

早期二氧化碳养护水泥净浆的抗压强度变化和后续水化机理

宋百姓^{1,3,4}, 史才军²

(1. 南华大学土木工程学院, 高性能特种混凝土湖南省重点实验室, 湖南 衡阳 421001, 中国;
2. 湖南大学土木工程学院, 长沙 410082, 中国; 3. 新加坡国立大学土木与环境工程系, 肯特岗 117576, 新加坡;
4. 中国核工业建设集团公司高性能混凝土重点实验室, 湖南 衡阳 421001, 中国)

摘 要: 通过测定早期二氧化碳(CO₂)养护水泥净浆孔溶液的 pH 值与抗压强度, 结合 X 射线衍射、热重-微分热重、傅里叶变换红外光谱、扫描电子显微镜和压汞等技术分析 CO₂ 养护水泥净浆的后续水化度、物相演变及微观结构, 并与水养水泥净浆对比, 研究了早期 CO₂ 养护水泥净浆的后续水化特性和抗压强度演变。结果表明: 在后续水养过程中, 早期 CO₂ 养护水泥净浆的主要反应包括未碳化水泥颗粒的水化及硅胶、富钙硅胶与氢氧化钙的反应; 早期 CO₂ 养护水泥净浆的后续水化度低于水养对照组, 且后续水化度随水灰比的增大呈下降趋势; 早期 CO₂ 养护水泥净浆的抗压强度随后续养护龄期的延长持续增长, 但其后期强度增长率随水灰比增大而减小。

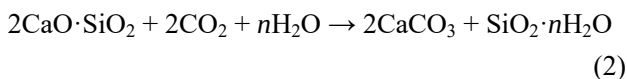
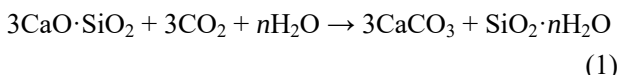
关键词: 二氧化碳养护; 抗压强度; 后续水化; 微观结构; 物相演变

中图分类号: TQ172 **文献标志码:** A **文章编号:** 0454-5648(2025)11-3179-11

网络出版时间: 2025-09-23



早期 CO₂ 养护是指将新成型的水泥基材料(通常在成型后 24 h 内)暴露在 CO₂ 浓度较高的环境下而凝结硬化的过程。该养护技术可提高水泥基材料的早期强度并吸收 CO₂, 被认为是一种具有广阔应用前景的绿色建材养护技术^[1]。在 CO₂ 养护过程中, 硅酸钙主要发生碳化反应(如式(1)和式(2)所示)^[2]。此外, CO₂ 养护前生成的少量水化产物(如水化硅酸钙(C-S-H)和氢氧化钙(Ca(OH)₂))也可与 CO₂ 反应生成碳酸钙(CaCO₃)和硅胶(SiO₂·nH₂O)。由于硅酸钙的碳化速率远高于其水化速率, 且碳化产物的摩尔体积比水化产物更大^[3], 早期 CO₂ 养护显著提高了水泥基材料的早期强度。例如, Shi 等^[4]发现, 经 CO₂ 养护 2~4 h 的混凝土砌块与蒸汽养护 20 h 的混凝土砌块抗压强度相当, 但前者的体积稳定性更好。



CO₂ 养护通常持续数小时到数天不等, 养护结束后仍有大量未碳化水泥颗粒残留在水泥基体中。这些水泥颗粒与水接触后可继续水化, 水化产物填充在孔隙中, 进一步降低水泥基体的孔隙率并优化孔径分布。因此, 早期 CO₂ 养护水泥基材料的后期强度演变和长期耐久性与其后续水化密切相关, 已引起了研究者的关注。Rostami 等^[5]的研究表明, 喷洒补水促进了 CO₂ 养护混凝土砌块的后续水化, 并提高了其 28 d 抗压强度。Zhang 等^[6]和 Li 等^[7]指出, 碳化产物 CaCO₃ 可为 C-S-H 的形成提供成核点, 促进水泥颗粒后续水化。Lu 等^[8]也发现碳化生成的方解石促进了 C₃S 水化。

然而, 也有研究表明, 早期 CO₂ 养护可能抑制未反应水泥颗粒后续水化, 导致其后期强度下降^[9-10]。当前, 关于 CO₂ 养护水泥基体的后续水化特性尚未形成一致的结论, 部分研究结果甚至互相矛盾。因此, 通过宏观力学实验与微观表征技术, 探究了早期 CO₂ 养护水泥净浆的后续水化特性与抗压强度演变规律及其机制。

收稿日期: 2025-04-10。 修订日期: 2025-04-26。

基金项目: 湖南省自然科学基金资助项目(2024JJ5333); 湖南省教育厅优秀青年项目(22B0443)。

第一作者: 宋百姓(1987—), 男, 博士, 讲师。

通信作者: 史才军(1963—), 男, 博士, 教授。

Received date: 2025-04-10. Revised date: 2025-04-26.

First author: SONG Baixing (1987—), male, Ph.D., Lecturer.

E-mail: songbaixing123@163.com

Correspondent author: SHI Caijun (1963—), male, Ph.D., Professor.

E-mail: cshi@hnu.edu.cn

1 实验

1.1 原材料与配合比

水泥为 P·I 42.5 级混凝土外加剂性能检验 (GB8076—2008) 专用基准水泥, 其化学组成如表 1 所示。拌合用水为去离子水。净浆的水灰比为 0.3、0.4 和 0.5。

表 1 水泥的化学组成

Table 1 Chemical compositions of Portland cement

CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	MgO	f-CaO	K ₂ O	SO ₃	LOI
64.02	20.94	4.85	3.44	1.70	0.50	0.50	1.88	1.88

w is mass fraction.

1.2 成型与养护

按照配比称取水泥与去离子水, 倒入搅拌锅并安置在行星式搅拌机上搅拌均匀; 然后倒入边长为 20 mm 的立方体不锈钢试模中, 并用刮刀抹平(水灰比为 0.3 的水泥净浆抹平前在砂浆振实台上振捣 10 s)。抹平后的净浆放入温度为 $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$ 和相对湿度为 $60\% \pm 5\%$ 的室内, 并在表面覆盖 1 层薄膜。将净浆分成 2 组: 第 1 组在浇筑后约 6~8 h 拆模(水灰比为 0.3、0.4 和 0.5 的净浆分别记为 C3、C4 和 C5); 第 2 组 24 h 后拆模(分别相应地记为 N3、N4 和 N5)。

为提高 CO₂ 养护效率, 拆模后将第 1 组试块放入温度为 $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$ 和相对湿度为 $60\% \pm 5\%$ 的室内, 并用风速约为 1 m/s 的电风扇将试块吹干至每小时的质量变化小于 1%。预处理结束后, 将试块放入密封的不锈钢桶中[通入 CO₂ 前, 桶内温度为 $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$]进行 CO₂ 养护, 详细的步骤如下: 1) 用真空泵将不锈钢桶内的空气抽出, 直至桶内压力约为 0.05 MPa; 2) 通入纯度大于 99.90% 的 CO₂ 气体至桶内压力为 0.35 MPa, 并连续补充消耗的气体, 使桶内压力在养护过程中保持不变。在不锈钢桶内养护 24 h 后, 参照 GB/T50081—2019《混凝土物理力学性能试验方法标准》, 将试块放入 $(20 \pm 1)^\circ\text{C}$ 的饱和石灰水中继续养护至目标龄期。第 2 组在拆模后即放入 $(20 \pm 1)^\circ\text{C}$ 的饱和石灰水中养护至目标龄期。

1.3 表征方法

1.3.1 碳化深度和 CO₂ 吸收量测定 CO₂ 养护结束后, 沿立方体中部切开, 喷洒质量分数为 1% 的酒精酚酞指示剂, 根据颜色变化测定碳化深度。在 0~5 mm 和 5~10 mm 处各取 1 小块净浆, 进行热分

析。文献[11]表明, CaCO₃ 在 550~950 °C 之间分解, 则根据 550~950 °C 的质量差可估算水泥净浆的 CO₂ 吸收量, 见式(3)^[12],

$$\alpha = \frac{m_{550^\circ\text{C}} - m_{950^\circ\text{C}}}{m_{950^\circ\text{C}}} \times 100\% \quad (3)$$

式中: $m_{550^\circ\text{C}}$ 和 $m_{950^\circ\text{C}}$ 分别为净浆在 550 °C 与 950 °C 时的质量(mg), α 为净浆的 CO₂ 吸收量, 取 0~5 mm 和 5~10 mm 处的平均值为试块的 CO₂ 吸收量。

1.3.2 抗压强度测定 在 CO₂ 养护结束(2 d)和在饱和石灰水中养护至 28 d 与 90 d 后, 采用位移控制 (0.1 mm/s) 测定水泥净浆的抗压强度, 取 3 个试块的平均值为代表值。

1.3.3 孔溶液的获取与 pH 值测定 采用压滤法获取水泥净浆孔溶液, 将粒径约为 2 mm 的饱水净浆装入压滤试模中。然后将试模放在压力机上, 以 5 kN/s 的速率加载至 800 kN, 恒定 5 min 后卸载; 然后再重复 1 次上述步骤。为防止空气中的 CO₂ 影响孔溶液的 pH 值, 在加载的过程中, 将试模中的空气抽入 NaOH 溶液中。在压滤过程中, 通过底座上的孔和与它相连的塑料小管将孔溶液收集在 1 个密封的塑料瓶中。获得孔溶液后马上用 pH 计测定其 pH 值。

1.3.4 物相分析和结合水含量测定 养护至目标龄期后, 用金刚石切割机沿着试块中部将试块切开, 再沿着平行于上述切割面的方向在 0~5 mm 和 5~10 mm 处各切取一块厚度约为 3 mm 的薄片; 在水养对比样品的中部取一小块样品, 放入无水乙醇中浸泡 3 d 以终止水化。然后, 放入 $(50 \pm 2)^\circ\text{C}$ 的真空干燥箱中干燥至恒重, 再放入真空干燥器中冷却至室温备用。取干燥好的整片水泥净浆研磨至粒径小于 45 μm 的粉末。用铜靶 Samrt-Lab X 射线衍射 (XRD) 仪分析水泥净浆的结晶相。射线扫描范围为 $5^\circ \sim 60^\circ$, 步长为 0.02° , 速率为 $5^\circ/\text{min}$ 。采用 Bucks HP9 2FX 型傅里叶变换红外光谱仪进行傅里叶变换红外光谱 (FTIR) 分析。约取 1 mg 净浆样品和 100 mg 光谱级 KBr 在玛瑙研钵中研磨均匀, 然后取适量的样品在压片机上压制成片状样品。片状样品放入红外光谱仪进行 FTIR 分析, 扫描范围为 $400 \sim 4000 \text{ cm}^{-1}$, 每个样品扫描 32 次。用 PerkinElmer 公司产的 STA800 型同步热分析仪进行热重和微分热重分析 (TG-DTG), 升温速率为 $10^\circ\text{C}/\text{min}$, 升温范围为 $50 \sim 1000^\circ\text{C}$, 保护气体为氮气。根据获得的 TG-DTG 曲线, 采用式(4)估算水泥净浆中 C-S-H 和水化铝酸钙的含量^[11]。

$$\text{Water loss} = \frac{m_{105\text{ }^{\circ}\text{C}} - m_{400\text{ }^{\circ}\text{C}}}{m_{950\text{ }^{\circ}\text{C}}} \times 100\% \quad (4)$$

式中: $m_{105\text{ }^{\circ}\text{C}}$ 、 $m_{400\text{ }^{\circ}\text{C}}$ 和 $m_{950\text{ }^{\circ}\text{C}}$ 分别为水泥净浆在 105、400 $^{\circ}\text{C}$ 和 950 $^{\circ}\text{C}$ 时的质量(mg)。

1.3.5 扫描电子显微镜(SEM) 在距表面约 3 mm 取 1 小块净浆碎片, 放入无水乙醇中浸泡 3 d; 然后, 在 $(50 \pm 2)^{\circ}\text{C}$ 的真空干燥箱中干燥备用。实验前先对净浆样品表面喷金处理, 以提高样品的导电性。采用德国蔡司 MERLIN Compact 超高分辨率场发射扫描电子显微镜获取净浆的二次电子图像, 采用的电压为 10 kV。

1.3.6 孔隙率与孔径分布 在目标龄期, 将边长约为 5 mm 的净浆立方体放入无水乙醇中浸泡 3 d;

然后, 在 $(50 \pm 2)^{\circ}\text{C}$ 的真空干燥箱中干燥至质量恒定。采用 IV 9500 全自动压汞仪测定净浆的孔隙率与孔径分布。

2 结果与讨论

2.1 水泥净浆的碳化特性

由图 1 可知, 净浆的碳化深度随水灰比的增大而增大。当水灰比为 0.3 时, 立方体的核心区域(约 5~10 mm)呈紫色; 当水灰比为 0.4 时, 仅在核心区域观察到少许淡紫色; 当水灰比为 0.5 时, 未观察到颜色变化。Wang 等^[13]的研究也表明, CO_2 养护水泥净浆的碳化深度随水灰比的增大而增大, 其原因是水灰比越大, 碳化前的净浆试块越酥松多孔, 有利于 CO_2 气体向试块内部渗透。

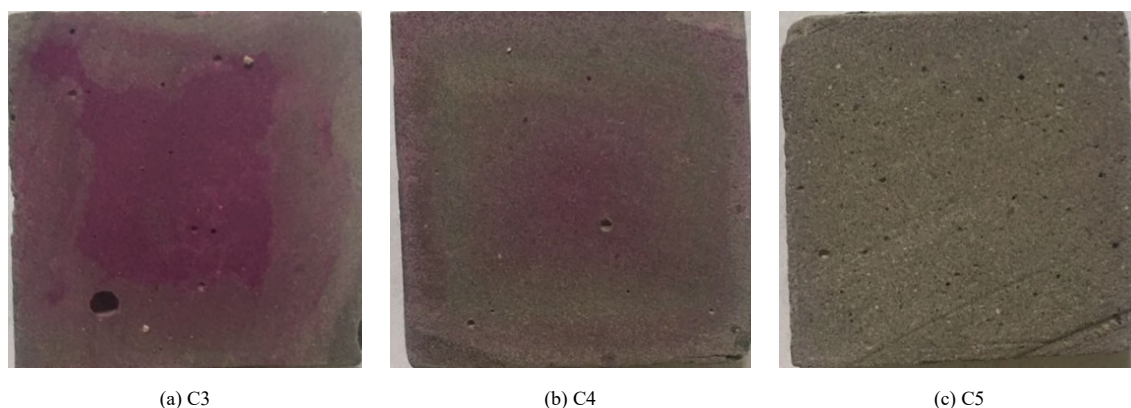


图 1 CO_2 养护水泥净浆喷酚酞指示剂后的光学照片

Fig. 1 Optical images of cement paste sprayed with phenolphthalein indicator after CO_2 curing

CO_2 养护结束后(2 d)的水泥净浆 TG-DTG 曲线如图 2 所示。在早期 CO_2 养护水泥净浆的 DTG 曲线上, 分别在 100 $^{\circ}\text{C}$ 和 780 $^{\circ}\text{C}$ 附近观察到 2 个明显的质量损失峰, 分别对应 $\text{C-S-H/Si}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 的脱水和 CaCO_3 分解。值得注意的是, C3-core(0~5 mm)的 DTG 曲线在 450 $^{\circ}\text{C}$ 附近有明显的 Ca(OH)_2 分解峰而其余样品的 DTG 曲线无明显的 Ca(OH)_2 分解峰, 表明水灰比为 0.3 的水泥净浆核心区仍有大量未碳化的 Ca(OH)_2 而其余样品中残留 Ca(OH)_2 的含量很少, 与图 1 的结果一致。水养水泥净浆的 DTG 曲线在 700 $^{\circ}\text{C}$ 附近有微弱的分解峰, 它是由样品准备过程中碳化生成的 CaCO_3 分解引起的。此外, 与 CO_2 养护组相比, 水养组的 CaCO_3 分解温度较低。文献[14]表明, CaCO_3 的热分解温度随其结晶度的提高而升高。因此, 上述现象表明, 早期 CO_2 养护生成的 CaCO_3 结晶度显著高于自然碳化产物。

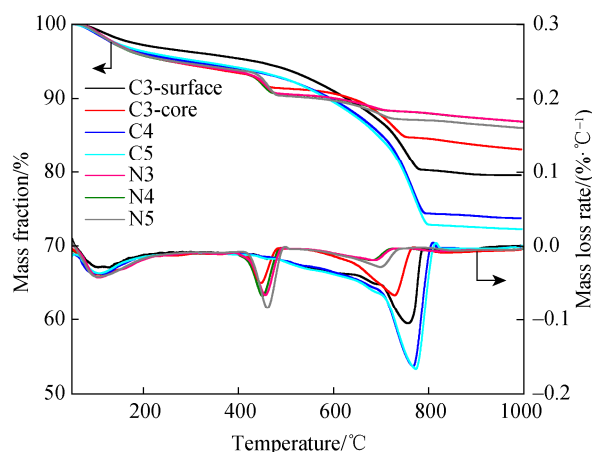


图 2 龄期为 2 d 的水泥净浆热重和微分热重曲线

Fig. 2 TG-DTG curves of cement paste with curing ages of 2 d

根据 TG-DTG 曲线估算的 CO_2 吸收量如表 2 所示。由于 C4 和 C5 表面和核心区域的碳化梯度很小, 可忽略不计, 表中仅列了平均值; 而 C3 的表

面与核心区域存在明显的碳化梯度, 因此不同区域的值和平均值均列在了表中。由表 2 可知, 净浆试块的平均 CO₂ 吸收量为 12.88%~23.63%, 且随水灰比增大而增大。例如, C3 的平均 CO₂ 吸收量为 12.88%, 而 C4 的平均 CO₂ 吸收量为 22.51%, 增幅达 74.76%。由 CO₂ 吸收量与水泥理论最大 CO₂ 吸收量的比值可得到其碳化度(式(5)), 如表 2 最后一列所示。净浆试块的平均碳化度为 25.00%~45.88%, 说明净浆中的硅酸盐熟料未完全碳化。

$$CD = \frac{\alpha}{w_{\max}} \times 100\% \quad (5)$$

式中: CD 为净浆的碳化度, $w_{\max}$ 为水泥的理论最大 CO₂ 吸收量(质量分数); 可根据式(6)计算^[1]。

$$w_{\max} = 0.785(w_{\text{CaO}} - 0.7 w_{\text{SO}_3}) + 1.091 w_{\text{MgO}} + 1.420 w_{\text{Na}_2\text{O}} + 0.935 w_{\text{K}_2\text{O}} \quad (6)$$

式中: w_{CaO} 、 w_{SO_3} 、 w_{MgO} 、 $w_{\text{Na}_2\text{O}}$ 和 $w_{\text{K}_2\text{O}}$ 表示水泥中 CaO、SO₃、MgO、Na₂O 和 K₂O 的质量分数

表 2 水泥净浆的 CO₂ 吸收量和碳化度

Table 2 CO₂ uptake and carbonation degree of cement paste

Water–cement ratio	$\alpha/\%$	CD/%
0.3 surface (0–5 mm)	16.49	32.00
0.3 core (5–10 mm)	9.26	17.98
0.3 average	12.88	25.00
0.4	22.51	43.71
0.5	23.63	45.88

α is CO₂ uptake; CD is carbonation degree.

2.2 水泥净浆的抗压强度

图 3 比较了早期 CO₂ 养护组和水养对照组净浆的抗压强度。由图 3 可见, 早期 CO₂ 养护显著提高了净浆的早期(2 d)抗压强度, 与前人的研究结论一致^[15]。水灰比越大, 水泥净浆早期抗压强度提高越显著。当水灰比为 0.3、0.4 和 0.5 时, 早期 CO₂ 养护净浆的抗压强度较水养对照组分别高 35.03%、93.02%和 142.06%。研究表明^[16], CO₂ 养护水泥基材料的早期强度主要源于熟料颗粒的碳化反应, 其强度提升与 CO₂ 吸收量呈正相关。由表 2 可知, 水灰比越大, 净浆的 CO₂ 吸收量越大, 则抗压强度提升也越显著。

与水养对照组类似, CO₂ 养护净浆在饱和石灰水中继续养护至 28 d 和 90 d 后, 其抗压强度进一步增长, 且仍高与同期水养对照组, 与 Zhang 等^[17]的结果一致。然而, 早期 CO₂ 养护净浆的强度增幅小于水养对照组, 导致 2 类净浆的强度差异随水养时间延长而逐渐缩小。如 28 d 时, C4 比 N4 的抗压强

度高 36.06%, 远小于 2 d 时的差异(93.02%)。此外, 水灰比越大, CO₂ 养护水泥净浆的抗压强度增长越小。如当净浆试块在饱和石灰水中养护至 28 d 和 90 d 时, C3 的抗压强度由 57.20 MPa 分别增长至 75.90 MPa 和 85.21 MPa; 而 C5 的抗压强度仅由 43.00 MPa 分别增长至 49.62 MPa 和 49.83 MPa。由图 3 还可见, 随水养时间的延长, CO₂ 养护净浆的抗压强度增长逐渐降低, 与水养净浆类似, 这是因为净浆试块的后续水化随水养时间的延长逐渐缓和。

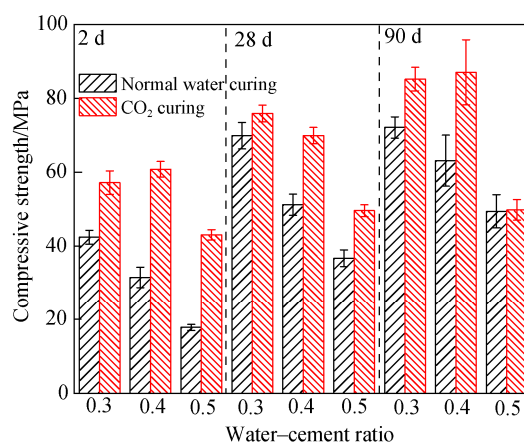


图 3 水泥净浆的抗压强度

Fig. 3 Compressive strength of cement paste

2.3 水泥净浆的后续水化特性

2.3.1 孔溶液的 pH 值 水泥净浆孔溶液的 pH 值如表 3 所示。由于 CO₂ 养护后净浆孔溶液很少, 获取孔溶液前进行了 24 h 饱水处理。因此, 表 3 中第 3 行数值对应龄期为 3 d 而非 CO₂ 养护后(2 d)。由表 3 可知, CO₂ 养护显著降低了早期孔溶液的 pH 值。3 d 时, C3、C4 和 C5 孔溶液的 pH 值分别为 12.68、12.10 和 11.89, 均低于水养对照组(≈13.10)。当 C3、C4 和 C5 在饱和石灰水中继续养护至 28 d 后, 孔溶液的 pH 值分别升至 13.14、12.41 和 12.33, 表明未碳化水泥颗粒在饱和石灰水中持续水化。Zhang 等^[18]亦发现早期 CO₂ 养护混凝土孔溶液的 pH 值经后续水养后迅速恢复至 12.60 左右。但是, 继续延长后续水养时间, 孔溶液的 pH 值几乎不变, 说明后续水化不显著。此外, 早期 CO₂ 养护水泥净浆孔溶液的 pH 值随水灰比的增大而减小, 这是因为水灰比越大, 其碳化程度越大, 净浆的后续水化度越小(如图 7 和表 4 所示)。在 28 d 和 90 d 时, 水灰比为 0.3 的早期 CO₂ 养护净浆孔溶液的 pH 值与水养组接近, 而水灰比为 0.4 和 0.5 的早期 CO₂ 养护净浆孔溶液

pH 值比对照组低 1 个单位, 但均高于钢筋脱钝的临界值^[19]。

表 3 水泥净浆孔溶液的 pH 值

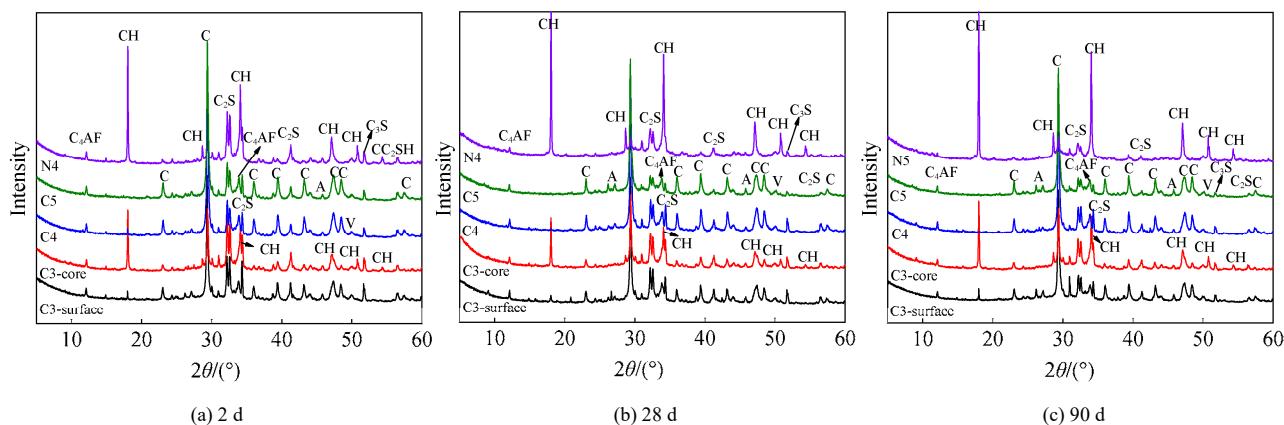
Table 3 pH values of the pore solution of cement paste

Age	N3	C3	N4	C4	N5	C5
3 d	13.09	12.68	13.13	12.10	13.08	11.89
28 d	13.39	13.14	13.42	12.41	13.40	12.33
90 d	13.37	13.16	13.36	12.55	13.41	12.36

Note: N3, N4, and N5 denote the normal water-cured cement paste with a water-cement ratio of 0.3, 0.4, and 0.5, respectively; C3, C4, and C5 represent the CO₂-cured cement paste with a water-cement ratio of 0.3, 0.4, and 0.5, respectively.

2.3.2 物相演变 采用 XRD 分析净浆结晶相的演变, 结果如图 4 所示。在各养护龄期, 水养净浆的主要结晶相包括 Ca(OH)₂ 和水泥熟料矿物(如 C₃S 和 C₂S), 且熟料矿物的衍射峰随养护龄期延长逐渐减弱, 在 90 d 时仅能观察到微弱的熟料衍射峰。CO₂ 养护结束后, C3-core 中检测到很强的 Ca(OH)₂ 衍射峰, C3-surface 和 C4 中仅检测到微弱的 Ca(OH)₂ 衍射峰, 而 C5 中未检测到 Ca(OH)₂ 衍射峰, 这也证实了图 1 的颜色变化; 主要结晶相为 CaCO₃ 和熟料矿物, 表明熟料未完全碳化。在饱和石灰水中继续养护至 28 d 和 90 d, CO₂ 养护净浆中熟料矿物的衍射峰持续降低, 说明未碳化熟料矿物在后续水养中持续水化。然而, C3 表面和核心样品 Ca(OH)₂ 的衍射峰均先降低后增强; C4 中 Ca(OH)₂ 衍射峰在 28 d

时几乎完全消失, 且在 90 d 时仍未被检测到。这是因为 Ca(OH)₂ 与 SiO₂·nH₂O/富钙硅胶反应而被消耗了, 28 d 后随着水化的持续发生又生成了 Ca(OH)₂; C4 和 C5 的碳化度显著高于 C3, 则残留未碳化熟料更少, 且生成了更多的 SiO₂·nH₂O/富钙硅胶, 导致后续水化生成的 Ca(OH)₂ 被完全消耗。此外, 2 d 时, 早期 CO₂ 养护试样熟料矿物的衍射峰强度均明显低于水养试样; 90 d 时, 早期 CO₂ 养护试样熟料矿物的衍射峰强度却高于水养试样, 说明早期 CO₂ 养护抑制了未碳化水泥颗粒后续水化, 与 Neves 等^[9]的结果一致。一方面, 在风干预养护过程中, 水分快速蒸发导致净浆中形成了大量连通孔, 促进了 CO₂ 气体扩散, 并降低了孔溶液中的钙离子含量; 另一方面, 硅酸盐熟料的碳化速率远高于其水化速率^[20], CO₂ 养护过程中硅酸钙表面的钙离子来不及向孔溶液扩散。因此, 在 CO₂ 养护过程中, CaCO₃ 晶体主要沉积在熟料颗粒外缘, 形成一层致密的保护膜^[9], 阻碍了水分向熟料颗粒表面扩散、矿物溶解及溶解钙离子向孔溶液扩散, 从而抑制了熟料颗粒的后续水化。然而 Zhang 等^[6]发现, CO₂ 养护促进了水泥基体后续水化, 原因是采用的 CO₂ 养护时间(1 h)与预养护时间较短, 水泥基体的碳化度较小, CaCO₃ 晶体主要沉积在孔隙中而尚未在熟料颗粒表面形成致密的保护膜; 而孔隙中的 CaCO₃ 可为 C-S-H 凝胶提供成核点, 促进了熟料颗粒水化^[8]。



C: calcite; V: vaterite; A: aragonite; CH: Ca(OH)₂.

图 4 水泥净浆的 XRD 谱
Fig. 4 XRD patterns of cement paste

采用 FTIR 表征净浆中富硅非晶相(如 SiO₂·nH₂O 和 C-S-H), 结果如图 5 所示。在 1430 cm⁻¹ 附近, 有 1 个很强的双肩峰, 是 C—O 的反对称伸缩振动(v₃)吸收带^[19]。在 876 cm⁻¹ 和 715 cm⁻¹ 附近分别有很强的 CO₃²⁻ 平面外弯曲振动(v₂)和平面内弯

曲振动(v₄)特征峰^[21]。上述 3 个特征吸收峰表明, 早期 CO₂ 养护水泥净浆中生成了大量 CaCO₃, 与 XRD 及 TG-DTG 结果一致。3419 cm⁻¹ 和 1640 cm⁻¹ 附近的吸收峰是 SiO₂·nH₂O 和/或 C-S-H 凝胶中结合水的特征吸收峰。在 1200~900 cm⁻¹ 且峰值在

1030 cm^{-1} 附近有 1 个宽的特征吸收带, 对应富硅非晶相(包括 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 、富钙硅胶和 C-S-H)的 Si—O 伸缩振动。峰值的位置与非晶相的 Ca/Si 比有关, 随非晶相聚合度的降低和 Ca/Si 比的增大向低波数移动^[22]。通过对比发现, 随后续水养时间延长, 富硅非晶相的特征峰向低波数方向移动, 说明富硅非晶相的聚合度降低而 Ca/Si 比增大了。

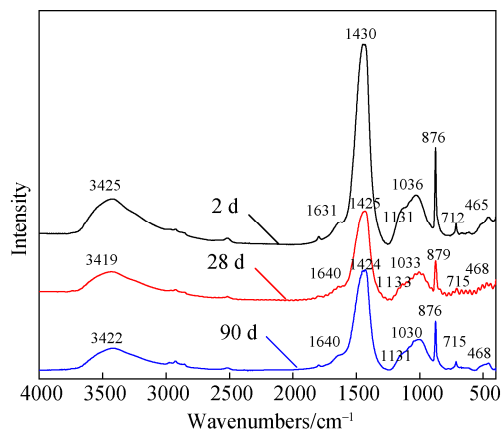


图 5 C4 的红外光谱
Fig. 5 FTIR spectra of C4

对 1200~900 cm^{-1} 范围的红外光谱进行去卷积分峰拟合分析, 结果如图 6 所示。 Q^0 、 Q^1 和 Q^2 、 Q^3 、 Q^4 的特征峰在 920、970~1040、1090 cm^{-1} 和 1140 cm^{-1} 附近^[13]。 CO_2 养护结束后, 在 920、960、

1012、1084、1146 cm^{-1} 分别观察到了 Q^0 、 Q^1 和 Q^2 、 Q^3 、 Q^4 的特征峰, 表明水泥净浆中同时含有未反应的硅酸钙、C-S-H、富钙硅胶和 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 。在饱和石灰水中养护至 28 d 后, Q^0 的特征峰减弱而 Q^1 和 Q^2 的特征峰显著增强, 说明硅酸钙发生了水化反应, 证实了 XRD 的结果; Q^4 的特征峰完全消失了, 说明 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 与水化产物 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 发生了反应, 导致水养至 28 d 后 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 的 XRD 衍射峰降低甚至消失了。此外, 上述结果也表明: $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 具有较高水化活性, 在 28 d 前已完全反应。Zajac 等^[23]也指出, 碳化产物 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 具有水化活性, 且显著高于粉煤灰和矿粉。对比图 6b 和图 6c 可知: 继续延长后续水养时间, 富硅非晶相的 $[\text{SiO}_4]$ 四面体结构无明显变化, 说明水泥净浆的后续水化程度较低。因此, 28~90 d 净浆(C4)中生成的 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 较少, 且它持续与富钙硅胶反应而被消耗, 导致其在 90 d 时仍未被检测到。

通过 $(\text{Q}^3 + \text{Q}^4) / (\text{Q}^1 + \text{Q}^2)$ 的面积比, 可估算富硅非晶相的硅链聚合度^[14]。经计算, C4 在 2、28 d 和 90 d 时, $(\text{Q}^3 + \text{Q}^4) / (\text{Q}^1 + \text{Q}^2)$ 的面积比分别为 0.58、0.37 和 0.33, 即富硅非晶相的整体硅链聚合度降低而 Ca/Si 比增大了, 与 Zajac 等的结果一致^[24]。这是因为高聚合度的 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 和富钙硅胶与水化产物 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 反应, 转化成了硅链聚合度更低而 Ca/Si 比更高的 C-S-H 凝胶。

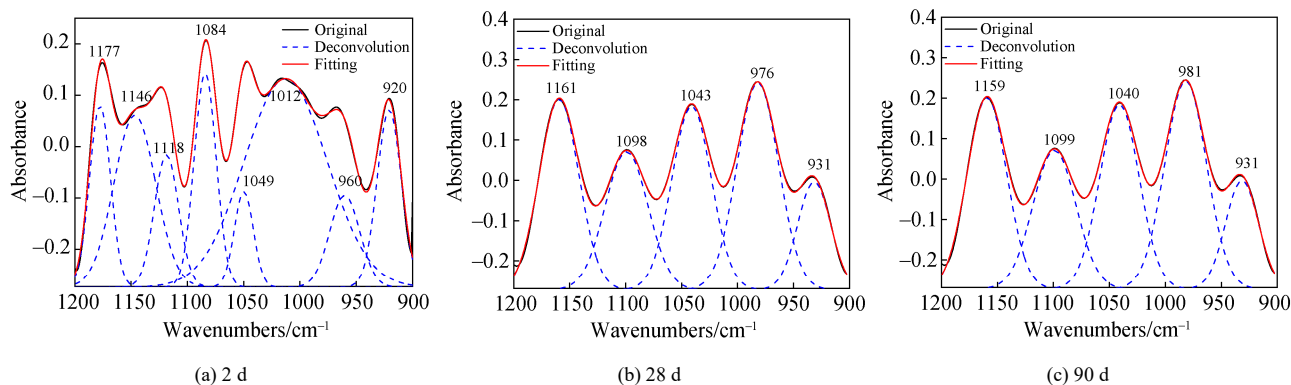


图 6 C4 的红外光谱去卷积分峰拟合图
Fig. 6 Deconvolution FTIR spectra of C4

2.3.3 C-S-H/水化铝酸钙在 105~400 $^{\circ}\text{C}$ 的失水量龄期为 28 d 与 90 d 水泥净浆的 TG-DTG 曲线如图 7 所示。与图 2 对比可知, 图 7 中 100 $^{\circ}\text{C}$ 附近的分解峰强度增大了, 说明 C-S-H 的含量增加了。在 28 d 时, 除 C3-core 外, 其余 CO_2 养护样品的 DTG 曲线上均无 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 分解峰; 90 d 时, C3-surface 试样

的 DTG 曲线在 450 $^{\circ}\text{C}$ 附近有较弱的 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 分解峰而 C4 和 C5 仍无 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 分解峰, 与 XRD 的结果一致。原因是: C3-surface 样品从 28~90 d 生成的 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 量高于被 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ /富钙硅胶的消耗量, 导致 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 含量再次增加; 而 C4 和 C5 中 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ /富钙硅胶含量更高且其后续水化度低于

C3-surface, 后续水化生成的 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 被 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ /富钙硅胶完全消耗了。

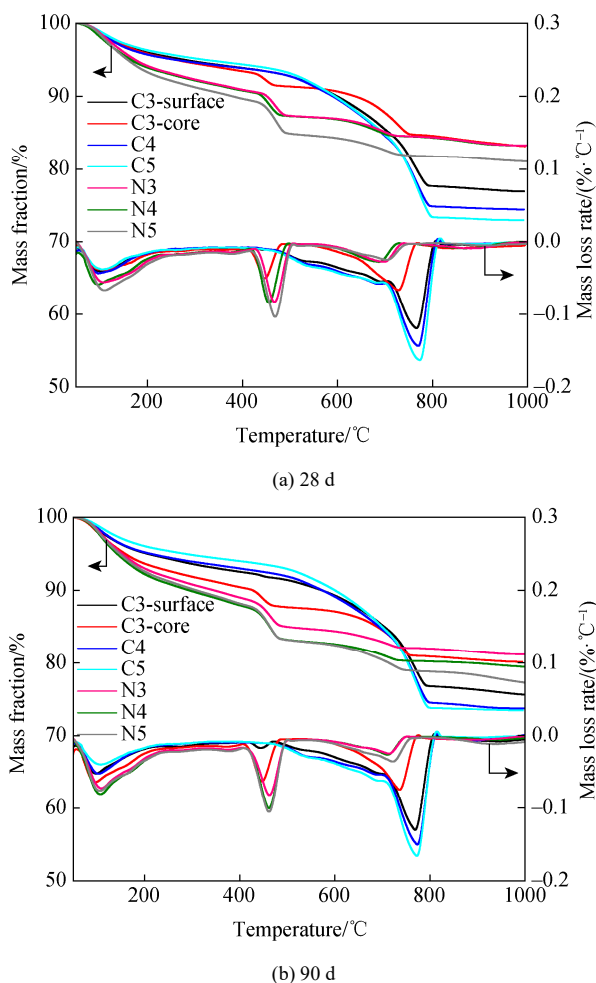


图 7 水泥净浆的热重和微分热重曲线

Fig. 7 TG-DTG curves of cement paste

文献[11]指出, 水泥基材料中 C-S-H 与水化铝酸钙的含量可通过 105~400 °C 的失水量估算。根据 TG-DTG 曲线计算得到的 C-S-H 和水化铝酸钙在上述温度范围内水的质量损失(简称失水量)如表 4 所示。除 C5 外, 2 d 时, CO_2 养护净浆与水养净浆的失水量相近。在饱和石灰水中养护至 28 d 和 90 d 后, 2 类净浆的失水量均增加了, 但 CO_2 养护组的增量更小。如 N4 的失水量从 2 d 时的 5.83% 分别增至 28 d 的 9.82% 和 90 d 的 11.40%, 增幅达 68.46% 和 95.54%; 而 C4 试样仅从 5.34% 增至 6.19% 和 7.21%, 增幅分别为 15.92% 和 35.01%。上述结果表明, 早期 CO_2 养护净浆在饱和石灰水中持续水化, 但其后续水化度低于水养对照组, 与 XRD 的结果一致, 其原因是: 1) 2 d 时, CO_2 养护组的未反应水泥颗粒比水养对照组少; 2) CO_2 养护阻碍了未反应

水泥颗粒的后续水化。在饱和石灰水中, CO_2 养护组和水养对照组净浆均主要发生水化反应, 水化产物填充在孔隙中改善其微观结构, 从而提高试块的抗压强度。因此, 早期 CO_2 养护水泥净浆的抗压强度随后续水养时间的延长持续增长, 但其抗压强度增长低于水养对照组。由表 4 还可知, 水灰比越大, CO_2 养护净浆的后续水化度越小。这是因为净浆碳化前的孔隙率与孔径随着水胶比的增大而增大, 促进了 CO_2 气体的扩散, 从而提高了净浆基体内碳化反应速率与反应程度(表 2)。这加速了 CaCO_3 晶体在熟料颗粒外缘的沉积速度并提高了 CaCO_3 保护膜的厚度与致密程度, 降低了未反应水泥颗粒的后续水化程度。Zhan 等^[25]也报道, CO_2 养护水泥净浆的后续水化度随碳化度的增大而减小。因此, 在饱和石灰水中, CO_2 养护净浆试块的抗压强度增长随水灰比的增大而减小。此外, 早期 CO_2 养护组与对比组失水量的差异随水灰比的增大而增大。如在 90 d 时, C3-surface 和 C4 的失水量分别为水养对比组的 82.30% 和 63.20%, 这导致 CO_2 养护组 and 对比组净浆 pH 值的差异随水灰比增大而增大。

表 4 C-S-H/水化铝酸钙在 105~400 °C 的失水量
Table 4 Dehydration of C-S-H/alumina hydrates between 105 °C and 400 °C

Age	N3	C3 surface	C3 core	N4	C4	N5	C5
2 d	5.68	5.79	5.92	5.83	5.34	5.89	4.84
28 d	8.51	7.01	7.71	9.82	6.19	9.84	5.57
90 d	10.35	8.39	9.58	11.40	7.21	12.07	6.41

2.4 水泥净浆的微观特性

图 8 是水灰比为 0.4 的水泥净浆的 SEM 照片。2 d 时, 在 CO_2 养护净浆的 SEM 照片中可观察到大量边长约为 0.5 μm 的菱形状 CaCO_3 晶体及少量部分反应的熟料颗粒紧密堆积。28 d 时, CaCO_3 晶体轮廓变模糊了, 且表面覆盖了 1 层薄的 C-S-H 凝胶; 继续养护至 90 d 后, 断面上能观察到成簇的 C-S-H 凝胶, 而 CaCO_3 晶体轮廓完全消失了。这也说明早期 CO_2 养护净浆在后续水养中持续水化。N4 的 SEM 照片中能清晰地观察到 C-S-H、 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 和 AFt 等典型水化产物。相较于水养对照组, 早期 CO_2 养护组的微观结构更致密, 特别是 CO_2 养护结束后(2 d)。随水养时间延长, C4 和 N4 的孔隙逐渐被水化产物填充, 微观结构的致密程度均提高了, 但 N4 的改善更显著。这也说明 CO_2 养护组净浆试块的后续水化程度低于水养对照组。

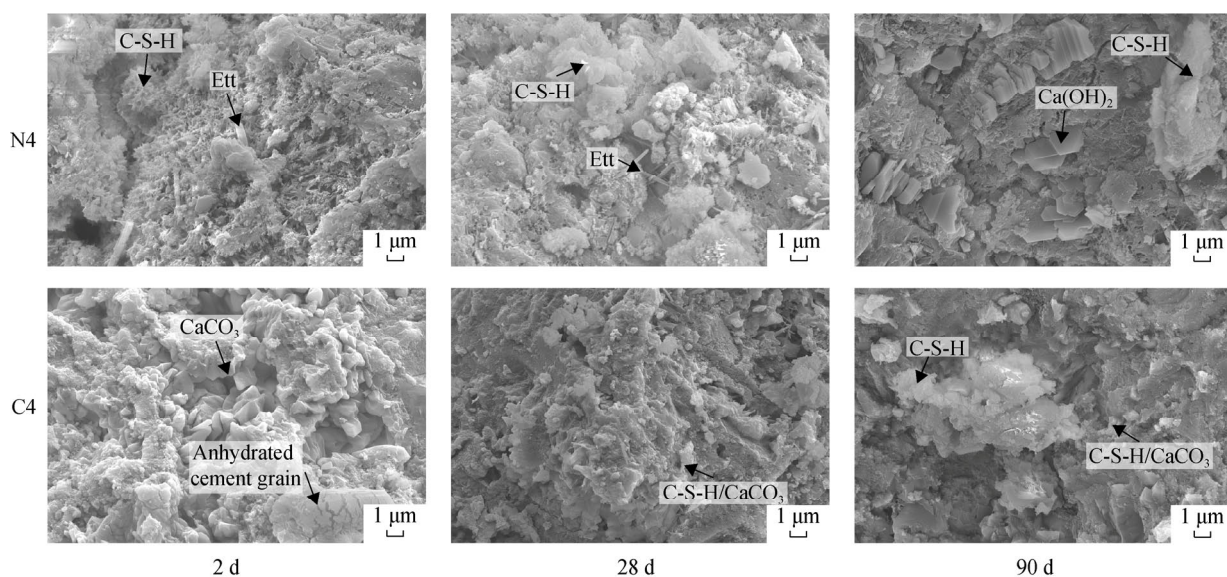


图8 水灰比为0.4的水泥净浆的SEM照片

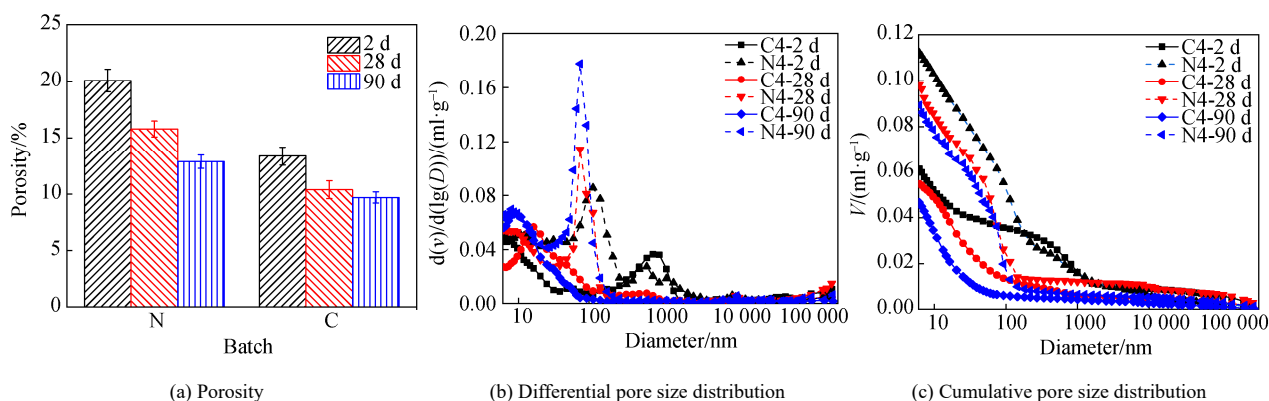
Fig. 8 SEM images of cement paste with water–cement ratio of 0.4

C4 与 N4 的孔隙率和孔径分布如图 9 所示。由图 9a 可见, CO_2 养护显著降低了净浆的早期孔隙率, He 等^[14]和 Zhan 等^[25]也观察到类似现象。随后续水养时间延长, C4 和 N4 的孔隙率均减小了, 但 N4 的降幅更显著。例如, C4 和 N4 的孔隙率分别由 2 d 的 13.40% 和 20.10% 下降至 28 d 的 11.40% 和 13.80%, 降幅分别为 14.93% 和 31.34%。这一差异可归因于 C4 的后续水化程度低于 N4 (表 4)。值得注意的是, 尽管 C4 的微观结构改善程度更小, 但其 28 d 和 90 d 的孔隙率仍低于 N4。

虽然 CO_2 养护显著降低了净浆的早期孔隙率, 但 2 d 时 C4 的最可几孔径(809.01 nm)远大于 N4 (113.79 nm), 前者约为后者的 7 倍。Huang 等^[26]也报道了类似现象, 并指出预养护和 CO_2 养护过程中水分快速蒸发在水泥基体内部形成连通大孔, 粗化了孔径分布。然而, 后续水化产物持续填充在大孔

中, C4 的最可几孔径显著下降, 28 d 和 90 d 时分别为 16.39 nm 和 8.63 nm, 仅为 N4 相应值的 22.03% 和 11.41%。这表明后续水化可显著细化早期 CO_2 养护净浆的孔径分布。此外, 由图 9b 和图 9c 可见, 在 28 d 和 90 d 时, C4 的孔径主要分布在 10~50 nm 之间, 而 N4 的孔径主要分布在 10~200 nm 之间。因此, 在 28 d 和 90 d 时, C4 的孔隙率和孔径分布均低于 N4。

综上所述, CO_2 养护显著降低了净浆试块的早期孔隙率、改善了微观结构, 进而显著提高了试块的早期抗压强度。未碳化水泥颗粒及 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ /富钙硅胶在后续水养中持续水化, 降低了净浆试块的孔隙率、改善了孔径分布与微观结构, 使 CO_2 养护净浆试块的抗压强度持续增长; 但其微观结构的改善程度低于水养对照组, 导致其抗压强度增长低于水养对照组。



Note: v —pore volume with a diameter of D ; D —pore diameter; V —cumulative pore volume

图9 水灰比为0.4的水泥净浆的孔隙率和孔径分布

Fig. 9 Porosity and pore size distribution of cement paste with water–cement ratio of 0.4

3 结论

1) 在后续水养过程中, 早期 CO_2 养护水泥净浆的反应主要包括未碳化水泥颗粒的水化及 $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 、富钙硅胶与 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 的反应; $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 具有水化活性, 在 28 d 前已完全反应; 经后续水化后, 富硅非晶相的整体 Ca/Si 比增大而硅链聚合度降低了。

2) 早期 CO_2 养护水泥净浆的后续水化度低于水养对照组, 且其后续水化度随水灰比的增大呈下降趋势。

3) 经 24 h CO_2 养护后, 水泥净浆的早期和后期抗压强度均提高了。早期 CO_2 养护净浆的抗压强度随后续水养时间延长持续增长, 但其增幅低于水养对照组, 导致两者的强度差异逐渐缩小。

4) 随后续水养时间的延长, CO_2 养护净浆的孔隙率持续下降、微观结构和孔径分布持续改善, 但其微观结构的改善程度低于水养对照组净浆试块。

参考文献:

- [1] SONG B X, SHI C J, HU X, et al. Effect of early CO_2 curing on the chloride transport and binding behaviors of fly ash-blended Portland cement[J]. *Constr Build Mater*, 2021, 288: 123113.
- [2] 史才军, 邹庆焱, 何富强. 二氧化碳养护混凝土的动力学研究[J]. *硅酸盐学报*, 2010, 38(7): 1179–1184.
SHI Caijun, ZOU Qingyan, HE Fuqiang. J Chin Ceram Soc, 2010, 38(7): 1179–1184.
- [3] MU Y D, LIU Z C, WANG F Z, et al. Carbonation characteristics of γ -dicalcium silicate for low-carbon building material[J]. *Constr Build Mater*, 2018, 177: 322–331.
- [4] SHI C J, HE F Q, WU Y Z. Effect of pre-conditioning on CO_2 curing of lightweight concrete blocks mixtures[J]. *Constr Build Mater*, 2012, 26(1): 257–267.
- [5] ROSTAMI V, SHAO Y X, BOYD A J, et al. Microstructure of cement paste subject to early carbonation curing[J]. *Cem Concr Res*, 2012, 42(1): 186–193.
- [6] ZHANG D, CAI X H, JAWORSKA B. Effect of pre-carbonation hydration on long-term hydration of carbonation-cured cement-based materials[J]. *Constr Build Mater*, 2020, 231: 117122.
- [7] LI X M, LING T C. Instant CO_2 curing for dry-mix pressed cement pastes: Consideration of CO_2 concentrations coupled with further water curing[J]. *J CO₂ Util*, 2020, 38: 348–354.
- [8] LU B, HE P P, LIU J H, et al. Microstructure of Portland cement paste subjected to different CO_2 concentrations and further water curing[J]. *J CO₂ Util*, 2021, 53: 101714.
- [9] NEVES A Jr, TOLEDO FILHO R D, DE MORAES REGO FAIRBAIRN E, et al. The effects of the early carbonation curing on the mechanical and porosity properties of high initial strength Portland cement pastes[J]. *Constr Build Mater*, 2015, 77: 448–454.
- [10] CHEN T F, GAO X J. Effect of carbonation curing regime on strength and microstructure of Portland cement paste[J]. *J CO₂ Util*, 2019, 34: 74–86.
- [11] SONG B X, HU X, LIU S H, et al. Chloride binding of early CO_2 -cured Portland cement-fly ash-GGBS ternary pastes[J]. *Cem Concr Compos*, 2022, 134: 104793.
- [12] SONG B X, LIU S H, HU X, et al. Compressive strength, water and chloride transport properties of early CO_2 -cured Portland cement-fly ash-slag ternary mortars[J]. *Cem Concr Compos*, 2022, 134: 104786.
- [13] WANG J B, XU H X, XU D Y, et al. Accelerated carbonation of hardened cement pastes: Influence of porosity[J]. *Constr Build Mater*, 2019, 225: 159–169.
- [14] HE P P, DRISSI S, HU X, et al. Investigation on the influential mechanism of FA and GGBS on the properties of CO_2 -cured cement paste[J]. *Cem Concr Compos*, 2023, 142: 105186.
- [15] HE P P, SHI C J, TU Z J, et al. Effect of further water curing on compressive strength and microstructure of CO_2 -cured concrete[J]. *Cem Concr Compos*, 2016, 72: 80–88.
- [16] XUAN D X, ZHAN B J, POON C S. A maturity approach to estimate compressive strength development of CO_2 -cured concrete blocks[J]. *Cem Concr Compos*, 2018, 85: 153–160.
- [17] ZHANG D, CAI X H, SHAO Y X. Carbonation curing of precast fly ash concrete[J]. *J Mater Civ Eng*, 2016, 28(11): 04016127.
- [18] ZHANG D, SHAO Y X. Early age carbonation curing for precast reinforced concretes[J]. *Constr Build Mater*, 2016, 113: 134–143.
- [19] FERNÁNDEZ-CARRASCO L, TORRÉNS-MARTÍN D, MARTÍNEZ-RAMÍREZ S. Carbonation of ternary building cementing materials[J]. *Cem Concr Compos*, 2012, 34(10): 1180–1186.
- [20] KIM H, SHARMA R, PEI J J, et al. Effect of carbonation curing on physicochemical properties of mineral admixture blended belite-rich cement[J]. *J Build Eng*, 2022, 56: 104771.
- [21] YANG X D, MENG H N, LI T D, et al. CaCO_3 crystallization in HPCHS/CTAB mixed solutions[J]. *Powder Technol*, 2014, 256: 272–278.
- [22] ASHRAF W, OLEK J. Carbonation behavior of hydraulic and non-hydraulic calcium silicates: Potential of utilizing low-lime calcium silicates in cement-based materials[J]. *J Mater Sci*, 2016, 51(13): 6173–6191.
- [23] ZAJAC M, MARUYAMA I, IIZUKA A, et al. Enforced carbonation of cementitious materials[J]. *Cem Concr Res*, 2023, 174: 107285.
- [24] ZAJAC M, BREMEIER R, DEJA J, et al. Carbonation hardening of Portland cement with recycled supplementary cementitious materials[J]. *Cem Concr Compos*, 2025, 157: 105904.
- [25] ZHAN B J, XUAN D X, POON C S, et al. Mechanism for rapid hardening of cement pastes under coupled CO_2 -water curing regime[J]. *Cem Concr Compos*, 2019, 97: 78–88.
- [26] HUANG H, GUO R N, WANG T, et al. Carbonation curing for wollastonite-Portland cementitious materials: CO_2 sequestration potential and feasibility assessment[J]. *J Clean Prod*, 2019, 211: 830–841.

Changes in Compressive Strength and Subsequent Hydration Mechanism of Early CO₂-Cured Cement Paste

SONG Baixing^{1,3,4}, SHI Caijun²

- (1. Key Laboratory in Special High Performance Concrete of Hunan Province, College of Civil Engineering, University of South China, Hengyang 421001, Hunan, China; 2. College of Civil Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China; 3. Department of Civil & Environmental Engineering, National University of Singapore, Kent Ridge 117576, Singapore; 4. Laboratory in High Performance Concrete of China nuclear construction, Hengyang 421001, Hunan, China)

Extended Abstract

Introduction In recent years, CO₂ curing has attracted increasing attention as it not only enhances the early age strength of cement-based materials but also captures and sequesters CO₂, thus it has been regarded as a new curing method with a broad application prospective for eco-friendly construction materials. Since CO₂ curing generally lasts several hours to several days, there are considerable residual cement clinkers in the cement matrix after CO₂ curing. These un-carbonated cement clinkers will rehydrate once in contact with water. The rehydration products of cement clinkers can recover the pH value of the pore solution, reduce the porosity, and refine the pore size distribution of the cement matrix. Thus, the subsequent hydration of CO₂-cured cementitious materials largely governs the long-term performance of cement-based materials, such as compressive strength and durability. Several researchers have studied the subsequent hydration of CO₂-cured cementitious materials, but their conclusions were contradictory. Some researchers reported that the carbonation products calcite promoted the subsequent hydration of un-carbonated cement clinkers. On the contrary, some researchers reported that CO₂ curing hindered the subsequent hydration of un-carbonated cement clinkers and thus lowered the late compressive strength of cement-based materials. Thus, more studies should be conducted to reveal the subsequent hydration mechanism and strength evolution of early CO₂-cured cement-based materials. In this investigation, the subsequent hydration and compressive strength evolution characteristics of early CO₂-cured cement paste were studied by macro-physical experiments and micro-characterization techniques.

Methods Ordinary Portland cement P-I 42.5 complying with GB8076—2008, and de-ionized water was used to prepare cement paste samples. The water-cement ratios were 0.3, 0.4, and 0.5, respectively. Two groups of cement paste cubes measuring 20 mm were cast. One group of cement paste samples was subjected to 24 h of early CO₂ curing and subsequent standard curing in saturated lime water. The other group of cement paste cubes was subjected to standard curing in saturated lime water, which served as a reference.

After CO₂ curing, the carbonation depths of cement cubes were determined using phenolphthalein indicator, and CO₂ uptake was determined by thermal gravimetric (TG) analysis. The compressive strength of cement paste was measured at the curing ages of 2, 28 d, and 90 d, respectively. The pore solution was extracted with an expression device for pH value measurement. X-ray diffraction (XRD) and Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR) were employed to characterize the phase evolution. The amounts of silicate and aluminate hydrates were assessed using thermal gravimetric and differential thermal gravimetric (TG-DTG) analysis. The microscopic characteristics and pore structure were examined by scanning electron microscopy (SEM) and mercury intrusion porometer (MIP) at the curing ages of 2, 28 d, and 90d, respectively.

Results and discussion Similar to the cement paste subjected to standard curing, the compressive strength of early CO₂-cured cement paste continues increasing as it is cured in lime water after CO₂ curing. Nevertheless, the strength improvement of the latter is lower than the former as the subsequent hydration of the former is less significant. In addition, the strength improvement of early CO₂-cured cement pastes in the lime water decreases with the increase of water-cement ratio. After curing to 28 d in lime water, the pH value of early CO₂-cured cement pastes with water-cement ratios of 0.3, 0.4, and 0.5 recovers to 13.14, 12.41, and 12.33, respectively, which is higher than the threshold of de-passivation.

XRD patterns reveal that the diffraction intensities of tricalcium silicate and dicalcium silicate decrease continuously when the early CO₂-cured cement pastes continue curing to 28 d and 90 d in lime water. However, this decrement is less significant than that of standard-cured cement paste. It indicates that CO₂ curing inhibits the subsequent hydration of un-carbonated cement clinkers. This can be attributed to the fact that the formation of calcium carbonate coating on the surface of cement particles. The FTIR spectra reveal that carbonation products silica gel is reactive towards Ca(OH)₂, and it is completely consumed before the age of 28 d. This is responsible for the absence of Ca(OH)₂ in the XRD patterns of early CO₂-cured cement paste with water-cement ratios of 0.4 and 0.5 at 28 d and 90 d, respectively. TG-DTG results suggest that less silicate and aluminate hydrates are produced in early CO₂-cured cement matrix than in standard-cured cement matrix during subsequent lime water curing, and it decreases with the increase of water-cement ratio as denser calcium carbonate coating on the surface of un-carbonated cement particles.

SEM results show that subsequent lime water curing improves the microstructure of early CO_2 -cured cement paste due to precipitation of hydration products, while the improvement is less significant than that of standard-cured cement paste. Subsequent lime water curing decreases the porosity and refines the pore size distribution of early CO_2 -cured cement paste. The pore diameter of early CO_2 -cured cement paste mainly distributes in the range of 10 nm to 50 nm, both at 28 d and 90 d.

Conclusions In the course of subsequent lime water curing, the main reactions that occurred in early CO_2 -cured cement paste include the hydration of un-carbonated cement particles and the interactions between silica gel, calcium-modified silica and $\text{Ca}(\text{OH})_2$. The subsequent hydration degree of early CO_2 -cured cement paste is lower than that of cement paste subjected to standard curing, and it decreases with the increase of water-cement ratio. The compressive strength of CO_2 -cured cement pastes continually increases with the prolonging of the subsequent curing period, and the growth rate of late compressive strength decreases with the increase of water-cement ratio.

Keywords carbon dioxide curing; compressive strength; subsequent hydration; microstructure; phase evolution