relação água/aglomerante para valores acima de 0,45-0,50. Em consenso, Wang *et al.* (2023) evidenciaram aumentos na taxa de carbonatação em pastas de LC³ em função da diminuições nos teores de Ca(OH)₂.

Na análise de Mazurana (2019) acerca da carbonatação de argamassas com diferentes substituições de cal, a argamassa cimentícia produziu 16,03% de CaCO₃ durante a carbonatação, mensurado mediante análise térmica; em contraste, argamassa com relação cimento:cal de 1:1 obteve uma geração de 15,33% de CaCO₃. Ou seja, nos achados da autora, assim como neste estudo, a mistura com adição de cal obteve geração de carbonato de cálcio pela carbonatação menor do que a mistura cimentícia sem adição de cal. Ainda, Chen e Su (2023) verificaram maiores coeficientes de carbonatação em misturas cimentícias com adições de cinza volante e escória granulada de alto forno, em função do menor montante de Ca(OH)₂, não obstante o efeito de refinamento de poros.

Elkhaldi *et al.* (2022) dialogam que apenas a composição química dos compósitos cimentícios não determina a resistência à carbonatação, visto que as propriedades da microestrutura também possuem um papel determinante nas propriedades de transporte do material e, por conseguinte, no avanço da carbonatação. Dessa forma, a pasta 3CH-NC, por apresentar um volume de poros superior à pasta 2CH-NC (conforme discutido no item 4.1.3), foi mais susceptível à carbonatação e, logo, foi mais eficiente na captura de CO₂ do que a pasta 2CH.

Outrossim, é através da porosidade aberta que o dióxido de carbono oriundo do meio externo penetra nos materiais cimentícios, de modo que menor será a difusão de CO_2 quanto menor for a porosidade e o tamanho dos poros (MEDJIGBODO *et al.*, 2018). Destarte, neste estudo em que todas as pastas foram expostas à carbonatação por um mesmo período de tempo, a pasta REF, por apresentar o maior volume de poros e o menor teor de CH, se mostrou a mais eficaz na captura de carbono. Por outro lado, a pasta 2CH, em função de sua menor porosidade e teor considerável de CH, obteve a menor captura de CO_2 . Esses resultados convergem com a investigação de Mehdizadeh *et al.* (2021), na qual os autores concluíram que, com o aumento na quantidade de água no composto cimentícios, houve um aumento no volume de poros capilares e, por consequência, incrementos na carbonatação e na absorção de CO_2 .

Referente ao potencial de captura de CO_2 , que considera a carbonatação total do hidróxido de cálcio e de magnésio gerado nas pastas (calculado pelas curvas TG e DTG), nota-se que o maior potencial corresponde à pasta com maior adição de cal hidratada, em função de um montante mais expressivo de CH para reagir na carbonatação. Da mesma forma, esperava-se que o menor potencial de captura de CO_2 fosse obtido pela pasta REF devido ao menor teor de hidróxido de cálcio. Por sua vez, o cálculo de captura de CO_2 , conforme os resultados experimentais, evidencia que o aspecto esperado para maximizar o sequestro de carbono nas pastas cimentícias – isto é, a adição de cal hidratada – diminuiu a taxa de carbonatação em razão do aumento da reserva alcalina e da densificação da matriz cimentícia, o que fez com que, em uma mesmo intervalo de tempo, a pasta sem cal (REF) atingisse a carbonatação completa, em contraste com as pastas 2CH e 3CH, que ainda apresentaram CH remanescente.

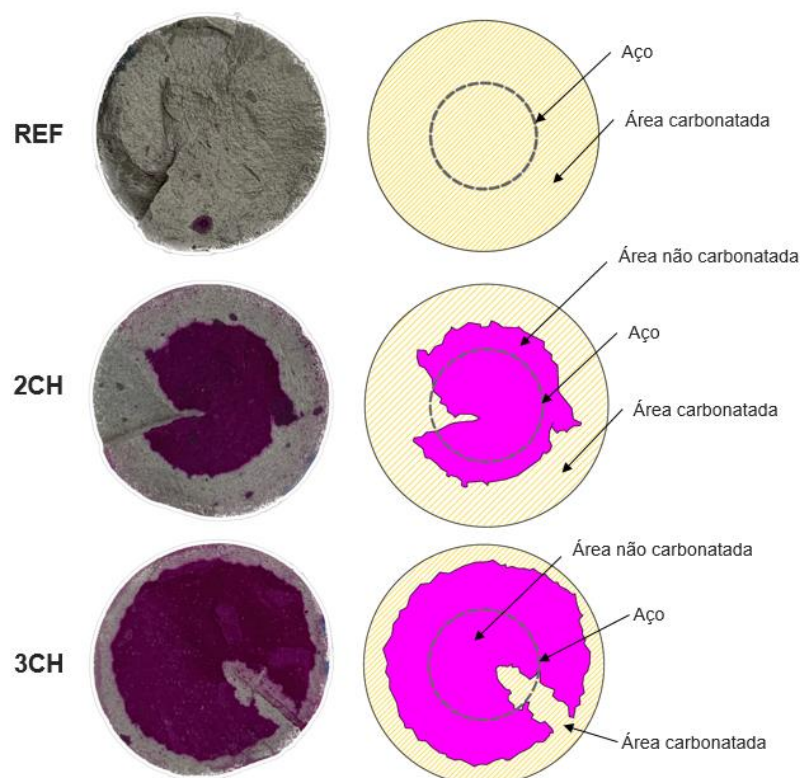
Kong *et al.* (2022) encontraram divergências entre o percentual de captura de CO_2 teórico e o calculado com base nos resultados experimentais e, segundo os autores, a dissidência pode-se atribuir ao bloqueio da difusão do dióxido de carbono em função da camada densa de carbonato de cálcio que se forma na superfície da amostra carbonatada. Ademais, nota-se que a pasta REF obteve um captura de CO_2 maior do que o potencial calculado, indicando que não somente o hidróxido de cálcio foi consumido pela carbonatação, como também demais compostos hidratados do cimento, como o C-S-H, conforme já revelado e discutido nos demais ensaios realizados.

4.2 ANÁLISE DA CORROSÃO

Neste item, serão analisadas as influências da carbonatação na resistência à corrosão dos aços CA50 e microcompósito (MC) inseridos nas diferentes pastas cimentícias, visando o sequestro de CO_2 . Tendo em vista que as amostras foram submetidas à carbonatação por 27 semanas, apenas a pasta REF obteve carbonatação completa, ao passo que as pastas com cal ainda apresentaram zonas não carbonatadas.

A Figura 52 apresenta as amostras das pastas após a exposição à carbonatação – quebradas ao meio e com aspersão de indicador químico de pH, do tipo solução alcohólica de fenolftaleína –, bem como um croqui esquemático do avanço da carbonatação nas amostras. Ressalta-se que as amostras ilustradas na Figura 52 trata-se de corpos de prova de pasta sem aço, mas com o mesmo tempo de carbonatação, que foram moldadas para se ter controle do avanço da carbonatação nas amostras com aço mediante quebra do corpo de prova e aspersão de indicador químico.

Figura 52 – Avanço da carbonatação nas amostras de pasta ensaiadas para corrosão

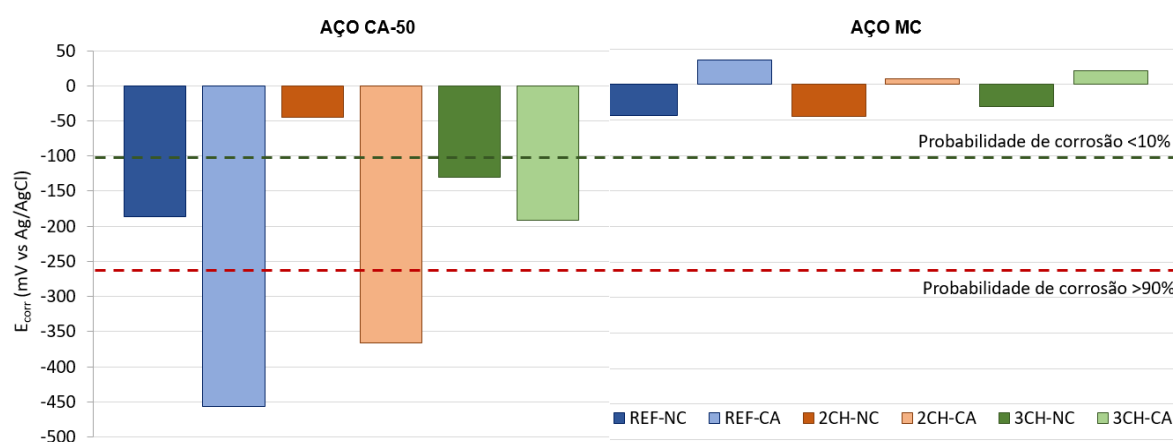


Fonte: Autora (2024).

4.2.1 Potencial de corrosão

A Figura 53 e a Tabela 17 apresentam o potencial de corrosão (E_{corr}) e a probabilidade de corrosão dos aços CA50 e microcompósito nas pastas cimentícias antes e após a exposição ao CO_2 .

Figura 53 – Resultados médios de potencial de corrosão dos aços CA50 e MC nas diferentes pastas investigadas, antes e após a carbonatação



Fonte: Autora (2024).

Consoante a ASTM C876 (ASTM, 2016), quanto mais eletronegativo o potencial de corrosão, maior será a probabilidade de ocorrência do processo corrosivo. Na análise do aço CA50, antes da carbonatação, verifica-se um estado de passivação do aço na pasta 2CH, com E_{corr} de $-45,12\text{mV}$, o que indica uma probabilidade de corrosão baixa, isto é, menor do que 10%. Já nas pastas REF-NC e 3CH-NC, o aço carbono convencional obteve um potencial de corrosão menor (mais eletronegativo), equivalente a $-186,35\text{mV}$ e $-130,74\text{mV}$, respectivamente, representando uma incerteza da probabilidade de corrosão. Tendo em vista a condição pré carbonatação, esse comportamento pode ser atribuído a um estado de corrosão inicial do aço, pois as barras não foram submetidas a nenhum tratamento anteriormente à moldagem, apenas limpeza para retirada de impurezas superficiais e gordura.

Por outro lado, na análise do aço CA50 após a carbonatação, evidenciam-se potenciais de corrosão mais eletronegativos, em especial nas pastas REF-CA e 2CH-CA, com E_{corr} de $-456,74\text{mV}$ e $-366,56\text{mV}$, respectivamente, apontando forte probabilidade de corrosão do aço (>90%). Já para as barras inseridas na pasta 3CH-

CA, o E_{corr} obtido foi de -191,61mV, se enquadrando na zona de probabilidade de corrosão incerta. Vale destacar que a pasta 3CH-CA obteve menor frente de carbonatação em relação às demais pastas, o que pode justificar o potencial de corrosão mais favorável encontrado na pasta 3CH-CA do que nas misturas REF-CA e 2CH-CA.

Tabela 17 – Valores médios de potencial de corrosão (E_{corr}) e probabilidade de corrosão das armaduras

Aço	Pasta	E_{corr} (mV vs Ag/AgCl)	Probabilidade de Corrosão das Armaduras
CA50	REF-NC	-186,35	Incerta
	REF-CA	-456,74	> 90% (Corrosão)
	2CH-NC	-45,12	< 10% (Passivação)
	2CH-CA	-366,56	> 90% (Corrosão)
	3CH-NC	-130,74	Incerta
	3CH-CA	-191,61	Incerta
MC	REF-NC	-44,23	< 10% (Passivação)
	REF-CA	34,99	< 10% (Passivação)
	2CH-NC	-45,10	< 10% (Passivação)
	2CH-CA	8,58	< 10% (Passivação)
	3CH-NC	-31,11	< 10% (Passivação)
	3CH-CA	19,77	< 10% (Passivação)

Fonte: Autora (2024).

Analisando o comportamento do aço microcompósito (MC), percebe-se um contraste de resultados, com potenciais de corrosão notavelmente menos eletronegativos do que os encontrados pelo aço CA50, tanto antes, quanto após a carbonatação, em que todos os aços se mantiveram passivados, com probabilidade de corrosão inferior a 10%. Nas misturas não carbonatadas, o aço MC obteve E_{corr} de -44,20mV, -45,10mV e -31,11mV para as pastas REF-NC, 2CH-NC e 3CH-NC, respectivamente e, após transcorridos 27 semanas de carbonatação, os potenciais de corrosão apresentados pelo aço MC foram ainda maiores, equivalentes a 34,99mV quando inserido na pasta REF-CA, 8,58mV na pasta 2CH-CA e 19,77mV na pasta 3CH-CA. Ou seja, mesmo após transcorridas 27 semanas de carbonatação das pastas cimentícias, o aço microcompósito manteve-se passivado em todas as misturas investigadas.

Esses resultados convergem com o estudo de Ai *et al.* (2016) que, ao analisar a resistência à corrosão de um aço contendo 10% de Cr e 1% de Mo, observaram que

o potencial de corrosão dos aços manteve-se acima de -200mV mesmo quando inseridos em soluções com pH variando de 13,3 a 9,0. Nessa linha, Liu *et al.* (2017) constataram aumentos no potencial de corrosão (E_{corr} menos eletronegativos) com aumentos nos teores de Cr em aços, arrematando que a presença desse componente químico tem potencial de manter o filme de passivação mesmo em sistemas cimentícios carbonatados e que os efeitos da existência de Cr são ainda mais potencializadas com a redução no pH.

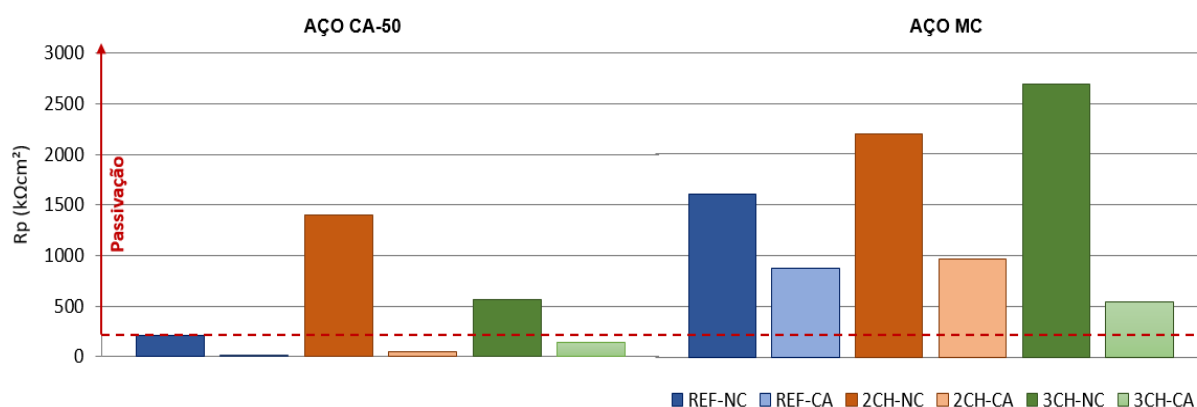
Em relação aos efeitos das adições de cal na resistência à corrosão dos aços, percebe-se que foi mais acentuado para o aço CA50, que se mostrou mais resistente à corrosão (com valores de E_{corr} maiores) nas pastas com cal, tanto antes, quanto após a carbonatação. Esse comportamento pode ser atribuído à maior reserva alcalina das pastas 2CH e 3CH, que limitou o avanço da carbonatação.

Em conformidade com esses resultados, Montemor *et al.* (2002) atestaram que sistemas cimentícios contendo cinza volante apresentaram E_{corr} mais eletronegativos do que amostras sem adições, se mostrando mais vulneráveis à corrosão por carbonatação em virtude do montante menor de Ca(OH)_2 devido às reações pozolânicas. Ainda segundo os pesquisadores, o teor de CH trata-se de um aspecto decisivo para o avanço da corrosão por carbonatação, cujas profundidades carbonatadas foram intensificadas à medida em que se aumentou o teor de cinza volante de 0% para 15% e 30%. Para o aço MC, a presença extra de hidróxido de cálcio nas misturas cimentícias não mostrou forte influência na corrosão nessa pesquisa, visto que o aço manteve-se passivado em todas as situações investigadas.

4.2.2 Resistência de polarização linear

Os resultados de resistência de polarização (R_p) e a respectiva taxa de corrosão dos aços CA50 e microcompósito inseridos nas pastas cimentícias antes e após a carbonatação estão expressos na Figura 54 e na Tabela 18 a seguir. As curvas de resistência de polarização linear dos aços em cada uma das misturas cimentícias são apresentadas no Apêndice D.

Figura 54 – Resultados médios de resistência de polarização linear dos aços CA50 e MC nas diferentes pastas investigadas, antes e após a carbonatação



Fonte: Autora (2024).

Alusivo à resistência de polarização (R_p), tem-se que maior será a resistência à corrosão quanto maior for o R_p . (Ai *et al.*, 2016; Wu *et al.*, 2013). Assim, observando o comportamento do aço CA50, percebe-se que, anteriormente à exposição ao CO_2 , o aço apresentou R_p de 1401,75kΩcm² e de 526,08kΩcm² nas pastas 2CH-NC e 3CH-NC, respectivamente, o que representa passivação do aço. Por outro lado, na pasta REF-NC, o valor de R_p verificado foi de 208,63kΩcm², indicando taxa baixa/moderada de corrosão. Tal desempenho do aço carbono na pasta REF coincide com o resultado de potencial de corrosão encontrado, no qual foi verificado uma probabilidade incerta de corrosão que, conforme discutido, pode-se atribuir a uma condição de corrosão inicial da barra.

Após a carbonatação, os aços CA50 inseridos em todas as pastas apresentaram reduções consideráveis na resistência de polarização, com valores de R_p de 9,46kΩcm², 48,50kΩcm² e 134,68kΩcm² nas pastas REF-CA, 2CH-CA e 3CH-CA, o que indica taxas de corrosão alta no aço inserido na pasta REF e baixa/moderada nas pastas 2CH e 3CH. No entanto, ressalta-se que em todas as pastas, o aço carbono convencional apresentou corrosão. Nota-se que a menor resistência de polarização foi evidenciada no aço inserido pasta REF, ao passo que, nas pastas com cal, o aço CA50 apresentou valores ligeiramente superiores, sobretudo na pasta 3CH-CA. Esses resultados indicam que a menor resistência à corrosão do aço CA50 foi obtida na pasta REF, seguida das pastas 2CH e 3CH.

Tabela 18 – Valores médios de resistência de polarização (R_p) e taxa de corrosão dos aços nas pastas investigadas

Aço	Pasta	R_p ($k\Omega cm^2$)	Taxa de Corrosão
CA50	REF-NC	208,63	Baixa/moderada
	REF-CA	9,46	Alta
	2CH-NC	1401,75	Passiva
	2CH-CA	48,50	Baixa/moderada
	3CH-NC	526,08	Passiva
	3CH-CA	134,68	Baixa/moderada
MC	REF-NC	1609,53	Passiva
	REF-CA	880,43	Passiva
	2CH-NC	2193,78	Passiva
	2CH-CA	965,90	Passiva
	3CH-NC	2690,35	Passiva
	3CH-CA	548,51	Passiva

Fonte: Autora (2024).

O aço microcompósito, em contrapartida, apresentou valores de R_p mais elevados do que o aço CA50 em todas as situações, tanto antes, como após a carbonatação, indicando uma maior resistência ao avanço da corrosão do aço microcompósito. Em consenso, Krein (2020) averiguou que o aço MC manteve-se passivado mesmo em condições de carbonatação intensa. Mancio *et al.* (2009) encontraram valores de resistência de polarização cerca de 35 vezes superior em peças de aço microcompósito em contraste com o aço carbono. Shi *et al.* (2020) observaram R_p mais elevados em amostras de aço com 6% de Cr em contraste com aço carbono, evidenciando o maior potencial de passivação dos aços constituídos com cromo.

Anteriormente à carbonatação, as barras de aço MC obtiveram taxa de corrosão passiva, com R_p de $1609,53k\Omega cm^2$, $2193,78k\Omega cm^2$ e $2690,35k\Omega cm^2$ nas pastas REF-NC, 2CH-NC e 3CH-NC, respectivamente. Após o avanço da carbonatação, os aços MC apresentaram reduções no R_p , cujos valores encontrados variam de $548,51k\Omega cm^2$ até $965,90\Omega cm^2$. No entanto, mesmo com as atenuações nos valores de R_p , o aço MC manteve-se passivado em todas as pastas após a carbonatação e com valores de R_p consideravelmente superiores aos obtidos pelo aço CA50 após o avanço do CO_2 , de modo que os aumentos na resistência de polarização do aço MC em relação ao aço CA50, após a carbonatação, equivaleram à cerca de 93 vezes na pasta REF, 20 vezes na pasta 2CH e 4 vezes na pasta 3CH. Observa-se uma maior discrepância entre os resultados obtidos nos aços na pasta REF, que foi a mais afetada pela carbonatação.

Os resultados encontrados convergem com os achados de Jin *et al.* (2022) que, ao comparar a resistência à corrosão de um aço contendo 10% de cromo em sua composição em contraste ao aço carbono, observaram valores de resistência de polarização do aço com cromo, bem como sua taxa de crescimento significativamente mais elevadas do que o aço convencional. Ainda, segundo os autores, isso se deve pois, no aço com cromo, a formação do filme de passivação ocorre mais rapidamente, fazendo com que esse material seja mais resistente à corrosão, embora a película passivadora seja mais fina do que a do aço carbono. Já Liu *et al.* (2017), que também identificaram aumentos na resistência de polarização em aços contendo teores de cromo, atribuem o melhor desempenho contra à corrosão, entre outros fatores, à minimização dos defeitos no filme de passivação em virtude da presença de cromo. Outrossim, Shi *et al.* (2020) alegam que, ainda que a camada de óxidos e hidróxidos de ferro da película passivadora do aço com Cr seja mais fina, há a formação de uma camada interna de óxido e hidróxidos de cromo, ao que atribui-se a melhora na resistência à corrosão desse tipo de aço.

Mancio *et al.* (2008) averiguaram que, ao passo que a resistência de polarização do aço carbono cai com a queda no pH da solução dos poros – sobretudo para valores abaixo de 11,0 –, o aço microcompósito não apresentou relevantes alterações na R_p com a redução do pH, podendo ser, portanto, uma opção eficaz no tocante à resistência à corrosão por carbonatação. Ming, Wu e Shi (2021) investigaram a resistência à corrosão de aço carbono e aço com Cr em condições de pH 12,5, 11 e 9. Seus resultados evidenciaram que ambos os aços apresentaram os valores de R_p reduzidos com o avanço da carbonatação; no entanto, o aço com cromo se mostrou consideravelmente mais resistente à corrosão do que o aço carbono, sobretudo em condições de carbonatação severa ($\text{pH} < 9,0$) e que o aço com cromo manteve-se passivado em todas as condições de carbonatação, ao passo que o aço carbono apresentou corrosão com a redução do pH para valores inferiores a 9,0, com destruição completa do filme de passivação.

Assim como evidenciado e discutido no ensaio de potencial de corrosão (item 4.2.1), os resultados de resistência de polarização linear apresentaram uma repetição de comportamento em relação à influência da composição química das pastas cimentícias – avaliada pelas adições de cal hidratada – na resistência à corrosão, de modo que as pastas 2CH e 3CH se mostraram menos susceptíveis ao processo corrosivo. Em conformidade, Wang *et al.* (2023), ao analisarem mecanismos de

corrosão de armaduras em pastas de LC³, observaram que as misturas de cimento ternário contribuíram para a redução na resistência à corrosão dos aços. Ainda, Chen e Su (2023) evidenciaram aumentos expressivos na taxa de corrosão de armaduras em concretos com adições de materiais cimentícios suplementares como cinza volante e escória granulada de alto forno.

Por conseguinte, os achados dessa pesquisa contribuem para o entendimento de que a composição química do aço, bem como da matriz cimentícia, influenciam fortemente nas propriedades de passivação, conforme também evidenciado em demais estudos da literatura (JIN *et al.*, 2022; KREIN, 2020; MODESTI, 2020; SHI *et al.*, 2020; SHI; MING; SUN, 2017; LIU *et al.*, 2016; LUO *et al.*, 2015; MANCIO *et al.*, 2008).

5 CONCLUSÃO

Neste capítulo, serão apresentadas as considerações finais e sugestões para trabalhos futuros.

5.1 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este estudo foi realizado a fim de avaliar o potencial de captura de CO₂ em pastas cimentícias. Visando a maximização desse sequestro de carbono, foi investigada, também, a influência das adições de cal hidratada no avanço da carbonatação. Outrossim, sendo a corrosão das armaduras uma consequência intrínseca da carbonatação em estruturas de concreto armado, explorou-se a resistência do aço microcompósito à corrosão, em contraste ao aço carbono convencional, como uma possível solução para viabilizar a captura de CO₂ em estruturas de concreto, sem impactar negativamente na durabilidade e vida útil. Ainda como uma tentativa de tornar esse cenário exequível, propriedades físicas e mecânicas – como resistência à compressão e porosidade – foram investigadas.

Em relação ao **teor de CO₂ capturado nas pastas cimentícias**, percebeu-se que foi mais elevado na pasta REF, em função da forte carbonatação do C-S-H, além da carbonatação completa do Ca(OH)₂, evidenciada pelos resultados de termogravimetria e difração de raios-X. Por outro lado, a pasta 2CH obteve o menor montante de CO₂ capturado, em kgCO₂/t, ao passo que a mistura com maior adição de cal (3CH) apresentou um comportamento intermediário. Destarte, conclui-se que, nessa pesquisa em que todas as amostras foram mantidas na carbonatação por um mesmo período de tempo, as adições de cal hidratada, embora contribuam para o aumento de Ca(OH)₂ disponível para reagir na carbonatação, atenuam a taxa de carbonatação em função do aumento da reserva alcalina e da maior densificação da matriz cimentícia pelas adições de cal (efeito fíler), o que minimiza a difusão do CO₂. Assim, houve uma divergência de resultados entre o potencial de captura de cada pasta e o CO₂ de fato capturado, uma vez que o maior potencial de captura de CO₂ foi estimado para a pasta com o triplo de adição de cal (3CH) e a pasta com maior montante de CO₂ capturado foi a pasta REF, equivalente a 169,14 kgCO₂/t, seguido da pasta 3CH (159,46 kgCO₂/t) e, por fim, a pasta 2CH, com uma captura de 148,63

kgCO₂/t. Ainda, em relação ao compostos consumidos e gerados pela carbonatação, tem-se que:

- a) a pasta REF apresentou um consumo considerável de C-S-H, equivalente a 3,92%;
- b) o principal composto envolvido na carbonatação, em todas as pastas, foi o Ca(OH)₂, equivalente a 12,45%, 14,17% e 16% nas pasta REF, 2CH e 3CH, respectivamente, o que representa 100% na pasta REF e cerca de 93,7% nas pastas com cal, que não alcançaram carbonatação completa;
- c) houve, ainda, consumo de uma parcela de Mg(OH)₂, que foi mais elevado nas pastas com cal – em torno de 4% – e 0,36% na pasta REF;
- d) o percentual de CaCO₃ gerado nas pastas CA, desconsiderando o montante das amostras NC, foi mais elevado na pasta REF (27,23%), seguido das pastas 3CH (26,94%) e 2CH (25,23%).

Em suma, a carbonatação a longo prazo da pasta REF ocasionou a descalsificação do C-S-H, com conseqüente formação de vaterita e aragonita, de modo que as adições de cal protegeram o C-S-H da carbonatação – pela densificação da matriz cimentícia e, conseqüentemente, menor difusão do CO₂ – e viabilizaram a captura de carbono sem ocasionar danos em demasia à microestrutura, embora a taxa de carbonatação seja mais lenta.

Alusivo aos **efeitos das adições de cal hidratada na porosidade das pastas cimentícias**, percebeu-se, de modo geral, uma minimização no volume total de poros com as adições de cal, de modo que os volumes de poros obtidos, antes da carbonatação, para as pastas REF, 2CH e 3CH foram de 0,112 cm³/g, 0,077 cm³/g e 0,082 cm³/g, respectivamente. Esse comportamento pode ter sido atribuído à água excedente da pasta REF em contraste com as pastas com cal hidratada que, embora tenham a mesma relação a/c, possuam certa quantidade de água fisicamente adsorvida nos grãos de cal, o que reduziu a água capilar. Além disso, as pastas com cal apresentaram um aprimoramento na microestrutura, visto que a cal hidratada age como fíler. Esses dois efeitos, atuando em conjunto, contribuíram fortemente para a densificação da matriz cimentícia das pastas 2CH e 3CH. No tocante aos **efeitos da carbonatação na porosidade das pastas cimentícias**, foram observadas reduções consideráveis no volume de poros após a carbonatação, equivalentes a 38,8% na pasta REF, 51,1% na pasta 2CH e 53,4% na pasta 3CH, de modo que as diminuições mais expressivas foram constatadas nas pastas com cal. Na pasta REF, os efeitos da

colmatção dos poros pela carbonatação foram minimizados pela descalcificação do C-S-H na reação com o CO_2 . Portanto, analisando os efeitos da cal hidratada e da carbonatação, concomitantemente, na porosidade das pastas, conclui-se que os benefícios da carbonatação à densificação da matriz cimentícia são potencializados com as adições de cal hidratada, que, devido ao maior montante de Ca(OH)_2 , preservam o C-S-H da carbonatação e contribuem para um menor volume de poros.

No que diz respeito aos **efeitos das adições de cal hidratada e da carbonatação na resistência à compressão das pastas cimentícias**, notou-se maior resistência à compressão nas pastas com cal hidratada, tanto aos 28 dias (4 semanas), quanto aos 259 dias (37 semanas), cujo aumento chegou à cerca de 56,2% na pasta 2CH, em relação à pasta REF aos 28 dias, que, inclusive, apresentou significativa redução na resistência à compressão com a carbonatação. Após a ação do CO_2 , apenas a pasta 2CH apresentou aumento na resistência à compressão, equivalente a 23,3%, ao passo que as demais pastas tiveram sua propriedade mecânica prejudicada, sendo a pasta REF a mais afetada, com redução de 62,8% na resistência à compressão após a carbonatação. Ainda, a redução na resistência da pasta 3CH-CA pode estar relacionada à retração induzida por carbonatação, ou ao mecanismo de expansão devido à presença de CaO livre na cal. Assim, a influência da adição de cal hidratada na propriedade mecânica das pastas foi ainda mais notável após a exposição ao CO_2 , em que a presença da cal minorou e/ou evitou o consumo de Ca do C-S-H pela carbonatação e consequente formação de sílica gel, o que pode causar danos à microestrutura cimentícia. As pastas 2CH e 3CH obtiveram resistências à compressão mais elevadas do que a pasta REF, em todas as análises, pois a cal hidratada contribuiu para a redução na relação $a/(\text{cimento}+\text{cal})$ e para a densificação da matriz cimentícia pelo efeito fíler. Por outro lado, a pasta REF, em função do montante menor de CH, da microestrutura menos aprimorada e do avanço contínuo da carbonatação, teve o C-S-H envolvido na reação com o CO_2 . Por conseguinte, a adição de cal hidratada se mostrou altamente relevante para a viabilidade da captura de carbono, isto é, carbonatação a longo prazo, visando a preservação da durabilidade e vida útil da estrutura de concreto.

Acerca da **resistência à corrosão por carbonatação dos aços**, o aço microcompósito (MC) se mostrou uma alternativa eficaz para possibilitar a captura de carbono em estruturas de concreto armado. Uma vez que o aço carbono convencional apresentou potenciais de corrosão (E_{corr}) menores após a carbonatação, chegando a

atingir valores como -456,74mV e -366,56mV – o que caracteriza corrosão –, o aço MC manteve-se com resultados de E_{corr} acima de -100mV em todas as análises, o que representa uma probabilidade de corrosão inferior a 10%, ou seja, condiz com um estado de passivação do aço. Outrossim, no ensaio de resistência de polarização, o aço MC obteve valores mais elevados do que o aço carbono em todas as situações investigadas, mantendo-se passivado em todas as pastas, inclusive após a carbonatação, com valor de R_p 93 vezes superior na pasta REF, 20 vezes superior na pasta 2CH e 4 vezes mais elevado na pasta 3CH. Ainda, relativo aos **efeitos das adições de cal na resistência à corrosão por carbonatação** apresentaram pouca influência para o aço MC, que manteve um desempenho satisfatório em todas as pastas, com baixa probabilidade de corrosão. No entanto, as influências da cal se mostraram mais expressivos para o aço CA50, que foi mais susceptível à corrosão, de modo que maior foi a resistência do aço à corrosão nas pastas com cal em função da maior reserva alcalina e da maior densificação da matriz cimentícia, ao passo que na pasta REF-CA, o aço CA50 apresentou os piores resultados, com os menores valores de E_{corr} e R_p , equivalentes a -456,74mV (probabilidade de corrosão > 90%) e 9,45 k Ω cm² (taxa de corrosão alta).

Arremata-se, por fim, que a viabilidade da captura e armazenamento de carbono em compostos cimentícios e demais estruturas de concreto armado sujeita-se a alterações na composição química do composto cimentício, mediante aumentos no teor de $Ca(OH)_2$, e à utilização de aços mais resistentes à corrosão, como o aço microcompósito, de modo que os efeitos adversos da carbonatação – como a descalsificação do C-S-H e a corrosão das armaduras – não imponham riscos à durabilidade e vida útil das estruturas.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A temática acerca da captura e armazenamento de carbono tem ganhado gradativamente mais relevância e merece especial destaque. Assim, almejando-se que os estudos acerca desse tema ganhem ande mais notoriedade, sugere-se para pesquisas futuras:

- a) investigar formas de potencializar a captura de CO_2 mediante outras adições minerais e/ou aspectos relacionados à porosidade;

- b) analisar a expansão do CaO livre em pastas cimentícias em virtude das adições de cal hidratada, visando a captura de carbono;
- c) avaliar a captura de CO₂ em matrizes cimentícias concomitantemente à ação de íons cloretos;
- d) avaliar os efeitos das adições de cal hidratada na captura de CO₂ em matrizes cimentícias com adições pozolânicas;
- e) aprofundar o estudo da corrosão por carbonatação do aço microcompósito de mais aços resistentes à corrosão.

REFERÊNCIAS

- Al, Zhiyong; SUN, Wei; JIANG, Jinyang; SONG, Dan; MA, Han; ZHANG, Jianchun; WANG, Danqian. Passivation characteristics of alloy corrosion-resistant steel Cr10Mo1 in simulating concrete pore solutions: Combination effects of pH and chloride. **Materials**, [s. l.], v. 9, n. 9, p. 1–17, 2016. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/307621587_Passivation_Characteristics_of_Alloy_Corrosion-Resistant_Steel_Cr10Mo1_in_Simulating_Concrete_Pore_Solutions_Combination_Effects_of_pH_and_Chloride. Acesso em: 7 set. 2022.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM A1035**: Standard Specification for Deformed and Plain, Low-Carbon, Chromium, Steel Bars for Concrete Reinforcement. West Conshohocken: ASTM International, 2023.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM C876**: Standard Test Method Corrosion Potentials of Uncoated Reinforcing Steel in Concrete. West Conshohocken: ASTM International, 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM G59**: Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements. West Conshohocken: ASTM International, 2020.
- ANDRADE NETO, J. S. *et al.* Unveiling the key factors for clinker reactivity and cement performance: A physic-chemical and performance investigation of 40 industrial clinkers. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 187, p. 107717, 2025. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2024.107717>. Acesso em: 27 nov. 2024.
- ANDRADE, Carmen; BUJÁK, Renata. Cement and Concrete Research Effects of some mineral additions to Portland cement on reinforcement corrosion. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 53, p. 59–67, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconres.2013.06.004>. Acesso em: 02 nov. 2022.
- ANDRADE, Jairo de Oliveira; TUTIKIAN, Bernardo F. Resistência Mecânica do Concreto. *In*: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAÍÁ, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto**: Ciência e Tecnologia. 3. ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 1. cap. 17. p. 699-738.

ANDRADE, Jairo José de Oliveira. **Contribuição à previsão de vida útil das estruturas de concreto armado atacadas pela corrosão de armaduras**: iniciação por cloretos. 2001. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Civil, Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2001. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/2613>. Acesso em: 10 nov. 2022.

ANDRADE, Jairo José de Oliveira. **Durabilidade das estruturas de concreto armado**: análise das manifestações patológicas nas estruturas no estado de Pernambuco. 1997. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1997. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/122441>. Acesso em: 10 nov. 2022.

ARAÚJO, Ofélia de Queiroz Fernandes; MEDEIROS, José Luiz de. Carbon capture and storage technologies: present scenario and drivers of innovation. **Current Opinion in Chemical Engineering**, [s. l.], v. 2, p. 22–34, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211339817300126>. Acesso em: 6 nov. 2022.

AREHART, Jay H. *et al.* Carbon sequestration and storage in the built environment. **Sustainable Production and Consumption**, [s. l.], v. 27, p. 1047–1063, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.spc.2021.02.028>. Acesso em: 6 out. 2022.

ASHRAF, Warda. Carbonation of cement-based materials: Challenges and opportunities. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 120, p. 558–570, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.05.080>. Acesso em: 20 out. 2022.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 15158**: Limpeza de superfície de aço por produtos químicos. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2016.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 15575-1**: Edificações habitacionais – Desempenho Parte 1: Requisitos Gerais. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2021.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 16606**: Cimento Portland – Determinação da pasta de consistência normal. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2018.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 16697**: Cimento Portland – Requisitos. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2018.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 6118**: Projeto de Estruturas de concreto – Procedimento. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2023.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 7175**: Cal hidratada para argamassas – Requisitos. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2003.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 7480**: Aço destinado às armaduras para estruturas de concreto armado – Requisitos. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2022.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR 9204**: Concreto endurecido – Determinação da resistividade elétrico-volumétrica – Método de ensaio. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2012.

AUROY, Martin et al. Comparison between natural and accelerated carbonation (3% CO₂): Impact on mineralogy, microstructure, water retention and cracking. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 109, p. 64–80, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.04.012>. Acesso em: 14 dez. 2022.

BARBOSA, Lara Costa. **Análise de tecnologias para separação de CO₂ em plataformas offshore**: absorção física por líquidos iônicos, absorção química por aminas e permeação por membranas. 2018. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Programa de Pós-Graduação em Tecnologia de Processos Químicos e Bioquímicos, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2018.

BATTAGIN, Arnaldo Forti. Cimento Portland. In: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAÍÁ, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto**: Ciência e Tecnologia. 3.

ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 1. cap. 6. p. 218-284.

BOLTE, Gerd *et al.* Development of composite cements characterized by low environmental footprint. **Journal of Cleaner Production**, [s. l.], v. 226, p. 503–514, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.04.050>. Acesso em: 09 jan. 2024.

BORENSTEIN, Seth. Cement carbon dioxide emission quietly double in 20 years. *In*: THE ASSOCIATED Press News. [New York], 22 June 2022. Disponível em: <https://apnews.com/article/climate-science-china-pollution-3d97642acbb07fca7540edca38448266>. Acesso em: 19 set. 2022.

BUIS, Alan. The Atmosphere: Getting a Handle on Carbon Dioxide. *In*: GLOBAL climate change. [S.l.], 9 Oct. 2019. Disponível em: <https://climate.nasa.gov/news/2915/the-atmosphere-getting-a-handle-on-carbon-dioxide/>. Acesso em: 25 ago. 2022.

CALLISTER JR., William D; RETHWISCH, David G. **Ciência e Engenharia de Materiais**: Uma Introdução. 10. Ed. Rio de Janeiro: LTC, 2021.

CÂMARA BRASILEIRA DA INDÚSTRIA DA CONSTRUÇÃO (CBIC). **A solução do déficit habitacional no Brasil passa pela industrialização na construção**. Brasília, Distrito Federal. 2022. Disponível em: <https://cbic.org.br/a-solucao-do-deficit-habitacional-no-brasil-passa-pela-industrializacao-na-construcao/>. Acesso em: 25 out. 2023.

CASCUDO, Oswaldo. **O controle da corrosão de armaduras em concreto**: Inspeção e técnicas eletroquímicas. 1. ed. São Paulo: PINI; Goiânia: Editora da UFG, 1997.

CASCUDO, Oswaldo; CARASEK, Helena. Carbonatação do Concreto. *In*: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAIA, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto**: Ciência e Tecnologia. 3. ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 2. cap. 23, p. 965-1012.

CASTELLOTE, Marta *et al.* Chemical changes and phase analysis of OPC pastes carbonated at different CO₂ concentrations. **Materials and Structures**, [s. l.], v. 42, n. 4, p. 515–525, 2009. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1617/s11527-008-9399-1>. Acesso em: 14 dez. 2022.

CEMENT and concrete around the world. *In*: GLOBAL cement and concrete association (GCCA). London, 2022. Disponível em: <https://gccassociation.org/concretefuture/cement-concrete-around-the-world/>. Acesso em: 4 out. 2022.

CHANG, Honglei *et al.* Effects of carbonation on phase composition of Metakaolin-blended cement pastes. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 324, p. 126639, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2022.126639>. Acesso em: 9 ago. 2022.

CHEMROUK, Mohamed. The deteriorations of reinforced concrete and the option of high performances reinforced concrete. **Procedia Engineering**, [s. l.], v. 125, p. 713–724, 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2015.11.112>. Acesso em: 27 set. 2022.

CHEN, B. *et al.* Physicochemical properties of ettringite/meta-ettringite for thermal energy storage: Review. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, [s. l.], v. 193, p. 320–334, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.12.013> Acesso em: 17 jan. 2024..

CHEN, Heng *et al.* The influence of surface treatment on the transport properties of hardened calcium sulfoaluminate cement-based materials. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 114, p. 103784, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2020.103784>. Acesso em: 13 out. 2022.

CHEN, Lijie; SU, Ray Kai Leung. Experimental and numerical investigations on macrocell corrosion of partially carbonated reinforced concrete with supplementary cementitious materials. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 135, p. 104827, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2022.104827>. Acesso em: 13 mar. 2024.

CHEN, Tiefeng; BAI, Mengjie; GAO, Xiaojian. Carbonation curing of cement mortars incorporating carbonated fly ash for performance improvement and CO₂ sequestration. **Journal of CO₂ Utilization**, [s. l.], v. 51, p. 101633, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jcou.2021.101633>. Acesso em: 22 ago. 2022.

CHROMX. **Material Properties And Design Considerations**: Product information. [S.l.]: ChromX, 2019. Disponível em: <https://www.cmc.com/getmedia/2fc09142-8a13->

[4ccf-836c-1229db16a5f0/Material-Properties-Design-Considerations_Final.pdf](#).

Acesso em: 09 nov. 2022.

CINCOTTO, Maria Alba. Reações de Hidratação e Pozolânicas. *In*: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAÍIA, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto: Ciência e Tecnologia**. 3. ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 1. cap. 11. p. 451-484.

CUI, Hongzhi *et al.* Experimental study on effects of CO₂ concentrations on concrete carbonation and diffusion mechanisms. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 93, p. 522–527, 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.06.007>. Acesso em: 20 out. 2022.

CZIGLER, Thomas *et al.* Laying the foundation for zero-carbon cement. *In*: MCKINSEY & Company. [S.l.], 14 May 2020. Disponível em: <https://www.mckinsey.com/industries/chemicals/our-insights/laying-the-foundation-for-zero-carbon-cement>. Acesso em: 19 set. 2022.

DAL MOLIN, Denise Carpena Coitinho *et al.* Contribuição à Previsão da Vida útil de Estruturas de Concreto. *In*: KAZMIERCZAK, Claudio de Souza; FABRÍCIO, Márcio Minto (org.). **Avaliação de Desempenho de Tecnologias Construtivas Inovadoras: Materiais e Sustentabilidade**. [Porto Alegre]. ANTAC, 2016. p. 223-270.

DAL MOLIN, Denise Carpena Coitinho. Adições Minerais *In*: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAÍIA, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto: Ciência e Tecnologia**. 3. ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 1. cap. 8. p. 317-370.

DAUDT, Júlio César Maia. **Estudo da influência da concentração de íons cloreto e do teor de álcalis da solução dos poros de concreto na resistência à corrosão das armaduras**. 2018. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Civil) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2018. Disponível em: <http://www.repositorio.jesuita.org.br/handle/UNISINOS/11272>. Acesso em: 7 set. 2022.

DOE Announces \$39 Million for Research and Development to Turn Building into Carbon Storage. *In*: US Department of Energy (DOE). Washington DC, 13 June 2022. Disponível em: <https://www.energy.gov/articles/doe-announces-39-million-research-and-development-turn-buildings-carbon-storage-structures>. Acesso em: 19 set. 2022.

DROUET, Emeline *et al.* Cement and Concrete Research Carbonation of hardened cement pastes : Influence of temperature. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 115, p. 445–459, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.09.019>. Acesso em: 19 out. 2019.

DUNG, N T *et al.* Influence of CO₂ concentration on the performance of MgO cement mixes. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 115, p. 103826, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2020.103826>. Acesso em: 05 jan. 2024.

ELKHALDI, Imane *et al.* Towards global indicator of durability performance and carbon footprint of clinker-slag-limestone cement-based concrete exposed to carbonation. **Journal of Cleaner Production**, [s. l.], v. 380, p. 134876, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.134876>. Acesso em: 05 jan. 2024.

EMISSIONES totais. *In*: SISTEMA de estimativas de emissões e remoções de gases de efeito estufa. [S.l.], 2022. Disponível em: https://plataforma.seeg.eco.br/total_emission. Acesso em: 25 ago. 2022.

FANTE, Munique *et al.* Behavior of cementitious mixtures with filler carbonate subjected to accelerated carbonation Munique. **Case Studies in Construction Materials**, [s. l.], v. 17, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2022.e01300>. Acesso em: 07 fev. 2024.

FANTE, Munique. Comportamento de misturas compostas com fíleres carbonáticos frente à carbonatação. 2020. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2020. Disponível em: <http://www.repositorio.jesuita.org.br/handle/UNISINOS/9261>. 2020. Acesso em: 10 jan. 2024.

FERREIRA, Murillo Batista. **Estudo da carbonatação natural de concretos com diferentes adições minerais após 10 anos de exposição**. 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Programa de Pós-Graduação em Geotecnia, Estruturas e Construção Civil, Unisersidade Federal de Goiás, Goiânia, 2013. Disponível em: <https://repositorio.bc.ufg.br/tede/bitstream/tede/3448/5/Disserta%C3%A7%C3%A3o%20-%20Murillo%20Batista%20Ferreira%200->

[%202013.pdf](#). Acesso em: 19 out. 2022.

FIGUEIREDO, Enio J. Pazini; MEIRA, Gibson Rocha. Corrosão das Armaduras em Estruturas de Concreto. *In*: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAÍÁ, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto: Ciência e Tecnologia**. 3. ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 2. cap. 25. p. 1031-1066.

FRÖHLICH, Jéssica. **Uso de resíduo cerâmico em cimentos ternários tipo LC³**: estudo dos produtos de hidratação. 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2015. Disponível em: <http://www.repositorio.jesuita.org.br/handle/UNISINOS/8974>. Acesso em: 23 set. 2022.

GJORV, Odd E. **Projeto da durabilidade de estruturas de concreto em ambientes de severa agressividade**. São Paulo: Oficina de Textos, 2015.

GLOBAL CARBON PROJECT (GCP). **Global Carbon Budget 2020**. [S. l.], 2020. Disponível em: https://www.globalcarbonproject.org/global/images/carbonbudget/Infographic_Emissions2020.jpg. Acesso em: 04 set. 2023.

GLOBAL CEMENT AND CONCRETE ASSOCIATION (GCCA). **Concrete Future: The GCCA 2050 Cement and Concrete Industry Roadmap for Net Zero Concrete**. . [S. l.], 2021. Disponível em: <https://gccassociation.org/concretefuture/wp-content/uploads/2021/10/GCCA-Concrete-Future-Roadmap-Document-AW.pdf>. Acesso em: 06 out. 2022.

GROEN, Johan C.; PEEFFER, Louk A.A.; PÉREZ-RAMÍREZ, Javier. Pore size determination in modified micro- and mesoporous materials. Pitfalls and limitations in gas adsorption data analysis. **Microporous and Mesoporous Materials**, [s. l.], v. 60, n. 1–3, p. 1–17, 2003. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/S1387-1811\(03\)00339-1](http://dx.doi.org/10.1016/S1387-1811(03)00339-1). Acesso em: 14 dez. 2022.

HASAN, M. M.Faruque; ZANTYE, Manali S.; KAZI, Monzure Khoda. Challenges and opportunities in carbon capture, utilization and storage: A process systems engineering perspective. **Computers and Chemical Engineering**, [s. l.], v. 166, p. 107925, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.compchemeng.2022.107925>. Acesso em: 6

out. 2022.

HE, Chunyang *et al.* Future global urban water scarcity and potential solutions. **Nature Communications**, [s. l.], v. 12, n. 1, p. 1–11, 2021. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1038/s41467-021-25026-3>. Acesso em: 6 out. 2022.

HELENE, P. A nova NB 1/2003 (NBR 6118) e a vida útil das estruturas de concreto. **Anais do 52º Congresso Brasileiro do Concreto**, [s. l.], v. 2003, p. 31, 2010.

HELENE, Paulo R. L. **Corrosão em Armaduras para Concreto Armado**. São Paulo: PINI, 1986.

HELENE, Paulo Roberto do Lago. **Contribuição ao estudo da corrosão em armaduras de concreto armado**. 1993. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1993. Disponível em: <http://www.phd.eng.br/wp-content/uploads/2014/07/TD1.pdf>. Acesso em: 23 set. 2022.

HODGSON, David. Cement. *In*: INTERNACIONAL Energy Agency. [S.l.], 2022. Disponível em: <https://www.iea.org/reports/cement>. Acesso em: 22 ago. 2022.

HOPPE FILHO, Juarez. **Sistemas cimento, cinza volante e cal hidratada: mecanismo de hidratação, microestrutura e carbonatação de concreto**. 2008. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008. Disponível em: https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3146/tde-19082008-172648/publico/TESE_DOUTORADO_JUARez_HO_PPE_FILHO.pdf. Acesso em: 24 out. 2022.

HUANG, Hao *et al.* Carbonation curing for wollastonite-Portland cementitious materials: CO₂ sequestration potential and feasibility assessment. **Journal of Cleaner Production**, [s. l.], v. 211, p. 830–841, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.11.215>. Acesso em: 22 ago. 2022.

HUNDERTMARK, Thomas; REITER, Sebastian; SCHULZE, Patrick. Green growth avenues in the cement ecosystem. *In*: MCKINSEY & Company. [S.l.], 16 Dec. 2021. Disponível em: <https://www.mckinsey.com/industries/chemicals/our-insights/green-growth-avenues-in-the-cement-ecosystem>. Acesso em: 19 set. 2022.

IEC – Instalações e Engenharias de Corrosão Ltda. **Sistemas de proteção catódica**. Rio de Janeiro: Interciência, 2020.

INTERGOVERNMENTAL PANEL ON CLIMATE CHANGE (IPCC). **Climate Change 2022**: Mitigation of Climate Change. [S./], IPCC, 2022. Disponível em: <https://www.ipcc.ch/report/ar6/wg3/>. Acesso em: 27 set. 2022.

INTERGOVERNMENTAL PANEL ON CLIMATE CHANGE (IPCC). **Climate Change 2014**: Synthesis Report. [S./], IPCC, 2014. Disponível em: https://archive.ipcc.ch/pdf/assessment-report/ar5/syr/SYR_AR5_FINAL_full_wcover.pdf. Acesso em: 4 set. 2023.

INTERNATIONAL ENERGY AGENCY (IEA). **Capturing CO₂**. [S./], IEA, May 2007. Disponível em: <https://www.globalccsinstitute.com/archive/hub/publications/95741/capturing-co2.pdf>. Acesso em: 6 out. 2022.

INTERNATIONAL ENERGY AGENCY (IEA). **Energy Technology Perspectives 2017**. [S./], IEA, 2017. Disponível em: https://iea.blob.core.windows.net/assets/a6587f9f-e56c-4b1d-96e4-5a4da78f12fa/Energy_Technology_Perspectives_2017-PDF.pdf. Acesso em: 19 set. 2022.

INTERNATIONAL ENERGY AGENCY (IEA). **Energy Technology Perspectives 2017**. [S./], IEA, 2020. Disponível em: https://iea.blob.core.windows.net/assets/7f8aed40-89af-4348-be19-c8a67df0b9ea/Energy_Technology_Perspectives_2020_PDF.pdf. Acesso em: 06 out. 2022.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **ISO 13320**: Particle size analysis – Laser diffraction methods. Genebra: ISO, 2020.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **ISO 9277**: Determination of the specific surface area of solids by gas adsorption – BET method. Genebra: ISO, 2022.

ITAMBÉ. **Relatórios de ensaio**. Disponível em: <https://www.cimentoitambe.com.br/relatorios-de-ensaio/?pro=371&chave=2023-6>. Acesso em: 10 abr. 2023.

JIN, Zuquan *et al.* Passivation and depassivation properties of Cr–Mo alloyed corrosion-resistant steel in simulated concrete pore solution. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 126, p. 104375, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2021.104375>. Acesso em: 9 nov. 2022.

KANGNI-FOLI, E. *et al.* Carbonation of model cement pastes: The mineralogical origin of microstructural changes and shrinkage. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 144, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2021.106446>. Acesso em: 03 jan. 2024.

KAPLAN, Sarah; DENNIS, Brady. The world is running out of options to hit climate goals, U.N. report shows. *In*: THE JAPAN News. [S.l.], 5 Apr. 2022. Disponível em: <https://japannews.yomiuri.co.jp/science-nature/climate-change/20220405-18662/>. Acesso em: 19 set. 2022.

KAZMIERCZAK, Claudio S. Proteções Superficiais de Estruturas de Concreto. *In*: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAÍÁ, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto: Ciência e Tecnologia**. 3. ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 2. cap. 33. p. 1401-1424.

KHUNTHONGKEAW, J; TANGTERMSIRIKUL, S; LEELAWAT, T. A study on carbonation depth prediction for fly ash concrete. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 20, p. 744–753, 2006. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2005.01.052>. Acesso em: 12 set. 2023.

KIM, Ji-Su *et al.* Effect of carbonation on cement paste microstructure characterized by micro-computed tomography. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 263, p. 120079, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.120079>. Acesso em: 17 jan. 2024.

KIRBY, David M; BIERNACKI, Joseph J. The effect of water-to-cement ratio on the hydration kinetics of tricalcium silicate cements: Testing the two-step hydration hypothesis. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 42, n. 8, p. 1147–1156, 2012. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconres.2012.05.009>. Acesso em: 04 jan. 2024.

KONG, Y. K.; RUAM, S.; KURUMISAWA, Kiyofumi. Use of hydrated cement pastes

(HCP) as a CO₂ sponge. **Journal of CO₂ Utilization**, [s. l.], v. 55, p. 101804, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jcou.2021.101804>. Acesso em: 17 jan. 2024.

KREIN, Laércio Antonio. **Análise dos filmes de passivação formados em aços baixo carbono e microcompósito em função do pH e da força iônica da solução dos poros do concreto**: caracterização eletroquímica e por microscopia de força atômica. 2020. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2015. Disponível em: <http://www.repositorio.jesuita.org.br/handle/UNISINOS/9260>. Acesso em: 9 jul. 2022.

KULAKOWSKI, Marlova P.; PEREIRA, Fernanda M.; DAL MOLIN, Denise C. C. Carbonation-induced reinforcement corrosion in silica fume concrete. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 23, n. 3, p. 1189–1195, 2009. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2008.08.005>. Acesso em: 11 nov. 2023.

KULAKOWSKI, Marlova Piva. **Contribuição ao estudo da carbonatação em concretos e argamassas compostos com adição de sílica ativa**. 2002. Tese (Doutorado em Engenharia) – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2002. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/3594>. Acesso em: 14 dez. 2022.

LEHNE, Johanna; PRESTON, Felix. Making Concrete Change: Innovation in Low-carbon Cement and Concrete. *In*: CHATHAM House. [S.l.], 13 June 2018. Disponível em: <https://www.chathamhouse.org/2018/06/making-concrete-change-innovation-low-carbon-cement-and-concrete>. Acesso em: 19 set. 2022.

LI, Guo *et al.* Determination of the apparent activation energy of concrete carbonation. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.**. China, v. 28, p. 944-949, 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11595-013-0798-y>. Acesso em: 19 out. 2022.

LI, Jie *et al.* High-spatiotemporal resolution mapping of spatiotemporally continuous atmospheric CO₂ concentrations over the global continent. **International Journal of Applied Earth observations and Geoinformation**, [s. l.], v. 108, 2022. Disponível

em: <https://doi.org/10.1016/j.jag.2022.102743>. Acesso em: 12 set. 2023.

LI, Zhen *et al.* Hydration, carbonation and strength development of reactive MgO cement blended with lime (CaO) under different curing conditions. **Journal of Building Engineering**, [s. l.], v. 76, p. 107082, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.job.2023.107082>. Acesso em: 04 jan. 2024.

LIU, Ming *et al.* Effect of carbonation on the electrochemical behavior of corrosion resistance low alloy steel rebars in cement extract solution. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 130, p. 193–201, 2017. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.10.003>. Acesso em: 10 nov. 2022.

LIU, Ming *et al.* Corrosion resistances of passive films on low-Cr steel and carbon steel in simulated concrete pore solution. **Surface and Interface Analysis**, [s. l.], v. 48, n. 9, p. 981–989, 2016. Disponível em: <https://analyticalsciencejournals.online.library.wiley.com/doi/10.1002/sia.6002>. Acesso em: 7 set. 2022.

LIU, Xin *et al.* Carbonation behavior of calcium silicate hydrate (C-S-H): Its potential for CO₂ capture. **Chemical Engineering Journal**, [s. l.], v. 431, n. P3, p. 134243, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cej.2021.134243>. Acesso em: 22 ago. 2022.

LO, Tommy Y. *et al.* Evaluation of carbonation resistance of paint coated concrete for buildings. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 107, p. 299–306, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.01.026>. Acesso em: 13 out. 2022.

LOLLINI, Federica; REDAELLI, Elena. Carbonation of blended cement concretes after 12 years of natural exposure. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 276, p. 122122, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.122122>. Acesso em: 11 out. 2022.

LONG, Wu-Jian *et al.* Microstructure development and mechanism of hardened cement paste incorporating graphene oxide during carbonation. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 94, p. 72–84, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2018.08.016>. Acesso em: 20 out. 2022.

LOTENBACH, Barbara; DURDZINSKI, Pawel; DE WEERDT, Klaartje. Thermogravimetric analysis. In: SCRINEVER, Karen; SNELLINGS, Ruben; LOTENBACH, Barbara. **A Practical Guide to Microstructural Analysis of Cementitious Materials**. 1. ed. New York: CRC PRESS, 2016. cap. 5. p. 177-212.

LUO, Hong *et al.* Electrochemical and passivation behavior investigation of ferritic stainless steel in simulated concrete pore media. **Data in Brief**, [s. l.], v. 5, p. 171–178, 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.dib.2015.08.016>. Acesso em: 10 nov. 2022.

MANCIO, M. *et al.* Electrochemical and in-situ SERS study of passive film characteristics and corrosion performance of 9%Cr microcomposite steel in highly alkaline environments. **Journal of ASTM International**, [s. l.], v. 6, n. 5, 2008. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/256438741_Electrochemical_and_in-situ_SERS_study_of_passive_film_characteristics_and_corrosion_performance_of_microcomposite_steel_in_simulated_concrete_pore_solutions. Acesso em: 7 set. 2022.

MANCIO, Mauricio *et al.* Laboratory evaluation of corrosion resistance of steel dowels in concrete pavement. **Institute of Transportation Studies**, [s. l.], p. 57–66, 2009. Disponível em: <http://escholarship.org/uc/item/8834q64j>. Acesso em: 23 set. 2022.

MAZURANA, Lissandra. **Captura de CO₂ em argamassas de revestimento através da carbonatação natural**. 2019. Dissertação (Mestrado em Tecnologias Ambientais) – Programa de Pós-Graduação em Tecnologias Ambientais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR), Medianeira, 2019. Disponível em: <https://repositorio.utfpr.edu.br/jspui/bitstream/1/4733/1/argamassasrevestimentocarbonatacaonatural.pdf>. Acesso em: 19 ago. 2022.

MC-BAUCHEMIE Brasil. **MC-PowerFlow 4001**: Aditivo redutor de água tipo 2 – RA2 (superplastificante PCE de pega normal). Disponível em: <https://www.mc-bauchemie.com.br/produtos/aditivos-para-concreto/superplastificante-para-uhpc/mc-powerflow-4001.html>. Acesso em: 20 out. 2023.

MEDEIROS, M. H. F. *et al.* Corrosion potential: influence of moisture, water-cement

ratio, chloride content and concrete cover. **Revista IBRACON de Estruturas e Materiais**, [s. l.], v. 10, n. 4, p. 864–885, 2017. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/riem/a/qnZLCXsYvS7CgJBYqvTXT6B/?format=pdf>. Acesso em: 12 maio 2022.

MEDEIROS, Marcelo Henrique Farias de; ANDRADE, Jairo José O.; HELENE, Paulo. Durabilidade e Vida Útil das Estruturas de Concreto. In: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAÍIA, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto: Ciência e Tecnologia**. 3. ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 1. cap. 21. p. 857-921.

MEDJIGBODO, Gildas *et al.* Hydration, shrinkage, and durability of ternary binders containing Portland cement , limestone filler and metakaolin. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 183, p. 114–126, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.06.138>. Acesso em: 9 jan. 2024.

MEHDIZADEH, Hamideh *et al.* Effect of water-to-cement ratio induced hydration on the accelerated carbonation of cement pastes. **Environmental Pollution**, [s. l.], v. 280, p. 116914, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.envpol.2021.116914>. Acesso em: 04 jan. 2024.

MEHTA, P. Kumar; MONTEIRO, Paulo J. M. **Concreto: microestrutura, propriedades e materiais**. 2. ed. São Paulo: PINI, 2014.

MENEGUSSI, Giovanna Costella. **Análise da influência do teor de argamassa do concreto e tratamentos de proteção superficial na resistência ao avanço de cloretos**. 2021. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Civil) – Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2021.

MEUNIER, Nicolas *et al.* Alternative production of methanol from industrial CO 2. **Renewable Energy**, [s. l.], v. 146, p. 1192–1203, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.renene.2019.07.010>. Acesso em: 6 out. 2022.

MING, Jing; WU, Miao; SHI, Jinjie. Passive film modification by concrete carbonation: Re-visiting a corrosion-resistant steel with Cr and Mo. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 123, p. 104178, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2021.104178>. Acesso em: 10 nov. 2022

MO, Liwu; PANESAR, Daman K. Accelerated carbonation - A potential approach to sequester CO₂ in cement paste containing slag and reactive MgO. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 43, p. 69–77, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2013.07.001>. Acesso em: 22 ago. 2022.

MODESTI, G.; MANCIO, M. Investigação da corrosão de armaduras em concretos com diferentes tipos de aço através de ensaios não-destrutivos. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE PATOLOGIA DAS CONSTRUÇÕES, 4., 2020, Fortaleza. **Anais Alcompat Brasil**. Fortaleza: Alcompat Brasil, 2020. p. 167-177.

MOHAMED, Nedal; BOULFIZA, Mohamed; EVITTS, Richard. Corrosion of Carbon Steel and Corrosion-Resistant Rebars in Concrete Structures Under Chloride Ion Attack. [s. l.], v. 22, p. 787–795, 2013. Disponível em: <https://ui.adsabs.harvard.edu/abs/2013JMEP...22..787M/abstract>. Acesso em: 7 set. 2022.

MONTEMOR, M. F. *et al.* Corrosion behaviour of rebars in fly ash mortar exposed to carbon dioxide and chlorides. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 24, p. 45–53, 2002. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0958-9465\(01\)00025-7](https://doi.org/10.1016/S0958-9465(01)00025-7). Acesso em: 13 out. 2022.

MOON, Eun Jin; CHOI, Young Cheol. Development of carbon-capture binder using stainless steel argon oxygen decarburization slag activated by carbonation. **Journal of Cleaner Production**, [s. l.], v. 180, p. 642–654, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.01.189>. Acesso em: 22 ago. 2022.

MORANDEAU, A.; THIÉRY, M.; DANGLA, P. Investigation of the carbonation mechanism of CH and C-S-H in terms of kinetics, microstructure changes and moisture properties. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 56, p. 153–170, 2014. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconres.2013.11.015>. Acesso em: 20 out. 2022.

MORANDEAU, Antoine E.; WHITE, Claire E. Is situ X-ray pair distribution function analysis of accelerated carbonation of a synthetic calcium-silicate-hydrate gel. **Journal of Materials Chemistry A**, [s. l.], v. 3, p. 1-32, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1039/C5TA00348B>. Acesso em: 22 fev. 2024.

MORO, Carlos; FRANCIOSO, Vito; VELAY-LIZANCOS, Mirian. Modification of CO₂ capture and pore structure of hardened cement paste made with nano-TiO₂ addition : Influence of water-to-cement ratio and CO₂ exposure age. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 275, p. 122131, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.122131>. Acesso em: 08 ago. 2023.

NATIONAL OCEANIC ATMOSPHERIC ADMINISTRATION (NOAA) – GLOBAL MONITORING LABORATORY. **Trends in Atmospheric Carbon Dioxide**. [S.l.], 2023. Disponível em: <https://gml.noaa.gov/ccgg/trends/global.html>. Acesso em: 11 set. 2023.

NEVES JUNIOR, Alex *et al.* CO₂ sequestration by high initial strength Portland cement pastes. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, [s. l.], v. 113, n. 3, p. 1577–1584, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s10973-013-3117-0>. Acesso em: 03 jan. 2024.

NEVES JUNIOR, Alex *et al.* Determination of CO₂ capture during accelerated carbonation of engineered cementitious composite pastes by thermogravimetry. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, [s. l.], v. 138, n. 1, p. 97–109, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s10973-019-08210-y>. Acesso em: 14 dez. 2023.

NEVES, R.; BRANCO, F.; BRITO, J. de. Field assessment of the relationship between natural and accelerated concrete carbonation resistance. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 41, p. 9–15, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2013.04.006>. Acesso em: 11 out. 2022.

NEVILLE, A. M. **Propriedades do concreto**. 5. ed. Porto Alegre: Bookman, 2016. *E-book*. Disponível em: https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788582603666/cfi/2!/4/4_@0.00:54.1. Acesso em: 7 set. 2022.

OHENOJA, Katja *et al.* Direct carbonation of peat-wood fly ash for carbon capture and utilization in construction application. **Journal of CO₂ Utilization**, [s. l.], v. 40, n. March, p. 101203, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jcou.2020.101203>. Acesso em: 22 ago. 2022.

ORTOLAN, Vinicius de Kayser. **Avaliação da influência do pH e da força iônica da**

solução dos poros do concreto na resistência à corrosão da armadura. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Civil, Universidade do Vale do Rio dos Sinos, São Leopoldo, 2015. Disponível em: <http://www.repositorio.jesuita.org.br/handle/UNISINOS/4956>. Acesso em: 9 jul. 2022.

OTIENO, Mike; IKOTUN, Jacob; BALLIM, Yunus. Experimental investigations on the effect of concrete quality, exposure conditions and duration of initial moist curing on carbonation rate in concretes exposed to urban, inland environment. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 246, p. 118443, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2020.118443>. Acesso em: 11 out. 2022.

P

PADE, Claus; GUIMARAES, Maria. The CO₂ uptake of concrete in a 100 year perspective. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 37, n. 9, p. 1348–1356, 2007. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S00884607001317>. Acesso em: 2 set. 2022.

PAN, Xiaoying *et al.* A review on surface treatment for concrete – Part 2: Performance. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 133, p. 81–90, 2017. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.11.128>. Acesso em: 13 out. 2022.

PAULETTI, Cristiane; POSSAN, Edna; DAL MOLIN, Denise Carpena Coitinho. Carbonatação acelerada: estado da arte das pesquisas no Brasil. **Ambiente Construído**, [s. l.], v. 7, n. 4, p. 7–20, 2007. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/31661>. Acesso em: 24 out. 2022.

PAULON, Vladimir *et al.* Nanoestrutura e Microestrutura do Concreto Endurecido. In: TUTIKIAN, Bernardo; PACHECO, Fernanda; ISAÍIA, Geraldo; BATTAGIN, Inês (ed.). **Concreto: Ciência e Tecnologia**. 3. ed. São Paulo: IBRACON, 2022. v. 1. cap. 16. p. 661-698.

PEDRY, Gabriel Rosseto. **Avaliação do efeito da proteção superficial (pintura) na captura de CO₂ devido à carbonatação de argamassas de revestimento.** 2020. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Civil) – Universidade Federal de Integração Latino-Americana (UNILA), Foz do Iguaçu, 2020. Disponível

em: <https://dspace.unila.edu.br/bitstream/handle/123456789/6009/Avalia%C3%A7%C3%A3o%20do%20Efeito%20da%20Prote%C3%A7%C3%A3o%20Superficial%20%28Pintura%29%20na%20Captura%20de%20Co2...?sequence=1&isAllowed=y>.

Acesso em: 13 out. 2022.

PETER, M. A. *et al.* Competition of several carbonation reactions in concrete: A parametric study. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 38, n. 12, p. 1385–1393, 2008. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconres.2008.09.003>. Acesso em: 19 out. 2022.

POLDER, Rob B. Test methods for on site measurement of resistivity of concrete: a RILEM TC-154 technical recommendation. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 15, p. 125–131, 2001. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061800000611>. Acesso em: 01 nov. 2022.

POSSAN, E.; FELIX, E. F.; THOMAZ, W. A. CO₂ uptake by carbonation of concrete during life cycle of building structures. **Journal of Building Pathology and Rehabilitation**, [s. l.], v. 1, n. 1, p. 1–9, 2016. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s41024-016-0010-9>. Acesso em: 11 out. 2022.

POSSAN, Edna. Captura de CO₂ em materiais cimentícios. **Concreto & Construções**, [s. l.], v. 95, jul-set. 2019, p. 72–78, 2019. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/343178071_Captura_de_CO2_em_materiais_cimenticios_CO2_uptake_in_cementitious_materials. Acesso em: 22 ago. 2022.

POSSAN, Edna *et al.* CO₂ uptake potencial due to concrete carbonation: A case study. **Case Studies in Constructions Materials**, [s. l.], v. 6, p. 147-161, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214509516300493>. Acesso em: 22 ago. 2022.

QIAN, Chunxiang *et al.* Characteristics of bio-CaCO₃ from microbial bio-mineralization with different bacteria species. **Biochemical Engineering Journal**, [s. l.], v. 176, p. 108180, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.bej.2021.108180>. Acesso em: 04 jan. 2024.

QIN, Junde *et al.* Carbonation of municipal solid waste gasification fly ash: Effects of pre-washing and treatment period on carbon capture and heavy metal immobilization.

Environmental Pollution, [s. l.], v. 308, p. 119662, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.envpol.2022.119662>. Acesso em: 22 ago. 2022.

RELATÓRIO anual 2020. *In*: SINDICATO nacional da indústria do cimento. São Paulo, 2020. Disponível em: http://snic.org.br/assets/pdf/relatorio_anual/rel_anual_2020.pdf. Acesso em: 22 ago. 2022.

RIBEIRO, Daniel Vêras (coord.); SALES, Almir; TUTIKIAN, Bernardo F.; SOUZA, Carlos Alberto C. de; ALMEIDA, Fernando do Couto R.; CUNHA, Manuel Paulo T.; LOURENÇO, M. Zita; CASCUDO, Oswaldo; HELENE, Paulo. **Corrosão e Degradação em Estruturas de Concreto**: Teoria, controle e técnicas de análise e intervenção. 2. ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 2018. *E-book*.

RITCHIE, Hannah; ROSER, Max; ROSADO, Pablo. CO₂ and Greenhouse Gas Emissions. *In*: OUR World in Data. [S. l.], 2020. Disponível em: <https://ourworldindata.org/co2-and-greenhouse-gas-emissions>. Acesso em: 06 set. 2023.

ROADMAP tecnológico do cimento: potencial de redução das emissões de carbono da indústria do cimento brasileira até 2050. *In*: SINDICATO nacional da indústria do cimento. São Paulo, 2020. Disponível em: https://coprocessamento.org.br/wp-content/uploads/2019/11/Roadmap_Tecnologico_Cimento_Brasil_Book-1.pdf. Acesso em 22 ago. 2022.

RODRIGUEZ-NAVARRO, Carlos *et al.* Carbonation mechanisms and kinetics of lime-based binders: An overview. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 173, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2023.107301>. Acesso em: 04 jan. 2024.

SAETTA, Anna V; VITALIANI, Renato V. Experimental investigation and numerical modeling of carbonation process in reinforced concrete structures Part I: Theoretical formulation. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 34, p. 571–579, 2004. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2003.09.009>. Acesso em: 12 set. 2023.

SCRIVENER, Karen L.; JOHN, Vanderley M.; GARTNER, Ellis M. Eco-efficient cements: Potential economically viable solutions for a low-CO₂ cement-based

materials industry. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 114, p. 2–26, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.03.015>. Acesso em: 6 out. 2022.

SELLA, Dalila Cristina Netto. **Capacidade de captura de CO₂ em matrizes à base de cimento LC³ por meio da carbonatação acelerada**. 2022. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) - Programa de Pós Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal de Integração Latino-Americana (UNILA), Foz do Iguaçu, 2022. Disponível em: <https://dspace.unila.edu.br/xmlui/bitstream/handle/123456789/6624/Capacidade%20de%20Captura%20de%20CO2%20em%20Matrizes%20%C3%A0%20Base%20de%20Cimentos%20LC%C2%B3%20por%20meio%20da%20Carbonata%C3%A7%C3%A3o%20Acelerada?sequence=1&isAllowed=y>.

Acesso em: 2 set. 2022.

SHAH, Vineet *et al.* Changes in microstructure characteristics of cement paste on carbonation. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 109, p. 184–197, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.04.016>. Acesso em: 17 jan. 2024.

SHAH, Vineet; BISHNOI, Shashank. Carbonation resistance of cements containing supplementary cementitious materials and its relation to various parameters of concrete. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 178, p. 219–232, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.05.162>. Acesso em: 19 out. 2022.

SHI, Jinjie *et al.* Improved corrosion resistance of a new 6% Cr steel in simulated concrete pore solution contaminated by chlorides. **Corrosion Science**, [s. l.], v. 174, p. 108851, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108851>. Acesso em: 10 nov. 2022.

SHI, Jinjie; MING, Jing; SUN, Wei. Passivation and chloride-induced corrosion of a duplex alloy steel in alkali-activated slag extract solutions. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 155, p. 992–1002, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.08.117>. Acesso em: 7 set. 2022.

SIDDIQUE, Salman; NAQI, Ali; JANG, Jeong Gook. Influence of water to cement ratio

on CO₂ uptake capacity of belite-rich cement upon exposure to carbonation curing. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 111, p. 103616, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2020.103616>. Acesso em: 22 ago. 2022.

SILVA, B. A. *et al.* Effects of natural and accelerated carbonation on the properties of lime-based materials. **Journal of CO₂ Utilization**, [s. l.], v. 49, p. 101552, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jcou.2021.101552>. Acesso em: 04 jan. 2024.

SILVA, F. G. *et al.* Sources of Variations When Comparing Concrete Carbonation Results. **Journal of Materials in Civil Engineering**, [s. l.], v. 21, p. 333-342, 2009. Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/epdf/10.1061/%28ASCE%290899-1561%282009%2921%3A7%28333%29>. Acesso em: 25 out. 2022.

SILVEIRA, Rodrigo Goettems. **Estudo de concretos com pozolanas submetidos à carbonatação em ensaios acelerados e natural monitorado por 20 anos**. 2019. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal de Santa Maria, Santa Maria, 2019. Disponível em: <http://repositorio.ufsm.br/handle/1/19489>. Acesso em: 12 set. 2023.

SOJA, Wioletta. Carbonation of low carbon binders. 2019. Thèse n° 9400 – Programme Doctoral en Science at Génie des Matériaux, École Polytechnique Fédérale de Lausanne, Lausanne, Suíça, 2019. Disponível em: <https://infoscience.epfl.ch/handle/20.500.14299/158988>. Acesso em: 17 mar. 2023.

SOJA, Wioletta *et al.* Changes of microstructure and diffusivity in blended cement pastes exposed to natural carbonation. **MATEC Web of Conferences**, [s. l.], v. 199, p. 10–14, 2018. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1051/mateconf/201819902009>. Acesso em: 06 set. 2023.

SOUTO-MARTINEZ, Adriana; AREHART, Jay H.; SRUBAR, Wil V. Cradle-to-gate CO₂e emissions vs. in situ CO₂ sequestration of structural concrete elements. **Energy and Buildings**, [s. l.], v. 167, p. 301–311, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.enbuild.2018.02.042>. Acesso em: 11 out. 2022.

SOUZA, H. M. *et al.* Predição da composição do clínquer industrial utilizando minimização da energia livre de Gibbs. **Cerâmica**, [s. l.], v. 61, n. 357, p. 23–30, 2015. Disponível em:

<https://www.scielo.br/j/ce/a/W57CGTHgjrmyCwDwB8KJwWN/abstract/?lang=pt>.

Acesso em: 5 out. 2022.

SUNDERHUS, Aliny Pautz. **Desenvolvimento de membranas de matriz mista baseadas em nanopartículas de sílica para captura de CO₂**. 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química da Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2019. Disponível em: <http://portal.peq.coppe.ufrj.br/index.php/dissertacoes-de-mestrado/2019/597-desenvolvimento-de-membranas-de-matriz-mista-baseadas-em-nanopartculas-de-slica-para-captura-de-co2/file>. Acesso em: 6 out. 2022.

TANG, Wei *et al.* Experimental investigation and mathematical modelling of the carbon dioxide sequestration of cement pastes during pressurized CO₂ curing. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 302, p. 124383, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.124383>. Acesso em: 22 ago. 2022.

TU, Zhenjun *et al.* Effects of limestone powder on CaCO₃ precipitation in CO₂ cured cement pastes. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 72, p. 9–16, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2016.05.019>. Acesso em: 07 fev. 2024.

TUUTTI, Kyösti. **Corrosion of steel in concrete**. Stockholm: Cement and Concrete Research Institute, 1982. Disponível em: <https://lucris.lub.lu.se/ws/files/4709458/3173290.pdf>. Acesso em: 25 out. 2020.

UNITED NATIONS (UN) – CLIMATE ACTION. **For a livable climate**: Net-zero commitments must be backed by credible action. [S.l.], 2022b. Disponível em: <https://www.un.org/en/climatechange/net-zero-coalition>. Acesso em: 06 set. 2023.

UNITED NATIONS (UN) – DEPARTMENT OF ECONOMIC AND SOCIAL AFFAIRS. **World Population Prospects 2022**: Summary of Results. New York, 2022a. Disponível em: https://www.un.org/development/desa/pd/sites/www.un.org.development.desa.pd/files/wpp2022_summary_of_results.pdf. Acesso em: 4 set. 2023.

UNITED NATIONS (UN) – ENVIRONMENT AND INTERNATIONAL ENERGY AGENCY. **Towards a zero-emission, efficient, and resilient buildings and construction sector**. [S.l.], 2017. Disponível em:

[https://www.worldgbc.org/sites/default/files/UNEP%20188_GABC_en%20\(web\).pdf](https://www.worldgbc.org/sites/default/files/UNEP%20188_GABC_en%20(web).pdf).

Acesso em: 4 out. 2022.

VILLAIN, Géraldine; THIERY, Mickaël; PLATRET, Gérard. Measurement methods of carbonation profiles in concrete: Thermogravimetry, chemical analysis and gammadensimetry. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 37, p. 1182–1192, 2007. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2007.04.015>. Acesso em: 24 out. 2022.

VU, Quoc Huy *et al.* Impact of different climates on the resistance of concrete to natural carbonation. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 216, p. 450–467, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.04.263>. Acesso em: 19 out. 2022.

WANG, Yaocheng *et al.* Corrosion mechanism of reinforcement in LC3 cement pastes under coupled carbonation and chloride attack. **Cement and Concrete Composites**, [s. l.], v. 140, p. 105080, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2023.105080>. Acesso em: 13 mar. 2024.

WEI, Jianqiang; GENCTURK, Bora. Cement and Concrete Research Hydration of ternary Portland cement blends containing metakaolin and sodium bentonite. **Cement and Concrete Research**, [s. l.], v. 123, p. 105772, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2019.05.017>. Acesso em: 04 jan. 2024.

WILMOTH, John *et al.* As the World's Population Surpasses 8 Billion, What Are the Implications for Planetary Health and Sustainability? *In*: United Nations. [S. l.], 2023. Disponível em: <https://www.un.org/en/un-chronicle/world-population-surpasses-8-billion-what-are-implications-planetary-health-and#:~:text=10%20July%202023,for%20humans%20and%20other%20species>. Acesso em: 04 set. 2023.

WU, B.; YE, G. Development of porosity of cement paste blended with supplementary cementitious materials after carbonation. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 145, p. 52–61, 2017. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.03.176>. Acesso em: 07 fev. 2024.

WU, J.*et al.* Electrochemical techniques correlation study of on - line corrosion monitoring probes. **Materials and Corrosion**, [s. l.], v. 66, p. 143–151, 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1002/maco.201307175>. Acesso em: 22 fev. 2024.

WU, Meng *et al.* Study on the carbonation degree of lime-activated low carbon cementitious materials: Based on the CO₂ binding capacity of hydrates. **Journal of Building Engineering**, [s. l.], v. 76, p. 107301, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jobbe.2023.107301>. Acesso em: 04 jan. 2024.

XI, Fengming *et al.* Substantial global carbon uptake by cement carbonation. **Nature Geoscience**, [s. l.], v. 9, n. 12, p. 880–883, 2016. Disponível em: <https://scholar.harvard.edu/files/zhu/files/ngeo2840.pdf>. Acesso em: 11 out. 2022.

YANG, Keun Hyeok; SEO, Eun A.; TAE, Sung Ho. Carbonation and CO₂ uptake of concrete. **Environmental Impact Assessment Review**, [s. l.], v. 46, p. 43–52, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.eiar.2014.01.004>. Acesso em: 2 set. 2022.

YOUNSI, Akli; TURCRY, Philippe; AÏT-MOKHTAR, Abdelkarim. Quantification of CO₂ uptake of concretes with mineral additions after 10-year natural carbonation. **Journal of Cleaner Production**, [s. l.], v. 349, p. 131362, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.131362>. Acesso em: 22 ago. 2022.

YU, Bo; LIU, Jianbo; CHEN, Zheng. Probabilistic evaluation method for corrosion risk of steel reinforcement based on concrete resistivity. **Construction and Building Materials**, [s. l.], v. 138, p. 101–113, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061817301368>. Acesso em: 01 nov. 2022.

YUNUSA, Alhassan A. THE EFFECTS OF CARBONATION ON BLENDED CEMENT CONCRETES Alhassan A. Yunusa. **Journal of Sciences and Multidisciplinary Research**, [s. l.], v. 6, n. 2, p. 137–143, 2014. Disponível em: <https://www.cenresinjournals.com/wp-content/uploads/2020/02/Page-137-143-0298.pdf>. Acesso em: 20 out. 2022.

ZHANG, Zhien *et al.* Recent advances in carbon dioxide utilization. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, [s. l.], v. 125, n. March, p. 109799, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2020.109799>. Acesso em: 06 out. 2022.

APÊNDICE A – DETERMINAÇÃO DOS TEORES DE COMPOSTOS PRESENTES NO CIMENTO ANIDRO E NA CAL HIDRATADA

Este subcapítulo apresenta o detalhamento dos cálculos da quantificação dos compostos presentes no cimento CP V anidro e na cal hidratada utilizados na pesquisa. Para tanto, foi considerado a perda de massa obtida pelas curvas TG/DTG do ensaio de análise térmica e foi empregado o método da integral.

B.1 CIMENTO ANIDRO

Com auxílio do *software* Origin, é possível determinar, pelo método da integral, a área do pico endotérmico. Assim, referente ao teor de Ca(OH)_2 , tem-se que:

$$\text{Ca(OH)}_{2,\text{medido}} = \text{PM}_{\text{Ca(OH)}_2} * \frac{m_{\text{Ca(OH)}_2}}{m_{\text{H}_2\text{O}}} = \text{PM}_{\text{Ca(OH)}_2} * \frac{74}{18} \quad \text{Equação 18}$$

Sendo,

$$\text{PM}_{\text{Ca(OH)}_2} = \text{Área}_{\text{pico}} = 0,62\% \quad \text{Equação 23}$$

Então, tem-se que:

$$\text{Ca(OH)}_{2,\text{medido}} = 0,62 * \frac{74}{18} \quad \text{Equação 24}$$

$$\text{Ca(OH)}_{2,\text{medido}} = 2,57\% \quad \text{Equação 25}$$

Referente ao quantitativo de CaCO_3 , tem-se que:

$$\text{CaCO}_{3,\text{medido}} = \text{PM}_{\text{CaCO}_3} * \frac{m_{\text{CaCO}_3}}{m_{\text{CO}_2}} = \text{PM}_{\text{CaCO}_3} * \frac{100}{44} \quad \text{Equação 19}$$

$$\text{PM}_{\text{CaCO}_3} = \text{Área}_{\text{pico}} = 3,68\% \quad \text{Equação 26}$$

Então,

$$\text{CaCO}_{3,\text{medido}} = 3,68 * \frac{100}{44} \quad \text{Equação 27}$$

$$\text{CaCO}_{3,\text{medido}} = 8,36\% \quad \text{Equação 28}$$

A Tabela 19 a seguir apresenta os dados dos picos de perda de massa do hidróxido de cálcio e do carbonato de cálcio do cimento CP V anidro.

Tabela 19 – Dados dos picos endotérmicos de Ca(OH)_2 e CaCO_3 no cimento anidro

Composto	Temperatura Inicial (°C)	Temperatura Final (°C)	Perda de Massa (%)	% Medido
Ca(OH)_2	405,6	462,0	0,62	2,6
CaCO_3	522,5	733,0	3,68	8,4

Fonte: Autora (2024).

B.2 CAL HIDRATADA

De forma análoga ao cimento, realizou-se o quantitativo dos compostos químicos presentes na cal hidratada, pelo método da integral. Destarte, para o teor de Ca(OH)_2 , tem-se que:

$$\text{PM}_{\text{Ca(OH)}_2} = \text{Área}_{\text{pico}} = 10,87\% \quad \text{Equação 29}$$

Então, tem-se que:

$$\text{Ca(OH)}_{2,\text{medido}} = 10,87 * \frac{74}{18} \quad \text{Equação 30}$$

$$\text{Ca(OH)}_{2,\text{medido}} = 44,69\% \quad \text{Equação 31}$$

Referentes ao quantitativo de Mg(OH)_2 , tem-se que:

$$\text{Mg(OH)}_{2,\text{medido}} = \text{PM}_{\text{Mg(OH)}_2} * \frac{m_{\text{Mg(OH)}_2}}{m_{\text{H}_2\text{O}}} = \text{PM}_{\text{Mg(OH)}_2} * \frac{58,3}{18} \quad \text{Equação 17}$$

Sendo,

$$PM_{Mg(OH)_2} = \text{Área}_{\text{pico}} = 4,91\% \quad \text{Equação 32}$$

Então,

$$Mg(OH)_{2,\text{medido}} = 4,91 * \frac{58,3}{18} \quad \text{Equação 33}$$

$$Mg(OH)_{2,\text{medido}} = 15,89\% \quad \text{Equação 34}$$

Por fim, alusivo ao quantitativo de $CaCO_3$, tem-se que:

$$PM_{CaCO_3} = \text{Área}_{\text{pico}} = 5,78\% \quad \text{Equação 35}$$

Então,

$$CaCO_{3,\text{medido}} = 5,78 * \frac{100}{44} \quad \text{Equação 36}$$

$$CaCO_{3,\text{medido}} = 13,14\% \quad \text{Equação 37}$$

A Tabela 20 apresenta os dados dos picos de perda de massa do hidróxido de cálcio, hidróxido de magnésio e do carbonato de cálcio presentes no cimento CP V anidro.

Tabela 20 – Dados dos picos endotérmicos de $Ca(OH)_2$, $Mg(OH)_2$ e $CaCO_3$ na cal hidratada

Composto	Temperatura Inicial (°C)	Temperatura Final (°C)	Perda de Massa (%)	% Medido
Ca(OH)2	369,9	495,0	10,9	44,7
Mg(OH)2	220,0	369,9	4,9	15,9
CaCO3	500,0	736,4	5,8	13,1

Fonte: Autora (2024).

APÊNDICE B – CÁLCULO DOS TEORES DE ADIÇÃO DE CAL HIDRATADA NAS PASTAS CIMENTÍCIAS

Visando a maximização da captura de CO₂ pelas pastas cimentícias, foram produzidas pastas com adições de cal hidratada. Para isso, foram estipuladas adições de cal equivalentes a duas e três vezes do montante total de hidróxido de cálcio gerado naturalmente pelas reações de hidratação do C₃S e do C₂S do clínquer do cimento.

Em princípio, foi necessário definir os quantitativos de C₂S e C₃S do cimento utilizado, determinados a partir da Equação de Bogue (Equação 38 e 39 a seguir), aplicável em cimentos Portland cuja relação A/F seja maior ou igual a 0,64. (MEHTA; MONTEIRO, 2014).

$$\% C_3S = 4,071C - 7,600S - 6,718A - 1,430F - 2,850\bar{S} \quad \text{Equação 38}$$

$$\% C_2S = 2,867S - 0,7544C_3S \quad \text{Equação 39}$$

Em que:

C = CaO

S = SiO₂

A = Al₂O₃

$\bar{S}$ = SO₃

F = Fe₂O₃

A Tabela 21 a seguir apresenta a composição química do cimento utilizado, conforme informações do fabricante.

Tabela 21 – Composição química do cimento

Composto Químico	Teores (%)
Al ₂ O ₃	4,48
SiO ₂	18,65
Fe ₂ O ₃	3,13
CaO	62,21
MgO	2,6
SO ₃	2,72

Fonte: Itambé (2023).

A partir dos teores de químicos do cimento (Tabela 21), aplicando as Equações 38 e 39, tem-se um quantitativo de 69,2% de C₃S e 1,3% de C₂S no cimento. Ainda, destaca-se a relação A/F de 1,43, validando o uso da equação para estimar a composição teórica do cimento.

A NBR 16697 (ABNT, 2018) estipula que o teor de clínquer e sulfato de cálcio no cimento CP V ARI pode variar de 90% a 100%. No entanto, embora não seja usual do cimento CP V comercializado e visando maximizar a captura de carbono nas pastas produzidas a partir da adição de cal, considerou-se para fins de cálculo que o cimento utilizado possui teor de clínquer equivalente a 100%. Assim, tendo como referência um montante de 500g de cimento, tem-se um quantitativo teórico de 345,96g de C₃S e 6,35g de C₂S, conforme apresentado na Tabela 22

Tabela 22 – Quantitativo calculado de C₃S e C₂S existente em 500g de cimento

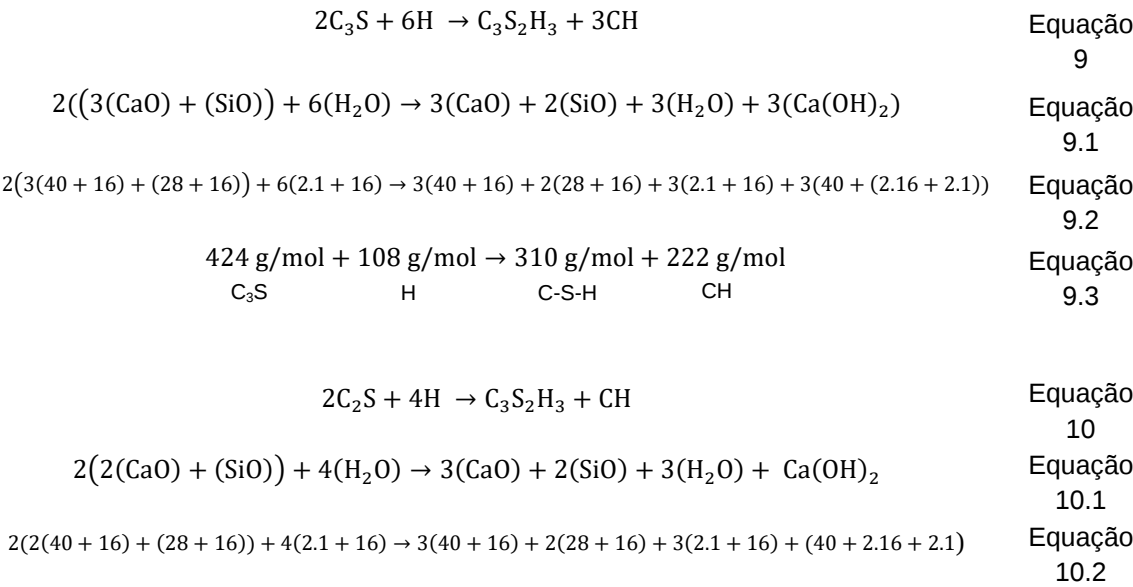
Composto	Teor no cimento (%)*	Quantitativo no Cimento (g)**
C ₃ S	69,2	345,96
C ₂ S	1,43	6,35

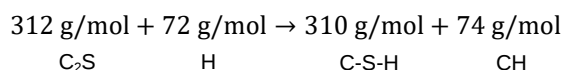
*Teores calculados pelas equações de Bogue

**Quantitativo considerando 500g de cimento

Fonte: Autora (2024).

Com base na estequiometria das reações de hidratação do cimento – apresentadas nas equações a seguir – é possível calcular o montante de CH formado pelas reações de hidratação do C₃S e do C₂S, considerando uma hidratação completa.





Equação
10.3

Ou seja, isso quer dizer que há a geração de cerca de 0,524 g/mol de CH por cada molécula de C₃S e de cerca de 0,237 g/mol de CH por cada molécula de C₂S. Com base nisso, entende-se que, considerando o mesmo montante de 500g de cimento, após a interação dos silicatos do cimento com a água pela reação de hidratação, há a formação de 182,65g de hidróxido de cálcio, conforme detalhado na Tabela 23.

Tabela 23 – Quantitativo de hidróxido de cálcio gerado pelas reações de hidratação do C₃S e C₂S, considerando 500g de cimento

Composto Químico	Quantitativo (g)	Ca(OH) ₂ Gerado por Molécula	Ca(OH) ₂ Gerado (g)
C32	345,96	0,5236	181,14
C2S	6,35	0,2372	1,51
Total de Ca(OH)₂ Gerado (g)			182,65

Fonte: Autora (2024).

Considerando as adições de cal hidratada nas pastas cimentícias equivalentes a duas e três vezes o quantitativo total de hidróxido de cálcio gerado pela hidratação dos silicatos do cimento (estimado em 182,65g), tem-se os teores de cal, em relação ao teor de cimento, de 73% e 109,40%, correspondentes a 365,00g e 547,00g de cal, respectivamente. A Tabela 24 abaixo apresenta um resumo dos traços das pastas com cal utilizadas.

Tabela 24 – Resumo dos quantitativos de cimento e cal das pastas com adição

Nomenclatura	Cimento (g)	Cal (g)	Cal (%)
2CH	500,00	365,00*	73,00
3CH	500,00	547,00**	109,40

*Teor considerando adição do dobro de cal

** Teor considerando adição do triplo de cal

Fonte: Autora (2024).

A nomenclatura atribuída a cada pasta refere-se ao montante de cal em relação ao montante de cimento, em porcentagem. Isto é, a pasta 2CH possui 73% de adição de cal, ao passo que a pasta 3CH possui 109% de adição de cal, ambos em referência ao quantitativo de material cimentício.

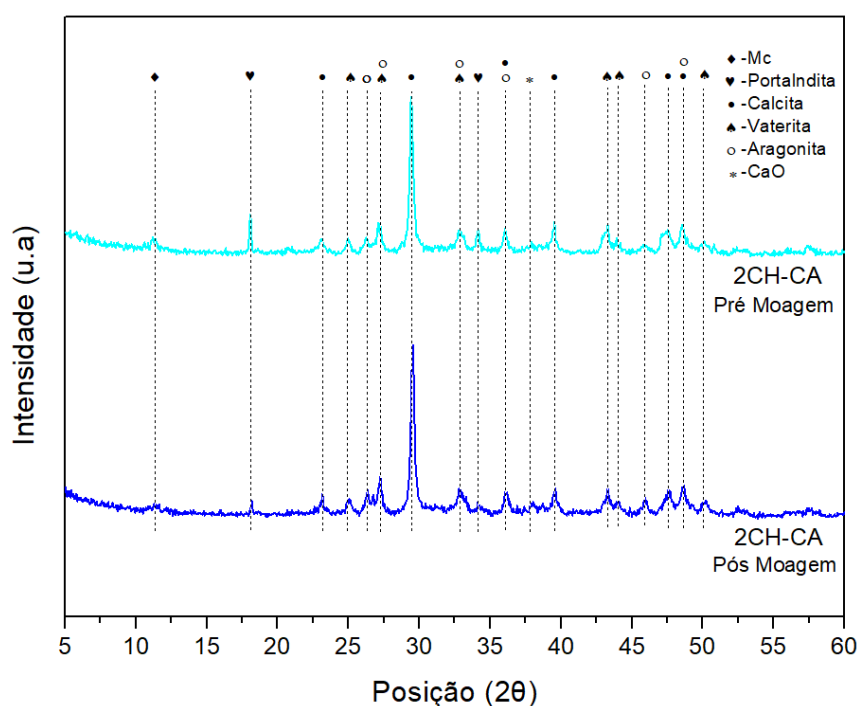
APÊNDICE C – EFEITOS DA MOAGEM NA CARBONATAÇÃO DAS PASTAS CIMENTÍCIAS

Após 18 semanas de carbonatação, as amostras das pastas – no formato de pastilhas – foram moídas afim de acelerar e findar a carbonatação, em função do aumento da área superficial. Após o processo de pulverização, as amostras, já no estado de pó, foram expostas à câmara de carbonatação por mais 2 semanas. Visando investigar as possíveis influências da moagem realizada, foram preparadas amostras carbonatadas (CA) de cada pasta antes da moagem e encaminhadas para os ensaios de DRX e termogravimetria. A seguir, será realizada a análise comparativa dos ensaios entre as pastas CA pré e pós moagem. Ressalta-se que, para o preparo das amostras para o ensaio térmico e DRX, as pastas no estado de pó foram secas em estufa a 40°C por 15 minutos e armazenadas em dessecador até a realização do ensaio, conforme também realizado no ensaio de DRX.

C.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

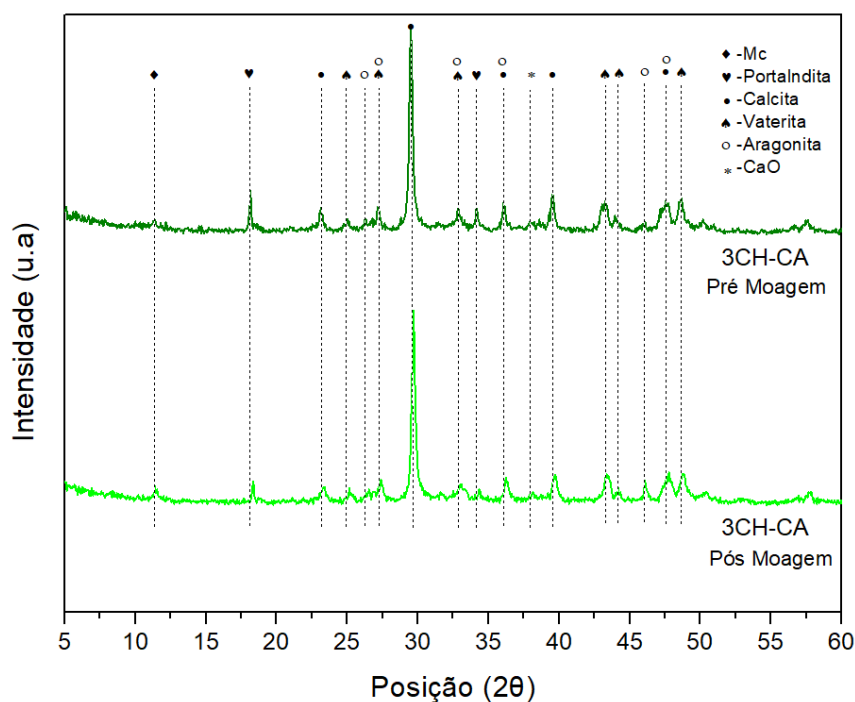
A Figura 55 e Figura 56 a seguir apresentam os difratogramas das pastas 2CH-CA e 3CH-CA antes e depois do processo de moagem.

Figura 55 – Difratograma da pasta 2CH-CA antes e após a moagem



Fonte: Autora (2024).

Figura 56 – Difratoograma da pasta 3CH-CA antes e após a moagem



Fonte: Autora (2024).

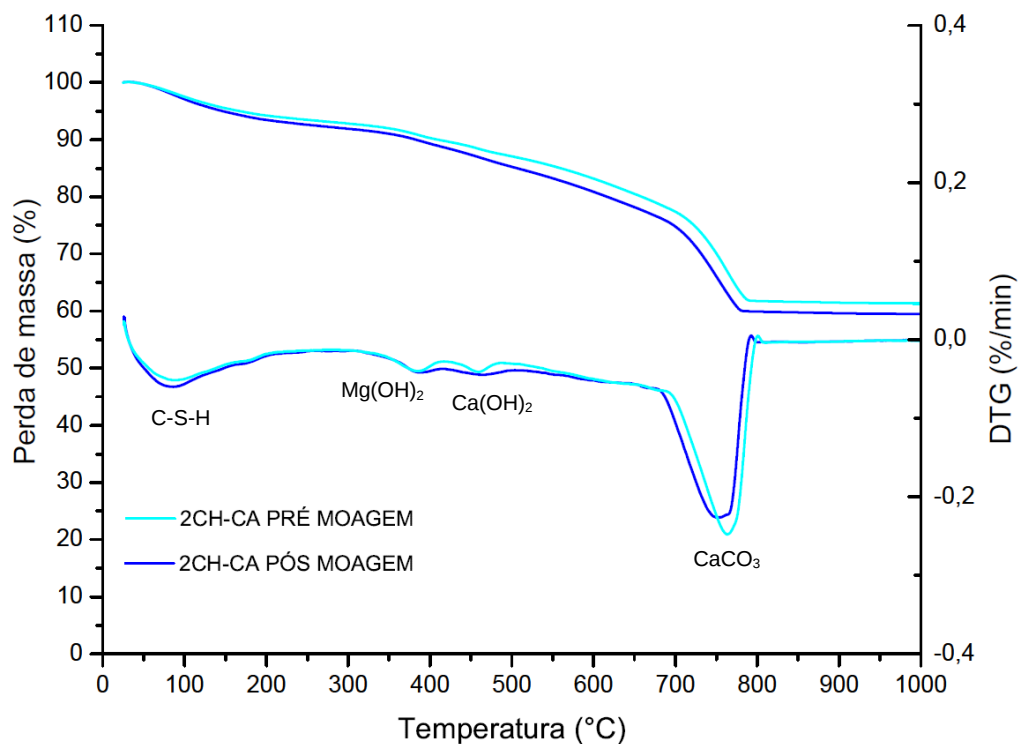
Analisando os difratogramas, nota-se que não houve alterações significativas nas fases cristalinas das pastas com cal antes e após a moagem. De modo geral, é perceptível uma diminuição na intensidade dos picos da portlandita – em $18,07^\circ$ e em $34,22^\circ$ – em ambas as pastas posteriormente ao processo de pulverização. No entanto, não foram evidenciadas mudanças relevantes na intensidade dos picos da calcita e seus polimorfos.

Por conseguinte, pela análise de difração de raios-X, pode-se arrematar que a moagem das pastas cimentícias com finalidade de alcançar a carbonatação completa não apresentou benefícios, tendo em vista a metodologia empregada.

C.2 TERMOGRAVIMETRIA

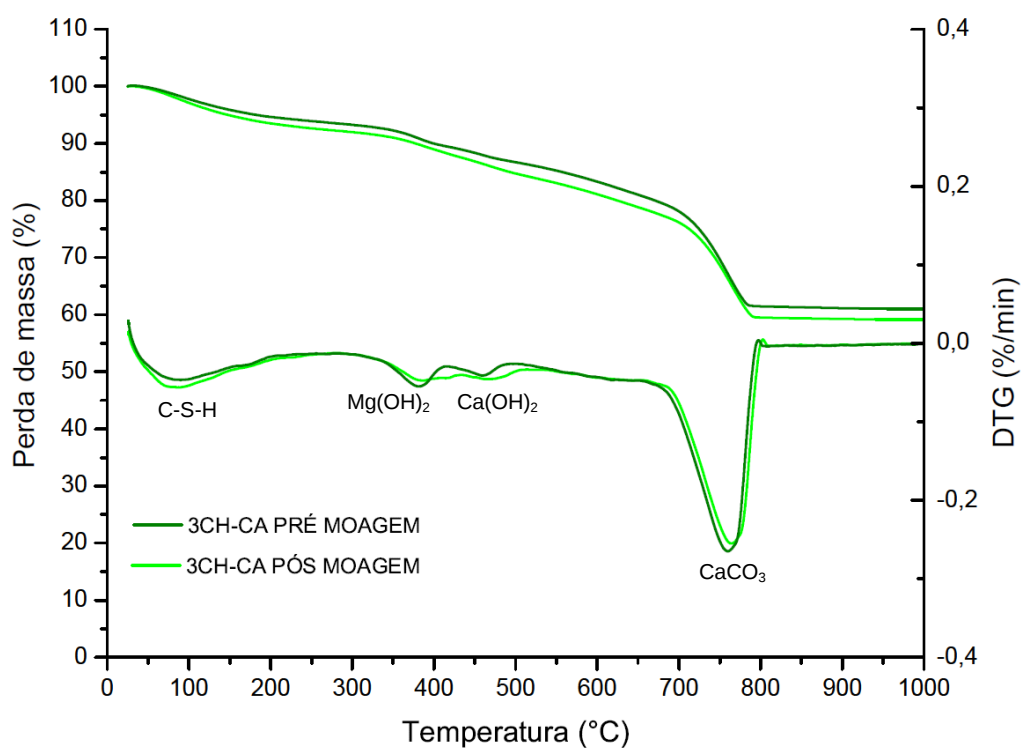
A Figura 57 e Figura 58 a seguir apresentam as curvas TG e DTG das pastas 2CH-CA e 3CH-CA antes e depois do processo de moagem.

Figura 57 – Curvas TG e DTG da pasta 2CH-CA pré e pós moagem



Fonte: Autora (2024).

Figura 58 – Curvas TG e DTG da pasta 3CH-CA pré e pós moagem



Fonte: Autora (2024).

Pela análise da Figura 57 e Figura 58, as curvas TG e DTG de ambas as pastas com adição de cal não apresentaram grandes alterações com o processo de moagem. Percebe-se que, tanto nas pastas 2CH-CA, quanto nas pastas 3CH-CA, houve uma leve atenuação nos picos de brucita ($\text{Mg}(\text{OH})_2$) e portlandita ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) – entre 300°C e 500°C – após a moagem, indicando um possível consumo maior desses compostos durante a carbonatação após o destorroamento e pulverização das amostras de pastas.

Contudo, o pico endotérmico referente à perda de massa do CaCO_3 se mostrou muito similar entre as amostras antes e após a moagem. Na pasta 2CH-CA, o pico pré moagem mostrou-se, inclusive, mais acentuado do que o pico pré moagem, embora mais estreito. Já na pasta pós moagem, verificou-se um pico de menor intensidade, mas com base mais alargada. Além disso, houve uma pequena alteração de posicionamento entre os picos das amostras 2CH-CA, sendo que a amostra pré moagem obteve temperatura de pico levemente superior. Tais alterações não foram evidenciadas na pasta 3CH-CA, cujos picos pré e pós moagem se mostraram praticamente sobrepostos.

A Tabela 25 apresenta os teores de carbonato de cálcio medidos, pelo método da integral, das pastas antes e depois o processo de moagem.

Tabela 25 – Quantitativo de CaCO_3 gerado nas pastas 2CH e 3CH pela carbonatação antes e depois da moagem

Pasta	CaCO_3 (%)
2CH-CA-PRÉ MOAGEM	35,2
2CH-CA-PÓS MOAGEM	35,2
3CH-CA-PRÉ MOAGEM	35,7
3CH-CA-PÓS MOAGEM	36,0

Fonte: Autora (2024).

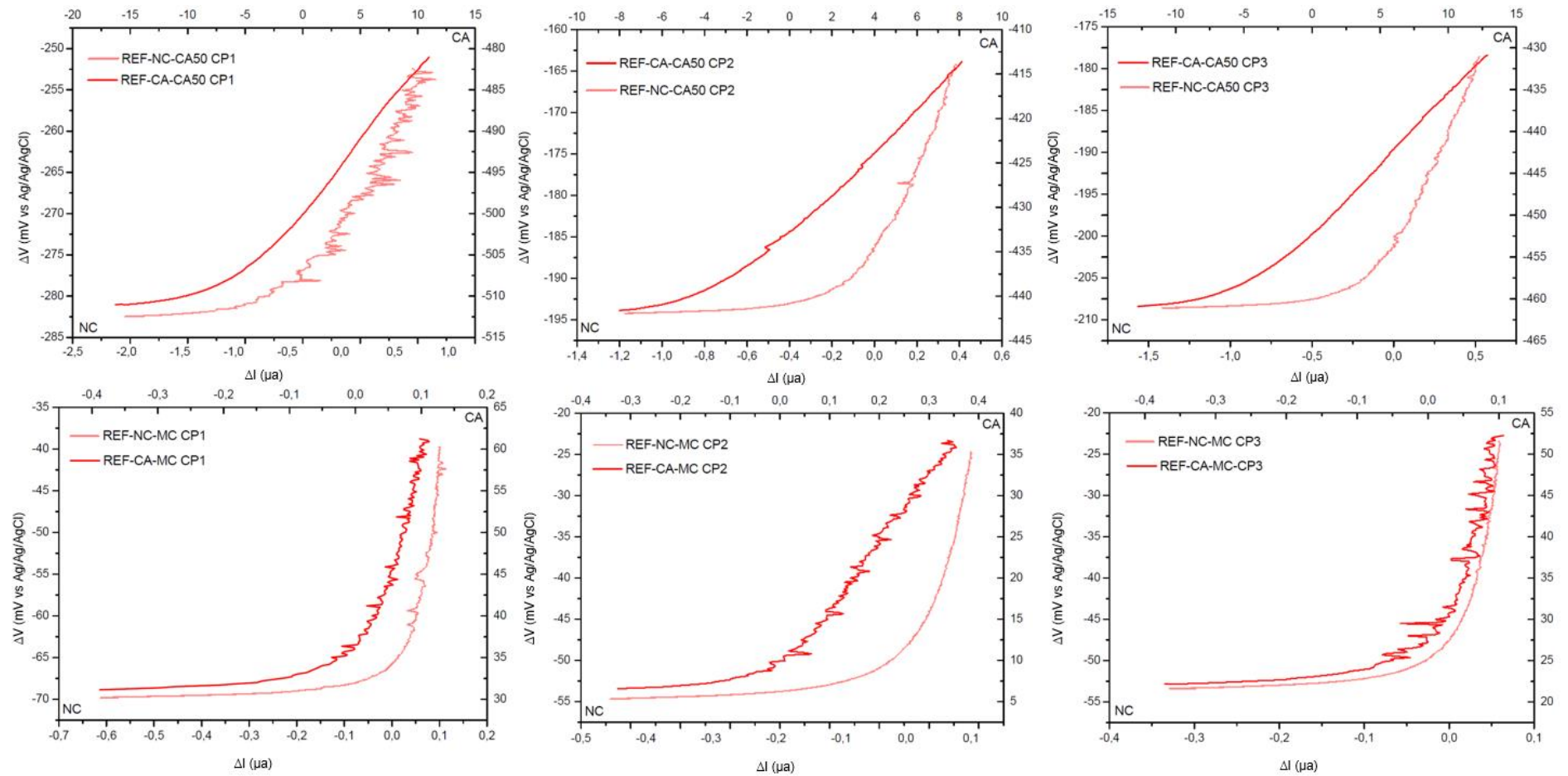
Numericamente, constatou-se, também, a ínfima diferença entre os montantes de calcita gerados entre as pastas pré e pós moagem, o que evidencia que o processo de pulverização não contribuiu fortemente para o avanço e conclusão da carbonatação nas pastas.

Acerca da carbonatação de amostras cimentícias após a moagem, isto é, no formato de pó, Lothenbach, Durdzinski e De Weerd (2016) explanam que ocorre mais fortemente nas primeiras 6 horas, ao passo que após esse período as alterações são consideravelmente menos significativas. Tendo em vista que as pastas, submetidas à

ação do CO₂ por 18 semanas, já apresentavam grau elevado de carbonatação, é possível supor que a exposição ao CO₂ das amostras – já carbonatadas – em formato de pó não contribuiu grandemente para a conclusão do avanço da carbonatação.

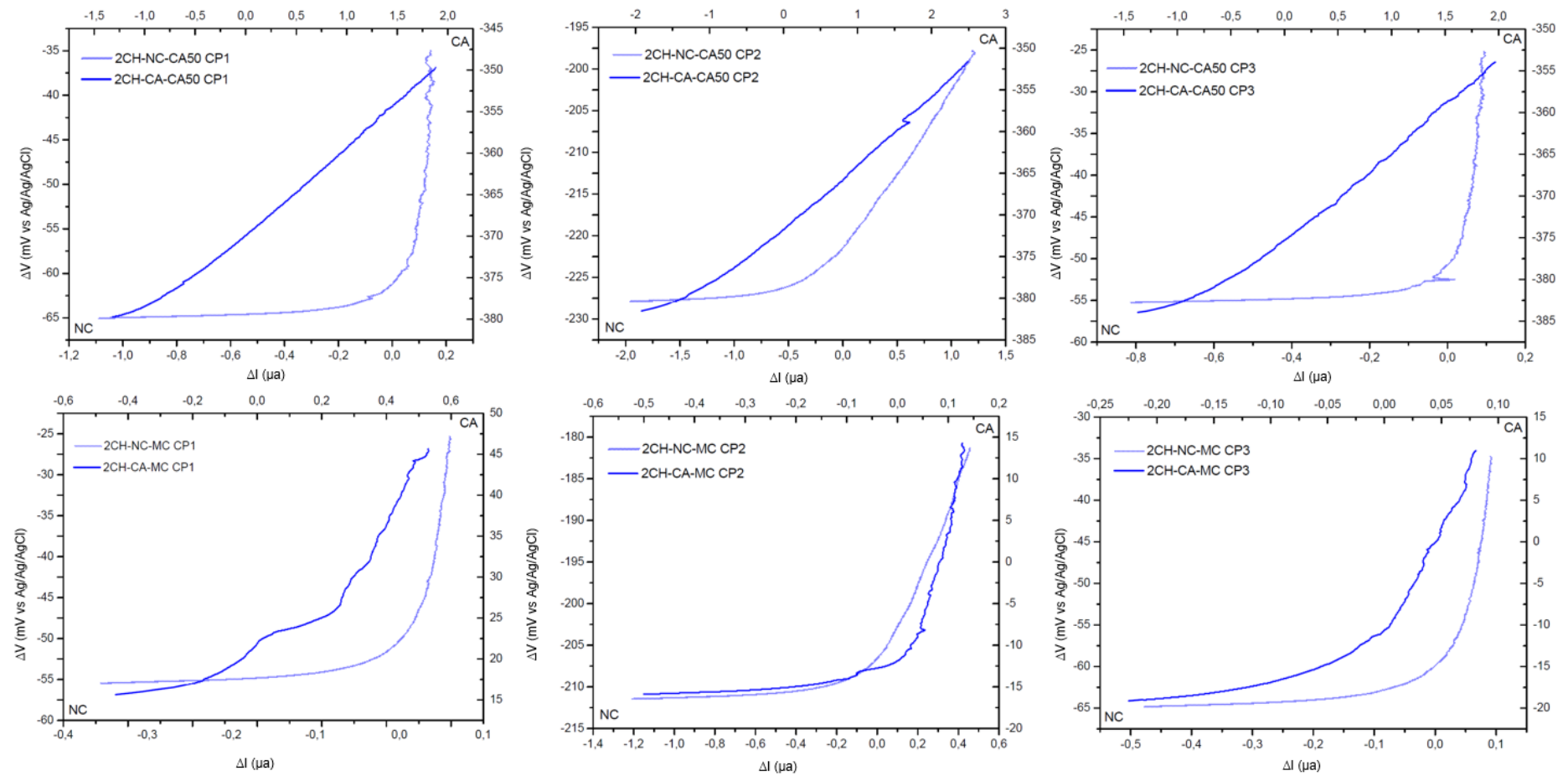
APÊNDICE D – GRÁFICOS DE RESISTÊNCIA DE POLARIZAÇÃO LINEAR

Figura 59 – Curvas de resistência de polarização linear dos aços CA50 e MC na pasta RE



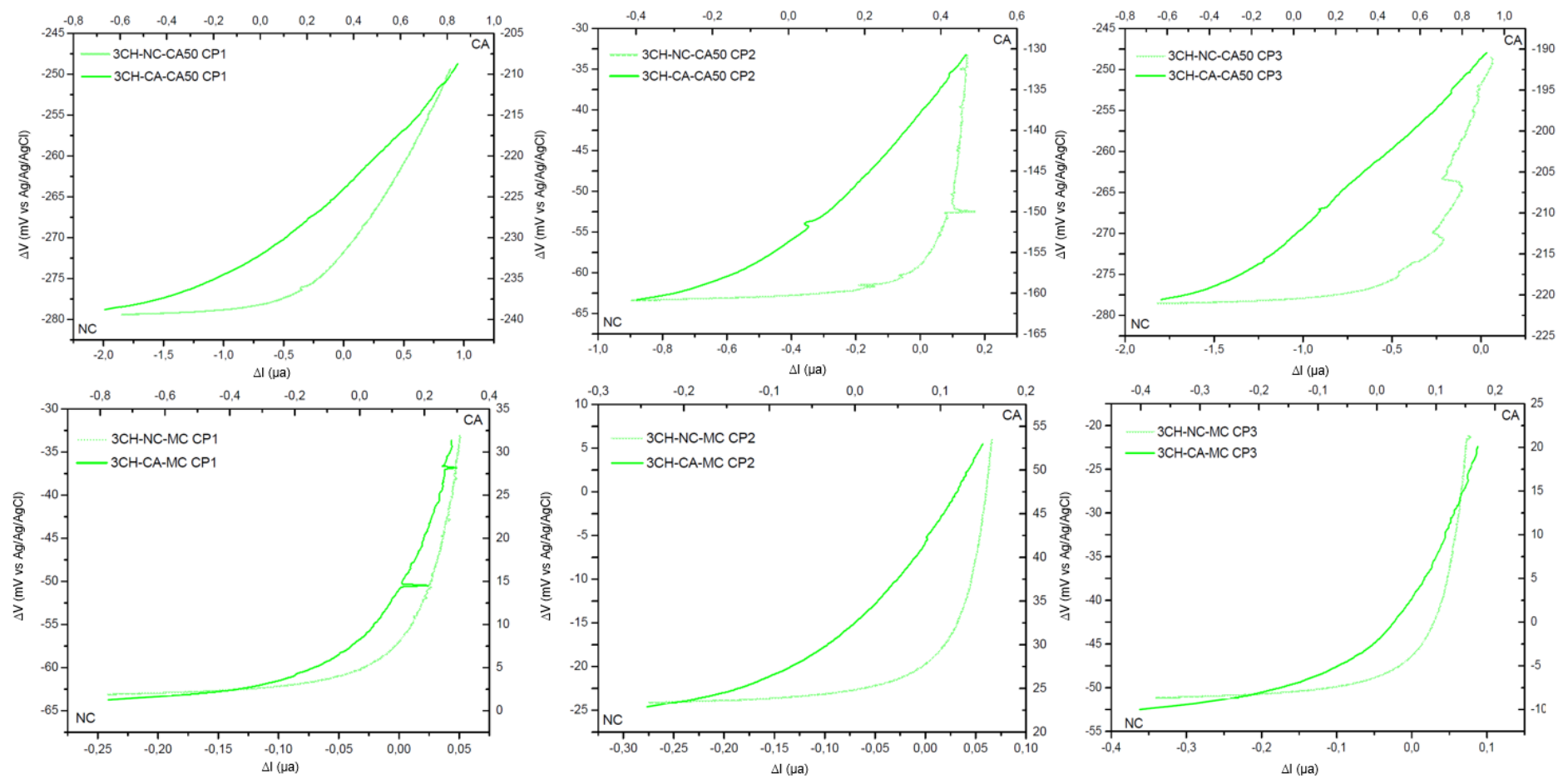
Fonte: Autora (2024).

Figura 60 – Curvas de resistência de polarização linear dos aços CA50 e MC na pasta 2CH



Fonte: Autora (2024).

Figura 61 – Curvas de resistência de polarização linear dos aços CA50 e MC na pasta 3CH



ANEXO A – FÓRMULAS QUÍMICAS DAS PRINCIPAIS FASES ANIDRAS E HIDRATOS DE SISTEMAS CIMENTÍCIOS CIMENTO

Tabela 26 – Resumo das fórmulas químicas das principais fases anidras e hidratos de sistemas cimentícios

Alita	C_3S	Ca_3SiO_5
Belita	C_2S	Ca_2SiO_4
Aluminato	C_3A	$Ca_3Al_2O_6$
Ferrita	C_AAF	$4CaO \cdot Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$
Silicato de cálcio hidratado	$C-S-H$	$xCaO \cdot SiO_2 \cdot yH_2O$ (composição variável)
Portlandita	CH	$Ca(OH)_2$
Monocarbonato	C_4AcH_{11} (Mc)	$3CaO \cdot Al_2O_3 \cdot CaCO_3 \cdot 11H_2O$
Hemicarbonato	$C_4Ac_{0,5}H_{11,5}$ (Hc)	$3CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 0,5Ca(OH)_2 \cdot 0,5CaCO_3 \cdot 11H_2O$
Monosulfato	$C_4A\$H_{12}$ (Ms)	$3CaO \cdot Al_2O_3 \cdot CaSO_4 \cdot 12H_2O$
Etringita	$C_6A\$_3H_{32}$ (Ett)	$3CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 3CaSO_4 \cdot 32H_2O$

Fonte: Bolte *et al.* (2019, p. 513).

ANEXO B – FICHAS CATALOGRÁFICAS

B.1 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA PORTLANDITA

Name and formula

Reference code:	00-044-1481
Mineral name:	Portlandite, syn
PDF index name:	Calcium Hydroxide
Empirical formula:	CaH_2O_2
Chemical formula:	$\text{Ca}(\text{OH})_2$

Crystallographic parameters

Crystal system:	Hexagonal
Space group:	P-3m1
Space group number:	164
a (Å):	3,5899
b (Å):	3,5899
c (Å):	4,9160
Alpha (°):	90,0000
Beta (°):	90,0000
Gamma (°):	120,0000
Calculated density (g/cm ³):	2,24
Volume of cell (10 ⁶ pm ³):	54,87
Z:	1,00
RIR:	2,90

Subfiles and Quality

Subfiles:	Inorganic Mineral Cement and Hydration Product Common Phase Forensic Pharmaceutical
Quality:	Star (S)

Comments

Deleted by:	Deleted by 4-733 which is satisfactory.
Color:	White
General comments:	Average relative standard deviation in intensity of the ten strongest reflections for three specimen mounts = 2.2%.
Sample source:	Sample obtained from Sigma Chemical Co.
Optical data:	A=1.545, B=1.574, Sign=-
Additional pattern:	Validated by a calculated pattern.

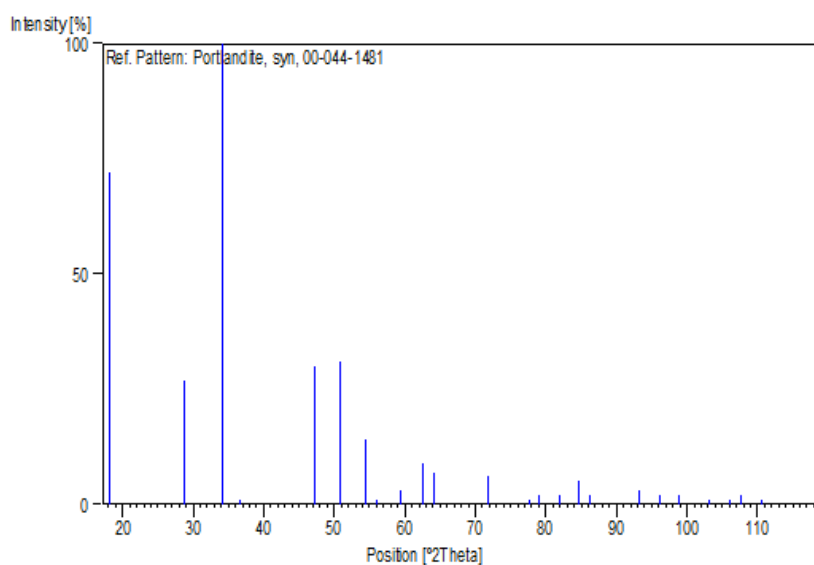
References

Primary reference: Martin, K., McCarthy, G., North Dakota State University, Fargo, North Dakota, USA., *ICDD Grant-in-Aid*, (1992)
 Optical data: Winchell, A., Winchell, H., *Microscopic Character of Artificial Inorg. Solid Sub.*, 69, (1964)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	0	0	1	4,92200	18,008	72,0
2	1	0	0	3,11100	28,672	27,0
3	1	0	1	2,62700	34,102	100,0
4	0	0	2	2,45800	36,527	1,0
5	1	0	2	1,92710	47,121	30,0
6	1	1	0	1,79540	50,813	31,0
7	1	1	1	1,68640	54,358	14,0
8	0	0	3	1,63830	56,092	1,0
9	2	0	0	1,55410	59,426	3,0
10	2	0	1	1,48200	62,634	9,0
11	1	0	3	1,44890	64,233	7,0
12	2	0	2	1,31350	71,811	6,0
13	0	0	4	1,22860	77,654	1,0
14	1	1	3	1,20980	79,095	2,0
15	2	1	0	1,17520	81,910	2,0
16	1	0	4	1,14290	84,751	5,0
17	2	0	3	1,12740	86,197	2,0
18	2	1	2	1,06010	93,209	3,0
19	3	0	0	1,03630	96,030	2,0
20	1	1	4	1,01390	98,882	2,0
21	0	0	5	0,98330	103,143	1,0
22	2	0	4	0,96410	106,066	1,0
23	2	1	3	0,95470	107,579	2,0
24	1	0	5	0,93739	110,521	1,0
25	2	2	0	0,89740	118,268	1,0

Stick Pattern



Fonte: ICDD

B.2 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA ETRINGITA

Name and formula

Reference code:	00-041-1451
Mineral name:	Ettringite, syn
PDF index name:	Calcium Aluminum Sulfate Hydroxide Hydrate
Empirical formula:	$\text{Al}_2\text{Ca}_6\text{H}_{64}\text{O}_{50}\text{S}_3$
Chemical formula:	$\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12} \cdot 26\text{H}_2\text{O}$

Crystallographic parameters

Crystal system:	Hexagonal
Space group:	P31c
Space group number:	159
a (Å):	11,2240
b (Å):	11,2240
c (Å):	21,4080
Alpha (°):	90,0000
Beta (°):	90,0000
Gamma (°):	120,0000
Measured density (g/cm ³):	1,77
Volume of cell (10 ⁶ pm ³):	2335,62
Z:	2,00
RIR:	-

Subfiles and Quality

Subfiles:	Inorganic Mineral Cement and Hydration Product Corrosion Common Phase
Quality:	Star (S)

Comments

Color:	Colorless
General comments:	Preferred orientation enhances $hk0$ reflections.
Sample preparation:	Sample synthesized from $\text{CaO} + \text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$ in solution at 18 C.
Optical data:	$A=1.464$, $B=1.458$, Sign=-
Additional pattern:	To replace 2-59, 9-414, 13-350, 31-251 and 37-1476. See ICSD 16045 (PDF 72-646).
Temperature:	Pattern taken at 15 C.

References

Primary reference:	Xi, Y., China Building Materials Academy, Beijing, China., <i>Private Communication</i> , (1989)
Contributed:	Scheetz, B., Pennsylvania, USA., <i>Private Communication</i>
Structure:	Moore, A., Taylor, H., <i>Acta Crystallogr., Sec. B</i> , 26 , 386, (1970)

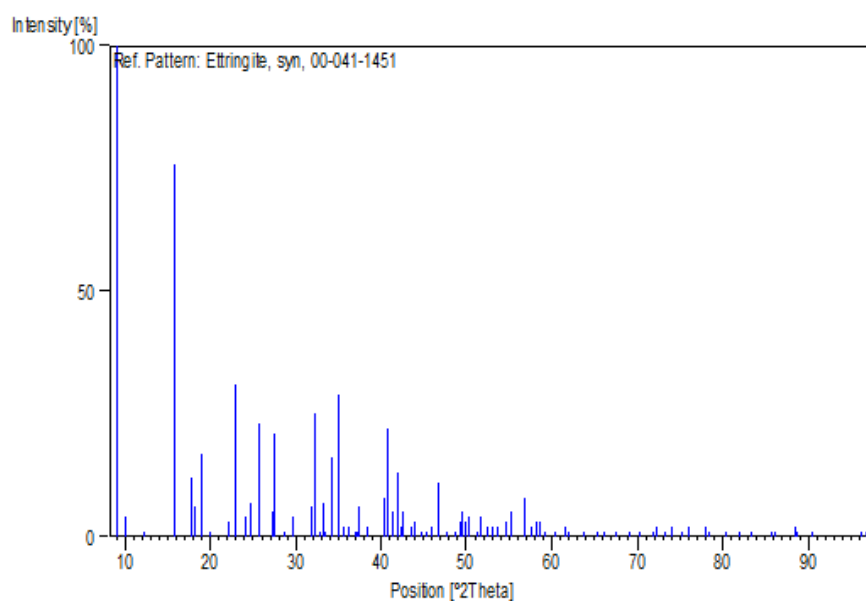
Optical data:

*Dana's System of Mineralogy, 7th Ed., II, 589, (1951)***Peak list**

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	0	0	9,72000	9,091	100,0
2	1	0	1	8,85000	9,987	4,0
3	1	0	2	7,20000	12,283	1,0
4	1	1	0	5,61000	15,784	76,0
5	1	1	2	4,97000	17,832	12,0
6	2	0	0	4,85900	18,243	6,0
7	1	0	4	4,68900	18,911	17,0
8	2	0	2	4,42500	20,050	1,0
9	2	0	3	4,01700	22,111	3,0
10	1	1	4	3,87300	22,944	31,0
11	2	1	0	3,67300	24,212	4,0
12	2	0	4	3,59800	24,724	7,0
13	2	1	2	3,47500	25,614	23,0
14	2	1	3	3,26600	27,284	5,0
15	3	0	0	3,24000	27,507	21,0
16	3	0	2	3,10100	28,766	1,0
17	1	1	6	3,01100	29,645	4,0
18	2	2	0	2,80600	31,867	6,0
19	3	0	4	2,77200	32,268	25,0
20	2	2	2	2,71400	32,977	1,0
21	3	1	0	2,69600	33,204	7,0
22	0	0	8	2,67600	33,459	1,0
23	3	1	2	2,61400	34,277	16,0
24	2	1	6	2,56000	35,023	29,0
25	3	1	3	2,52200	35,568	2,0
26	2	2	4	2,48500	36,116	2,0
27	4	0	0	2,43000	36,963	1,0
28	1	1	8	2,41600	37,185	1,0
29	3	0	6	2,39900	37,458	6,0
30	2	0	8	2,34400	38,371	2,0
31	3	2	0	2,23000	40,416	8,0
32	2	2	6	2,20600	40,875	22,0
33	3	2	2	2,18300	41,325	5,0
34	3	1	6	2,15100	41,969	13,0
35	3	2	3	2,12800	42,444	2,0
36	4	1	0	2,12100	42,591	5,0
37	4	1	2	2,08000	43,473	2,0
38	3	2	4	2,05800	43,962	3,0
39	3	1	7	2,02200	44,786	1,0
40	1	1	10	2,00000	45,306	1,0
41	4	1	4	1,97100	46,011	2,0
42	5	0	0	1,94400	46,687	11,0
43	4	0	7	1,90300	47,755	1,0
44	3	3	0	1,87000	48,652	1,0
45	2	1	10	1,85000	49,212	3,0
46	3	3	2	1,84200	49,440	5,0
47	4	2	1	1,83000	49,787	3,0
48	4	2	2	1,81000	50,375	4,0
49	0	0	12	1,78400	51,161	1,0
50	3	3	4	1,76600	51,721	4,0
51	5	1	0	1,74500	52,391	2,0
52	5	1	2	1,72300	53,112	2,0
53	5	0	6	1,70500	53,717	2,0
54	3	1	10	1,67700	54,688	3,0
55	4	1	8	1,66200	55,223	5,0
56	5	1	4	1,66000	55,296	5,0

57	6	0	0	1,62000	56,783	8,0
58	4	3	0	1,59800	57,637	2,0
59	4	1	9	1,58300	58,236	3,0
60	4	2	7	1,57400	58,601	3,0
61	2	0	13	1,56000	59,179	1,0
62	3	3	8	1,53300	60,328	1,0
63	4	1	10	1,50700	61,481	2,0
64	5	2	4	1,49400	62,075	1,0
65	2	0	14	1,45900	63,736	1,0
66	5	2	6	1,42700	65,341	1,0
67	1	0	15	1,41200	66,123	1,0
68	5	3	0	1,38800	67,417	1,0
69	4	4	4	1,35700	69,173	1,0
70	6	0	9	1,33900	70,238	1,0
71	5	0	12	1,31400	71,779	1,0
72	6	2	4	1,30700	72,224	2,0
73	2	0	16	1,29000	73,330	1,0
74	4	2	12	1,27900	74,065	2,0
75	3	2	14	1,26100	75,304	1,0
76	7	1	4	1,25200	75,941	2,0
77	5	4	3	1,22500	77,926	2,0
78	6	1	10	1,21800	78,459	1,0
79	6	3	4	1,19400	80,353	1,0
80	4	2	14	1,17500	81,926	1,0
81	6	3	6	1,15800	83,395	1,0
82	7	1	9	1,13200	85,762	1,0
83	4	2	15	1,12700	86,235	1,0
84	7	1	10	1,10300	88,592	2,0
85	6	4	3	1,10100	88,796	1,0
86	8	1	6	1,08400	90,569	1,0
87	5	5	8	1,03400	96,313	1,0
88	8	2	5	1,02900	96,937	1,0

Stick Pattern



Fonte: ICDD

B.3 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA CALCITA

Name and formula

Reference code:	00-005-0586
Mineral name:	Calcite, syn
PDF index name:	Calcium Carbonate
Empirical formula:	CCaO ₃
Chemical formula:	CaCO ₃

Crystallographic parameters

Crystal system:	Rhombohedral
Space group:	R-3c
Space group number:	167
a (Å):	4,9890
b (Å):	4,9890
c (Å):	17,0620
Alpha (°):	90,0000
Beta (°):	90,0000
Gamma (°):	120,0000
Calculated density (g/cm ³):	2,71
Measured density (g/cm ³):	2,71
Volume of cell (10 ⁶ pm ³):	367,78
Z:	6,00
RIR:	2,00

Subfiles and Quality

Subfiles:	Inorganic Mineral Cement and Hydration Product Common Phase Educational pattern Forensic NBS pattern Pharmaceutical Superconducting Material
Quality:	Star (S)

Comments

Color:	Colorless
General comments:	Other form: aragonite. Pattern reviewed by Parks, J., McCarthy, G., North Dakota State Univ., Fargo, North Dakota, USA, <i>ICDD Grant-in-Aid</i> (1992). Agrees well with experimental and calculated patterns. Additional weak reflections [indicated by brackets] were observed.

Sample source: Sample from Mallinckrodt Chemical Works.
 Analysis: Spectroscopic analysis: <0.1% Sr; <0.01% Ba; <0.001% Al, B, Cs, Cu, K, Mg, Na, Si, Sn; <0.0001% Ag, Cr, Fe, Li, Mn.
 Optical data: A=1.487, B=1.659, Sign=-
 Additional pattern: See ICSD 16710, 20179, 28827, 18164, 18165 and 18166 (PDF 72-1214 and 72-1937); ICSD 73446 (PDF 81-2027); ICSD 79673 (PDF 83-577); ICSD 79674 (PDF 83-578).
 Temperature: Pattern taken at 26 C.

References

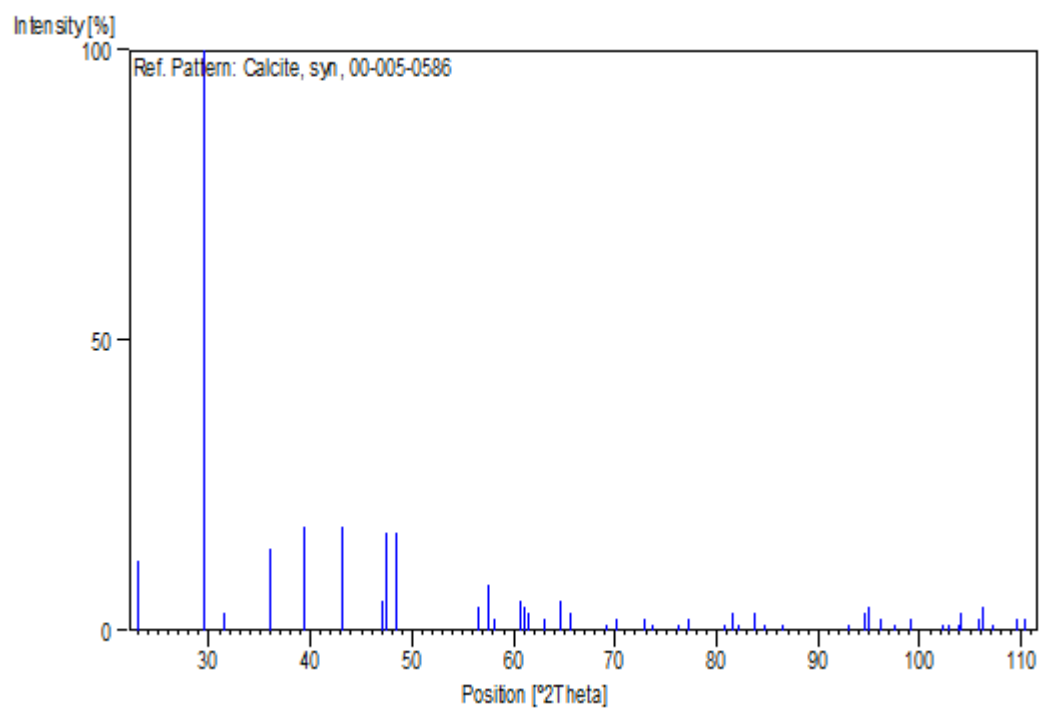
Primary reference: Swanson, Fuyat., *Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539*, II, 51, (1953)
 Optical data: *Dana's System of Mineralogy, 7th Ed.*, II, 142

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	0	1	2	3,86000	23,022	12,0
2	1	0	4	3,03500	29,406	100,0
3	0	0	6	2,84500	31,418	3,0
4	1	1	0	2,49500	35,966	14,0
5	1	1	3	2,28500	39,402	18,0
6	2	0	2	2,09500	43,146	18,0
7	0	2	4	1,92700	47,124	5,0
8	0	1	8	1,91300	47,490	17,0
9	1	1	6	1,87500	48,514	17,0
10	2	1	1	1,62600	56,555	4,0
11	1	2	2	1,60400	57,402	8,0
12	1	0	10	1,58700	58,075	2,0
13	2	1	4	1,52500	60,678	5,0
14	2	0	8	1,51800	60,987	4,0
15	1	1	9	1,51000	61,345	3,0
16	1	2	5	1,47300	63,060	2,0
17	3	0	0	1,44000	64,678	5,0
18	0	0	12	1,42200	65,599	3,0
19	2	1	7	1,35600	69,231	1,0
20	0	2	10	1,33900	70,238	2,0
21	1	2	8	1,29700	72,870	2,0
22	3	0	6	1,28400	73,729	1,0
23	2	2	0	1,24700	76,300	1,0
24	1	1	12	1,23500	77,177	2,0
25	3	1	2	1,18690	80,933	1,0
26	2	1	10	1,17950	81,547	3,0
27	0	1	14	1,17280	82,113	1,0
28	1	3	4	1,15380	83,767	3,0
29	2	2	6	1,14250	84,788	1,0
30	1	2	11	1,12440	86,483	1,0
31	2	0	14	1,06130	93,072	1,0
32	4	0	4	1,04730	94,701	3,0
33	3	1	8	1,04470	95,011	4,0
34	1	0	16	1,03520	96,165	2,0
35	2	1	13	1,02340	97,647	1,0
36	3	0	12	1,01180	99,161	2,0
37	3	2	1	0,98950	102,242	1,0
38	2	3	2	0,98460	102,952	1,0
39	1	3	10	0,97820	103,899	1,0
40	1	2	14	0,97670	104,124	3,0
41	3	2	4	0,96550	105,846	2,0
42	0	4	8	0,96360	106,145	4,0
43	0	2	16	0,95620	107,334	1,0
44	4	1	0	0,94290	109,561	2,0

45 2 2 12 0,93760 110,484 2,0

Stick Pattern



Fonte: ICDD.

B.4 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA VATERITA

Name and formula

Reference code:	01-072-0506
Mineral name:	Vaterite, syn
ICSD name:	Calcium Carbonate
Empirical formula:	CCaO ₃
Chemical formula:	CaCO ₃

Crystallographic parameters

Crystal system:	Hexagonal
Space group:	P6 ₃ /mmc
Space group number:	194

a (Å):	4,1300
b (Å):	4,1300
c (Å):	8,4900
Alpha (°):	90,0000
Beta (°):	90,0000
Gamma (°):	120,0000

Calculated density (g/cm ³):	2,63
Measured density (g/cm ³):	2,60
Volume of cell (10 ⁶ pm ³):	125,41
Z:	2,00

RIR:	1,14
------	------

Subfiles and Quality

Subfiles:	Inorganic Mineral Pharmaceutical ICSD Pattern
Quality:	Calculated (C)

Comments

Sample preparation:	Prepared by ion diffusion for 4 days.
Additional pattern:	See PDF 33-268.
ICSD collection code:	015879
Test from ICSD:	Calc. density unusual but tolerable.

References

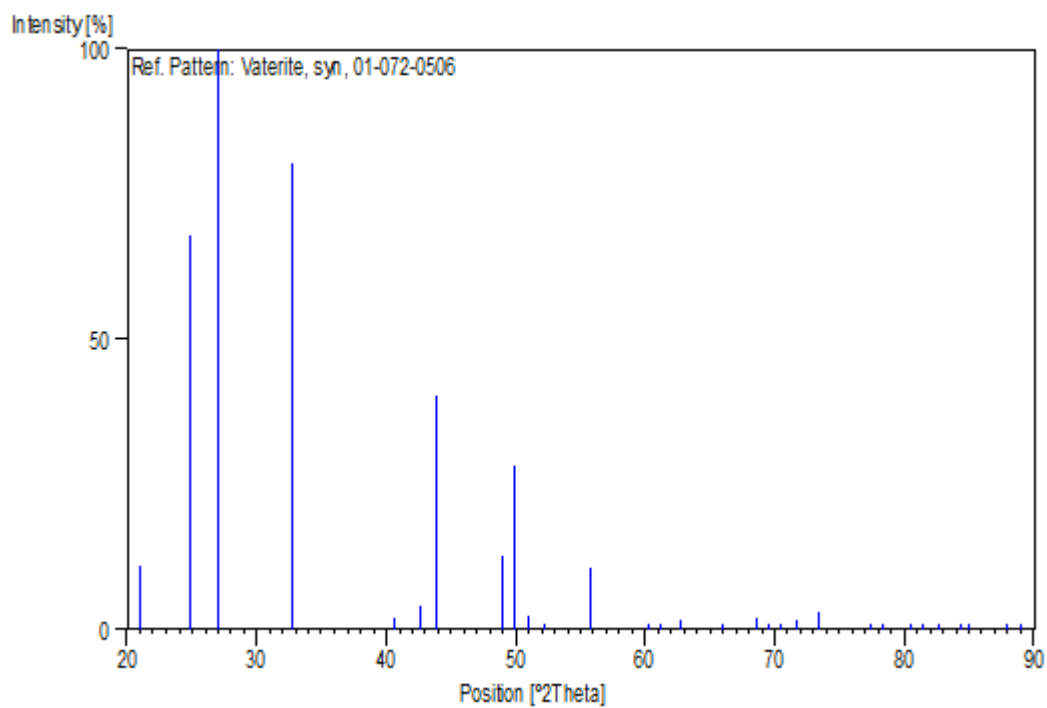
Primary reference:	<i>Calculated from ICSD using POWD-12++</i> , (1997)
Structure:	Kamhi, S.R., <i>Acta Crystallogr.</i> , 16 , 770, (1963)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta [deg]	I [%]
-----	---	---	---	-------	--------------	-------

1	0	0	2	4,24500	20,910	10,9
2	1	0	0	3,57668	24,874	68,1
3	1	0	1	3,29613	27,030	100,0
4	1	0	2	2,73523	32,714	80,5
5	1	0	3	2,21932	40,619	1,9
6	0	0	4	2,12250	42,559	4,1
7	1	1	0	2,06500	43,805	40,2
8	1	1	2	1,85694	49,016	12,8
9	1	0	4	1,82530	49,923	28,1
10	2	0	0	1,78834	51,028	2,5
11	2	0	1	1,74994	52,232	0,5
12	2	0	2	1,64806	55,731	10,5
13	1	0	5	1,53392	60,288	0,1
14	2	0	3	1,51179	61,265	0,7
15	1	1	4	1,48009	62,724	1,5
16	0	0	6	1,41500	65,965	0,1
17	2	0	4	1,36761	68,561	2,1
18	2	1	0	1,35186	69,474	0,8
19	2	1	1	1,33504	70,478	0,5
20	1	0	6	1,31577	71,668	1,5
21	2	1	2	1,28812	73,454	3,2
22	2	0	5	1,23137	77,447	0,1
23	2	1	3	1,21983	78,319	0,1
24	3	0	0	1,19223	80,496	0,4
25	3	0	1	1,18064	81,452	0,1
26	1	1	6	1,16725	82,589	0,3
27	1	0	7	1,14782	84,304	0,6
28	2	1	4	1,14023	84,996	1,0
29	2	0	6	1,10966	87,923	0,5
30	3	0	3	1,09871	89,030	0,1

Stick Pattern



Fonte: ICDD.

B.5 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA ARAGONITA

Name and formula

Reference code: 01-075-2230

Mineral name: Aragonite
ICSD name: Calcium Carbonate

Empirical formula: CCaO_3
Chemical formula: $\text{Ca}(\text{CO}_3)$

Crystallographic parameters

Crystal system: Orthorhombic
Space group: Pmcn
Space group number: 62

a (Å): 4,9610
b (Å): 7,9670
c (Å): 5,7410
Alpha (°): 90,0000
Beta (°): 90,0000
Gamma (°): 90,0000

Calculated density (g/cm³): 2,93
Volume of cell (10⁶ pm³): 226,91
Z: 4,00

RIR: 1,14

Subfiles and Quality

Subfiles: Inorganic
Mineral
Pharmaceutical
ICSD Pattern

Quality: Calculated (C)

Comments

Sample source: Specimen from Horenz, Czechoslovakia.
Additional pattern: See PDF 71-2396 and 76-606.
ICSD collection code: 032100

References

Primary reference: *Calculated from ICSD using POWD-12++*, (1997)
Structure: Jarosch, D., Heger, G., *TMPM, Tschermaks Mineral. Petrogr. Mitt.*, **35**, 127, (1986)

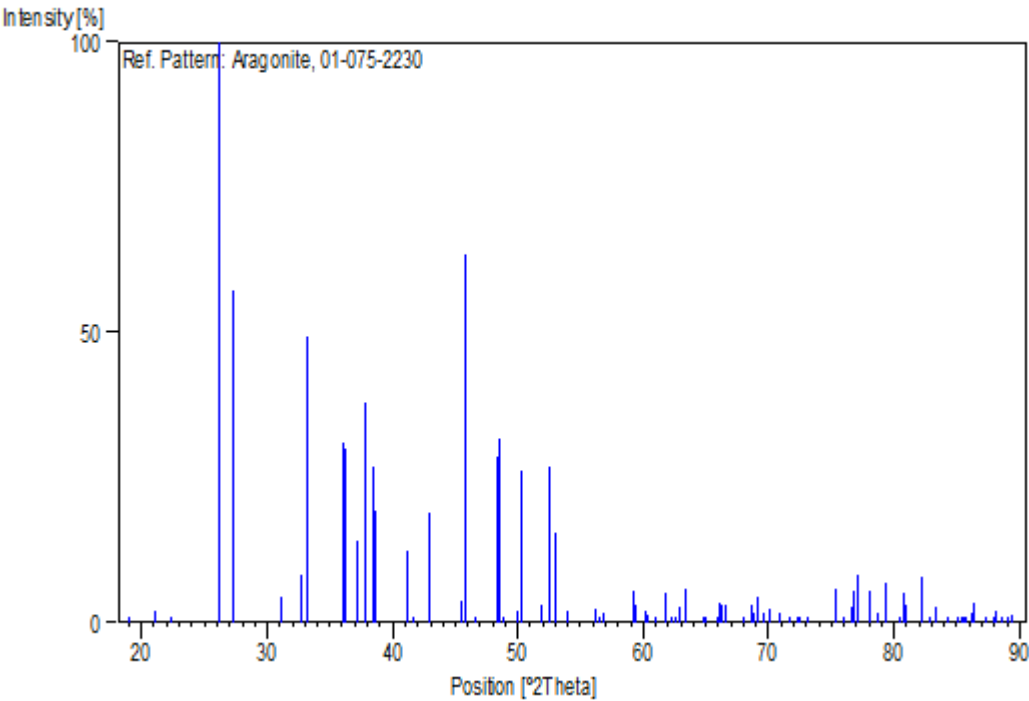
Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta [deg]	I [%]
1	0	1	1	4,65770	19,039	0,2

2	1	1	0	4,21128	21,079	2,0
3	0	2	0	3,98350	22,299	0,9
4	1	1	1	3,39565	26,223	100,0
5	0	2	1	3,27281	27,226	57,4
6	0	0	2	2,87050	31,132	4,5
7	1	2	1	2,73188	32,755	8,3
8	0	1	2	2,70056	33,146	49,3
9	1	0	2	2,48457	36,123	31,1
10	2	0	0	2,48050	36,184	30,1
11	0	3	1	2,41028	37,276	14,0
12	1	1	2	2,37190	37,902	37,9
13	1	3	0	2,34131	38,417	26,8
14	0	2	2	2,32885	38,630	19,4
15	2	1	1	2,18938	41,199	12,4
16	1	3	1	2,16796	41,625	0,5
17	1	2	2	2,10564	42,917	18,8
18	0	4	0	1,99175	45,504	3,8
19	2	2	1	1,97687	45,866	63,6
20	0	3	2	1,94937	46,551	0,7
21	0	4	1	1,88172	48,329	28,6
22	2	0	2	1,87684	48,463	31,7
23	0	1	3	1,86074	48,910	0,6
24	2	1	2	1,82683	49,879	2,1
25	1	3	2	1,81433	50,246	26,0
26	1	4	1	1,75941	51,929	3,1
27	1	1	3	1,74222	52,481	27,0
28	2	3	1	1,72862	52,925	7,7
29	0	2	3	1,72495	53,047	15,3
30	2	2	2	1,69783	53,962	2,1
31	0	4	2	1,63640	56,163	2,3
32	1	2	3	1,62927	56,431	0,9
33	3	1	0	1,61916	56,815	1,6
34	3	1	1	1,55836	59,247	5,3
35	1	4	2	1,55305	59,470	3,1
36	0	5	1	1,53536	60,226	1,9
37	2	3	2	1,53270	60,341	1,2
38	1	5	0	1,51707	61,029	0,1
39	2	4	1	1,49916	61,837	5,2
40	2	1	3	1,48849	62,330	0,1
41	1	3	3	1,48170	62,648	0,1
42	3	2	1	1,47596	62,919	2,8
43	1	5	1	1,46672	63,361	5,8
44	0	0	4	1,43525	64,919	0,2
45	3	0	2	1,43290	65,038	0,5
46	2	2	3	1,41618	65,903	0,4
47	0	1	4	1,41251	66,096	3,5
48	3	1	2	1,41027	66,214	3,2
49	3	3	0	1,40376	66,561	3,1
50	0	4	3	1,37871	67,933	0,2
51	2	4	2	1,36594	68,657	3,1
52	3	3	1	1,36359	68,792	1,8
53	1	1	4	1,35852	69,085	4,4
54	0	2	4	1,35028	69,567	1,8
55	1	5	2	1,34127	70,102	2,5
56	0	6	0	1,32783	70,918	1,6
57	2	3	3	1,31604	71,651	0,1
58	2	5	1	1,30551	72,319	0,7
59	1	2	4	1,30288	72,488	0,6
60	0	6	1	1,29368	73,087	0,1
61	3	3	2	1,26105	75,301	5,7
62	1	6	1	1,25182	75,954	0,1

63	2	0	4	1,24228	76,642	2,8
64	4	0	0	1,24025	76,791	5,4
65	3	1	3	1,23607	77,098	8,1
66	0	5	3	1,22364	78,029	5,4
67	2	5	2	1,21468	78,715	1,5
68	2	4	3	1,20590	79,401	7,0
69	3	2	3	1,19372	80,375	0,3
70	1	5	3	1,18882	80,775	5,0
71	2	2	4	1,18595	81,011	2,9
72	1	6	2	1,17066	82,296	7,8
73	0	4	4	1,16442	82,833	0,6
74	4	2	1	1,15977	83,239	2,7
75	3	5	0	1,14705	84,373	0,1
76	4	0	2	1,13852	85,154	0,6
77	0	1	5	1,13646	85,345	0,4
78	1	4	4	1,13362	85,610	0,3
79	3	3	3	1,13188	85,773	0,4
80	4	1	2	1,12707	86,228	1,5
81	2	3	4	1,12517	86,410	3,4
82	0	7	1	1,11642	87,256	0,1
83	1	7	0	1,10932	87,957	0,4
84	1	1	5	1,10776	88,113	2,0
85	0	2	5	1,10328	88,564	1,1
86	2	5	3	1,09800	89,103	0,1
87	4	2	2	1,09469	89,444	1,3

Stick Pattern



Fonte: ICDD.

B.6 FICHA CRISTALOGRÁFICA DO MONOCARBOALUMINATO

Name and formula

Reference code: 01-087-0493

ICSD name: Calcium Aluminum Hydroxide Carbonate Hydrate

Empirical formula: $\text{Al}_2\text{CCa}_4\text{H}_{22}\text{O}_{20}$

Chemical formula: $\text{Ca}_4\text{Al}_2(\text{OH})_{12}(\text{CO}_3)(\text{H}_2\text{O})_5$

Crystallographic parameters

Crystal system: Anorthic

Space group: P1

Space group number: 1

a (Å): 5,7747

b (Å): 8,4689

c (Å): 9,9230

Alpha (°): 64,7700

Beta (°): 82,7500

Gamma (°): 81,4300

Calculated density (g/cm³): 2,18

Volume of cell (10⁶ pm³): 433,02

Z: 1,00

RIR: 2,02

Subfiles and Quality

Subfiles: Inorganic
Corrosion
ICSD Pattern

Quality: Calculated (C)

Comments

ICSD collection code: 059327

References

Primary reference: *Calculated from ICSD using POWD-12++*

Structure: Francois, M., Renaudin, G., Evrard, O., *Acta Crystallogr., Sec. C*, **54**, 1214, (1998)

Peak list

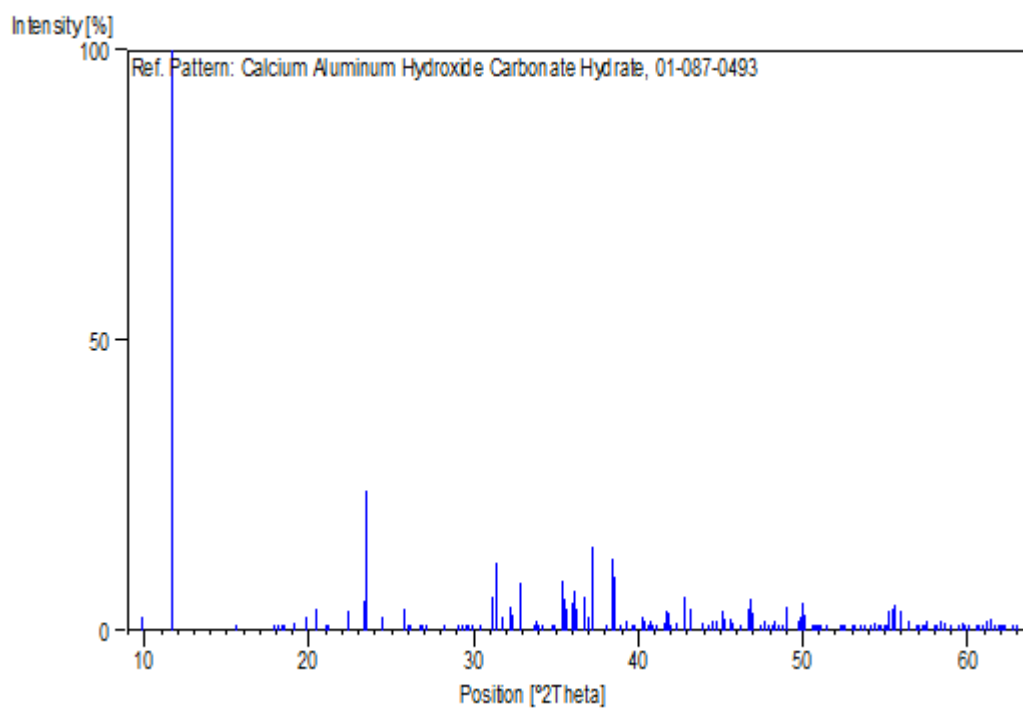
No.	h	k	l	d [Å]	2Theta [deg]	I [%]
1	0	0	1	8,95432	9,870	2,4
2	0	1	1	7,55376	11,706	100,0
3	1	0	0	5,69619	15,544	0,7
4	1	0	1	4,96633	17,846	0,8
5	0	-1	1	4,88630	18,140	0,9

6	0	1	2	4,83579	18,332	0,9
7	1	1	0	4,81340	18,418	1,1
8	-1	0	1	4,66052	19,027	1,4
9	0	0	2	4,47716	19,814	2,4
10	-1	1	0	4,34604	20,418	3,6
11	-1	1	1	4,22637	21,003	0,3
12	0	2	1	4,18692	21,203	0,5
13	1	1	2	3,97790	22,331	3,5
14	0	2	0	3,80887	23,336	5,0
15	0	2	2	3,77688	23,536	24,0
16	1	0	2	3,64337	24,412	2,2
17	-1	1	2	3,45097	25,796	3,9
18	1	2	2	3,41703	26,056	0,4
19	-1	0	2	3,40595	26,143	0,5
20	1	2	0	3,33393	26,718	0,2
21	0	-1	2	3,30630	26,945	0,4
22	0	1	3	3,28012	27,164	0,2
23	-1	2	1	3,15607	28,254	0,1
24	0	-2	1	3,07497	29,015	0,2
25	0	2	3	3,04143	29,342	0,1
26	-1	2	0	3,02155	29,540	0,5
27	1	1	3	3,00652	29,691	0,5
28	0	0	3	2,98477	29,912	0,3
29	-1	2	2	2,93358	30,446	0,2
30	1	-1	2	2,86659	31,176	5,8
31	-1	-1	2	2,85246	31,334	11,5
32	2	1	1	2,82247	31,676	2,4
33	-1	-2	1	2,77837	32,192	4,0
34	2	0	1	2,77077	32,283	2,8
35	1	0	3	2,72342	32,860	8,1
36	-2	0	1	2,66079	33,656	0,4
37	1	3	2	2,64852	33,817	1,5
38	1	-2	1	2,63877	33,945	1,0
39	2	1	2	2,62369	34,147	0,4
40	-2	1	0	2,57946	34,750	0,5
41	-1	0	3	2,57078	34,872	0,9
42	-2	1	1	2,53118	35,435	8,7
43	-1	2	3	2,52418	35,537	5,6
44	0	3	3	2,51792	35,628	3,8
45	-2	-1	1	2,49318	35,993	4,6
46	2	0	2	2,48316	36,144	6,8
47	2	2	2	2,47820	36,219	3,9
48	0	-2	2	2,44315	36,757	5,8
49	2	-1	1	2,42929	36,974	2,2
50	0	2	4	2,41657	37,176	14,5
51	-1	3	1	2,36183	38,070	0,3
52	-1	3	2	2,33758	38,480	12,5
53	-2	0	2	2,33026	38,606	9,2
54	-2	1	2	2,31363	38,895	0,4
55	2	1	3	2,29443	39,233	1,8
56	1	-1	3	2,27341	39,611	0,2
57	2	2	3	2,26261	39,808	0,2
58	0	0	4	2,23858	40,254	2,2
59	-1	-1	3	2,23280	40,363	1,6
60	1	-2	2	2,22146	40,578	0,2
61	0	-3	1	2,21349	40,730	1,6
62	-2	2	1	2,20657	40,864	1,0
63	0	3	4	2,19003	41,186	0,1
64	-1	3	3	2,17302	41,524	1,3
65	2	-1	2	2,16344	41,716	3,4
66	-1	1	4	2,15781	41,830	3,2

67	-2	-1	2	2,15183	41,952	1,1
68	1	0	4	2,13460	42,307	1,3
69	-2	2	2	2,11318	42,756	5,9
70	0	4	2	2,09346	43,179	3,7
71	2	3	3	2,06206	43,870	1,2
72	0	4	1	2,04347	44,291	0,1
73	-2	1	3	2,03073	44,583	1,7
74	1	4	3	2,02099	44,810	1,6
75	1	4	1	2,00811	45,113	3,5
76	2	3	0	2,00391	45,213	2,0
77	2	2	4	1,98895	45,572	2,0
78	0	-2	3	1,98321	45,711	1,2
79	0	2	5	1,96517	46,155	0,2
80	-1	3	4	1,94264	46,722	3,6
81	1	2	5	1,93804	46,839	5,6
82	-2	2	3	1,93117	47,016	3,1
83	3	1	1	1,91745	47,373	0,2
84	0	4	0	1,90444	47,717	1,6
85	3	0	0	1,89873	47,869	0,9
86	1	1	5	1,88844	48,146	1,1
87	3	0	1	1,88442	48,256	1,5
88	-1	4	2	1,87578	48,492	0,8
89	1	3	5	1,86788	48,710	0,4
90	3	1	2	1,85969	48,939	4,0
91	1	-1	4	1,85625	49,036	2,8
92	-3	0	1	1,83157	49,741	1,6
93	2	-2	2	1,82667	49,883	2,5
94	2	4	2	1,82168	50,029	4,8
95	-1	-1	4	1,81843	50,125	2,6
96	-2	3	0	1,80270	50,593	0,1
97	-3	1	0	1,79813	50,731	0,1
98	3	0	2	1,79379	50,862	0,1
99	0	0	5	1,79086	50,951	0,1
100	-3	-1	1	1,78662	51,081	0,1
101	1	-3	2	1,77318	51,496	0,2
102	-2	3	3	1,74917	52,256	0,5
103	1	0	5	1,74374	52,431	0,3
104	3	1	3	1,73835	52,606	0,1
105	2	2	5	1,72548	53,029	0,3
106	0	-4	1	1,72284	53,117	0,2
107	1	4	5	1,71132	53,503	0,8
108	-3	0	2	1,70560	53,697	0,5
109	3	3	2	1,69326	54,120	0,7
110	2	-3	1	1,68734	54,325	1,3
111	2	1	5	1,68035	54,570	0,6
112	3	3	1	1,67516	54,753	0,8
113	1	5	3	1,67015	54,931	0,5
114	2	4	0	1,66579	55,087	0,9
115	-3	-2	1	1,66197	55,225	3,5
116	3	0	3	1,65544	55,461	3,6
117	0	-2	4	1,65315	55,545	4,4
118	3	-1	2	1,65060	55,638	4,5
119	-3	-1	2	1,64250	55,936	2,2
120	0	2	6	1,64006	56,027	3,3
121	2	-1	4	1,62877	56,450	1,5
122	-2	-3	2	1,61563	56,951	0,1
123	1	-4	1	1,61260	57,067	0,4
124	3	2	4	1,60792	57,249	0,3
125	3	3	0	1,60447	57,383	1,1
126	0	-1	5	1,60143	57,502	1,6
127	1	-2	4	1,59006	57,953	0,1

128	3	1	4	1,58550	58,135	0,7
129	-1	-3	3	1,57804	58,436	1,6
130	3	-2	1	1,57282	58,649	1,2
131	-1	4	5	1,56386	59,018	0,5
132	1	-3	3	1,55351	59,451	0,4
133	2	5	3	1,54624	59,759	1,2
134	-1	5	2	1,54362	59,871	0,7
135	2	5	2	1,53748	60,134	0,5
136	-2	1	5	1,52734	60,575	0,6
137	1	5	5	1,52355	60,742	0,4
138	3	-1	3	1,51910	60,939	0,2
139	3	4	3	1,51484	61,128	0,8
140	1	5	0	1,51242	61,237	1,8
141	-3	2	3	1,50831	61,421	2,0
142	2	2	6	1,50326	61,650	1,1
143	-1	1	6	1,49848	61,869	0,8
144	-1	3	6	1,49597	61,984	0,5
145	0	0	6	1,49239	62,149	0,8
146	3	4	1	1,49084	62,221	0,8
147	2	5	1	1,48862	62,324	0,5
148	3	-2	2	1,47800	62,823	0,1
149	-3	3	1	1,47335	63,043	0,1

Stick Pattern



Fonte: ICDD.

B.7 FICHA CRISTALOGRÁFICA DA DOLOMITA

Name and formula

Reference code: 01-089-1306

ICSD name: Magnesium Calcium Carbonate

Empirical formula: $\text{CCa}_{0.94}\text{Mg}_{0.06}\text{O}_3$

Chemical formula: $(\text{Mg}_{0.06}\text{Ca}_{0.94})(\text{CO}_3)$

Crystallographic parameters

Crystal system: Rhombohedral

Space group: R-3c

Space group number: 167

a (Å): 4,9520

b (Å): 4,9520

c (Å): 16,9200

Alpha (°): 90,0000

Beta (°): 90,0000

Gamma (°): 120,0000

Calculated density (g/cm³): 2,75

Volume of cell (10⁶ pm³): 359,33

Z: 6,00

RIR: 3,12

Status, subfiles and quality

Status: Diffraction data collected at high or low temperature

Subfiles: Inorganic
ICSD Pattern

Quality: Calculated (C)

Comments

ICSD collection code: 086163

References

Primary reference: *Calculated from ICSD using POWD-12++*

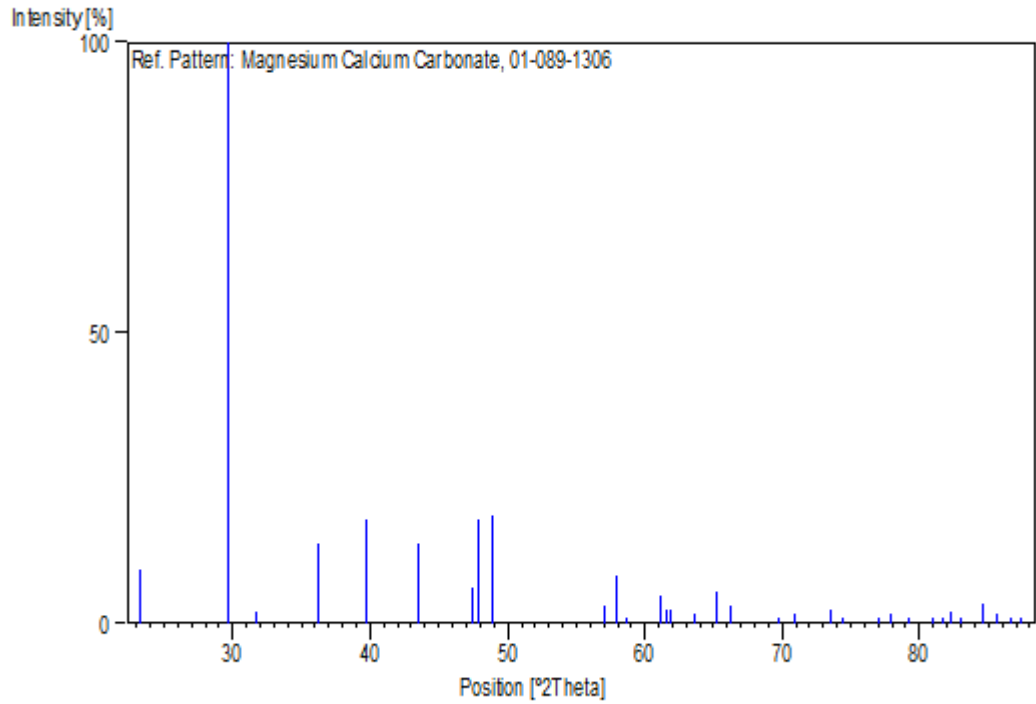
Structure: Falini, G., Fermani, S., Gazzano, M., Ripamonti, A., *J. Mater. Chem.*, **8**, 1061, (1998)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta [deg]	I [%]
1	0	1	2	3,82515	23,235	9,3
2	1	0	4	3,01155	29,640	100,0
3	0	0	6	2,82000	31,704	2,1
4	1	1	0	2,47600	36,252	13,6
5	1	1	3	2,26715	39,725	17,8

6	2	0	2	2,07855	43,505	13,8
7	0	2	4	1,91258	47,501	6,2
8	0	1	8	1,89687	47,919	17,9
9	1	1	6	1,86060	48,913	18,6
10	2	1	1	1,61354	57,031	2,9
11	1	2	2	1,59197	57,876	8,3
12	1	0	10	1,57393	58,604	1,0
13	2	1	4	1,51360	61,184	4,9
14	2	0	8	1,50578	61,536	2,3
15	1	1	9	1,49730	61,923	2,3
16	1	2	5	1,46187	63,596	1,7
17	3	0	0	1,42952	65,211	5,6
18	0	0	12	1,41000	66,229	3,0
19	2	1	7	1,34624	69,806	1,0
20	0	2	10	1,32828	70,890	1,8
21	1	2	8	1,28654	73,559	2,5
22	3	0	6	1,27505	74,333	0,5
23	2	2	0	1,23800	76,956	1,0
24	1	1	12	1,22526	77,906	1,7
25	2	2	3	1,20921	79,141	0,1
26	1	3	1	1,18650	80,966	0,1
27	3	1	2	1,17785	81,686	0,5
28	2	1	10	1,17049	82,310	2,0
29	0	1	14	1,16326	82,934	0,3
30	1	3	4	1,14503	84,557	3,5
31	2	2	6	1,13357	85,615	1,7
32	3	1	5	1,12213	86,701	0,1
33	1	2	11	1,11576	87,321	0,4

Stick Pattern



Fonte: ICDD.