

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL

**PROPRIEDADES RESIDUAIS DE COMPÓSITOS CIMENTÍCIOS DE
ALTO DESEMPENHO COM PÓ DE VIDRO SUBMETIDOS A ALTAS
TEMPERATURAS**

Adalberto de Oliveira Júnior

São Carlos
2020

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL

**PROPRIEDADES RESIDUAIS DE COMPÓSITOS CIMENTÍCIOS DE
ALTO DESEMPENHO COM PÓ DE VIDRO SUBMETIDOS A ALTAS
TEMPERATURAS**

Adalberto de Oliveira Júnior

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil da Universidade Federal de São Carlos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Civil.

Área de Concentração: Construção Civil

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Fernanda Giannotti da Silva Ferreira

Coorientadora: Prof^a. Dr^a. Alessandra Lorenzetti de Castro

São Carlos
2020




UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil

Folha de Aprovação


Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Adalberto de Oliveira Júnior, realizada em 03/02/2020:



Prof. Dra. Fernanda Giannotti da Silva Ferreira
UFSCar



Prof. Dr. Armando Lopes Moreno Junior
UNICAMP



Prof. Dr. Eduardo Bellini Ferreira
USP

Certifico que a defesa realizou-se com a participação à distância do(s) membro(s) Armando Lopes Moreno Junior e, depois das arguições e deliberações realizadas, o(s) participante(s) à distância está(ao) de acordo com o conteúdo do parecer da banca examinadora redigido neste relatório de defesa.



Prof. Dra. Fernanda Giannotti da Silva Ferreira

*Aos meus pais, Adalberto e Cleidiomar,
minha base e maiores incentivadores.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, meu senhor e protetor. Me permitiu o que conquisei dando-me sabedoria e paz.

Aos meus pais Adalberto e Cleidiomar, minha base e incentivo, que com muita honra e sabedoria iluminam meu caminho. Obrigado por darem liberdade às minhas escolhas e pelas condições para que as realizassem.

À minha orientadora Professora Fernanda Giannotti e coorientadora Professora Alessandra de Castro que me acolheram e confiariam em meu trabalho. Obrigado por toda a orientação e contribuição ao desenvolvimento do meu conhecimento científico.

Às minhas amigas e colegas de estudo Taís Freitas e Silvete Soares pela oportunidade de trabalharmos juntos, compartilhar conhecimentos e superar os grandes desafios dessa pesquisa.

Aos amigos do Laboratório de Materiais e Componentes (LMC) e Laboratório de Sistemas Estruturais (LSE) da UFSCar por toda a contribuição na realização dos ensaios e momentos de descontração. Um agradecimento especial aos meus amigos e técnicos José Roberto e Ricardo Canato pelo conhecimento compartilhado e boa companhia.

Aos professores Eduardo Bellini e Armando Moreno Jr pelas valiosas contribuições ao trabalho. O conhecimento compartilhado e as oportunidades oferecidas foram essenciais para sua realização.

À todos os amigos do Programa de Pós-graduação em Engenharia Civil que ajudaram diretamente e indiretamente na realização da pesquisa.

Às empresas que contribuíram com a doação dos materiais utilizados na pesquisa: Holcim do Brasil pelo cimento; *Elkem Materials South America* pela sílica ativa; *GCP Applied Technologies* pelo aditivos químicos; Bar do Béba pelas garrafas de vidro e Refracenter Refratários pelo processamento do vidro em moinho de bolas.

Aos laboratórios que contribuíram com a caracterização dos materiais e compósitos cimentícios: Laboratório de Materiais Cerâmicos do Departamento de Engenharia de Materiais e Laboratório de Materiais e Construção Civil (LMCC) da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo (EESC/USP), Laboratório de Materiais da Construção Civil do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) do Estado de São Paulo e Laboratório de Poços de Caldas da Comissão Nacional de Energia Nuclear (CENEN) pelas caracterizações químicas, físicas, mecânicas, mineralógicas e microestruturais dos materiais

e compósitos; e Laboratório de Estruturas (LES) da Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP) pelos ensaios em altas temperaturas.

Ao doutorando Guilherme Macena do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da EESC/USP pela ajuda com a caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de varredura.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela concessão do auxílio financeiro durante parte do mestrado.

RESUMO

OLIVEIRA JR, A. Propriedades residuais de compósitos cimentícios de alto desempenho com pó de vidro submetidos a altas temperaturas. 168 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2020.

Compósitos cimentícios de alto desempenho são uma tendência de tecnologia no Brasil e no mundo devido a suas melhores propriedades reológicas, mecânicas, de durabilidade, e uso racional de matérias-primas em relação aos compósitos cimentícios convencionais. A utilização de materiais suplementares, especialmente os pozolânicos, permite a obtenção de compósitos com propriedades aprimoradas. O vidro, que apresenta em sua composição grandes quantidades de sílica amorfa, necessitando de processos de beneficiamento relativamente simples para obtenção do seu pó, apresenta potencial de utilização como material pozolânico. Os elementos construtivos estão sujeitos a situações de desempenho, inclusive a altas temperaturas. O compósito cimentício de alto desempenho, que apresenta inerentes características de alta resistência, tendem a evidenciar maior fragilidade a altas temperaturas. Este trabalho busca investigar as propriedades mineralógicas, microestruturais, físicas e mecânicas residuais de compósitos cimentícios de alto desempenho com pó de vidro em substituição parcial ao cimento, quando submetidos a altas temperaturas. Para avaliar suas propriedades, foram confeccionados e caracterizados compósitos cimentícios sem e com a incorporação de pó de vidro em substituição parcial volumétrica ao cimento nas proporções de 10, 20 e 50%. As amostras sem e com pó de vidro foram submetidas a temperaturas de 200°C, 400°C, 600°C e 800°C e suas propriedades residuais após os resfriamento foram avaliadas. Amostras aquecidas até 800°C foram reidratadas por imersão em água durante 56 dias e caracterizadas. Os resultados das caracterizações reológicas, físicas e mecânicas mostram que a incorporação de 10, 20 e 50% de pó de vidro resultam em compósitos com propriedades de trabalhabilidade, resistência e absorção de água semelhantes à mistura de referência, ou seja, sem pó de vidro, demonstrando a viabilidade do pó de vidro como material pozolânico. Em altas temperaturas, as propriedades físicas e mecânicas do compósito cimentício de referência e com pó de vidro apresentam resultados semelhantes até 400°C. Nas temperaturas de 600°C e 800°C, as diferenças são evidentes, com a mistura de pó de vidro apresentando desempenho inferior na resistência à compressão e superior na rigidez e porosidade. Na reidratação a mistura de referência recuperou aproximadamente 98% da sua resistência à compressão e 75% da sua rigidez, enquanto o traço com pó de vidro recuperou aproximadamente 32% em ambas as propriedades devido a presença de produtos não reidratáveis ou de pouca resistência como wollastonita, melilita e aluminossilicato.

Palavras-chave: compósitos cimentícios; alto desempenho; pó de vidro; altas temperaturas.

ABSTRACT

OLIVEIRA JR, A. Residual properties of high performance cementitious composites with glass powder subjected to high temperatures. 168 p. Dissertation (Master in Civil Engineering) - Federal University of São Carlos, São Carlos, 2020.

High performance cementitious composites are a technological trend in Brazil and in the world due to their better rheological, mechanical, durability properties, and rational use of raw materials in relation to conventional cementitious composites. The use of supplementary materials, especially pozzolanic, allows obtaining composites with improved properties. Glass, which contains large amounts of amorphous silica in its composition, requiring relatively simple processing processes to obtain its powder, has potential for use as a pozzolanic material. Construction elements are subject to performance situations, including high temperatures. The high performance cementitious composite, which has inherent characteristics of high strength, tend to show greater fragility at high temperatures. This work seeks to investigate the mineralogical, microstructural, physical and mechanical properties of high performance cementitious composites with glass powder in partial replacement of cement, when subjected to high temperatures. To evaluate their properties, cementitious composites were made and characterized without and with the incorporation of glass powder in partial volumetric substitution to cement in the proportions of 10, 20 and 50%. The samples without and with glass powder were subjected to temperatures of 200°C, 400°C, 600°C and 800°C and their residual properties after cooling were evaluated. Samples heated to 800°C were rehydrated by immersion in water for 56 days and characterized. The results of the rheological, physical and mechanical characterizations show that the incorporation of 10, 20 and 50% of glass powder results in composites with properties of workability, resistance and water absorption similar to the reference mixture, that is, without glass powder. , demonstrating the viability of glass powder as a pozzolanic material. At high temperatures, the physical and mechanical properties of the reference cementitious composite and with glass powder show similar results up to 400°C. At temperatures of 600°C and 800°C, the differences are evident, with the glass powder mixture presenting a lower performance in compressive strength and higher in rigidity and porosity. Upon rehydration, the reference mixture recovered approximately 98% of its compressive strength and 75% of its stiffness, while the glass powder trace recovered approximately 32% in both properties due to the presence of non-rehydratable or low strength products such as wollastonite, melilite and aluminosilicate.

Keywords: cementitious composites; high performance; glass powder; high temperatures.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Ocupação dos vazios por efeito filer.	23
Figura 2.2: Comportamento das cadeias surfactantes e das partículas de cimento.	24
Figura 2.3: Ponte <i>Great Belt</i>	26
Figura 2.4: Resistência à compressão de concretos de ultra-alto desempenho com substituição parcial do cimento por pó de vidro.	29
Figura 2.5: Partículas de pó de vidro na matriz cimentícia: PV – pó de vidro.	30
Figura 2.6: Partícula de pó de vidro encapsulada pela borda de hidratação.	30
Figura 2.7: Mecanismo termomecânico e termo-hidráulico em elementos de compósito cimentício em altas temperaturas.	35
Figura 2.8: Efeito do aquecimento na condutividade térmica dos compósitos cimentícios. ..	36
Figura 2.9: Temperatura e os efeitos macro e microscópicos nos compósitos cimentícios. .	38
Figura 2.10: Comportamento da pasta de cimento e dos agregados em altas temperaturas.	39
Figura 2.11: Pilares de CCAD armado ensaiado em altas temperaturas: a) 2 meses a/c 0,375 b) 2 meses a/c 0,449 c) 1 ano a/c 0,375 d) 1 ano a/c 0,44.	41
Figura 2.12: Retração de pastas de cimento em função da temperatura.	44
Figura 2.13: Partículas de pó de vidro fundidas a matriz cimentícia: PV – Partículas de pó de vidro.	44
Figura 2.14: Difractogramas das pasta de cimento a 20, 500 e 800°C: (a) pasta referência, (b) pasta com 20% de pó de vidro, A – alita ($3\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$), B – belita (Ca_2SiO_4), C – calcita (CaCO_3), E – Etringita ($3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 3\text{CaSO}_4\cdot 26\text{H}_2\text{O}$), G* – (A, B, G – Gehlenita ($\text{Ca}_2\text{Al}(\text{AlSiO}_7)$), Ak – Akermanita ($\text{Ca}_2\text{Mg}(\text{Si}_2\text{O}_7)$)), P – Portlandita ($\text{Ca}(\text{OH})_2$).	45
Figura 2.15: MEV dos compósitos cimentícios: (a) C-S-H antes das altas temperaturas (b) C-S-H depois das altas temperaturas.	49
Figura 2.16: MEV dos compósitos cimentícios: (a) C-S-H depois da reidratação ao ar (b) C-S-H depois da reidratação em água.	49
Figura 3.1: Etapas gerais do programa experimental.	52
Figura 3.2: Etapas do processamento do vidro.	53
Figura 3.3: Garrafas limpas e dispostas em ambiente de laboratório.	54
Figura 3.4: Primeira etapa de moagem.	54
Figura 3.5: Moinho de bolas.	55
Figura 3.6: Agitador de peneiras Ro-Tap.	55
Figura 3.7: Algumas etapas do processamento do vidro.	56
Figura 3.8: Ensaio de caracterização dos materiais.	56
Figura 3.9: Granulômetro a laser.	57
Figura 3.10: Ensaio de miniabatimento.	59
Figura 3.11: Ensaio de consistência (<i>flow table</i>) dos CCAD.	60
Figura 3.12: Argamassadeira da Solotest.	60
Figura 3.13: Ordem dos materiais para cada traço: Cim – cimento, SP – superplastificante, SA – sílica ativa, PV – pó de vidro, RR – redutor de retração, AM- agregado miúdo, V1 – velocidade 01, V2 – velocidade 02.	61
Figura 3.14: Moldes metálicos em câmara úmida e amostras imersas em água saturada com cal.	61
Figura 3.15: Ensaio para determinação das propriedades do CCAD.	62
Figura 3.16: Ensaio de densidade de massa e teor de ar incorporado dos CCAD.	62
Figura 3.17: Ensaio de resistência à compressão axial dos CCAD.	63
Figura 3.18: Ensaio de resistência à tração por flexão dos CCAD.	63
Figura 3.19: Ensaio de módulo de elasticidade estático dos CCAD.	64
Figura 3.20: Ensaio de módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD.	64
Figura 3.21: Corpos de prova cilíndricos em contato com a lâmina de água.	65
Figura 3.22: Etapas e ensaios realizados nas amostras de CCAD em altas temperaturas. .	67
Figura 3.23: Corpos de prova com base/altura de 1:3.	68
Figura 3.24: Argamassadeira horizontal.	68
Figura 3.25: Mufla eletrônica.	69

Figura 4.1: Curvas granulométricas dos materiais secos.	74
Figura 4.2: Difractogramas dos aglomerantes.	76
Figura 4.3: MEV dos aglomerantes: a) Cimento b) Sílica ativa c) Pó de vidro.	77
Figura 4.4: Resultados dos ensaios mecânicos de pozolanicidade.	78
Figura 4.5: Curva de distribuição granulométrica do agregado miúdo.	79
Figura 4.6: Curva Log (T) para teor ótimo de aditivo superplastificante.	81
Figura 4.7: Espalhamento das pastas de cimento no miniabatimento com diferentes teores de aditivo superplastificante.	82
Figura 4.8: Espalhamento de pastas de cimento no miniabatimento para diferentes teores de pó de vidro.	83
Figura 4.9: Espalhamento dos CCAD.	85
Figura 4.10: Densidade de massa e teor de ar incorporado dos CCAD.	86
Figura 4.11: Resistência à compressão axial em diferentes idades dos CCAD.	87
Figura 4.12: Forma de ruptura dos CCAD de referência no ensaio de resistência à compressão axial.	88
Figura 4.13: Resistência à tração por flexão dos CCAD.	91
Figura 4.14: Módulo de elasticidade estático e dinâmico dos CCAD.	92
Figura 4.15: Absorção de água por capilaridade aos 7 dias dos CCAD.	93
Figura 4.16: Absorção de água por capilaridade aos 28 dias dos CCAD.	93
Figura 4.17: Comparativo de resistência à compressão e absorção de água por capilaridade aos 7 dias dos CCAD.	94
Figura 4.18: Comparativo de resistência à compressão e absorção de água por capilaridade aos 28 dias dos CCAD.	95
Figura 4.19: Tempos de pega das pastas de cimento.	97
Figura 4.20: Difractogramas das pastas de cimento do traço REF e VD50 aos 28 e 91 dias: A – alita ($3\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$), B – belita (Ca_2SiO_4), C – calcita (CaCO_3), P – portlandita ($\text{Ca}(\text{OH})_2$).	98
Figura 4.21: MEV dos CCAD: a) REF 91 dias b) VD50 91 dias.	99
Figura 4.22: <i>Dot mapping</i> de EDS na MEV do CCAD VD50 aos 91 dias: Pontos Azuis – cálcio, Amarelos – sílica, Verdes – oxigênio, Vermelhos – sódio.	100
Figura 4.23: Temperaturas registradas pelo termopar na mufla eletrônica.	100
Figura 4.24: Perda de massa dos CCAD.	101
Figura 4.25: Difractogramas das pastas REF e VD50 aquecidas: A – alita ($3\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$), B – belita (Ca_2SiO_4), C – calcita (CaCO_3), P – portlandita ($\text{Ca}(\text{OH})_2$), M – melilita ($(\text{Ca},\text{Na})_2(\text{Al},\text{Mg})(\text{Si},\text{Al})_2\text{O}_7$), S – aluminossilicato (Al_2SiO_5) e W – wollastonita (CaO_3Si).	104
Figura 4.26: MEV dos CCAD aquecidos e reidratados: a) REF 600°C b) VD50 600°C c) REF 800°C d) VD50 800°C e) REF Reidratado f) VD50 Reidratado.	105
Figura 4.27: Fissuras externas dos CCAD reidratados: a) CCAD REF 800°C reidratado b) CCAD VD50 800°C reidratado.	106
Figura 4.28: Resistência residual à compressão axial dos CCAD aquecidos e reidratados.	107
Figura 4.29: Taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD aquecidos e reidratados.	107
Figura 4.30: Módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD após exposição a diferentes temperaturas e reidratação.	110
Figura 4.31: Taxa do módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD após exposição a diferentes temperaturas e reidratação.	110
Figura 4.32: Fissuras dos CCAD aquecidos até 400°C: a) CCAD REF b) CCAD VD50.	111
Figura 4.33: Porosidade dos CCAD após exposição em diferentes temperaturas.	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Compilação de trabalhos com pó de vidro incorporado em compósitos cimentícios.	31
Tabela 2.2: Compilação de trabalhos em altas temperaturas.	33
Tabela 2.3: Condutividade térmica de componentes dos compósitos cimentícios em temperatura ambiente.	36
Tabela 2.4: Resumo das mudanças de fases dos compósitos cimentícios durante o aquecimento.	39
Tabela 2.5: Compilação de trabalhos com pó de vidro em altas temperaturas.	47
Tabela 3.1: Resumo de ensaios nas pastas e nos CCAD em temperatura ambiente.	66
Tabela 3.2: Resumo de ensaios nas pastas e nos CCAD submetidos a altas temperaturas.	71
Tabela 4.1: Componentes químicos dos aglomerantes.	73
Tabela 4.2: Características do cimento CP V ARI.	75
Tabela 4.3: Valores do ensaio de atividade pozolânica com cal.	77
Tabela 4.4: Valores do desempenho com cimento Portland.	78
Tabela 4.5: Distribuição granulométrica do agregado miúdo.	79
Tabela 4.6: Características do agregado miúdo.	80
Tabela 4.7: Propriedades dos aditivos químicos utilizados.	80
Tabela 4.8: Consumo de materiais das pastas de cimento.	82
Tabela 4.9: Traços unitários dos CCAD.	84
Tabela 4.10: Consumo de materiais dos CCAD.	84
Tabela 4.11: Resumo das propriedades e análise estatística do CCAD.	96
Tabela 4.12: Consumo de materiais das pastas de cimento para os tempos de pega.	97

LISTA DE ABREVIações E SÍMBOLOS

α	Alfa
α'	Nível de significância
A	Alita
a/c	Relação água/cimento
Ak	Akermanita
a/agl	Relação água/aglomerante
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANOVA	Análise de variância
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
B	Belita
β	Beta
C	Calcita
C ₂ S	Silicato dicálcio
C ₃ A	Aluminato tricálcio
C ₃ S	Silicato tricálcio
Ca(OH) ₂	Portlandita ou hidróxido de cálcio
CAD	Concreto de alto desempenho
CCAD	Compósito cimentício de alto desempenho
CP	Corpo de prova
CP I	Cimento Portland Tipo I
CP V ARI	Cimento Portland Tipo V de Alta Resistência Inicial
C-S-H	Silicato de cálcio hidratado
d ₅₀	Mediana
DRX	Difração de raios-X
E	Etringita
EDS	Energia dispersiva de raios-X
EN	<i>European Standards</i>
f _{c28}	Resistência à compressão aos 28 dias
f _{cj}	Resistência à compressão aos "j" dias
G	Gehlenita
FRX	Fluorescência de raios-X
H ₀	Hipótese inicial de médias iguais
H ₁	Hipótese de médias diferentes
ICP-OES	Espectrometria por plasma com emissão ótica
IPQ	Instituto Português de Qualidade
IPT	Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
NBR	Norma Brasileira
NP	Norma Portuguesa
P	Portlandita
P-REF	REF Pasta de CCAD referência
P-REF2,25	REF2,25 Pasta de CCAD referência
P-REF3,00	REF3,00 Pasta de CCAD referência

P-REF3,50	REF3,50 Pasta de CCAD referência
P-REF4,00	REF4,00 Pasta de CCAD referência
P-REF4,50	REF4,50 Pasta de CCAD referência
P-VD10	VD10 Pasta de CCAD com 10% de pó de vidro
P-VD20	VD20 Pasta de CCAD com 20% de pó de vidro
P-VD50	VD50 Pasta de CCAD com 50% de pó de vidro
REF	CCAD referência
RR	Redutor de retração
S	Aluminossilicato
SP	Superplastificante
TP-REF	Tempos de pega em pastas de CCAD somente com cimento
TP-VD50	Tempos de pega em pasta de CCAD com 50% de pó de vidro
TP-VD50S	Tempos de pega em pasta de CCAD com 50% de pó de vidro e sílica ativa
VD10	CCAD com 10% de pó de vidro
VD20	CCAD com 20% de pó de vidro
VD50	CCAD com 50% de pó de vidro
W	Wollastonita

1. INTRODUÇÃO	16
1.1 Objetivos	17
1.1.1 Geral	17
1.1.2 Específicos	17
1.2 Justificativa	18
1.3 Estrutura da dissertação	19
2. COMPÓSITOS CIMENTÍCIOS DE ALTO DESEMPENHO	20
2.1 Materiais, propriedades e utilização do CCAD	20
2.1.1 Vidro como material pozolânico	27
2.2 Compósitos cimentícios em altas temperaturas	32
2.2.1 Efeitos Macroscópicos	34
2.2.2 Efeitos Microscópicos	36
2.2.3 CCAD em altas temperaturas	40
2.2.4 Compósito com pó de vidro em altas temperaturas	43
2.2.5 Reidratação dos compósitos cimentícios após as altas temperaturas	48
2.3 Considerações finais sobre a revisão bibliográfica	50
3. MATERIAIS E MÉTODOS	52
3.1 Obtenção dos materiais	53
3.2 Caracterização dos materiais	56
3.3 Desenvolvimento do traço de referência e com pó de vidro	59
3.4 Caracterização dos Compósitos	61
3.4.1 Densidade de massa e teor de ar incorporado dos CCAD	62
3.4.2 Resistência à compressão axial dos CCAD	62
3.4.3 Resistência à tração por flexão dos CCAD	63
3.4.4 Módulo de elasticidade estático e dinâmico dos CCAD	63
3.4.5 Absorção de água por capilaridade dos CCAD	64
3.5 Caracterização complementar do traço selecionado	65
3.5.1 Tempos de pega das pastas de cimento	65
3.5.2 Avaliação mineralógica e microestrutural das pastas de cimento e dos CCAD	65
3.6 Avaliação dos CCAD em altas temperaturas	66
3.7 Análise estatística dos resultados	72
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	73
4.1 Caracterização dos materiais	73
4.1.1 Propriedades químicas, físicas, microestruturais e mineralógicas dos aglomerantes	73
4.1.2 Atividade pozolânica do pó de vidro	77
4.1.3 Agregado miúdo	79
4.1.4 Aditivos	80
4.2 Desenvolvimento dos traços referência e com pó de vidro para CCAD	81
4.3 Caracterização dos CCAD	86
4.3.1 Densidade de massa e teor de ar incorporado dos CCAD	86
4.3.2 Resistência à compressão axial dos CCAD	87
4.3.3 Resistência à tração por flexão dos CCAD	90
4.3.4 Módulo de elasticidade estático e dinâmico dos CCAD	92

4.3.5	Absorção de água por capilaridade dos CCAD.....	93
4.4	Resumo das propriedades e análise estatística do CCAD	96
4.5	Caracterização complementar do traço selecionado de CCAD	96
4.5.1	Tempos de pega das pastas de cimento	96
4.5.2	Propriedades mineralógicas e microestruturais das pastas de cimento e do CCAD.....	98
4.6	CCAD em altas temperaturas	100
4.6.1	Avaliações mineralógicas e microestruturais dos CCAD em altas temperaturas e reidratados	101
4.6.2	Resistência residual à compressão axial de CCAD em altas temperaturas e reidratados	106
4.6.3	Módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD em altas temperaturas e reidratados	109
4.6.4	Porosidade aparente e densidade aparente residual de CCAD em altas temperaturas.....	112
5.	CONCLUSÕES.....	115
5.1	Sugestão para trabalhos futuros.....	117

1. INTRODUÇÃO

O concreto ou compósito cimentício, constituído das fases de pasta de cimento, agregados e zona de transição (FIGUEIREDO, 2011), está presente em uma parcela substancial das construções, evoluindo progressivamente pela necessidade de elementos cada vez mais duráveis e esbeltos, possíveis graças aos compósitos cimentícios de alto desempenho (CCAD). Além dos objetivos relativos ao desempenho, a racionalização e a sustentável utilização dos materiais em sua confecção são desejáveis.

A utilização de materiais alternativos nos compósitos cimentícios, especialmente os suplementares ao cimento, ou pozolânicos, aprimoram suas propriedades e reduzem seu custo de produção. Os materiais suplementares promovem benefícios econômicos e ambientais com a valorização de produtos outrora descartados, reduzindo o consumo de matérias-primas, energia e emissão de gases poluentes, ao mesmo tempo que aprimora a durabilidade de elementos construtivos à base de cimento (FEDERICO; CHEDIAC, 2009).

Pesquisas mais recentes como as de Soliman e Tagnit-Hamou (2016), Du e Tan (2017) e Rodier e Savastano Jr (2018), por exemplo, vem demonstrando o grande potencial da utilização do pó de vidro como material pozolânico. Ali, Dinkha e Haido (2017) afirmam que o material apresenta grande aplicabilidade na engenharia civil como parte de uma ecotecnologia.

Entretanto, assim como os outros materiais suplementares já consolidados, como a escória de alto forno e cinza volante, por exemplo, são necessárias pesquisas e aplicações que evidenciem o comportamento do compósito com esse material frente às diversas situações de desempenho. A durabilidade é um desses critérios, a qual inclui os efeitos em altas temperaturas.

Compósitos cimentícios expostos a altas temperaturas por períodos de tempo significativamente longos, apresentam alterações em suas propriedades que comprometem seu desempenho mecânico e físico como resistência à compressão e tração, rigidez e aderência pasta/agregados, conjuntamente ao aparecimento de fissuras (BATTAGIAN; SILVEIRA, 2018). Ainda que os CCAD experimentem durabilidade suficiente para resistir à

maioria dos agentes agressivos, o efeito nocivo do calor em compósitos dessa natureza é intensificado. Devido à baixa permeabilidade, os CCAD são mais vulneráveis a altas temperaturas, impedindo a saída de vapor de água durante o aquecimento, gerando pontos de pressão capazes de promover fissuras ou até mesmo explosões no elemento de CCAD (NEVILLE, 2016). A utilização de pozolanas pode aprimorar algumas propriedades dos CCAD frente a altas temperaturas, consumindo produtos menos estáveis à temperaturas como a portlandita e produzindo outros mais estáveis, como o C-S-H formado pelo efeito pozolânico (PAN *et al.*, 2017).

Neste âmbito, o presente trabalho busca investigar as características mineralógicas e microestruturais, bem como as propriedades físicas e mecânica dos CCAD contendo pó de vidro em substituição parcial ao cimento, quando submetido a altas temperaturas.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Geral

Avaliar as propriedades residuais de compósitos cimentícios de alto desempenho com a incorporação de pó de vidro após a exposição em altas temperaturas.

1.1.2 Específicos

Os objetivos específicos do trabalho são:

- Caracterizar os materiais utilizados nos compósitos cimentícios de alto desempenho quanto a suas propriedades químicas, mineralógicas, microestruturais e físicas.
- Caracterizar os compósitos cimentícios de alto desempenho sem e com pó de vidro quanto as suas propriedades químicas, mineralógicas, microestruturais, reológicas, físicas e mecânicas em temperatura ambiente.
- Avaliar os efeitos das altas temperaturas em compósitos cimentícios de alto desempenho sem e com pó de vidro em suas propriedades mineralógicas, microestruturais, físicas e mecânicas, inclusive após reidratação.

1.2 JUSTIFICATIVA

São produzidos no Brasil em torno de 980 mil toneladas de vidro por ano, com 53% dessa produção não sendo reciclada (GLASS IS GOOD, 2019). Os maiores obstáculos para a reciclagem do vidro dentro da sua própria indústria é a variabilidade da composição química dos resíduos, impurezas e as limitações de logística reversa (SHAYAN; XU, 2004; CALDAS, 2012; VIALLI, 2016).

Alternativas menos onerosas para reciclagem do vidro pós-consumo são desejáveis, especialmente quando realizadas próxima ao local de consumo. A sua utilização em compósitos cimentícios vem sendo praticada há bastante tempo, mas sem resultados satisfatórios quando utilizado como agregados devido a sua geometria tipicamente alongada e irregular que prejudica a trabalhabilidade, além da possível reação álcali-agregado (LIU; XIE; WANG, 2015).

Quando utilizado como aglomerante e com partículas suficientemente pequenas, o pó de vidro pode apresentar atividade pozolânica nos compósitos cimentícios (MATOS; SOUSA-COUTINHO, 2012; HARBEK *et al.*, 2017; LEE *et al.*, 2018). A utilização do pó de vidro em substituição parcial ao cimento na produção de compósitos cimentícios poderia garantir alguns benefícios, como os ambientais, com a redução da emissão de CO₂ na atmosfera atrelada à produção do cimento, sem que as propriedades mecânicas e os custos de sua produção sejam prejudicados.

É estimado que para a produção de 1 tonelada de cimento e transporte e processamento do pó de vidro, sejam emitidos na atmosfera 846 kg e 63 kg de CO₂, respectivamente (MARLAND; BODEN, 2003¹ *apud* SOLIMAN; TAGNIT-HAMOU, 2016).

Para a produção de compósitos cimentícios tradicionais de ultra-alto desempenho com f_{c28} de 169 MPa, que naturalmente consomem grandes quantidades de material poluente como o cimento, foi constatada que a emissão de CO₂ na atmosfera é em torno de 700 kg/m³ de material, enquanto para a produção de compósitos com 50% de pó de vidro em substituição ao cimento e f_{c28} de 152 MPa, a emissão foi de 410 kg/m³ de material, 41% menor que a do compósito tradicional (SOLIMAN; TAGNIT-HAMOU, 2016), o que deixa evidente a contribuição do pó de vidro nos compósitos cimentícios quanto a liberação de gases poluentes na atmosfera.

Contudo, ainda que a utilização de pó de vidro nos compósitos cimentícios apresente potenciais benefícios ambientais, é necessário avaliar seu comportamento frente aos diversos cenários de desempenho, especialmente os de durabilidade, a qual se inclui a

¹ MARLAND, G.; BODEN, T. **Global CO₂ Emissions From Fossil-Fuel Burning, Cement Manufacture, and Gas Flaring: 1751–2000**, Carbon Dioxide Information Analysis Center, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN, 2003.

exposição a altas temperaturas. Com a relativa carência de trabalhos publicados sobre compósitos cimentícios com pó de vidro utilizado como aglomerante e submetidos a altas temperaturas, sendo apresentados os de Lu *et al.* (2017), Pan *et al.* (2017), Olofinnade, Ede e Ndambuki (2017), Rodier e Savastano Jr (2018) e Durgun e Sevinç (2019), o conhecimento sobre o comportamento desse material nos compósitos cimentícios expostos a altas temperaturas é limitado, especialmente nos CCAD, em que a resistência à compressão é da ordem de 100 MPa, sendo assim, sabendo-se que os CCAD apresentam relativa fragilidade a altas temperaturas, os produzidos com pó de vidro também devem ser avaliados.

Com o aprimoramento do conhecimento sobre compósitos cimentícios com pó de vidro nas diversas situações de desempenho, é esperado que o entendimento do seu comportamento possa facilitar a aceitação do material como mais um componente tecnológico dos elementos à base de cimento.

1.3 ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO

A dissertação está dividida em cinco capítulos, descritos a seguir.

No primeiro capítulo é apresentada a introdução que aborda genericamente o CCAD, a utilização do pó de vidro como material pozolânico e os efeitos das altas temperaturas nos compósitos cimentícios, bem como os objetivos que são a meta deste trabalho e a justificativa da sua realização.

No segundo capítulo é apresentada a revisão bibliográfica sobre os CCAD, a utilização de pó de vidro e os efeitos das altas temperaturas em compósitos cimentícios, bem como o processo de reidratação e o efeito combinado das altas temperaturas e a utilização do pó de vidro nos compósitos.

No terceiro capítulo são apresentados detalhadamente quais os materiais e métodos de ensaio que foram utilizados para a realização do estudo.

No quarto capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos quanto à caracterização dos materiais constituintes e dos CCAD sem e com pó de vidro, bem como os efeitos das altas temperaturas e da reidratação.

No quinto capítulo são apresentadas as conclusões, assim como propostas para futuros trabalhos relacionados ao tema.

2. COMPÓSITOS CIMENTÍCIOS DE ALTO DESEMPENHO

Concreto ou compósito cimentício de alto desempenho (CAD ou CCAD, respectivamente) é definido como um compósito onde uma ou mais de suas propriedades são aprimoradas por meio da seleção e proporcional utilização de seus constituintes (AÏTCIN, 2008² *apud* TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

Os CCAD possuem propriedades superiores aos compósitos cimentícios convencionais. São utilizados atualmente em obras de engenharia que exigem desempenho quanto à durabilidade e propriedades mecânicas especiais, mas que ainda utilizam materiais comuns entre ambos, a exceção de adições minerais e aditivos de maior desempenho. A seguir serão apresentadas algumas características do CCAD e alguns exemplos de utilização.

2.1 MATERIAIS, PROPRIEDADES E UTILIZAÇÃO DO CCAD

Os CCAD geralmente são constituídos por agregados comuns de boa qualidade, cimento Portland em altas proporções, sílica ativa ou material pozolânico equivalente, aditivo superplastificante e eventualmente outros aditivos especiais (NEVILLE, 2016). Para a confecção dos CCAD é preferível a utilização de cimentos de maior pureza como CP I e CP V ARI, sendo o CP V ARI comercialmente disponível, e cimentos com maiores teores de silicatos de cálcio (C_2S e C_3S) (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

A utilização de adições minerais pozolânicas é importante para obtenção de CCAD, participando ativamente nas propriedades físicas e químicas dos compósitos. As adições pozolânicas mais comuns são sílica ativa, metacaulim e cinza de casca de arroz. O tamanho das partículas das pozolanas é característica relevante, sendo preferíveis as mais finas, reagindo mais rapidamente e nucleando os componentes do cimento, completando com mais facilidade a formação dos produtos de hidratação (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

² AÏTCIN, P. C. **Binders for durable and sustainable concrete**. Abingdon: Taylor & Francis, 2008. 528p.

A maioria das pozolanas é proveniente de subprodutos industriais, que antes da descoberta de suas propriedades eram normalmente descartados ou destinados a atividades de baixo valor. A utilização de rejeitos industriais subaproveitados que apresentam propriedades pozolânicas, à medida que contemplem alguns critérios de qualidade, contribuíram para o desenvolvimento de compósitos cimentícios com características mais aprimoradas, além de reduzir custos e impactos ambientais decorrentes de sua produção, substituindo parcialmente componentes cimentícios mais onerosos como o cimento (ISAIA, 2005; MEHTA; MONTEIRO, 2014). Subprodutos silicosos e aluminosos estão sendo cada vez mais utilizados na indústria cimentícia (MATOS; SOUSA-COUTINHO, 2012).

Ainda que a utilização de pozolanas seja prática comum no setor industrial cimentício, para a produção dos CCAD é preferível a utilização de cimentos mais puros. A presença de pozolanas em cimentos misturados industrialmente, contendo cinza volante ou escória de alto forno, por exemplo, podem interferir negativamente na hidratação de pozolanas de melhor qualidade posteriormente incorporadas durante a confecção do CCAD (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

A adição pozolânica mais recomendada é a sílica ativa, com partículas arredondas e tamanho cerca de 100 vezes menor que a do cimento. Ainda que a substituição do cimento por produtos pozolânicos reduzam a quantidade de portlandita (hidróxido de cálcio, Ca(OH)_2), necessária para reagir posteriormente com as pozolanas (reação pozolânica), os materiais pozolânicos não hidratados podem ainda exercer efeito fíler (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011). Algumas vantagens da utilização da sílica ativa nos compósitos cimentícios é o desenvolvimento de maiores resistências mecânicas em idades mais avançadas, maior durabilidade, baixa permeabilidade, maior aderência e alta resistividade elétrica (SIDDIQUE, 2011). A sílica ativa é escassa e de alto custo, como afirmado por Harbec *et al.* (2017), mas é necessário considerar a relação “custo x benefício” do material em ambientes ou situações altamente agressivas que exijam sua utilização para que os compósitos atinjam requisitos desejados de durabilidade.

Ainda que adições minerais sejam muito benéficas aos CCAD, a utilização de maiores proporções de pozolanas de elevada superfície específica, tal como a sílica ativa, normalmente demandam uma maior quantidade de água ou maiores teores de aditivos superplastificantes para que apresentem a trabalhabilidade desejada, já que alteram a viscosidade da mistura ou tendem naturalmente a se aglomerarem e formarem partículas maiores, as vezes até maiores que os próprios grãos de cimento, reduzindo ou até mesmo extinguindo qualquer benefício quanto ao efeito fíler (SOLIMAN; TAGNIT-HAMOU, 2017).

Para alguns autores como Pan *et al.* (2017), é necessário cuidado durante a substituição do cimento por materiais pozolânicos, especialmente relativo ao efeito de diluição do cimento (aumento da relação a/c (água/cimento) com a redução do cimento). Uma menor quantidade de cimento promove a redução da quantidade de portlandita, ao mesmo tempo que grandes quantidades de material pozolânico causam a saturação da mistura, com essa parcela excedente ocupando desnecessariamente a composição anteriormente destinada a componentes hidratados do cimento.

Segundo a NBR 12653:2014 (ABNT, 2014), em complemento da definição sugerida pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM), por sua ASTM C125 (ASTM, 2000), material pozolânico ou pozolana é um material silicoso ou sílico-aluminoso que isoladamente não apresenta qualquer propriedade cimentícia, mas quando finamente moído, na presença de água e em temperaturas normais, reage quimicamente com a portlandita (encontrada em pastas de cimento hidratadas), formando produtos de propriedades cimentícias.

A capacidade da pozolana de reagir com a portlandita possibilita a formação de C-S-H (silicato de cálcio hidratado), componente presente em cimentos hidratados, mais estáveis quimicamente e estruturalmente que a portlandita isolada (OLIVEIRA *et al.*, 2004).

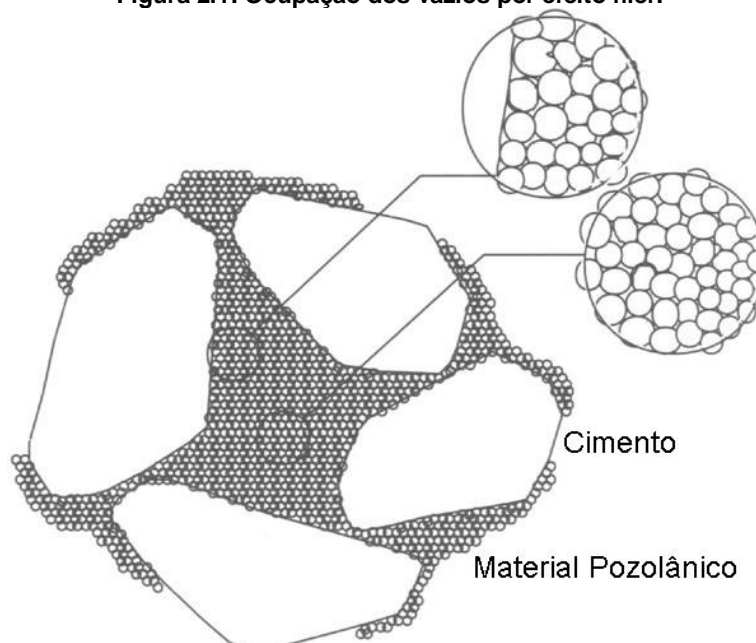
O efeito pozolânico corresponde à reação entre a pozolana e a portlandita liberada pela hidratação do C_3S (C_3SiO_5) e C_2S (Ca_2SiO_4). A reação produz C-S-H secundário que aprimora os compósitos cimentícios, diminuindo a porosidade e melhorando a interface pasta-agregado (MATOS; SOUSA-COUTINHO, 2012; DU; TAN, 2017). O material pozolânico promove a redução da portlandita liberada pelo cimento, com C-S-H formado pela reação pozolânica apresentando baixa relação Ca/Si (DU; TAN, 2017; HARBEC *et al.*, 2017).

Além da reatividade química, é comum que materiais pozolânicos apresentem o efeito fíler, que preenche os vazios entre partículas dos compósitos cimentícios, produzindo uma matriz mais densa e com menor índice de vazios. Pode ainda contribuir na trabalhabilidade, liberando água anteriormente presa por adsorção e entre as partículas e agora disponível para fluidificação da mistura, exigindo uma menor espessura de filme de água nas partículas para lubrificação (HERMANN; LANGARO; KLEIN, 2016). A Figura 2.1 exemplifica como alguns materiais pozolânicos muito finos funcionam na ocupação de vazios pelo efeito fíler em compósitos cimentícios.

Os benefícios da utilização de materiais pozolânicos nos compósitos cimentícios são melhoria da resistência à fissuração por origem térmica, aumento do desempenho mecânico final, menor permeabilidade, fortalecimento da zona de transição (interface pasta de cimento

hidratada e agregados) e maior durabilidade ao ataque por sulfatos e à expansão por reação álcali-agregado, por exemplo (MEHTA; MONTEIRO, 2014).

Figura 2.1: Ocupação dos vazios por efeito fíler.



Fonte: Adaptado de Aïtcin (2000)

Na escala de resistência mecânica alcançada pelos CCAD, especialmente da matriz hidratada, o agregado utilizado é passível de se tornar o elo fraco da mistura. A utilização de agregados de má qualidade ou de maiores dimensões tendem a apresentar menores resistências por falhas em sua microestrutura e podem adsorver água em sua superfície, prejudicando a densificação da zona de transição (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011). É preferível a utilização de agregados de menor dimensão, ainda que a menor granulometria demande maiores quantidades de água para maior trabalhabilidade.

A utilização de agregados quartzosos é interessante, pois apresentam elevada dureza e resistência mecânica. Quando produzidos por britagem, é necessário evitar aqueles com características lamelares e pontiagudos, tendenciosamente mais frágeis e que retêm água em sua superfície, dando preferência para aqueles de geometria cúbica à arredondada (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

Para produção de CCAD é considerada indispensável a utilização de aditivos superplastificantes. É esperado que o aditivo superplastificante reduza a quantidade de água das misturas sem que a trabalhabilidade seja prejudicada, aumentando o desempenho de suas propriedades mecânicas e de durabilidade (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

A NBR 11768:2011 (ABNT, 2011) define superplastificante como aditivo que permite uma grande redução da quantidade de água no composto cimentício sem que necessariamente sua consistência seja alterada, assim como a alteração de sua

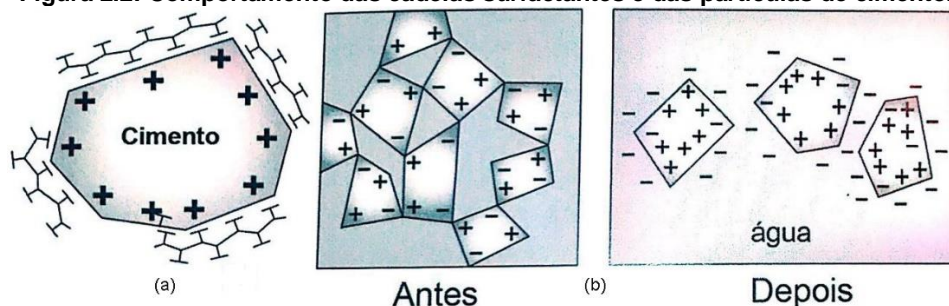
consistência, aumentando o abatimento e fluidez sem que a quantidade de água seja alterada, ou produzindo ambos os efeitos simultaneamente.

A disponibilidade de aditivos superplastificantes cada vez mais eficientes tornam a produção de CCAD uma realidade (XIONG; LIEW, 2015). Com aditivos superplastificantes compatíveis com o cimento, é possível reduzir a quantidade de água dos compósitos cimentícios, aprimorando suas propriedades no estado fresco, na hidratação do cimento e na zona de transição (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

Os superplastificantes atuais, considerados “redutores de água de alta eficiência”, são constituídos à base de éter policarboxilato. São geralmente utilizados na modificação da plasticidade de uma mistura cimentícia, podendo reduzir a quantidade de água necessária para uma determinada trabalhabilidade ou necessariamente aumentar a trabalhabilidade (MEHTA; MONTEIRO, 2014; NEVILLE, 2016). O objetivo dos aditivos superplastificantes é melhorar a trabalhabilidade dos compósitos cimentícios sem que seja necessário aumentar o teor de água, ao mesmo tempo que promove a melhoria das características mecânicas e de durabilidade, desejável para os CCAD (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

Quando se adiciona uma pequena quantidade de água aos compósitos cimentícios sem a presença de superplastificantes, não se obtém um sistema com dispersão de partículas eficiente, já que a água possui alta tensão superficial e as partículas de cimento tendem a se aglomerar (minerais cristalinos, quando finamente moídos, apresentam atração entre cantos, arestas e superfícies carregadas positiva e negativamente). Quando o aditivo superplastificante é utilizado, sua cadeia polar é adsorvida à partícula de cimento (Figura 2.2a), direcionando sua extremidade polar para a água, reduzindo a tensão superficial da água e tornando hidrofílicas as partículas de cimento (Figura 2.2b). Podem possuir uma eficiência três a quatro vezes maior que um plastificante comum, podendo reduzir em torno de 30% de água na mistura para uma mesma consistência (MEHTA; MONTEIRO, 2014; NEVILLE, 2016).

Figura 2.2: Comportamento das cadeias surfactantes e das partículas de cimento.



Fonte: Mehta e Monteiro (2014)

Além dos aditivos superplastificantes, os aditivos redutores de retração podem ser incorporados às misturas com o objetivo de reduzir a retração e o fissuramento dos

materiais pelo princípio da redução da tensão superficial dos líquidos nos poros, diminuindo a magnitude da tensão de capilaridade. Os aditivos redutores de retração normalmente são constituídos de éteres glicólicos, éteres propilenoglicol ou éteres polioxialquilénicos (MEHTA; MONTEIRO, 2014).

Os CCAD geralmente são produzidos com elevado teor de cimento e reduzida relação água/aglomerante (a/agl) o que promove uma significativa retração da mistura no estado endurecido, prejudicando suas características mecânicas e de durabilidade. A retração pode ser dividida em retração por secagem e retração autógena, com a primeira se caracterizando pela perda de água para o ambiente, a partir de sua superfície, e a segunda pela movimentação da água internamente nos poros capilares, promovida pelas reações de hidratação do cimento. Devido a tensão superficial da água exercida na matriz cimentícia ainda pouca hidratada, essas retrações podem danificar os compósitos cimentícios por meio de fissuração superficial e interna, superando a resistência à tração do compósito. Os aditivos redutores de retração reduzem a tensão superficial formada pelo deslocamento da água nos poros capilares, além de diminuir a queda de umidade relativa interna, reduzindo a intensidade da retração autógena (SOLIMAN; NEHDI, 2014).

De maneira geral, a obtenção do CCAD está relacionada à diminuição da sua porosidade a partir de modificações em sua microestrutura, reduzindo a quantidade de água com a utilização de aditivos, melhoria das reações químicas a partir de adições minerais pozolânicas e otimização da granulometria dos aglomerantes e agregados. Os resultados dessas modificações são o refinamento e menor interconexão dos poros e melhor fixação dos componentes por aprimoramento do contato físico e hidratações químicas (TUTIKIAN; ISAIA; HELENE, 2011).

O CCAD é produzido com relação a/c inferior a 0,25, frequentemente com 0,20, devendo permitir lançamento e cura por processos convencionais, que embora exija um procedimento de cura bem realizado, proporciona elevadas propriedades mecânicas e de durabilidade com a densificação da microestrutura, obtida solidariamente com a redução da quantidade e continuidade dos poros (SILVA, 2006; NEVILLE, 2016).

É esperado que fatores físicos e químicos do cimento, adições minerais, aditivos químicos e agregados influenciem no estado fresco dos CCAD, assim como a dosagem (proporção entre os materiais) e fatores ambientais. No estado fresco, os CCAD geralmente sofrem perda prematura de trabalhabilidade durante a moldagem, contudo, quando comparado aos concretos convencionais, o CCAD apresenta uma baixa tensão de escoamento, ao mesmo tempo em que exibe viscosidade plástica elevada, características

desejáveis, que permitem melhor escoamento e menor segregação dos agregados (CASTRO; LIBORIO; PANDOLFELLI, 2011).

Na construção civil, um dos destaques da utilização de CCAD é a capacidade de carga por unidade de custo, superior à obtidas em compósitos cimentícios convencionais, o que permite maior arrojamento na confecção dos elementos estruturais, podendo superar maiores vãos ou alturas, ao mesmo tempo que reduz dimensões de suas seções, contudo, as propriedades mecânicas não são as principais características para escolha do CCAD. No momento em que as estruturas de concreto estão cada vez mais presentes em ambientes agressivos como regiões polares, desérticas e marítimas, a durabilidade tornou-se o aspecto mais relevante (ISAIA, 2005).

O CCAD é utilizado na confecção de plataformas marítimas de prospecção de petróleo, pontes com longos vãos e tabuleiros de viadutos, estruturas que estão sujeitas a elevados graus de agressividade ou que exijam maior vida útil, onde são necessários concretos com características satisfatórias de trabalhabilidade, propriedades mecânicas e durabilidade (MEHTA; MONTEIRO, 2014).

Na ponte *Great Belt* (Figura 2.3) localizada na Dinamarca, foi utilizado CCAD para satisfazer alguns requisitos de desempenho. A ponte foi projetada para possuir vida útil superior a 100 anos em condições ambientais severas, inclusive resistindo a impactos de massas de gelo flutuante. Foram utilizados na confecção dos elementos estruturais de concreto da ponte cimento, sílica ativa, cinza volante, agregado miúdo e graúdo, água e superplastificante, com relação a/agl próxima a 0,37 (MEHTA; MONTEIRO, 2014).

Figura 2.3: Ponte *Great Belt*.



Fonte: www.reddit.com (2018)

A seguir serão apresentadas algumas pesquisas, efeitos e benefícios da incorporação do pó de vidro em compósitos cimentícios.

2.1.1 Vidro como material pozolânico

O vidro é um estado da matéria condensada não cristalino, amorfo e fora de equilíbrio que exibe transição vítrea, que em uma pequena escala de tempo parece sólida, mas que tende com o passar do tempo ao estado relaxado de líquido super-resfriado e à cristalização. A transição vítrea é a temperatura onde a escala de tempo da relaxação estrutural do material é da mesma ordem de tempo de realização de um experimento (ZANOTTO; MAURO, 2017), mas não sendo uma mudança de fase ou fusão do material.

A matéria-prima do vidro é majoritariamente areia quartzosa (SiO_2 cristalino), junto a componentes como calcário ($CaCO_3$) e soda (Na_2CO_3) que servem para retardar a cristalização do vidro e reduzir seu ponto de fusão (RODIER; SAVASTANO JR, 2018).

O vidro é resultado da combinação por fusão de diversos componentes minerais inorgânicos, que após o processo de resfriamento controlado, ganha propriedades de dureza, homogeneidade, estabilidade, amorfismo e isotropia. Pode ser classificado em várias categorias, mas sendo o vidro soda-cal o responsável por mais de 80% dos produtos comercializados. De maneira geral, a composição química do vidro soda-cal é de 70% SiO_2 , 13 a 17% Na_2O e 10% de CaO (MATOS; SOUSA-COUTINHO, 2012). Podem ser integralmente reciclável, onde um quilo de vidro produz um quilo de vidro novo (AKERMAN, 2000).

Ainda que a reciclagem do vidro dentro da própria indústria vidreira seja atraente para os fabricantes, diminuindo os custos associados a matérias-primas, consumo de energia e processos tecnológicos, a sua reciclagem exige controles tecnológicos quanto a composição e impurezas, fazendo com que alguns vidros não sejam passíveis de reciclagem (HARBEC *et al.*, 2017). O transporte do vidro para fábricas de reciclagem é outro fator a ser considerado. Em locais desprovidos de indústrias vidreiras, o valor do frete pode inviabilizar os benefícios da sua reciclagem dentro da sua própria indústria, com alternativas de reciclagem local podendo ser mais atraentes.

O vidro moído (em pó) possui grande potencial de utilização como material pozolânico (MEENA; SINGH, 2012; MATOS; SOUSA-COUTINHO, 2012; SOLIMAN-TAGNIT HAMOU, 2016; PAN *et al.*, 2017; LEE *et al.*, 2018). Nos compósitos cimentícios, o pó de vidro quando moído em granulometria adequada e incorporado na mistura apresenta atividade pozolânica.

O pó de vidro com tamanho de partículas inferior a 100 μm apresenta reatividade com a portlandita, cuja intensidade aumenta com o aumento da finura do material. Sua utilização pode aumentar a resistência mecânica e a durabilidade dos compósitos, demonstrando

potencial de substituição de materiais aglomerantes mais onerosos como o cimento e a sílica ativa (SHI *et al.*, 2005; MEENA; SINGH, 2012).

Uma das maiores preocupações da utilização do vidro nos compósitos cimentícios é relativa à grande quantidade de álcalis geralmente encontrada nesse material (9 a 21% de Na_2O), propício ao aparecimento da reação álcali-agregado. Todavia, esse fenômeno não é observado em misturas que contenham partículas de vidro com dimensões inferiores a 300 μm , podendo até mitigar o aparecimento dessa manifestação a partir da utilização de pó de vidro com tamanho de partículas inferiores a 100 μm (PAN *et al.*, 2017).

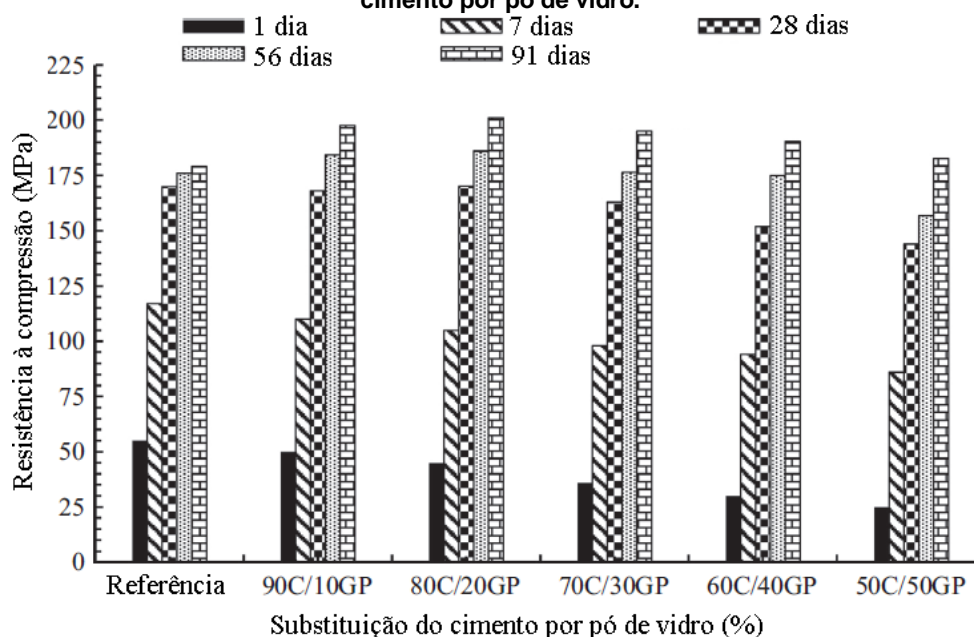
A presença de um material pozolânico como o pó de vidro reduz a quantidade de portlandita disponível na mistura de cimento, diminuindo a probabilidade de manifestação da reação álcali-agregado (BLESZYNSKI; THOMAS, 1998; SHI *et al.*, 2005; ZHENG, 2016). A reação pozolânica do pó de vidro aumenta a concentração de alumínio na solução dos compósitos cimentícios. O alumínio participa ativamente na redução da dissolução da sílica reativa dos agregados, evitando o aparecimento da reação álcali-agregado ainda que a concentração de sódio aumente com a utilização do vidro (ZHENG, 2016).

Pós finos como o pó de vidro podem acelerar a hidratação do cimento através da adsorção de íons de Ca^{2+} , servindo como locais de nucleação para o C-S-H e outros componentes da hidratação. O alto teor de Na_2O no vidro pode servir como catalisador na formação de hidratos de sílica em idades iniciais, consumindo os álcalis no processo (MATOS; SOUSA-COUTINHO, 2012; SOLIMAN; TAGNIT-HAMOU, 2016). A atividade pozolânica do pó de vidro em idades iniciais, assim como outros materiais, como cinza volante e sílica ativa, evidenciam-se após 3 dias de cura normal (PAN *et al.*, 2017).

O vidro moído poderia garantir a redução do custo de produção do CCAD, além de ambientalmente contribuir na redução da pegada de carbono gerada pela utilização do cimento, visto que esse último pode ser substituído parcialmente pelo pó de vidro (SOLIMAN; TAGNIT-HAMOU, 2016). Dependendo do combustível, estima-se que cerca de 0,8 a 1,0 tonelada de CO_2 é emitida para a atmosfera na produção de uma única tonelada de clínquer, principal componente do cimento (ALI; SAIDUR; HOSSAIN, 2011; MARLAND; BODEN, 2003¹ *apud* SOLIMAN; TAGNIT-HAMOU, 2016).

Soliman e Tagnit-Hamou (2016) obtiveram resultados muito satisfatórios na confecção de compósitos cimentícios de ultra-alto desempenho com a incorporação de pó de vidro com tamanho máximo de partículas de 100 μm e superfície específica de 3800 cm^2/g , com resultados relativos a resistência à compressão na ordem de 200 MPa. A Figura 2.4 ilustra os valores obtidos pelos autores, onde “C” refere-se à proporção de cimento e “GP” à proporção de pó de vidro utilizado em substituição em massa ao cimento.

Figura 2.4: Resistência à compressão de concretos de ultra-alto desempenho com substituição parcial do cimento por pó de vidro.



Fonte: Adaptado de Soliman e Tagnit-Hamou (2016)

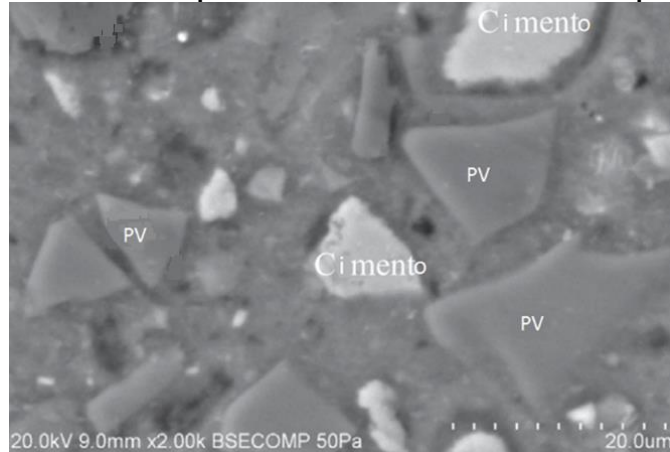
Matos e Sousa-Coutinho (2012) também obtiveram resultados positivos na utilização de pó de vidro com tamanho de partículas inferiores a 100 μm em argamassas, incorporado a partir da substituição em massa parcial do cimento. As autoras obtiveram resultados onde o pó de vidro contribuiu na diminuição da expansão por reação álcali-agregado e ataque por sulfatos, inclusive observando a diminuição da penetração de íons cloretos em argamassas com essa incorporação. Contudo, as autoras observaram uma maior frente de carbonatação, provavelmente explicada pela diminuição da reserva alcalina, promovida pelo consumo da portlandita pela reação pozolânica. Harbec *et al.* (2017) também observaram a diminuição da penetração dos íons cloreto em misturas com pó de vidro, atribuindo esse fenômeno a densificação e tortuosidade dos poros, consequência da formação de C-S-H proveniente do efeito pozolânico do vidro.

Pan *et al.* (2017) utilizando um consumo inicial de cimento de 567 kg/m^3 e o substituindo por 5% de pó de vidro em massa com granulometria em d_{50} de 20 μm , produziram pastas de cimento onde identificaram por meio de difração de raios-X (DRX) a diminuição da quantidade de portlandita a partir da idade de 7 dias, sendo esse efeito mais evidente na idade de 28 dias. Para substituições em massa de 45% do cimento por pó de vidro, Du e Tan (2017), utilizando consumo inicial de cimento de 380 kg/m^3 e pó de vidro com granulometria em d_{50} de 10 μm , constataram que a portlandita da mistura tinha sido consumida integralmente pela reação pozolânica com o vidro, apresentando relação molar de Ca/Si igual a 1. Em contrapartida, a substituição de 60% do cimento por pó de vidro apresentou relação molar de Ca/Si de 0,67. Liu, Xie e Wang (2015) destacam que

temperaturas mais altas de cura podem ajudar a ativar o efeito pozolânico do pó de vidro, consequentemente obtendo uma matriz cimentícia mais estável.

Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostram que o pó de vidro ajuda na densificação da zona de transição (Figura 2.5), inclusive identificando a redução ou a extinção de placas hexagonais de portlandita, consumidas durante a reação pozolânica com o pó de vidro (SOLIMAN; TAGNIT-HAMOU, 2016).

Figura 2.5: Partículas de pó de vidro na matriz cimentícia: PV – pó de vidro.



Fonte: Adaptado de Soliman e Tagnit-Hamou (2016)

Em observações por meio de MEV, Matos e Sousa-Coutinho (2012), Zheng (2016) e Harbec *et al.* (2017) observaram em compósitos cimentícios que algumas partículas de pó de vidro se apresentavam completamente encapsuladas por produtos hidratados do cimento ou da reação pozolânica, como o C-S-H (Figura 2.6), apresentando uma borda uniforme e que preenche os espaços entre o pó de vidro e a matriz cimentícia, constituído principalmente de cálcio e álcalis.

Figura 2.6: Partícula de pó de vidro encapsulada pela borda de hidratação.



Fonte: Adaptado de Harbec *et al.* (2017)

A Tabela 2.1 apresenta a compilação dos resultados de alguns autores que utilizaram o pó de vidro como aglomerante nos compósitos cimentícios, mostrando as características do material e os resultados obtidos.

Tabela 2.1: Compilação de trabalhos com pó de vidro incorporado em compósitos cimentícios.

Referência	Substituição do cimento em massa (%)	$f_{c_{28}}$ respectivos aos teores de pó de vidro (MPa)	Consumo inicial de cimento* (kg/m ³)	Relação a/agl	Pó de vidro em d_{50} (µm)	Composição química do vidro
Matos e Sousa-Coutinho (2012)	0%, 10%, e 20%	53, 46 e 42	450	0,50	9	70% SiO_2 e 16% Na_2O
Liu, Xie e Wang (2015)	0%, 20%, e 40%	37, 27, 21	1200	0,50	-	69% SiO_2 e 12% Na_2O
Soliman e Tagnit-Hamou (2016)	0%, 10%, 20%, 30%, 40% e 50%	170, 165, 170, 165, 155 e 145	807	0,19	12	73% SiO_2 e 13% Na_2O
Harbec <i>et al.</i> (2016)	0% e 10%	55 e 60	430	0,35	-	72% SiO_2 e 12% Na_2O
Zheng (2016)	0% e 30%	-	-	0,40	16	73% SiO_2 e 11% Na_2O
Barros (2016)	0%, 10%, 15% e 20%	67, 65, 63 e 51	512	0,36	60	70% SiO_2 e 12% Na_2O
Du e Tan (2017)	0%, 15%, 30%, 45% e 60%	42, 44, 46, 45 e 39	380	0,49	10	72% SiO_2 e 14% Na_2O
Pan <i>et al.</i> (2017)	0%, 5%, 10% e 20%	47, 53, 45 e 38	567	0,44	20	74% SiO_2 e 9% Na_2O
Lee <i>et al.</i> (2018)	0% e 20%	48 e 44	493	0,35	20	67% SiO_2 e 9% Na_2O
Elaqra e Rustom (2018)	0%, 10%, 20%, 25% e 30%	55, 52, 50, 46 e 43	-	0,40	-	65% SiO_2 e 9% Na_2O
Rodier e Savastano Jr (2018)	0%, 10%, 20%	36, 39 e 37	-	0,50	12	70% SiO_2 e 11% Na_2O

*Consumo de cimento para o traço sem pó de vidro.

Fonte: Autor

2.2 COMPÓSITOS CIMENTÍCIOS EM ALTAS TEMPERATURAS

Os compósitos cimentícios superam em resistência ao fogo ou em altas temperaturas a maioria dos materiais utilizados na construção civil, sendo um material não combustível, que não aumenta a carga em incêndios ou libera quaisquer gases tóxicos, exercendo naturalmente uma barreira contra as chamas e calor. É sabido que as altas temperaturas promovem alterações mecânicas, físicas e químicas na maioria dos materiais existentes e os materiais à base de cimento não são exceção (BRITZ, 2011; DRZYMALA *et al.*, 2017). De toda forma, as altas temperaturas não são exclusivas de situações de incêndio, mas também podem estar atreladas a atividades normalmente realizadas no setor industrial, tal como indústrias siderúrgicas e usinas nucleares.

Mesmo que sinistros de incêndios sejam relativamente comuns, que atividades envolvendo altas temperaturas sejam rotineiras no setor industrial e que o início de pesquisas na área não seja recente, não são totalmente compreendidos os efeitos das altas temperaturas nos compósitos cimentícios, especialmente pela complexidade dos fenômenos ocorridos, pela falta de padronização na realização de ensaios e a grande variabilidade de parâmetros nos estudos, tal como umidade, grau de hidratação, tempo de exposição, taxa de aquecimento, tamanho e forma dos elementos e condições de resfriamento, por exemplo (DRZYMALA *et al.*, 2017).

Há várias dificuldades na padronização dos ensaios em altas temperaturas, principalmente devido aos equipamentos utilizados, muitas vezes insuficientes para reproduzir a taxa de aquecimento das curvas padrão tempo-temperatura sugeridas pelas normas técnicas como a NBR 5628:2001 (ABNT, 2001) e ISO 834:1999 (ISO, 1999), por exemplo. Ao final deste item, a Tabela 2.2 fornece a compilação de diversos estudos de autores internacionais que realizaram ensaios experimentais em compósitos cimentícios em altas temperaturas. Percebe-se a grande variabilidade das metodologias utilizadas e das condições das amostras, como idade, dimensões, temperatura, taxa de aquecimento e tempo de exposição, por exemplo.

Entretanto, em altas temperaturas os compósitos cimentícios apresentam alterações ao nível micro e macroestrutural, modificando propriedades físicas, químicas e mecânicas (BERTO; OLIVEIRA, 2018). É possível, a partir de avaliações da macro e microestrutura, estudar essas mudanças, com ensaios que demonstram com mais confiabilidade os efeitos e alterações que as altas temperaturas promovem nos compósitos cimentícios.

Tabela 2.2: Compilação de trabalhos em altas temperaturas.

Referência	Material	Tempo de cura (dias)	Dimensão dos CP's	Temperaturas de ensaio (°C)	Taxa de Aquecimento (°C/min)	Tempo de exposição (min)	Metodologia
Canbaz (2014)	Concreto de pós reativos	3 (Cura Térmica)	7x7x7cm	100, 400, 700 e 900	10	180	BS EN 1363-1 (EN, 2012)
Bastami, Baghbadrani e Aslani (2014)	Concreto de alta resistência com nanosílica	28	Ø15cm x 30cm	400, 600 e 800	20	60	ISO 834 (ISO, 1999)
Xiong e Liew (2015)	Concreto de ultra-alto desempenho	28	Ø10cm x 20cm	200, 400m 600 e 800	5	240	RILEM TC 200-HTC (RILEM, 2007)
Guo <i>et al.</i> (2015)	Argamassa com vidro reciclado	28	5x5x5cm	300, 600 e 800	5	240	-
Olofinnade, Ede e Ndambuki (2017)	Concreto com rejeito de pó de vidro	90	15x15x15cm	60, 150, 300 e 500	10	120	-
Ali, Dinkha e Haido (2017)	Concreto de alto desempenho com pós reativos e inertes	28	Ø10cm x 20cm	200, 300, 400, 500, 600 e 800	13	30	-
Drzymala <i>et al.</i> (2017)	Concreto de alto desempenho	28	15x15x15cm e Ø15cm x 30cm	300, 450 e 600	-	-	ISO 834 (ISO, 1999)
Ju <i>et al.</i> (2017)	Concreto de pós reativos com sílica ativa	3 (Cura Térmica)	10x10x10cm	500	5	-	-
Pan <i>et al.</i> (2017)	Argamassa com pó de vidro	28	Ø6cm x 18cm	500 e 800	4	90	RILEM TC 129-MHT (RILEM, 1995)
Çiflikli, Saridemir e Soysat (2018)	Concreto de alta resistência reforçado com fibras híbridas	56	10x10x10cm, 15x15x15cm e 10x10x40cm	300, 400 e 500	5	60	ISO 834 (ISO, 1999)
Khaliq e Taimur (2018)	Concreto de alta resistência com vidro reciclado	28	Ø10cm x 20cm	100, 200, 400, 600 e 800	5	150	RILEM TC 129-MHT (RILEM, 1995)
Mahapatra e Barai (2019)	Concreto alto-adensável reforçado com fibras híbridas com cinza volante e nanosílica	90	10x10x10cm e Ø10cm x 20cm	100, 200, 300, 400, 500 e 600	3	60	-
Durgun e Sevinç (2019)	Concreto com escória granulada de alto forno, pó de vidro e minério de colomanita	28 e 90	5x5x5cm	200, 400, 600, 800 e 1000	5	60	-

Fonte: Autor

2.2.1 Efeitos Macroscópicos

Um dos fenômenos mais comumente observados em compósitos cimentícios em altas temperaturas é o *spalling*, caracterizado como um lascamento abrupto ou não abrupto do compósito, causado tanto pelo aparecimento de gradientes térmicos entre as camadas do elemento, quanto pela perda acelerada de água para o ambiente em forma de vapor, gerando pontos de pressão (BATTAGIN; SILVEIRA, 2018; WENDLER, 2018; MEMON *et al.*, 2019).

Para compreender melhor esse fenômeno, tanto pelos efeitos de gradientes térmicos, quanto pela pressão do vapor de água, Gil *et al.* (2018) explicam que o *spalling* ocorre basicamente por dois mecanismos, o termomecânico e o termo-hidráulico, ambos promovidos pelo rápido aquecimento do compósito cimentício.

O mecanismo termomecânico é caracterizado pelo surgimento de tensões provenientes da restrição à expansão por dilatação térmica e incompatibilidade interna gerada pelos gradientes térmicos no compósito (interação entre a camada superficial aquecida e o núcleo ainda resfriado). Já o mecanismo termo-hidráulico surge a partir da movimentação da água e formação de vapor, onde parte é liberada facilmente para o ambiente nas camadas superficiais, enquanto a outra parte é direcionada para o núcleo, formando camadas saturadas, que ao evaporar manifesta-se como tensões de poropressão, ou seja, gera tensões provenientes do vapor dentro dos espaços vazios do compósito.

Ambos os mecanismos, quando geradores de tensões de tração superiores à resistência à tração do compósito, ocasiona a fissuração e o deslocamento do compósito cimentício (GIL *et al.*, 2018).

É esperado que aos 300°C as tensões de tração geradas pelos pontos de poropressão durante o aquecimento sejam superiores a 8 MPa, superior à resistência à tração da maioria dos compósitos cimentícios produzidos (KODUR, 2005³ *apud* BRITTEZ, 2011).

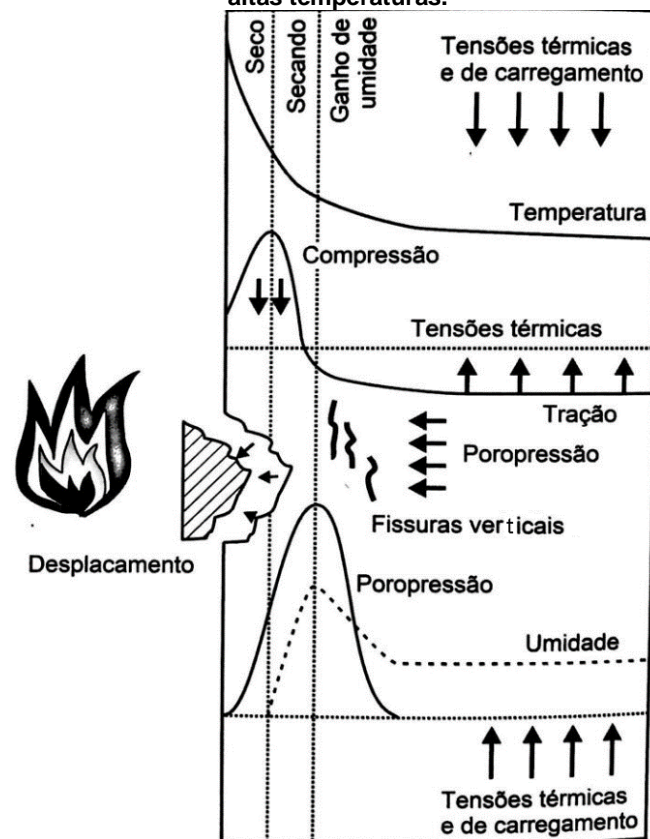
A Figura 2.7 simula graficamente o comportamento de ambos os mecanismos ocorrendo no compósito cimentício. Enquanto o elemento estrutural naturalmente resiste a tensões de carregamento, o mecanismo termomecânico com tensões térmicas intensificam os esforços a partir de interações com elementos estruturais vizinhos e solidários, ao mesmo tempo que gera tensões de tração que danifica o compósito. Com o mecanismo

³ KODUR, V. K. R. Guidelines for fire resistance design of high-strength concrete columns. **Journal of Fire Protection Engineering**, v. 15, n. 2, p. 93–106, 2005.

termo-hidráulico, parte da água da camada mais externa evapora, enquanto a outra se movimenta para o interior do elemento estrutural, saturando as camadas internas, que ao evaporar, gera pontos de poropressão, conseqüentemente maiores tensões de tração. Como colocado por Gil *et al.* (2018), ainda que esses mecanismos ocorram de forma independente, o deslocamento geralmente é ocasionado e acentuado por suas combinações.

Sabendo-se que o mecanismo termomecânico é regido por gradientes térmicos, a propriedade de condutividade térmica do material tem grande relevância. À medida que a menor condutividade térmica protege camadas mais internas dos compósitos cimentícios, o gradiente térmico gerado pela baixa condutividade intensifica o aparecimento de *spalling*.

Figura 2.7: Mecanismo termomecânico e termo-hidráulico em elementos de compósito cimentício em altas temperaturas.



Fonte: Gil *et al.* (2018), adaptado de Klingsch (2014)

A redução da condutividade térmica faz com que as altas temperaturas demandem maior tempo para atingir as camadas mais internas dos compósitos cimentícios em um mesmo intervalo de tempo, levando ao menor comprometimento do material (NEVILLE, 2016; PAN *et al.*, 2017), por outro lado pode gerar danos com o aumento do gradiente térmico e a intensidade das tensões térmicas.

É esperado que o agregado e até mesmo a umidade interna (ainda que baixa, é maior que a do ar) possa influenciar a condutividade do material. Outra observação é que a condutividade do material reduz com o aumento da temperatura (BRITZ, 2011). A Tabela

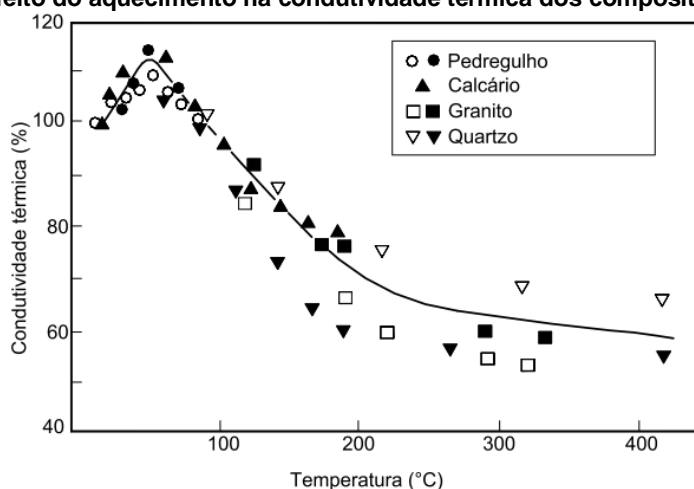
2.3 apresenta a condutividade térmica de algumas fases normalmente presentes nos compósitos cimentícios, enquanto a Figura 2.8 apresenta a variação da condutividade com o aquecimento.

Tabela 2.3: Condutividade térmica de componentes dos compósitos cimentícios em temperatura ambiente.

Material/Elemento	Condutividade térmica (W/m°C)
Agregados	0,7 – 4,2
Concretos saturados	1,0 – 3,6
Pastas de cimento endurecidas (saturadas)	1,1 – 1,6
Água	0,515
Ar	0,0034

Fonte: *fib Bulletin No. 38 (2007)*⁴ *apud Britez (2011)*

Figura 2.8: Efeito do aquecimento na condutividade térmica dos compósitos cimentícios.



Fonte: *fib Bulletin No. 38 (2007)*⁴ *apud Britez (2011)*

O teor de umidade dos compósitos cimentícios interferem significativamente na intensidade do *spalling*, sendo mais severos para elementos com maior umidade. Os ensaios laboratoriais normalmente são restritos a idades de 28 ou 90 dias, com o teor de umidade das amostras se encontrando superior ao de estruturas reais, em serviço depois de muito tempo da sua construção (KODUR, 2000⁵ *apud* BRITTEZ, 2011). Pressupõe-se que amostras ensaiadas laboratorialmente apresentam condições menos favoráveis de desempenho a altas temperaturas, apresentando maior umidade e menor grau de hidratação da matriz cimentícia em relação a elementos estruturais reais.

2.2.2 Efeitos Microscópicos

É esperado que o aquecimento do compósito cimentício altere propriedades físicas e químicas de seus componentes ao nível microestrutural. A interação agregado/matriz é

⁴ Fédération internationale du béton – FIB. *fib Bulletin 38: Fire design of concrete structures - materials, structures and modelling*, 106 p, 2007.

⁵ KODUR, V.K.R. *Experimental studies on the fire endurance of high-strength concrete columns*. (NCR-CNRC Internal Report 819). Canada: IRC/NRC, 146p, 2000.

comprometida e são observadas mudanças de fases químicas na matriz cimentícia e nos agregados que, combinados, reduzem substancialmente as propriedades dos elementos aquecidos.

Essencialmente, até os 100°C, os constituintes que formam a microestrutura dos compósitos cimentícios são estáveis. Contudo, com o aumento da temperatura, essa estrutura sofre alterações físicas e químicas que influenciam diretamente nas propriedades do compósito cimentício (BATTAGIN; SILVEIRA, 2018).

Logo acima de 100°C dá-se início à perda de água por evaporação, incluindo a água adsorvida, em proporções muito superiores às condições normais (WENDLER, 2018). A água nos capilares ou água livre, não submetida a forças de atração de Van der Waals, é perdida (FERNANDES *et al.*, 2017).

Aos 300°C o compósito cimentício apresenta mudanças de cor e os aluminatos hidratados estão decompostos (BATTAGIN; SILVEIRA, 2018). Acima dos 400°C os cristais de portlandita iniciam sua decomposição (FERNANDES *et al.*, 2017). Para Taylor (1990)⁶ *apud* Britez (2011), durante o aquecimento e em temperaturas abaixo de 500°C ainda é observada a carbonatação da matriz cimentícia.

Aos 600°C a fissuração é visivelmente mais profunda e a portlandita está decomposta, acompanhado pela fissuração dos agregados quartzosos (expansão dos agregados na ordem de 0,8%). Aos 800°C ocorre a fissuração generalizada e o processo de decomposição do C-S-H e calcita está em andamento (BATTAGIN; SILVEIRA, 2018). Acima dos 800°C a matriz cimentícia deixa de apresentar ligações hidráulicas e pode apresentar sinterização de outros materiais, com o C-S-H sendo decomposto em belita e wollastonita, ambas decomposições promotoras de retração e microfissuração (LIMA; KIRCHHOF; SILVA FILHO, 2007; FERNANDES *et al.*, 2017).

A sinterização é um processo físico, termicamente ativado, que faz com que as partículas do material que estão em contato, adquiriram resistência mecânica a partir do aumento da área de contato e melhor empacotamento das partículas, eliminando os espaços vazios entre elas de maneira completa ou parcial (SILVA; ALVES JR, 1998).

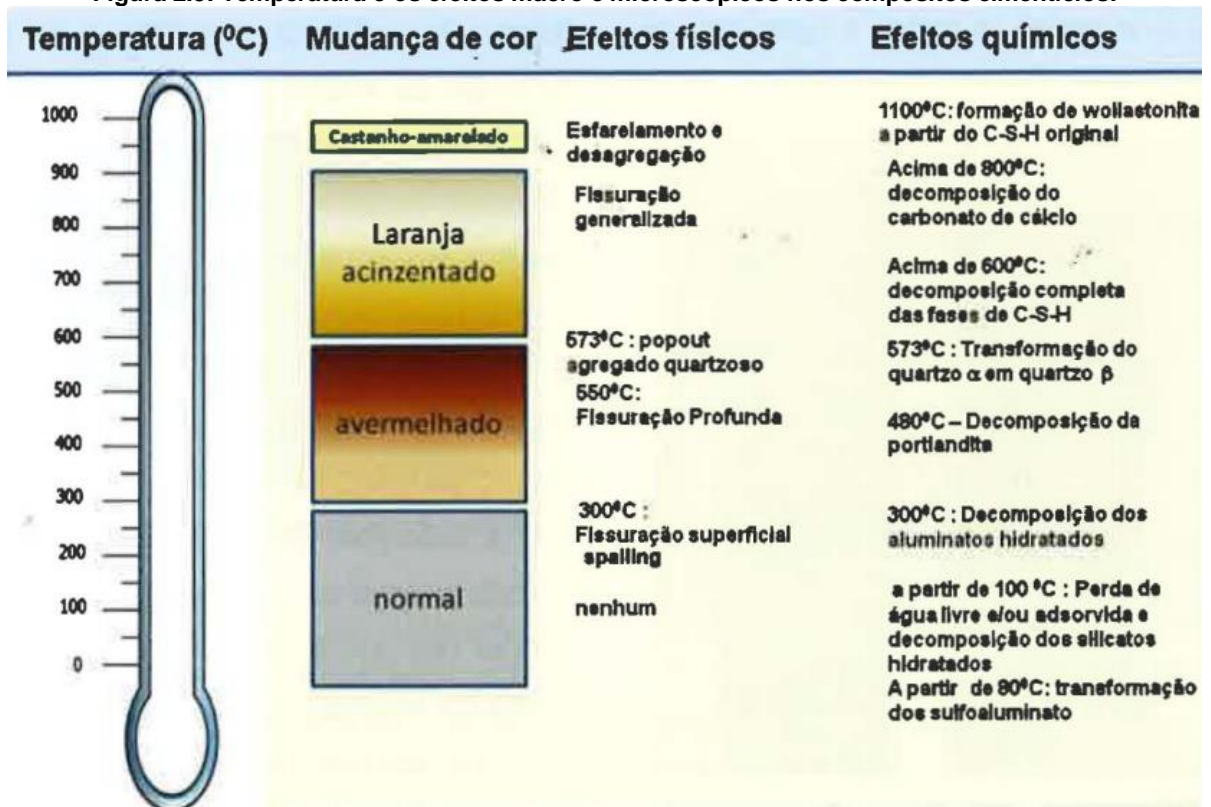
A portlandita ocupa de 15 a 25% do volume da pasta de cimento Portland comum hidratada, sendo relativamente frágil a altas temperaturas, decompondo-se rapidamente em uma faixa de 400 a 600°C, transformando-se em CaO. Quando resfriado e em contato com a umidade do ar o CaO é reidratado, promovendo expansão e fissuração no compósitos cimentício, responsável por grandes perdas de propriedades mecânicas (NEVILLE, 2016).

⁶ TAYLOR, H. F. W. **Cement chemistry**. 2. ed. London: Academic Press, 1990

Relativo aos agregados, são esperados de maneira geral fenômenos de expansibilidade quando aquecidos. Valores da expansão volumétrica de agregados silicosos e areias que contenham quartzo em sua composição são da ordem de 0,8% em temperaturas próximas a 570°C, proveniente da transformação da forma cristalina do quartzo α para β . Para rochas calcárias, os efeitos se iniciam aos 600°C com a decomposição da calcita, enquanto agregados do tipo basáltico apresentam grande estabilidade térmica, sofrendo alterações em temperaturas superiores a 1000°C, onde expandem e liberam gases aprisionados na rocha (FERNANDES *et al.*, 2017).

A Figura 2.9 apresentada por Battagin e Silveira (2018) correlaciona em faixas de temperatura as alterações observadas nos aspectos macroscópicos e microscópicos de compósitos cimentícios, enquanto a Tabela 2.4 apresenta resumidamente as mudanças de fase observadas nos componentes por diferentes autores em cada faixa de temperatura.

Figura 2.9: Temperatura e os efeitos macro e microscópicos nos compósitos cimentícios.



Fonte: Battagin e Silveira (2018)

Em altas temperaturas, durante o aquecimento dos compósitos, é observada uma importante incompatibilidade entre a pasta de cimento e os agregados. A pasta tende a retrair devido a acelerada desidratação, enquanto os agregados tendem a expandir por mudanças de fases mineralógicas, gerando tensões antagônicas que promovem a fissuração no material, enfraquecendo ainda mais a interação dos constituintes na zona de

transição (FERNANDES *et al.*, 2017). A Figura 2.10 expressa graficamente o comportamento de ambos os materiais durante o aquecimento.

Em temperaturas mais amenas a matriz cimentícia se expande, mas a partir dos 300°C a pasta de cimento apresenta severa retração devido à perda de água, enquanto os agregados tendem a se expandir (BRITTEZ, 2011).

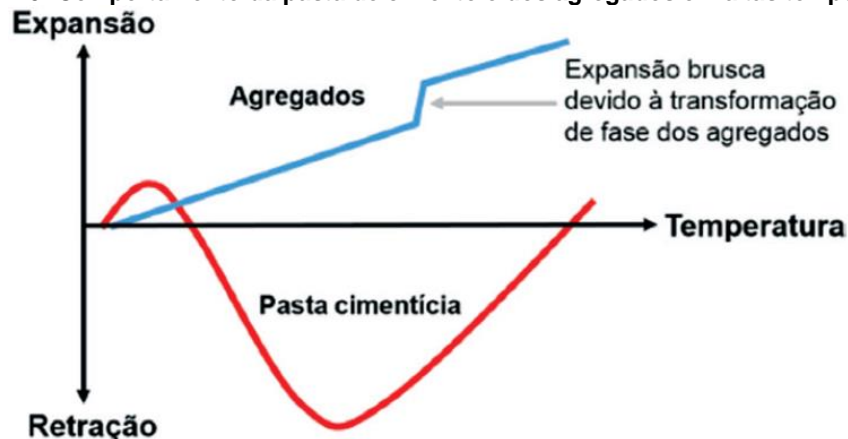
Os tamanhos dos elementos e a condutividade térmica dos compósitos cimentícios parecem influenciar significativamente nas resistências residuais, uma vez que amostras menores ou com maior condutividade aquecem mais rapidamente, expondo por maior tempo a altas temperaturas as camadas mais internas do compósito (AKCA; ZIHNIÖG˘LU, 2013).

Tabela 2.4: Resumo das mudanças de fases dos compósitos cimentícios durante o aquecimento.

Componente	Faixa de temperatura de decomposição (°C)	Efeito	Referência
Etringita	80 a 100	Formação de etringita amorfa	Lima, Kirchhof e Silva Filho (2007), Fernandes <i>et al.</i> (2017), Battagin e Silveira (2018)
Aluminatos hidratados	200 a 300	Decomposição	Battagin e Silveira (2018)
Portlandita	400 a 600	Decomposição, formando cal	Lima, Kirchhof e Silva Filho (2007), Fernandes <i>et al.</i> (2017), Battagin e Silveira (2018)
Quartzo	>570	Fissuração, transformação de α para β , expansão em torno e 0,8%	Britez (2011), Fernandes <i>et al.</i> (2017), Battagin e Silveira (2018)
Calcita	>650	Decomposição, formando cal e dióxido de carbono	Fernandes <i>et al.</i> (2017), Battagin e Silveira (2018)
C-S-H	>800	Formação de belita e wollastonita	Fernandes <i>et al.</i> (2017), Battagin e Silveira (2018)

Fonte: Autor

Figura 2.10: Comportamento da pasta de cimento e dos agregados em altas temperaturas.



Fonte: Fernandes *et al.* (2017), adaptado de *fib* Bulletin No. 38 (2007)

2.2.3 CCAD em altas temperaturas

Os CCAD são especialmente sensíveis a altas temperaturas, apresentando com maior frequência e com maior intensidade o fenômeno de *spalling*, o que é principalmente atribuído a sua baixa permeabilidade, impedindo que a água aprisionada internamente saia livremente, gerando tensões de poropressão (MEHTA; MONTEIRO, 2014; NEVILLE, 2016).

A menor relação a/agl diminui a porosidade da mistura no estado endurecido e conseqüentemente, a permeabilidade do material. A água nos poros do CCAD tende a evaporar para o ambiente externo, mas sofre resistência da densa matriz cimentícia, formando pontos de poropressão de vapor que eventualmente superam a resistência à tração dos CCAD, causando *spalling*.

O teor de umidade influencia no aparecimento de *spalling* no compósito cimentício, mas para o CCAD, mesmo que o teor de umidade seja nulo, água quimicamente combinada proveniente da desidratação dos hidratos é suficiente para a ocorrência de *spalling* (HERTZ, 2003⁷ *apud* AKCA; ZIHNIÖG˘LU, 2013).

O teor de umidade maior que 25% é considerado crítico para o aparecimento de *spalling* independente da relação a/c da mistura. Abaixo de 25% a relação a/c governa o aparecimento do fenômeno, sendo mais frequente em menores relações (ABID *et al.*, 2017).

A resistência à tração dos CCAD diminui quase que linearmente ao aumento da temperatura, sendo a propriedade mecânica mais impactada pela formação de pressão devida à formação de vapor nos poros. É uma propriedade muitas vezes negligenciada nas avaliações em altas temperaturas por possuir valores relativamente baixos, mas seu aprimoramento pode muitas vezes evitar o aparecimento de fissuras ou *spalling* (ABID *et al.*, 2017).

Assim como a resistência à compressão e à tração são comprometidas pelas altas temperaturas, é de se esperar que o módulo de elasticidade também seja. As alterações no módulo de elasticidade ocorrem linearmente ao aumento da temperatura, sofrendo severo comprometimento devido às alterações físicas e químicas que promovem fissurações na matriz cimentícia e nos agregados, acompanhadas pela fragilização da zona de transição (ABID *et al.*, 2017).

Como maneira de mitigar os efeitos do *spalling* em CCAD promovidos pelas altas temperaturas é comum a utilização de fibras de polipropileno (PHAN, 2002⁸ *apud* BRITZ, 2011). Durante o aquecimento as fibras plásticas se fundem, deixando canais e formando

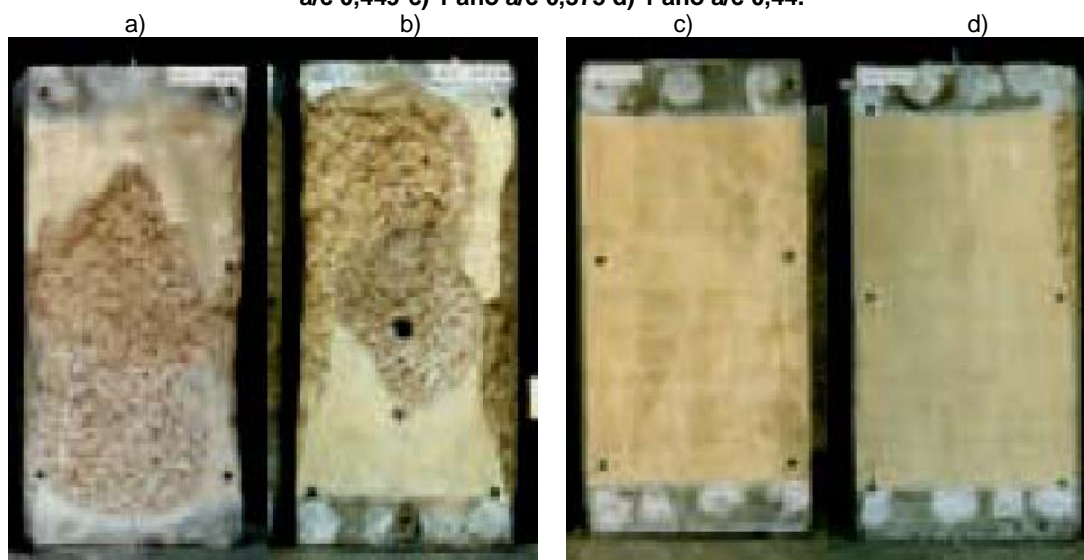
⁷ HERTZ, K. D. Limits of spalling of fire-exposed concrete. **Fire safety journal**, v. 38, n. 2, p. 103-116, 2003.

⁸ PHAN, L. T. High-strength concrete at high temperature-an overview. **Proceedings of 6th International Symposium on Utilization of High Strength/High Performance Concrete**, Leipzig, Germany, p. 501-518, 2002

redes de poros na matriz cimentícia, por onde as pressões de vapor podem ser facilmente aliviadas e liberadas para o ambiente externo. Contudo, é necessário cuidado na utilização de grandes teores de fibras de polipropileno, as quais podem derreter e formar quantidades excessivas de poros no elemento cimentício, comprometendo sua resistência residual.

A idade das amostras de compósitos cimentícios, intrinsicamente relacionado ao grau de hidratação por reações temporais do cimento Portland, podem interferir diretamente nos efeitos causados pelas altas temperaturas (BRITEZ, 2011). O estudo de Morita *et al.* (2002) exemplifica visualmente (Figura 2.11) as diferenças do efeito *spalling* observadas entre pilares de CCAD armados com 2 meses e 1 ano de idade e relação a/c de 0,375 e 0,449.

Figura 2.11: Pilares de CCAD armado ensaiado em altas temperaturas: a) 2 meses a/c 0,375 b) 2 meses a/c 0,449 c) 1 ano a/c 0,375 d) 1 ano a/c 0,44.



Fonte: Morita *et al.* (2002)⁹ *apud* Britez (2011)

A idade da amostra pode favorecer naturalmente, com a hidratação da matriz, a maior presença de produtos como C-S-H, mais estáveis em altas temperaturas, e reduzir produtos sensíveis à temperatura como a portlandita, melhorando suas propriedades mecânicas, especialmente a resistência à tração.

Para reduzir a quantidade portlandita, a utilização de pozolanas pode ser uma solução interessante (NEVILLE, 2016; PAN *et al.*, 2017). A utilização de materiais pozolânicos podem aprimorar o comportamento dos compósitos cimentícios em altas temperaturas; contudo, é observado que a utilização da sílica ativa aparentemente prejudica as propriedades mecânicas dos compósitos nessa situação (MA *et al.*, 2015).

⁹ MORITA, T.; NISHIDA, A.; HASHIDA, H.; YAMAZAKI, N. An estimation method for fire resistance of reinforced concrete elements considering spalling. In: **Concrete Structures in the 21st Century-Proceedings of the first fib Congress**, p. 119-128, 2002.

Ainda que a utilização de sílica ativa seja essencial para se obter CCAD com elevadas propriedades mecânicas e de durabilidade, grandes teores do material aumentam a probabilidade de *spalling* nos compósitos cimentícios. Tian *et al.* (2012) observaram que o *spalling* em compósitos com sílica ativa resulta em grandes perdas de massa ao mesmo tempo que aparecem com mais frequência. Os autores relataram que a única vantagem da utilização da sílica ativa foi a dissipação do *spalling* ao longo do tempo até que a amostra fosse totalmente comprometida, ou seja, não foram observadas fortes explosões em momentos específicos, mas pequenas fragmentações durante todo o aquecimento.

Ju *et al.* (2017) verificaram o comportamento da sílica ativa em CCAD quando submetido a altas temperaturas, observando os seguintes comportamentos:

- Para pequenas proporções de sílica ativa (até 8% em substituição em massa do cimento), o início do fenômeno de *spalling* foi observado a 500°C, enquanto para proporções maiores (12 a 22%) o *spalling* ocorreu em temperaturas sensivelmente menores, de 360°C a 400°C.
- As partículas fragmentadas provenientes do fenômeno de *spalling* possuíam dimensão menor para amostras que continham sílica ativa.
- Em imagens de MEV foi possível constatar maior quantidade de microfissuras para amostras contendo sílica ativa.
- A microestrutura de C-S-H rica em sílica, formada por reações pozolânicas, é mais resistente e menos porosa, sendo mais sensível a altas temperaturas, enquanto C-S-H rico em cal, é mais permeável, o que não intensifica os efeitos nocivos das altas temperaturas.

Entretanto, o estudo realizado por Britez (2011) utilizando uma réplica dos pilares de concreto armado de alta resistência do edifício e-Tower localizado na cidade de São Paulo, Brasil, com dimensões de 60 x 70 cm e 8 anos de idade, a/agl de 0,19, com sílica ativa e resistência à compressão característica de 140 MPa, mostraram que a degradação sob altas temperaturas não foram tão severas quanto esperado para elementos de CCAD em geral.

Britez (2011) observou que os danos causados pelas altas temperaturas estavam restritos as camadas mais externas do elemento (a uma profundidade de 10 cm), com seu interior totalmente protegido para um tempo de exposição de 180 minutos, considerando uma seção íntegra de 59 x 59 cm e ainda apresentando 95% da sua seção transversal, atribuindo a perda de 5% ao *spalling* observado.

2.2.4 Compósito com pó de vidro em altas temperaturas

Existem poucos trabalhos que estudaram os efeitos das altas temperaturas em compósitos cimentícios com pó de vidro em forma de aglomerante, que como citado anteriormente, somente são encontradas as bibliografias de Lu *et al.* (2017), Pan *et al.* (2017), Olofinnade, Ede e Ndambuki (2017), Rodier e Savastano Jr (2018) e Durgun e Sevinç (2019).

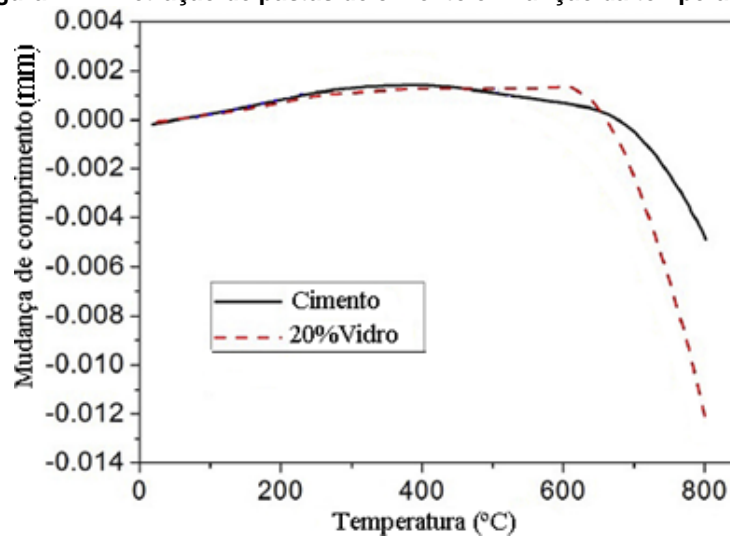
Lu *et al.* (2017) utilizaram 20% de pó de vidro em substituição em massa ao cimento para produzir compósitos cimentícios com agregado de vidro. Avaliaram o desempenho da durabilidade desses compósitos, inclusive a altas temperaturas, onde observaram que as amostras com pó de vidro apresentaram resistência residual à compressão e à flexão maior (aproximadamente 2 e 3 vezes, respectivamente) que amostras referências aos 800°C, bem como a redução da quantidade de macroporos ($>1 \mu\text{m}$). Entretanto, os autores identificaram que os compósitos com pó de vidro aquecidos até 800°C aumentava a quantidade de poros capilares (entre $0,05 \mu\text{m}$ e $0,2 \mu\text{m}$).

Pan *et al.* (2017) realizaram ensaios em argamassas contendo substituições de 5% e 20% em massa do cimento por pó de vidro em temperaturas de 500°C e 800°C. Os autores observaram que em ambas as substituições, a argamassa contendo pó de vidro apresentaram índice de resistência à compressão residual superior à referência em 500°C, mas em temperaturas de 800°C ambos os teores apresentaram queda na resistência mecânica em relação à referência.

Ainda de acordo com os autores, em pastas de cimento é observada uma ligeira expansão das amostras aquecidas próximo aos 350°C, sendo atribuída à dilatação de partículas desidratadas de portlandita. Acima dos 350°C ocorre um ligeiro encolhimento da pasta por desidratação de outros produtos hidratados. Entre 600°C e 800°C acontece um rápido encolhimento, com as amostras contendo pó de vidro apresentando maior intensidade desse fenômeno, sendo quase 3 vezes maior. Isso ocorre devido à proximidade da temperatura de transição vítrea do vidro, saindo do estado endurecido para a de um líquido super-resfriado, sendo especialmente intensificado pela presença de Na_2O , que industrialmente é utilizado para reduzir a temperatura necessária para a fusão do vidro.

A Figura 2.12 apresenta graficamente a variação do comprimento da pasta de cimento observado por Pan *et al.* (2017) para cada temperatura.

Figura 2.12: Retração de pastas de cimento em função da temperatura.

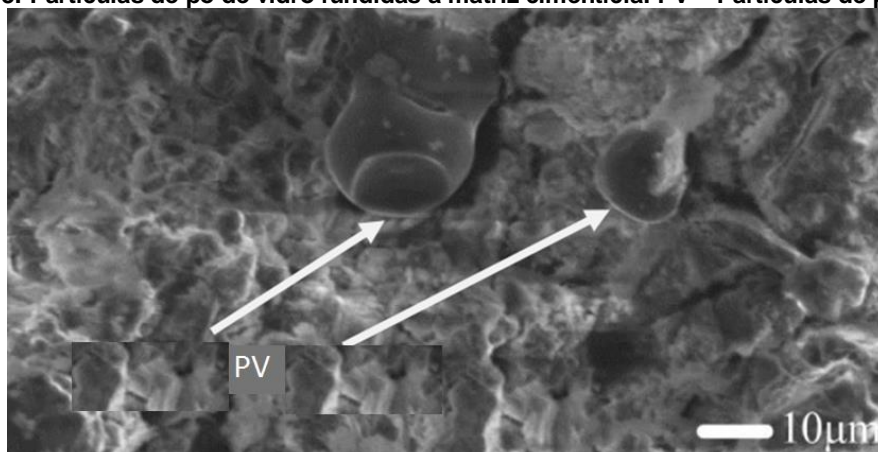


Fonte: Adaptado de Pan *et al.* (2017)

No vidro, teores de Na_2O propiciam modificação de cadeias de ligação dos componentes e a redução da temperatura necessária para formação de vidro líquido. De maneira geral, dos vários óxidos encontrados nos vidros, o SiO_2 possui baixo coeficiente de expansão no estado vítreo, enquanto o Na_2O possui um alto coeficiente devido a grandes volumes atômicos (PAN *et al.*, 2017).

As amostras que continham pó de vidro apresentaram maior resistência residual até os 500°C devido a menor disponibilidade de portlandita para dissociação, anteriormente consumida pelo efeito pozolânico do vidro, formando estruturas mais estáveis. Aos 800°C , as misturas contendo pó de vidro apresentaram menor resistência residual devido a excessiva retração da pasta, proveniente da mudança de fase acima da transição vítrea ($>530^\circ\text{C}$) e formação de líquido pelas partículas de vidro. Por meio de MEV (Figura 2.13) foi observada a presença de partículas de pó de vidro fundidas à matriz de cimento aos 800°C , fortalecendo a hipótese da mudança de fase do vidro, que eventualmente promoveu o encolhimento da mistura nessa temperatura (PAN *et al.*, 2017).

Figura 2.13: Partículas de pó de vidro fundidas a matriz cimentícia: PV – Partículas de pó de vidro.



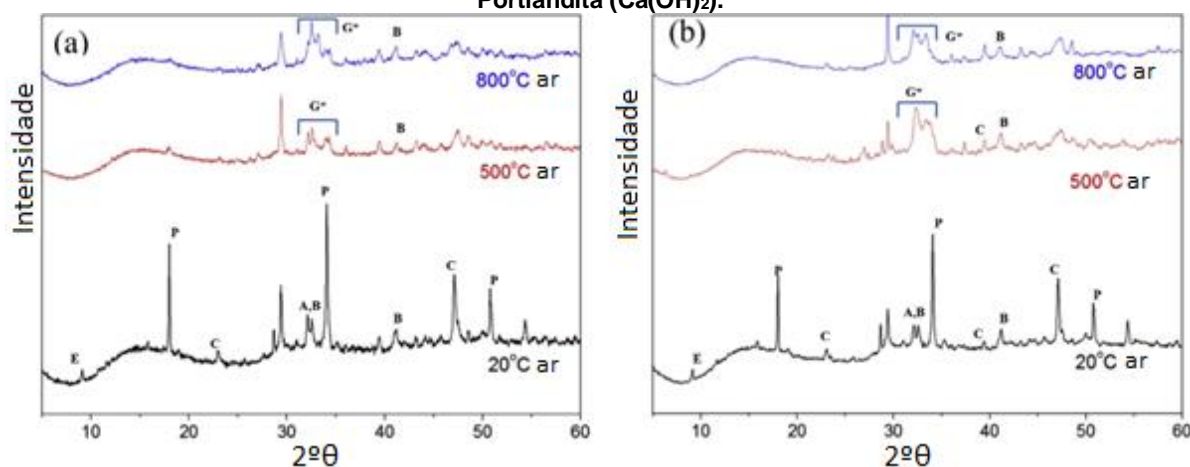
Fonte: Adaptado de Pan *et al.* (2017)

Por meio de observações de DRX (Figura 2.14), as mudanças de fases ocorridas em pastas de cimento com e sem incorporação de pó de vidro apresentaram um comportamento semelhante em temperaturas de 500°C a 800°C (PAN *et al.*, 2017).

Pan *et al.* (2017) observaram que quanto maior o teor de substituição do cimento por pó de vidro, menor a condutividade térmica da pasta, apresentando comportamento semelhante a outros materiais pozolânicos, como a sílica ativa, tendo como principal componente em comum SiO₂ amorfo. Os autores constataram a redução da condutividade térmica de até 32% para pastas contendo pó de vidro.

Nos ensaios de compósitos cimentícios em temperaturas de até 500°C, Olofinnade, Ede e Ndambuki (2017) observaram que a utilização de até 21% de pó de vidro com granulometria em d₅₀ de 80 µm em substituição em massa ao cimento promoveu iguais ou menores perdas de índice de resistência à compressão em relação ao traço referência, com perdas na ordem de até 20%, enquanto teores maiores de pó de vidro apresentaram desempenho inferior, perdendo até 68% da resistência com a incorporação de 30% de pó de vidro. A perda de resistência residual para maiores teores de pó de vidro pode ser explicada tanto pelo efeito de diluição dos componentes hidratados do cimento, produzindo uma matriz mais frágil, quanto pela retração excessiva da pasta pela mudança de fase do vidro. É importante destacar que no estudo dos autores, a resistência à compressão diminuiu à medida que o teor de pó de vidro aumentava, de 25 MPa para o traço referência, até aproximadamente 14 MPa para o traço com 30% de pó de vidro aos 28 dias, podendo ser atribuído ao grande tamanho as partículas de pó de vidro, demasiadamente grandes para uma reação pozolânica completa.

Figura 2.14: Difratogramas das pasta de cimento a 20, 500 e 800°C: (a) pasta referência, (b) pasta com 20% de pó de vidro, A – alita (3CaO.SiO₂), B – belita (Ca₂SiO₄), C – calcita (CaCO₃), E – Etringita (3CaO.Al₂O₃.3CaSO₄.26H₂O), G* – (A, B, G – Gehlenita (Ca₂Al(AlSiO₇)), Ak – Akermanita (Ca₂Mg(Si₂O₇))), P – Portlandita (Ca(OH)₂).



Fonte: Adaptado de Pan *et al.* (2017)

A partir de substituições de 10 e 20% em massa do cimento por pó de vidro para a produção de argamassas e o aquecimento de até 700°C, Rodier e Savastano Jr (2018) observaram que as misturas com pó de vidro perderam massa de maneira semelhante à de referência, mas apresentaram resistência residual à compressão maior, com 40 e 39% para 10 e 20% de substituição, respectivamente, enquanto o traço de referência apresentou 31%. Os autores justificaram os resultados em função da diminuição da portlandita e do aumento do teor de C-S-H pela reação pozolânica do pó de vidro.

Com substituições de até 10% em massa do cimento por pó de vidro, Durgun e Sevinç (2019) observaram maior índice de resistência à compressão nos compósitos cimentícios em temperaturas de até 600°C em relação à referência, com desempenho inferior para substituições maiores. A maior resistência mecânica em relação à referência foi atribuída ao consumo de portlandita, enquanto o menor desempenho foi atribuído a transição vítrea do vidro, que promove a retração do compósito.

A Tabela 2.5 apresenta a compilação com detalhes adicionais dos trabalhos encontrados na bibliografia que utilizaram o pó de vidro como material aglomerante em compósitos cimentícios submetidos a altas temperaturas.

Tabela 2.5: Compilação de trabalhos com pó de vidro em altas temperaturas.

Referência	Material	Pó de vidro em d ₅₀ (µm)	Substituição do cimento em massa (%)	Tempo de cura (dias)	Dimensão dos CP's	Temperaturas de ensaio (°C)	Taxa de aquecimento (°C/min)	Tempo de exposição (min)	Conclusão
Lu <i>et al.</i> (2017)	Argamassa com pó de vidro e agregado de vidro	28	0 e 20	90	4x4x16cm	800	5	120	Maior resistência à altas temperaturas com o aumento da dimensão dos poros capilares
Olofinnade, Ede e Ndambuki (2017)	Concreto com rejeito de pó de vidro	80	0, 15, 18, 21, 24, 27 e 30	90	15x15x15cm	60, 150, 300 e 500	10	120	Maiores quantidades de pó de vidro apresentam menor resistência à altas temperaturas
Pan <i>et al.</i> (2017)	Argamassa com pó de vidro	20	0%, 5, 10 e 20	28	Ø6cm x 18cm	500 e 800	4	90	O pó de vidro aumenta a resistência à altas temperaturas até 500°C, reduzindo aos 800°C
Rodier e Savastano Jr (2018)	Argamassa com pó de vidro	12	0, 10 e 20	28	Ø4cm x 8cm	700	10	120	Argamassa com pó de vidro perde a mesma massa que o traço referência, mas apresenta maior resistência em altas temperaturas
Durgun e Sevinç (2019)	Concreto com pó de vidro	-	0, 10, 20 e 30	90	5x5x5cm	200, 400, 600, 800 e 1000	5	60	Concretos com maiores quantidades de pó de vidro apresentam menor desempenho em temperaturas maiores

Fonte: Autor

2.2.5 Reidratação dos compósitos cimentícios após as altas temperaturas

Ainda que as altas temperaturas tenham um efeito altamente nocivo aos compósitos cimentícios, algumas de suas propriedades podem ser recuperadas a partir da reidratação de seus componentes. Souza e Moreno Jr (2010) observaram a recuperação de até 85% da sua resistência à compressão, 92% da sua resistência à tração e 81% do módulo de elasticidade em amostras imersas em água durante 56 dias após exposição a temperaturas de 600°C. Para amostras aquecidas até 900°C foram observadas recuperações de 38%, 46% e 7%, respectivamente, para as mesmas propriedades no mesmo tempo de imersão.

Mesmo depois que os efeitos das altas temperaturas tenham cessado e o elemento de compósito cimentício tenha resfriado, as condições ambientais são responsáveis por promover significativas alterações na estrutura física e química do elemento a partir da reidratação dos seus componentes anteriormente desidratados ou decompostos. O processo de reidratação pode ocorrer de maneira benéfica ou deletéria, assim como observado por Akca e Özyurt (2018), onde amostras reidratadas durante 28 dias ao ar apresentaram aumento do seu fissuramento superficial (diminuiu a resistência à compressão à 47% e rigidez à 13%) e amostras reidratadas por imersão em água recuperaram parte da resistência à compressão e rigidez, em torno de 71% e 51%, respectivamente.

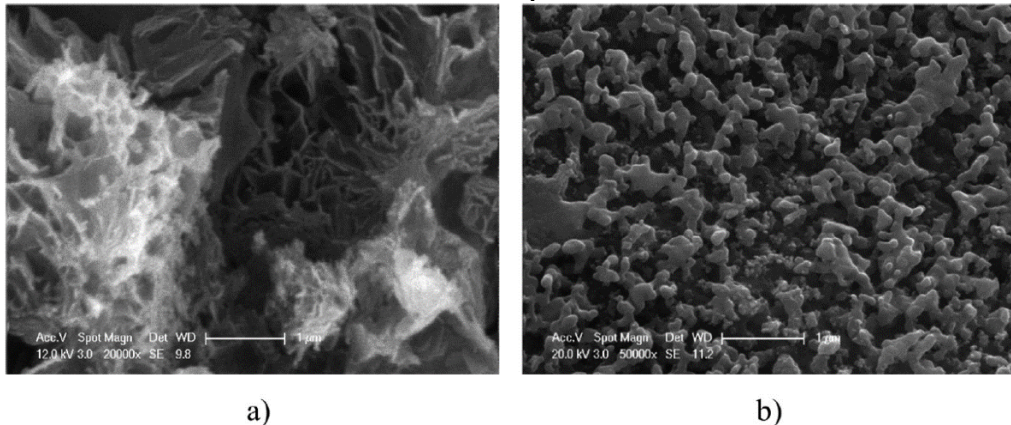
O efeito deletério da reidratação, especialmente na superfície das amostras de compósitos cimentícios, pode ser atribuído a neoformação da portlandita que é acompanhada por efeitos expansivos que supera a resistência à tração já fragilizada do elemento cimentício, promovendo ainda mais fissuras. O efeito benéfico pode ser atribuído a formação de C-S-H e calcita, componentes mais estáveis que ligam e preenchem parcialmente os vazios deixados pelas altas temperaturas (POON *et al.*, 2001; AKCA; ÖZYURT, 2018).

O efeito expansivo da reidratação da portlandita é mais acentuado em amostras reidratadas ao ar, especialmente na superfície do elemento. Entretanto, em amostras curadas em água, é provável que a portlandita possa ser dissolvida em solução (AKCA; ÖZYURT, 2018).

A neoformação da portlandita é atribuída a reidratação do CaO, disponível a partir da decomposição pelas altas temperaturas dos antigos componentes de portlandita e calcita. A recuperação das propriedades dos compósitos cimentícios é atribuída não só a reidratação da portlandita, mas também do C-S-H e da etringita (ALONSO; FERNANDEZ, 2004).

No estudo de Akca e Özyurt (2018), por meio de imagens de MEV é possível observar que antes das altas temperaturas os autores identificaram nos compósitos cimentícios C-S-H com morfologia de extensões alongadas e delgadas, que após as altas temperaturas, apresentou uma morfologia granular densa, como apresentado na Figura 2.15.

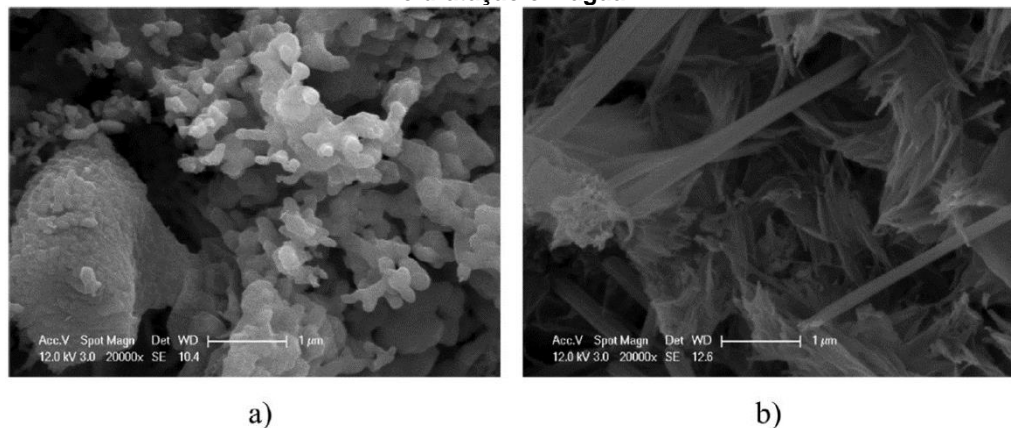
Figura 2.15: MEV dos compósitos cimentícios: (a) C-S-H antes das altas temperaturas (b) C-S-H depois das altas temperaturas.



Fonte: Akca e Özyurt (2018)

Akca e Özyurt (2018) ainda observaram que as amostras reidratadas ao ar durante 28 dias, pouco ou quase nada apresentaram reidratação dos seus componentes, enquanto a amostras reidratadas em água durante 28 dias apresentaram C-S-H com morfologia semelhante as amostras originalmente avaliadas antes das altas temperaturas, evidenciando a reidratação do componente, como pode ser observado na Figura 2.16.

Figura 2.16: MEV dos compósitos cimentícios: (a) C-S-H depois da reidratação ao ar (b) C-S-H depois da reidratação em água.



Fonte: Akca e Özyurt (2018)

Poon *et al.* (2001) estudou a recuperação de amostras de compósitos cimentícios danificadas pelo fogo, avaliando diferentes tipos de misturas. Até os 600°C os compósitos de alta resistência recuperaram até 77% (79 MPa) da sua resistência à compressão com a reidratação ao ar e 93% (96 MPa) da resistência por imersão em água durante 56 dias (compósito em temperatura ambiente com 103 MPa), enquanto o concreto de resistência

normal recuperou até 64% (36 MPa) em reidratação ao ar e 85% (48 MPa) por reidratação em água (compósito em temperatura ambiente com 55 MPa). Aos 800°C o compósito de alta resistência recuperou 49% (50 MPa) em reidratação ao ar e 79% (81 MPa) em reidratação em água (compósito em temperatura ambiente com 103 MPa, enquanto o concreto de resistência normal recuperou 39% (22 MPa) em reidratação ao ar e 56% (31 MPa) em reidratação em água (compósito em temperatura ambiente com 55 MPa).

Aos 800°C, a decomposição do C-S-H é mais acentuada, ao mesmo tempo que mais fissuras são formadas, dificultando sua recuperação, uma vez que o preenchimento dos vazios causados pelas altas temperaturas é menos eficiente (POON *et al.*, 2001).

Poon *et al.* (2001) acreditam que compósitos cimentícios com a presença de materiais pozolânicos podem recuperar mais rapidamente e com mais intensidade suas propriedades mecânicas e físicas, uma vez que a parcela de materiais pozolânicos não inicialmente hidratados antes das altas temperaturas poderiam reagir com a nova portlandita formada durante a reidratação.

Os autores ainda acreditam que as fissuras poderiam estimular ainda mais as reações, já que os poros capilares formados pelas altas temperaturas, anteriormente fechados, disponibilizariam maior área de molhagem para as reações de hidratação, inclusive ajudando a controlar os efeitos negativos da reidratação da portlandita a partir da sua diluição.

De maneira geral, a reidratação dos compósitos cimentícios e a recuperação de suas propriedades ocorre das seguintes maneiras: reidratação parcial do C-S-H anteriormente decomposto; hidratação dos grãos de cimento não hidratados inicialmente; reidratação da portlandita; carbonatação (formação de calcita) e reações pozolânicas de pozolanas anteriormente não-reagidas, promovendo o preenchimentos de poros decorrentes das altas temperaturas. Essa reidratação é estimulada pela abertura dos poros capilares causadas pelas altas temperaturas, o que aumenta a área de molhagem dentro do elemento de compósito cimentício (POON *et al.*, 2001).

2.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS SOBRE A REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Com a revisão realizada na bibliografia sobre CCAD, efeitos do pó de vidro e altas temperaturas nos compósitos cimentícios e sua reidratação, as seguintes considerações podem ser realizadas:

- É evidente que os CCAD apresentam diversas áreas de aplicações, especialmente quando busca-se maior desempenho na durabilidade das estruturas de concreto,

com os materiais pozolânicos tendo importante papel no desenvolvimento de suas propriedades reológicas, físicas, mecânicas e de redução de custos de sua produção e de impactos ambientais.

- O pó de vidro, que apresenta grandes quantidades de sílica amorfa em sua composição, foi e continua sendo estudado por diversos pesquisadores quanto a sua pozolanicidade e contribuição no desenvolvimento das propriedades dos compósitos cimentícios. Quando finamente moído e utilizado com partículas menores que 75 μm participa ativamente no efeito pozolânico e não promove a reação álcali-agregado, mesmo apresentando grandes quantidades de Na_2O . Autores como Soliman e Tagnit-Hamou (2016) conseguiram desenvolver concretos de ultra-desempenho com resistência à compressão da ordem de 200 MPa, substituindo até 50% do cimento por pó de vidro.
- Os efeitos das altas temperaturas nos compósitos cimentícios, especialmente aos CCAD, deve ser verificado, pois, por apresentar uma matriz muito densa, pode potencializar o aparecimento de lascamentos conhecidos como *spalling*. As altas temperaturas promovem alterações nas propriedades químicas, físicas e mecânicas dos compósitos cimentícios, reduzindo consideravelmente o seu desempenho. A presença de materiais pozolânicos pode amenizar os efeitos das altas temperaturas nos compósitos, consumindo totalmente ou parcialmente a portlandita, produto da hidratação do cimento e relativamente frágil a altas temperaturas.
- Estudos sobre os efeitos das altas temperaturas em compósitos cimentícios com pó de vidro são escassos, e os existentes, de maneira geral, concluem que o pó de vidro reduz o desempenho mecânico do compósito em altas temperaturas, especialmente acima dos 500°C, atribuindo esse efeito à proximidade da temperatura de transição vítrea do vidro, promovendo fluência e retração das amostras, como comentado por Pan *et al.* (2017) e Durgun e Sevinç (2019).
- Ainda que os efeitos das altas temperaturas seja altamente nocivo aos compósitos cimentícios, o processo de reidratação de seus componentes decompostos possibilita recuperar parte de seu desempenho. O processo ocorre com reidratação do C-S-H e portlandita, preenchendo os vazios promovidos pelas altas temperaturas e restabelecendo as ligações hidráulicas entre os componentes.

O estudo realizado nesse trabalho buscou complementar parte da lacuna de conhecimento sobre os efeitos das altas temperaturas em compósitos cimentícios com pó de vidro, especialmente os de alto desempenho (ordem de resistência à compressão de 100 MPa) e sobre o fenômeno de sua reidratação, onde não são encontrados exemplos na literatura nacional e internacional.

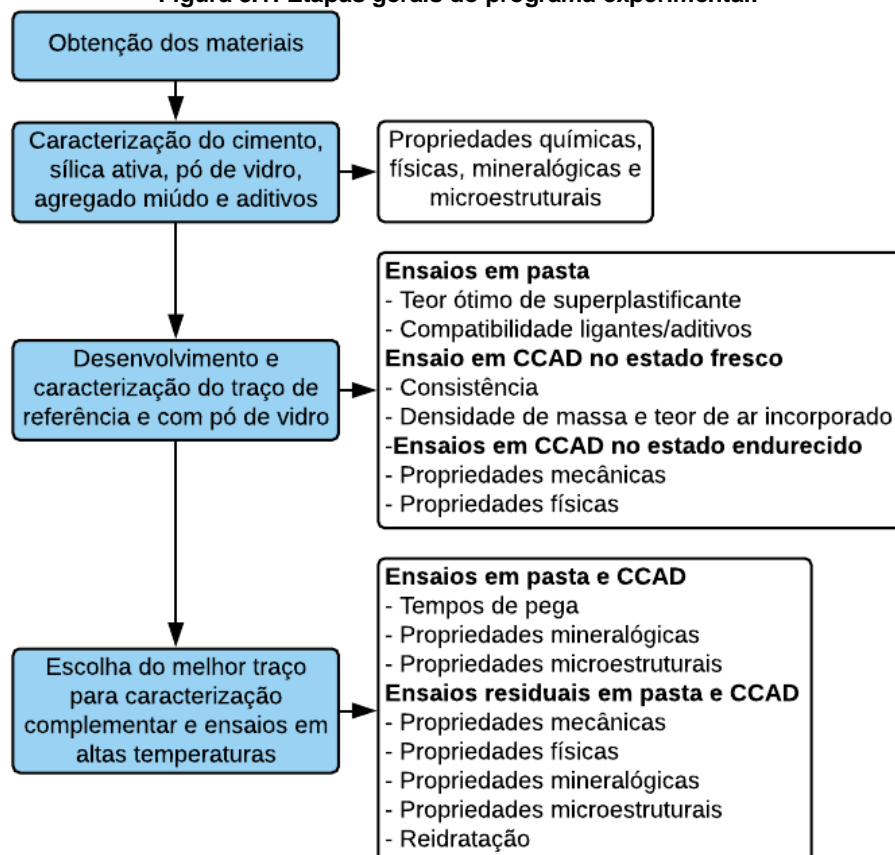
3. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse capítulo serão apresentados os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento dos CCAD com e sem pó de vidro, caracterizando os materiais constituintes utilizados e os compósitos cimentícios no estado fresco e endurecido, bem como os efeitos das altas temperaturas.

Os resultados obtidos na caracterização dos materiais constituintes e dos CCAD são comuns para o grupo de pesquisa do pó de vidro do Laboratório de Materiais e Componentes (LMC) do Departamento de Engenharia Civil (DECiv) da UFSCar, onde outras propriedades de desempenho são avaliadas.

Para ilustrar as etapas do estudo, o fluxograma da pesquisa é apresentado na Figura 3.1. Ressalta-se que o traço com pó de vidro de melhor potencial para o estudo (baseando-se nas propriedades mecânicas e físicas) foi escolhido para os ensaios em altas temperaturas, avaliando os efeitos residuais e de reidratação.

Figura 3.1: Etapas gerais do programa experimental.



Fonte: Autor

3.1 OBTENÇÃO DOS MATERIAIS

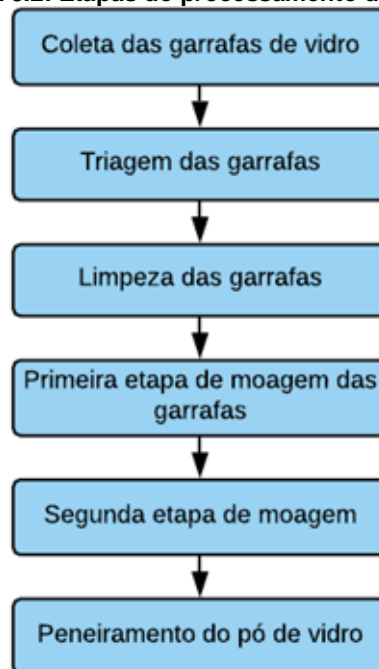
Os materiais constituintes utilizados na produção dos CCAD são:

- Cimento de alta resistência inicial (CP V ARI) da Holcim do Brasil;
- Sílica ativa do tipo microsílica 920U da *Elkem Materials South America*;
- Pó de vidro com tamanho de partículas inferior a 75 μm ;
- Agregado miúdo quartzoso proveniente de leito de rio e peneirado manualmente em malha de abertura de 1,2 mm;
- Água do sistema de abastecimento da cidade de São Carlos;
- Aditivo superplastificante à base de policarboxilatos (*Tec Flow 8000*) e aditivo redutor de retração *Eclipse*, ambos aditivos da *GCP Applied Technologies*.

Os materiais selecionados são facilmente encontrados e comercializados na região de São Carlos/SP, com exceção do pó de vidro que foi processado por integrantes do grupo de pesquisa.

O pó de vidro utilizado no estudo é proveniente de garrafas de cerveja de pós-consumo obtidas em estabelecimentos comerciais na cidade de São Carlos/SP e triadas por cor. Da coleta até necessariamente a obtenção do pó de vidro (partículas $\leq 75 \mu\text{m}$) foram necessárias várias etapas de processamento. O fluxograma da Figura 3.2 apresenta quais são essas etapas.

Figura 3.2: Etapas do processamento do vidro.



Fonte: Autor

Após recolhidas e depositadas no ambiente de laboratório, as garrafas foram triadas por cor, selecionando aquelas de cor âmbar. Posterior a triagem, para a limpeza, as garrafas foram lavadas manualmente com água e sabão para a retirada de qualquer resíduo interno ou externo, inclusive para a retirada dos rótulos de papel ou plástico.

Realizada a limpeza, as garrafas foram dispostas para secagem em temperatura ambiente (Figura 3.3), posteriormente sendo colocadas em uma betoneira de aço junto a esferas de aço de 35 mm de diâmetro, servindo de meio para a primeira etapa de moagem (Figura 3.4).

Figura 3.3: Garrafas limpas e dispostas em ambiente de laboratório.



Fonte: Autor

Figura 3.4: Primeira etapa de moagem.



Fonte: Autor

Com a betoneira devidamente fechada, ligou-se o equipamento por 5 minutos, fazendo com que as esferas metálicas se agitassem, quebrando as partículas maiores de vidro. Terminado a primeira etapa de moagem, retirou-se todo o material fazendo uso de uma malha metálica para auxiliar na separação das esferas do vidro.

O vidro proveniente da primeira etapa de moagem foi transferido para um moinho de bolas com capacidade de 250 kg (Figura 3.5), sendo utilizadas pedras de sílex como meio para a segunda etapa de moagem. Todo o material foi moído à seco, de uma única vez, por um período de 14 horas.

Figura 3.5: Moinho de bolas.



Fonte: Autor

Terminada a segunda etapa de moagem, o vidro moído foi retirado do moinho e armazenado em sacos plásticos, sendo depositados em ambiente de laboratório e protegidos de qualquer contato com umidade.

O pó de vidro armazenado foi seco em estufa por aproximadamente 24 horas em temperatura próxima a 105°C e peneirado em peneiras com abertura de malha de 75 μm . O peneiramento foi realizado mecanicamente no agitador de peneiras Ro-Tap (Figura 3.6) durante 15 minutos.

Figura 3.6: Agitador de peneiras Ro-Tap.



Fonte: Autor

O material passante na peneira foi armazenado em sacos de papel kraft e sacos plásticos, evitando-se o contato com umidade.

A moagem a seco de 250 kg de vidro por 14 horas em moinho de bolas e peneiramento mecânico de 15 minutos no agitador de peneiras Ro-Tap, com peneiras de abertura de malha de 75 μm , apresentou taxa de eficiência de 64%.

A Figura 3.7 apresenta algumas etapas do processamento do vidro até a obtenção do pó de vidro utilizado.

Figura 3.7: Algumas etapas do processamento do vidro.

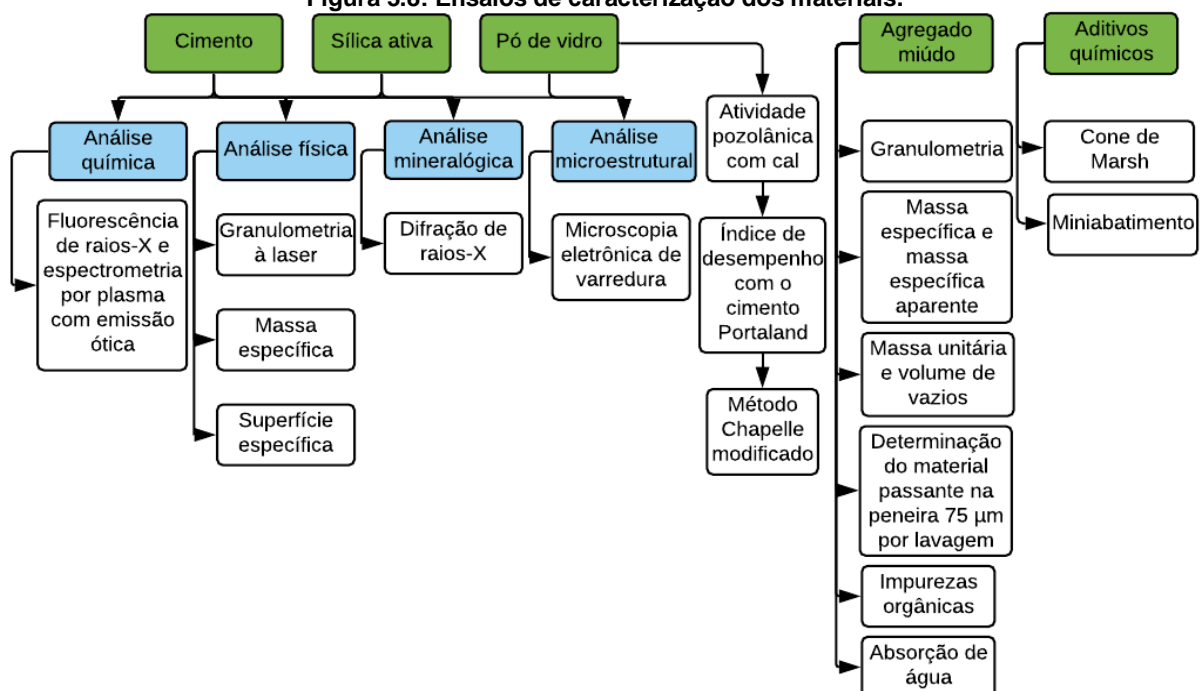


Fonte: Autor

3.2 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

Todos os materiais considerados aglomerantes (cimento, sílica ativa e pó de vidro) foram caracterizados em suas propriedades químicas, físicas, mineralógicas e microestruturais, ainda caracterizando o pó de vidro quanto a sua pozolanicidade. O agregado miúdo foi caracterizado em propriedades físicas e químicas e os dados dos aditivos foram fornecidos pelo fabricante, sendo verificada sua compatibilidade com os aglomerantes. Todos os ensaios de caracterização são apresentados no fluxograma da Figura 3.8.

Figura 3.8: Ensaio de caracterização dos materiais.



Fonte: Autor

Para os aglomerantes, a caracterização química foi realizada por fluorescência de raios-X (FRX), espectrometria por plasma com emissão ótica (ICP-OES) e perda ao fogo, que por avaliações quantitativas, apresentam os componentes químicos constituintes de cada material. As amostras foram preparadas por fusão alcalina, britagem, moagem, homogeneização e/ou prensagem em leito de ácido bórico. Todas as análises químicas dos aglomerantes foram realizados no Laboratório de Poços de Caldas da Comissão Nacional de Energia Nuclear (CENEN), em Poços de Caldas/MG.

A análise granulométrica dos aglomerantes foi realizado no granulômetro a laser FRITSCH, modelo ANALYSETTE 22 NanoTec (Figura 3.9) que utiliza de difração de lasers para determinar o tamanho das partículas pela teoria de cálculo de Mie. Os ensaios de granulometria a laser foram realizados no Laboratório de Materiais Cerâmicos do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo (EESC/USP), São Carlos/SP. Destaca-se que, para evitar a aglomeração de partículas no granulômetro a laser, utilizou-se como meio de dispersão água potável em temperatura ambiente junto a um dispersante químico de polimetacrilato de amônio Darvan C-N da Vanderbilt.

Especificamente para a sílica ativa, por se tratar de um material extremamente fino, que apresenta tendência à aglomeração, foi preparado uma solução de três partes de sílica ativa para cada parte de água potável à temperatura ambiente, com teor de 1% de dispersante de polimetacrilato de amônio em relação a água. Utilizando-se de um pequeno moinho de bolas com esferas de alumina, o material foi desaglomerado mecanicamente por 1,5 hora. O procedimento foi necessário para desaglomerar as partículas maiores de sílica ativa e verificar a real granulometria do material.

Figura 3.9: Granulômetro a laser.



Fonte: Autor

A massa específica dos aglomerantes foi determinada pelo método da NBR 16605:2017 (ABNT, 2017). A superfície específica foi determinada pelo método de Blaine,

que segue diretrizes da NBR 16372:2015 (ABNT, 2015), realizado no Laboratório de Materiais da Construção Civil do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) em São Paulo/SP.

As fases mineralógicas foram avaliadas por DRX na unidade Rigaku Rotaflex, modelo RU200B, com parâmetros de $2\theta/\theta$ de varredura nominal de 3° a 120° , passo de 0,0200/segundo, varredura de $2^\circ/\text{min}$ em tensão de 40kV e 60mA, ânodo de cobre, demonstrando qualitativamente os picos cristalinos de cada material. Os ensaios de DRX foram realizados no Laboratório Multiusuário de Cristalografia Estrutural do Instituto de Física de São Carlos da Universidade de São Paulo IFSC/USP em São Carlos/SP.

A análise microestrutural por MEV, que permite avaliar por imagens de alta resolução e em escala microscópica a morfologia dos materiais, foi realizado no equipamento Inspect F50 da FEI Company no Laboratório de Materiais Cerâmicos do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo (EESC/USP), São Carlos/SP.

Para o cimento, foi avaliada sua conformidade de acordo com as exigências da NBR 16697:2018 (ABNT, 2018).

A avaliação da pozolanicidade do pó de vidro foi determinada por ensaios mecânicos e químicos, seguindo diretrizes da NBR 5751:2015 (ABNT, 2015) para a determinação de atividade pozolânica com cal aos 7 dias, da NBR 5752:2014 (ABNT, 2014) para a determinação do índice de desempenho com o cimento Portland aos 28 dias, e da NBR 15895:2010 (ABNT, 2010) para determinação do teor de hidróxido de cálcio fixado pelo método Chapelle modificado.

As propriedades físicas e químicas do agregado miúdo foram determinadas pelas seguintes diretrizes:

- NBR NM 248:2003 (ABNT, 2003) de composição granulométrica;
- NBR NM 52:2009 (ABNT, 2009) de massa específica e massa específica aparente;
- NBR NM 45:2006 (ABNT, 2006) de massa unitária e volume de vazios;
- NBR NM 46:2003 (ABNT, 2003) de material fino passante na peneira de 75 μm por lavagem;
- NBR NM 49:2001 (ABNT, 2001) de impurezas orgânicas;
- NBR NM 30:2001 (ABNT, 2001) de absorção de água.

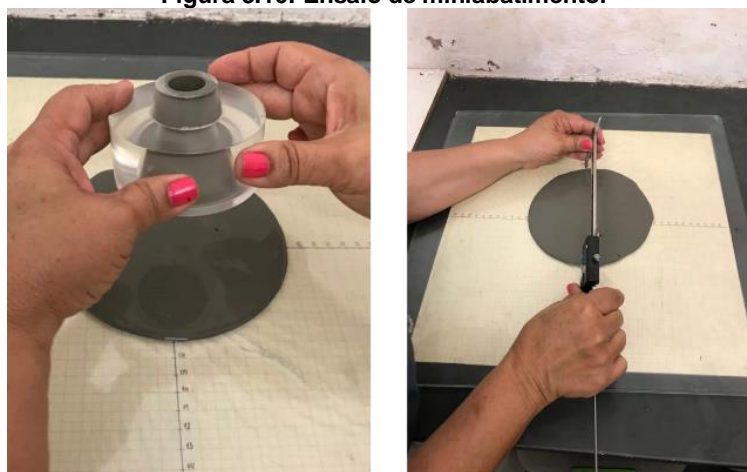
3.3 DESENVOLVIMENTO DO TRAÇO DE REFERÊNCIA E COM PÓ DE VIDRO

Como continuação do estudo realizado por Salvador Filho *et al.* (2017), foi utilizado o traço referência desenvolvido pelos pesquisadores como parâmetro inicial e adaptado para as características dos materiais utilizados no estudo do grupo de pesquisa.

Foi fixado para o traço referência (REF) parâmetros mínimos de relação a/agl de 0,18 e consistência mínima (*flow table*) de 310 mm, obtendo-se uma mistura fluída, mas com reduzida quantidade de água com a utilização do superplastificante. O pó de vidro foi incorporado em substituição volumétrica ao cimento nas proporções de 10% (VD10), 20% (VD20) e 50% (VD50), mantendo-se constante a quantidade de todos os outros materiais. Sabendo que para as reações pozolânicas é necessário a portlandita disponibilizada pela hidratações do cimento, foram realizadas substituições de até 50% do cimento por pó de vidro, podendo ser comparada à substituições menores, como 10% e 20%.

Para avaliar a compatibilidade entre os aditivos químicos e os aglomerantes foi utilizado o método de miniabatimento (Figura 3.10), desenvolvido por Kantro (1980).

Figura 3.10: Ensaio de miniabatimento.



Fonte: Autor

O método consiste no preenchimento e arrasamento de um molde tronco-cônico com pasta de cimento sobre uma base de vidro plana e lisa, que após a sua retirada é verificada a abertura média do diâmetro da pasta (mínimo de duas medidas), posteriormente calculando-se a área de espalhamento. Variando o teor de aditivo superplastificante para a mistura, foi calculado o espalhamento correspondente aos tempos de 10 (imediatamente após o término da mistura), 30, 40 e 60 minutos.

A compatibilidade entre os materiais foi averiguada pela perda de espalhamento da mistura referência (cimento e sílica ativa) ao longo do tempo. Aditivos compatíveis ao cimento irão apresentar perda de espalhamento com valores bastante reduzidos ao longo do tempo (NEVILLE, 2016).

Para determinar o teor ótimo de superplastificante foi utilizado o cone de Marsh previsto na NBR 7681-2:2013 (ABNT, 2013) em conjunto com o método de AFREM desenvolvido por De Larraard *et al.* (1997). O método consiste em avaliar o momento em que a curva logarítmica do tempo de escoamento da pasta tangencia uma reta de inclinação 2:5, apresentando o teor de saturação para o aditivo superplastificante na mistura (CASTRO; LIBORIO, 2005).

Para verificar se a mistura dos materiais e o teor de aditivo superplastificante atende ao critério mínimo de consistência, foi realizado o ensaio de consistência na *flow table* (Figura 3.11) que segue as diretrizes da NBR 13276:2016 (ABNT, 2016). As misturas de CCAD referência e com pó de vidro devem possuir um mínimo de espalhamento de 310 mm.

Figura 3.11: Ensaio de consistência (*flow table*) dos CCAD.



Fonte: Autor

Para a mistura e homogeneização dos CCAD foi utilizada uma argamassadeira planetária da Solotest com cuba em inox com capacidade para 5 litros (Figura 3.12).

Figura 3.12: Argamassadeira da Solotest.

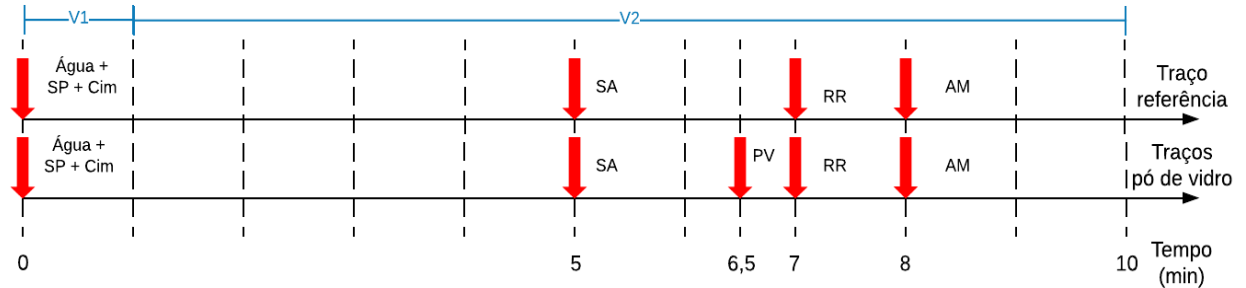


Fonte: Autor

A ordem de inserção dos materiais e o procedimento de mistura dos traços referência e com pó de vidro, seguem os parâmetros apresentados na Figura 3.13. Foram

utilizadas duas velocidades na argamassadeira, a velocidade 01 de 180 rpm e a velocidade 02 de 240 rpm.

Figura 3.13: Ordem dos materiais para cada traço: Cim – cimento, SP – superplastificante, SA – sílica ativa, PV – pó de vidro, RR – redutor de retração, AM- agregado miúdo, V1 – velocidade 01, V2 – velocidade 02.



Fonte: Autor

Ao fim do procedimento foram moldados corpos de prova utilizando moldes cilíndricos metálicos de $\varnothing 5 \times 10$ cm. A moldagem foi realizada com o preenchimento do molde em 4 camadas iguais, realizando-se o adensamento de cada camada por meio de 30 golpes de um soquete metálico normatizado.

Também foram moldados corpos de prova prismáticos em formas metálicas com $4 \times 4 \times 16$ cm. A moldagem foi realizada em 2 camadas adensadas com 30 golpes de soquete metálico normatizado.

Após moldagem, os corpos de prova foram imediatamente levados para a câmara úmida, permanecendo em cura por 48 horas antes da retirada dos moldes. A cura após a desmoldagem foi feita em imersão em água saturada com cal, permanecendo até a data da realização dos ensaios. A Figura 3.14 apresenta os moldes metálicos, moldes na câmara úmida e amostras em cura imersas em água saturada com cal.

Figura 3.14: Moldes metálicos em câmara úmida e amostras imersas em água saturada com cal.



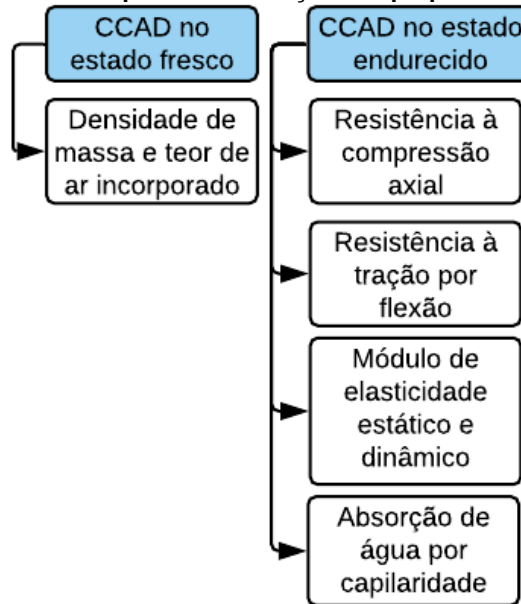
Fonte: Autor

3.4 CARACTERIZAÇÃO DOS COMPÓSITOS

Para determinar as diversas propriedades dos CCAD e escolher o melhor traço com pó de vidro, foram realizados ensaios de caracterização mecânica e física. O traço de pó de vidro com melhor potencial de estudo foi selecionado para a avaliação em altas

temperaturas. O fluxograma da Figura 3.15 apresenta os ensaios de caracterização para a escolha do traço de pó de vidro com o melhor desempenho.

Figura 3.15: Ensaios para determinação das propriedades do CCAD.



Fonte: Autor

3.4.1 Densidade de massa e teor de ar incorporado dos CCAD

Para avaliar o comportamento dos compósitos com diferentes teores de pó de vidro referente a densidade de massa e teor de ar incorporado, foram realizados ensaios seguindo as diretrizes da NBR 13278:2005 (ABNT, 2005). A Figura 3.16 ilustra a realização do ensaio.

Figura 3.16: Ensaio de densidade de massa e teor de ar incorporado dos CCAD.



Fonte: Autor

3.4.2 Resistência à compressão axial dos CCAD

Os ensaios de resistência à compressão axial dos CCAD foram realizados em corpos de prova cilíndricos na Máquina Universal de Ensaio da EMIC, com capacidade máxima de

60 toneladas (Figura 3.17). Foram ensaiados 4 corpos de prova de cada traço nas idades de 2, 7, 28 e 91 dias, de acordo com a NBR 5739:2018 (ABNT, 2018). Antes do ensaio de resistência à compressão axial, os corpos de prova foram retificados utilizando uma fresadora mecânica.

Figura 3.17: Ensaio de resistência à compressão axial dos CCAD.



Fonte: Autor

3.4.3 Resistência à tração por flexão dos CCAD

Os ensaios de resistência à tração por flexão dos CCAD (Figura 3.18) também foram realizados na Máquina Universal de Ensaio EMIC em 3 corpos de prova prismáticos para cada traço na idade de 28 dias, seguindo parâmetros da NBR 13279:2005 (ABNT, 2005).

Figura 3.18: Ensaio de resistência à tração por flexão dos CCAD.



Fonte: Autor

No próximo item será apresentado o método para determinar o módulo de elasticidade estático e dinâmico nos CCAD.

3.4.4 Módulo de elasticidade estático e dinâmico dos CCAD

Todos os ensaios de módulo de elasticidade estático dos CCAD foram realizados em 3 corpos de prova cilíndricos para cada traço na idade de 28 dias.

Na Máquina Universal de Ensaios EMIC foram obtidos os valores de módulo de elasticidade estático (Figura 3.19) seguindo as diretrizes da NBR 8522:2017 (ABNT, 2017).

Figura 3.19: Ensaio de módulo de elasticidade estático dos CCAD.

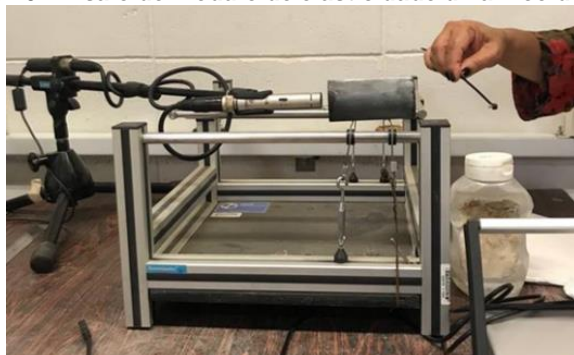


Fonte: Autor

Para o módulo de elasticidade dinâmico, os valores foram obtidos por meio do ensaio não-destrutivo que utiliza a propagação de ondas longitudinais e flexionais de captura por pulsos ultrassônicos, normatizado pela ASTM C215 (ASTM, 2014).

As amostras foram pesadas e posicionadas no aparato de ensaio (Figura 3.20). O corpo de prova é excitado de forma longitudinal e flexional para se obter a frequência fundamental que, a partir de vibrações, é identificada por um microfone. Um software faz a análise dos dados e fornece os valores de módulo de elasticidade dinâmico. Os ensaios de módulo de elasticidade dinâmico foram realizados no Laboratório de Estruturas da Universidade de São Paulo, campus São Carlos.

Figura 3.20: Ensaio de módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD.



Fonte: Autor

3.4.5 Absorção de água por capilaridade dos CCAD

Foi avaliada a absorção de água por capilaridade dos CCAD em 3 corpos de prova cilíndricos de cada traço com $\varnothing 5 \times 10$ cm nas idades de 7 e 28 dias (Figura 3.21) seguindo as diretrizes da NBR 9779:2012 (ABNT, 2012).

Figura 3.21: Corpos de prova cilíndricos em contato com a lâmina de água.



Fonte: Autor

3.5 CARACTERIZAÇÃO COMPLEMENTAR DO TRAÇO SELECIONADO

O melhor traço selecionado para a continuação do estudo foi mais extensivamente caracterizado. Foram realizadas caracterizações de tempo de pega e mineralógicas (DRX) na pasta de cimento, enquanto no CCAD foram realizadas caracterizações microestruturais por MEV.

3.5.1 Tempos de pega das pastas de cimento

Para compreender os efeitos da utilização do pó de vidro nos tempos de início e fim de pega do cimento, foi utilizado o aparelho de Vicat seguindo as diretrizes da NBR 16607:2018 (ABNT, 2018). As pastas avaliadas foram de cimento, de cimento com o teor de pó de vidro selecionado, e de cimento com sílica ativa e com o teor de pó de vidro selecionado

3.5.2 Avaliação mineralógica e microestrutural das pastas de cimento e dos CCAD

Para as caracterizações das pastas de cimento em suas propriedades mineralógicas foi utilizado o ensaio de DRX na idade de 28 e 91 dias. Com a DRX foi possível avaliar os principais produtos de hidratação formados pela mistura dos aglomerantes. Compostos como a portlandita e a calcita, por exemplo, foram identificados a partir da formação de picos cristalinos que são confrontados com padrões fornecidos por softwares.

No MEV foi identificada a morfologia da superfície do compósito, verificando-se a presença de produtos hidratados, o comportamento das partículas de pó de vidro com o resto da matriz, e a zona de transição entre a matriz e os agregados.

A Tabela 3.1 apresenta o resumo dos ensaios para o desenvolvimento do traço e caracterização das pastas e dos CCAD em temperatura ambiente realizados na pesquisa.

Tabela 3.1: Resumo de ensaios nas pastas e nos CCAD em temperatura ambiente

Característica	Material/Estado	Método de ensaio	Nº de CP's	Dimensão dos CP's	Idades (dias)
Miniabatimento	Pasta/Fresco	Kantro (1980)	-	-	-
Cone de Marsh	Pasta/Fresco	NBR 7681-2:2013 (ABNT, 2013)	-	-	-
Consistência na <i>flow table</i>	CCAD/Fresco	NBR 13276:2016 (ABNT, 2016)	-	-	-
Densidade de massa e teor de ar incorporado	CCAD/Fresco	NBR 13278:2005 (ABNT, 2005)	-	-	-
Resistência à compressão axial	CCAD/Endurecido	NBR 5739:2018 (ABNT, 2018)	4	Ø5cm x 10cm	2, 7, 28 e 91
Resistência à tração por flexão	CCAD/Endurecido	NBR 13279:2005 (ABNT, 2005)	3	4cm x 4cm x 16cm	28
Módulo de elasticidade estático	CCAD/Endurecido	NBR 8522:2017 (ABNT, 2017)	3	Ø5cm x 10cm	28
Módulo de elasticidade dinâmico	CCAD/Endurecido	ASTM C215:2014 (ASTM, 2014)	4	Ø5cm x 10cm	28
Absorção de água por capilaridade	CCAD/Endurecido	NBR 9779:2012 (ABNT, 2012)	3	Ø5cm x 10cm	7 e 28
Tempo de início e fim de pega	Pasta/Fresco	NBR 16607:2018 (ABNT, 2018)	-	-	-
DRX	Pasta/Endurecido	-	-	-	28 e 91
MEV	CCAD/Endurecido	-	-	-	91

Fonte: Autor

3.6 AVALIAÇÃO DOS CCAD EM ALTAS TEMPERATURAS

Buscando-se avaliar o efeito do pó de vidro nas propriedades mecânicas, físicas, microestruturais, mineralógicas e de reidratação residuais das pastas e dos CCAD em altas temperaturas, foram moldadas amostras de referência e com pó de vidro no teor selecionado anteriormente.

As temperaturas escolhidas para o estudo foram 200°C, 400°C, 600°C e 800°C, obtidas a partir de uma taxa de aquecimento de 1°C/min, permanecendo na temperatura desejada por 60 minutos e resfriadas lentamente. As avaliações foram realizadas imediatamente após o resfriamento e, somente nas amostras aquecidas a 800°C, realizou-se a reidratação por imersão em água durante 56 dias. Para comparação, as amostras armazenadas em temperatura ambiente também foram confeccionadas e caracterizadas.

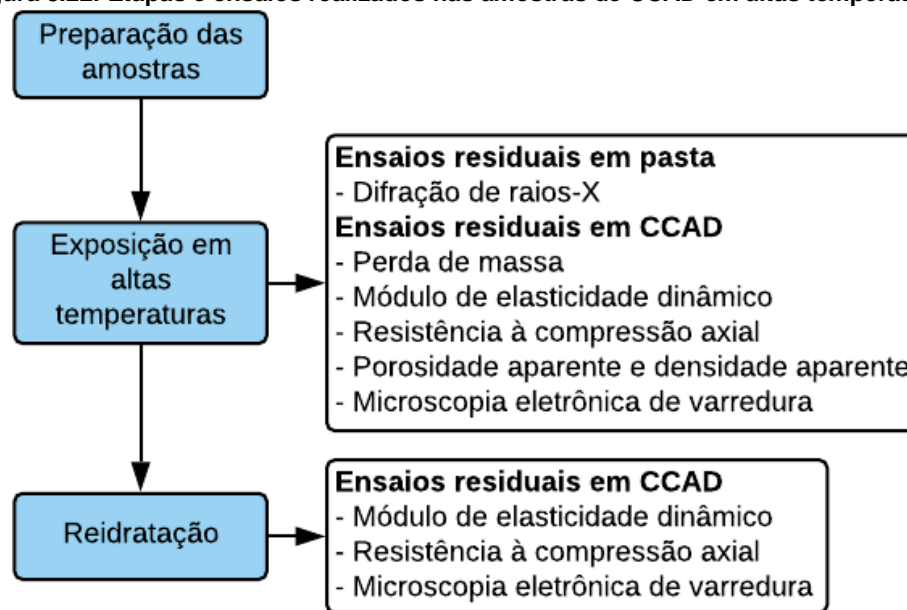
Para que fosse possível avaliar os efeitos das altas temperaturas nas propriedades residuais (ou seja, após o resfriamento) de CCAD sem a ocorrência de *spalling*, foi utilizada

uma taxa de aquecimento baixa (1°C/min), o que permitiu a obtenção de amostras sem sinais de danos por lascamento após exposição a altas temperaturas.

Ainda que existam normas que forneçam curvas de aquecimento como a NBR 5628:2001 (ABNT, 2001) e ISO 834:1999 (ISO, 1999) para ensaios de materiais e componentes da construção em situação de incêndio, este não foi o objetivo do trabalho. Os parâmetros de aquecimento e o tamanho de amostras foram semelhantes as diretrizes da RILEM TC 200-HTC: Part 2:2007 (RILEM, 2007).

O fluxograma da Figura 3.22 apresenta os ensaios realizados nas amostras destinadas as altas temperaturas.

Figura 3.22: Etapas e ensaios realizados nas amostras de CCAD em altas temperaturas.



Fonte: Autor

Os corpos de prova destinados ao ensaio de altas temperaturas foram cilíndricos com dimensão aproximada de $\varnothing 53 \times 159$ mm (não padronizado, mas com relação base:altura de 1:3, sugerido pela RILEM TC 200-HTC: Part 2 (RILEM, 2007), como apresentado na Figura 3.23). A mistura dos CCAD foi preparada em uma argamassadeira horizontal (Figura 3.24) com capacidade de 120 litros e potência de motor de 3 CV. A utilização da argamassadeira horizontal foi necessária para a mistura de grandes quantidades de material, suficiente para produzir em um único lote para cada a mistura o traço referência e com o teor de pó de vidro selecionado. A mistura dos materiais seguiu o mesmo procedimento apresentado na Figura 3.13.

Figura 3.23: Corpos de prova com base/altura de 1:3.



Fonte: Autor

Figura 3.24: Argamassadeira horizontal.



Fonte: Autor

A mistura fresca de CCAD foi colocada no molde em duas camadas e posteriormente adensada em mesa vibratória até que o ar aprisionado fosse retirado.

As amostras, logo após a moldagem, permaneceram em câmara úmida até a idade 2 dias antes da desmoldagem. Posteriormente foram curadas por imersão em solução de água saturada com cal até a idade de 9 dias, logo após sendo curadas ao ar em ambiente de laboratório até a idade de 84 dias. Na idade de 84 dias, as amostras foram secas em estufa por um período de 7 dias a 80°C, buscando retirar a umidade e evitar o fenômeno de *spalling* durante o aquecimento em altas temperaturas, procedimento semelhante ao realizado por Yim, Park e Jun (2019). Na idade de 91 dias todas as amostras foram retificadas, pesadas e expostas a altas temperaturas.

É importante destacar que o procedimento de cura realizado nas amostras destinadas a altas temperaturas não é normatizado, mas necessário para que o CCAD desenvolva suas propriedades e não apresente elevado grau de umidade no interior das amostras, buscando evitar o *spalling*.

O equipamento utilizado no aquecimento foi uma mufla com resistências elétricas (Figura 3.25) capaz de fornecer aquecimento de até 1200°C, geometria cúbica com volume

útil de 40x40x40cm, revestida com placas de concreto refratário para o isolamento térmico. É provida de um termostato para avaliação e controle eletrônico da temperatura, além da taxa de aquecimento. O ensaio de altas temperaturas foi realizado no Laboratório de Estruturas (LES) da Faculdade de Engenharia Civil, Arquitetura e Urbanismo, Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP) em Campinas/SP.

Figura 3.25: Mufla eletrônica.



Fonte: Autor

O resfriamento das amostras foi realizado lentamente no interior da mufla após o aquecimento à uma taxa de 1°C/min. Por limitações de uso do equipamento, a retirada das amostras ocorreu quando temperatura no interior da mufla fosse inferior a 300°C. De toda forma não foram observados danos por lascamentos ou fissuração provenientes do choque térmico com a temperatura ambiente fora da mufla.

Após o resfriamento (em temperatura ambiente), as amostras de CCAD foram pesadas e embaladas em papel filme para evitar o ganho de umidade e armazenadas em caixas preenchidas com esferas de poliestireno.

Alguns procedimentos de preparo e ensaio das amostras em altas temperaturas seguiram as recomendações da RILEM TC 200-HTC: Part 2 (RILEM, 2007) e outros foram adaptados para a realização da pesquisa, sendo eles:

Procedimentos recomendados:

- Relação base:altura das amostras de 1:3;
- Moldagem das amostras em duas camadas e adensamento em mesa vibratória;
- Cura inicial em água saturada com cal;
- Idade das amostras (> 90 dias);
- Taxa de aquecimento e resfriamento de 1°C/min;
- Tempo na temperatura de ensaio (60 min).

Procedimentos adaptados:

- Diâmetro das amostras (53 mm) diferente dos recomendados (60, 80, 100 e 150 mm);
- Tempo de cura inicial (9 dias) maior que o recomendado (7 dias);
- Armazenamento até a data de ensaio (temperatura $23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ e sem controle de umidade relativa, a RILEM recomenda $20^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ e umidade relativa de $50\% \pm 5\%$);
- Secagem em estufa durante 7 dias;
- Relação diâmetro/taxa de aquecimento (53 mm/ $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$, para $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ a RILEM recomenda diâmetro de 100 mm);
- Resfriamento em temperatura menor que 300°C ($\neq 1^{\circ}\text{C}/\text{min}$).

O ensaio de módulo de elasticidade dinâmico foi realizado logo após o resfriamento das amostras em temperatura ambiente e, por se tratar de um ensaio não destrutivo, em que utiliza-se a propagação de ondas sonoras na amostra e não promove mudanças nas características do material, o ensaio de resistência à compressão axial foi realizado na sequência, nas mesmas amostras.

A porosidade aparente e densidade aparente foram medidas a partir dos parâmetros de índice de vazios e absorção de água previstos pela NBR 9778:2005 (ABNT, 2005), com as amostras sendo descartadas ao final do ensaio.

Para o ensaio de DRX, foram previstas amostras de pasta do CCAD, ou seja, sem agregado miúdo, uma vez que o quartzo cristalino presente no agregado dificulta a obtenção de dados sobre os outros compostos da mistura. Os ensaios de MEV foram realizados em fragmentos extraídos das mesmas amostras destinadas ao ensaio de resistência à compressão axial.

Para a reidratação, buscando-se simular a pior situação, as amostras foram aquecidas até 800°C , posteriormente sendo imersas em água durante 56 dias em ambiente de laboratório. As amostras de reidratação foram avaliadas pelos ensaios de módulo de elasticidade dinâmico, resistência à compressão axial e MEV.

A Tabela 3.2 apresenta o resumo de ensaios realizados nas amostras de pasta e de CCAD aquecidas e de controle.

Tabela 3.2: Resumo de ensaios nas pastas e nos CCAD submetidos a altas temperaturas.

Característica	Material	Metodologia	Dimensão das amostras (mm)	Idade (dias)	Temperatura (°C)	Número de amostras
Perda de massa	CCAD	-	Ø53 x 159	91	20, 200, 400, 600 e 800	7
Resistência à compressão axial	CCAD	NBR 5739:2018 (ABNT, 2018)	Ø53 x 159	91	20, 200, 400, 600 e 800	4
Módulo de elasticidade dinâmico	CCAD	ASTM C215:2014 (ASTM, 2014)	Ø53 x 159	91	20, 200, 400, 600 e 800	4
Porosidade aparente e densidade aparente	CCAD	NBR 9778 (ABNT, 2005)	Ø53 x 159	91	20, 200, 400, 600 e 800	3
DRX	Pasta	-	-	91	20, 200, 400, 600 e 800°C	-
MEV	CCAD	-	-	91	20, 200, 400, 600 e 800	-
Resistência à compressão axial (reidratação)	CCAD	NBR 5739:2018 (ABNT, 2018)	Ø53 x 159	91+56	800	5
Módulo de elasticidade dinâmico (reidratação)	CCAD	ASTM C215:2014 (ASTM, 2014)	Ø53 x 159	91+56	800	5
MEV (reidratação)	CCAD	-	-	91+56	800	-

Fonte: Autor

3.7 ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Os resultados dos ensaios de resistência à compressão axial, resistência à tração por flexão, módulo de elasticidade, absorção de água por capilaridade, porosidade aparente e densidade aparente foram tratados estatisticamente por meio de Análise da Variância (ANOVA) e posteriormente submetidos ao teste de Tukey.

A ANOVA verifica a existência de diferenças estatisticamente significativas entre os valores médios das amostras avaliadas, enquanto o teste de Tukey identifica quais médias são diferentes. A hipótese inicial da ANOVA é declarar que todas as médias são iguais (H_0) ou uma ou mais amostras são diferentes (H_1) a um determinado nível de significância (α'). Na análise, se $p\text{-valor} < \alpha'$, rejeita-se a hipótese de H_0 , assumindo que existem valores de médias significativamente diferentes, sendo realizado o teste de Tukey para identificar quais são os valores médios diferentes.

No estudo, ANOVA e o teste de Tukey foram realizados com o auxílio do software OriginLab, com nível de significância $\alpha' = 5\%$.

As barras de erros apresentadas graficamente representam o desvio padrão da análise das amostras. Para diferenciar os valores estatísticos semelhantes ou divergentes dentro dos gráficos foram utilizadas letras do alfabeto em maiúsculo (A, B, C...) em cores diferentes ou iguais. Análises realizadas dentro de um mesmo grupo de dados terão cores iguais, com letras iguais ou diferentes, representando à análise estatística.

Nenhuma análise estatística foi realizada entre os grupos, ou seja, entre letras de diferentes cores. Não foram analisadas estatisticamente, por exemplo, as diferenças observadas entre as idades avaliadas de resistência à compressão axial na idade de 7 dias em relação a 28 dias ou a resistência residual à compressão axial entre amostras aquecidas a 200°C e 400°C.

Os dados de análise estatística, bem como os valores individuais registrados para cada amostra nos ensaios, estão apresentados em detalhe no apêndice do trabalho.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos na pesquisa, como as avaliações mecânicas, físicas, mineralógicas e microestruturais dos CCAD antes e depois da exposição a altas temperaturas.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.1.1 Propriedades químicas, físicas, microestruturais e mineralógicas dos aglomerantes

Com as análises por FRX e ICP-IOIS foi possível determinar a composição química dos aglomerantes. Os componentes químicos do cimento CP V ARI, sílica ativa e do pó de vidro são apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Componentes químicos dos aglomerantes.

Componentes	Cimento (%)	Sílica ativa (%)	Pó de vidro (%)
Óxido de sílica (SiO_2)	23,00	94,10	74,00
Óxido férrico (Fe_2O_3)	2,49	< 0,5	0,42
Óxido de alumínio (Al_2O_3)	4,31	< 0,2	3,70
Óxido de cálcio (CaO)	61,40	< 0,2	9,10
Anidrido sulfúrico (SO_3)	2,97	-	-
Óxido de estrôncio (SrO)	0,27	< 0,2	0,04
Óxido de tório (ThO_2)	< 0,01	< 0,01	< 0,01
Óxido de potássio (K_2O)	0,96	1,28	0,56
Óxido de sódio (Na_2O)	-	-	11,00
Óxido de urânio (U_3O_8)	< 0,01	< 0,01	< 0,01
Óxido de fósforo (P_2O_5)	0,52	-	-
Óxido de titânio (TiO_2)	-	-	-
Cloro (Cl^-)	0,12	-	-
Óxido de rubídio (Rb_2O)	-	-	0,02
Óxido de Magnésio (MgO)	-	-	0,74
Perda ao fogo (PF)	4,05	3,60	0,58

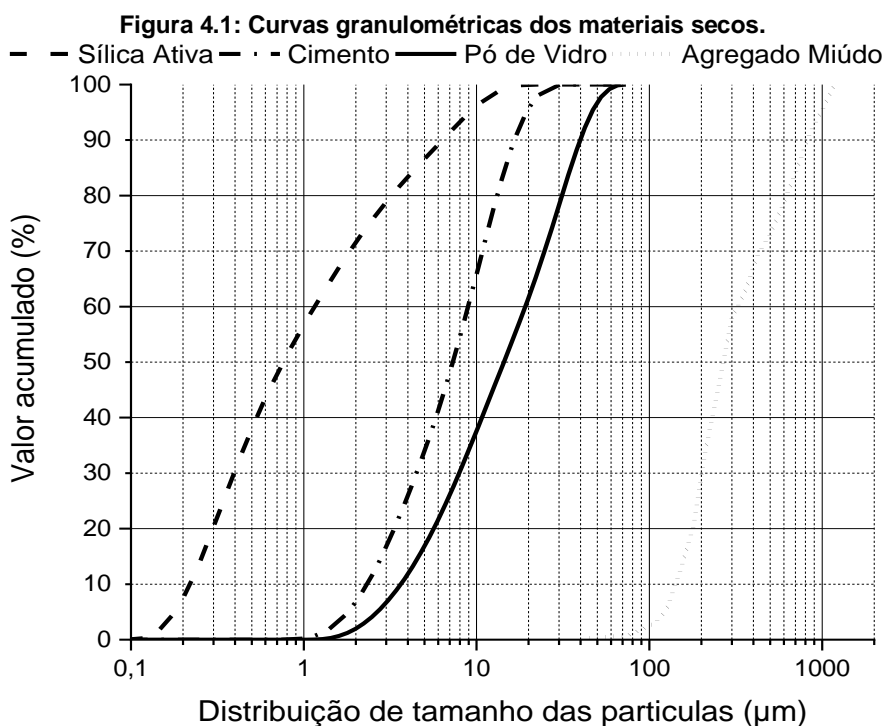
Fonte: Autor

Para o cimento, verifica-se a presença de elevados teores de óxidos de CaO, SiO_2 , Al_2O_3 , Fe_2O_3 e SO_3 , como era esperado. Tratando-se da sílica ativa, o material é quase que totalmente constituído de SiO_2 , principal componente químico da reação pozolânica, e de uma pequena parte de K_2O . O pó de vidro possui teores significativos de SiO_2 , Na_2O , CaO e

Al_2O_3 , alguns componentes comuns ao cimento Portland. O Na_2O é utilizado no vidro para reduzir o seu ponto de fusão durante sua fabricação e pode se comportar como impureza na mistura cimentícia. A presença de elevados teores de SiO_2 no pó de vidro é altamente desejável para desenvolvimento da reação pozolânica.

A composição química dos aglomerantes é semelhante aos utilizados por Matos e Sousa-Coutinho (2012), Soliman e Tagnit-Hamou (2016), Harbec *et al.* (2017), Pan *et al.* (2017), e Ibrahim e Meadwad (2018). A baixa perda ao fogo do pó de vidro pode ser atribuída a pouca quantidade de água associada a seus compostos (HARBEC *et al.*, 2017).

Quanto a granulometria dos materiais secos, são apresentadas curvas de distribuição dos tamanhos das partículas no gráfico da Figura 4.1. Os valores para a confecção das curvas foram fornecidos pelo granulômetro a laser para os aglomerantes e, para o agregado miúdo, utilizou-se o conjunto de peneiras, de acordo com a norma brasileira.



Fonte: Autor

Analisando a distribuição granulométrica dos aglomerantes, o cimento apresentou valores de tamanho de partícula em d_{50} em torno de $8 \mu m$, a sílica ativa em torno de $0,8 \mu m$ e o pó de vidro em torno de $14 \mu m$. Em relação ao cimento, o pó de vidro apresentou tamanho de partículas quase duas vezes maior, já em relação a sílica ativa, dezessete vezes maior. A alta resistência inicial obtida pelo cimento CP V ARI é atribuída tanto a sua composição química, quanto a sua elevada finura, que intensifica suas reações químicas nas primeiras idades (MEHTA; MONTEIRO, 2014).

O tamanho das partículas de pó de vidro obtido em d_{50} pelo grupo de pesquisa é semelhante à média do tamanho de partículas em d_{50} utilizado pelos pesquisadores compilados na Tabela 2.1. Matos e Sousa-Coutinho (2012) obtiveram pó de vidro com partículas em d_{50} de 9 μm , mas com 48 horas de moagem em moinho de bolas.

A massa específica do cimento é de 3,16 g/cm^3 , da sílica ativa de 2,46 g/cm^3 e o pó de vidro de 2,55 g/cm^3 . Com o método de permeabilidade ao ar (Blaine), foi determinada a área de superfície específica para o cimento de 6650 cm^2/g , de 24700 cm^2/g para a sílica ativa e de 3930 cm^2/g para o pó de vidro. Soliman e Tagnit-Hamou (2016) obtiveram pó de vidro com superfície específica semelhante, com 3800 cm^2/g pelo método de permeabilidade ao ar (Blaine).

Considerando as exigências da NBR 16697:2018 (ABNT, 2018) quanto ao cimento CP V ARI, o cimento utilizado na pesquisa está dentro das conformidades. Os parâmetros obtidos pelo grupo de pesquisa sobre o cimento utilizado e os parâmetros da norma são apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2: Características do cimento CP V ARI.

Características e propriedades		Valores obtidos	Limites da NBR 16697:2018 (ABNT, 2018)
Massa específica		3,16 g/cm^3	*
Início de pega		197 min	> 60 min
Fim de pega		233 min	< 600 min
Água para pasta de consistência normal		30,0%	*
Finura	Retido 75 μm (#200)	0,1%	< 6,0%
	Área específica ¹	6650 g/cm^2	*
Resistência à compressão (f_{cj})	1 dia	27,5 MPa	> 14,0 MPa
	3 dias	42,0 MPa	> 24,0 MPa
	7 dias	48,7 MPa	> 34,0 MPa
	28 dias	52,2 MPa	*

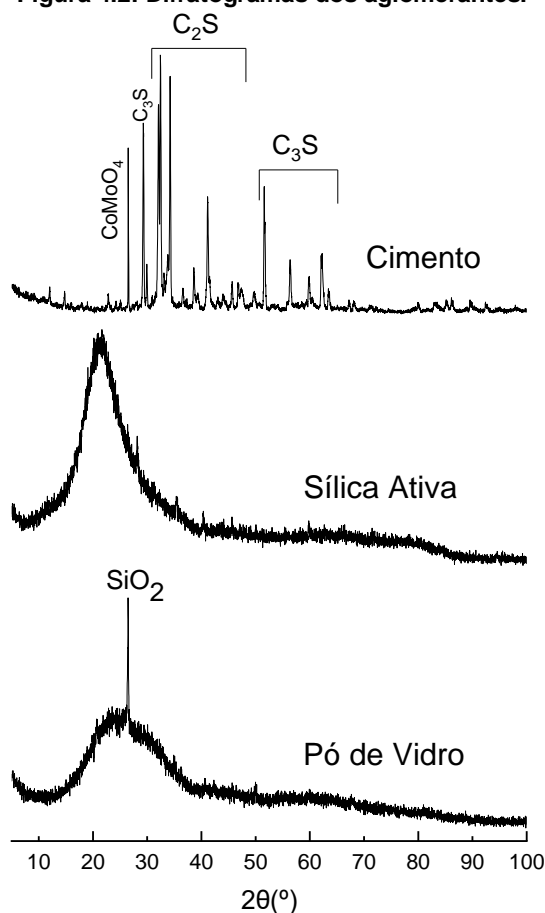
¹ Determinada a partir do método de Blaine.

* Valores limites não especificados pela NBR 16697:2018 (ABNT, 2018).

Fonte: Autor

Quanto às características mineralógicas dos aglomerantes, os dados foram obtidos por DRX, sendo apresentados pelos difratogramas na Figura 4.2.

Figura 4.2: Difratogramas dos aglomerantes.



Fonte: Autor

O cimento apresenta números consideráveis de picos cristalinos, em sua maioria constituídos de C_3S (Ca_3SiO_5) e C_2S (Ca_2SiO_4), junto a uma pequena porção de molibdato de cobalto (CoMoO_4). O C_3S constitui cerca de 50 a 70% dos cimentos, sendo o principal responsável pela desenvolvimento das resistências do cimento em idades iniciais, enquanto o C_2S , constituindo em torno de 15 a 30% dos cimentos, é responsável pela resistências em idades mais avançadas (SANTOS, 2004).

Analisando-se o difratograma da sílica ativa, conclui-se que se trata de um material completamente amorfo, não evidenciando qualquer pico cristalino significativo, enquanto para o pó de vidro, em sua difratometria o material apresentou uma grande quantidade de sílica amorfa, a exceção de um pico cristalino de quartzo (SiO_2) identificado entre os ângulos de 20° a 30° , eventualmente incorporado no material em uma das etapas de moagem, que consistiram na utilização de betoneira com esferas de aço e moinho de bolas com pedras de sílex (sílica cristalina).

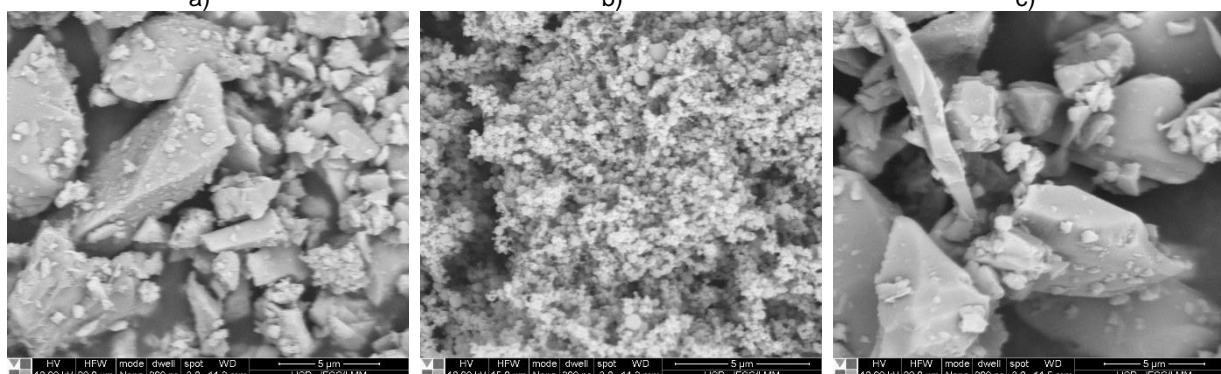
Elaqra e Rustom (2018) identificaram contaminação do pó de vidro por cimento proveniente de resquícios de outros materiais no equipamento de moagem. De maneira geral, para outros autores como Soliman e Tagnit-Hamou (2016), Lee *et al.* (2018) e Ibrahim

e Meadwad (2018), o pó de vidro apresentava comportamento completamente amorfo na DRX.

Ainda que o pó de vidro tenha apresentado um pequeno pico de sílica cristalina, a quantidade de material amorfo identificado pelos outros ângulos de banda é consideravelmente maior, indicando o amorfismo e o potencial pozolânico do material.

Na Figura 4.3 é apresentado a MEV realizada nos materiais particulados de cimento, sílica ativa e pó de vidro.

Figura 4.3: MEV dos aglomerantes: a) Cimento b) Sílica ativa c) Pó de vidro.



Fonte: Autor

As partículas de cimento e pó de vidro são caracteristicamente angulares, em formatos cúbicos ou lamelares, mas sem geometria completamente definida. Já as partículas de sílica ativa são esféricas, demonstrando relativa tendência a aglomeração devido a sua elevada finura.

4.1.2 Atividade pozolânica do pó de vidro

Os resultados do ensaio previsto na NBR 5751:2015 (ABNT, 2015) de atividade pozolânica com cal aos 7 dias em misturas com pó de vidro são apresentados na Tabela 4.3. O pó de vidro está em conformidade como material pozolânico para o desenvolvimento da resistência à compressão axial prevista pela norma NBR 12653:2014 (ABNT, 2014).

Tabela 4.3: Valores do ensaio de atividade pozolânica com cal.

Compósito cimentício	Tensão média (MPa)	Coefficiente de variação (%)
Valor mínimo para a NBR 12653:2014 (ABNT, 2014)	6,00	-
Resistência à compressão das amostras com pó de vidro	6,37	4,69

Fonte: Autor

Os valores obtidos pelo ensaio de índice de desempenho de materiais pozolânicos com o cimento Portland aos 28 dias pela NBR 5752:2014 (ABNT, 2014) estão apresentados na Tabela 4.4. O ensaio demonstrou a não conformidade do pó de vidro como material pozolânico de acordo com a NBR 12653:2014 (ABNT, 2014), devendo apresentar índice de

desempenho mínimo de 90% em relação a propriedade mecânica do traço referência, apresentando somente 82%.

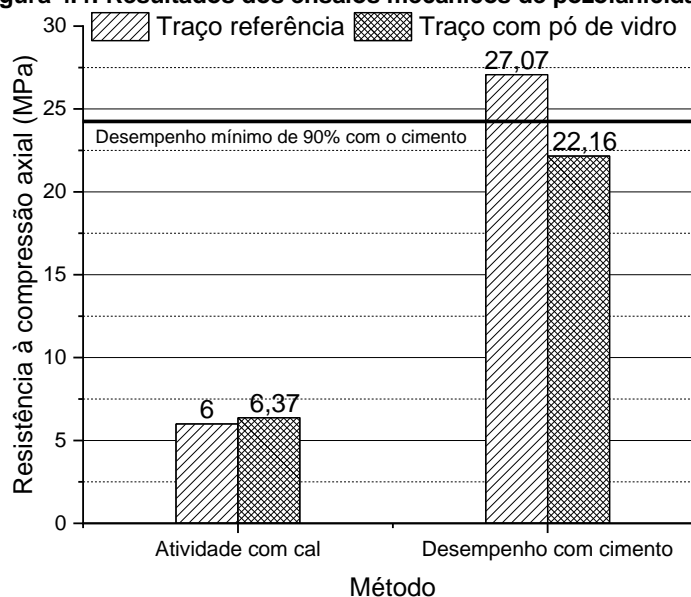
Tabela 4.4: Valores do desempenho com cimento Portland.

Argamassa	Espalhamento (mm)	Tensão média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
Argamassa de referência	160	27,07	2,6
Argamassa com pó de vidro	162	22,16	3,7

Fonte: Autor

Ambos os resultados do ensaio de pozolanicidade, com cal e cimento, são apresentados graficamente na Figura 4.4.

Figura 4.4: Resultados dos ensaios mecânicos de pozolanicidade.



Fonte: Autor

Utilizando a NP EN 196-5 (IPQ, 2011) e pó de vidro na proporção de 20%, Matos e Sousa-Coutinho (2012) obtiveram índice de desempenho com o cimento aos 28 dias de 78%, enquanto aos 90 dias esse índice subiu para 103%. Utilizando o método da ASTM C618 (ASTM, 2019), Pan *et al.* (2017) verificaram índice de desempenho com cimento superior a 75% aos 28 dias, considerando o pó de vidro como material pozolânico.

Assim como observado pelas autoras Matos e Souza-Coutinho (2012), em idades mais avançadas a atividade pozolânica do pó de vidro pode ser melhor evidenciada e mesmo que os resultados de atividade pozolânica utilizando cal e cimento sejam contraditórios, os CCAD com elevados teores de substituições de cimento por pó de vidro apresentaram valores de resistência à compressão axial semelhantes aos de referência, dados que serão apresentados no item 4.3.2.

Outra maneira para estimar a atividade pozolânica é pelo método de Chapelle modificado, que avalia o teor de portlandita consumido. Pelo ensaio, o pó de vidro consumiu

654 mg de $\text{Ca(OH)}_2/\text{g}$ e a sílica ativa 1469 mg de $\text{Ca(OH)}_2/\text{g}$. Raverdy *et al.* (1980)¹⁰ apud Hoppe Filho (2008) estabeleceu o limite de consumo mínimo de 330 mg de $\text{Ca(OH)}_2/\text{g}$ para ser considerado material pozolânico pelo método de Chapelle modificado.

4.1.3 Agregado miúdo

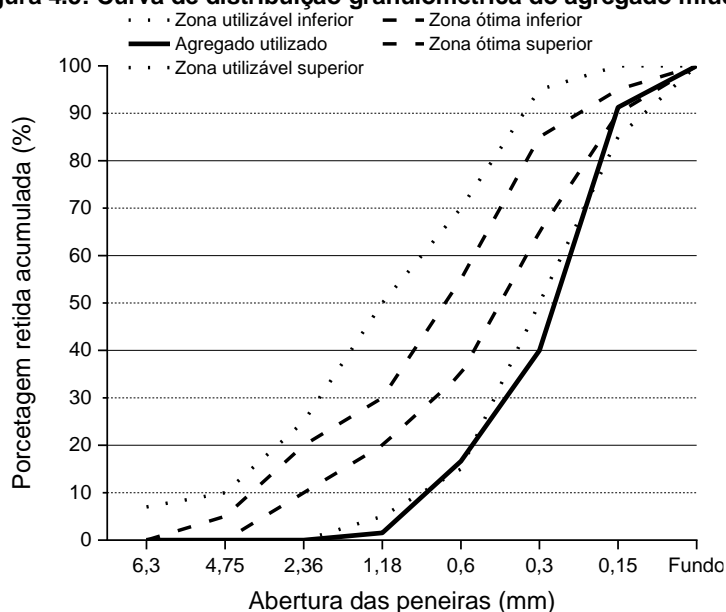
Serão apresentados a seguir os resultados de caracterização física e química do agregado miúdo obtidos por ensaios normalizados. A Tabela 4.5 apresenta a distribuição granulométrica do agregado miúdo. Utilizando a série de peneiras normatizadas previstas na NBR NM 248:2003 (ABNT, 2003), foi traçada a curva granulométrica do agregado miúdo, comparando com as curvas teóricas fornecidas pela NBR 7211:2009 (ABNT, 2009), e apresentadas na Figura 4.5.

Tabela 4.5: Distribuição granulométrica do agregado miúdo.

Peneira (mm)	Agregado miúdo utilizado	
	% Retida	% Acumulada
6,30	0,00	0,00
4,75	0,00	0,00
2,36	0,00	0,00
1,18	1,53	1,53
0,60	15,10	16,63
0,30	23,36	39,99
0,15	51,28	91,26
Fundo	8,74	100,00
Módulo de finura	1,49	
Dimensão Máxima	1,20	

Fonte: Autor

Figura 4.5: Curva de distribuição granulométrica do agregado miúdo.



¹⁰ RAVERDY, M.; BRIVOT, F.; PAILLÈRE, A. M.; DRON, R. Appreciation of pozzolanic reactivity of minor components. **7th INTERNATIONAL CONGRESS ON THE CHEMISTRY OF CEMENT**. Vol. 3, Paris, France, 1980

A granulometria do agregado miúdo ficou próxima da curva do limite inferior utilizável. Destaca-se que foi realizado o peneiramento manual do agregado (peneira de malha de 1,2 mm) e que foi utilizado somente o material passante. Wille e Boisvert-Cotulio (2015) também utilizaram agregado miúdo com partículas inferiores a 1,2 mm para produzir compósitos de elevada resistência. A utilização de maiores quantidade de finos ajuda na densificação da mistura, contornando significativamente a heterogeneidade de agregados de maiores dimensões em compósitos cimentícios de alta resistência (AZMEE; SHAFIQ, 2018). Ainda que uma maior quantidade de agregado miúdo fino demande maiores quantidades de água para uma mesma trabalhabilidade, com a utilização do aditivo superplastificante obteve-se consistência suficiente para misturas com reduzida relação a/agl.

Os resultados de massa específica e massa específica aparente, massa unitária e volume de vazios, absorção de água, material fino passante na peneira 75 μm e impurezas orgânicas do agregado miúdo, são apresentados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6: Características do agregado miúdo.

Características	Valores obtidos
Massa específica (g/cm^3)	2,56
Massa unitária seca e solta (kg/m^3)	1475,78
Massa unitária compactada (kg/m^3)	1617,83
Absorção de água (%)	0,64
Material pulverulento (%)	1,66
Impurezas orgânicas	Solução mais clara que a padrão

Fonte: Autor

4.1.4 Aditivos

As características dos aditivos químicos utilizados (Tec Flow 8000 e Eclipse) são apresentados na Tabela 4.7. Todos os valores foram fornecidos pela fabricante *GCP Applied Technologies*.

Tabela 4.7: Propriedades dos aditivos químicos utilizados.

Características	Tec Flow 8000	ECLIPSE
Aspecto	Líquido alaranjado	Líquido transparente
Massa específica (g/cm^3)	1,1	0,91
Sólidos (%)	46	-
Presença de Cloretos?	Não	Não

Fonte: Autor

A composição à base de policarboxilato e a quantidade de sólidos presentes no superplastificante Tec Flow 8000 é semelhante aos aditivos utilizados por outros pesquisadores como Soliman e Tagnit-Hamou (2016) e Harbec *et al.* (2017).

Soliman e Nehdi (2014) e Yoo, Banthia e Yoon (2015) utilizaram em seu estudo proporções de 1% de aditivo redutor de retração. Para o teor de 1% de aditivo de redutor de retração, Soliman e Nehdi (2014) obtiveram a redução de 41% da retração autógena na

idade de 7 dias, enquanto Yoo, Banthia e Yoon (2015) observaram a redução de aproximadamente 15% da retração autógena na idade de 30 dias.

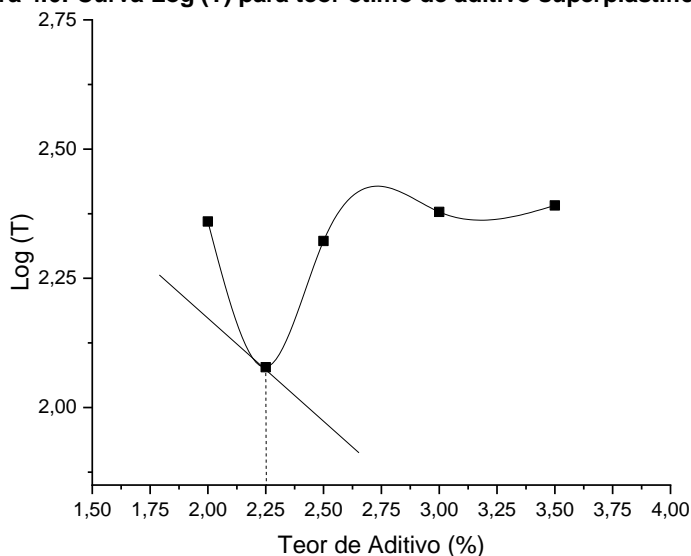
Para essa pesquisa foram utilizados teores de 2,25% de aditivo superplastificante e 1% de aditivo redutor de retração.

4.2 DESENVOLVIMENTO DOS TRAÇOS REFERÊNCIA E COM PÓ DE VIDRO PARA CCAD

O traço utilizado nessa pesquisa é a continuação do trabalho realizado por Salvador Filho *et al.* (2017), sendo adaptado aos materiais utilizados para o estudo. Foi desenvolvido o traço referência, ou seja, sem pó de vidro a partir da determinação do teor ótimo do aditivo superplastificante e consistência, enquanto os traços com pó de vidro foram obtidos pela substituição volumétrica do cimento, mantendo-se a quantidade dos outros materiais fixos.

O teor ótimo de superplastificante foi determinado utilizando o cone de Marsh em conjunto ao método AFREM, com os resultados apresentados na Figura 4.6.

Figura 4.6: Curva Log (T) para teor ótimo de aditivo superplastificante.



Fonte: Autor

O teor ótimo de 2,25% de aditivo superplastificante ficou evidente pela curva gerada no gráfico, sendo o ponto mais acentuado a tangenciar a reta de inclinação 2:5 do método AFREM.

Para verificar a compatibilidade dos aditivos com os aglomerantes, foi realizado o ensaio de miniabatimento, desenvolvido por Kantro (1980) em pastas de cimento, onde P-REF refere-se a pasta de referência, P-VD10 a pasta com a incorporação de 10% de pó de vidro, P-VD20 a pasta com a incorporação de 20% de pó de vidro e P-VD50 a pasta com a incorporação de 50% de pó de vidro.

Para verificar a compatibilidade dos ativos com o cimento, foram preparadas pastas P-REF com diferentes teores de aditivo superplastificante. Os teores escolhidos foram de 2,25%, 3,00%, 3,50%, 4,00% e 4,50%, representados por P-REF2,25, P-REF3,00, P-REF3,50, P-REF4,00, P-REF4,50, respectivamente. O consumo de material para confecção das pastas de cimento é apresentado na Tabela 4.8. Os resultados do ensaio de miniabatimento para compatibilidade dos aditivos com o cimento são apresentados graficamente na Figura 4.7.

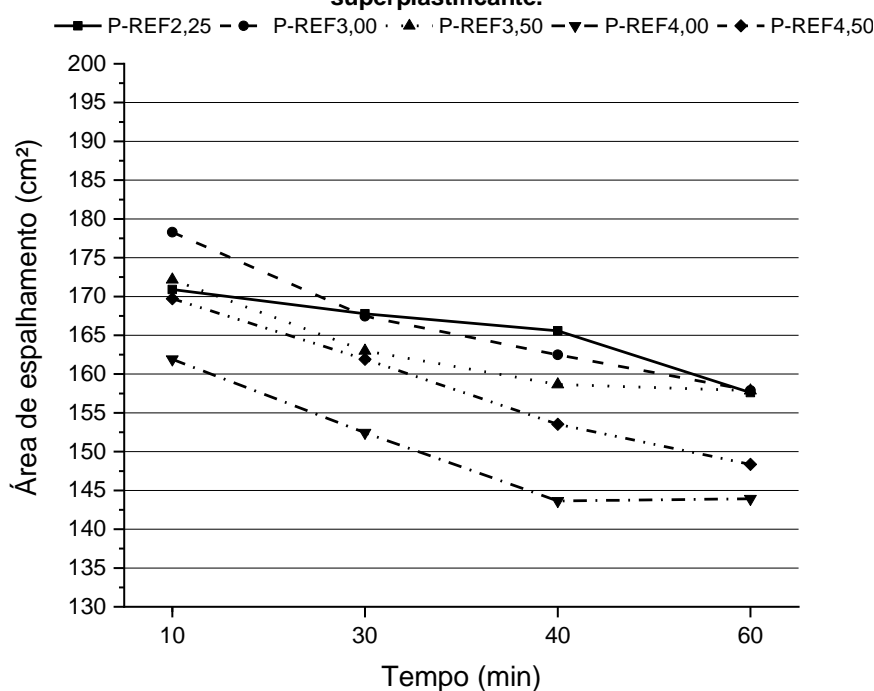
Tabela 4.8: Consumo de materiais das pastas de cimento.

Pastas	Materiais (kg/m ³)					
	Cimento	Sílica Ativa	Pó de Vidro	Água*	SP**	RR***
P-REF	1000	80	-	181,28	24,3	10,8
P-REF3,00	1000	80	-	176,90	32,4	10,8
P-REF3,50	1000	80	-	173,99	37,8	10,8
P-REF4,00	1000	80	-	171,07	43,2	10,8
P-REF4,50	1000	80	-	168,16	48,6	10,8
P-VD10	900	80	81	181,07	24,3	10,8
P-VD20	800	80	161	181,07	24,3	10,8
P-VD50	500	80	403	181,07	24,3	10,8

*Valor de água corrigida em relação aos 46% de sólidos do superplastificante.

Fonte: Autor

Figura 4.7: Espalhamento das pastas de cimento no miniabatimento com diferentes teores de aditivo superplastificante.

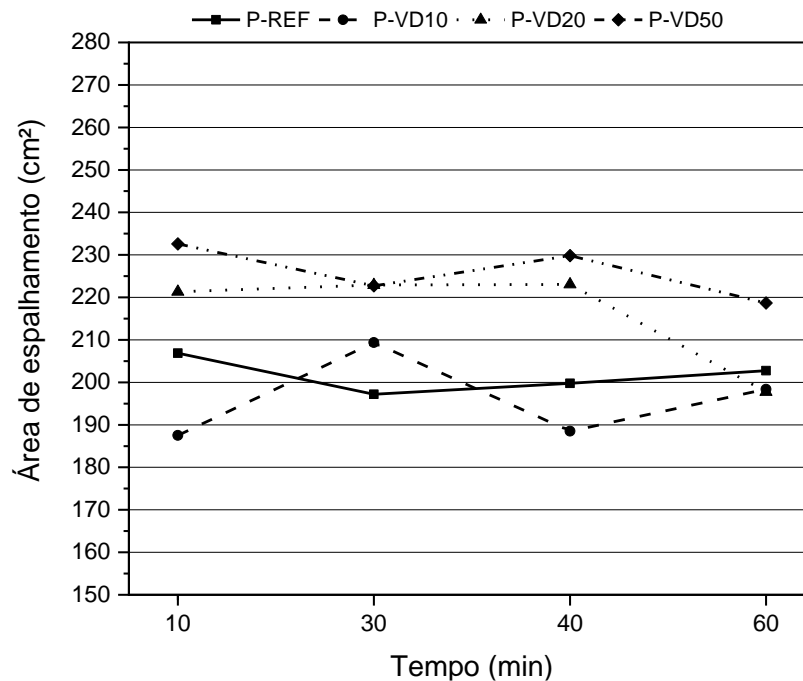


Fonte: Autor

A perda de trabalhabilidade dos 10 aos 60 minutos para todas as misturas foi pequena, menor que 15%, demonstrando a compatibilidade do cimento com os aditivos. O teor de 2,25% de superplastificante foi utilizado para as misturas com diferentes teores de pó de vidro, avaliando-se os efeitos de sua incorporação no ensaio de miniabatimento. O

consumo de materiais para a confecção de pastas com pó de vidro foram apresentadas na Tabela 4.8 e os resultados do ensaio apresentados graficamente na Figura 4.8.

Figura 4.8: Espalhamento de pastas de cimento no miniabatemento para diferentes teores de pó de vidro.



Fonte: Autor

A incorporação de pó de vidro alterou o espalhamento da mistura nos primeiros 10 minutos, aumentando em relação à mistura de referência em torno de 6% do espalhamento para P-VD20 e 11% do espalhamento para P-VD50. A P-VD10 diminuiu em torno de 10% o espalhamento em relação à referência.

A alteração do espalhamento ao longo do tempo foi diferente para as pastas com teores variáveis de pó de vidro. Ainda que P-VD10 tenha apresentado perda de espalhamento nos primeiros 10 minutos em relação a mistura referência, aos 30 minutos apresentou ganho de espalhamento em torno de 10% ao seu valor inicial, próximo ao espalhamento inicial da referência, o que foi seguido de uma queda para o tempo de 40 minutos, mas com valor ainda superior ao espalhamento inicial aos 60 minutos. Para P-VD20, os resultados apresentaram espalhamento consistente até os 40 minutos, com uma queda de cerca de 10% em relação ao espalhamento inicial nos 60 minutos. Na P-VD50 não foi observado qualquer variação significativa de espalhamento ao longo do tempo.

Os aditivos demonstram-se compatíveis para as misturas contendo pó de vidro em diferentes proporções, uma vez que não foram identificadas significativas mudanças no espalhamento, especialmente na perda de trabalhabilidade, com a maior diferença sendo da mistura P-VD20 entre os 10 e 60 minutos, com diferenças em torno de 10%.

Pan *et al.* (2017) identificaram um comportamento diferente para o espalhamento inicial no ensaio de miniabatimento. Os autores relataram uma significativa queda no espalhamento à medida que o teor de pó de vidro aumenta, com substituições de 20% do cimento pelo vidro reduzindo mais de 85% do espalhamento em relação à referência. Atribuíram esse efeito a elevada superfície específica do pó de vidro, com a água ficando contida em sua superfície por adsorção, não estando disponível para fluidificação da pasta de cimento.

Determinado o teor ótimo de superplastificante e sua compatibilidade com os aglomerantes utilizados nessa pesquisa, os traços unitários, consumo de materiais e consistência dos compósitos cimentícios são apresentados nas Tabela 4.9 e Tabela 4.10, com a Figura 4.9 apresentando graficamente os valores de consistência. REF representa os traços de CCAD de referência, ou seja, sem pó de vidro, VD10 os traços com 10% de incorporação de pó de vidro, VD20 os traços com 20% de incorporação de pó de vidro e VD50 os traços com 50% de incorporação de pó de vidro.

Tabela 4.9: Traços unitários dos CCAD.

Traço	Materiais							Consistência (mm)
	Cimento	Sílica ativa	Pó de vidro	Agregado miúdo	Água ¹	SP ²	RR ³	
REF	1	0,080	-	1,074	0,194	0,024	0,011	379,5
VD10	1	0,089	0,090	1,193	0,216	0,027	0,012	377,0
VD20	1	0,100	0,201	1,343	0,243	0,030	0,014	375,5
VD50	1	0,160	0,806	2,148	0,389	0,049	0,022	382,5

¹ Relação água/cimento

^{2 e 3} Relação aditivo/aglomerante

Fonte: Autor

Tabela 4.10: Consumo de materiais dos CCAD.

Traço	Consumo de materiais (kg/m ³)							Consistência (mm)
	Cimento	Sílica ativa	Pó de vidro	Agregado miúdo	Água*	SP	RR	
REF	1000	80	-	1074	181,28	24,3	10,8	379,5
VD10	900	80	81	1074	181,28	24,3	10,8	377,0
VD20	800	80	161	1074	181,28	24,3	10,8	375,5
VD50	500	80	403	1074	181,28	24,3	10,8	382,5

*Valor de água corrigida em relação aos 46% de sólidos do superplastificante.

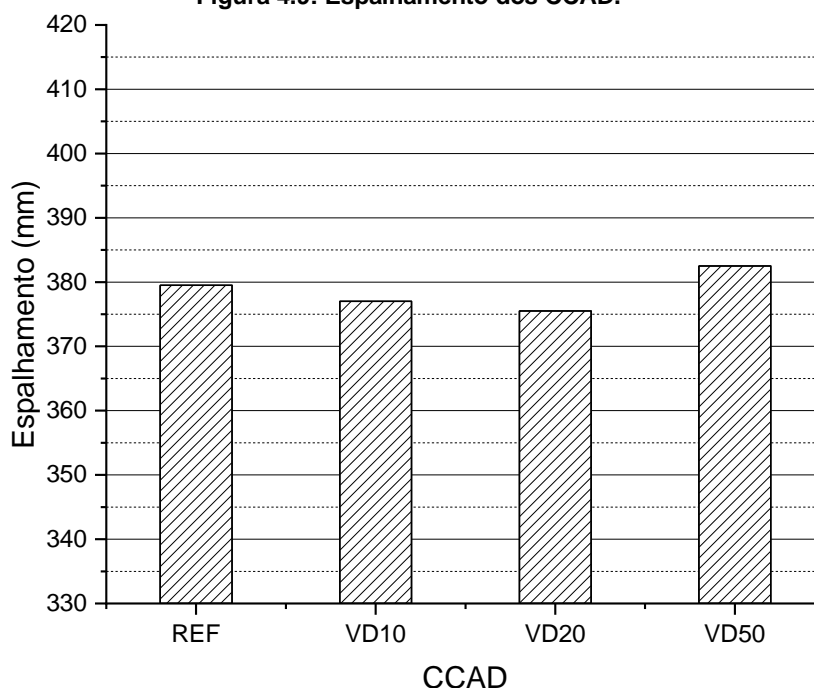
Fonte: Autor

Segundo Wille e Boisvert-Cotulio (2015), para se obter compósitos cimentícios com elevadas propriedades mecânicas, indica-se utilizar elevados teores de material aglomerante e baixo consumo de agregados e de água, normalmente com relação cimento/material suplementar de 0,5; cimento/agregado de 1 a 2, e relação água/cimento de 0,20 a 0,30.

O traço de referência apresenta consumo de cimento de 1000 kg/m³, sendo substituído em volume por pó de vidro nas proporções de 10%, 20% e 50%. O teor de

aditivo superplastificante utilizado foi de 2,25%, como determinado no ensaio de cone de Marsh e método AFREM, sendo suficiente para que as misturas apresentassem consistência acima da mínima estabelecida (310 mm), não sendo necessário realizar qualquer alteração no teor de aditivo. Para todos as misturas, os parâmetros de materiais foram mantidos fixos, variando-se somente a quantidade de cimento e pó de vidro.

Figura 4.9: Espalhamento dos CCAD.



Fonte: Autor

Foi observado que a variação da consistência foi pequena, de 375,5 mm para VD20, apresentando o menor resultado, e 382,5 mm para VD50, o maior resultado, com os extremos variando menos que 10 mm de espalhamento.

Soliman e Tagnit-Hamou (2016) constataram a tendência do aumento da consistência com o aumento dos teores de pó de vidro das misturas, com 190 mm para o traço referência, o menor valor, e 220 mm para o traço com 50% de pó de vidro, o maior valor. Os pesquisadores atribuem esse efeito ao menor atrito entre as partículas do compósito e a superfície lisa do vidro, à maior disponibilidade de água para fluidificação da mistura devido à baixa absorção do vidro e a diluição do cimento, retardando a formação de produtos hidratados que eventualmente aglomerariam outras partículas, o que contraria as afirmações de Pan *et al.* (2017), que afirmaram que a água ficaria retida na superfície das partículas de vidro por adsorção.

Para teores de 10% de pó de vidro, Harbec *et al.* (2017) observaram queda na consistência da mistura, com 225 mm para o traço referência e 190 mm para o traço com pó de vidro. Comportamento observado até em compósitos contendo aditivo incorporador de ar, que segundo os autores, a rápida liberação de álcalis pelo vidro, especialmente o Na_2O ,

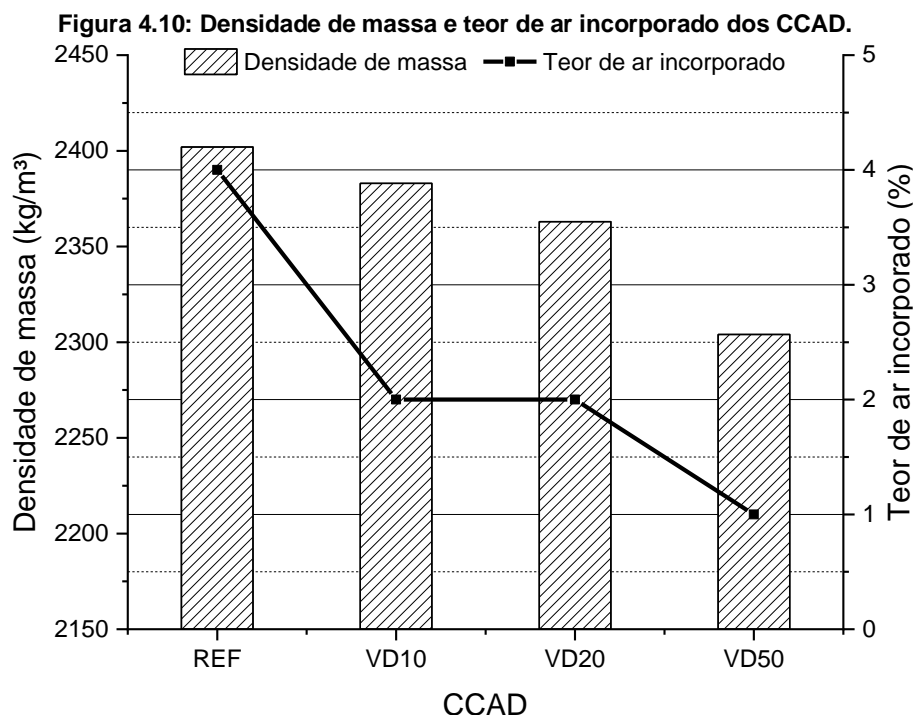
prejudica o efeito do aditivo, retardando seu desempenho. Lee *et al.* (2018), com teores de 20% de pó de vidro, observaram o aumento da trabalhabilidade da mistura, atribuindo esse comportamento à menor superfície específica e o formato das partículas de pó de vidro.

A pequena variação observada neste trabalho pode ser atribuída ao baixo atrito do vidro junto aos outros componentes do CCAD e a baixa absorção de água pelas partículas de pó de vidro, antes absorvidas pelas partículas mais porosas de cimento e, agora disponível para fluidificação da mistura. Entretanto, a superfície lisa das partículas de pó de vidro podem assimilar a água da mistura por adsorção, retardando a distribuição da água entre as partículas, com esses efeitos combinados fazendo com que as misturas contendo pó de vidro comportem-se de maneira semelhante a mistura de referência.

4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS CCAD

4.3.1 Densidade de massa e teor de ar incorporado dos CCAD

Os resultados de densidade e teor de ar incorporado dos CCAD são apresentados graficamente na Figura 4.10.



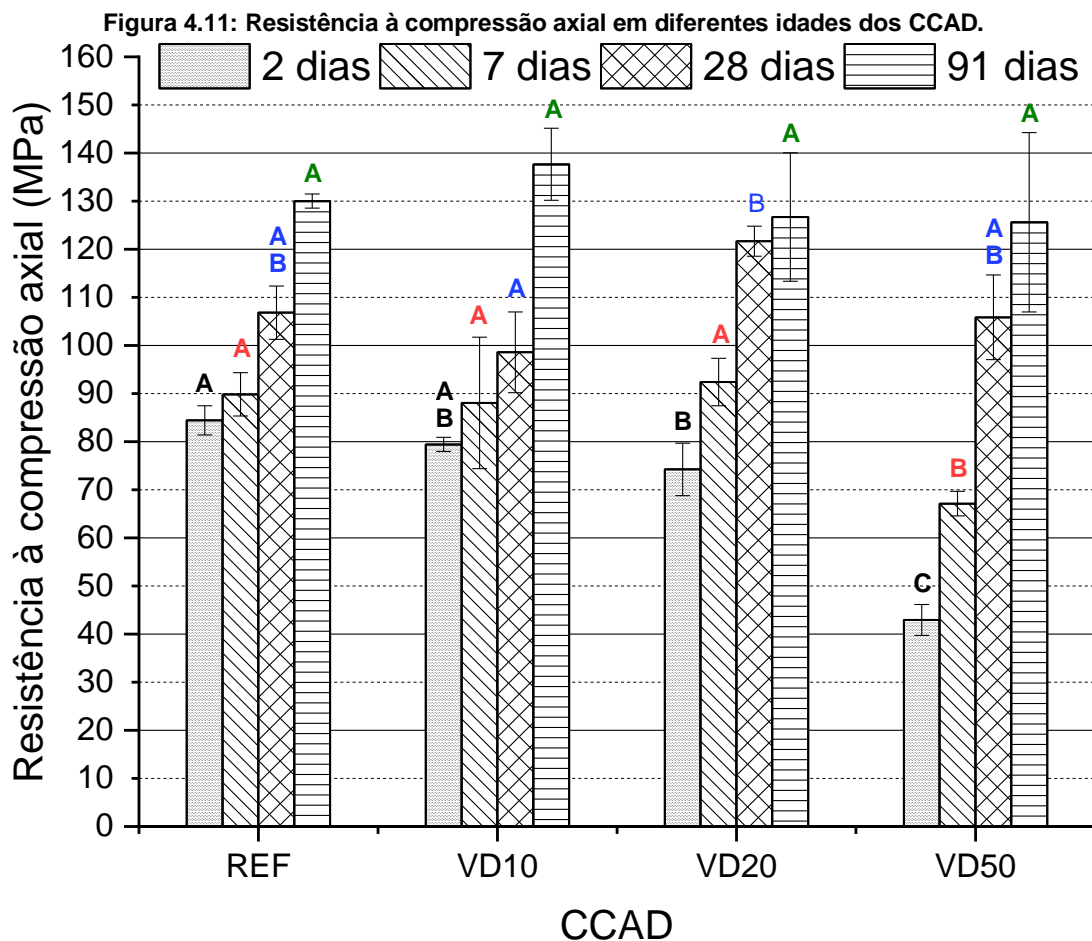
Fonte: Autor

A densidade de massa das misturas que possuem pó de vidro diminuiu com o aumento do teor de incorporação de pó de vidro. A densidade diminuiu a partir da substituição do cimento, componente mais denso ($3,16 \text{ g/cm}^3$), por um componente ligeiramente menos denso, o pó de vidro ($2,55 \text{ g/cm}^3$).

Sharifi, Afshoon e Firoozjaie (2015) afirmam que a diminuição do teor de ar incorporado nas misturas com pó de vidro aumenta a disponibilidade de água livre na mistura, a qual não é absorvida pelas partículas de vidro, ao mesmo tempo que promove a densificação do compósito por efeito fíler. Soliman e Tagnit-Hamou (2016) também observaram a diminuição da densidade de massa dos compósitos, atribuindo a substituição de um produto mais denso, por um produto menos denso. Entretanto, os autores identificaram o aumento do teor de ar incorporado na mistura à medida que o teor de incorporação de pó de vidro aumentava.

4.3.2 Resistência à compressão axial dos CCAD

Os valores médios de resistência à compressão axial dos CCAD aos 2, 7, 28 e 91 dias são apresentados graficamente na Figura 4.11. As letras “A, B, C” representam a semelhança estatística entre os valores obtidos dentro do grupo, enquanto as diferenças entre as cores de letras representam as diferenças entre grupos (não foram comparados estatisticamente).



Fonte: Autor

A forma de ruptura dos corpos de prova no ensaio de resistência à compressão axial é por cisalhamento e apresentada na Figura 4.12.

Figura 4.12: Forma de ruptura dos CCAD de referência no ensaio de resistência à compressão axial.



Fonte: Autor

A incorporação do vidro promoveu mudanças no desenvolvimento das resistências à compressão axial dos CCAD em diferentes idades.

Na idade de 2 dias, a resistência à compressão dos CCAD diminuiu à medida que se aumentou o teor de pó de vidro, comportamento característico de misturas com material pozzolânico, que diminui a intensidade das reações nas primeiras idades, e pela redução de material mais reativo (substituição do cimento CP V ARI), formando componentes menos estáveis. Foram verificadas semelhanças estatísticas de resistência entre os traços REF e VD10 e os traços VD10 e VD20.

Aos 7 dias, os traços REF, VD10 e VD20 apresentaram valores estatisticamente semelhantes, enquanto o traço VD50, que apresentou o menor valor de resistência à compressão, possui valor estatisticamente diferente de todos os outros traços, sendo que nessa idade a maior quantidade de pó de vidro atrasou o desenvolvimento das resistências assim como na idade de 2 dias.

Na idade de 28 dias, somente o traço VD10, com o menor resultado de resistência à compressão, apresentou valor estatisticamente diferente do traço VD20, com o maior valor. Os traços REF e VD50 são estatisticamente semelhantes, ao mesmo tempo que também são estaticamente semelhantes aos traços VD10 e VD20. Nessa idade os traços com pó de vidro apresentam melhores propriedades mecânicas, com produtos de hidratação do cimento e da reação pozzolânica mais desenvolvidos.

A idade de 91 dias foi suficiente para o desenvolvimento da resistência dos traços com pó de vidro. Aos 91 dias é esperado que a maior parte da hidratação dos CCAD tenham se desenvolvido próximo ao patamar máximo de suas propriedades mecânicas. Nenhum dos traços avaliados apresentam valores de resistência à compressão axial estatisticamente diferentes nessa idade.

Aos 28 dias, Soliman e Tagnit-Hamou (2016) não obtiveram com os traços de pó de vidro resistência à compressão maior que o traço referência, justificando que o lento desenvolvimento das reações pozolânicas foi insuficiente para a obtenção de maiores resistências nessa idade. Entretanto, aos 91 dias verificaram que todos os traços com pó de vidro apresentaram resistência à compressão maior que o traço referência.

Os autores atribuíram o desenvolvimento da resistência em idades mais avançadas a formação de C-S-H mais estável, com o aumento do teor de pó de vidro alterando a relação a/c, disponibilizando maior quantidade de água para a mesma quantidade de cimento, intensificando a formação de portlandita e as reações pozolânicas.

Soliman e Tagnit-Hamou (2016) obtiveram para as proporções de 0%, 10%, 20%, 30%, 40% e 50% de incorporação de pó de vidro em substituição em massa ao cimento aos 91 dias os valores médios aproximados de 180 MPa, 195 MPa, 200 MPa, 195 MPa, 190 MPa e 182 MPa, respectivamente, utilizando pó de vidro com tamanho de partículas em d_{50} de 12 μm .

Matos e Sousa-Coutinho (2012) também não observaram valores superiores à referência aos 28 dias, o que atribuíram ao desenvolvimento lento das hidratações pozolânicas. Os resultados de misturas com pó de vidro aos 91 dias foram menores que os obtidos nas misturas de referência, ainda que tenha utilizado pó de vidro com tamanho de partícula em d_{50} de 9 μm , menor que a maioria observada em outros trabalhos.

Pan *et al.* (2017) não observaram resistência à compressão superior à referência para misturas com incorporação de pó de vidro aos 28 dias, a exceção do teor de 5% de incorporação. Os resultados médios de resistência foram de 47 MPa para a referência, 53 MPa para 5% de incorporação, 45 MPa para 10% de incorporação e 38 MPa para 20% de incorporação, utilizando pó de vidro com tamanho de partículas em d_{50} de 20 μm .

Os autores atribuíram esse comportamento a ação combinada do efeito de diluição do cimento (aumento da relação a/c pela diminuição do cimento) e as reações pozolânicas. Enquanto o efeito de diluição diminui a intensidade das reações e conseqüentemente, do desenvolvimento da resistência devido à redução do cimento, outrora disponibilizando produtos para hidratação, especialmente em idades iniciais, o efeito pozolânico garante produtos de hidratação mais estáveis, especialmente em idades mais avançadas. O antagonismo dos dois efeitos altera positiva e negativamente o desenvolvimento das propriedades mecânicas dos compósitos cimentícios, dependendo diretamente da quantidade de substituição do cimento e incorporação de material pozolânico.

Utilizando pó de vidro com tamanho de partículas em d_{50} de 2 μm , Ibrahim e Meawad (2018) só obtiveram com 20% de incorporação resultados próximos à referência aos 91

dias. Du e Tan (2017) constataram resistência à compressão superior à referência na idade de 365 dias para todas as misturas contendo pó de vidro com tamanho de partículas em d_{50} de 10 μm e utilizando 15%, 30%, 45% e 60% de incorporação de pó de vidro como substituição em massa ao cimento. Atribuíram o ganho de resistência em idades mais avançadas à lenta reação pozolânica, que depois de um ano, desenvolveu C-S-H rico em sílica, que ao densificar os compósitos, diminuiu sua porosidade e a espessura da zona de transição.

Harbec *et al.* (2017) observaram valores maiores aos 28 dias para amostras contendo pó de vidro com partículas nanométricas, com a resistência se desenvolvendo linearmente até os 91 dias. Os autores explicam que esse comportamento é devido à capacidade do pó de vidro de fornecer locais de nucleação para a portlandita, com os íons de Ca^{2+} nucleando em partículas de sílica amorfa antes que sejam dispersos em solução na mistura, favorecendo a hidratação de partículas anidras do cimento. A presença de elevados teores de álcalis no pó de vidro facilita a hidratação do cimento nas primeiras horas, produzindo mais rapidamente etringita primária.

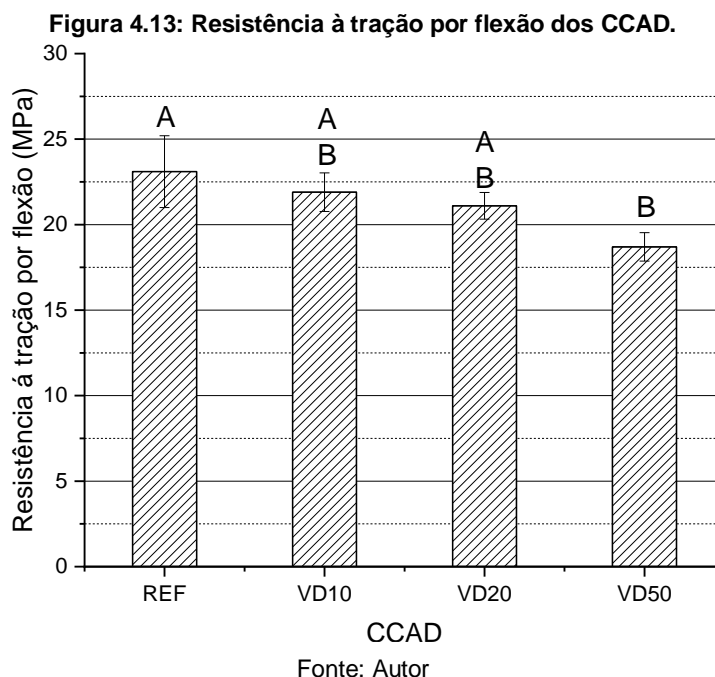
Por se tratar de uma reação de contato, o tamanho das partículas de pó de vidro é um fator importante para o desenvolvimento da reação pozolânica, com materiais de maior finura apresentando com maior intensidade esse tipo de reação, uma vez que maiores quantidades de partículas do material estarão em contato com as partículas de portlandita provenientes da hidratação do cimento, conseqüentemente influenciando nas propriedades mecânicas dos CCAD, tanto em idades iniciais, quanto em idades mais avançadas.

Ainda que o efeito de diluição do cimento prejudique o desenvolvimento de resistências em idades mais precoces (especialmente para teores elevados de incorporação de pó de vidro), proveniente da diminuição de produtos hidratados exclusivos ao cimento, que se desenvolvem mais rapidamente, o aumento da disponibilidade de água para as partículas de cimento promove a formação de maiores quantidades de portlandita, o que garante maiores quantidades de Ca^{2+} para reagir com SiO_2 amorfo, formando produtos de hidratação mais estáveis em idades avançadas devido à sua hidratação lenta, promovendo a redução da porosidade e da espessura da zona de transição, garantindo compósitos mais homogêneos e resistentes.

4.3.3 Resistência à tração por flexão dos CCAD

Os valores médios de resistência à tração por flexão dos CCAD são apresentados graficamente na Figura 4.13.

O ensaio demonstrou uma progressiva queda da resistência à tração por flexão dos CCAD aos 28 dias à medida que o teor de pó de vidro aumentou, podendo ser atribuído ao reduzido efeito das reações pozolânicas do pó de vidro nessa idade.



Quando correlacionado à resistência à compressão axial aos 28 dias, o comportamento de ambas as propriedades apresentam comportamento divergente em diferentes traços. Enquanto na resistência à compressão todos os traços apresentaram semelhança estatística, a exceção do traço VD10 e V20, com VD10 apresentando resistência à compressão aproximadamente 19% menor, na resistência à tração por flexão, todos os traços também são estatisticamente semelhantes, a exceção do traço REF e VD50, com VD50 apresentando resistência a tração por flexão aproximadamente 19% menor.

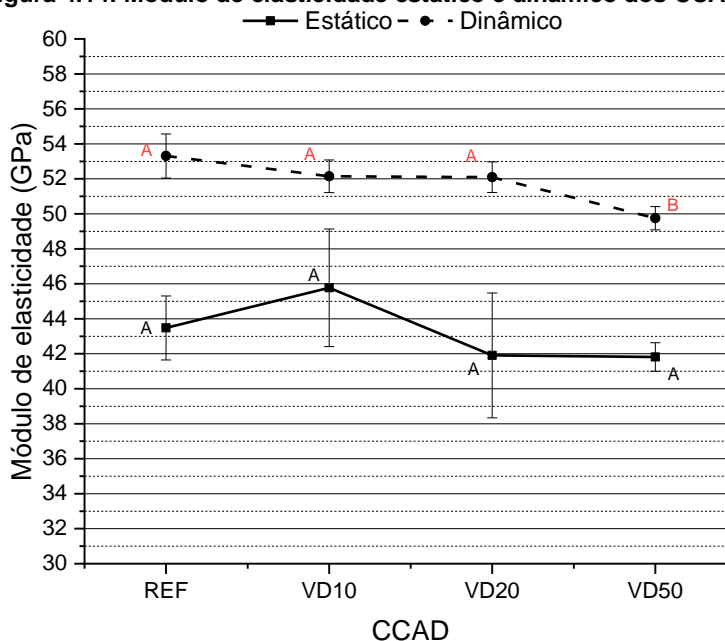
Na idade de 91 dias, a resistência à compressão axial de todos os traços se apresentaram estatisticamente semelhantes, sendo esperado que a resistência à tração por flexão dos traços também se desenvolvam de maneira semelhante, que nesse trabalho não foi avaliado os 91 dias.

Matos e Sousa-Coutinho (2012) e Elaqa e Rustom (2018) também observaram queda na resistência à tração por flexão aos 28 dias em misturas com pó de vidro, mas com alguns teores de pó de vidro invertendo esse comportamento em idades superiores aos 90 dias pelo desenvolvimento das reações pozolânicas.

4.3.4 Módulo de elasticidade estático e dinâmico dos CCAD

Os valores médios dos módulos de elasticidade estático e dinâmico são apresentados graficamente na Figura 4.14.

Figura 4.14: Módulo de elasticidade estático e dinâmico dos CCAD.



Fonte: Autor

No ensaio de módulo de elasticidade estático, não foi identificado nenhum valor estatisticamente diferente entre os traços aos 28 dias, enquanto que na avaliação dinâmica, foram verificadas diferenças significativas entre o traço REF e VD50, com VD50 apresentando menores valores de módulo de elasticidade.

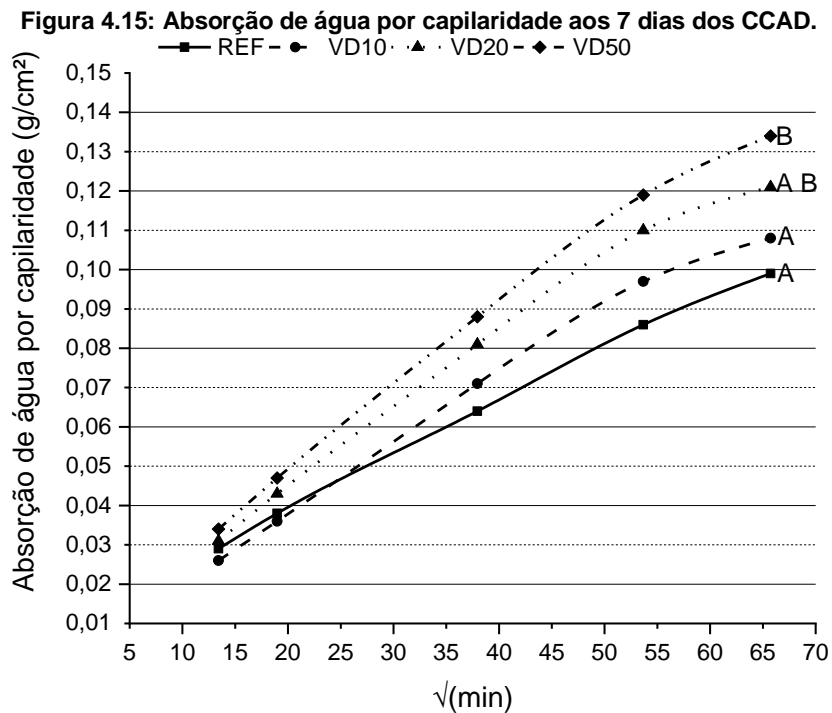
O módulo de elasticidade dinâmico aos 28 dias apresentou comportamento semelhante a resistência à tração na flexão, com VD50 apresentando valores estatisticamente inferiores quando comparado a os outros traços. A hipótese é que, nessa idade, grandes proporções de substituição de cimento por material pozolânico possam reduzir a velocidade de hidratação do cimento e, conseqüentemente, a ocorrência da reação pozolânica, afetando a rigidez e as propriedades mecânicas dos compósitos cimentícios.

Soliman e Tagnit-Hamou (2016) não identificaram significativas mudanças no módulo de elasticidade para misturas com pó de vidro em relação à referência, com os valores variando de 50 a 55 GPa para traços com até 50% de substituição do cimento por pó de vidro. Os autores relataram que o pó de vidro poderia contribuir na melhoria do módulo de elasticidade uma vez que o vidro apresenta elevada rigidez (na ordem de 70 GPa), contribuindo solidariamente no desempenho mecânico do compósito.

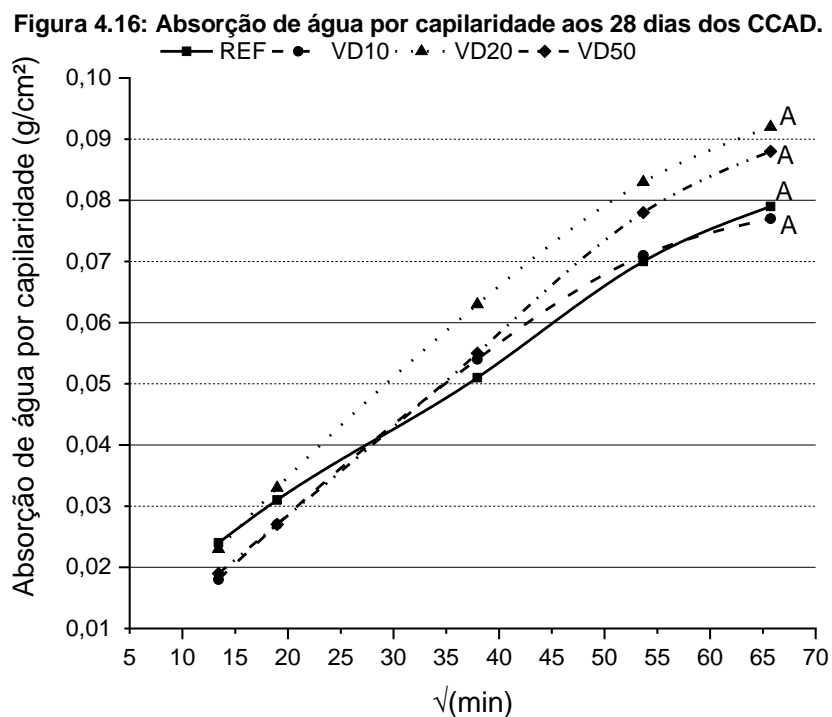
4.3.5 Absorção de água por capilaridade dos CCAD

Os valores de absorção de água por capilaridade para os traços referência e com diferentes teores de pó de vidro aos 7 e 28 dias são apresentados graficamente na Figura 4.15 e Figura 4.16.

Na idade de 7 dias, em 72h de exposição das amostras à água, o traço VD50 apresentou a maior absorção de água, com valores significativamente diferentes em relação a REF. O traço VD50 absorveu aproximadamente 35% a mais de água que o traço REF.



Fonte: Autor

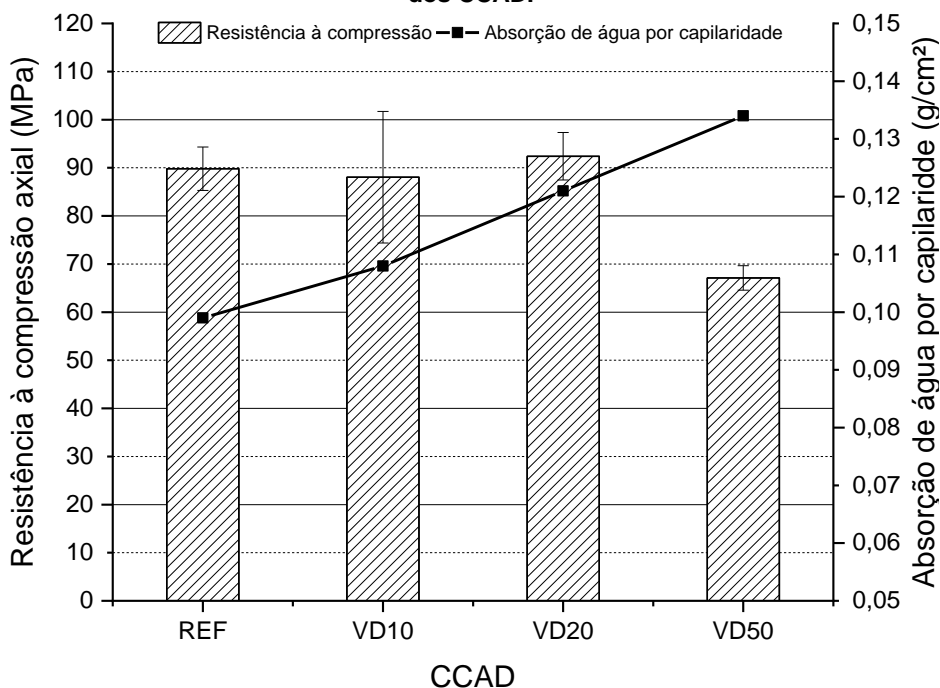


Fonte: Autor

Na idade de 28 dias, em 72h de exposição dos corpos de prova à água, não foram identificados quaisquer valores significativamente diferentes de absorção entre os traços.

Para tentar compreender os valores obtidos, a Figura 4.17 e Figura 4.18 ilustra graficamente a comparação entre a resistência à compressão aos 7 e 28 dias e a absorção de água por capilaridade em 72h de exposição para as amostras com 7 e 28 dias idade.

Figura 4.17: Comparativo de resistência à compressão e absorção de água por capilaridade aos 7 dias dos CCAD.



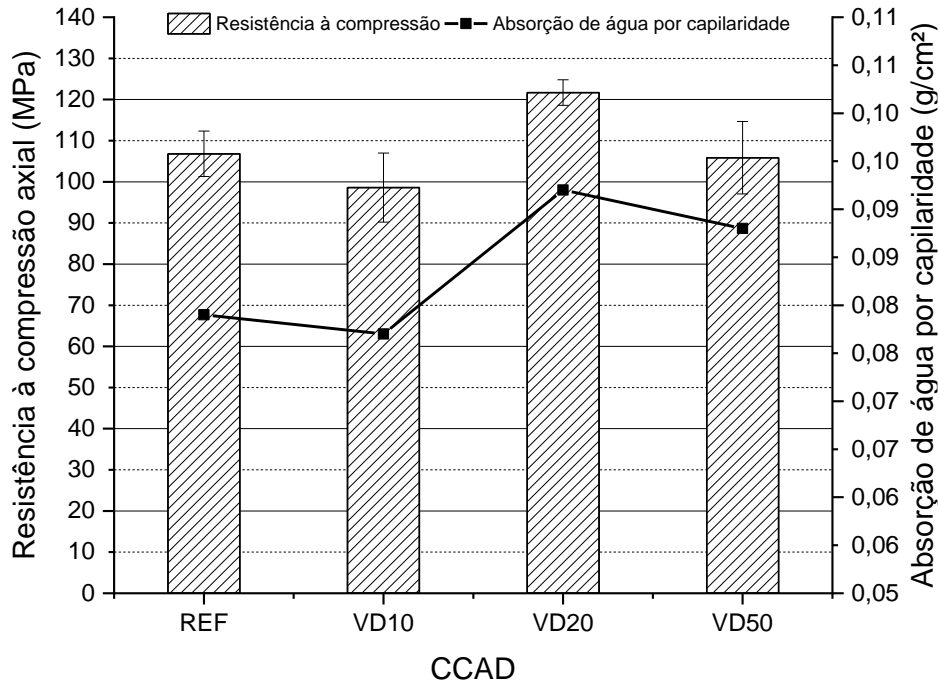
Fonte: Autor

A absorção de água por capilaridade dos CCAD em amostras com 7 dias de idade comportou-se como esperado, absorvendo mais água à medida que a resistência à compressão diminui. A menor resistência pode evidenciar a menor intensidade de hidratação em idades iniciais, especialmente em teores mais elevados de incorporação de pó de vidro, como o VD50, que estatisticamente apresentou menores valores de resistência à compressão e maior absorção de água por capilaridade. A baixa hidratação nessa idade promove uma matriz mais porosa, com poros permeáveis de maior dimensão e zona de transição mais espessa, permitindo a percolação da água com maior facilidade nos poros capilares.

Por outro lado, na resistência à compressão axial e na absorção de água por capilaridade aos 28 dias, não foram identificados valores significativamente diferentes entre os compósitos avaliados, o que apresenta semelhança de comportamento entre a resistência à compressão axial e absorção de água por capilaridade nessa idade para todas

as misturas. A hidratação do compósito junto a reação pozolânica do pó de vidro na idade de 28 dias pode ter sido suficiente para que os valores sejam semelhantes à referência.

Figura 4.18: Comparativo de resistência à compressão e absorção de água por capilaridade aos 28 dias dos CCAD.



Fonte: Autor

Matos e Sousa-Coutinho (2012) não observaram diferenças significativas na absorção de água por capilaridade em misturas de referência e com pó de vidro. A pouca mudança foi atribuída ao tamanho das partículas do cimento e do pó de vidro em relação ao empacotamento, as quais foram semelhantes.

Rodier e Savastano Jr (2018) obtiveram resultados na idade de 56 dias onde o teor de 10% de pó de vidro diminuiu a absorção de água, enquanto os teores de 20% aumentaram ligeiramente a absorção nas primeiras horas, estabilizando nas últimas horas junto à referência.

Du e Tan (2017) constataram a diminuição da penetração de água para todos os teores de vidro utilizados, com variações de absorção discretas entre os diferentes teores de pó de vidro, ainda que a porosidade fosse maior para misturas com elevados teores de pó de vidro. Os autores atribuíram esse comportamento à diminuição do tamanho dos poros capilares por efeito pozolânico e filer do pó de vidro, especialmente os da zona de transição.

4.4 RESUMO DAS PROPRIEDADES E ANÁLISE ESTATÍSTICA DO CCAD

Na Tabela 4.11 é apresentado o resumo das propriedades estatisticamente analisadas dos CCAD com e sem pó de vidro na idade de 28 dias.

Tabela 4.11: Resumo das propriedades e análise estatística do CCAD.

Propriedade	CCAD			
	REF	VD10	VD20	VD50
Resistência à compressão axial (MPa)	106,81	98,58	121,69	105,86
Estatisticamente diferente de REF?	-	Não	Não	Não
Resistência à tração por flexão (MPa)	23,12	21,92	21,08	18,72
Estatisticamente diferente de REF?	-	Não	Não	Sim
Módulo de elasticidade estático (GPa)	43,48	45,77	41,91	41,81
Estatisticamente diferente de REF?	-	Não	Não	Não
Módulo de elasticidade dinâmico (GPa)	53,31	52,15	52,10	49,75
Estatisticamente diferente de REF?	-	Não	Não	Sim
Absorção de água por capilaridade (g/cm²)	0,079	0,077	0,092	0,088
Estatisticamente diferente de REF?	-	Não	Não	Não

Fonte: Autor

Ainda que outros traços de pó de vidro possam apresentar maior semelhança estatística ao traço referência, o traço com 50% de incorporação, com alguns poucos valores estatisticamente diferentes, pode ser o considerado o traço com melhor potencial de utilização, sendo escolhido para ser avaliado em altas temperaturas. Além disso, a presença de maiores quantidades de vidro pode evidenciar com maior clareza os efeitos das altas temperaturas em CCAD confeccionados com esse material.

4.5 CARACTERIZAÇÃO COMPLEMENTAR DO TRAÇO SELECIONADO DE CCAD

Serão apresentados os resultados de caracterização das pastas e CCAD dos traços REF e VD50: tempos de pega e, avaliação mineralógica e microestrutural.

4.5.1 Tempos de pega das pastas de cimento

Os tempos de início e de fim de pega em pasta de cimento referência sem sílica ativa (TP-REF), com cimento e pó de vidro (TP-VD50) e cimento com pó de vidro e sílica ativa (TP-VD50S) podem ser observados graficamente na Figura 4.19, enquanto o traço utilizado para o ensaio é apresentado na Tabela 4.12. A relação de água para a consistência normal da pasta é de 30%.

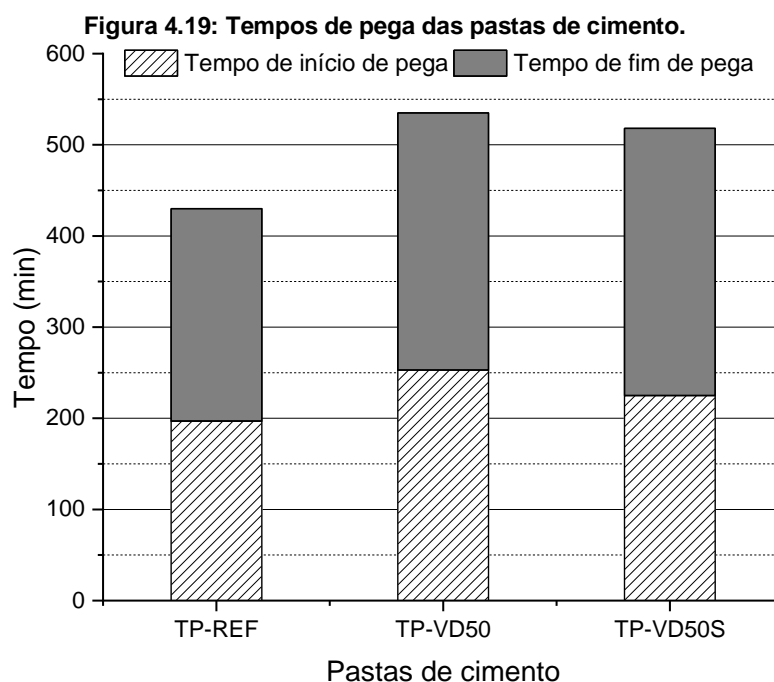
A incorporação do pó de vidro promoveu mudanças nos tempos de pega da pasta de cimento. Para TP-VD50, o início de pega foi 28% maior que a referência, enquanto o fim de

pega foi 24% maior. A mistura TP-VD50S apresentou redução de aproximadamente 11% para o início de pega e de 3% para o fim de pega em relação a mistura TP-VD50.

Tabela 4.12: Consumo de materiais das pastas de cimento para os tempos de pega.

Pastas	Materiais (kg/m ³)			
	Cimento	Sílica Ativa	Pó de Vidro	Água
TP-REF	1000	80	-	324
TP-VD50	500	-	-	324
TP-VD50S	500	80	403	324

Fonte: Autor



Soliman e Tagnit-Hamou (2016) afirmam que a incorporação de pó de vidro atrasa os tempos de pega das pastas de cimento, comportamento comum em materiais pozzolânicos, com a hidratação pozzolânica sendo semelhante a hidratação do C₂S do cimento, bem como a redução de cimento, que originalmente fornecem produtos mais reativos. Soliman e Tagnit-Hamou (2016), Elaqra e Rustom (2018) e Paul, Šavija e Babafemi (2018) afirmam que a substituição do cimento por elevados teores de pó de vidro aumenta a disponibilidade de água e superplastificante para as partículas de cimento, diluindo ainda mais os íons de Ca²⁺, reduzindo a formação e concentração de portlandita, o que retarda a hidratação dos produtos pozzolânicos nas idades iniciais.

As ligeiras diferenças observadas na mistura contendo sílica ativa pode ser explicado pela sua elevada finura e superfície específica, que intensifica as reações de hidratação, que por se tratarem de reações de contato, são mais acentuadas devido ao maior número de partículas de sílica ativa em contato com os componentes de hidratação.

4.5.2 Propriedades mineralógicas e microestruturais das pastas de cimento e do CCAD

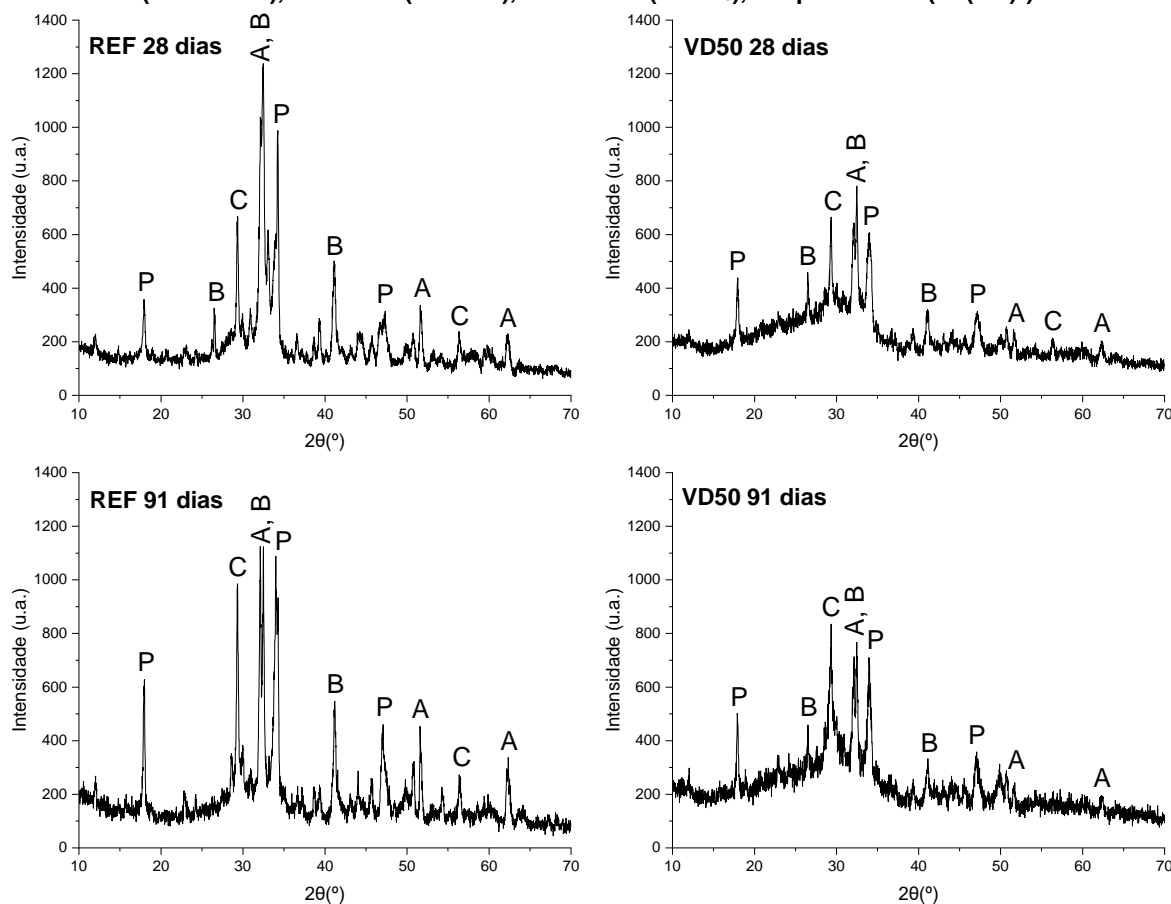
Na Figura 4.20 são apresentados os difratogramas das pastas de cimento do traço REF e VD50 na idade de 28 e 91 dias.

Na idade de 28 e 91 dias do traço REF e VD50 é possível observar elevados picos cristalinos de portlandita e calcita, além de componentes não hidratados do cimento, como alita e belita.

O traço VD50 aos 28 e 91 dias de idade, entre os ângulos de 30° a 35° , apresenta picos cristalinos de produtos não hidratados do cimento (alita e belita) e de portlandita quase duas vezes menor que o traço REF. O efeito de diluição do cimento promovido pela sua substituição por pó de vidro é o principal responsável pela redução desses picos.

Para os picos de portlandita entre os ângulos de 15° a 20° e 45° a 50° aos 28 dias, o traço REF e VD50 apresentam intensidade semelhante, uma vez que a participação do pó de vidro na hidratação pozolânica ainda não evidencia diferenças significativas. Enquanto aos 91 dias, os mesmos picos de portlandita já apresentam diferenças visíveis entre o traço REF e VD50, sendo consumidos pela reação pozolânica do pó de vidro.

Figura 4.20: Difratogramas das pastas de cimento do traço REF e VD50 aos 28 e 91 dias: A – alita ($3\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$), B – belita (Ca_2SiO_4), C – calcita (CaCO_3), P – portlandita ($\text{Ca}(\text{OH})_2$).



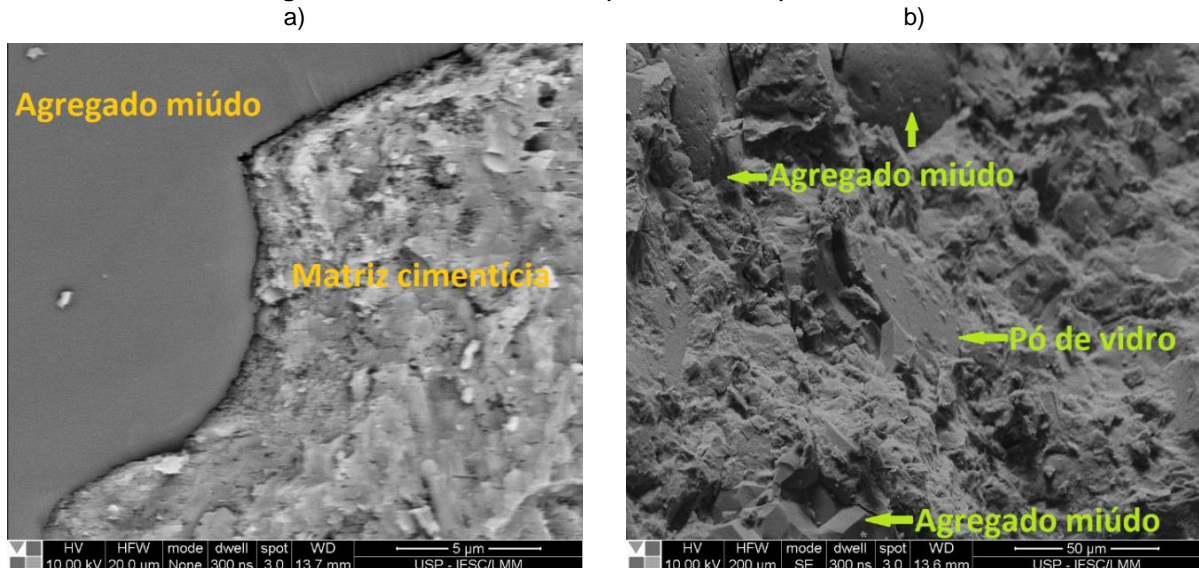
Fonte: Autor

A presença de sílica ativa na composição do CCAD pode ter atrapalhado as observações do efeito pozolânico do pó de vidro, uma vez que também se trata de um material pozolânico, porém muito mais fino e com maior superfície específica, reagindo mais rapidamente e intensamente que o pó de vidro, consumindo precocemente boa parte da portlandita anteriormente disponível e que reagiria com o pó de vidro.

A análise microestrutural realizada por MEV nos traços REF e VD50 aos 91 dias é apresentada na Figura 4.21. A identificação das partículas de pó de vidro no traço VD50 foi realizada por *dot mapping* de energia dispersiva de raios-X (EDS) e apresentada na Figura 4.22, com os pontos em vermelho representando a difração do sódio, importante componente do vidro utilizado no estudo.

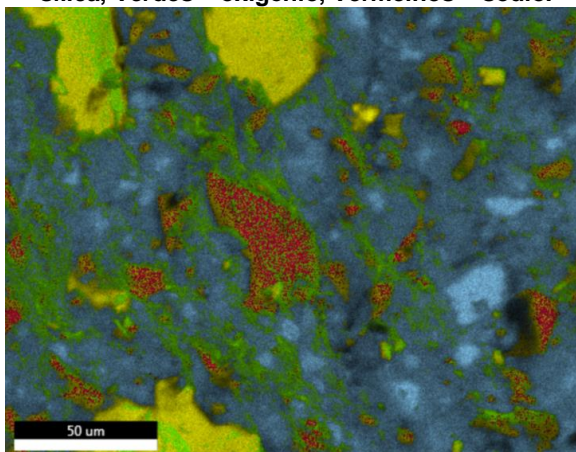
A Figura 4.21 a) apresenta a zona de transição entre a matriz cimentícia e o agregado miúdo que, como esperado, evidencia-se microestrutura densa do compósito cimentício. A Figura 4.21 b) apresenta a matriz cimentícia com a presença de partículas de pó de vidro que não reagiram durante o processo de hidratação. Era esperado na região circundante as partículas de pó de vidro que fosse encontrado uma borda densa e uniforme de produtos de hidratação do cimento ou da reação pozolânica, como o C-S-H, como apresentado por autores como Matos e Sousa-Coutinho (2012), Zheng (2016) e Harbec *et al.* (2017); contudo, nas amostras analisadas por MEV não foi possível identificar essa borda de hidratação.

Figura 4.21: MEV dos CCAD: a) REF 91 dias b) VD50 91 dias.



Fonte: Autor

Figura 4.22: *Dot mapping* de EDS na MEV do CCAD VD50 aos 91 dias: Pontos Azuis – cálcio, Amarelos – sílica, Verdes – oxigênio, Vermelhos – sódio.

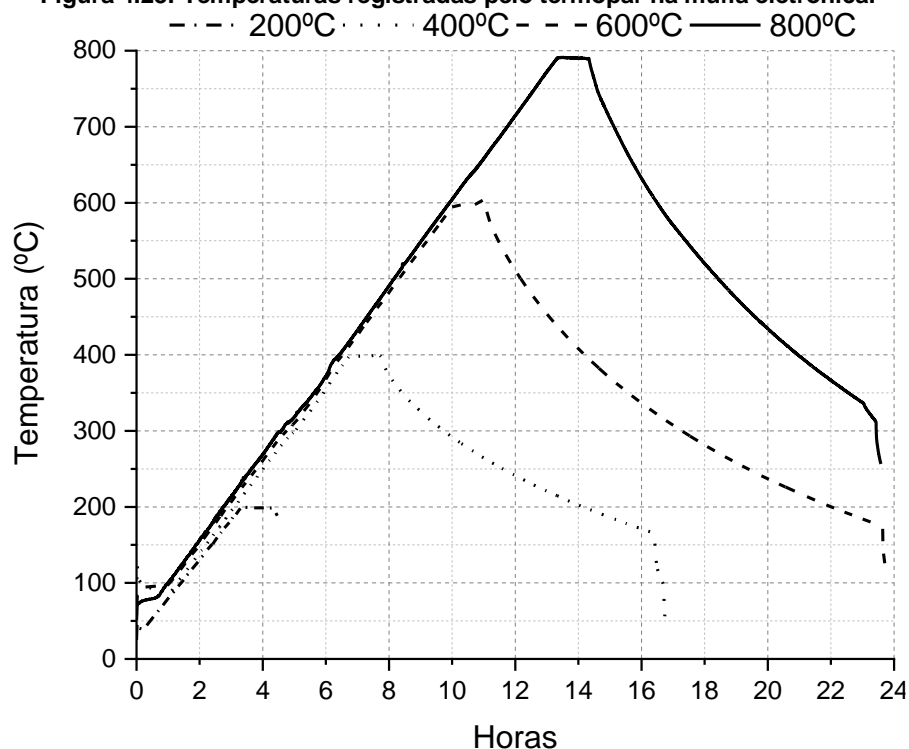


Fonte: Autor

4.6 CCAD EM ALTAS TEMPERATURAS

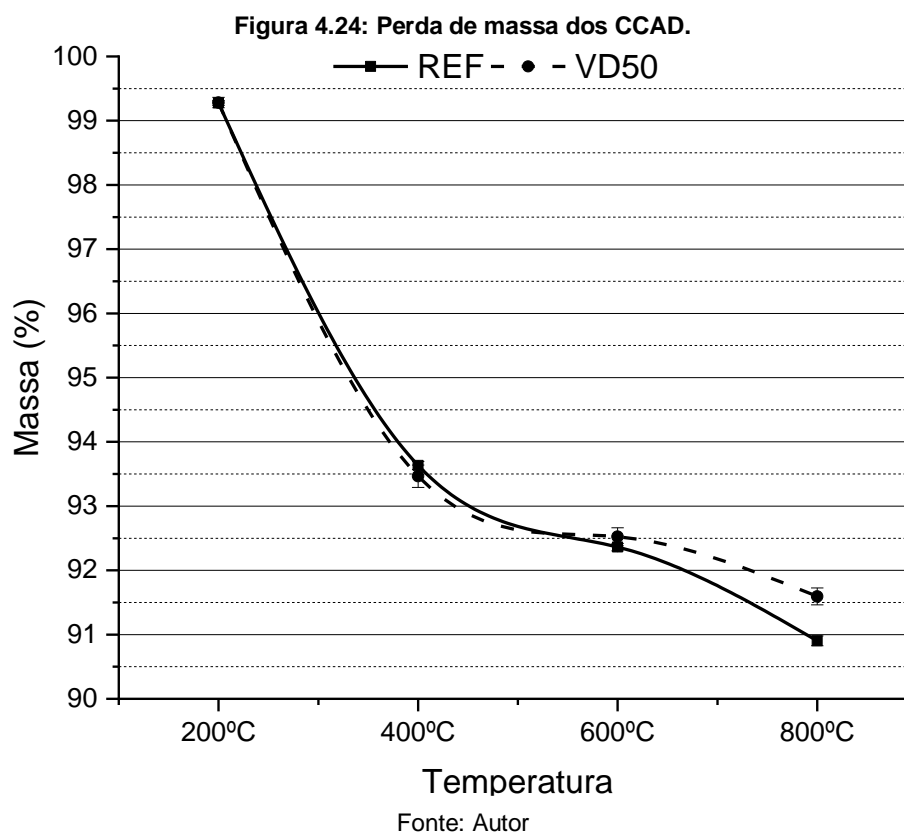
Serão apresentados os resultados dos ensaios mecânicos, físicos, microestruturais e mineralógicos residuais realizados em amostras submetidas a altas temperaturas e após reidratação. A Figura 4.23 apresenta as curvas de aquecimento e resfriamento obtidos pelo termopar dentro da mufla eletrônica durante o aquecimento das amostras nas temperaturas de 200°C, 400°C, 600°C e 800°C. Enquanto na Figura 4.24 é apresentada a perda de massa observada nos CCAD logo após o resfriamento em relação as amostras em temperatura ambiente.

Figura 4.23: Temperaturas registradas pelo termopar na mufla eletrônica.



Fonte: Autor

Aos 200°C, 400°C e 600°C ambos os traços perderam massa em torno de 0,7%, 6,5% e 7,5%, respectivamente, aos 800°C o traço REF perdeu em torno de 9,1% de massa, enquanto VD50 perdeu em torno de 8,4%, com resultados semelhantes a Rodier e Savastano Jr aos 700°C, que observaram perdas em torno de 10% para o traço referência e com 10% e 20% de pó de vidro em substituição em massa ao cimento na idade de 28 dias.



4.6.1 Avaliações mineralógicas e microestruturais dos CCAD em altas temperaturas e reidratados

Na Figura 4.25 são apresentados os difratogramas de DRX realizados em amostras de pastas dos traços REF e VD50 com 91 dias de idade e aquecidas a temperaturas de 200°C, 400°C, 600°C e 800°C.

O aquecimento até a temperatura de 200°C não evidencia grandes mudanças nos picos cristalinos dos traços REF e VD50. Aos 400°C as mudanças são mais acentuadas para ambos os traços, reduzindo-se a quantidade de portlandita e aumentando a intensidade dos picos de calcita.

Aos 600°C observa-se que todos os picos de portlandita desapareceram para ambos os traços, como era esperado. Os picos de calcita ficaram ainda mais acentuados no traço

REF, enquanto nos picos entre os ângulos de 30° a 35° do traço REF e VD50 são observados somente produtos não hidratados do cimento (alita e belita).

Aos 800°C não é identificado picos de calcita para o traço REF, restando somente produtos não hidratados, como alita e belita. No traço VD50 é identificada a formação de componentes como wollastonita, melilita e aluminossilicato, sinterizados pelo aquecimento, ainda que em temperaturas menores que as esperadas (JACOB, 1976¹¹ *apud* BRITZ; HELENE, 2018).

Em pastas de cimento sem e com 20% de pó de vidro (20 µm em d₅₀) em substituição em massa ao cimento, Pan *et al.* (2017) observaram aos 500°C componentes como alita e belita para ambas as misturas, além de gehlenita e akermanita, sendo que esses últimos não foram observados nesse trabalho para o traço REF e VD50. Sinterizações semelhantes a Pan *et al.* (2017) só foram identificadas aos 800°C, no traço VD50 com a formação de melilita (semelhantes a gehlenita e akermanita).

Pan *et al.* (2017) também observaram que não houve grandes alterações mineralógicas nos compósitos entre as temperaturas de 500°C e 800°C, enquanto neste trabalho a decomposição da calcita e sinterização de outros componentes entre as temperaturas de 600°C e 800°C foi evidente.

De toda forma, a identificação precisa de picos cristalinos por padrões de DRX a partir dos 600°C, especialmente entre os ângulos de 30° a 35°, é dificultada devido às formações cristalinas mal ordenadas, como reportado por Pan *et al.* (2017).

A análise microestrutural por MEV de amostras de CCAD dos traços REF e VD50 aquecidas a temperaturas de 600 e 800°C e de amostras aquecidas a 800°C e reidratadas por imersão em água durante 51 dias são apresentadas na Figura 4.26.

A microestrutura dos CCAD REF e VD50 aquecidos a 600°C e 800°C já apresentam fissuração generalizada, como demonstra as Figura 4.26 a), b), c) e d). A fissuração é especialmente visível na matriz cimentícia, em alguns casos danificando as partículas de agregado miúdo a partir da sua transformação de quartzo α para β (BATTAGIN; SILVEIRA, 2018). As fissuras na matriz cimentícia são provenientes dos efeitos mecânicos da saída de água em forma de vapor, físicos pelas incompatibilidades térmicas entre matriz e agregado, e químicos a partir da decomposição dos componentes como portlandita, calcita e C-S-H.

Pan *et al.* (2017) observou pela MEV alterações morfológicas nas partículas de pó de vidro decorrente do aquecimento até a temperatura de 800°C, a qual estavam fundidas ao restante da matriz cimentícia, o que neste trabalho não foi observado para as partículas de

¹¹ JACOB, C. J. Synthesis of wollastonite from natural materials without fusion. **U.S. Patent n. 3,966,884**. 29 jun., 1976.

pó de vidro identificadas na MEV, ainda que utiliza-se parâmetros de ensaio semelhantes. Os autores submeteram amostras com dimensão de $\varnothing 60 \times 180$ mm de compósitos cimentícios com 20% de pó de vidro em substituição em massa ao cimento durante 1,5 hora à 800°C , enquanto neste trabalho as amostras com dimensão de $\varnothing 53 \times 159$ mm e 50% de pó de vidro em substituição ao cimento foram expostas durante 1 hora à 800°C , como apresentado na Figura 4.23.

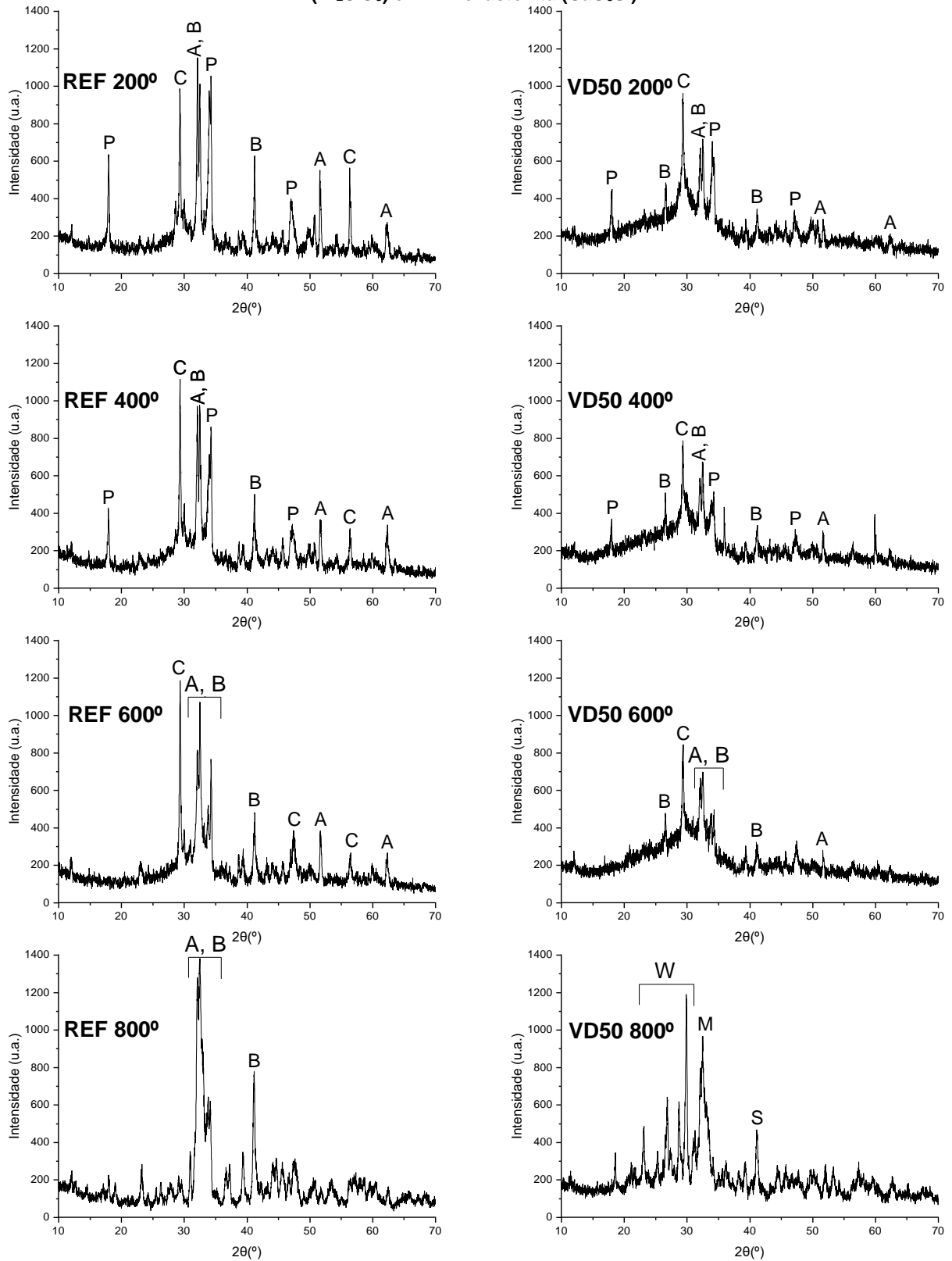
Na Figura 4.26 e) e f) são observadas as micrografias por MEV das amostras reidratadas do traço REF e VD50, respectivamente. Em ambas as amostras foi observada a redução da espessura das fissuras promovidas pelo aquecimento, assim como a formação de cristais de etringita.

Para aquecimentos até 1000°C e reidratação durante 28 dias por imersão em água, Akca e Özyurt (2018) relataram a presença de cristais de etringita na microestrutura dos compósitos cimentícios, especialmente formados no interior das fissuras, bem como Li *et al.* (2017) que também encontraram cristais de etringita em amostras aquecidas até 800°C e reidratadas durante 30 dias por imersão em água e câmara úmida. A formação de etringita por reidratação neste trabalho foi identificada para ambos os traços, REF e VD50, por toda a superfície da microestrutura dos CCAD.

Era esperado que também fossem identificados cristais de portlandita na microestrutura dos CCAD reidratados, o que não foi observado neste trabalho. Entretanto, para a amostra reidratada de VD50, foi identificada uma partícula de pó de vidro íntegra e não-reagida, mesmo após o aquecimento e reidratação.

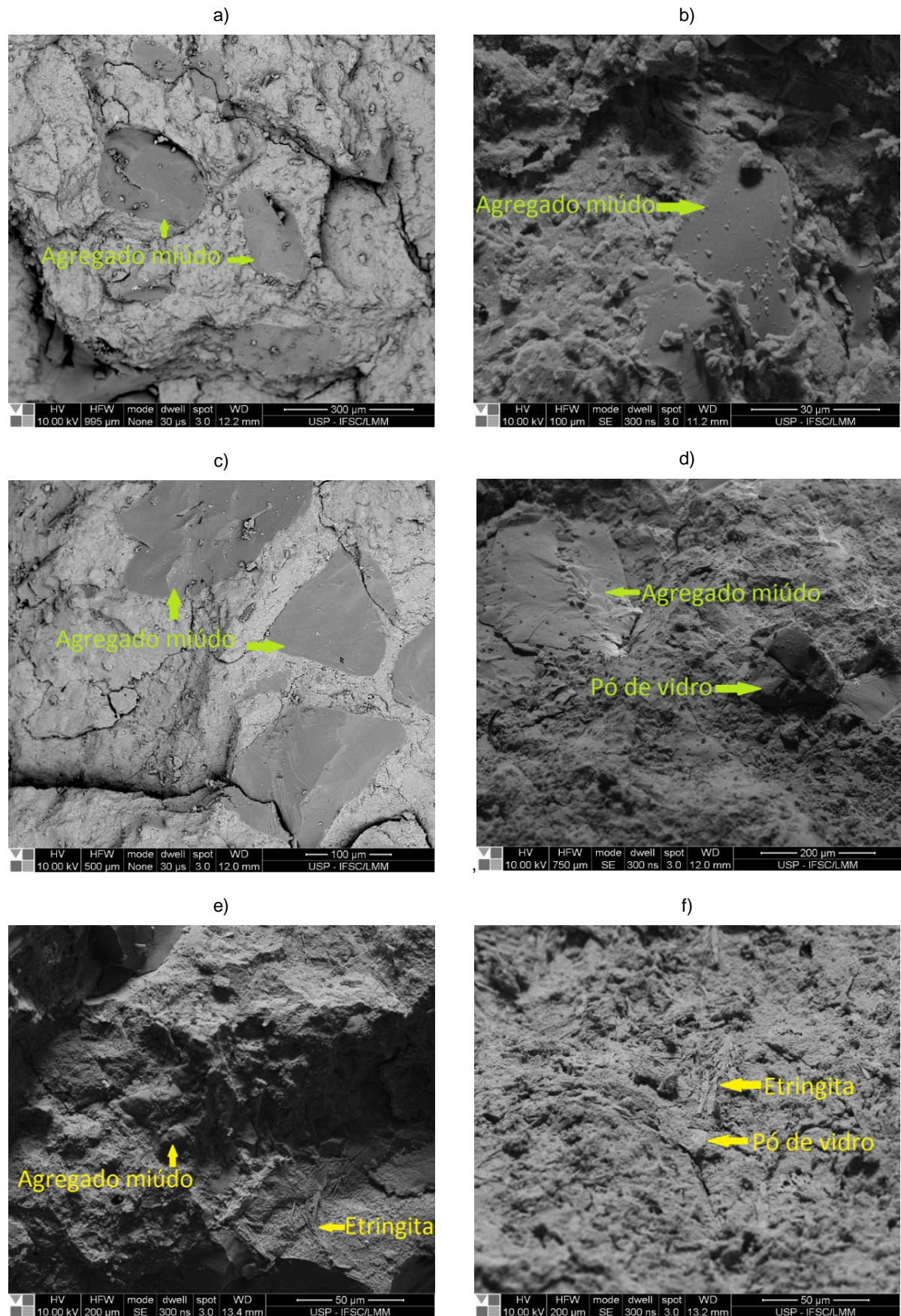
Como o processo de reidratação deu-se por imersão em água, a olho nu e nas fissuras externas da superfície das amostras reidratadas, não foram identificados quaisquer produtos de hidratação nos traços REF e VD50 (Figura 4.27), estando diluídos em água, o que é desejável. A formação de produtos de hidratação como a portlandita no interior das fissuras, poderia promover reações expansivas que deterioram ainda mais a microestrutura do CCAD já comprometida.

Figura 4.25: Difratogramas das pastas REF e VD50 aquecidas: A – alita ($3\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$), B – belita (Ca_2SiO_4), C – calcita (CaCO_3), P – portlandita ($\text{Ca}(\text{OH})_2$), M – melilita ($(\text{Ca},\text{Na})_2(\text{Al},\text{Mg})(\text{Si},\text{Al})_2\text{O}_7$), S – aluminossilicato (Al_2SiO_5) e W – wollastonita (CaO_3Si).



Fonte: Autor

Figura 4.26: MEV dos CCAD aquecidos e reidratados: a) REF 600°C b) VD50 600°C c) REF 800°C d) VD50 800°C e) REF Reidratado f) VD50 Reidratado.



Fonte: Autor

Figura 4.27: Fissuras externas dos CCAD reidratados: a) CCAD REF 800°C reidratado b) CCAD VD50 800°C reidratado.



Fonte: Autor

4.6.2 Resistência residual à compressão axial de CCAD em altas temperaturas e reidratados

Na Figura 4.28 é apresentado graficamente os resultados médios de resistência residual à compressão axial das amostras REF e VD50 em temperatura ambiente (20°C), aquecidas a temperaturas de 200°C, 400°C, 600°C e 800°C, e de reidratação para amostras aquecidas a 800°C e imersas em água durante 51 dias. Na Figura 4.29 é possível observar o gráfico da taxa de perda de resistência à compressão axial em relação a cada traço em temperatura ambiente e a taxa de ganho de resistência pelo procedimento de reidratação.

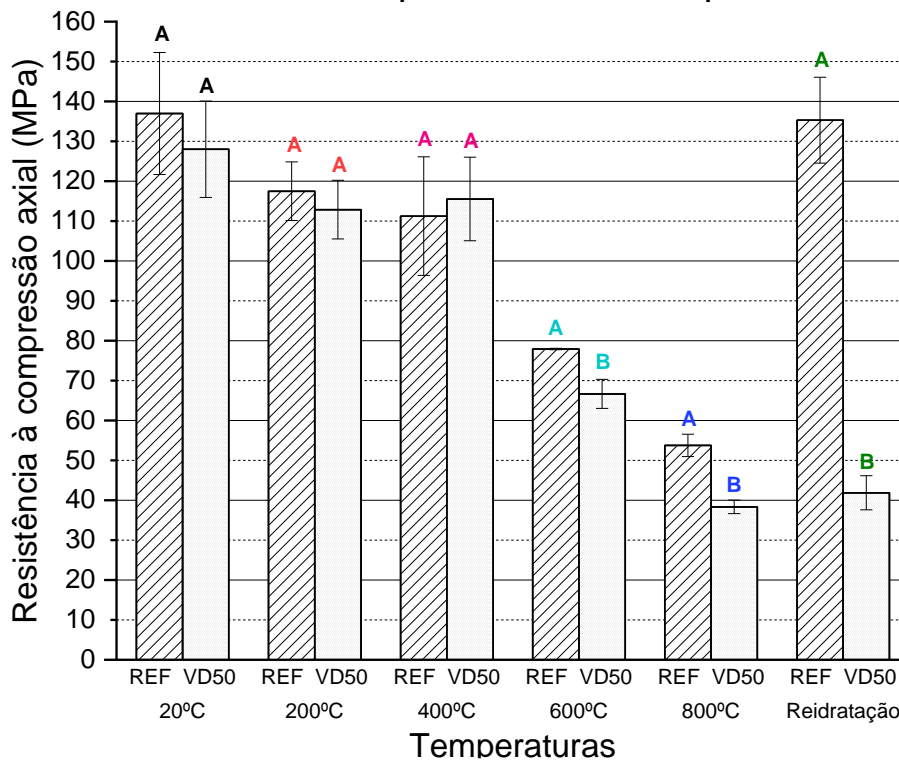
A resistência à compressão axial de ambos os traços diminuiu com o aumento da temperatura, como era esperado. Em temperatura ambiente e até a temperatura de 400°C o traço REF e VD50 apresentam semelhanças estatísticas em sua resistência residual à compressão axial, com valores superiores a 100 MPa. A partir do 600°C os danos causados pelas altas temperaturas são mais acentuados, especialmente no traço VD50, apresentando resistência residual à compressão inferior ao traço REF.

Quando avaliado o gráfico da taxa de resistência residual à compressão até os 600°C, ambos os traços ainda apresentam semelhanças na perda de resistência à compressão em relação as amostras em temperatura ambiente, se diferenciando aos 800°C, onde o traço VD50 apresenta menor taxa de resistência residual. Pan *et al.* (2017) verificaram que até os 500°C as amostras com 20% de pó de vidro em substituição ao cimento apresentavam resistência residual superior ao traço referência, enquanto aos 800°C apresentava resistência residual inferior.

Até a temperatura de 400°C não é esperada nenhuma importante decomposição de componentes químicos para ambos os traços de CCAD, como observado nos difratogramas da Figura 4.25. A perda de resistência pode ser atribuída a fissuração decorrente da saída do vapor de água das amostras (na ordem de 6,5%, Figura 4.24), e a incompatibilidade térmica entre os agregados e componentes da matriz cimentícia durante o aquecimento.

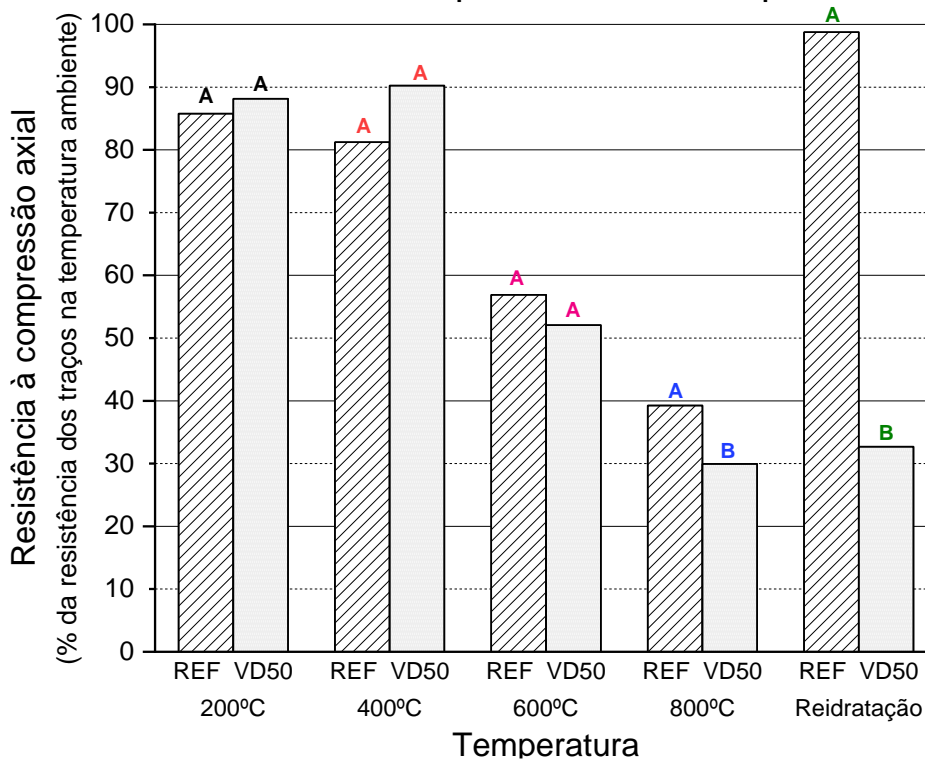
Por se tratar de um material caracteristicamente denso, os CCAD promovem restrições a saída de água em forma de vapor formado durante o aquecimento, gerando pontos de poropressão capazes de superar a resistência à tração do compósito em toda sua extensão, liberando o vapor e aliviando as tensões geradas por meio da fissuração.

Figura 4.28: Resistência residual à compressão axial dos CCAD aquecidos e reidratados.



Fonte: Autor

Figura 4.29: Taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD aquecidos e reidratados.



Fonte: Autor

A incompatibilidade térmica é o comportamento antagônico de variação dimensional entre os diferentes componentes do compósito durante o aquecimento. É esperado que com o aumento da temperatura o agregado miúdo quartzoso e a matriz cimentícia nos CCAD apresentem variações dimensionais de expansão e retração em intensidades diferentes, promovendo fissuração e perda de aderência entre os componentes (PAN *et al.*, 2017).

Após os 400°C e até os 600°C é esperado que a decomposição da portlandita e a expansão e fissuração do agregado quartzoso pela sua transformação de α para β sejam os responsáveis pela acentuada redução das propriedades do CCAD (BATTAGIN; SILVEIRA, 2018). A decomposição da portlandita aos 600°C em ambos os traços é confirmada pelos difratogramas da Figura 4.25, refletida na acentuada perda de resistência à compressão nos traços REF e VD50.

Aos 800°C as fases de C-S-H e calcita estão em processo de decomposição, com os efeitos da incompatibilidade térmica sendo ainda mais intensificados. Nessa temperatura, a decomposição dos componentes químicos é o principal responsável pela perda das propriedades mecânicas dos compósitos cimentícios, assim como relatado por Pan *et al.* (2017). A decomposição dos componentes em ambos os traços é confirmada pelos difratogramas da Figura 4.25, refletindo novamente na perda de resistência à compressão axial.

Ainda que a decomposição dos componentes químicos sejam semelhantes até os 600°C para o traço REF e VD50, aos 800°C o traço VD50 exhibe a sinterização de componentes como wollastonita, melilita e aluminossilicato, o que pode explicar sua menor resistência residual à compressão nessa temperatura.

Outra explicação para a menor resistência residual à compressão do traço VD50 em temperaturas mais elevadas, especialmente aos 800°C, é dada por Pan *et al.* (2017), onde relatam que compósitos confeccionados com pó de vidro exibem maior retração da matriz cimentícia (aproximadamente 3 vezes maior que os compósitos referência) durante o aquecimento em temperaturas próximas a transição vítrea do vidro, ou seja, a mudança de estado físico do material, o que intensifica os efeitos da incompatibilidade térmica entre os materiais constituintes dos CCAD.

Na reidratação o traço REF apresentou recuperação muito superior ao traço VD50, recuperando em torno de 98% da resistência, atingindo quase que totalmente sua capacidade resistente original. Os produtos de cimento não hidratados do traço REF ainda presentes até a temperatura de 800°C, como alita e belita, apresentados nos difratogramas da Figura 4.25, podem ter participado ativamente na reidratação do CCAD e recuperação de suas propriedades.

A reidratação e recuperação da resistência à compressão do traço VD50 foi pequena, em torno de 32%. Possivelmente a menor presença de produtos não hidratados do cimento promovido pela sua substituição por pó de vidro e a formação de componentes não reidratáveis durante o aquecimento como wollastonita e melilita, que não permitiram a recuperação da sua resistência à compressão.

Para o aquecimento de até 800°C de compósitos de cimentícios de alta resistência na idade de 28 dias com sílica ativa ou cinza volante (substituições de 20% e 30% em massa ao cimento, respectivamente) e reidratação por imersão em água durante 56 dias, Poon *et al.* (2001) conseguiram recuperar 65% e 79% (melhor resultado) da resistência à compressão original para a mistura com sílica ativa e cinza volante, respectivamente. Os autores comentaram que a presença de material pozzolânico não-reagido poderia participar diretamente na recuperação das propriedades do compósito, reagindo com os produtos formados pela reidratação, como a portlandita.

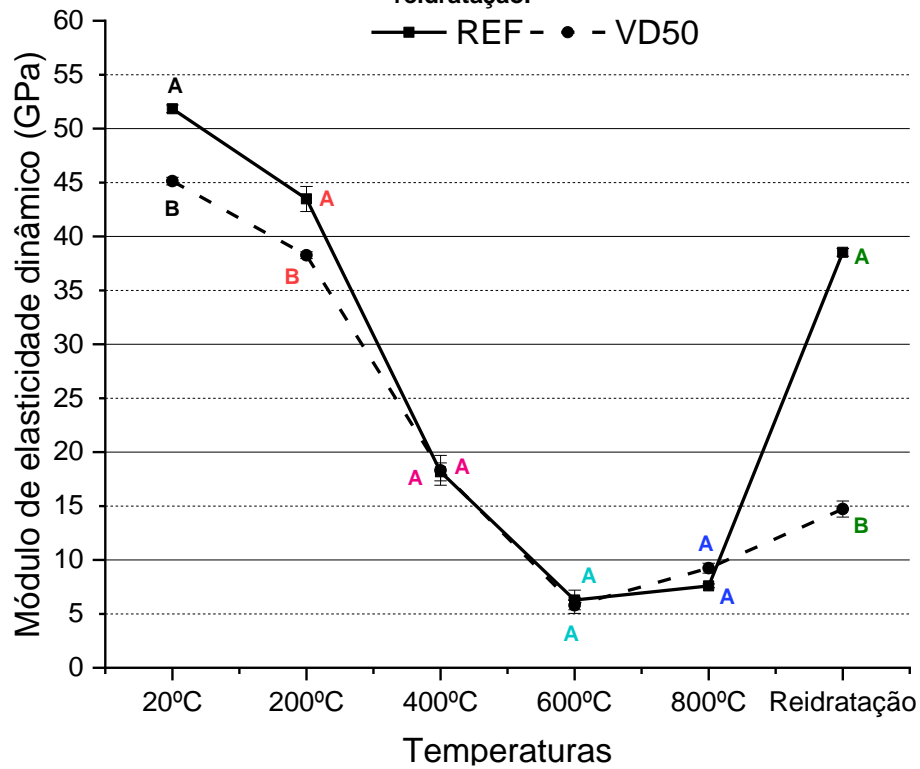
Com aquecimento de até 1000°C de compósitos cimentícios na idade de 28 dias com 40% de escoria alto forno em substituição em massa ao cimento e reidratação por imersão em água por mais 28 dias, Akca e Özyurt (2018) recuperaram em torno de 75% da resistência à compressão do compósito.

Neste trabalho era esperado que as partículas de pó de vidro que não reagiram (traço VD50) também participassem na reidratação e recuperação das propriedades do CCAD como material pozzolânico, assim como observado nos trabalhos de Poon *et al.* (2001) e Akca e Özyurt (2018), fato que não ocorreu, ainda que outro material pozzolânico estivesse presente no traço, a sílica ativa. Assim como comentado anteriormente, a sinterização de wollastonita e melilita pelo traço VD50 a 800°C pode ter impedido a recuperação das propriedades do CCAD com pó de vidro.

4.6.3 Módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD em altas temperaturas e reidratados

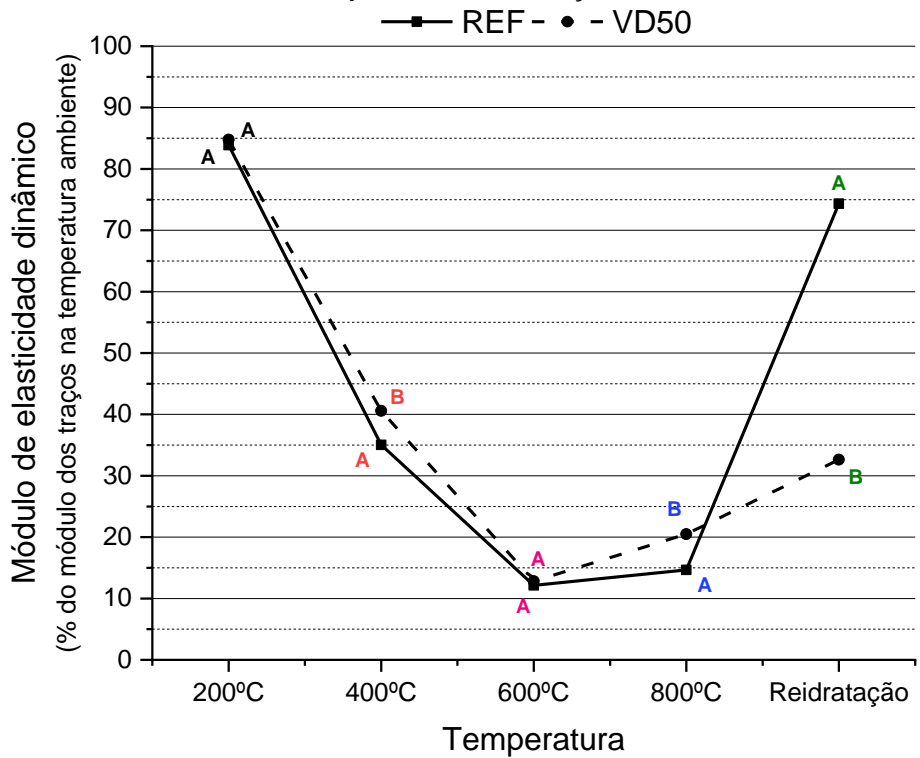
Na Figura 4.30 são apresentados graficamente os resultados da média de módulo de elasticidade dinâmico residual das amostras REF e VD50 à temperatura ambiente (20°C), aquecidas a temperaturas de 200°C, 400°C, 600°C e 800°C, e de reidratação para amostras aquecidas a 800°C e imersas em água durante 51 dias. Na Figura 4.31 é apresentada graficamente a taxa de perda de módulo de elasticidade dinâmico residual em relação a cada traço para as diferentes temperaturas e a taxa de ganho no procedimento de reidratação.

Figura 4.30: Módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD após exposição a diferentes temperaturas e reidratação.



Fonte: Autor

Figura 4.31: Taxa do módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD após exposição a diferentes temperaturas e reidratação.



Fonte: Autor

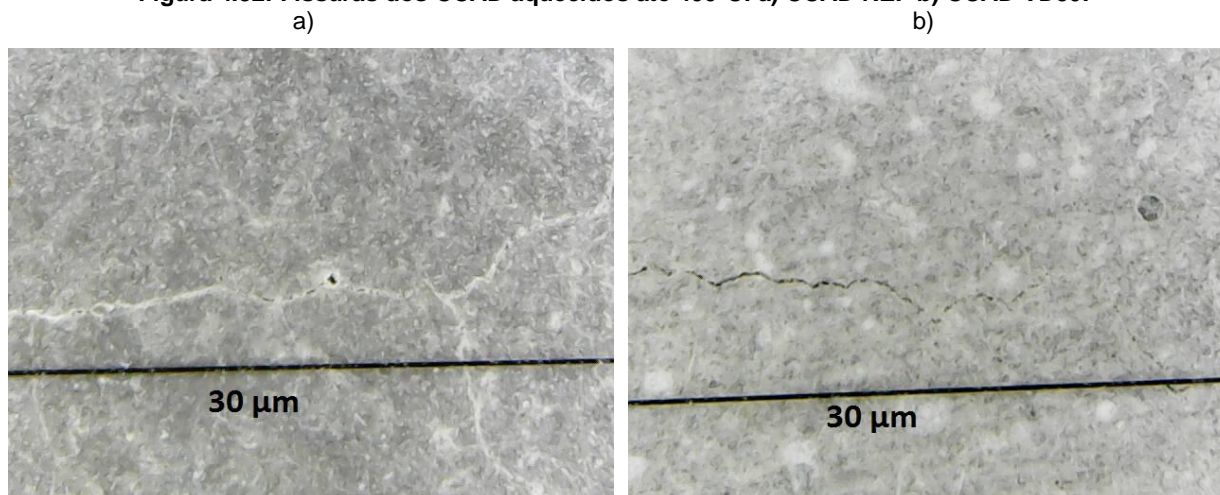
O traço REF apresenta valor estatisticamente superior de módulo de elasticidade dinâmico ao traço VD50 na temperatura ambiente e em 200°C. A partir da temperatura de 400°C os valores de módulo de elasticidade dinâmico residual do traço REF e VD50 se apresentam estatisticamente semelhantes até a temperatura de 800°C.

Quando avaliada a taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual de cada traço, verifica-se que ambos os traços apresentaram perdas semelhantes com o aumento da temperatura até os 600°C (em torno de 87%), com o traço VD50 apresentando melhor desempenho a 800°C em relação ao traço REF.

As amostras expostas a temperaturas de até 200°C não apresentaram fissuras visíveis a olho nu, mas a perda de parte da água em forma de vapor (em torno de 0,7% da massa, Figura 4.24) pode ter sido responsável por danos aos CCAD, já que apresentaram redução do módulo de elasticidade dinâmico em aproximadamente 15% para ambos os traços. É esperado que fissuras provenientes do aquecimento só fossem claramente visíveis a olho nu em temperaturas acima dos 300°C, como comentado por Fernandes *et al.* (2017) e Battagin e Silveira (2018), como ocorreu nessa pesquisa.

Aos 400°C é possível observar fissuras nas superfícies das amostras dos traços REF e VD50 (Figura 4.32), refletida na acentuada redução do módulo de elasticidade dinâmico, na ordem de 60%. Os danos observados nos CCAD nessa temperatura podem ser atribuídos a acelerada perda de água (em torno de 6,5% da massa, Figura 4.24) e a incompatibilidade térmica entre matriz cimentícia e agregados.

Figura 4.32: Fissuras dos CCAD aquecidos até 400°C: a) CCAD REF b) CCAD VD50.



Fonte: Autor

Nos 600°C, o efeito combinado da fissuração generalizada da matriz e dos agregados (observado no MEV das Figuras 4.26 a) e b)) e decomposição da portlandita (observado nos difratogramas da Figura 4.25) diminuiu ainda mais o módulo de elasticidade dinâmico de ambos os traços, na ordem de 87%.

Ainda que aos 800°C tenha se observado um ligeiro aumento do módulo de elasticidade dinâmico para ambos os traços, as perdas foram na ordem de 80%, que em valores absolutos foram semelhantes entre o traço REF e VD50 (módulo residual em torno de 8 GPa), enquanto em relação a taxa de módulo de elasticidade dinâmico residual, o VD50 apresentou desempenho ligeiramente maior que o REF (20% e 14%, respectivamente).

A decomposição dos componentes químicos como alita, belita e calcita e sinterização de wollastonita e melilita entre as temperaturas de 600°C e 800°C, apresentados nos difratogramas da Figura 4.25, não parecem influenciar diretamente nos valores de módulo de elasticidade dinâmico residuais dos traços REF e VD50.

Para a reidratação, assim como na resistência à compressão axial, é esperado que os componentes não hidratados do cimento no traço REF tenham participado na recuperação do módulo de elasticidade dinâmico, com recuperações em torno de 75% da sua rigidez original. A recuperação do módulo de elasticidade dinâmico do traço VD50, assim como observado na resistência à compressão axial, foi pequena, em torno de 32%, novamente vinculada a diminuição de produtos não hidratados do cimento e a sinterização de produtos como wollastonita e melilita.

O mesmo compósito cimentício apresentado por Akca e Özyurt (2018) na avaliação da resistência residual à compressão axial do item 4.6.2, recuperou através da reidratação por imersão em água durante 28 dias em torno de 57% da sua rigidez. Nesse trabalho também era esperado que o pó de vidro participa-se na recuperação do módulo de elasticidade dinâmico residual, o que não ocorreu.

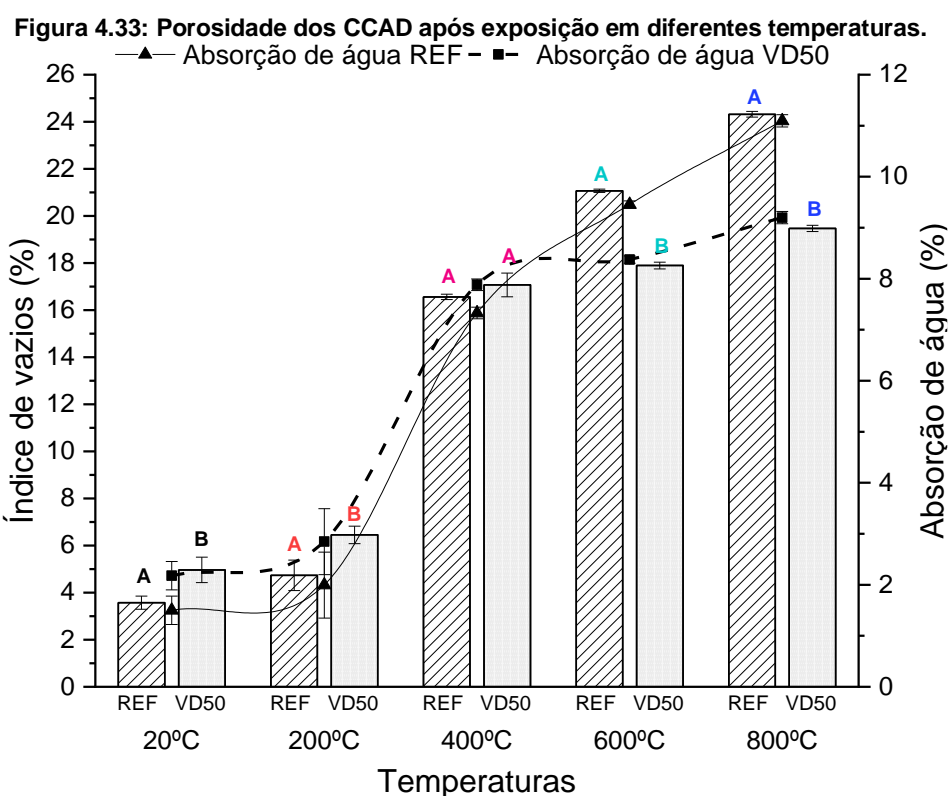
4.6.4 Porosidade aparente e densidade aparente residual de CCAD em altas temperaturas

Na Figura 4.33 são apresentados graficamente os resultados de porosidade aparente e densidade aparente residual, através do índice de vazios e absorção de água, das amostras REF e VD50 em temperatura ambiente (20°C) e aquecidas a temperaturas de 200°C, 400°C, 600°C e 800°C.

A porosidade dos CCAD aumentou com aumento da temperatura e fissuração do material. Em temperatura ambiente e em 200°C o traço VD50 apresentou maior porosidade em relação ao traço REF através dos índices de vazios e absorção de água. Na temperatura ambiente os valores foram de 3,6% e 1,5% para o traço REF, respectivamente, e 5,0% e 2,2% para o traço VD50, respectivamente. Aos 200°C foram de 4,7% e 2,0% para o traço REF, respectivamente, e 6,5% e 2,8% para o traço VD50, respectivamente.

Na temperatura de 400°C é observada um acentuado aumento da porosidade para ambos os traços a partir do índice de vazios e absorção de água, em torno de 17,0% e 7,5%, respectivamente, os quais apresentam resultados estatisticamente semelhantes.

Aos 600°C a porosidade de ambos os traços aumenta, contudo, a porosidade do traço VD50 é estatisticamente menor em torno de 15% e 12% que a porosidade do traço REF, através do índice de vazios e absorção de água, respectivamente. Para o traço VD50 foi observado índice de vazios de 17,9% e absorção de água de 8,4%, enquanto no traço REF o índice de vazios foi de 21,1% e a absorção de água de 9,5%.



O comportamento da porosidade dos CCAD aos 600°C também é observado aos 800°C, com a porosidade do traço VD50 sendo estatisticamente menor em torno de 20% e 17% que a porosidade do traço REF, através do índice de vazios e absorção de água, respectivamente. Para o traço VD50 foi observado índice de vazios de 19,5% e absorção de água de 9,2%, enquanto no traço REF o índice de vazios foi de 24,3% e a absorção de água de 11,1%.

A maior porosidade do traço VD50 em relação a traço REF em temperatura ambiente e em 200°C pode ser explicada pela porosidade natural do CCAD com pó de vidro. A partir dos 400°C essa porosidade é semelhante para ambos os traços, podendo ser vinculada ao aparecimento de fissuras de maior dimensão promovidas pela saída de água em forma de vapor (em torno de 6,5% da massa, Figura 4.24), claramente visíveis a olho nu (Figura

4.32), mas não a decomposição de importantes componentes químicos como demonstra os difratogramas da Figura 4.25.

O continuo aumento da porosidade do traços REF e VD50 até as temperaturas de 600°C e 800°C é vinculada a decomposição de importantes componentes químicos como alita, belita, calcita e portlandita e a incompatibilidade térmica dos materiais constituintes dos CCAD, exibindo fissuração da matriz cimentícia e dos agregados, como constatado nos difratogramas da Figura 4.25 e micrografias por MEV da Figura 4.26.

O comportamento da porosidade está em conformidade ao comportamento do módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD até os 400°C. O traço VD50 apresenta menor módulo, assim como maior porosidade até os 200°C, enquanto aos 400°C, tanto a porosidade quanto o módulo de elasticidade dinâmico são semelhantes entre os traços. Aos 600°C e 800°C, ainda que a porosidade do traço VD50 seja menor, seu módulo de elasticidade foi semelhante ao traço REF.

Lu *et al.* (2017) observaram que a utilização de compósitos com 20% de pó de vidro (28 μm em d_{50}) em substituição em massa ao cimento aumenta a quantidade de poros capilares (entre 0,05 μm e 0,200 μm) quando aquecidos a 800°C, decorrente da decomposição do C-S-H e conseqüente aumento do diâmetro dos poros anteriormente refinados (<0,05 μm). Entretanto, também observaram que houve a redução da quantidade de macroporos (>1 μm) quando comparado ao traço referência, o que pode explicar a menor porosidade do traço VD50 em relação a REF nas temperaturas de 600°C e 800°C neste trabalho.

A menor porosidade do traço VD50 pode ser atribuída a menor quantidade de portlandita originalmente presente na mistura, como identificado nos difratogramas da Figura 4.25, o que diminuiu a intensidade da fissuração decorrente da menor disponibilidade do composto para decomposição. Outra explicação é a mudança de estado físico do vidro relatado por Pan *et al.* (2017), podendo se transformar em um fluido altamente viscoso durante sua transição vítrea e obstruir parcialmente os poros gerados pelo aquecimento.

5. CONCLUSÕES

Foram estudados CCAD confeccionados com diferentes teores de pó de vidro em substituição parcial volumétrica ao cimento e expostos a altas temperaturas. Com o estudo realizado e os resultados obtidos, as seguintes conclusões podem ser realizadas:

- Na avaliação dos tempos de pega, o teor de 50% de pó de vidro aumenta tanto o início como fim de pega da pasta de cimento. O ensaio de consistência na *flow table* mostra que a incorporação de pó de vidro não altera a trabalhabilidade dos CCAD. As misturas com pó de vidro apresentaram menor densidade de massa, assim como menores quantidades de ar incorporado à medida que o teor de pó de vidro aumentava.
- Na resistência à compressão axial aos 2 dias de idade, os CCAD com pó de vidro apresentaram menor desempenho em relação ao traço referência, como era esperado, enquanto aos 7 dias de idade, somente o traço com 50% de pó de vidro apresentou menor desempenho, com resistência aproximadamente 25% menor que o referência. Na idade de 28 e 91 dias, todas as misturas com pó de vidro apresentaram resistência semelhante a mistura de referência, acima de 100 MPa. Na resistência à tração por flexão aos 28 dias, somente o traço com 50% de pó de vidro apresentou desempenho diferente, sendo aproximadamente 19% menor o traço referência.
- Quanto a rigidez aos 28 dias, no ensaio de módulo de elasticidade estático nenhum valor foi significativamente diferente entre si, enquanto no módulo dinâmico, somente o traço com 50% de pó de vidro apresentou valor ligeiramente inferior, aproximadamente 6% menor que o traço referência. Quanto à absorção de água por capilaridade, aos 28 dias não foi observada diferença significativa entre os CCAD.
- A avaliação mineralógica por DRX aos 28 e 91 dias de idade da mistura de referência e com 50% de pó de vidro demonstraram que a substituição do cimento por pó de vidro reduz a quantidade de produtos anidros do cimento como alita e belita, bem como a quantidade de portlandita. A hidratação do cimento entre 28 e 91 dias mostrou que o traço com pó de vidro apresentou

proporcionalmente picos de menor intensidade de portlandita quando comparado ao traço de referência, indicando que o composto da hidratação do cimento foi consumido na reação pozolânica com o pó de vidro.

- Em altas temperaturas, a perda de massa pelo aquecimento entre as misturas referência e com 50% de pó de vidro foram semelhantes até 600°C, enquanto aos 800°C o traço com pó de vidro perdeu menos massa. Nas avaliações mineralógicas por DRX, componentes como alita, belita, calcita e portlandita foram identificados e decompostos de maneira semelhante para o traço referência e com 50% de pó de vidro até os 600°C. Nos 800°C a mistura de referência ainda apresentava compostos anidros do cimento, como alita e belita, enquanto a mistura com pó de vidro apresentava componentes sinterizados como wollastonita, melilita e aluminossilicato. Na análise microestrutural por MEV nas temperaturas de 600°C e 800°C, ambos os traços apresentavam fissuração generalizada na matriz cimentícia e nos agregados.
- Quanto à resistência à compressão axial residual, até os 400°C, o CCAD de referência e com 50% de pó de vidro apresentaram resistência estatisticamente semelhantes, sendo diferentes a partir dos 600°C, onde o traço com pó de vidro foi aproximadamente 14% menor que o referência. Aos 800°C as diferenças eram mais acentuadas, com o CCAD de pó de vidro apresentando aproximadamente 29% menor resistência que o de referência. A rigidez avaliada pelo módulo de elasticidade dinâmico residual demonstrou que a mistura com pó de vidro apresentava desempenho inferior até os 200°C, enquanto a partir dos 400°C até os 800°C apresentaram rigidez estatisticamente semelhantes.
- A porosidade residual do CCAD de referência e com 50% de pó de vidro foram semelhantes até os 400°C. A partir dos 600°C a mistura com pó de vidro apresentou menor porosidade que a mistura referência.
- Na reidratação, o CCAD de referência recuperou satisfatoriamente suas propriedades, recuperando mais de 98% da sua resistência à compressão e quase 75% da sua rigidez original, enquanto o traço com 50% de pó de vidro apresentou valores muito baixos de recuperação de resistência e módulo de elasticidade dinâmico, aproximadamente 32% em ambas as propriedades mecânicas avaliadas.

A utilização de pó de vidro como material pozolânico e em substituição de até 50% do cimento forneceu CCAD com propriedades reológicas, físicas e mecânicas semelhantes ao CCAD sem pó de vidro em temperatura ambiente, especialmente para idades mais avançadas, demonstrando viabilidade da sua utilização como material pozolânico.

Em relação à exposição em altas temperaturas, foram verificados comportamentos semelhantes nas propriedades mecânicas e físicas dos CCAD até os 400°C. Para maiores temperaturas de aquecimento, tais como 600°C e 800°C, a mistura com 50% de pó de vidro apresentou maiores perdas na resistência à compressão que a mistura sem a incorporação de pó de vidro, enquanto preservou melhores propriedades de rigidez e porosidade que o traço referência.

Após reidratação, o CCAD com pó de vidro apresentou desempenho inferior em relação ao referência, recuperando valores muito discretos de suas propriedades, principalmente pela sinterização de componentes não reidratáveis ou de pouca resistência como wollastonita, melilita e aluminossilicato.

Destaca-se a necessidade de verificar o comportamento dos CCAD submetidos a altas temperaturas em idades mais avançadas, bem como a avaliação após reidratação do material, buscando-se avaliar o efeito da reação pozolânica proporcionada pelo pó de vidro em idades posteriores.

5.1 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir das conclusões obtidas, lista-se algumas sugestões para dar continuidade aos estudos:

- Avaliar os efeitos das altas temperaturas em elementos estruturais como vigas e pilares de CCAD com a incorporação de pó de vidro.
- Aprofundar os estudos microestruturais em compósitos cimentícios com pó de vidro expostos a altas temperaturas para melhor entendimento da decomposição e sinterização dos componentes.
- Verificar o teor ótimo de substituição de cimento por pó de vidro e quais os impactos da quantidade de vidro não-reagido nas propriedades do compósitos cimentícios em altas temperaturas, inclusive após reidratação do material.
- Avaliar a durabilidade das estruturas e diminuição da sua vida útil após exposição a altas temperaturas em compósitos cimentícios com pó de vidro.
- Avaliar os efeitos das altas temperaturas em compósitos cimentícios com a incorporação de pó de vidro com tamanho de partículas menores que a utilizada nesse estudo e seu comportamento após reidratação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABID, M.; HOU, X.; ZHENG, W.; HUSSAIN, R. R. High temperature and residual properties of reactive powder concrete – A review. **Construction and Building Materials**, v. 147, n. 519, p. 339–351, 2017.

AİTCIN, P. C. **Binders for durable and sustainable concrete**. Abingdon: Taylor & Francis, 2008. 528p.

AİTCIN, P. C. **Concreto de alto desempenho**. São Paulo: PINI, 2000. 667p.

AKCA, A. H.; ÖZYURT, N. Effects of re-curing on residual mechanical properties of concrete after high temperature exposure. **Construction and Building Materials**, v. 159, p. 540-552, 2018.

AKCA, A. H.; ZIHNIÖĞÜ, N. O. High performance concrete under elevated temperatures. **Construction and Building Materials**, v. 44, p. 317–328, 2013.

AKERMAN, M. **Natureza, Estrutura e Propriedades do Vidro**. Centro de Ensino Superior do Amapá, 2000. Disponível em: <http://www.ceap.br/material/MAT10052011151508.pdf>. Acesso em: jul. 2018.

ALI, M. B.; SAIDUR, R.; HOSSAIN, M. S. A review on emission analysis in cement industries. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 15, n. 5, p. 2252–2261, 2011.

ALI, M. H.; DINKHA, Y. Z.; HAIDO, J. H. Mechanical properties and spalling at elevated temperature of high performance concrete made with reactive and waste inert powders. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 20, ed. 2, p. 536-541, 2017.

ALONSO, C.; FERNANDEZ, L. Dehydration and rehydration processes of cement paste exposed to high temperature environments. **Journal of Materials Science**, v. 39, n. 9, p. 3015 - 3024, 2004.

Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR 5739**: Concreto - Ensaio de compressão de corpos de prova cilíndricos. Rio de Janeiro, 2018.

_____. **NBR 11768**: Aditivos químicos para concreto de cimento Portland – Requisitos. Rio de Janeiro, 2011.

_____. **NBR 12653**: Materiais pozolânicos — Requisitos. Rio de Janeiro, 2014.

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

_____. **NBR 13278:** Argamassa para assentamento e revestimento de paredes e tetos - Determinação da densidade de massa e do teor de ar incorporado. Rio de Janeiro, 2005.

_____. **NBR 13279:** Argamassa para assentamento e revestimento de paredes e tetos - Determinação da resistência à tração na flexão e à compressão. Rio de Janeiro, 2005.

_____. **NBR 15895:** Materiais pozolânicos – Determinação do teor de hidróxido de cálcio fixado – Método Chapelle modificado. Rio de Janeiro, 2010.

_____. **NBR 16372:** Cimento Portland e outros materiais em pó - Determinação da finura pelo método de permeabilidade ao ar (método de Blaine). Rio de Janeiro, 2015.

_____. **NBR 16605:** Cimento Portland e outros materiais em pó — Determinação da massa específica. Rio de Janeiro, 2017.

_____. **NBR 16607:** Cimento Portland — Determinação dos tempos de pega. Rio de Janeiro, 2018.

_____. **NBR 16661:** Materiais refratários densos conformados - Determinação do volume aparente, volume aparente da parte sólida, densidade de massa aparente, densidade aparente da parte sólida, porosidade aparente e absorção. Rio de Janeiro, 2017.

_____. **NBR 16697:** Cimento Portland – Requisitos. Rio de Janeiro, 2018.

_____. **NBR 5628:** Componentes construtivos estruturais - Determinação da resistência ao fogo. Rio de Janeiro, 2001.

_____. **NBR 5751:** Materiais pozolânicos - Determinação da atividade pozolânica com cal aos sete dias. Rio de Janeiro, 2015.

_____. **NBR 5752:** Materiais pozolânicos - Determinação do índice de desempenho com cimento Portland aos 28 dias. Rio de Janeiro, 2014.

_____. **NBR 7211:** Agregados para concreto - Especificação. Rio de Janeiro, 2009.

_____. **NBR 7681-2:** Calda de cimento para injeção: Parte 2: Determinação do índice de fluidez e da vida útil - Método de ensaio. Rio de Janeiro, 2013.

_____. **NBR 8522:** Concreto - Determinação dos módulos estáticos de elasticidade e de deformação à compressão. Rio de Janeiro, 2017.

_____. **NBR 9778:** Argamassa e concreto endurecidos - Determinação da absorção de água, índice de vazios e massa específica. Rio de Janeiro. 2005.

_____. **NBR 9779:** Argamassa e concreto endurecidos - Determinação da absorção de água por capilaridade. Rio de Janeiro. 2012.

_____. **NBR NM 248**: Agregados - Determinação da composição granulométrica. Rio de Janeiro, 2003.

_____. **NBR NM 30**: Agregado miúdo - Determinação da absorção de água. Rio de Janeiro, 2001.

_____. **NBR NM 45**: Agregados - Determinação da massa unitária e do volume de vazios. Rio de Janeiro, 2006.

_____. **NBR NM 46**: Agregados - Determinação do material fino que passa através da peneira 75 μm , por lavagem. Rio de Janeiro, 2003.

_____. **NBR NM 49**: Agregado miúdo - Determinação de impurezas orgânicas. Rio de Janeiro, 2001.

_____. **NBR NM 52**: Agregado miúdo - Determinação da massa específica aparente. Rio de Janeiro, 2009.

American Society for Testing and Materials. **ASTM C125-00**, Standard Terminology Relating to Concrete and Concrete Aggregates, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2000.

_____. **ASTM C215-14**, Standard Test Method for Fundamental Transverse, Longitudinal, and Torsional Resonant Frequencies of Concrete Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.

_____. **ASTM C618-19**, Standard Specification for Coal Fly Ash and Raw or Calcined Natural Pozzolan for Use in Concrete, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2019.

AZMEE, N. M.; SHAFIQ, N. Ultra-high performance concrete: From fundamental to applications. **Case Studies in Construction Materials**, v. 9, 2018.

BARROS, L. M. **Concreto de alta resistência a partir de matérias-primas amazônicas e vidro reciclado**. São Paulo: USP, 202f. Tese de Doutorado (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais), Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

BASTAMI, M.; BAGHBADRANI, M.; ASLANI, F. Performance of nano-Silica modified high strength concrete at elevated temperatures. **Construction and Building Materials**, v. 68, p. 402–408, 2014.

BATTAGIN, A. F.; SILVEIRA, A. L. Z. P. Estudo da microestrutura do concreto em situação de incêndio: um termômetro da temperatura alcançada. **Concreto & Construções**, São Paulo, ed. 89, Jan-Mar, p. 44-48, 2018.

BERTO, A. F.; OLIVEIRA, C. R. M. Resistência ao fogo das estruturas de concreto. **Concreto & Construções**, São Paulo, ed. 89, Jan-Mar, p. 22-28, 2018.

BLESZYNSKI, R. F.; THOMAS, M. D. A. Microstructural studies of alkali-silica reaction in fly ash concrete immersed in alkaline solutions. **Advanced Cement Based Materials**, v. 7, n. 2, p. 66–78, 1998.

BRITEZ, C. A. **Avaliação de pilares de concreto armado colorido de alta resistência, submetidos a elevadas temperaturas**. São Paulo: USP. 252 f. Tese de Doutorado. Tese (Doutorado em Engenharia), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

BRITEZ, C.; HELENE, P. R.L. Avaliação experimental do concreto armado de alta resistência submetido a elevadas temperaturas (parte complementar). **Concreto & Construções**, v. 46, n. 89, p. 64-70, 2018.

BS EN 1363-1:2012 Fire resistance tests, Part 1: General Requirements, Brussels, European Committee for Standardization

CALDAS, T. C. C. **Reciclagem de Resíduo de Vidro Plano em Cerâmica Vermelha**. Rio de Janeiro: UENF. 88f. Dissertação de Mestrado (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais), Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2012.

CANBAZ, M. The effect of high temperature on reactive powder concrete. **Construction and Building Materials**, v. 70, p. 508–513, 2014.

CASTRO, A. L.; LIBORIO, J. B. L. Considerações sobre o processo de produção de concreto de alto desempenho para estruturas pré-moldadas. **1º Encontro Nacional de Pesquisa-Projeto-Produção em Pré-Moldado**, São Carlos, SP, 2005.

CASTRO, A. L.; LIBORIO, J.; PANDOLFELLI, V. C. Reologia de concretos de alto desempenho aplicados na construção civil - Revisão. **Cerâmica**, v. 57, p. 63–75, 2011.

ÇIFLIKLI, M.; SARIDEMIR, M.; SOYSAT, F. Adverse effects of high temperatures and freeze-thaw cycles on properties of HFRHSCs containing silica fume and metakaolin. **Construction and Building Materials**, v. 174, p. 507–519, 2018.

DE LARRARD, F. et al. A new rheometer for soft-to-fluid fresh concrete. **Materials Journal**, v. 94, n. 3, p. 234-243, 1997.

DRZYMAŁA, T.; JACKIEWICZ-REK, W.; TOMASZEWSKI, M.; KUŚ, A.; GAŁAJ, J.; ŚUKYS, R. Effects of High Temperature on the Properties of High Performance Concrete (HPC). **Procedia Engineering**, v. 172, p. 256–263, 2017.

DU, H.; TAN, K. H. Properties of high volume glass powder concrete. **Cement and Concrete Composites**, v. 75, p. 22–29, 2017.

DURGUN, M. Y.; SEVINÇ, A. H. High temperature resistance of concretes with GGBFS, waste glass powder, and colemanite ore wastes after different cooling conditions. **Construction and Building Materials**, v. 196, p. 66–81, 2019.

ELAQRA, H.; RUSTOM, R. Effect of using glass powder as cement replacement on rheological and mechanical properties of cement paste. **Construction and Building Materials**, v. 179, p. 326–335, 2018.

Fédération internationale du béton – FIB. **fib Bulletin 38**: Fire design of concrete structures - materials, structures and modelling, 106 p, 2007.

FEDERICO, L. M.; CHIDIAC, S. E. Cement & Concrete Composites Waste glass as a supplementary cementitious material in concrete – Critical review of treatment methods. **Cement and Concrete Composites**, v. 31, n. 8, p. 606–610, 2009.

FERNANDES, B.; GIL, A.M.; BOLINA, F. L.; TUTIKIAN, B. F. Microestrutura do concreto submetido a altas temperaturas: alterações físico-químicas e técnicas de análise. **Revista IBRACON de Estruturas e Materiais**, v. 10, n. 4, p. 838–863, 2017.

FIGUEIREIDO, A. D. **Concreto reforçado com fibras**. São Paulo: USP, 248f. Tese de Livre-docência (Livre-docência), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

GIL, A.; FERNANDES, B.; BOLINA, F.; MOREIRA, M.; TUTIKIAN, B. Estudos experimentais sobre o fenômeno de deslocamento em estruturas de concreto submetidas a elevadas temperaturas. **Concreto & Construções**, São Paulo, ed. 89, Jan-Mar, p. 71-78, 2018.

GLASS IS GOOD. **Todo mundo reciclando vidro**. [201?]. Disponível em: <https://www.glassisgood.com.br/>. Acesso em: 01 mar. 2019.

GUO, M.; CHEN, Z.; LING, T.; POON, C. S. Effects of recycled glass on properties of architectural mortar before and after exposure to elevated temperatures. **Journal of Cleaner Production**, v. 101, p. 158–164, 2015.

HARBEC, D.; ZIDOL, A.; TAGNIT-HAMOU, A.; GITZHOFER, F. Mechanical and durability properties of high performance glass fume concrete and mortars. **Construction and Building Materials**, v. 134, p. 142–156, 2017.

HERMANN, A.; LANGARO, E. A.; KLEIN, N. S. Empacotamento de partículas de cimento e sílica ativa. **Revista IBRACON de Estruturas e Materiais**, v. 9, n. 1, 2016.

HOPPE FILHO, J. **Sistemas cimento, cinza volante e cal hidratada: mecanismo de hidratação, microestrutura e carbonatação de concreto**. São Paulo: USP, 318 f. 2008. Tese de Doutorado. Tese (Doutorado em Engenharia), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo.

IBRAHIM, S.; MEAWAD, A. Assessment of waste packaging glass bottles as supplementary cementitious materials. **Construction and Building Materials**, v. 182, p. 451–458, 2018.

Instituto Português de Qualidade. **EN 196-5**. Methods of testing cement – Part 5: Pozzolanicity test for pozzolanic cements. Lisboa; 2011.

ISAIA, G. C. **Concreto: Ensino, Pesquisa e Realizações**. v. 2. ed. São Paulo: IBRACON, 2005.

International Organization for Standardization. **ISO 834**: Fire resistance tests-elements of building construction, International Standard, Geneva, Suíça, 1999.

JU, Y.; TIAN, K.; LIU, H.; REINHARDT, H.; WANG, L. Experimental investigation of the effect of silica fume on the thermal spalling of reactive powder concrete. **Construction and Building Materials**, v. 155, p. 571–583, 2017.

KANTRO, D. Influence of Water-Reducing Admixtures on Properties of Cement Paste - A Miniature Slump Test. **Cement, Concrete and Aggregates**, v. 2, n. 2, p. 95-102, 1980.

KHALIQ, W.; TAIMUR, S. Mechanical and physical response of recycled aggregates high-strength concrete at elevated temperatures. **Fire Safety Journal**, v. 96, n. May 2017, p. 203–214, 2018.

KLINGSCH, E. W. H. **Explosive spalling of concrete in fire**. 2014. 252f. Dissertation (Doctor of Sciences) – Eidgenössische Technische Hochschule Zürich (ETHZ), Zürich, 2014.

LEE, H.; HANIF, A.; USMAN, M.; SIM, J.; OH, H. Performance evaluation of concrete incorporating glass powder and glass sludge wastes as supplementary cementing material. **Journal of Cleaner Production**, v. 170, p. 683–693, 2018.

LI, L.; JIA, L.; DONG, J.; SHI, L.; ZHANG, G.; WANG, Q. Effects of cement dosage and cooling regimes on the compressive strength of concrete after post-fire-curing from 800 °C. **Construction and Building Materials**, v. 142, p. 208–220, 2017.

LIMA, R.C.A.; KIRCHHOF, L. D.; SILVA FILHO, L. C. P. Variação de propriedades mecânicas de concretos convencionais e de alta resistência em temperaturas elevadas. **Concreto & Construção**, v. 46, p. 65-68, 2007.

LING, T.; POON, C.; KOU, S. Influence of recycled glass content and curing conditions on the properties of self-compacting concrete after exposure to elevated temperatures. **Cement & Concrete Composites**, v. 34, p. 265–272, 2012.

LIU, S.; XIE, G.; WANG, S. Effect of curing temperature on hydration properties of waste glass powder in cement-based materials. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 119, n. 1, p. 47–55, 2015.

LU, J.; ZHAN, B.; DUAN, Z.; POON, C. S. Using glass powder to improve the durability of architectural mortar prepared with glass aggregates. **Materials & Design**, v. 135, p. 102–111, 2017.

MA, Q.; GUO, R.; ZHAO, Z.; LIN, Z.; HE, K. Mechanical properties of concrete at high temperature-A review. **Construction and Building Materials**, v. 93, p. 371–383, 2015.

MAHAPATRA, C. K.; BARAI, S. V. Temperature impact on residual properties of self-compacting based hybrid fiber reinforced concrete with fly ash and colloidal nano silica. **Construction and Building Materials**, v. 198, p. 120–132, 2019.

MATOS, A. M.; SOUSA-COUTINHO, J. Durability of mortar using waste glass powder as cement replacement. **Construction and Building Materials**, v. 36, p. 205–215, 2012.

MEENA, A.; SINGH, R. **Comparative Study of Waste Glass Powder as Pozzolanic Material in Concrete**. Tese (Bacharelado). National Institute of Technology Roukerla, 2012

MEHTA, P. K.; MONTEIRO, P. J. M. **Concreto: microestrutura, propriedades e materiais**. 4. ed. São Paulo: IBRACON, 2014.

MEMON, S. A.; SHAH, S. F. A.; KHUSHNOOD, R. A.; BALOCH, W. L. Durability of sustainable concrete subjected to elevated temperature – A review. **Construction and Building Materials**, v. 199, p. 435–455, 2019.

MORITA, T.; NISHIDA, A.; HASHIDA, H.; YAMAZAKI, N. An estimation method for fire resistance of reinforced concrete elements considering spalling. In: **Concrete Structures in the 21st Century-Proceedings of the first fib Congress**, p. 119-128, 2002.

NEVILLE, A. M. **Propriedades do concreto**. 5. ed. Porto Alegre: Bookman, 2016.

OLIVEIRA, M. P.; NÓBREGA, A. F.; DI CAMPOS, M. S.; BARBOSA, N. P. Estudo do caulim calcinado como material de substituição parcial do cimento Portland. In: **Conferência Brasileira de Materiais e Tecnologias Não-Convencionais: Habitações e Infra-Estrutura de Interesse Social**. 2004, Pirassununga. Anais... Pirassununga: ABMTENC, p. 377-386, 2011.

OLOFINNADE, O. M.; EDE, A. N.; NDAMBUKI, J. M. Experimental Investigation on the Effect of Elevated Temperature on Compressive Strength of Concrete Containing Waste Glass Powder. **International Journal of Engineering and Technology Innovation**, v. 7, n. 4, p. 280–291, 2017.

PAN, Z.; TAO, Z.; MURPHY, T.; WUHRER, R. High temperature performance of mortars containing fine glass powders. **Journal of Cleaner Production**, v. 162, p. 16–26, 2017.

PAUL, S. C.; ŠAVIJA, B.; BABAFEMI, A. J. A comprehensive review on mechanical and durability properties of cement-based materials containing waste recycled glass. **Journal of Cleaner Production**, v. 198, p. 891–906, 2018

POON, C.; AZHAR, S.; ANSON, M.; WONG, Y. Strength and durability recovery of fire-damaged concrete after post-fire-curing. **Cement and concrete research**, v. 31, n. 9, p. 1307-1318, 2001.

RILEM. Recommendation of **RILEM TC 129-MHT**: Test methods for mechanical properties of concrete at high temperatures - compressive strength for service and accident conditions. *Materials and Structures* n° 28, p. 410–414. 1995.

RILEM. Recommendation of **RILEM TC 200-HTC**: Mechanical concrete properties at high temperatures — modelling and applications. Part 2: Part 2: Stress–strain relation. *Materials and Structures* n° 40, p. 841–853. 2007.

RODIER, L.; SAVASTANO JR, H. Use of glass powder residue for the elaboration of eco-efficient cementitious materials. **Journal of Cleaner Production**, v. 184, p. 333–341, 2018.

SALVADOR FILHO, J. A. A.; FERREIRA, F. G. S.; SOARES, S. M.; BRESCHI, G. L. S.; ESPIRITO SANTO, J. M. Influência da utilização do pó de vidro em substituição ao cimento Portland na resistência à compressão de matrizes cimentícias de ultra alta resistência. In: **59º Congresso Brasileiro do Concreto**, 2016, Bento Gonçalves. Anais do 59º Congresso Brasileiro do Concreto - CBC2017. 2017.

SANTOS, F. B. **Influência do C₃A em pastas de cimento Portland: avaliação das propriedades reológicas**. São Paulo: UNICAMP, 2004. 107f. Dissertação de Mestrado (Mestrado em Engenharia Civil), Faculdade de Engenharia Civil, Arquitetura e Urbanismo, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2004.

SHARIFI, Y.; AFSHOON, I.; FIROOZJAIE, Z. Fresh Properties of Self-Compacting Concrete Containing Ground Waste Glass Microparticles as Cementing Material. **Journal of Advanced Concrete Technology**, v. 13, n. 2, p. 50–66, 2015.

SHAYAN, A.; XU, A. Value-added utilisation of waste glass in concrete. **Cement and Concrete Research**, v. 34, n. July 2003, p. 81–89, 2004.

SHI, C.; WU, Y.; RIEFLER, C.; WANG, H. Characteristics and pozzolanic reactivity of glass powders. **Cement and Concrete Research**, v. 35, p. 987–993, 2005.

SIDDIQUE, R. Utilization of silica fume in concrete: Review of durability properties. **Resources, Conservation and Recycling**, v. 57, p. 30–35, 2011.

SILVA, A. G. P.; ALVES JR, C. A sinterização rápida: sua aplicação, análise e relação com as técnicas inovadoras de sinterização. **Cerâmica**, v. 44, n. 290, p. 225-232, 1998

SILVA, F. G. **Estudo de concretos de alto desempenho frente à ação de cloretos**. São Paulo: USP, 2006, 236 f. Tese de Doutorado (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

SOLIMAN, A. M.; NEHDI, M. L. Effects of shrinkage reducing admixture and wollastonite microfiber on early-age behavior of ultra-high performance concrete. **Cement and Concrete Composites**, v. 46, p. 81–89, 2014.

SOLIMAN, N. A.; TAGNIT-HAMOU, A. Development of ultra-high-performance concrete using glass powder – Towards ecofriendly concrete. **Construction and Building Materials**, v. 125, p. 600-612, 2016.

SOLIMAN, N. A.; TAGNIT-HAMOU, A. Partial substitution of silica fume with fine glass powder in UHPC: Filling the micro gap. **Construction and Building Materials**, v. 139, p. 374–383, 2017.

SOUZA A. A. A.; MORENO JR, A. L. Avaliação do tipo de agregado e da reidratação Do concreto submetido à elevadas temperaturas. **Revista IBRACON de Estruturas e Materiais**, v. 3, n. 4, p. 477- 493, 2010.

TIAN, K.; JU, Y.; LIU, H.; LIU, J.; WANG, L.; LIU, P.; ZHAO, X. Effects of silica fume addition on the spalling phenomena of reactive powder concrete. **Applied Mechanics and Materials**, v. 174–177, p. 1090–1095, 2012.

TUTIKIAN, B. F.; ISAIA, G. C.; HELENE, P. Concreto de Alto e Ultra-Alto Desempenho. In: ISAIA, G. (Ed). **Concreto: ciência e tecnologia**. São Paulo: IBRACON, 2011. cap. 36.

VIALLI, A. **Com produção concentrada, custo logístico dificulta a reciclagem do vidro**. Folha de São Paulo, 23 jun. 2016. Disponível em: <https://www1.folha.uol.com.br/seminariosfolha/2016/06/1784354-com-producao-concentrada-custo-logistico-dificulta-a-reciclagem-do-vidro.shtml>. Acesso em: 01 mar. 2019.

WENDLER, A. Situação de incêndio no sistema construtivo de paredes. **Concreto & Construções**, São Paulo, ed. 89, Jan-Mar, p. 29-34, 2018.

WILLE, K.; BOISVERT-COTULIO, C. Material efficiency in the design of ultra-high performance concrete. **Construction and Building Materials**, v. 86, p. 33–43, 2015.

XIONG, M.; LIEW, J. Y. R. Spalling behavior and residual resistance of fibre reinforced Ultra- High performance concrete after exposure to high temperatures. **Materiales de Construcción**, v. 65, n. 320, 2015.

YIM, H. J.; PARK, S. J.; JUN, Y. Physicochemical and mechanical changes of thermally damaged cement pastes and concrete for re-curing conditions. **Cement and Concrete Research**, v. 125, n. July, p. 105831, 2019.

YOO, D. Y.; BANTHIA, N.; YOON, Y. S. Effectiveness of shrinkage-reducing admixture in reducing autogenous shrinkage stress of ultra-high-performance fiber-reinforced concrete. **Cement and Concrete Composites**, v. 64, p. 27–36, 2015.

ZANOTTO, E. D.; MAURO, J. C. The glassy state of matter: Its definition and ultimate fate. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 471, n. June, p. 490–495, 2017.

ZHENG, K. Pozzolanic reaction of glass powder and its role in controlling alkali e silica reaction. **Cement and Concrete Composites**, v. 67, p. 30–38, 2016.

APÊNDICES

APÊNDICE A
RESISTÊNCIA À COMPRESSÃO AXIAL - ANÁLISES ESTATÍSTICAS

Tabela A.1: Valores de resistência à compressão dos CCAD aos 2 dias de idade.

Nº CP	Resistência à compressão (MPa)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	87,65	78,10	78,55	42,95
2	80,42	81,46	79,18	38,40
3	85,39	78,62	68,48	45,36
4	84,25	79,52	70,70	45,05

Fonte: Autor

Tabela A.2: Valores estatísticos descritivos de resistência à compressão dos CCAD aos 2 dias de idade.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	337,71	84,43	9,13
VD10	4,00	317,70	79,43	2,18
VD20	4,00	296,91	74,23	29,56
VD50	4,00	171,76	42,94	10,31

Fonte: Autor

Tabela A.3: ANOVA para a resistência à compressão dos CCAD aos 2 dias de idade.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	6733,975	5,000	1346,795	85,698	6,56E-12
Dentro dos grupos	282,879	18,000	15,716		
Total	7016,854	23,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.4: Teste de Tukey para a resistência à compressão dos CCAD aos 2 dias de idade.

CCAD	VD10	VD20	VD50
REF	Não	Sim	Sim
VD10	-	Não	Sim
VD20	-	-	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.5: Valores de resistência à compressão dos CCAD aos 7 dias de idade.

Nº CP	Resistência à compressão (MPa)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	94,19	97,40	87,68	69,22
2	92,33	97,42	88,66	68,79
3	83,92	68,42	97,00	63,63
4	88,92	88,98	96,30	66,82

Fonte: Autor

Tabela A.6: Valores estatísticos descritivos de resistência à compressão dos CCAD aos 7 dias de idade.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	359,36	89,84	20,34
VD10	4,00	352,21	88,05	187,16
VD20	4,00	369,64	92,41	24,25
VD50	4,00	268,46	67,12	6,50

Fonte: Autor

Tabela A.7: ANOVA para a resistência à compressão dos CCAD aos 7 dias de idade.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	1799,361	5,000	359,872	7,098	7,95E-04
Dentro dos grupos	912,639	18,000	50,702		
Total	2712,000	23,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.8: Teste de Tukey para a resistência à compressão dos CCAD aos 7 dias de idade.

CCAD	VD10	VD20	VD50
REF	Não	Não	Sim
VD10	-	Não	Sim
VD20	-	-	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.9: Valores de resistência à compressão dos CCAD aos 28 dias de idade.

Nº CP	Resistência à compressão (MPa)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	105,54	99,67	119,96	107,81
2	99,51	109,99	126,07	115,16
3	111,01	93,31	121,71	106,55
4	111,18	91,36	119,03	93,92

Fonte: Autor

Tabela A.10: Valores estatísticos descritivos de resistência à compressão dos CCAD aos 28 dias de idade.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	427,24	106,81	30,52
VD10	4,00	394,33	98,58	70,43
VD20	4,00	486,77	121,69	9,75
VD50	4,00	423,43	105,86	77,78

Fonte: Autor

Tabela A.11: ANOVA para a resistência à compressão dos CCAD aos 28 dias de idade.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	1818,382	5,000	363,676	7,219	7,24E-04
Dentro dos grupos	906,751	18,000	50,375		
Total	2725,132	23,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.12: Teste de Tukey para a resistência à compressão dos CCAD aos 28 dias de idade.

CCAD	VD10	VD20	VD50
REF	Não	Não	Não
VD10	-	Sim	Não
VD20	-	-	Não

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.13: Valores de resistência à compressão dos CCAD aos 91 dias de idade.

Nº CP	Resistência à compressão (MPa)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	131,78	131,66	124,85	139,22
2	130,35	135,65	143,63	98,08
3	130,60	134,72	127,27	131,66
4	127,33	148,59	111,10	133,48

Fonte: Autor

Tabela A.14: Valores estatísticos descritivos de resistência à compressão dos CCAD aos 91 dias de idade.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	520,06	130,02	3,59
VD10	4,00	550,62	137,66	56,05
VD20	4,00	506,85	126,71	177,91
VD50	4,00	502,44	125,61	347,22

Fonte: Autor

Tabela A.15: ANOVA para a resistência à compressão dos CCAD aos 91 dias de idade.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	431,450	4,000	107,863	0,830	5,27E-01
Dentro dos grupos	1949,784	15,000	129,986		
Total	2381,234	19,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

APÊNDICE B
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO POR FLEXÃO - ANÁLISES ESTATÍSTICAS

Tabela A.16: Valores de resistência à tração por flexão dos CCAD.

Nº CP	Resistência à tração por flexão (MPa)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	22,55	21,03	21,96	19,65
2	25,45	23,20	20,48	18,46
3	21,36	21,54	20,80	18,06

Fonte: Autor

Tabela A.17: Valores estatísticos descritivos de resistência à tração por flexão dos CCAD.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	3	69,36	23,12	4,43
VD10	3	65,77	21,92	1,29
VD20	3	63,24	21,08	0,61
VD50	3	56,17	18,72	0,68

Fonte: Autor

Tabela A.18: ANOVA para a resistência à tração por flexão dos CCAD.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	31,072	3,000	10,357	5,915	1,99E-02
Dentro dos grupos	14,007	8,000	1,751		
Total	45,079	11,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.19: Teste de Tukey para a resistência à tração por flexão dos CCAD.

CCAD	VD10	VD20	VD50
REF	Não	Não	Sim
VD10	-	Não	Não
VD20	-	-	Não

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

APÊNDICE C
MÓDULO DE ELASTICIDADE - ANÁLISES ESTATÍSTICAS

Tabela A.20: Valores de módulo de elasticidade estático dos CCAD.

Nº CP	Módulo de elasticidade estático (GPa)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	45,11	48,34	38,06	42,39
2	43,82	47,01	42,55	40,88
3	41,50	41,97	45,11	42,17

Fonte: Autor

Tabela A.21: Valores estatísticos descritivos de módulo de elasticidade estático dos CCAD.

Grupo	Contagem	Soma (GPa)	Média (GPa)	Variância (GPa ²)
REF	3	130,43	43,48	3,35
VD10	3	137,32	45,77	11,29
VD20	3	125,72	41,91	12,74
VD50	3	125,44	41,81	0,67

Fonte: Autor

Tabela A.22: ANOVA para o módulo de elasticidade estático dos CCAD.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	30,861	3,000	10,287	1,468	2,95E-01
Dentro dos grupos	56,078	8,000	7,010		
Total	86,939	11,000			

Conclusão: Aceitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.23: Valores de módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico (GPa)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	55,09	52,82	52,46	50,08
2	53,44	53,59	53,35	50,51
3	54,43	52,25	52,74	50,44
4	52,74	51,43	51,21	49,15
5	51,84	51,72	51,45	49,27
6	52,30	51,09	51,38	49,05

Fonte: Autor

Tabela A.24: Valores estatísticos descritivos de módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD.

Grupo	Contagem	Soma (GPa)	Média (GPa)	Variância (GPa ²)
REF	6,00	319,84	53,31	1,59
VD10	6,00	312,90	52,15	0,87
VD20	6,00	312,59	52,10	0,77
VD50	6,00	298,50	49,75	0,45

Fonte: Autor

Tabela A.25: ANOVA para o módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	40,088	3,000	13,363	14,538	2,95E-05
Dentro dos grupos	18,383	20,000	0,919		
Total	58,470	23,000		Conclusão: Rejeitar H_0	

Fonte: Autor

Tabela A.26: Teste de Tukey para o módulo de elasticidade dinâmico dos CCAD.

CCAD	VD10	VD20	VD50
REF	Não	Não	Sim
VD10	-	Não	Sim
VD20	-	-	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

APÊNDICE D
ABSORÇÃO DE ÁGUA POR CAPILARIDADE - ANÁLISES ESTATÍSTICAS

Tabela A.27: Valores de absorção de água por capilaridade dos CCAD aos 7 dias de idade em 72h.

Nº CP	Absorção de água por capilaridade (g/cm ²)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	0,107	0,102	0,133	0,139
2	0,088	0,117	0,111	0,133
3	0,104	0,104	0,120	0,129

Fonte: Autor

Tabela A.28: Valores estatísticos descritivos de absorção de água por capilaridade dos CCAD aos 7 dias de idade em 72h.

Grupo	Contagem	Soma (g/cm ²)	Média (g/cm ²)	Variância ((g/cm ²) ²)
REF	3	0,298	0,099	0,000105
VD10	3	0,324	0,108	0,000064
VD20	3	0,363	0,121	0,000127
VD50	3	0,401	0,134	0,000026

Fonte: Autor

Tabela A.29: ANOVA para a absorção de água por capilaridade dos CCAD aos 7 dias de idade em 72h.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	0,002030	3,000	0,00067793	8,418	7,41E-03
Dentro dos grupos	0,000644	8,000	0,00008053		
Total	0,002680	11,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.30: Teste de Tukey para a absorção de água por capilaridade dos CCAD com 7 dias de idade em 72h.

CCAD	VD10	VD20	VD50
REF	Não	Não	Sim
VD10	-	Não	Sim
VD20	-	-	Não

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.31: Valores de absorção de água por capilaridade dos CCAD aos 28 dias de idade em 72h.

Nº CP	Absorção de água por capilaridade (g/cm ²)			
	REF	VD10	VD20	VD50
1	0,074	0,081	0,095	0,077
2	0,062	0,080	0,098	0,112
3	0,073	0,069	0,084	0,075

Fonte: Autor

Tabela A.32: Valores estatísticos descritivos de absorção de água por capilaridade dos CCAD aos 28 dias de idade em 72h.

Grupo	Contagem	Soma (g/cm ²)	Média (g/cm ²)	Variância ((g/cm ²) ²)
REF	3	0,209	0,070	0,000044
VD10	3	0,230	0,077	0,000046
VD20	3	0,277	0,092	0,000052
VD50	3	0,264	0,088	0,000413

Fonte: Autor

Tabela A.33: ANOVA para a absorção de água por capilaridade dos CCAD aos 28 dias de idade em 72h.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	0,000485	3,000	0,00016156	1,115	3,98E-01
Dentro dos grupos	0,001160	8,000	0,00014486		
Total	0,001640	11,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

APÊNDICE E
RESISTÊNCIA RESIDUAL À COMPRESSÃO AXIAL - ANÁLISES ESTATÍSTICAS

Tabela A.34: Valores de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 20°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (MPa)	
	REF	VD50
1	132,56	112,21
2	132,99	141,60
3	123,42	128,34
4	158,95	129,95

Fonte: Autor

Tabela A.35: Valores estatísticos descritivos de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 20°C.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	547,91	136,98	233,99
VD50	4,00	512,10	128,03	146,02

Fonte: Autor

Tabela A.36: ANOVA para resistência residual à compressão axial dos CCAD a 20°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	160,325	1,000	160,325	0,844	3,94E-01
Dentro dos grupos	1140,030	6,000	190,005		
Total	1300,356	7,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

Tabela A.37: Valores de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 200°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (MPa)	
	REF	VD50
1	127,88	122,50
2	110,57	104,60
3	115,70	111,84
4	115,77	112,51

Fonte: Autor

Tabela A.38: Valores estatísticos descritivos de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 200°C.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	469,92	117,48	53,96
VD50	4,00	451,45	112,86	54,09

Fonte: Autor

Tabela A.39: ANOVA para resistência residual à compressão axial dos CCAD a 200°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	42,644	1,000	42,644	0,789	4,09E-01
Dentro dos grupos	324,146	6,000	54,024		
Total	366,791	7,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

Tabela A.40: Valores da taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 200°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (%)	
	REF	VD50
1	96,47	109,17
2	83,15	73,87
3	93,75	87,14
4	72,84	86,58

Fonte: Autor

Tabela A.41: Valores estatísticos descritivos da taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 200°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	4,00	346,20	86,55	116,62
VD50	4,00	356,76	89,19	214,89

Fonte: Autor

Tabela A.42: ANOVA para taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 200°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	13,959	1,000	13,959	0,084	7,81E-01
Dentro dos grupos	994,527	6,000	165,754		
Total	1008,486	7,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

Tabela A.43: Valores de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 400°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (MPa)	
	REF	VD50
1	101,28	130,40
2	106,69	113,81
3	133,29	105,89
4	103,70	112,04

Fonte: Autor

Tabela A.44: Valores estatísticos descritivos de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 400°C.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	444,95	111,24	221,10
VD50	4,00	462,15	115,54	109,71

Fonte: Autor

Tabela E A.45: ANOVA para resistência residual à compressão axial dos CCAD a 400°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	36,971	1,000	36,971	0,224	6,53E-01
Dentro dos grupos	992,409	6,000	165,402		
Total	1029,380	7,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

Tabela A.46: Valores da taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 400°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (%)	
	REF	VD50
1	76,40	116,21
2	80,22	80,38
3	108,00	82,51
4	65,24	86,22

Fonte: Autor

Tabela A.47: Valores estatísticos descritivos da taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 400°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	4,00	346,20	86,55	116,62
VD50	4,00	356,76	89,19	214,89

Fonte: Autor

Tabela A.48: ANOVA para taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 400°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	157,107	1,000	157,107	0,514	5,00E-01
Dentro dos grupos	1833,500	6,000	305,583		
Total	1990,607	7,000			

Conclusão: Aceitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.49: Valores de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 600°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (MPa)	
	REF	VD50
1	77,88	68,81
2	77,86	70,48
3	78,18	64,88
4	77,77	62,48

Fonte: Autor

Tabela A.50: Valores estatísticos descritivos de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 600°C.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	311,69	77,92	0,03
VD50	4,00	266,65	66,66	13,28

Fonte: Autor

Tabela A.51: ANOVA para resistência residual à compressão axial dos CCAD a 600°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	253,547	1,000	253,547	38,096	8,31E-04
Dentro dos grupos	39,933	6,000	6,656		
Total	293,480	7,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.52: Teste de Tukey para a resistência residual à compressão axial dos CCAD a 600°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.53: Valores da taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 600°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (%)	
	REF	VD50
1	58,75	61,32
2	58,54	49,77
3	63,35	50,55
4	48,93	48,08

Fonte: Autor

Tabela A.54: Valores estatísticos descritivos da taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 600°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	4,00	229,57	57,39	36,77
VD50	4,00	209,73	52,43	36,20

Fonte: Autor

Tabela A.55: ANOVA para taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 600°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	49,202	1,000	49,202	1,349	2,90E-01
Dentro dos grupos	218,887	6,000	36,481		
Total	268,089	7,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

Tabela A.56: Valores de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 800°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (MPa)	
	REF	VD50
1	51,56	38,57
2	54,44	39,88
3	57,47	38,98
4	51,64	35,92

Fonte: Autor

Tabela A.57: Valores estatísticos descritivos de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 800°C.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	4,00	215,11	53,78	7,87
VD50	4,00	153,35	38,34	2,89

Fonte: Autor

Tabela A.58: ANOVA para resistência residual à compressão axial dos CCAD a 800°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	476,741	1,000	476,741	88,600	8,17E-05
Dentro dos grupos	32,285	6,000	5,381		
Total	509,026	7,000			

Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.59: Teste de Tukey para a resistência residual à compressão axial dos CCAD a 800°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.60: Valores da taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 800°C.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (%)	
	REF	VD50
1	38,89	34,37
2	40,93	28,16
3	46,57	30,37
4	32,49	27,64

Fonte: Autor

Tabela A.61: Valores estatísticos descritivos da taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 800°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	4,00	158,88	39,72	33,79
VD50	4,00	120,55	30,14	9,38

Fonte: Autor

Tabela A.62: ANOVA para taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 800°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	183,675	1,000	183,675	8,509	2,67E-02
Dentro dos grupos	129,512	6,000	21,585		
Total	313,187	7,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.63: Teste de Tukey para a taxa de resistência residual à compressão axial dos CCAD a 800°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.64: Valores de resistência residual à compressão axial dos CCAD reidratados.

Nº CP	Resistência residual à compressão axial (MPa)	
	REF	VD50
1	137,63	43,95
2	146,13	42,52
3	136,66	34,44
4	138,76	45,33
5	117,22	43,10

Fonte: Autor

Tabela A.65: Valores estatísticos descritivos de resistência residual à compressão axial dos CCAD reidratados.

Grupo	Contagem	Soma (MPa)	Média (MPa)	Variância (MPa ²)
REF	5,00	676,40	135,28	115,81
VD50	5,00	209,33	41,87	18,36

Fonte: Autor

Tabela A.66: ANOVA para resistência residual à compressão axial dos CCAD reidratados.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	21815,458	1,000	21815,458	325,185	9,18E-08
Dentro dos grupos	536,691	8,000	67,086		
Total	22352,149	9,000			

Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.67: Teste de Tukey para a resistência residual à compressão axial dos CCAD reidratados.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

APÊNDICE F
MÓDULO DE ELASTICIDADE DINÂMICO RESIDUAL - ANÁLISES ESTATÍSTICAS

Tabela A.68: Valores do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 20°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (GPa)	
	REF	VD50
1	52,29	45,22
2	51,54	45,59
3	51,94	44,78
4	51,55	44,93

Fonte: Autor

Tabela A.69: Valores estatísticos descritivos do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 20°C.

Grupo	Contagem	Soma (GPa)	Média (GPa)	Variância (GPa ²)
REF	4,00	207,31	51,83	0,13
VD50	4,00	180,51	45,13	0,13

Fonte: Autor

Tabela A.70: ANOVA para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 20°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	89,780	1,000	89,780	707,719	1,86E-07
Dentro dos grupos	0,761	6,000	0,127		
Total	90,541	7,000			

Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.71: Teste de Tukey para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 20°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.72: Valores do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 200°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (GPa)	
	REF	VD50
1	41,81	38,28
2	44,48	38,13
3	43,75	37,94
4	43,87	38,69

Fonte: Autor

Tabela A.73: Valores estatísticos descritivos do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 200°C.

Grupo	Contagem	Soma (GPa)	Média (GPa)	Variância (GPa ²)
REF	4,00	173,90	43,47	1,34
VD50	4,00	153,03	38,26	0,10

Fonte: Autor

Tabela A.74: ANOVA para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 200°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	54,419	1,000	54,419	75,511	1,28E-04
Dentro dos grupos	4,324	6,000	0,721		
Total	58,743	7,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.75: Teste de Tukey para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 200°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.76: Valores da taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 200°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (%)	
	REF	VD50
1	79,96	84,65
2	86,30	83,65
3	84,22	84,73
4	85,10	86,10

Fonte: Autor

Tabela A.77: Valores estatísticos descritivos da taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 200°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	4,00	335,58	83,90	7,62
VD50	4,00	339,12	84,78	1,02

Fonte: Autor

Tabela A.78: ANOVA para a taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 200°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	1,569	1,000	1,569	0,363	5,69E-01
Dentro dos grupos	25,919	6,000	4,320		
Total	27,487	7,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

Tabela A.79: Valores do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 400°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (GPa)	
	REF	VD50
1	17,13	18,83
2	18,25	19,91
3	19,16	16,69
4	18,12	17,81

Fonte: Autor

Tabela A.80: Valores estatísticos descritivos do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 400°C.

Grupo	Contagem	Soma (GPa)	Média (GPa)	Variância (GPa ²)
REF	4,00	72,65	18,16	0,69
VD50	4,00	73,23	18,31	1,90

Fonte: Autor

Tabela A.81: ANOVA para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 400°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	0,042	1,000	0,042	0,032	8,63E-01
Dentro dos grupos	7,765	6,000	1,294		
Total	7,807	7,000			

Fonte: Autor

Conclusão: Aceitar H_0

Tabela A.82: Valores da taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 400°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (%)	
	REF	VD50
1	32,76	41,65
2	35,40	43,67
3	36,88	37,26
4	35,15	39,64

Fonte: Autor

Tabela A.83: Valores estatísticos descritivos da taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 400°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	4,00	140,20	35,05	2,90
VD50	4,00	162,21	40,55	7,52

Fonte: Autor

Tabela A.84: ANOVA para a taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 400°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	60,584	1,000	60,584	11,624	1,43E-02
Dentro dos grupos	31,271	6,000	5,212		
Total	91,855	7,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.85: Teste de Tukey para a taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 400°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.86: Valores do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 600°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (GPa)	
	REF	VD50
1	5,13	6,35
2	6,23	5,16
3	7,35	5,14
4	6,44	6,52

Fonte: Autor

Tabela A.87: Valores estatísticos descritivos do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 600°C.

Grupo	Contagem	Soma (GPa)	Média (GPa)	Variância (GPa ²)
REF	4,00	25,15	6,29	0,83
VD50	4,00	23,16	5,79	0,56

Fonte: Autor

Tabela A.88: ANOVA para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 600°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	0,495	1,000	0,495	0,714	4,30E-01
Dentro dos grupos	4,158	6,000	0,693		
Total	4,653	7,000			

Conclusão: Aceitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.89: Valores da taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 600°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (%)	
	REF	VD50
1	9,81	14,03
2	12,09	11,31
3	14,14	11,47
4	12,49	14,51

Fonte: Autor

Tabela A.90: Valores estatísticos descritivos da taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 600°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	4,00	48,53	12,13	3,18
VD50	4,00	51,32	12,83	2,82

Fonte: Autor

Tabela A.91: ANOVA para a taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 600°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	0,970	1,000	0,970	0,323	5,90E-01
Dentro dos grupos	18,001	6,000	3,000		
Total	18,971	7,000			

Conclusão: Aceitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.92: Valores do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 800°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (GPa)	
	REF	VD50
1	7,33	9,18
2	7,67	8,75
3	7,71	9,86
4	7,69	9,19

Fonte: Autor

Tabela A.93: Valores estatísticos descritivos do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 800°C.

Grupo	Contagem	Soma (GPa)	Média (GPa)	Variância (GPa ²)
REF	4,00	30,39	7,60	0,03
VD50	4,00	36,97	9,24	0,21

Fonte: Autor

Tabela A.94: ANOVA para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 800°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	5,412	1,000	5,412	44,145	5,61E-04
Dentro dos grupos	0,736	6,000	0,123		
Total	6,148	7,000			

Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.95: Teste de Tukey para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 800°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.96: Valores da taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 800°C.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (%)	
	REF	VD50
1	14,01	20,29
2	14,87	19,18
3	14,83	22,02
4	14,92	20,44

Fonte: Autor

Tabela A.97: Valores estatísticos descritivos da taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 800°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	4,00	58,64	14,66	0,19
VD50	4,00	81,94	20,48	1,36

Fonte: Autor

Tabela A.98: ANOVA para a taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 800°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	67,875	1,000	67,875	87,592	8,44E-05
Dentro dos grupos	4,649	6,000	0,775		
Total	72,525	7,000			

Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.99: Teste de Tukey para a taxa do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD a 800°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.100: Valores do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD reidratados.

Nº CP	Módulo de elasticidade dinâmico residual (GPa)	
	REF	VD50
1	39,09	13,74
2	38,16	14,55
3	38,44	15,30
4	38,32	15,63
5	38,60	14,40

Fonte: Autor

Tabela A.101: Valores estatísticos descritivos do módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD reidratados.

Grupo	Contagem	Soma (GPa)	Média (GPa)	Variância (GPa ²)
REF	5,00	192,60	38,52	0,13
VD50	5,00	73,61	14,72	0,56

Fonte: Autor

Tabela A.102: ANOVA para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD reidratados.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	F _{calc.}	p-valor
Entre grupos	1415,862	1,000	1415,862	4095,134	3,95E-12
Dentro dos grupos	2,766	8,000	0,346		
Total	1418,628	9,000			

Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.103: Teste de Tukey para o módulo de elasticidade dinâmico residual dos CCAD reidratados.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

APÊNDICE G
ÍNDICE DE VAZIOS - ANÁLISES ESTATÍSTICAS

Tabela A.104: Valores do índice de vazios dos CCAD a 20°C.

Nº CP	Índice de vazios (%)	
	REF	VD50
1	3,51	4,89
2	3,88	5,54
3	3,33	4,47

Fonte: Autor

Tabela A.105: Valores estatísticos descritivos do índice de vazios dos CCAD a 20°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	3,00	10,72	3,57	0,08
VD50	3,00	14,90	4,97	0,29

Fonte: Autor

Tabela A.106: ANOVA para o índice de vazios dos CCAD a 20°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	2,902	1,000	2,902	15,711	1,66E-02
Dentro dos grupos	0,739	4,000	0,185		
Total	3,641	5,000			Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.107: Teste de Tukey para o índice de vazios dos CCAD a 20°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.108: Valores do índice de vazios dos CCAD a 200°C.

Nº CP	Índice de vazios (%)	
	REF	VD50
1	4,05	6,32
2	4,81	6,17
3	5,34	6,87

Fonte: Autor

Tabela A.109: Valores estatísticos descritivos do índice de vazios dos CCAD a 200°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	3,00	14,20	4,73	0,42
VD50	3,00	19,36	6,45	0,14

Fonte: Autor

Tabela A.110: ANOVA para o índice de vazios dos CCAD a 200°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	4,433	1,000	4,433	15,971	1,62E-02
Dentro dos grupos	1,110	4,000	0,278		
Total	5,544	5,000			

Conclusão: Rejeitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.111: Teste de Tukey para o índice de vazios dos CCAD a 200°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.112: Valores do índice de vazios dos CCAD a 400°C.

Nº CP	Índice de vazios (%)	
	REF	VD50
1	16,57	17,25
2	16,67	16,50
3	16,44	17,46

Fonte: Autor

Tabela A.113: Valores estatísticos descritivos do índice de vazios dos CCAD a 400°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	3,00	5,98	1,99	0,08
VD50	3,00	8,54	2,85	0,03

Fonte: Autor

Tabela A.114: ANOVA para o índice de vazios dos CCAD a 400°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	0,388	1,000	0,388	2,891	1,64E-01
Dentro dos grupos	0,537	4,000	0,134		
Total	0,926	5,000			

Conclusão: Aceitar H_0

Fonte: Autor

Tabela A.115: Valores do índice de vazios dos CCAD a 600°C.

Nº CP	Índice de vazios (%)	
	REF	VD50
1	21,11	17,85
2	20,99	17,78
3	21,11	18,06

Fonte: Autor

Tabela A.116: Valores estatísticos descritivos do índice de vazios dos CCAD a 600°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	3,00	63,20	21,07	0,00
VD50	3,00	53,69	17,90	0,02

Fonte: Autor

Tabela A.117: ANOVA para o índice de vazios dos CCAD a 600°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	15,088	1,000	15,088	1190,095	4,21E-06
Dentro dos grupos	0,051	4,000	0,013		
Total	15,139	5,000		Conclusão: Rejeitar H_0	

Fonte: Autor

Tabela A.118: Teste de Tukey para o índice de vazios dos CCAD a 600°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor

Tabela A.119: Valores do índice de vazios dos CCAD a 800°C.

Nº CP	Índice de vazios (%)	
	REF	VD50
1	24,38	19,31
2	24,39	19,56
3	24,18	19,54

Fonte: Autor

Tabela A.120: Valores estatísticos descritivos do índice de vazios dos CCAD a 800°C.

Grupo	Contagem	Soma (%)	Média (%)	Variância (% ²)
REF	3,00	72,95	24,32	0,01
VD50	3,00	58,41	19,47	0,02

Fonte: Autor

Tabela A.121: ANOVA para o índice de vazios dos CCAD a 600°C.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado médio	Fcalc.	p-valor
Entre grupos	35,238	1,000	35,238	2131,937	1,32E-06
Dentro dos grupos	0,066	4,000	0,017		
Total	35,304	5,000		Conclusão: Rejeitar H_0	

Fonte: Autor

Tabela A.122: Teste de Tukey para o índice de vazios dos CCAD a 800°C.

CCAD	VD50
REF	Sim

Obs.: não = não há diferença significativa; sim = há diferença significativa.

Fonte: Autor