

大掺量再生砖粉碱激发胶凝材料性能调控与凝结规律研究

郝金字^{1,*}, 黄国栋¹

1. 安徽理工大学 土木建筑学院, 安徽 淮南 232001

摘要: 针对建筑废弃砖资源化利用率低及碱激发胶凝材料原料受限的问题, 以大掺量($\geq 50\%$)建筑再生砖粉(RBP)为前驱体, 矿渣(GBFS)为辅助胶凝组分, 系统研究 GBFS 掺量对碱激发复合体系抗压强度、流动度及凝结时间的影响规律。结果表明, 纯废砖粉(R10)因缺乏早期反应活性, 3d 抗压强度仅 0.8 MPa, 且表现出长凝结(初凝 102 min)特征。随 GBFS 掺量增加, R9G1 至 R5G5 抗压强度持续增长, 凝结时间持续缩短, 流动度持续降低。R5G5 的 28d 强度增长至 50.5 MPa, 60d 达 55.3 MPa, 高度接近 G10(49.2 MPa/55.7 MPa), 同时初凝时间缩短至 44 min, 流动度维持在 126 mm。微观表征揭示, GBFS 释放钙离子有效激发 RBP 中活性硅铝相, 生成大量致密的 C-(A)-S-H 凝胶。XRD 分析证实钙沸石与水滑石特征峰随 GBFS 掺量增加而显著增强, 与无定形凝胶构成互穿网络。SEM 分析显示微观结构由松散堆积演变为紧密交联的互穿网络。该协同机制赋予了体系优异的力学性能、凝结时间与流动性的平衡, 为高掺量 RBP 在低碳碱激发胶凝材料中的规模化应用提供了理论与参数支撑。

关键词: 再生砖粉; 矿渣; 碱激发胶凝材料; 抗压强度; 协同效应

Research on Performance Control and Setting Law of Alkali activated Materials with High Content Recycled Brick Powder

Jinyu Hao^{1,*}, Guodong Huang¹

1. School of Civil Engineering and Architecture, Anhui University of Science and Technology

Abstract: Addressing the challenges of low resource utilization for construction waste bricks and the constrained availability of raw materials for alkali activated cementitious materials, this study employs a high dosage of recycled brick powder (RBP) exceeding 50 percent as the primary precursor and ground granulated blast furnace slag (GBFS) as the supplementary cementitious component. The systematic investigation focuses on the influence of varying GBFS contents on the compressive strength, fluidity, and setting time of the alkali activated composite system. The results demonstrate that the pure recycled brick powder group (R10) exhibits a 3 day compressive strength of merely 0.8 MPa due to its lack of early reaction activity, along with an extended initial setting time of 102 minutes. With the progressive increment of GBFS content, the compressive strength of the groups from R9G1 to R5G5 continuously increases, while the setting time shortens and the fluidity decreases accordingly. Notably, the 28 day compressive strength of the R5G5 group escalates to 50.5 MPa, reaching 55.3 MPa at 60 days, which is highly comparable to that of the pure slag group (G10 with 49.2 MPa and 55.7 MPa), while the initial setting time is reduced to 44 minutes and the fluidity is maintained at 126 mm. Microstructural characterization reveals that the calcium ions released from GBFS effectively activate the reactive silicoaluminous phases within the RBP, generating a substantial amount of dense C-(A)-S-H gel. XRD analysis corroborates that the characteristic peaks of gismondine and hydrotalcite intensify significantly with the increase in GBFS content, forming an interpenetrating network with the amorphous gel. Moreover, SEM analysis indicates a morphological transition from loose particle packing to a densely cross linked interpenetrating network. This

synergistic mechanism endows the composite system with a favorable balance of excellent mechanical properties, controllable setting time, and satisfactory fluidity, thereby providing theoretical foundations and parameter support for the large scale application of high dosage RBP in low carbon alkali activated materials.

Keywords: Recycled brick powder; Granulated blast furnace slag; Alkali activated cementitious material; Compressive strength; Synergistic effect

城市化进程中既有建筑的拆除与改造产生了规模庞大的建筑垃圾。与碎石、混凝土块等相对易于再生利用的组分相比,废砖因孔隙率高、强度低、吸水率大,其资源化利用途径长期受限,大量废砖仍以露天堆放或简易填埋方式处置,不仅占用土地资源,更引发扬尘污染与地下水安全隐患^[1]。面对低碳胶凝材料与固废资源化的双重需求,以碱激发胶凝材料(AAM)替代传统硅酸盐水泥(PC)已成为国内外研究的前沿方向。AAM以铝硅酸盐质工业副产物或天然矿物为前驱体,在碱性激发剂作用下通过溶解与缩聚反应形成具有三维网络结构的胶凝相,其生产过程中无需高温煅烧,碳排放较硅酸盐水泥可降低50%-80%^[2]。将废弃黏土砖经破碎粉磨后作为碱激发前驱体,以其高无定形铝硅酸盐含量和潜在火山灰活性为依托,开辟了废砖高值化利用的新途径,兼具环境效益与工程应用价值^[3]。

废砖粉的活性显著低于矿渣,其单独作为前驱体时往往存在早期强度发展缓慢、凝结时间过长等问题,严重制约其作为主体原料的规模化应用^[4]。现有研究证实,掺入矿渣、粉煤灰等活性较高的辅助前驱体进行协同激发,或通过调整激发剂模数、碱当量及养护制度等手段优化性能,再生砖粉基碱激发材料的28d抗压强度可达到20-50MPa,显示出良好的工程应用潜力^[5]。然而,当再生砖粉掺量提升至50%以上乃至更高水平时,高掺量砖粉显著降低浆体早期反应速率,凝结时间大幅延长,甚至出现常温下难以正常凝结的现象,严重制约了施工可操作性^[6]。更为关键的是,目前关于高掺量再生砖粉碱激发体系的研究多侧重于单一性能的优化,对力学性能、流动性与凝结行为三者之间的耦合关系缺乏系统性揭示,对性能调控背后的物理化学机制阐释不足^[7]。

本研究以大掺量再生砖粉碱激发胶凝材料为对象,在固定再生砖粉高掺量($\geq 50\%$)条件下,系统考察激发剂模数、碱当量及矿渣辅助掺量对浆体流动性、凝结时间及抗压强度的影响规律。通过X射线衍射(XRD)及扫描电子显微镜(SEM)等微观表征手段揭示缩聚产物组成与微观结构演变特征,探讨高掺量再生砖粉体系中流动性与凝结行为的调控途径及其与力学性能的内在联系,以期再生砖粉在碱激发胶凝材料中的大规模资源化利用提供理论依据与参数支撑^[8]。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

建筑再生砖粉(Recycled brick powder, RBP),取自安徽省淮南市某老旧建筑拆除现场。废弃砖经颚式破碎机初级破碎,随后置于SM-500型试验磨中粉磨30min,中位粒径 D_{50} 为19.8 μm ,比表面积达335 m^2/kg 。经X射线荧光光谱分析(XRF),RBP化学组成详见表1。矿渣(GGBS)为S95级,由安徽淮河能源集团提供,其XRF测定详见表1,属于碱性GBFS。比表面积为400 m^2/kg ,中位粒径 D_{50} 为15.3 μm 。碱激发剂采用固体氢氧化钠,为分析纯试剂,纯度 $\geq 99.8\%$ 。实验用砂为清洗后细砂,细度模数1.8,实验用水为自来水。

表 1 原材料化学组成 (质量分数, %)

Tab.1 Chemical composition of raw materials (mass fraction,%)

	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	Others	烧失量
GBFS	38.42	32.65	15.28	0.98	7.36	0.86	0.53	1.89	2.03
RBP	3.26	62.38	16.42	6.87	2.15	1.87	1.93	2.38	2.74

1.2 实验方法

1.2.1 配合比设计

研究以 RBP 为前驱体，胶凝材料总量固定为 450 g，共设计 7 组配比，包括纯 GBFS 对照组 (G10)、纯 RBP 对照组(R10)，以及两者按 10%为梯度复合的 5 组混合配比(R9G1 至 R5G5)。其中 NaOH、水与砂的掺量保持恒定，旨在考察在不同 RBP/GBFS 比例下，复合胶凝体系性能的演变规律，具体配合比如表 2 示。

表 2 配合比设计 (g)

Table.2 Mix proportion design (g)

	RBP	GBFS	CH	NaOH	water	sand
G10	0	450	0			
R10	450	0	0			
R9G1	405	45	0			
R8G2	360	90	0	24	225	1200
R7G3	315	135	0			
R6G4	270	180	0			
R5G5	225	225	0			

1.2.2 试件制备与养护

首先将氢氧化钠溶于水中，按配合比称取 RBP 与 GBFS，通过混料机混和均匀，再倒入水泥胶砂搅拌机(JJ-5 型)的搅拌锅中，低速搅拌 30 s，再加入砂并高速搅拌 60 s。搅拌完成后，立即将浆体注入尺寸为 40 mm×40 mm×160 mm 的三联模中，振动台振实 20 s 以排除气泡。室温条件下(20±1℃)养护 24 h 后脱模。脱模后的试件置于标准养护箱中(温度 20±1℃，相对湿度≥95%)养护至规定龄期(3 d、7 d、28 d)后进行力学性能测试。所有配比组均制备 6 个平行试件，结果取平均值。

1.2.3 流动性、抗压强度与凝结规律分析

新拌浆体流动度参照 GB/T 8077-2012 《混凝土外加剂匀质性试验方法》中净浆流动度测试方法进行。凝结时间采用维卡仪按照 GB/T 1346-2011 的方法进行，以上每个配比均重复测定 3 次，取算术平均值。抗压强度参照 GB/T 17671-2021 《水泥胶砂强度检验方法(ISO 法)》进行。采用 TYE-300 型全自动压力试验机，加载速率为 2.4 kN/s。每组测试 6 个数据，取算术平均值作为该组抗压强度结果。

1.2.4 微观分析

从 28 d 龄期净浆试件取样, 用无水乙醇浸泡 48 h 终止水化反应, 随后置于真空干燥箱中 40 °C 干燥至恒重。物相组成采用 X 射线衍射仪(XRD, Bruker D8 Advance)表征, 测试条件为 Cu-K α 辐射, 管电压 40 kV, 管电流 40 mA, 扫描范围 2 θ 为 5°-70°, 步长 0.02°, 扫描速率 4 (°)/min。微观形貌采用场发射扫描电子显微镜(SEM, Zeiss Sigma 300)观察, 加速电压为 15 kV, 样品表面喷金处理后进行观测。

2 试验结果分析

2.1 抗压强度分析

2.1.1 对照组抗压强度演化规律分析

图 1 示, G10 的 3d、28d、60d 抗压强度分别达到 28.9 MPa、49.2 MPa 和 55.7 MPa, 强度发展呈现早期快速增长(3d-28d 增幅约 70.2%)、后期稳步提升(28d-60d 增幅约 13.2%)特征。反观 R10, 抗压强度出现断崖式衰减, 3d 强度仅 0.8 MPa, 28d 和 60d 强度也仅维持在 1.4 MPa 和 1.6 MPa 的极低水平, 强度几乎没有实质性发展。GBFS 作为高炉炼铁的副产品, 富含大量处于介稳态的玻璃体结构(非晶态 SiO₂和 Al₂O₃), 在碱激发剂作用下, 能够快速发生解聚与缩聚反应, 持续生成高胶结力的 C-S-H 凝胶, 从而在早期即可构筑起致密的微观骨架, 并具有极强的后期强度增长潜力。相反, RBP 虽具一定潜在火山灰活性, 但其活性被深度锁定, 无法生成足够的凝胶相胶结颗粒, 导致基体内部缺乏连续受力骨架, 存在大量宏观连通孔隙和高度薄弱处、在外部压缩荷载作用下极易产生应力集中并瞬间溃散, 揭示了 RBP 在力学性能上的局限性。

2.1.2 GBFS 掺量提升及与建筑废砖粉协同作用的抗压强度发展机制

R9G1 在 3d、28d 和 60d 的抗压强度分别为 3.7 MPa、10.5 MPa 和 10.9 MPa, 与 R10 相比, 仅 10%的 GBFS 掺入就使各龄期强度分别提升 3-5 倍。这表明即便少量 GBFS 的引入, 也能在 RBP 基体中发挥关键的“晶核/胶结”作用, 在早期缩聚阶段初步搭建起一定的受力骨架, 但 R9G1 整体强度仍处于较低水平, 内部孔隙和界面缺陷仍占据主导地位, 说明单一的微量激活不足以支撑其结构承载需求。随着 GBFS 掺量由 10%(R9G1)持续提升至 50%(R5G5), 抗压强度的增长呈现出显著的非线性阶梯式跃升规律, 3d 强度从 3.7 MPa 稳步升至 28.6 MPa(提升约 6.7 倍), 28d 强度从 10.5 MPa 爆发式增长至 50.5 MPa(提升约 3.8 倍), 60d 强度从 10.9 MPa 增至 55.3 MPa(提升约 4.1 倍)。尤其在 R6G4 至 R5G5 区间, 28d 强度增幅高达 19.9%, 显示出 GBFS 掺量存在临界阈值, 当超越该阈值后, 体系的微观结构发生质变。深入剖析其协同作用机理, RBP 表面粗糙且多孔, 而 GBFS 颗粒则具有较好的球形度, 两者复掺后, GBFS 细颗粒有效填充于 RBP 及胶凝体系的空隙中, 大幅降低体系孔隙率, 优化了微观颗粒级配, 使受力时的应力分布更加均匀, 从而显著提升基体的致密性与抗压强度。其次, 在碱激发环境下, RBP(主要为无定形硅铝质)与 GBFS(高含量玻璃态 SiO₂和 CaO)发生协同缩聚反应。RBP 提供了额外的铝相, 与 GBFS 释放的钙相发生二次缩聚, 生成大量具有胶结能力的 C-(A)-S-H 凝胶, 不仅加速了早期(3d)的缩聚进程, 更在后期持续填充微裂缝, 显著强化骨料与浆体间的界面过渡区, 最终实现了力学性能的跨越式提升与体系内部微观结构的整体重构^[9]。

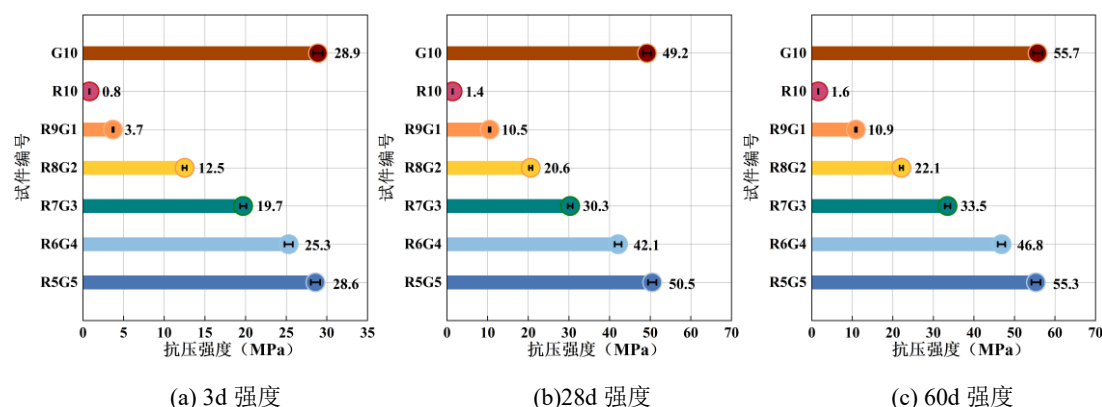


图1 抗压强度分析

Fig.1 Analysis of compressive strength

2.2 凝结时间与流动度分析

2.2.1 基准体系对比

图2示, G10表现出较快的凝结速率, 初凝和终凝时间分别为12分钟和15分钟, 且流动度仅为121mm。由于GBFS玻璃体在碱激发环境下, 缩聚活性极高, 反应初期即迅速溶出 Ca^{2+} 和 Al^{3+} , 生成大量C-S-H凝胶, 导致浆体塑性迅速丧失、快速硬化。同时, GBFS颗粒表面相对光滑且呈致密玻璃态, 浆体内部自由水较多, 但因缩聚反应极速消耗水分, 导致宏观流动性相对受限。相反, R10凝结时间极度迟缓, 初凝和终凝时间分别长达102分钟和138分钟, 但由于其几乎不发生早期缩聚反应, 体系内自由水含量极高, 加之RBP极高的吸水率在初期产生的一定“润滑”假象, 使其流动度达到极值(160mm)。这种极端迟缓的凝结与极度庞大的流动度, 不仅表明RBP缺乏早期胶结能力, 也预示了其宏观力学强度必然极差。

2.2.2 GBFS掺量改变对流动性与凝结时间的影响

随着GBFS从10%逐步增加至50%(R9G1-R5G5), 浆体流动度呈非线性下降趋势, 从154mm递减降至126mm。同时, 初凝时间从86分钟急剧缩短至44分钟, 终凝时间从114分钟缩短至57分钟。这表明GBFS的加入极大地加速了体系的碱激发反应进程, 填补了RBP的活性空白, 显著改善了早期硬化特性。尽管在增加GBFS掺量后流动度有所下降, 但从整体数据来看, 含有RBP体系(R9G1至R6G4)流动度仍保持在优良的水平(135mm-154mm), 显著高于G10(121mm)。经破碎研磨后, RBP颗粒呈多棱角、表面粗糙多孔的形态, 但其内部孔隙结构发达。在碱激发浆体初始拌合阶段, RBP的强吸水作用迅速吸附游离水进入其内部孔隙, 导致体系固相体积分数增加, 表面水膜层变薄。然而, 这种表面自由水的减少并未直接导致流动度丧失, 反而因RBP表面粗糙度的提升, 增加了颗粒间的滑动阻力(但此时水量充裕, 抵消了部分摩擦), 并且浆体的屈服应力因颗粒的物理咬合而得到了有效支撑。更重要的是, GBFS中富含的微细颗粒有效填充于RBP大颗粒之间的间隙, 优化了颗粒级配(紧密堆积), 释放了原本包裹在大颗粒间的填充水, 改善了浆体的整体流动性能。同时, RBP的化学惰性与表面电荷特性发挥重要作用。相较于GBFS初期即发生剧烈解聚并大量缩聚生成凝胶, 废砖粉在早期(特别是初始30分钟内)的解聚反应极为缓慢, 其表面缺乏充分的凝胶包裹, 相当于在浆体中提供了大量惰性的刚性微骨架, 不仅极大增强了体系的触变恢复能力, 而且RBP表面的负电荷与碱激发剂中的阳离子产生轻微的静电排斥, 降低了颗粒间的絮凝团聚倾向, 使浆体在维持一定稠度的同时, 保持了良好的泵送性和坍落度保持能力。最后, 碱激发剂与RBP表面的反应动力学发挥匹配效应。RBP碱激发反应极为缓慢, 这意味着碱溶液中的硅酸盐和 OH^- 在初期主要作为

分散剂和润滑剂存在于液相中,而不是被迅速消耗于生成大量凝胶。这为 RBP 颗粒提供了充足的“润滑膜”,使得即便 RBP 自身形态复杂,体系依然表现出极高的流动度。引入 GBFS 后,激发剂定向消耗于 GBFS 的剧烈反应,但体系中未被消耗的激发剂和富余自由水依然能够有效维持 RBP 颗粒的润滑状态,从而在 GBFS 掺量较高(如 R6G4)时,依然能够维持超过 135mm 的优良流动度,实现了力学性能与工作性能的良好平衡。

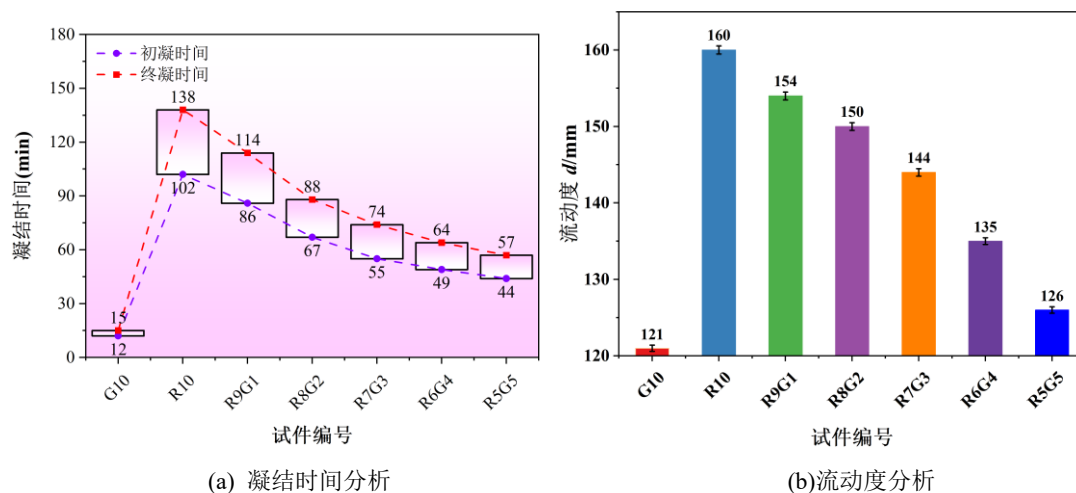


图2 凝结时间与流动度分析

Fig.2 Analysis of fluidity

2.3 XRD 定量分析

2.3.1 对照组物相组成分析

图 3(a)示, G10 由于 GBFS 玻璃体在碱性激发下发生解聚, 其衍射图谱在 20° - $35^{\circ}(2\theta)$ 区间呈现宽泛的弥散峰, 表明缩聚反应生成了大量短程有序、长程无序的 C-(A)-S-H 凝胶。在宽泛的弥散峰背景之上, G10 图谱中仍清晰保留着特征鲜明的晶相衍射信号, 主要包含钙沸石与水滑石。具体而言, 在约 27.9° - $28.6^{\circ}(2\theta)$ 及 $21.5^{\circ}(2\theta)$ 附近观察到微弱的尖锐衍射峰, 这归属于钙沸石($\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$)特征晶面。与此同时, 在低角度区域的 $11.6^{\circ}(2\theta)$ 及 $23.4^{\circ}(2\theta)$ 处, 识别出强度较低且略微宽化的衍射峰, 证实了水滑石($\text{Mg}_6\text{Al}_2(\text{OH})_{10}\text{CO}_3 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$)相的存在。这些晶相特征峰的出现, 本质上源于 GBFS 中多组分(尤其是高 Mg 和 Al 含量)在强碱环境下的协同反应。GBFS 中溶出的 Mg^{2+} 与 Al^{3+} 结合生成水滑石, 而体系中的 Ca^{2+} 、 Al^{3+} 与 Si^{4+} 在局部富集区域则结晶形成钙沸石。这些纳米级微晶相穿插、填充于无定形凝胶的网络孔隙之中, 有效抑制了凝胶的过度收缩, 进一步提升了基体的微观致密度, 赋予了 G10 组极其优异的力学性能。R10 的图谱特征截然不同, 呈现出尖锐、高强度的结晶峰, 主要对应石英(Quartz)和方解石(Calcite)等原矿物相。尽管废砖粉中含有丰富的 SiO_2 和 Al_2O_3 , 但在缺乏钙源补充的情况下, 其自身碱激发活性极低。图谱中未见明显的 C-(A)-S-H 或 N-A-S-H 凝胶弥散峰, 说明其碱激发反应几乎未能发生。这种缺乏胶凝产物的微观结构, 直接导致了 R10 宏观强度无法建立。

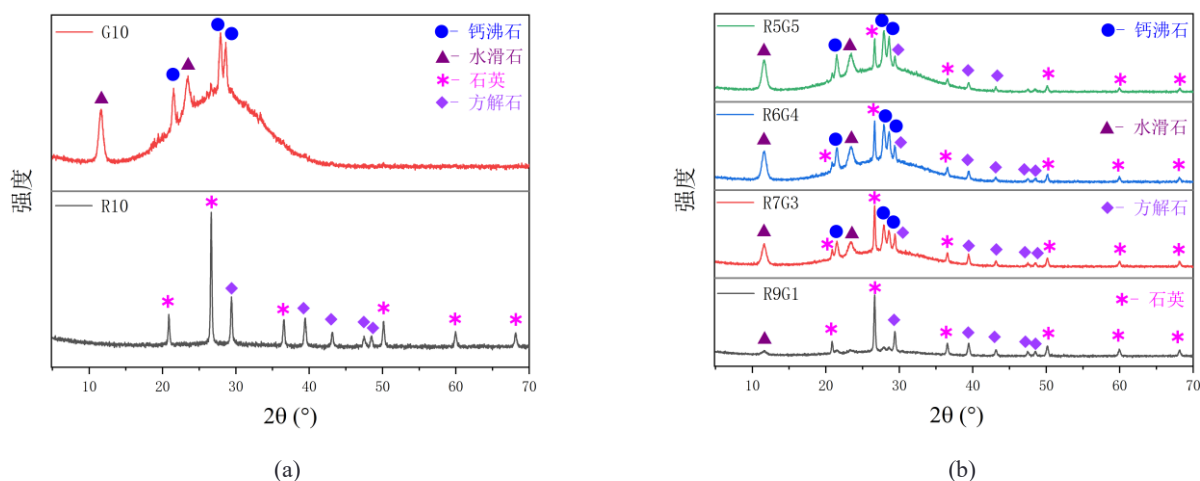


图3 XRD 分析

Fig.3 XRD analysis

2.3.2 GBFS 掺量改变对矿物晶体形成与转变的影响及协同增强机制

图 3(b)示, 当 GBFS 掺量仅 10%, R9G1 图谱仍被 RBP 原有高强石英与方解石等惰性结晶峰占据。但在 20° - 35° (2θ)区间, 由于 GBFS 碱激发产生的胶凝产物开始填补空隙, 背景中开始出现极其微弱的弥散隆起。同时, 在低角度区域(约 11.6° 及 23.4° 附近)开始显现出极弱的宽化信号, 表明体系处于水滑石相的初期成核阶段。而在 27.9° ~ 28.6° (2θ)附近也出现极其微小的尖峰, 标志着钙沸石晶相刚刚开始析出。由于 GBFS 晶体生成量过少, 尚不足以弥补 RBP 缺乏胶凝相的固有缺陷, 宏观上抗压强度依然较低(28d 仅 10.5 MPa)。随 GBFS 掺量提升, R7G3 与 R6G4 的碱激发效应发生质变。 20° - 35° (2θ)处的弥散峰显著加深加宽, 表明 C-(A)-S-H 凝胶的生成量急剧增加, RBP 中活性 SiO_2 和 Al_2O_3 大量溶出并参与聚合。同时, 钙沸石特征峰强度发生跃升, 在 27.9° ~ 28.6° (2θ)和 21.5° (2θ)处的衍射峰变得非常清晰且尖锐, 表明钙沸石已从微量成核转为大量结晶, 形成了稳定的沸石骨架结构。同时, 水滑石特征峰亦显著增强, 在 11.6° 和 23.4° (2θ)处出现的衍射峰强度明显提高, 峰形更加明晰, 反映 GBFS 中富含的镁组分在强碱性环境中充分溶出, 与铝结合生成了大量层状双氢氧化物。这些晶相(钙沸石和水滑石)穿插生长于 C-(A)-S-H 凝胶网络之间, 如同“锚固点”起到了物理填充和晶核诱导作用, 大幅提升了界面过渡区的致密度。与之对应, 抗压强度出现爆发式增长(28d 分别达到 42.1 MPa 和 30.3 MPa)。钙沸石与水滑石特征峰的显著演变, 本质上是 RBP 与 GBFS 钙源与铝硅源深度耦合的微观证据。GBFS 在碱激发下释放出高浓度 Ca^{2+} 和 Mg^{2+} , 为体系提供了充足的碱土金属离子。而 RBP 作为高硅铝质前驱体, 在 OH^- 作用下发生解聚, 释放出大量的 $[\text{SiO}_4]^{4-}$ 和 $[\text{AlO}_4]^{5-}$ 活性基团, 促进了低聚物交联聚合, 逐渐从无定形凝胶向结晶度更高的沸石相和类水滑石相转变。这种由“无序凝胶”向“有序晶相”演变的过程, 抑制了凝胶结构的松弛, 赋予了基体更好的空间稳定性。钙沸石和水滑石的特征峰强度达到最佳配比下的平衡, 同时凝胶相与晶相形成了互穿网络结构, 使得体系微观结构达到极高密度。这直接解释了 R9G1 至 R5G5 实现宏观力学性能的跨越式提升, 并高度逼近 G10 的水平。

2.4 SEM 分析

2.4.1 对照组微观形貌特征

图 4 示, G10 呈现高度致密、连续的整体形貌, 表面被大量絮状和网状的无定形 C-(A)-S-H 凝胶覆盖, 凝胶网络相互交织, 但见明显的宏观孔隙或微裂纹。这种致密且连续的微观网络结构, 证

实了 GBFS 在强碱性激发下发生了彻底的缩聚反应, 凝胶相有效桥接了未反应的残余颗粒, 从微观层面解释了 G10 优异力学性能。相反, R10 的微观形貌呈现出显著的松散状态, 可见大量具有锋利棱角和粗糙表面的 RBP 颗粒松散堆积, 颗粒间缺乏有效的胶凝相桥接, 存在众多连通的宏观大孔和明显的界面缝隙。由于 RBP 缺乏外部钙源激发时缩聚活性极低, 无法生成足量的凝胶, 导致其微观结构处于明显的缺陷状态, 这与 R10 宏观抗压强度几乎丧失的结果高度对应。

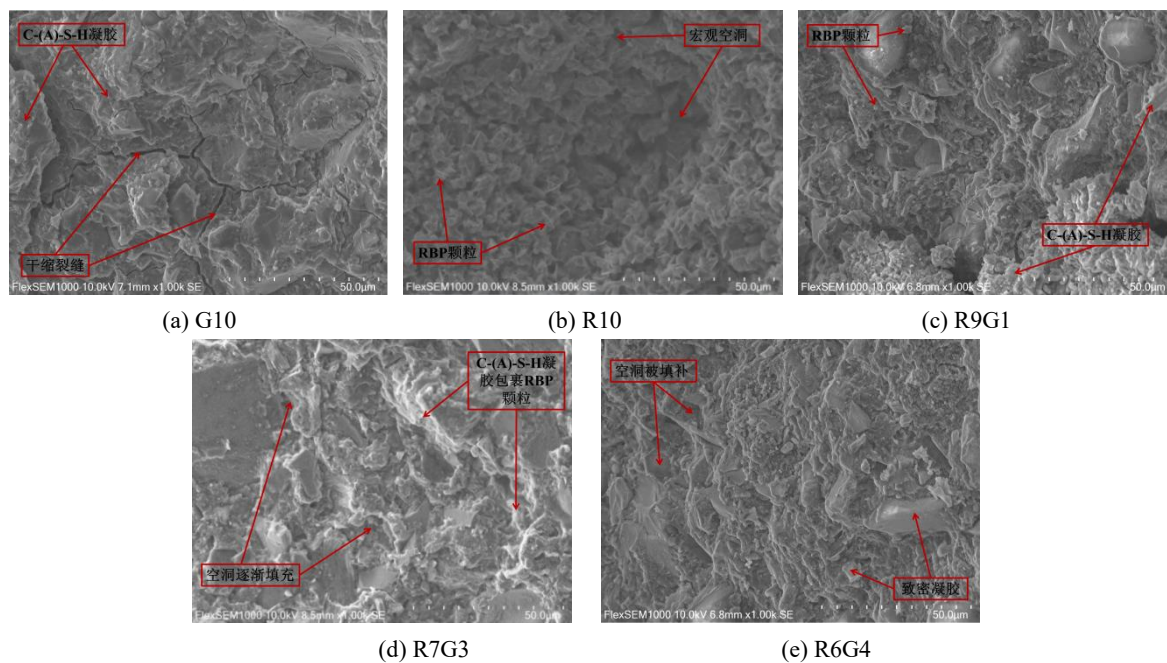


图4 SEM分析

Fig.4 SEM analysis

2.4.2 GBFS 掺量改变及协同作用对微观形貌的影响

随着 GBFS 掺量的逐步提升, 试样的微观形貌发生显著演变, 展现出典型的由疏松向致密的渐进过渡过程。R9G1 仍可清晰观察到 RBP 颗粒的轮廓, 但部分 GBFS 缩聚产生的零星凝胶已开始附着于 RBP 颗粒表面, 初步改善了颗粒间的界面结合。R7G3 的凝胶相含量大幅增加, RBP 表面已被大量细密的针状、絮状缩聚产物包裹, 原有的宏观孔隙被逐步填充, 基体开始形成连续的三维网络。R6G4 呈现出致密化程度极高的微观形貌, RBP 颗粒与 GBFS 缩聚产物融合紧密, 形成了高度交联的凝胶、晶相与未反应颗粒互穿网络结构, 反映了 RBP 与 GBFS 的协同增强机制。GBFS 在碱环境下释放的大量钙离子, 有效激发了 RBP 中潜在活性硅铝相的溶出, 促使 RBP 颗粒表面发生二次缩聚反应, 生成了大量致密化 C-(A)-S-H 凝胶及 N-A-S-H 凝胶, 不仅填补了 RBP 原有的多孔结构, 更在两组分间建立了强有力的物理化学锚固点。同时, 结合 XRD 分析, 微观结构中穿插的钙沸石、水滑石等微晶相与凝胶协同作用, 进一步降低了体系孔隙率和应力集中现象。正是这种微观层面上固体颗粒的紧密堆积、凝胶网络的高效胶结与微晶相的空间填充三重协同效应, 使得 R6G4 微观形貌无限趋近于 G10, 奠定力学性能跨越式提升的物质基础。

3 结论

(1) RBP 碱激发体系因缺乏早期胶凝相, 抗压强度极低(3d 仅 0.8 MPa)。随 GBFS 掺量增加, 强度呈非线性跃升。随 GBFS 掺量提升, 抗压强度持续显著增长, R5G5 的 3d、28d、60d 强度分别达 28.6 MPa、50.5 MPa 和 55.3 MPa, 高度逼近 G10。GBFS 微细颗粒填充 RBP 多孔空隙, 释放的游离钙激发了 RBP 活性硅铝相, 生成大量 C-(A)-S-H 凝胶。

(2) R10 呈高流动、长凝结特征(流动度 160 mm, 初凝 102 min)。随 GBFS 掺量增加, 流动度持续降低, 凝结时间逐步缩短, R5G5 流动度降至 126 mm, 初凝缩短至 44 min。RBP 粗糙多孔且早期惰性, 充当润滑微骨架, 维持了体系优良的流动度, GBFS 则通过加速缩聚填补活性空白, 成功调和了工作性能与力学强度间的矛盾。

(3) XRD 证实, 体系物相由无序凝胶向有序晶相演变。随 GBFS 掺量提升, 钙沸石与水滑石特征峰强度显著跃升, 与大量生成的 C-(A)-S-H 凝胶构成互穿网络。SEM 显示微观形貌从松散堆积向致密化互穿网络演变, 印证了固体紧密堆积、凝胶高效胶结与微晶空间填充的协同机制, 为高掺量 RBP 碱激发材料的工程应用奠定了微观基础。

参考文献

- [1] 王贤, 李秋义, 王龙, 等. 缓凝剂对碱激发胶凝材料凝结时间及流变性能影响的研究进展[J]. 材料导报, 2024, 38(19): 24030045.
- [2] 高英力, 陈腾飞, 李鑫, 等. 全固废碱激发胶凝材料稳定土性能及微观特性[J]. 长沙理工大学学报 (自然科学版), 2025, 22(6): 45-54.
- [3] 蒋明岫, 李飞, 周理安, 等. 碳酸钠、氢氧化钠与水玻璃复合激发对地聚物胶凝材料性能的影响[J]. 硅酸盐通报, 2024, 43(3): 929-937.
- [4] 崔潮, 邵文玉, 孙小惠, 等. 碱-矿渣-偏高岭土地基聚物干燥收缩研究[J]. 材料导报, 2023, 37(12): 23012-23018.
- [5] 栗思琪, 茆伟杰, 王钰洁, 等. 基于机器学习和原料碱激发活性特征的矿粉基碱激发胶凝材料抗压强度预测[J]. 复合材料学报, 2025, 42(6): 3215-3226.
- [6] 李辉, 张磊, 王涛, 等. 活性氧化镁对碱激发矿渣水泥的水化和微观结构演变的影响[J]. 硅酸盐学报, 2023, 51(8): 1897-1908.
- [7] 谭雨晴, 洪丽, 朱玲玲, 等. 粉煤灰-矿渣基地聚物胶凝材料的力学性能及其微观结构试验研究[J]. 合肥工业大学学报 (自然科学版), 2026, 49(2): 245-252.
- [8] Wu H X, Gao J M, Liu C, et al. Reusing waste clay brick powder for low-carbon cement concrete and alkali-activated concrete: A critical review[J]. Journal of Cleaner Production, 2024, 449: 141755.
- [9] 周文娟, 赵依琳, 季志远, 等. 碱激发再生砖粉地聚物的抗压强度与微观特性[J]. 中国粉体技术, 2023, 29(4): 36-45.

基金项目: 安徽省自然科学基金 (2308085ME184)。

^{1,*} 第1作者&通讯作者简介: 郝金字 (2000-), 男, 硕士在读, 安徽理工大学, 研究方向: 新型建筑材料。E-mail:13339063831@163.com。