水淬渣的胶凝活性及其形成机理

李 宇[1]， 孙恒虎[1]， 赵永宏[2]， 王 楠[3]

[1. 清华大学材料科学与工程系国土资源中心，北京 100084；
2. 中国矿业大学(北京校区)资源与安全工程学院，北京 100083；3. 清华大学核能与新能源技术研究院，北京 100084]

摘 要：采用重新熔融水淬的方法制备不同水淬矿渣样品，综合进行净浆强度实验和碱溶出实验研究，借助 XRD，DTA, TEM, SEM 和 EDX 等分析手段，研究了矿渣形成过程、形成结构和胶凝性能之间的关系，并在此基础上探讨了矿渣潜在胶凝活性的形成机理. 研究表明，在合适的排渣温度和冷却速度条件下，水淬渣能够形成分相结构，对水淬渣胶凝活性产生重要影响. 分相矿渣具有富钙相和富硅相，富钙相的迅速溶解和富硅相的缓慢溶解是水淬渣水化过程中产生足够早期强度和发挥稳定后期强度的主要原因. 由于玻璃分相的影响，排渣过程存在最佳工艺条件，即最佳的排渣过程能使水淬渣形成玻璃分相结构，从而具有最好的活性.

关键词：排渣过程；水淬温度；分相；胶凝活性

中图分类号：X756 **文献标识码**：A **文章编号**：1009−606X(2007)01−0079−06

1 前 言

我国 2005 年的钢产量超过 3.0 亿吨. 按生产 1 t 铁排放 0.3 t 渣计算，高炉矿渣排放量将超过 9000 万 t. 对如此大量的高炉矿渣进行有效利用有着重大的生态和经济意义. 高炉矿渣用来生产胶凝材料是其高效利用的一条有效途径，而其潜在胶凝活性决定了其被有效利用的程度. 大量研究[1−4]表明，矿渣中玻璃体含量和性质与其排放过程密切相关，是矿渣潜在胶凝活性的重要影响因素. 显然，对于特定高炉，炼铁工艺已经决定了矿渣的化学组成，而调整高炉排出熔渣的冷却过程是改变矿渣活性的有效手段. 因此，通过优化矿渣排渣工艺来改善矿渣活性、提高矿渣利用水平具有较大的潜力.

早期研究发现提高排渣温度[2]和增大冷却速度[3]可以提高水淬矿渣的活性，但限于实验手段缺乏，不能进一步解释这一变化的原因. 后来的研究者对矿渣玻璃体微观结构进行了深入的研究，并认为水淬矿渣活性与其玻璃体含量[5,6]及硅氧、铝氧四面体结构和铝的配位[7−9]等因素有关. 但他们的研究把矿渣玻璃相看成是一个理想的匀质体，这与实际并不相符. 由于水淬矿渣的主要化学组成属 CaO−MgO−Al_2O_3−SiO_2 体系，该体系具有液相不混溶特性，因此实际矿渣玻璃体中存在物质成分偏析和结构不一致[10,11]. 本工作对矿渣胶凝活性的形成机理进行了探讨. 实验采用矿渣重新熔融水淬的方法，通过改变熔渣不同水淬温度，制备不同水淬样品；使用 XRD, DTA, TEM, SEM 和 EDX 等方法研究了水淬样品的结构变化，采用净浆强度实验和碱溶出实验分析了水淬样品的潜在胶凝活性和碱溶出性能，对矿渣分相结构的形成和对活性的影响进行了重点探讨.

2 实 验

2.1 水淬渣样制备

采用矿渣重新熔融水淬的方法制备样品. 原材料选用某钢铁厂水淬高炉矿渣. 将矿渣装入 250 mL 石墨坩埚中，放入高温炉中加热. 升温速率为 10℃/ min，升温至终温度(分别为 1550, 1450 和 1350℃)保温 40 min，达到保温时间后将熔渣迅速倒入水池中进行水淬. 由于在 1550℃水淬后部分渣上浮在水面，所以将上浮渣和下沉渣分别收集，并与 1450 和 1350℃下得到的水淬渣分别命名为 1550f, 1550s, 1450, 1350.

不同样品在干燥箱中 105℃干燥 12 h 后，分别称取 200 g，用球磨机粉碎 90 min. 球磨机为北京虹鼎机械有限责任公司生产的 MZ-3 小型球磨机. 粉碎后的样品采用 200 目(75 μm)标准筛过筛，以−75 μm 粉末作为实验样品.

2.2 分析方法

用 X 射线荧光分析仪(XRF-1700 型，日本岛津公司)分析原料化学组成，结果如表 1. 用 X 射线衍射仪(D/max-RB 型，Rigaku 公司)分析样品的物相组成变化. 实验条件：40 kV, 100 mA, Cu 靶，扫描速度 4°/min，扫描范围 5°~70°. 样品密度采用美国 Micromeritics 公司产 AccuPyc1330 型真密度计测量.

表 1 高炉渣的化学组成

Table 1 Chemical composition of blast furnace slag (%, ω)

SiO_2	MgO	Fe_2O_3	CaO	Al_2O_3
34.97	8.17	1.92	442.40	12.55

收稿日期：2006−01−24，**修回日期**：2006−05−15

作者简介：李宇(1978−)，男，贵州省遵义市人，博士研究生，研究方向：固体废弃物资源利用，Tel: 010-62794738, E-mail: lrrc@mail.tsinghua.edu.cn.

用热分析仪(STA409C/3/F 型，德国 Netzsch 公司)分析样品热性能. 样品在空气环境下加热，升温速率为 10℃/min，热测量精度为±0.4%，温度精度为±0.3℃，测量范围 40~1000℃.

采用 JEOL-200CX 透射电镜分析水淬样品微观结构，电镜加速电压 200 kV，点分辨率 0.35 nm. 将样品细碎到要求粒度以下，放入乙醇溶液中，使用超声波分散后，用铜网支持的微筛捞出，晾干后进行观察.

采用扫描电镜分别研究了水淬样品的形貌变化、分相结构特征和样品在碱溶液中的溶出过程.

为观测样品的形貌变化，用导电胶直接将水淬后未磨细样品粘在样品台上，然后进行喷金.

为研究样品的分相结构特征，将细碎并过筛后的样品分别用 10%的 HF 溶液浸蚀，时间不超过 3 s，然后迅速置于过滤装置中并用大量去离子水清洗样品；清洗后的样品在 105℃下烘干 1 h，然后分别放入乙醇中用超声波分散 5 min. 将少量液滴滴到载玻片上，载玻片被导电胶固定在扫描电镜样品台上，待乙醇完全蒸发后对样品进行喷金.

为分析样品在碱溶液中的变化过程，将样品 1450 浸泡在碱溶液中 3 h，然后取出并过滤. 过滤后的样品先用大量去离子水清洗，再用乙醇冲洗，以中止反应. 然后将样品放入乙醇中超声波分散，并采用前述办法将少量分散的悬浊液置于固定在样品台上的载玻片表面，待乙醇蒸发后进行喷金.

样品分别用扫描电镜(JSM-6460LV 型，日本 JEOL 公司)进行观察. 对样品在碱溶液中微小区域的成分变化采用 Oxford 公司 7573 型电子探针进行测量分析，加速电压为 20 kV，分辨率为 133 eV.

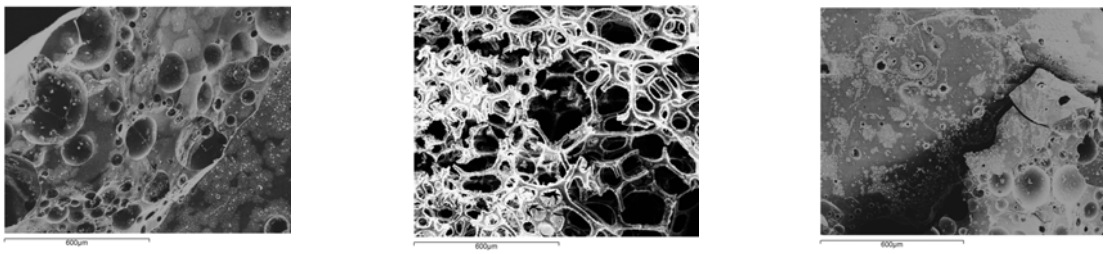
水淬渣的溶解直接影响其活性的发挥，并对整个水化过程起着重要作用. 通过测量不同样品在碱环境下的硅、铝溶出速率，分析其溶出性能. 实验过程为：将 1 g 不同样品分别溶于 40 mL 5 mol/L 的 NaOH 溶液中，用磁力搅拌器搅拌 6 h，然后将溶液过滤并加去离子水稀释至 1000 mL，最后用 Perkin-Optima 3000 型电感耦合等离子体发射光谱仪分析其中的硅、铝元素含量.

采用静浆实验测量胶凝材料的力学性能. 胶凝材料以水淬渣样品作为主体材料，并与配体材料按质量比 92:8 均匀混合而成. 参照 GB/T17671-1999 中的实验方法进行实验，水灰质量比为 0.29. 采用 20 mm×20 mm×20 mm 试块养护至相应龄期，测量其抗压强度. 每组实验制备 12 个净浆试块，分 3, 7, 28 d 测量其抗压强度，每个强度取 4 个数据的平均值.

3 分析与讨论

3.1 样品特征

图 1 是 3 种未经磨细的样品的 SEM 图，随着水淬温度降低，样品结构从疏松到密实. 样品 1550f 呈中空的海绵状结构，这种相互联通的孔状结构表明水淬过程中曾经有大量水或水蒸汽通过熔渣；样品 1450 表面有大量气孔出现，这表明熔渣表面在水蒸汽作用下曾经形成大量气泡；而样品 1350 更为致密，表面仅有少量小孔出现，这表明熔渣在发生玻璃体转变前产生的气体量少.



(a) Sample 1550f (b) Sample 1450 (c) Sample 1350

图 1 未磨细样品的 SEM 比较

Fig.1 SEM images of different samples (before milling)

不同水淬样品的物理特征如表 2 所示. 从 1350 到 1550f，样品颜色逐渐变浅；磨细前密度逐渐变小，而磨细后密度接近. 在密度测量中，样品体积借助排出氦气体积的方法获得，因此，在磨细前，水淬温度高的样品(如 1550f)具有较多闭孔结构；随着样品的细碎，闭孔结构不断被破坏，不同样品的密度测量值逐渐接近.

表 2 不同水淬样品颜色、密度比较

Table 2 Comparison of different samples in color and density

Sample	Color (before milling)	Density (g/cm^3)	
		Before milling	After milling
1350	Taupe	2.925 5	3.037 3
1450	Filemot	–	–
1550s	Buff	2.557 0	3.028 5
1550f	White	2.390 6	3.034 6

样品的 XRD 谱如图 2. 样品 1550f, 1550s 和 1450 具有明显的玻璃体特征，以 2θ=28° 为中心形成典型的非晶相特征包. 样品 1350 中已有晶相形成，晶相有钙铝黄长石 ($Ca_2Al_2SiO_7$, JCPDS #35-0755)、硅酸二钙 (Ca_2SiO_4, JCPDS #29-0369)、镁黄长石 ($Ca_2MgSi_2O_7$, JCPDS #35-0592).

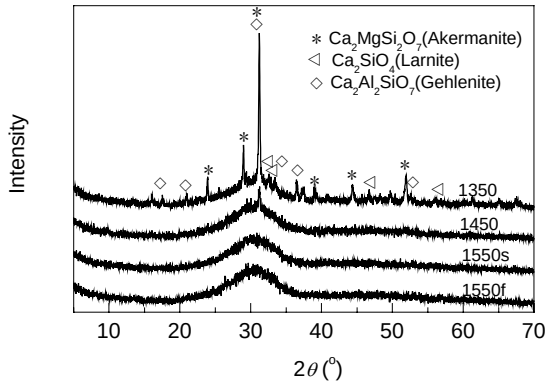


图 2 不同样品的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of different samples

图 3 为样品的 DTA 图，具体温度转变点见表 3. 图中样品 1550f 到 1450 的 DTA 曲线上，分别在 810, 785, 780, 770℃的吸热峰是玻璃转化温度(T_g)；随后的 2 个放热峰与玻璃相析晶有关，被认为是不同样品的析晶温度(T_{c1}, T_{c2})[13]；与其他样品不同，由于样品 1350 已发生部分结晶，其 DTA 曲线上仅有 1 个明显的析晶温度 T_{c1}.

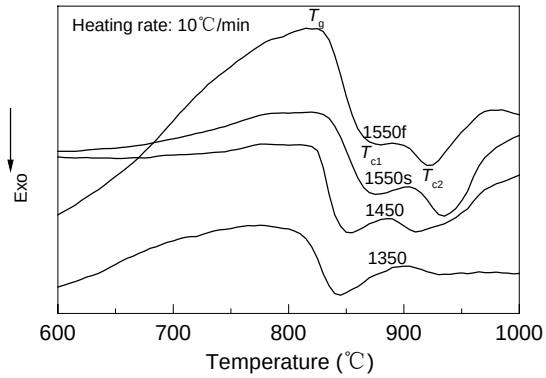


图 3 不同温度水淬样品差热曲线

Fig.3 DTA curves of the slag samples

表 3 DTA 热分析结果

Table 3　The result of DTA analysis

Temperature (℃)	1550f	1550s	1450	1350
T_g	810	785	780	770
T_{c1}	870	870	850	845
T_{c2}	920	935	910	–

Note: T_g is the glass transition temperature, T_{c1} and T_{c2} are the maximum crystallization temperatures.

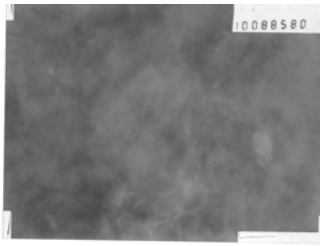
差热曲线放热峰面积表征在该区域内玻璃相转变为晶体时发生无序到有序的转变所放出的热量. 而样品 1350 在快速冷却过程中已发生部分结晶，所以只出现 1 个明显的放热峰. 从样品 1550f 到 1350，2 个放热峰的面积逐渐减小. 这表明冷却速度越大的熔渣，形成玻璃体的过剩热能越多，玻璃化程度越高.

Fredericei 等[13]对与本实验样品具有相似化学组成的矿渣进行的热分析表明，矿渣玻璃转化温度 T_g 为 742℃，在 920, 1000℃出现 2 个析晶温度 T_{c1}, T_{c2}. 与本实验结果相比，T_g 偏低. 相同成分的玻璃体冷却速度越慢具有越低的 T_g，本实验从样品 1550f 到 1350 的 T_g 依次减小，表明对相应样品水淬过程中冷却速度依次降低，而文献[13]的实验中采用金属传导的方式冷却熔渣，比水淬方法具有更低的冷却速度，因而具有更低的 T_g. T_{c1}, T_{c2} 偏高是由于热分析的实验条件不同造成的. 文献中加热速率为 20℃/min，本工作为 10℃/min，而快的升温速率会导致玻璃析晶温度延迟到较高温度[14].

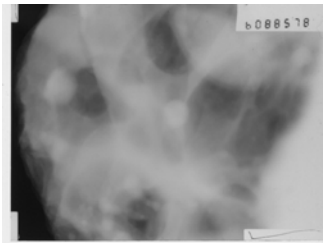
3.2 样品分相结构

由图 4(a)可见，样品 1550f 呈现乳浊和失透现象，颜色深浅不同表明在从熔融态向玻璃态转化过程中开始出现物质偏析和富集. 图 4(b)显示样品 1450 出现明显的分相结构，颜色深浅不同的区域是成分富集和分离的结果.

SEM 结果同样表明样品具有分相结构，4 个样品分相液滴尺寸逐渐增大(图 5). 1350 具有明显分相，部分已经结晶(图 2)，尺寸在 0.05~0.15 μm 之间，1450 和 1550s 分相液滴小于 0.10 μm，而 1550f 具有较均匀的结构.



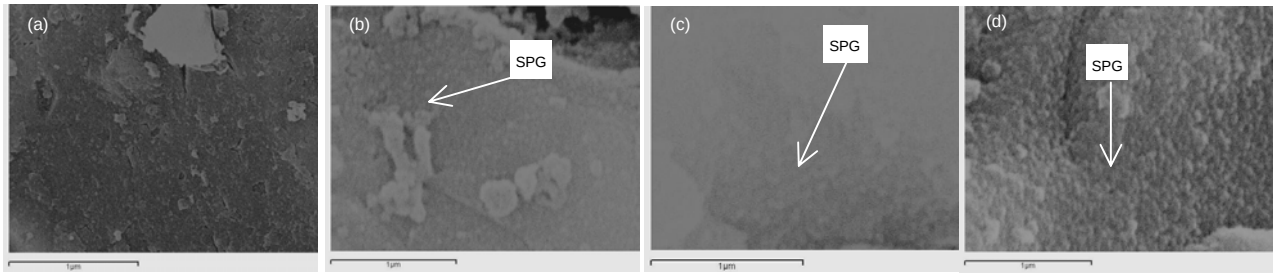
(a) Sample 1550f (×100 000)



(b) Sample 1450 (×60 000)

图 4 透射电镜照片

Fig.4 TEM images of the samples 1550f and 1450



(a) 1550f (b) 1550s (c) 1450 (d) 1350

图 5 水淬样品 SEM

Fig.5 SEM images of different water-quenched samples (SPG: separated phase grain)

3.3 样品胶凝活性

由图 6 可见，样品 1350 具有较高 3 d 抗压强度，而 1550f 的 3 d 抗压强度最低，前者平均值比后者高约 7.5 MPa；1550f 具有较高 7 d 抗压强度，但 28 d 抗压强度明显倒缩；1350 的 28 d 抗压强度同样发生倒缩，其强度仅略高于 3 d 时的强度值. 1550s 和 1450 具有较高 28 d 抗压强度，其平均值比 1550f, 1350 高近 20 MPa. 可见，玻璃化程度并不是最高的 1450 和 1550s 具有较好的活性，所制备的胶凝材料表现出较高的强度性能.

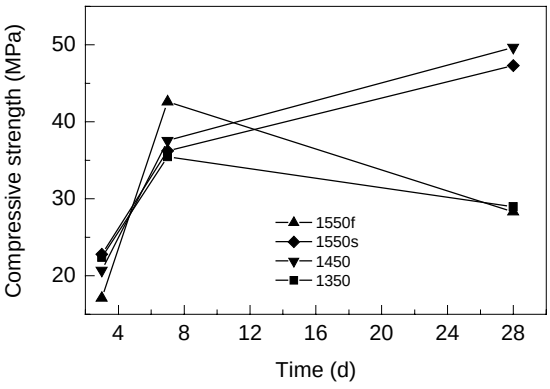


图 6 样品抗压强度实验结果比较

Fig.6 Comparison of compressive strength data

3.4 样品碱溶出特性

矿渣在碱溶液中的溶出结果列于表 4. 在相同条件下，样品 1550s 和 1450 具有最高的硅铝溶出率，搅拌 6 h 后，元素 Si, Al 溶出总量超过 50×10^{-6}，大大高于 1550f 和 1350 的元素 Si, Al 溶出总量. 比较表 4 和图 6 可见，力学性能较好的样品 1450 和 1550s 具有较高的硅、铝溶出速率，即两者的变化趋势一致.

表 4 Si, Al 元素碱溶出结果

Table 4 Contents of Si and Al dissolved by alkaline solution

Element	1550f	1550s	1450	1350
Si ($\times10^{-6}$)	35.14	46.88	44.6	30.8
Al ($\times10^{-6}$)	8.19	9.69	6.62	6.80

SEM 图(图 7)表明，样品 1450 被碱溶解 3 h 后，呈现海绵状多孔结构，同时有白色沉淀生成. 可见由于存在分相，水淬样品被选择性溶解. 分散相为富钙物质，溶解迅速；剩下多孔的海绵状连续相，以高聚合度的硅氧四面体结构为主，具有较大的 Si/O 元素比[图 7(a)]；溶解的物质又生成聚合度较低的硅(铝)酸钠、硅(铝)酸钙等沉淀[图 7(b)].

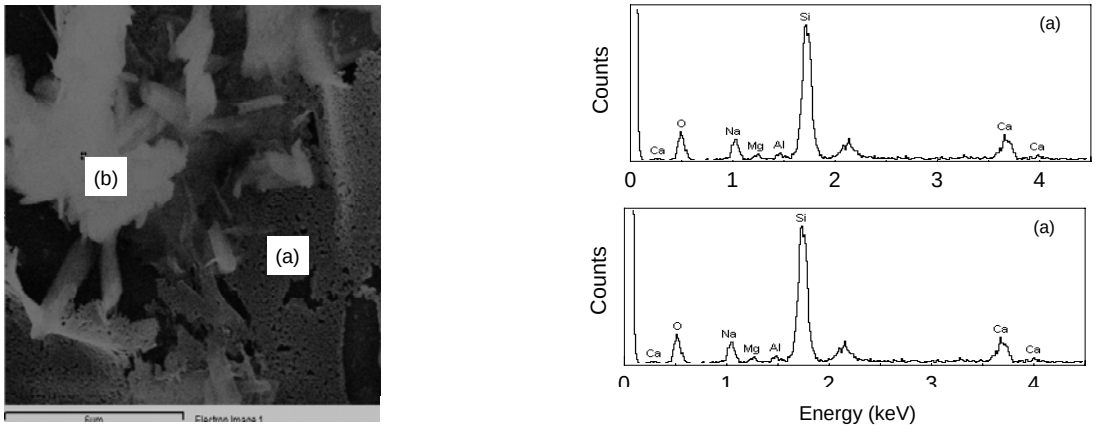


图 7 样品 1450 碱溶出 3 h 的 SEM 图和对应区域的能谱分析

Fig.7 SEM image and corresponding EDX patterns of the sample 1450 after immersed in alkali solution for 3 h

3.5 水淬渣结构分析

由水淬渣的形成过程可知，在溶渣冷却过程中，大量冷却水蒸发及熔渣粘度逐渐增大是水淬渣结构形成的两个关键因素. 因此，排渣温度越高，水蒸汽量越大，熔体粘度越小，熔体越易于形成多孔结构. 熔渣形成多孔结构使渣与水接触面积增大和水蒸汽汽化潜热使渣水换热量增加，导致水淬渣冷却速率增大. 即受结构形成过程和特性影响，排渣温度越高，其相对冷却速度越大. 水淬渣样品不同的结构特征使其具有不同的密度和对光的反射，由此也造成样品具有逐渐过渡的颜色等宏观性能.

由于冷却速度不同，矿渣冷却过程中出现不同程度的分相结构. 硅酸盐系统中不混溶现象的出现与系统正负离子的静电键强或离子场强差有密切关系. 水淬渣的主要化学成分属 $CaO–MgO–Al_2O_3–SiO_2$ 体系，该体系存在液相不混溶特性，易于发生物质成分偏析和分相. 玻璃体形成过程中，物质成分的偏析使体系自发分离形成富含钙和富含硅的不同区域.

随着水淬温度降低，分相程度增强. 由于 Ca, Mg 离子等分相区都在液相线之上，所以分相现象存在于急冷熔体中. 但矿渣形成分相受到动力学的限制. 冷却速度太快，熔渣来不及分相，就被冻结成均匀的玻璃相，如样品 1550f；冷却速度太慢，则熔渣分相后开始析晶，不能形成玻璃体，活性降低，如样品 1350. Schroder[15] 认为使熔渣温度迅速降到 800 ℃以下非常重要，否则会产生第一个结晶相镁蔷薇辉石而降低活性.

但并非玻璃化程度越高矿渣活性越好. 对图 3 和 6 的分析可知，T_g 温度最高和放热峰面积最大的样品 1550f 不具备最好的胶凝活性. 由于玻璃分相的存在，水淬渣形成过程对活性影响有一个最佳值，即最佳的排渣过程要求水淬渣形成合理的分相结构.

研究者从硅氧四面体聚合度的角度同样证实，矿渣胶凝活性并非是完全玻璃化[6]，也不是硅氧四面体团聚合度最低时最高[16]. 事实上，水淬渣分相的过程也是硅氧四面体聚合度不断变化的过程. 冷却过程中，溶渣产生分相必然导致一部分硅氧四面体聚合度增加，如富硅相；同时导致另一部分硅氧四面体聚合度减小，如富钙相；因此分相强烈的矿渣必然在具有低聚合度的[SiO_4]四面体的同时具有高聚合度的[SiO_4]四面体. Chen 等[8] 的实验分析认为，矿渣中低聚合度的[SiO_4]四面体总量有一最佳范围，约在 58%左右时的矿渣活性较好. 这与本实验观察到的存在分相现象的矿渣具有较好活性是一致的.

分相对玻璃体的化学稳定性产生重要影响. 分相颗粒增大，物质化学稳定性变差，但分相导致样品结晶后，由于结晶物质具有结构和热力学稳定性，化学稳定性反而加强(表 4). 可见，水淬渣形成过程对化学稳定性影响有一个极值，形成分相结构，但又未产生晶相的水淬渣具有最大的元素 Si, Al 碱溶出速率，水淬渣的化学稳定性与其胶凝活性发挥呈正相关性.

对溶出样品结构分析可知，形成分相的水淬渣结构中，分散相是富钙相，在碱性环境中易于溶解，3 h 后就已经大量溶解，并生成低聚合度的硅酸盐或硅铝酸盐. 富钙相形成逆性玻璃结构[10]，这是其快速溶解的主要原因. 逆性玻璃由玻璃网络结构改性离子和低聚合度的[SiO_4]四面体离子间的离子键维持结构的稳定[18]，由于 Ca—O、Mg—O 键能比 Si—O 和 Al—O 键能小得多(见表 5)，因此在碱性环境中，氢氧根的作用使大量富钙相易于溶解和水化. 连续相是富硅相，具有高聚合度的硅氧四面体结构，溶解较缓慢，能够为水淬渣水化提供后期反应的物质条件.

表 5 氧和普通阳离子间的键强

Table 5　Bond strength between oxygen and cations[17]

Cation	K^+	Na^+	Ca^{2+}	Mg^{2+}	Fe^{2+}	Al^{3+}	Al^{3+}	Si^{4+}
Bond strength (kJ/mol)	1250	1347	3509	3814	3843	(4-coordination) 7498	(6-coordination) 7854	13006~13140

水淬渣样品制备的胶凝材料在水化过程中同样受分相结构的影响. 分相结构中富钙相的迅速溶解使早期水化反应得以迅速进行，因此样品 1450 和 1550s 具有较高的 3 d 抗压强度，而已部分结晶并生成 C_2S 的样品 1350 具有最高的 3 d 抗压强度. 富钙相的溶解使连续的富硅相形成海绵状多孔结构. 富硅相反应表面积大大提高，保证了后期强度的不断增加，因此分相明显的 1450 和 1550s 同样具有较强的后期力学性能(图 3).

4　结　论

水淬渣形成过程影响其结构. 熔渣在不同温度下水淬，由于冷却速度不同，所形成的水淬渣具有不同的结构特征，宏观上结构由疏松到致密，表现出具有不同颜色和密度，在微观上具有不同程度的分相结构. 由于矿渣组成的特点，矿渣形成分相范围窄，只有在合适的水淬温度和冷却速度条件下才形成明显分相. 分相结构

的形成对水淬渣化学稳定性和胶凝活性产生重要影响. 分相矿渣具有富钙相和富硅相；富钙相的迅速溶解和富硅相的缓慢溶解是水淬渣水化过程中产生足够早期强度和发挥稳定后期强度的主要原因. 因此，由于玻璃分相的存在，水淬渣形成过程对活性的影响存在最佳工艺条件，即最佳的排渣过程能够使水淬渣形成较强的玻璃分相结构.

参考文献：

[1] Mostafa N Y, Ei-Hemaly S A S, Al-Wakeel E I, et al. Characterization and Evaluation of the Hydraulic Activity of Water-cooled Slag and Air-cooled Slag [J]. Cem. Concr. Res., 2001, 31: 899–904.

[2] Blondiau L. Influence D'allure de la Granulation SurlaQualite' des Laitiers Utilize's en Cimente'rie [J]. Silic. Ind., 1951, 16: 105–109.

[3] Kramer W. Der Einfluss der Granulation auf die Eigenschaften der Schlackensande [J]. Stahl u. Eisen, 1953, 73: 1596–1600.

[4] Ganesh Babu K, Sree Rama V. Kumar Efficiency of GGBS in Concrete [J]. Cem. Concr. Res., 2000, 30: 1031–1036.

[5] Pala S C, Mukherjeeb A, Pathak S R. Investigation of Hydraulic Activity of Ground Granulated Blast Furnace Slag in Concrete [J]. Cem. Concr. Res., 2003, 33: 1481–1486.

[6] Yuan R Z, Ouyang S X, Gao Q Y. Structure and Hydraulic Activity of Slag in the System CaO–MgO–Al_2O_3–SiO_2 [J]. Silic. Ind., 1983, 1: 3–6.

[7] 高琼英，侯浩波. 液态渣的组成、结构与活性的研究 [J]. 硅酸盐学报, 1990, 18(4): 303–309.

[8] Chen X L, Yang N R. Influence of Polymeric Structure of Granulated Blast Furnace Slag on Their Hydraulic Activities [A] Yang N R, Huang S Y, Jiang J F. The 2nd International Symposium on Cement and Concrete [C]. 1989. 346.

[9] 叶大年. Thompson 定律在地质学及硅酸盐工学中的重大意义 [J]. 硅酸盐学报, 1983, 11(6): 159–164.

[10] 诸培南. 粒化高炉矿渣与活性关系的探讨 [J]. 硅酸盐学报, 1983, 11(3): 290–296.

[11] Orsini P G., Buri A, Marotta A. Devitrifiction of Glasses in the Akermanite–Gehlenite System [J]. J. Am. Ceram. Soc., 1975, 58: 306–311.

[12] 徐彬. 固态碱组分碱矿渣水泥的研究及其水化机理和性能的研究 [D]. 北京：清华大学, 1998. 5.

[13] Fredericei C, Zanotto E D, Ziemath E C. Crystallization Mechanism and Properties of a Blast Furnace Slag Glass [J]. J. Non-Cryst. Solids, 2000, 273: 64–75

[14] 南京玻璃纤维研究设计院. 玻璃测试技术 [M]. 北京：中国建筑出版, 1987. 89–95.

[15] Schroder F. Blast Furnace Slag and Slag Cement with Discussions and Author's Disclosure [A]. Proceedings of the 5th International Symposium on the Chemistry of Cement [C]. Tokyo: Academy of Construction and Architecture, 1968. 149–207.

[16] 杨南如. 充分利用资源, 开发新型胶凝材料 [J]. 建筑材料学报, 1998, (1): 19–25.

[17] Keller W D. The Principles of Chemical Weathering [M] Cloumbia: Missouri Lucas Bros. Pub., 1957. 111.

[18] Sakida S, Miyauchi K, Kawamoto Y, et al. Permanent Densification Behavior and ^{29}Si MAS NMR of SiO_2–K_2O–CaO–SrO Glasses [J]. J. Non-Cryst. Solids, 2000, 271: 64–72.

Research of Formation Mechanism on Cementitious Reactivity of Water-cooled Slag

LI Yu[1], SUN Heng-hu[1], ZHAO Yong-hong[2], WANG Nan[3]

[*1. Department of Material Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;*

2. China University of Mining & Technology (*Beijing*), *Beijing 100083, China;*

3. Institute of Nuclear and New Energy Technology, Tsinghua University, Beijing 100084, China]

Abstract: Water-quenched samples were prepared by re-melting blast furnace slag and then quenching it at different temperatures. The effects of forming process on the relationship between structure and cementitious reactivity of quenched slag were studied by XRD, DTA, TEM, SEM and EDX techniques in combination with mechanical property and alkali leaching tests. The results show that phase separation phenomena of different extents exist in samples. The samples with phase separation in completely vitreous structure possess better cementitious reactivity. Such vitreous structure consists of both Ca-rich and Si-rich phases. Rapid dissolving of Ca-rich phase and slow dissolving of Si-rich phase contribute to the cementitious reactivity of quenched slag.

Key words: tapping process; water-quenched slag; phase separation; cementitious reactivity