

HAC2018 | V Congreso Iberoamericano de Hormigón Autocompactante y Hormigones Especiales

Valencia, 5 y 6 de Marzo de 2018

Nuevos hormigones celulares geopoliméricos aireados con agua oxigenada: síntesis y propiedades

A. Font ⁽¹⁾, J.M. Monzó ⁽¹⁾, L. Soriano ⁽¹⁾, V. Borrachero ⁽¹⁾ y J. Payá ⁽¹⁾

⁽¹⁾ Universitat Politècnica de València, España,

GIQUIMA: Grupo de Investigación en Química de los Materiales,

ICITECH Instituto de Ciencia y Tecnología del Hormigón

DOI: <http://dx.doi.org/10.4995/HAC2018.2018.6453>

RESUMEN

El peso propio de las estructuras resulta habitualmente del mismo orden o superior al de las cargas que tienen que soportar, lo que las hace en la mayoría de los casos poco eficientes. La solución radica en la sustitución total o parcial de hormigón tradicional por un material más ligero. El hormigón celular se considera una solución interesante y además sus propiedades aislantes termo-acústicas los hacen más eficientes desde el punto de vista energético. En este trabajo se presenta una variante del hormigón celular tradicional a favor del medioambiente. Se diseñan hormigones celulares geopoliméricos a partir de la activación alcalina del residuo catalizador gastado de craqueo catalítico (FCC) y la adición de agua oxigenada (H_2O_2). Los materiales resultantes se caracterizan a nivel microestructural y a nivel mecánico. Finalmente se evalúan sus propiedades térmicas y se comparan con las de otros hormigones celulares tradicionales y geopoliméricos. Destaca la obtención de hormigones celulares geopoliméricos de 812 kg/cm^3 y 3.01 MPa a partir de dicho precursor FCC aireado con H_2O_2 . Además, se presenta como un material aislante cuya conductividad térmica se reduce hasta un 50% respecto al material tradicional fabricado a base de cemento Portland (OPC).

PALABRAS CLAVE: Hormigón celular, geopolímeros, agua oxigenada.

1.- INTRODUCCIÓN

Un Hormigón Ligero (HL) es aquel que mediante diversos métodos aplicados en el proceso de su elaboración resulta más ligero que el hormigón tradicional [1]. Esta disminución en la densidad permite obtener un material que reduce las cargas muertas estructurales, una mayor rapidez de construcción y supone un menor coste de transporte. Además este tipo de hormigones se caracterizan por tener una importante capacidad aislante, por ello, es un material óptimo desde el punto de vista de la eficiencia energética [2].

La propiedad intrínseca de los HL es su baja densidad, que se consigue por la inclusión de aire en la matriz de hormigón [1]. Una de las tipologías de este tipo de hormigones es el hormigón celular tradicional (HCT): se trata de una pasta o mortero de cemento Portland (OPC), y en algunos casos con adición de cal hidratada, con un sistema cerrado de microburbujas de aire que ocupa hasta el 85% del material. Este sistema de burbujas se puede generar mediante la adición de: i) agentes tensoactivos; o ii) agentes generadores de gas. Entre estos últimos se encuentra el polvo de aluminio metálico (por generación de hidrógeno molecular) y el peróxido de hidrogeno (H_2O_2) (por generación de oxígeno molecular).

Algunos estudios sobre las propiedades de los HCTs revelan que en general se caracterizan por alcanzar valores de densidad en el intervalo de 300 a 1400 kg/m^3 , con resistencias mecánicas del orden de 1-15 MPa [3]. Además, reducen la conductividad térmica en un 5% - 30% respecto a la del hormigón tradicional [4,5] y resultan interesantes desde el punto de vista de la durabilidad ya que son resistentes al ataque de bacterias y al fuego [6-8].

Sin embargo, desde el punto de vista ecológico, el HCT presenta un alto impacto medioambiental debido al elevado consumo de OPC necesario para su producción (70% en masa). Es bien conocido que la producción del OPC lleva asociada una importante demanda energética, el consumo de materias primas no renovables [9] y contribuye en un 5-7% de las emisiones globales de CO_2 a la atmosfera [10].

Una forma de obtener este tipo de hormigones celulares con menor impacto medioambiental es por medio del uso de matrices geopoliméricas, de modo que el OPC es sustituido por un precursor mineral y una disolución activadora alcalina: son los conocidos como hormigones celulares geopoliméricos (HCG) [11,12].

El objetivo de la presente investigación es analizar el efecto aireante que produce el agua oxigenada (H_2O_2) en matrices geopoliméricas de residuo de catalizador de craqueo catalítico (FCC). Para ello se ha fabricado una serie de HCGs (con una dosificación constante a base de este precursor) a los que se ha adicionado distintos porcentajes de H_2O_2 . El fundamento de uso de este generador de gas es la formación de oxígeno molecular a partir de la descomposición en medio alcalino. El H_2O_2 es termodinámicamente inestable y se descompone fácilmente en agua y gas oxígeno (Ec. (1)):



Los materiales han sido caracterizados a nivel microestructural, y se han estudiado los productos cementantes, mediante las técnicas de termogravimetría y difracción de rayos X (DRX). A continuación, se ha procedido a su caracterización mecánica y física, determinando su densidad natural (ρ) y resistencia mecánica a compresión (R_c) a la edad de 7 días, así como la caracterización de su red porosa mediante las técnicas de microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido con emisión de campo (FESEM). Estos ensayos han permitido determinar el porcentaje óptimo de adición de H_2O_2 con el que se consigue fabricar HCGs de FCC con matrices estables y con buenas propiedades. Finalmente se ha procedido al estudio de las propiedades térmicas de los HCGs

seleccionados. Las características físicas, mecánicas y térmicas de estos últimos se han comparado con los obtenidos para sistemas de HCT a base de OPC, así como, para otros sistemas de HCGs con escoria de alto horno (BFS) como precursor mineral.

2.- MATERIALES Y MÉTODOS

2.1.- Materiales y propiedades

Para la síntesis de HCGs se ha empleado dos precursores minerales: i) FCC es un residuo de la industria petroquímica, compuesto principalmente por SiO₂ (47.76%) y Al₂O₃ (49.26%) y ha sido suministrado por la planta de la empresa BP Oil (Grao de Castellón, España); y ii) BFS está compuesta por CaO (40.15%), SiO₂ (30.53%) y Al₂O₃ (10.55%) y ha sido suministrada por la empresa Cementval S.A (Puerto de Sagunto, España). El OPC para la fabricación de HCT, ha sido suministrado por Lafarge (Puerto de Sagunto, España). Para la elaboración de la disolución activadora en HCGs se ha empleado hidróxido de sodio en pellets (pureza del 98%) y silicato de sodio (8% Na₂O, 28% SiO₂ y 64% H₂O), ambos suministrados por la empresa Merck (España). Como reactivo generador de gas se ha empleado una solución 30% w/w de peróxido de hidrógeno H₂O₂, suministrada por J.T Baker (España).

2.2.- Procedimiento experimental

El procedimiento experimental seguido para el desarrollo del presente estudio se ha dividido en dos fases: la fase (i) en la que se compara el efecto del porcentaje de H₂O₂ sobre el HCG (en base FCC) y la fase (ii) en la que se comparan las características del mejor HCG de la fase (i) con las de HCT (con cemento Portland, OPC) y otro tipo de HCG (con escoria, E).

En la primera fase (i) experimental se ha fabricado 6 probetas cúbicas de 64 cm³ con adiciones de H₂O₂ del 2%, 2.5% y 3% respecto al peso del precursor y con una relación agua/precursor de 0.50. Para la segunda fase (ii) se ha fabricado 8 probetas cúbicas de 1000cm³ con un 2% de H₂O₂ y con una relación agua/precursor para los HCGs de 0.5 con el empleo de FCC y de 0.25 con BFS. Los HCT tienen una relación agua/OPC de 0.40. La disolución activadora en todos los casos ha sido X/Y = 7.5/1.7, donde X representa la concentración molar de sodio en el activador (Na⁺) e Y es la relación molar SiO₂/Na₂O.

Respecto a la fabricación de los hormigones celulares, el H₂O₂ se ha incorporado a las mezclas tras el amasado previo del precursor y de la disolución activadora (el agua en el caso del HCT), y se ha agitado durante 90 segundos. El curado se ha llevado a cabo en cámara húmeda a 23°C y 100% H.R. Las muestras han sido enrasadas con una sierra dentada de manera manual a las 24 horas de la mezcla en el molde y, posteriormente, se ha procedido al desmoldeado de las mismas. En la Figura 1 se pueden observar los moldes empleados para la confección de probetas cúbicas, el procedimiento de enrasado/corte y las probetas cúbicas resultantes para cada una de las fases experimentales.

La nomenclatura empleada para la identificación de los materiales viene dada por: (A)-(B)POX, donde: (A) se corresponde con la materia prima empleada como precursor (FCC, BFS o OPC); y (B) representa el porcentaje de H_2O_2 adicionado.

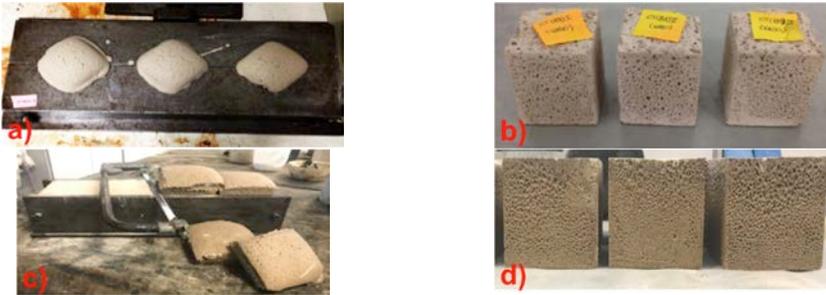


Figura 1. Moldes y probetas preparadas: a) molde para 3 probetas cúbicas de 64 cm^3 , con el material expandido por generación de gas en el interior; b) probetas de 64 cm^3 para la primera fase (i) experimental; c) molde para 4 probetas cúbicas de 1000 cm^3 en el momento previo al desmoldeado tras su enrase; d) probetas de 1000 cm^3 para la segunda fase (ii) experimental.

Para realizar la caracterización microestructural en cada una de las amasadas, se ha tomado una muestra de material fresco en un recipiente cilíndrico de plástico con cierre hermético. Los ensayos termogravimétricos se han realizado utilizando un módulo TGA 850 Mettler-Toledo. La técnica de DRX se ha llevado a cabo con un difractómetro modelo Bruker AXS D8 Advance. La densidad natural (ρ) se ha determinado mediante el peso de las probetas cúbicas antes del ensayo de resistencia a compresión. El ensayo mecánico de resistencia a compresión (R_c) se ha realizado con una máquina de ensayo universal INSTRON 3282. Con los resultados obtenidos se han calculado los promedios y los valores de desviación estándar. Se ha medido los diámetros de poro mediante el procesado de: i) micrografías tomadas con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FESEM) modelo ULTRA 55 de la marca ZEISS; y ii) fotografías de las superficies internas de las probetas (16 cm^2), tomadas con un microscopio óptico modelo S8 APO de la marca Leica en comunicación con una cámara digital modelo DFC 420 de la marca Leica. Los ensayos de conductividad térmica se han llevado a cabo con un equipo KD2-Pro desarrollado por la empresa Decagon Devices (NE Hopkins Court Pullman, EEUU) y comercializado en España por Lab Ferrer (Madrid, España). Se ha incorporado un sensor RK-1 para rocas y hormigones, que mide las propiedades térmicas en base al “Método de la Aguja Térmica” recogido en las normas ASTM D5334-08 y IEEE Standard 442-1981 [13,14].

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1.- Primera fase (i) experimental

En los ensayos termogravimétricos se ha observado para todos los materiales una evolución muy similar de los productos de hidratación. Las curvas DTG presentan un pico

característico en el intervalo de temperaturas de 100°C a 200°C que se corresponde con la formación de geles tipo NASH durante la reacción de geopolimerización. A los 7 días de curado aparece como un doble pico y con el tiempo se observa un ensanchamiento, que deja un pico de mayor intensidad con un hombro a baja temperatura. Con el paso del tiempo de curado, se observa un ensanchamiento del pico hacia temperaturas altas, lo que sugiere que se incrementa la cantidad de agua combinada químicamente y que los enlaces son más robustos. (Figs. 2.a y 2.b). Además, con el tiempo de curado se produce un aumento de la pérdida de masa total (en el intervalo 35-600°C) (Figs. 2.a y 2.b): lo que nos indica que se está produciendo una formación progresiva de producto gel. Este comportamiento concuerda con las conclusiones de trabajos previos sobre conglomerantes activados alcalinamente de FCC [15].

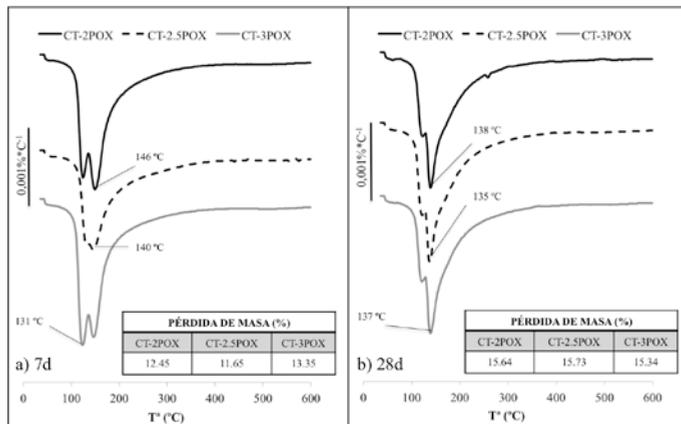


Figura 2. Resultados de termogravimetría de las pastas: a) curvas DTG y % relativo de pérdida de masa a los 7 días de edad; b) curvas DTG y % relativo de pérdida de masa a los 28 días de edad.

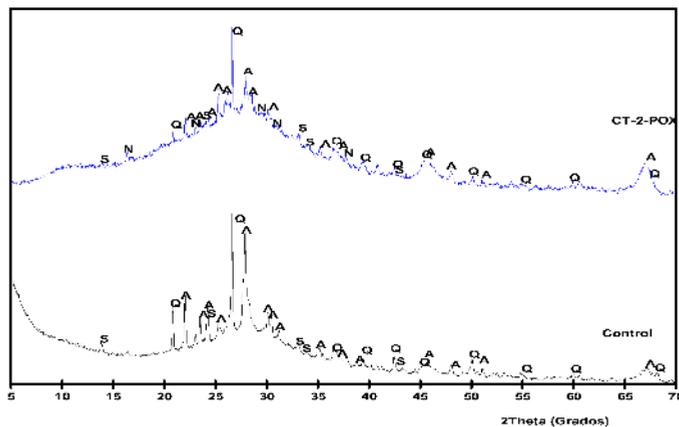


Figura 3. Difractogramas correspondientes a las pastas HCG

En la figura 3 se muestran los difractogramas de una pasta de FCC y de la pasta CT-2POX, ambas a 7 días de curado. En ambas muestras se observa los picos cristalinos del cuarzo (Q) (pdfcard 331161) y albita (pdfcard 191184), así como trazas de la formación de una zeolita, la hidrosodalita (pdfcard 311271). En la pasta tratada con agua oxigenada, además se ha detectado natrón (pdfcard 150800), posiblemente debido a una pequeña carbonatación de la pasta. También se detecta una fuerte desviación de la línea base, en el intervalo 20-35° 2 θ debido a la formación de geles amorfos tipo NASH. Esta zona está mucho más desarrollada en la pasta tratada con agua oxigenada que en la pasta control de FCC.

Por otra parte, los resultados obtenidos de densidad natural (ρ) y resistencia mecánica a compresión (R_c) a los 7 días de curado en cámara húmeda, se reflejan en la Tabla 1. Todos los valores de densidad natural obtenidos están por debajo de 1000 kg/m³ y las prestaciones mecánicas han resultado superiores a 1MPa.

Tabla 1. Primera fase experimental: resultados de densidad (ρ), resistencia mecánica a compresión (R_c) e intervalo de tamaño de poros (7 días de curado).

Material	ρ (kg/m ³)	R_c (MPa)	Tamaño de poro (mm)	
			Máx.	Min.
CT-2POX	965±4	2.67 ± 0.17	0.539	1.014
CT-2.5POX	938±5	1.87 ± 0.03	0.110	2.009
CT-3POX	902±5	1.05 ± 0.35	0.052	4.002

Los valores dejan de manifiesto que la ρ decrece de manera ligera a medida que el porcentaje de H₂O₂ aumenta. La R_c también decrece, aunque en este caso el cambio que experimenta esta propiedad a medida que aumenta la cantidad de H₂O₂ resulta de mayor magnitud. Así, cuando comparamos un 2% con un 2.5% de adición, la ρ decrece en un 3% y la R_c disminuye 0.80 MPa. En el caso de comparar el 2.5% con el 3% de adición, la disminución en la ρ resulta de un 4% y la R_c desciende en 0.82 MPa. Finalmente, si comparamos los valores extremos entre un 2% y un 3%, observamos que la ρ ha disminuido únicamente un 7% mientras que la R_c se ha reducido en 1.62 MPa (60% de pérdida). Según estos resultados se puede afirmar que la reacción de aireación no está siendo lo suficientemente efectiva al aumentar el porcentaje de H₂O₂ ya que las densidades no experimentan una disminución tal que avale la pérdida de resistencia mecánica (ver datos en Tabla 1).

El análisis de la red porosa de los HCGs de FCC permite diferenciar la influencia que ejerce la dosificación del H₂O₂ sobre el desarrollo de la matriz interna del material. Mediante esta técnica microscópica/óptica se consigue comparar el tamaño de poros (tanto en escala micro como macro), la distribución de los mismos y, además, es posible comprobar la compacidad resultante de la matriz del material y su posible influencia tanto en la ρ como en la R_c .

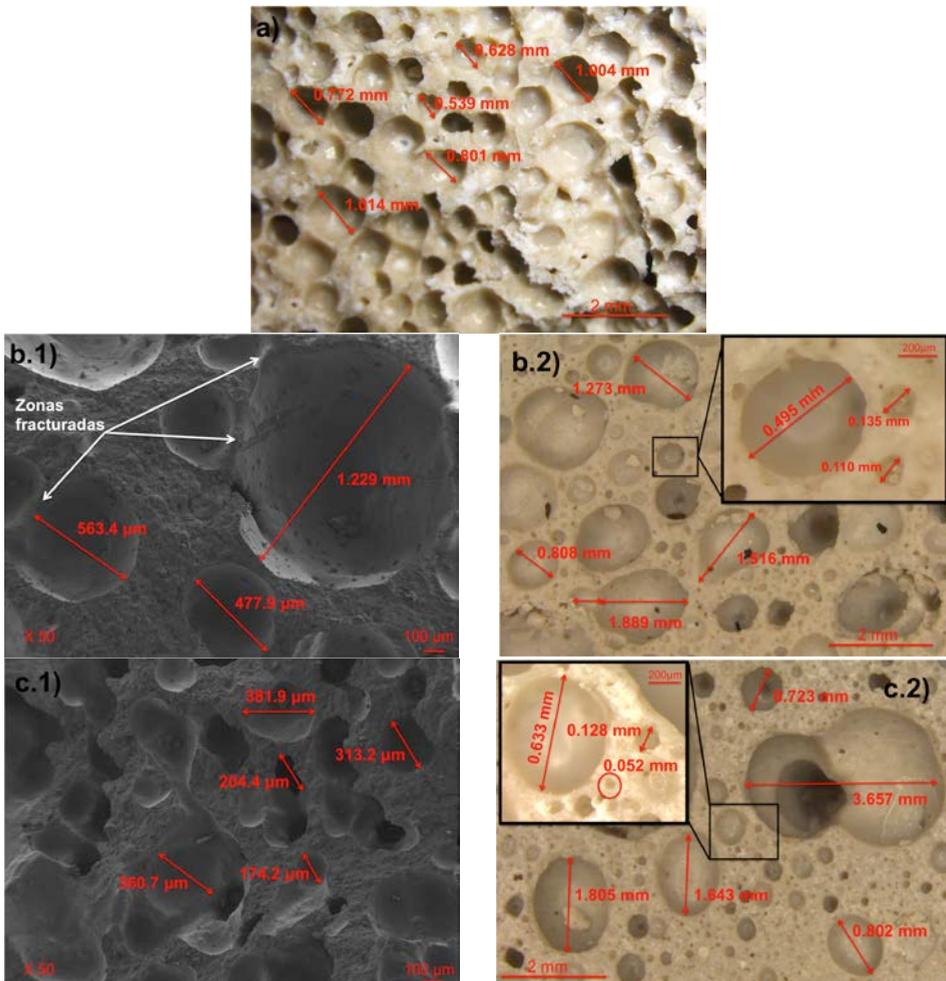


Figura 4. Análisis de la red porosa: a) muestra CT_2POX: Fotografía lupa de una superficie (16cm²); b) muestra CT_2.5POX: 1. Micrografía FESEM de una porción, 2. Fotografía lupa de una superficie (16cm²); c) muestra CT_3POX: 1. Micrografía FESEM de una porción, 2. Fotografía lupa de una superficie (16cm²).

El sistema CT-2POX se caracteriza por tener una matriz densa con huecos que tienen un diámetro esférico constante y que en la mayoría de casos se encuentran aislados sin interconexión entre los mismos. El material presenta huecos de tamaños en el intervalo de 0.539 a 1.014 mm (Fig. 4.a). En el caso de aumentar el porcentaje de H₂O₂ a 2.5%, se observa que la distribución de poros, en cuanto a su tamaño, deja de ser homogénea y la matriz contiene poros que van desde 0.110 a 2.009 mm (Figs. 4.b.1 y 4.b.2). Además la forma de los poros empieza a tener una geometría ovalada en algunos casos, debido a la interconexión entre los de mayor tamaño con los de menor tamaño. Este cambio geométrico

se ve mucho más acentuado en las micrografías y fotografías correspondientes a CT-3POX, donde los poros observados tienen un intervalo de tamaños desde 0.052 a 4.002 mm, mucho mayor que en los casos anteriores (Figs. 4.c.1 y 4.c.2).

Este cambio en la configuración de la red porosa de los materiales, a medida que aumenta el porcentaje de adición de H₂O₂, podría explicar la caída de resistencia observada entre CT-2POX y CT3POX. En el caso de adicionar un 2% de H₂O₂ la cinética de descomposición hace que se generen cantidades importantes de oxígeno, pero que no son lo suficientemente grandes como para producir la conexión entre burbujas. De este modo, se produce una mejor distribución de la matriz cementante alrededor de las burbujas de gas generadas. Cuando se aumenta el porcentaje de H₂O₂, la reacción resulta más agresiva y la cantidad de oxígeno liberada es mayor. La matriz cementante fresca deja de tener la resistencia suficiente para vencer el empuje que ejerce el gas sobre la interfase aire/pasta, provocando así su rotura. Es por tanto evidente, que la reología de la pasta juega un papel fundamental sobre el desarrollo de la estructura celular del HCG producido con H₂O₂.

3.2.- Segunda fase (ii) experimental

La conductividad térmica resultante para los HCG tanto de FCC como de BFS, así como para el HCT se recoge en la Tabla 2, junto con los valores de densidad y la resistencia mecánica a compresión a los 7 días de curado.

Tabla 2. Segunda fase experimental: resultados de densidad (ρ), resistencia mecánica a compresión (R_c) y conductividad térmica (K) (7 días de curado).

Material	ρ (kg/cm ³)	R_c (MPa)	K (w/mk)
CT-2POX	812±10	3.01 ± 0.13	0.236 ± 0.01
E-2POX	711±4	3.83 ± 0.06	0.194 ± 0.02
OPC-2POX	1042±19	6.50 ± 0.12	0.473 ± 0.01

A partir de los datos de densidad, se debe hacer notar que la densidad obtenida para los HCGs (CT-2POX y E-2POX) es significativamente menor que la obtenida para HCT (OPC-2POX): se produce una diferencia de unos 200-300 kg/m³. Esta diferencia, a pesar de haber usado la misma cantidad de H₂O₂, puede ser debida a que la reacción de descomposición es más rápida para los sistemas geopoliméricos. Estos sistemas tienen una mayor alcalinidad, y por ello hacen que la estabilidad de H₂O₂ se vea influenciada de forma notable, de modo que la velocidad de generación del oxígeno se produce mayoritariamente mientras la mezcla se encuentra en estado fresco (fase previa al fraguado).

Por otra parte, la resistencia mecánica, se ha reducido a la mitad para los HCGs (CT-2POX y E-2POX), respecto al HCT. Esto se puede atribuir a los valores de densidad obtenidos para cada uno de los materiales (ver Tabla 2).

Finalmente, con respecto a los valores de conductividad térmica, se ha observado una clara correlación entre esta propiedad y la densidad de los materiales. Se ha obtenido una mayor capacidad aislante con ambos sistemas de HCGs respecto a los sistemas a base de OPC. Con el empleo de FCC (CT- 2POX) se consigue reducir los valores de conductividad

térmica a los 7 días de edad, respecto al HCT, un 50% y con el empleo de BFS (E-2POX) un 60%, (ver Tabla 2).

4.- CONCLUSIONES

Los ensayos microestructurales de caracterización química evidencian que el desarrollo del proceso de geopolimerización y la evolución de los productos cementantes propios de los materiales de FCC activado alcalinamente, no se ven alterados al incorporar H₂O₂ en las mezclas, independientemente del porcentaje adicionado.

Se ha obtenido un material ligero, con buenas prestaciones mecánicas y con una red porosa estable, continua y homogénea mediante la adición de un 2% de H₂O₂. Como resultado, se ha desarrollado un HCG a base de FCC con 812.1 kg/cm³ y 3.01 MPa, cuya conductividad térmica resulta un 50% menor que la correspondiente a un HCT

Con un aumento en el porcentaje de H₂O₂ resulta una reacción de generación de gas más agresiva, con poros que pierden la forma esférica y se interconectan. Como consecuencia, la densidad del material disminuye, y se produce una pérdida significativa de resistencia mecánica.

Se ha demostrado que la capacidad de generación de oxígeno resultante de la descomposición del H₂O₂ y la formación de burbujas de gas en las matrices cementantes resulta mucho más estable en los sistemas geopoliméricos debido a su elevada alcalinidad.

El presente estudio pone de manifiesto la posibilidad de fabricar nuevos hormigones celulares geopoliméricos aireados con agua oxigenada, utilizando como precursor un residuo de la industria petroquímica como es el FCC.

AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente documento quieren mostrar su especial agradecimiento a GEOCELPLUS (proyecto interno de la Universitat Politècnica de València). Se agradece también al Servicio de Microscopía Electrónica de la UPV.

REFERENCIAS

- [1] D. Pfeifer, 'Sand Replacement in Structural Lightweight Concrete—Creep and Shrinkage Studies', *Journal of the American concrete Institute (ACI)* **65**(2) (1968) 131-140, <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2009.12.023>.
- [2] H.K. Kim, J.H. Jeon, H.K. Lee, 'Workability, and mechanical, acoustic and thermal properties of lightweight concrete with a high volume of entrained air', *Construction and Building Materials* **23** (2012) 411–422, <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2011.08.067>.
- [3] K. Ramamurthy, E.K.K. Nambiar, G.I.S. Ranjani, 'A classification of studies on properties of foam concrete', *Cement and Concrete Composites* **31** (2009) 388-396, <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2009.04.006>.

- [4] M.R. Jones, A. McCarthy, 'Behavior and assessment of foamed concrete for construction applications', in: Dhir RK, Newlands MD, McCarthy A, editors. (Use of foamed concrete for construction applications: Thomas Telford, 2005); 61-88, <http://dx.doi.org/10.1680/uofcic.34068.0008>.
- [5] W. Wongkeo, P. Thongsanitgarn, K. Pimraska, A. Chaipanich, 'Compressive strength, flexural strength and thermal conductivity of autoclaved concrete block made using bottom ash as cement replacement materials', *Materials and Design*, **35** (2005) 434-439, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.08.046>.
- [6] J.P. Melo. 'Desarrollo y caracterización de un material celular de alta porosidad con base cementicia activada mediante agentes inorgánicos', tesis doctoral, (Universidad Politécnica de Madrid, 2013), <http://oa.upm.es/22562/> (consultado 28.06.17)
- [7] B. Dolton, C. Hannah, 'Cellular concrete: engineering and technological advancement for construction in cold climates', in: Proc. Annual General Conference of the Canadian Society for Civil Engineering, Calgary Alberta, Canada 2006; 1-11. <http://www.clcir.com/index.php/download/cold> (consultado 28.06.17)
- [8] F. Zulkarnain, M. Ramli, 'Durability of performance of foamed concrete mix design with silica fume for housing development', *Journal of Materials Science and Engineering* **5** (2011) 518-527, [file:///Users/Fonpeal/Downloads/durability%20\(1\).pdf](file:///Users/Fonpeal/Downloads/durability%20(1).pdf) (consultado 28.06.17)
- [9] K.H. Mo, U.J. Alengaram, M.Z. Jumaat, S.P. Yap, S.C. Lee, 'Green concrete partially comprised of farming waste residues: a review', *Journal of Cleaner Production* **117** (2016) 122-138, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.01.022>.
- [10] F. Puertas, M. Torres-Carrasco, 'Use of glass waste as an activator in the preparation of alkali-activated slag. Mechanical strength and paste characterisation', *Cement and Concrete Research*, **57** (2014) 95-104. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconres.2013.12.005>.
- [11] R.A. Aguilar, O.B. Díaz, J.I.E García, 'Lightweight concretes of activated metacaolin-fly ash binders with blast furnace slag aggregates', *Construction and Building Materials* **24** (2009) 1166-1175, <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2009.12.024>.
- [12] H. Esmaily, H. Nuranian, 'Non-autoclaved high strength cellular concrete from alkali activated slag', *Construction and Building Materials* **26** (2012) 200-206, <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2011.06.010>.
- [13] ASTM-D5334-08 2008. Standard Test Method for Determination of Thermal Conductivity of Soil and Soft Rock by Thermal Needle Probe Procedure.
- [14] IEEE-STANDARD-442-1981. Guide for Soil Thermal Resistivity Measurements.
- [15] M.M Tashima, J.L. Akasaki, J.L.P. Melges, L. Soriano, J. Monzó, J. Payá, M.V Borrachero, 'Alkali activated materials based on fluid catalytic cracking catalyst residue (FCC): Influence of SiO₂/Na₂O and H₂O/FCC ratio on mechanical strength and microstructure', *Fuel* **108** (2013) 833-839, <https://doi.org/10.1016/j.fuel.2013.02.052>.