



复合激发剂作用下矿渣钢渣胶凝体系的宏微观特性

顾晓薇 王营 孙殿兴 孙瑞珩 刘剑平 王青

引用本文：

顾晓薇, 王营, 孙殿兴, 等. 复合激发剂作用下矿渣钢渣胶凝体系的宏微观特性[J]. 煤炭科学技术, 2025, 53(8): 375–386.
GU Xiaowei, WANG Ying, SUN Dianxing. Macroscopic and microscopic characteristics of slag–steel slag cementitious system under action of composite activator[J]. Coal Science and Technology, 2025, 53(8): 375–386.

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.12438/est.2025-0280>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

超临界CO₂对无烟煤力学强度劣化机制及其微观结构演变特征

Mechanism of mechanical strength degradation and microstructure evolution of anthracite induced by supercritical carbon dioxide
煤炭科学技术. 2024, 52(11): 323–336 <https://doi.org/10.12438/cst.2023-1453>

聚丙烯纤维改性超细水泥复合注浆材料性能研究

Study on properties of polypropylene fiber-modified ultrafine cement composite grouting materials
煤炭科学技术. 2024, 52(7): 57–67 <https://doi.org/10.12438/est.2023-1292>

液氮致裂时间对煤样力学性能、渗透性与致裂机理的影响

Analysis of mechanical properties, permeability and fracturing mechanism of coal samples at different fracturing time of liquid nitrogen
煤炭科学技术. 2023, 51(6): 101–110 <https://doi.org/10.13199/j.cnki.est.2022-0503>

超临界CO₂脉动作用对低阶煤微观 – 宏观结构损伤演化特征

Microscopical and macroscopic structural damage evolution of low-rank coal by supercritical CO₂ pulsation treatment
煤炭科学技术. 2025, 53(2): 190–199 <https://doi.org/10.12438/cst.2024-0758>

超临界CO₂作用下高阶煤微观结构及力学特性声发射特征研究

Experimental study of microstructure and mechanical properties–acoustic emission characterization of high-rank coal under supercritical CO₂ action
煤炭科学技术. 2024, 52(10): 127–135 <https://doi.org/10.12438/cst.2024-0452>

不同温度和吸附压力下含瓦斯煤自燃微观分形特征

Fractal characteristics of spontaneous combustion of gas-bearing coal under different temperature and adsorption pressure conditions
煤炭科学技术. 2025, 53(5): 213–232 <https://doi.org/10.12438/cst.2024-0354>



关注微信公众号，获得更多资讯信息

碳中和科学与工程



顾晓薇, 王 营, 孙殿兴, 等. 复合激发剂作用下矿渣-钢渣胶凝体系的宏微观特性[J]. 煤炭科学技术, 2025, 53(8): 375–386.

GU Xiaowei, WANG Ying, SUN Dianxing, et al. Macroscopic and microscopic characteristics of slag-steel slag cementitious system under action of composite activator[J]. Coal Science and Technology, 2025, 53(8): 375–386.

移动扫码阅读

复合激发剂作用下矿渣-钢渣胶凝体系的宏微观特性

顾晓薇^{1,2,3}, 王 营^{1,2,3}, 孙殿兴⁴, 孙瑞珩⁴, 刘剑平⁵, 王 青^{1,2,3}

(1. 东北大学资源与土木工程学院, 辽宁沈阳 110819; 2. 辽宁省固废产业技术创新研究院, 辽宁沈阳 110819; 3. 东北大学智慧水利与资源环境科技创新中心, 辽宁沈阳 110819; 4. 本溪钢铁(集团)矿业有限责任公司 歪头山铁矿, 辽宁本溪 117000; 5. 沈阳工业大学建筑与土木工程学院, 辽宁沈阳 110217)

摘要:普通硅酸盐水泥是尾砂胶结充填中使用最为广泛的胶凝材料,然而普通硅酸盐水泥生产会造成严重的环境污染。碱激发矿渣-钢渣胶凝体系具有良好的力学性能和工作性能,是普通硅酸盐水泥的潜在替代品之一。为明确矿渣-钢渣胶凝体系在复合激发剂作用下的宏微观特性,采用石灰-碳酸钠作为复合激发剂对矿渣-钢渣胶凝体系进行活化,制备低碳环保的矿渣-钢渣碱激发胶凝材料,讨论复合激发剂掺量、钢渣掺量对胶凝体系凝结时间和抗压强度的影响。并通过XRD、FTIR、SEM等检测手段表征石灰-碳酸钠复合激发剂作用下矿渣-钢渣胶凝体系的水化特征与微观结构。结果表明:石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系凝结时间在255 min以内,并未受到钢渣掺量的显著影响,胶凝体系3、28 d抗压强度分别达到23.0、30.4 MPa。钢渣掺量未影响胶凝体系水化产物种类,胶凝体系水化产物主要为C-(A)-S-H凝胶、水滑石和方解石。钢渣掺量增加会减缓胶凝体系的水化放热速率,降低胶凝体系的水化放热并促进胶凝体系的后期水化,提升基体中无害孔比例,掺量在20%时胶凝体系中C-(A)-S-H凝胶生成量最高。然而,钢渣掺量超过40%时,胶凝体系中C-(A)-S-H凝胶随钢渣掺量增加持续减少,胶凝体系基体出现微裂缝,抗压强度降低。研究可为新型低碳胶凝材料的制备以及钢渣的资源化利用提供参考。

关键词:矿渣-钢渣胶凝体系;复合激发剂;工作性能;力学性能;水化特征;微观结构

中图分类号:TU526 **文献标志码:**A **文章编号:**0253-2336(2025)08-0375-12

Macroscopic and microscopic characteristics of slag-steel slag cementitious system under action of composite activator

GU Xiaowei^{1,2,3}, WANG Ying^{1,2,3}, SUN Dianxing⁴, SUN Ruiheng⁴, LIU Jianping⁵, WANG Qing^{1,2,3}

(1. School of Resources & Civil Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Liaoning Institute of Technological Innovation in Solid Waste Utilization, Shenyang 110819, China; 3. Science and Technology Innovation Center of Smart Water and Resource Environment, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 4. Waitoushan Iron Mine, Benxi Iron and Steel (Group) Mining Co., Ltd., Benxi 117000, China; 5. School of Architecture and Civil Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110217, China)

Abstract: Ordinary Portland cement is the most widely used cementitious material in tailings cementitious backfill, but its production causes severe environmental pollution. The alkali-activated slag-steel slag cementitious system exhibits excellent mechanical properties and workability, making it a potential substitute for ordinary Portland cement. To clarify the macro- and micro-characteristics of the slag-steel slag cementitious system under the action of a composite activator, lime-sodium carbonate was used as a compound activator to activate the slag-steel slag cementitious system, producing a low-carbon and environmentally friendly alkali-activated slag-steel slag cementitious material. The effects of the composite activator dosage and steel slag content on the setting time and compressive strength of the ce-

收稿日期:2025-03-05 策划编辑:朱恩光 责任编辑:宫在芹 DOI: 10.12438/cst.2025-0280

基金项目:国家重点研发计划资助项目(2023YFC3904303);国家自然科学基金资助项目(52234004)

作者简介:顾晓薇(1971—),女,辽宁凤城人,教授,博士生导师。E-mail: guxiaowei@mail.neu.edu.cn

通讯作者:王 营(1995—),男,辽宁北票人,博士研究生。E-mail: 2394553658@qq.com

mentitious system were investigated. The hydration characteristics and microstructure of the slag-steel slag cementitious system under the lime-sodium carbonate composite activator were characterized through XRD, FTIR, SEM, and other testing methods. The results show that the setting time of the lime-sodium carbonate composite-activated slag-steel slag cementitious system was within 255 minutes and was not significantly affected by the steel slag content. The 3-day and 28-day compressive strengths of the cementitious system could reach 23.0 MPa and 30.4 MPa, respectively. The steel slag content did not alter the types of hydration products, which mainly consisted of C-(A)-S-H gel, hydrotalcite, and calcite. Increasing the steel slag content slowed down the hydration heat release rate, reduced the cumulative hydration heat, and promoted later-stage hydration, improving the proportion of harmless pores in the matrix. At a 20% steel slag content, the formation of C-(A)-S-H gel was the highest. However, when the steel slag content exceeded 40%, the amount of C-(A)-S-H gel continued to decrease with increasing steel slag content, microcracks appeared in the matrix, and the compressive strength declined. This study provides a reference for the preparation of novel low-carbon cementitious materials and the resource utilization of steel slag.

Key words: slag-steel slag cementitious system; composite activator; workability; mechanical properties; hydration characteristics; microstructure

0 引言

尾砂胶结充填是目前尾砂大规模消纳的主要方式之一。尾砂胶结充填材料由尾矿(70%~85%)、胶凝材料(3%~7%)和水组成。其中,普通硅酸盐水泥是尾砂胶结充填中最常用的胶凝材料。然而,普通硅酸盐水泥的生产会消耗大量的石灰石、黏土等不可再生资源,并排放CO₂等温室气体^[1-2]。因此,开发绿色低碳的新型胶凝材料替代普通硅酸盐水泥用于制备尾砂胶结充填材料具有重要意义。碱激发胶凝材料是采用矿渣、粉煤灰等硅铝质固体废弃物作为前驱体,利用碱性激发剂制备的一类低碳环保型胶凝材料,是普通硅酸盐水泥的潜在替代品之一^[3-4]。据统计,使用碱激发胶凝材料替代普通硅酸盐水泥可减少约80%的温室气体排放和43%的能源消耗^[5]。此外,碱激发胶凝材料还具有力学性能优异、耐腐蚀性高等优点^[6-7],逐渐受到国内外学者的关注。

与此同时,中国钢渣年排放量约1.8亿t,而利用率不足30%^[8]。大量的钢渣被直接排放,对空气和土壤造成了严重污染。钢渣的主要成分为C₂S、C₃S、C₂F以及RO相,具有潜在的胶凝活性^[9]。但钢渣生成温度较高,胶凝活性较低,直接作为胶凝材料使用效果不佳。因此,将钢渣与矿渣等高活性固废进行复配制备碱激发胶凝材料逐渐受到相关研究者的关注。南雪丽等^[10]研究表明矿渣-钢渣胶凝体系的(CaO+MgO)/(SiO₂+Al₂O₃)物质的量比为0.90时,水化后期有较多的C-(A)-S-H凝胶生成,微观结构更加致密,力学性能表现最优。ZHAO等^[11]的研究也表明矿渣、钢渣可以相互促进水化,使胶凝体系抗压强度得到提高。彭小芹等^[12]、SAEID等^[13]采用改性水玻璃作为碱性激发剂制备矿渣-钢渣碱激发胶凝材料,发现钢渣的加入可以改善胶凝体系的工作性能,力学性能可以达到42.5R普通硅酸盐水泥。

ZHONG等^[14]研究发现采用改性水玻璃激发矿渣-钢渣胶凝体系,主要水化产物为C-(A)-S-H凝胶和沸石相,在钢渣质量分数为40%时,胶凝体系的干燥收缩率与普通硅酸盐水泥相当。ZHOU等^[15]的研究也表明使用改性水玻璃作为碱性激发剂活化钢渣时,加入矿渣能够细化材料的孔隙结构,并在C-(A)-S-H凝胶中生成更多的硅氧硅(Si—O—Si)键,从而提高胶凝材料的抗压强度。另一方面,在碱激发胶凝材料的各种碱性激发剂中,改性水玻璃等强碱激发剂存在安全性较差、碳排放量大等缺点^[16]。因此,为了解决强碱激发剂的不足,复合激发剂的研究逐渐受到研究者重视。YAN等^[17]采用电石渣-芒硝作为复合激发剂,结果表明,二者可以在胶凝体系中生成NaOH和CaSO₄,优化后的胶凝材料抗折强度为6.0 MPa,抗压强度为37.9 MPa。GAO等^[18]采用电石渣-NaCO₃组成碱性激发剂,研究发现掺有8%Na₂CO₃和2.5%电石渣的1d和28d的最大抗压强度分别为21.8 MPa和37.7 MPa。与普通硅酸盐水泥相比,电石渣-NaCO₃激发矿渣水泥的CO₂排放量、能耗和成本分别可降低约94%、87%和20%。杨锦湖等^[19]采用CaO-Na₂CO₃制备碱激发矿渣砂浆,发现当Na₂O质量分数为6.5%时,碱激发矿渣砂浆孔结构更致密,力学性能优于普通硅酸盐水泥砂浆,但自收缩大于普通硅酸盐水泥砂浆。

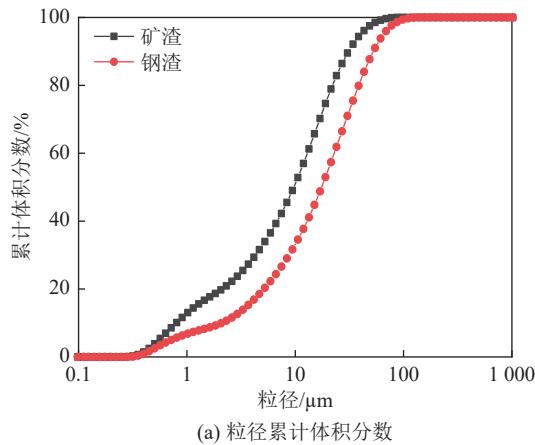
综上所述,目前针对矿渣-钢渣胶凝体系,改性水玻璃等强碱仍是常用的碱性激发剂,矿渣、钢渣在改性水玻璃等强碱作用下相互协同水化,可以制备力学性能和工作性能优异的碱激发胶凝材料。然而,改性水玻璃等强碱激发剂安全性差、碳排放量大等缺点也日益凸显,限制了矿渣-钢渣碱激发胶凝材料的使用。因此,使用更加安全、环保的石灰-碳酸钠复合激发剂更有利矿渣-钢渣胶凝体系的推广使用。然而,矿渣-钢渣胶凝体系在石灰-碳酸钠

复合激发剂作用下的宏观性能和微观特性尚缺乏相关研究。因此,为阐明矿渣-钢渣胶凝体系在石灰-碳酸钠复合激发剂作用下的相互协同水化过程,笔者采用石灰-碳酸钠作为复合激发剂对矿渣-钢渣胶凝体系进行活化,制备低碳环保的碱激发胶凝材料。分析矿渣-钢渣胶凝体系在石灰-碳酸钠复合激发剂下的性能,并从水化产物、化学结构等方面探究矿渣-钢渣胶凝体系在石灰-碳酸钠复合激发下的水化特征和微观结构。

1 试验

1.1 原材料

矿渣、钢渣具体成分见表1,粒径分布、XRD如



(a) 粒径累计体积分数

图1所示。石灰和碳酸钠分别为 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 分析纯试剂和无水 Na_2CO_3 分析纯试剂。矿渣取自河北省石家庄市,S95级,乳白色粉末, $D_{50}=9.72 \mu\text{m}$,在XRD图中 $2\theta=25^\circ \sim 35^\circ$ 存在明显“驼峰”,表明矿渣中存在大量潜在的水硬性无定形物质。钢渣取自湖北省武汉市,转炉钢渣,褐色粉末, $D_{50}=17.53 \mu\text{m}$,主要物相由 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 、 C_2S 、 C_3S 、方解石、 RO 相组成。

表1 原材料化学组成

Table 1 Chemical composition of raw materials %

原材料	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	MgO	CaO
钢渣	16.20	4.86	23.45	6.05	42.56
矿渣	34.50	17.70	3.03	7.01	34.00

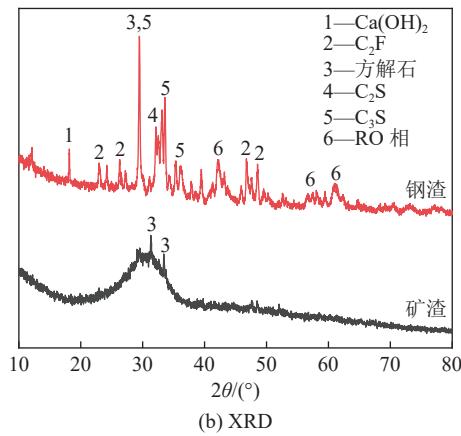


图1 原材料粒径及物相组成

Fig.1 Phase composition and particle size of raw materials

1.2 试件制备

选取石灰/碳酸钠物质的量比1:1组成复合激发剂,复合激发剂采用外掺法加入。将石灰、碳酸钠、矿渣、钢渣按设计配比装入搅拌锅中搅拌3 min (140 r/min)。搅拌均匀后加入水,加水搅拌5 min (140 r/min)后注入40 mm×40 mm×40 mm的三联模具成型。制备完成的试件放入温度(20 ± 2)℃,湿度大于95%的恒温恒湿养护箱中养护24 h脱模。试件脱模后继续在养护箱中进行养护,养护至指定龄期进行抗压强度测试。胶凝体系微观测试采用养护龄期为28 d的试件。首先将养护28 d的试件破碎,然后选取试件中心部位碎块放置于异丙醇中24 h终止水化。终止水化后取出碎块放置于40 ℃烘干箱中24 h烘干。选取边长3~5 mm小块用于SEM、MIP检测,其余碎块使用玛瑙研钵磨细并过200目(0.075 mm)筛,将筛出粉末进行XRD、FTIR、TG-DTG分析。材料配比见表2,操作流程如图2所示。

表2 材料配比

Table 2 Experimental proportions

序号	$m(\text{石灰})/\text{g}$	$m(\text{碳酸钠})/\text{g}$	$m(\text{钢渣})/\text{g}$	$m(\text{矿渣})/\text{g}$	$m(\text{水})/\text{g}$
1	7.4	10.6	108	252	180
2	14.8	21.2	108	252	180
3	22.2	31.8	108	252	180
4	29.6	42.4	108	352	180
5	14.8	21.2	36	324	180
6	14.8	21.2	72	288	180
7	14.8	21.2	144	216	180
8	14.8	21.2	180	180	180

1.3 试验方法

胶凝材料凝结时间参考CB/T 1346—2019《硅酸盐水泥正常稠度需水量、凝结时间及安定性试验方法》,使用维卡仪(ISO)测量胶凝材料的初凝时间和终凝时间。当初凝试针沉至距底板(4 ± 1)mm时,胶

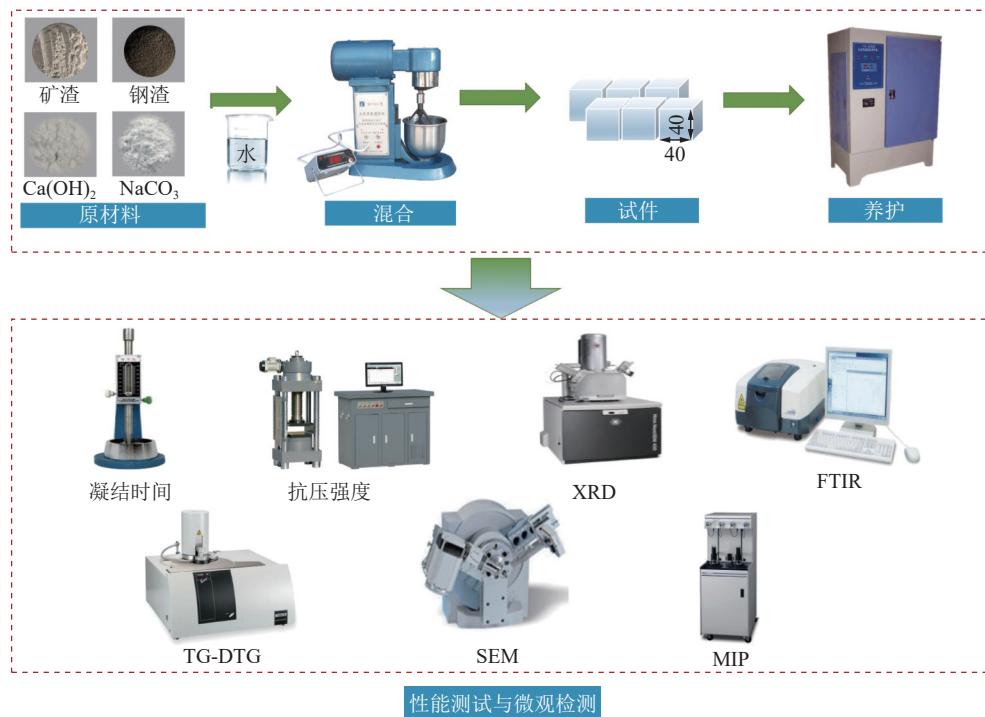


图2 试验流程及性能测试项目

Fig.2 Test procedure and performance measurement items

凝材料达到初凝状态,当终凝试针沉入试样 0.5 mm(即环形附件开始不能在试体上留下痕迹)时,胶凝材料达到终凝状态。胶凝材料抗压强度参考 GB/T 17671—2021《水泥胶砂强度检测方法(ISO 法)》,使用 TSY-2000A 压力机以 2.4 kN/s 加载速率对胶凝材料的抗压强度进行测定,抗压强度测试每组 3 块试件,抗压强度取 3 块试件平均值。微观检测中采用 TAM-AIR 型 8 通道等温量热仪在 20 ℃ 恒温条件下测量胶凝材料在 72 h 内的水化放热。XRD 采用 Rigaku SmartLab SE 对胶凝材料的水化产物进行检测,扫描范围 2θ 为 $5^\circ \sim 90^\circ$, 扫描速率为 $5(^{\circ})/\text{min}$, 利用 JADE 6.5 软件对数据进行分析。FTIR 用于表征胶凝材料的化学结构,型号为 Thermo Fisher Scientific Nicolet iS20, 波数范围为 $400 \sim 4000 \text{ cm}^{-1}$, 分辨率为 4 cm^{-1} 。通过 Netzsch STA 449 F3 对胶凝材料进行热重分析,保护气为氮气,温度测试区间为 $40 \sim 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 测试期间的升温速率为 $10 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 测试期间室内温度恒定为 $20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。采用 ZEISS GeminiSEM 300 的扫描电子显微镜对胶凝材料微观形貌进行观察,扫描电压为 20 kV 。采用 Micromeritics AutoPore V 9620 高性能全自动压汞仪对胶凝材料的孔结构分布进行检测,压汞仪可测试范围为 $0.005 \sim 800 \mu\text{m}$ 。

2 胶凝体系试验结果与分析

2.1 凝结时间

图 3 为石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系在不同复合激发剂掺量和钢渣掺量下的凝结时间测试结果。由图 3a 可知,复合激发剂掺量对胶凝体系的凝结时间影响显著,复合激发剂掺量为 5%、10%、15% 以及 20% 时,胶凝体系的初凝时间分别为 165、80、50、20 min,终凝时间分别为 255、160、120、50 min,胶凝体系的初凝时间和终凝时间随着复合激发剂掺量的增加逐渐缩短。胶凝体系凝结时间在复合激发剂掺量增加时产生这种变化主要是由于复合激发剂掺量增加提高了胶凝体系中的碱性环境,较高的碱性环境提高了水化速率,在相同的时间内胶凝体系生成了更多的水化产物,促进胶凝体系的凝结硬化。然而,当复合激发剂掺量达到 20% 时,胶凝体系会产生速凝现象,不利于胶凝体系的使用和后期力学性能发展。

由图 3b 可知,钢渣掺量为 10%、20%、30%、40%、50% 时胶凝体系的初凝时间分别为 70、80、80、90、90 min,终凝时间分别为 150、155、160、170、180 min,胶凝体系的初凝时间和终凝时间随着钢渣掺量的增加呈延长趋势,但总体差别较小。钢渣掺量 50% 时胶凝体系的初凝时间和终凝时间较钢渣掺量 10% 时仅延长 20 min 和 30 min。现有研究表

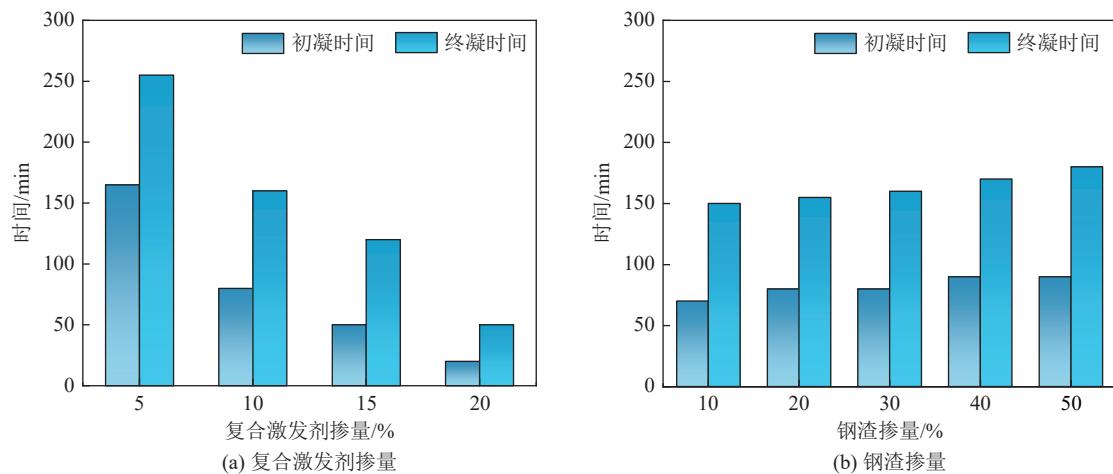


图 3 胶凝体系凝结时间
Fig.3 Setting time of cementitious system

明, 钢渣会抑制普通硅酸盐水泥早期水化过程, 显著延缓水泥基胶凝材料的凝结时间^[20]。但在石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系中, 钢渣掺量小于50%时对胶凝体系的初凝时间和终凝时间影响较小, 钢渣的加入并没有显著抑制胶凝体系的早期水化。胶凝体系凝结时间随着钢渣掺量的增加逐渐延长主要是由于钢渣的胶凝活性较低, 等质量代替矿渣后, 造成胶凝体系中活性硅铝溶出减少, 早期水化速率减缓, 胶凝体系凝结时间延长。

2.2 抗压强度

图4为石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系在复合激发剂和钢渣掺量变化时的抗压强度测试结果。由图4可知, 随着复合激发剂及钢渣掺量的逐渐增加, 胶凝体系的抗压强度呈先上升后下降趋势。由图4a可知, 当复合激发剂掺量在10%和15%时, 胶凝体系的抗压强度3 d分别为22.5、21.1 MPa, 28 d抗压强度分别达到29.2、29.9 MPa, 2

种复合激发剂掺量下胶凝体系抗压强度相近。复合激发剂掺量主要对胶凝体系碱性环境产生影响, 当激发剂掺量较小时, 胶凝体系的水溶液碱性环境较低, 造成胶凝体系水化速率较慢。随着胶凝体系中复合激发剂掺量的逐渐增加, 胶凝体系中碱性环境逐渐增强, 前驱体中释放出更多的Ca²⁺、Si⁴⁺等离子, 生成更多C-(A)-S-H凝胶等水化产物, 胶凝体系抗压强度提高。但当激发剂掺量20%时, 由于复合激发剂掺量过高, 胶凝体系出现速凝现象, 造成胶凝材料装模成型困难, 试件内部水化不均匀, 影响胶凝体系的抗压强度。除此之外, 过高的碱性环境也会对胶凝体系后期水化起到抑制作用, 还会对胶凝体系基体造成损伤, 降低胶凝体系抗压强度, 这与采用改性水玻璃等强碱激发剂作用下的抗压强度变化规律具有相似性^[21-22]。

由图4b可知, 当钢渣掺量为20%, 胶凝体系抗压强度在不同养护龄期下均达到最大, 3 d抗压强度

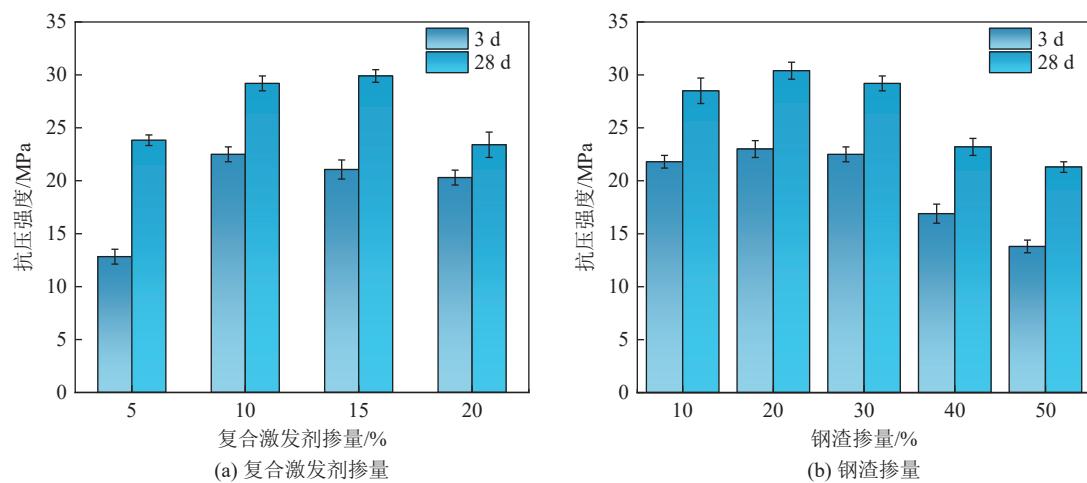


图 4 胶凝体系抗压强度
Fig.4 Compressive strength of cementitious system

达到23.0 MPa, 28 d抗压强度达到30.4 MPa。钢渣掺量20%时, 3 d抗压强度达到28 d抗压强度的75.7%。这表明石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系早期抗压强度较高, 但后期抗压强度增长缓慢。这是由于石灰-碳酸钠复合激发剂为胶凝体系提供了较高的早期碱性环境, 使胶凝体系中的活性硅铝物质在水化早期可以迅速完成解聚-缩聚过程, 胶凝体系在早期水化速率较快。然而, 胶凝体系在解聚-缩聚过程中大量消耗溶液中的 OH^- , 降低了胶凝体系的后期水化速率。除此之外, 胶凝体系在钢

渣掺量在10%~30%时, 3 d和28 d的抗压强度总体相近, 但随着胶凝体系中钢渣掺量的持续增加, 胶凝体系的抗压强度大幅减小, 这是由于钢渣的活性较低, 较大掺量的钢渣减少了矿渣-钢渣胶凝体系中水化产物的生成, 劣化基体, 降低胶凝材料的抗压强度。

3 胶凝体系水化特征

3.1 水化放热

图5为矿渣-钢渣胶凝体系在石灰-碳酸钠复合激发剂作用下的放热速率曲线和累计放热量曲线。

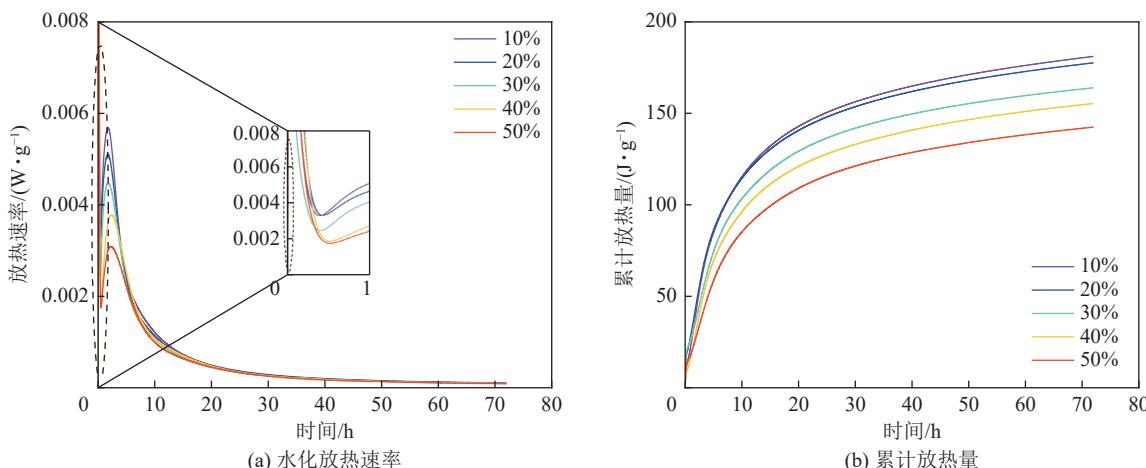


图5 不同钢渣掺量下胶凝体系等温量热曲线

Fig.5 Isothermal calorimetry curves of cementitious system under different steel slag contents

由图5a可知, 不同钢渣掺量下的胶凝体系表现出相似的水化放热过程, 在放热速率曲线中表现出5个阶段: 初始反应期、诱导期、加速期、减速期以及稳定期, 这与普通硅酸盐水泥的水化放热历程相似^[23]。胶凝体系中的诱导期主要为前驱体中矿渣、钢渣在碱性环境中离子不断溶解、积累过程。石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系的诱导期较短, 表明石灰-碳酸钠复合激发剂为胶凝体系提供了较高的碱性环境。当胶凝体系中 Ca^{2+} 和硅铝低聚物的浓度达到足够高时, 胶凝体系的水化放热进入加速期。在加速期, 胶凝体系中逐渐生成C-(A)-S-H凝胶等水化产物, 大量C-(A)-S-H凝胶等水化产物聚集在一起或吸附在未反应的矿渣和钢渣颗粒上, 导致聚合反应速率急剧下降, 即进入减速期^[24]。石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系的初始反应期、诱导期、加速期、减速期在10 h之内完成, 表明胶凝体系总体具有较快的水化速率, 这与胶凝体系凝结时间较短以及早期抗压强度发展迅速相一致。随着钢渣掺量的逐渐增加, 胶凝体系诱导期呈现延长的趋势且加速期最高放热速率逐渐降低, 主要是由于

钢渣活性较低, 在碱性环境中早期水化速率较慢, 放热速率较低。由图5b可知, 钢渣掺量为10%、20%、30%、40%以及50%时的72 h总放热量分别为181.1、177.6、163.9、155.4、142.4 J/g, 钢渣掺量在20%时的总放热量较10%时稍有下降, 但在掺量大于20%时显著降低胶凝体系的总放热量。胶凝体系中的累计碱激发放热量由矿渣的溶解与碱激发产物的生成控制^[25]。随着钢渣掺量的逐渐增加, 胶凝体系加速期峰值放热速率和总放热量逐渐降低, 表明胶凝体系中水化产物生成量逐渐减少。这是由于胶凝体系在水化反应初期主要由矿渣提供活性硅铝溶出, 矿渣掺量的减小, 造成水化产物逐渐减少。由2.2节可知, 胶凝体系钢渣掺量在10%~30%养护龄期3 d时虽然水化产物生成量逐渐减少但胶凝体系的抗压强度并未产生显著变化, 这主要归因于适量钢渣掺入优化了胶凝体系的微观结构, 使胶凝体系在早期具有较为致密的基体结构, 提升了胶凝体系的抗压强度。

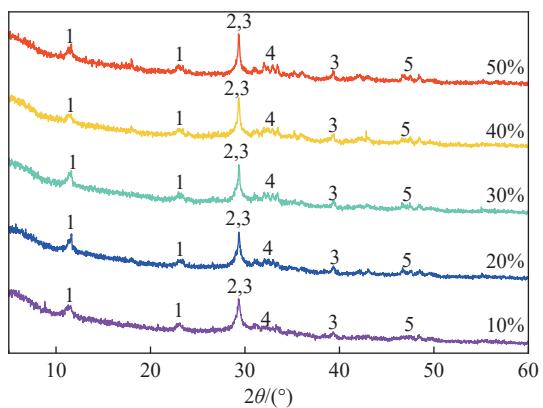
3.2 水化产物

图6为石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体

系的 XRD。由图 6 可以得出, 胶凝体系在不同钢渣掺量下的水化产物相同, 主要为 C-(A)-S-H 凝胶、水滑石、方解石以及胶凝体系中未水化的 C₃S、RO 相。石灰、碳酸钠作为复合激发剂在水溶液中会发生下列平衡反应:



生成易溶于水的 NaOH 和不溶于水的 CaCO₃^[26]。NaOH 的生成可以提升胶凝体系的碱性环境, 进一步促进胶凝体系前驱体中 Ca²⁺、Si⁴⁺、Al³⁺等离子的解聚, 胶凝体系中游离的 Si⁴⁺、Al³⁺等离子与水反应生成 [H₄AlO₄]²⁻、[H₄SiO₄]⁻ 等低聚物, 这些不稳定的低聚物与胶凝体系中的 Ca²⁺重新缩聚形成 C-S-H 凝胶, 胶凝体系中的部分 Al³⁺可能进入 C-S-H 凝胶晶格部分取代 Ca²⁺, 形成 C-A-S-H 凝胶^[27]。C-(A)-S-H 凝胶胶结未水化的矿渣、钢渣颗粒在胶凝体系中形成致密三维网状结构, 在基体中形成骨架, 是胶凝体系力学性能的主要来源。石灰、碳酸钠反应生成的 CaCO₃ 可以充当成核位点, 有效促进早期水化反应生成 C-(A)-S-H 凝胶, 还可以起到填充孔隙的作用, 使基体的孔隙率降低^[19,28]。石灰-碳酸钠复合激发剂中引入的 CO₃²⁻ 离子会与前驱体中的 Mg²⁺、Al³⁺ 等离子反应生成水滑石, 胶凝体系在 2θ=11.5°、23.3° 处显示出水滑石的衍射峰。水滑石是一种 Mg-Al 羟基碳酸盐, 呈层状晶体结构, 由 OH⁻ 层以及 CO₃²⁻ 阴离子和 H₂O 分子组成的中间层组成, 矿渣与钢渣中的 MgO 含量较高(均超过 5%)以及 Na₂CO₃ 中的 CO₃²⁻ 促进了水滑石的形成, 水滑石的形成有利于胶凝体系的抗压强度提升^[29]。除此之外, 胶凝体系中的钢渣在水化后期也会产生 C-S-H 凝胶和 Ca(OH)₂, 对胶凝体系的后期强度发展起到促进作用^[11,30]。



1—水滑石; 2—C-(A)-S-H; 3—方解石; 4—C₃S; 5—RO 相
图 6 胶凝体系 XRD

Fig.6 XRD of cementitious system

3.3 化学结构

图 7 为石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体

系的 FTIR。由图 7 可知, 胶凝体系在不同钢渣掺量下的 FTIR 图具有高度的相似性。3 460 cm⁻¹ 和 1 640 cm⁻¹ 附近的吸收峰主要是 H—O—H 键拉伸振动和弯曲振动, 主要是由胶凝体系中结晶水羟基引起^[31], 表明胶凝体系中生成了大量的 C-(A)-S-H 凝胶和水滑石, 这与 XRD 的分析具有一致性。1 420 cm⁻¹ 附近和 870 cm⁻¹ 附近的谱带吸收峰分别是由 C—O 键的对称拉伸振动和 CO₃²⁻ 的面内弯曲振动引起的, 说明胶凝体系中方解石的生成^[32]。方解石主要是由胶凝体系在水化反应过程中产生以及原材料的带入, 这与 XRD 的分析相互一致。870 cm⁻¹ 处随着钢渣掺量的增加透过率逐渐降低, 表明钢渣的加入提高了胶凝体系中方解石的含量。Si—O—T(T 为 Al 或 Si)不对称拉伸振动峰的主要波段为 950~1 200 cm⁻¹, 因此, 胶凝体系中位于 960 cm⁻¹ 处的振动峰表明胶凝体系中生成了 C-A-S-H 凝胶或者 C-S-H 凝胶^[33]。710 cm⁻¹ 处的振动峰为 Si—O—Si 弯曲振动, 450 cm⁻¹ 附近的振动峰归因于 SiO₄⁴⁻ 的面内和面外弯曲振动, 这 2 处的振动峰表明胶凝体系中生成了凝胶相, 这归因于胶凝体系中生成的 C-(A)-S-H 凝胶^[33]。

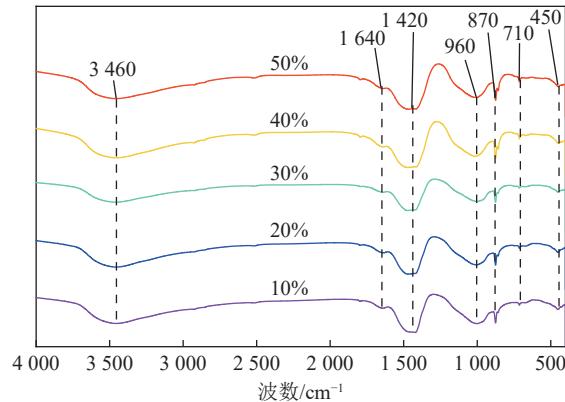


图 7 胶凝体系 FTIR
Fig.7 FTIR of cementitious system

3.4 热重分析

图 8 为石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系的 TG 曲线和 DTG 曲线。在 DTG 曲线上存在 50~200、300~400、400~500、600~800 °C 4 个失重峰。50~200 °C 的失重峰是由胶凝体系中的 C-(A)-S-H 凝胶脱水导致的质量损失^[34], 从 TG 曲线上得到 10%~50% 钢渣掺量下的胶凝体系在 50~200 °C 的失重分别为 6.98%、7.11%、6.87%、6.36%、6.45%。在钢渣掺量 30% 以内时不会对胶凝体系中 C-(A)-S-H 凝胶生成量产生较大影响, 且在钢渣掺量 20% 时, 胶凝体系中的 C-(A)-S-H 凝胶含

量最高,表明适量的钢渣可以促进胶凝体系中的水化反应,使得胶凝体系生成更多的C-(A)-S-H凝胶。这是由于钢渣会在水化后期生成 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 和C-S-H凝胶^[11,30],其中 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 会进一步提高胶凝体系的碱度,弥补早期由于胶凝体系中快速水化对 OH^- 的消耗。另一方面,矿渣的水化反应会消耗胶凝体系中的 OH^- ,矿渣的水化反应会进一步促进钢渣水化反应进行。因此,在钢渣掺量较少时不会对胶凝体系中的C-(A)-S-H凝胶生成量产生较大影响,在一定掺量下还会促进胶凝体系中C-(A)-S-H凝胶的生成。但随着钢渣掺量继续增大,胶凝体系中的C-(A)-S-H凝胶呈现减少趋势,这是由于钢渣水化活性较矿渣小,当钢渣掺量较大时,胶凝体系中溶

出的活性硅铝离子减少,造成C-(A)-S-H凝胶生成量减少,胶凝体系抗压强度下降。 $300\sim400\text{ }^\circ\text{C}$ 为水滑石的失重区间^[19],钢渣掺量10%~50%时胶凝体系的质量损失分别为1.87%,1.94%,1.84%,1.94%,1.81%,钢渣掺量变化并未对胶凝体系中的水滑石生成量产生较大影响。DTG曲线上 $400\sim500\text{ }^\circ\text{C}$ 的失重峰是由于 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 的受热分解^[8-9],说明胶凝体系在养护28 d时仍有未水化的 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 在基体中。DTG曲线上 $600\sim800\text{ }^\circ\text{C}$ 的失重峰是由方解石的受热分解产生^[8-9],在钢渣掺量10%~50%时胶凝体系的失重分别为1.80%、2.25%、2.54%、3.07%以及3.59%,表明胶凝体系中的方解石含量随着钢渣掺量的增加而提高,这与FTIR的分析相一致。

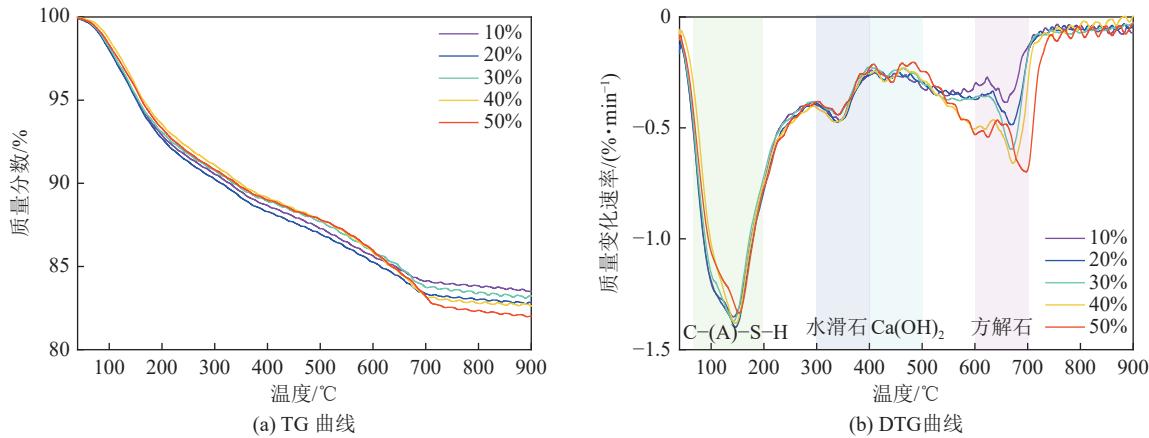


图8 胶凝体系的TG-DTG曲线
Fig.8 TG-DTG curves of cementitious system

3.5 微观形貌

图9为石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系的微观形貌。当钢渣掺量在30%以内时,絮状的C-(A)-S-H凝胶在胶凝体系基体中分布广泛、均匀,胶凝体系基体紧凑致密。结合TG-DTG分析可知,适量的钢渣可以促进胶凝体系中水化反应,提高胶凝体系中C-(A)-S-H凝胶的生成量,进而提高胶凝体系基体的致密性。当钢渣掺量继续增加时,胶凝体系中C-(A)-S-H凝胶结构开始蓬松,大量的水化产物分散在基体表面,基体开始出现微裂缝,胶凝体系基体逐渐劣化,宏观抗压强度逐渐下降。这主要是由于钢渣掺量较高时会减少胶凝体系中的C-(A)-S-H凝胶等水化产物,没有足够的水化产物填充在胶凝体系基体之间进行胶结作用,使胶凝体系的抗压强度降低。不同钢渣掺量时胶凝体系的水化产物进行EDS检测可知,胶凝体系中水化产物主要含有Ca、Si、Al、Mg、Na等元素,推测主要为C-(A)-S-H凝胶和水滑石。在水化产物的EDS中

含有较高含量的Na元素,这主要是由复合激发剂中的碳酸钠带入,这也说明C-(A)-S-H中的 Ca^{2+} 可能被 Na^+ 取代,形成N-(A)-S-H的内部凝胶。胶凝体系中钢渣掺量为10%、20%、30%、40%以及50%时的水化产物钙硅原子比分别为1.2、1.1、0.9、2.0、2.1,钢渣掺量在40%、50%时水化产物的Ca/Si比提高。钙硅原子比较低的C-(A)-S-H凝胶具有更高的弹性模量和硬度,更有利于胶凝体系力学性能的发展^[35]。胶凝体系水化产物中Fe元素的含量随着钢渣掺量的增加呈现增长趋势,表明钢渣中的Fe元素逐渐溶解并参与水化反应过程。已有研究指出,无定形铁相可以参与水化产物的形成^[36-37]。一方面部分 Fe^{2+} 被氧化为 Fe^{3+} ,并以五配位氧的形式融入凝胶相结构中,另一方面,剩余的 Fe^{2+} 以八面体 $\text{Fe}(\text{OH})_2$ 的形式沉积在3层结构中,与凝胶相结合,形成类似层状硅酸盐的结构。Fe元素水化反应过程对胶凝体系微观结构的形成以及力学性能具有积极作用。

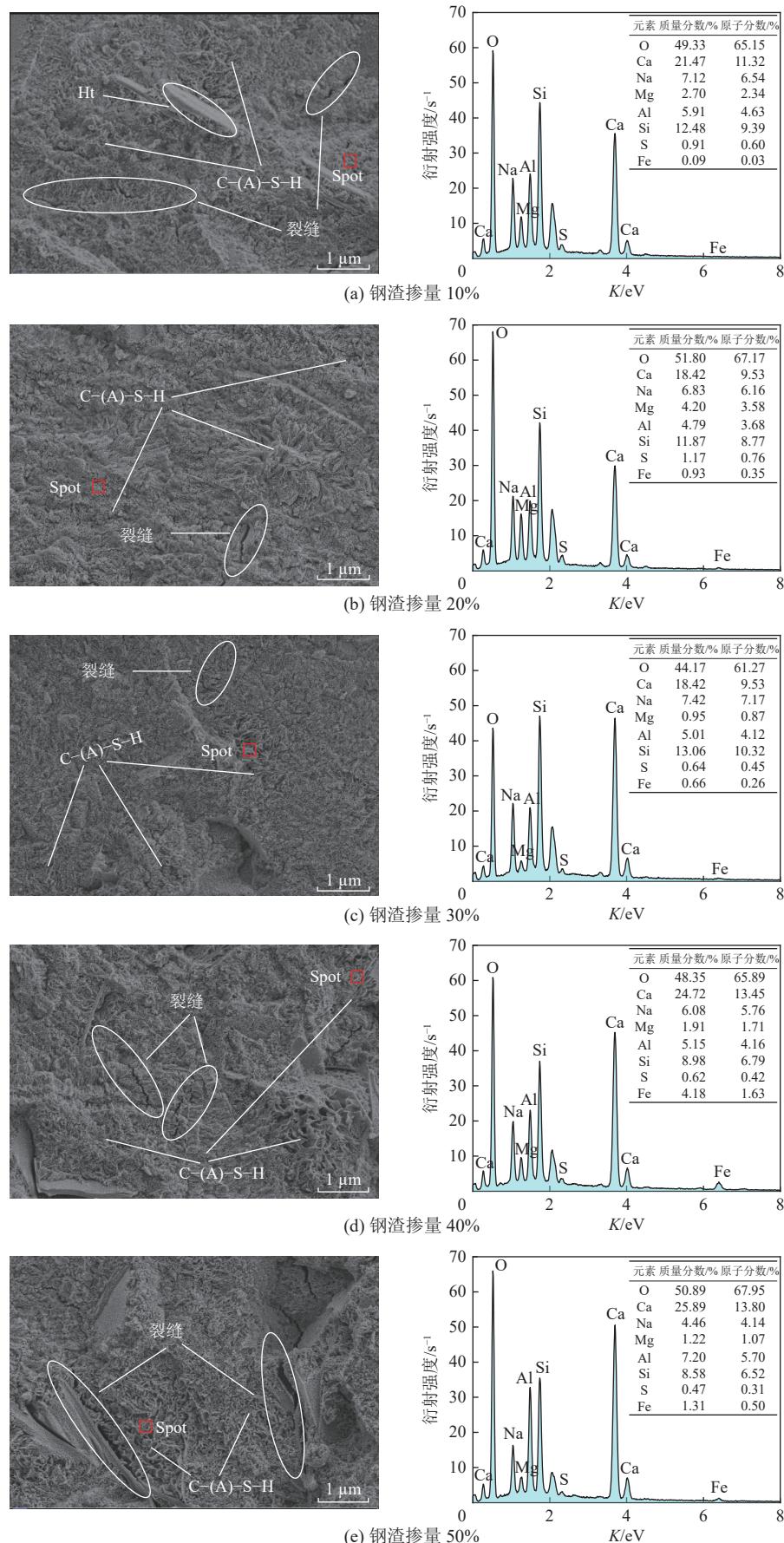


图 9 胶凝体系微观形貌

Fig.9 Microscopic morphology of cementitious systems

3.6 孔结构

图10为石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系的孔结构分布。胶凝体系中孔隙分为4类:无害孔($<20\text{ nm}$)、少害孔(20~50 nm)、有害孔(50~200 nm)和多害孔($>200\text{ nm}$)^[38]。图10a为在钢渣掺量为10%、20%、50%时石灰-碳酸钠复合激发矿渣-钢渣胶凝体系的孔结构分布。在钢渣掺量为10%、20%、50%时胶凝体系的最可几孔径分别为17.13, 13.74, 32.43 nm, 最可几孔径与胶凝体系宏观抗压强度值相符。钢渣掺量20%时, 胶凝体系的最可几孔径较钢渣掺量10%时减小, 表明适量的钢渣可以优化胶凝体系的孔结构, 提升基体的致密程度。钢渣掺量50%时, 胶凝体系的最可几孔径最大, 表明钢渣掺量较大时会劣化胶凝体系的基体, 这与宏观抗压强度和SEM检测结果一致。图10b为样品在28 d时胶凝体系基体的孔径体积分数。胶凝体系中钢渣掺量在10%、20%以及50%时的孔隙率分别为29.8%、30.5%、34.4%, 随着钢渣掺量的增加, 胶凝体系孔隙率呈增大趋势。胶凝体系钢渣掺量10%时多害孔为7.3%, 钢渣掺量20%时的多害孔为8.2%, 钢渣掺量50%时胶凝体系中的多

害孔占比较高, 达到17.2%。虽然钢渣掺量20%的多害孔占比较钢渣掺量10%时略有增加, 但钢渣掺量20%时的有害孔和少害孔较钢渣掺量10%大幅减少, 无害孔比例增加。因此, 在石灰-碳酸钠复合激发胶凝体系中采用适量钢渣代替矿渣可以优化胶凝体系基体的孔结构, 提高胶凝体系中无害孔的占比。然而, 当钢渣掺量较高时, 会大幅增加基体中的多害孔的占比, 并减少胶凝体系中无害孔占比。

4 结 论

1)胶凝体系终凝时间在255 min以内, 钢渣掺量在50%以内时不会显著延长胶凝体系的凝结时间。胶凝体系中复合激发剂最佳掺量为10%~15%, 钢渣最佳掺量为20%, 3、28 d抗压强度分别达到23.0、30.4 MPa。胶凝体系早期主要由矿渣溶出活性硅铝相聚合成水化产物, 水化速率较快, 但后期力学性能发展缓慢。

2)胶凝体系中钢渣掺量增加会减缓胶凝体系的水化放热速率并降低总放热量。胶凝体系中钢渣在水化早期主要为填充作用, 水化后期钢渣中Ca、Fe等元素逐渐溶出参与水化。随着钢渣掺量的增加胶凝体系水化产物中Ca/Si原子比提高, 凝胶相中聚合的Fe元素含量逐渐增加。胶凝体系中前驱体的Mg、Al、Ca元素以及复合激发剂中碳酸盐促进了水滑石和方解石的生成。

3)胶凝体系中钢渣在水化后期提供OH⁻, 促进胶凝体系的水化反应进行, 钢渣掺量20%时胶凝体系中C-(A)-S-H凝胶的生成量最高。适量钢渣可以优化基体中的孔结构分布, 使无害孔和少害孔的占比增加, 胶凝体系基体更加致密, 提高胶凝体系抗压强度。然而, 钢渣掺量40%以上时会减少C-(A)-S-H凝胶生成量, 增加基体中多害孔占比, 基体产生微裂缝, 降低胶凝体系的抗压强度。

参考文献(References):

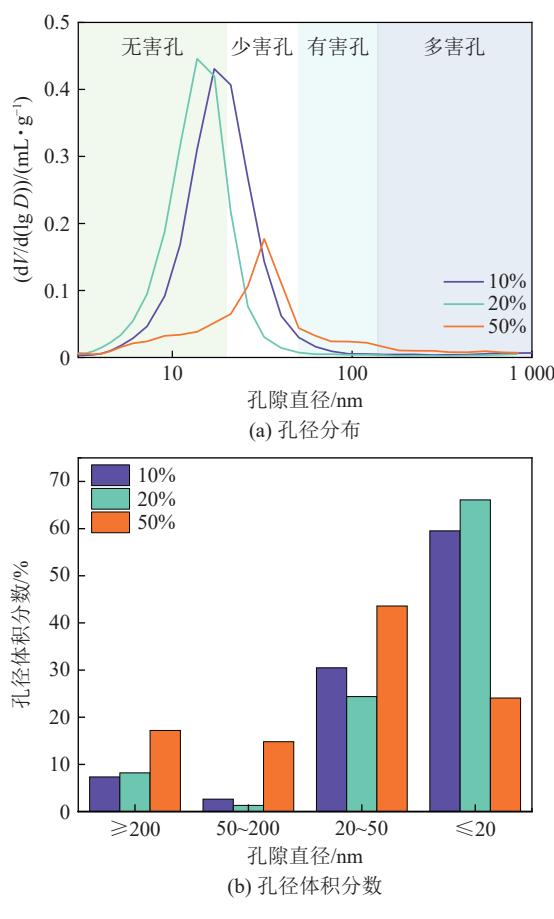


图10 胶凝体系孔结构特征

Fig.10 Pore structure of cementitious system

- [1] 徐先杰, 朱志敬, 王孟, 等. 固体NaOH/Na₂SiO₃激发矿粉/粉煤灰-炉渣基注浆材料性能研究[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2024, 55(2): 628~637.
XU Xianjie, ZHU Zhijing, WANG Meng, et al. Study on properties of solid NaOH/Na₂SiO₃ activated slag/fly ashbottom ash based grouting material[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2024, 55(2): 628~637.
- [2] 郑文忠, 邹梦娜, 王英. 碱激发胶凝材料研究进展[J]. 建筑结构学报, 2019, 40(1): 28~39.
ZHENG Wenzhong, ZOU Mengna, WANG Ying. Literature review of alkali-activated cementitious materials[J]. Journal of

- Building Structures, 2019, 40(1): 28–39.
- [3] CHEN K L, LIU Q, CHEN B, et al. Effect of raw materials on the performance of 3D printing geopolymers: A review[J]. *Journal of Building Engineering*, 2024, 84: 108501.
- [4] XU J Q, CHEN P. Synergistic effect of iron tailings, steel slag and red mud cementitious materials on mechanical and microstructure properties[J]. *Journal of Building Engineering*, 2024, 95: 110131.
- [5] LIU S L, WANG Y M, WU A X, et al. Study on the performance of alkali-activated phosphorus slag cemented paste backfill material: Effect of activator type and amount[J]. *Construction and Building Materials*, 2024, 425: 136036.
- [6] WANG J X, LYU X J, WANG L Y, et al. Influence of the combination of calcium oxide and sodium carbonate on the hydration reactivity of alkali-activated slag binders[J]. *Journal of Cleaner Production*, 2018, 171: 622–629.
- [7] MOBILI A, BLASI E, MAQBOOL Q, et al. Copper mine tailings and metakaolin as precursors for sustainable alkali-activated mortars[J]. *Journal of Building Engineering*, 2025, 103: 112134.
- [8] 张少峰,牛荻涛,罗大明,等.激发剂对钢渣水泥的活化及作用机理[J].哈尔滨工业大学学报,2024,56(1):165–172.
ZHANG Shaofeng, NIU Ditao, LUO Daming, et al. Activation of activator on steel slag-cement and its hydration mechanism[J]. Journal of Harbin Institute of Technology, 2024, 56(1): 165–172.
- [9] 刘淑贤,苏严,杨敏,等.钢渣:矿渣复合胶凝材料的制备及胶凝活性激发试验研究[J].金属矿山,2022(11):252–258.
LIU Shuxian, SU Yan, YANG Min, et al. Experimental study on preparation of the steel slag and slag composite cementitious material and its gelling activity inspiration[J]. Metal Mine, 2022(11): 252–258.
- [10] 南雪丽,杨旭,张宇,等.钢渣-矿渣基胶凝材料的协同水化机理[J].建筑材料学报,2024,27(4):366–374.
NAN Xueli, YANG Xu, ZHANG Yu, et al. Synergistic hydration mechanism of steel slag-slag based cementitious material[J]. Journal of Building Materials, 2024, 27(4): 366–374.
- [11] ZHAO J H, LI Z H, WANG D M, et al. Hydration superposition effect and mechanism of steel slag powder and granulated blast furnace slag powder[J]. *Construction and Building Materials*, 2023, 366: 130101.
- [12] 彭小芹,刘朝,李三,等.碱激发钢渣矿渣胶凝材料凝结硬化性能研究[J].湖南大学学报(自然科学版),2015,42(6):47–52.
PENG Xiaoqin, LIU Chao, LI San, et al. Research on the setting and hardening performance of alkali-activated steel slag-slag based cementitious materials[J]. Journal of Hunan University (Natural Sciences), 2015, 42(6): 47–52.
- [13] GHORBANI S, STEFANINI L, SUN Y B, et al. Characterisation of alkali-activated stainless steel slag and blast-furnace slag cements[J]. *Cement and Concrete Composites*, 2023, 143: 105230.
- [14] ZHONG J X, CAO L Y, LI M, et al. Mechanical properties and durability of alkali-activated steel slag–blastfurnace slag cement[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2023, 30(7): 1342–1355.
- [15] ZHOU Y Q, SUN J W, LIAO Y W. Influence of ground granulated blast furnace slag on the early hydration and microstructure of alkali-activated converter steel slag binder[J]. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2022, 147: 243–252.
- [16] SUN X G, LIU J, QIU J P, et al. Alkali activation of blast furnace slag using a carbonate-calcium carbide residue alkaline mixture to prepare cemented paste backfill[J]. *Construction and Building Materials*, 2022, 320: 126234.
- [17] YAN S J, PAN D W, DAN J M, et al. Calcium carbide residue and Glauber's salt as composite activators for fly ash-based geopolymers[J]. *Cement and Concrete Composites*, 2023, 140: 105081.
- [18] GAO X, YAO X, YANG T, et al. Calcium carbide residue as auxiliary activator for one-part sodium carbonate-activated slag cements: Compressive strength, phase assemblage and environmental benefits[J]. *Construction and Building Materials*, 2021, 308: 125015.
- [19] 杨锦湖,林添琦,张检梅,等.氧化钙-碳酸钠复合激发矿渣砂浆的自收缩机制[J].哈尔滨工业大学学报,2024,56(2):86–94.
YANG Jinhu, LIN Tianqi, ZHANG Jianmei, et al. Mechanism of autogenous shrinkage of hybrid calcium oxide and sodium carbonate-activated slag mortars[J]. Journal of Harbin Institute of Technology, 2024, 56(2): 86–94.
- [20] ZHUANG S Y, WANG Q. Inhibition mechanisms of steel slag on the early-age hydration of cement[J]. *Cement and Concrete Research*, 2021, 140: 106283.
- [21] COFFETTI D, CANDAMANO S, CREA F, et al. On the role of alkali content on one-part alkali activated slag pastes produced with tri-blend solid activators[J]. *Construction and Building Materials*, 2023, 409: 133868.
- [22] ZHANG B Y, MA Z Y, YAN J H, et al. Effects of fly ash vitrified slag (FVS) dosage and alkali content on the reaction of alkali-activated material (AAM)[J]. *Materials Today Communications*, 2025, 46: 112507.
- [23] 万小梅,车雪萍,朱亚光,等.再生混凝土微粉在碱激发胶材体系中的作用效应研究[J].材料导报,2023,37(19):114–120.
WAN Xiaomei, CHE Xueping, ZHU Yaguang, et al. Investigation on the effect of recycled concrete powder in alkali-activated cementitious materials[J]. Materials Reports, 2023, 37(19): 114–120.
- [24] 高英力,孟浩,万红伟,等.电石渣碱激发矿渣/粉煤灰胶凝材料性能及微结构[J].中南大学学报(自然科学版),2023,54(5):1739–1747.
GAO Yingli, MENG Hao, WAN Hongwei, et al. Properties and microstructure of alkali-activated cementitious materials prepared with carbide slag-slag-fly ash solid waste[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2023, 54(5): 1739–1747.
- [25] 张兆瑞,金祖权,李宁.水胶比对碱激发矿渣早期反应动力学的影响[J].建筑材料学报,2024,27(12):1159–1168.
ZHANG Zhaorui, JIN Zuquan, LI Ning. Effect of water-binder ratio on early reaction kinetics of alkali-activated slag[J]. Journal of Building Materials, 2024, 27(12): 1159–1168.
- [26] ZHAO Y Q, GU X W, XU X C, et al. Using calcium carbide residue to prepare ecological alkali activated slag composites: Ef-

- fect of anion type[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(15): 25092–25104.
- [27] SHI Y X, ZHAO Q X, XUE C H, et al. Preparation and curing method of red mud-calcium carbide slag synergistically activated fly ash-ground granulated blast furnace slag based eco-friendly geopolymers[J]. *Cement and Concrete Composites*, 2023, 139: 104999.
- [28] BURCIAGA-DÍAZ O, BETANCOURT-CASTILLO I E, MONTES-ESCOBEDO M E, et al. One-part pastes and mortars of CaO-Na₂CO₃ activated blast furnace slag: Microstructural evolution, cost and CO₂ emissions[J]. *Construction and Building Materials*, 2023, 368: 130431.
- [29] MACHNER A, ZAJAC M, BEN HAHA M, et al. Limitations of the hydrotalcite formation in Portland composite cement pastes containing dolomite and metakaolin[J]. *Cement and Concrete Research*, 2018, 105: 1–17.
- [30] GU X W, WANG H Y, ZHU Z G, et al. Synergistic effect and mechanism of lithium slag on mechanical properties and microstructure of steel slag-cement system[J]. *Construction and Building Materials*, 2023, 396: 131768.
- [31] FENG D L, WANG J, WANG Y X, et al. Experimental study on solidification/stabilisation of high-salt sludge by alkali-activated GGBS and MSWI bottom ash cementitious materials[J]. *Case Studies in Construction Materials*, 2023, 19: e02417.
- [32] ZHANG W Y, WANG S, DUAN X H, et al. Mechanical properties, durability and microstructure of cementitious materials with low-calcium circulating fluidized bed fly ash[J]. *Construction and Building Materials*, 2023, 369: 130394.
- [33] PENG D D, WANG Y G, LIU X M, et al. Preparation, character-
ization, and application of an eco-friendly sand-fixing material largely utilizing coal-based solid waste[J]. *Journal of Hazardous Materials*, 2019, 373: 294–302.
- [34] 张艳佳, 汤畅, 刘生玉, 等. 精炼渣基矿山充填胶凝材料制备及水化机理[J]. 金属矿山, 2022(6): 230–236.
- ZHANG Yanjia, TANG Chang, LIU Shengyu, et al. Preparation and hydration mechanism of refining slag-based mine filling cementitious material[J]. Metal Mine, 2022(6): 230–236.
- [35] WANG S Y, GU X W, GE X W, et al. Re-utilization of Ca-based and Na-based desulfurization by-product as alternative sulfate activator in supersulfated cement system: Mineral transformation and reaction mechanism[J]. *Construction and Building Materials*, 2025, 472: 140838.
- [36] XU R S, LIU W Y, WANG A G, et al. Strength development, phase evolution, microstructure change and environmental leaching behavior of alkali-activated copper slag[J]. *Construction and Building Materials*, 2025, 473: 141037.
- [37] PONOMAR V, OHENOJA K, ILLIKAINEN M. Optimizing activating solution and environmental leaching characteristics of Fe-rich alkali-activated Zn slag[J]. *Journal of Hazardous Materials*, 2023, 445: 130575.
- [38] 韩志园, 杨鹰, 孟维琦, 等. 钼尾矿粉对砂浆强度和微结构影响的试验研究[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2024, 55(11): 4236–4248.
- HAN Zhiyuan, YANG Ying, MENG Weiqi, et al. Experimental study on effect of molybdenum tailings powder on strength and microstructure of mortar[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2024, 55(11): 4236–4248.