탄화온도 및 재담금 처리에 따른 중공형 탄소다공체의 기공구조 및 특성

이은주*** · 이창우* · 김양도** · 임영목*†

*한국기계연구원 부설 재료연구소(KIMS) 재료물성연구실, **부산대학교 재료공학과

Pore Structure and Characteristics of Hollow Spherical Carbon Foam According to Carbonization Temperature and Re-immersion Treatment

Eunju Yi***, Changwoo Lee*, Yangdo Kim** and Youngmok Rhyim*†

*Advanced Characterization & Analysis Department, Korea Institute of Materials Science, Changwon, Korea

**Department of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Pusan, Korea

(2012년 10월 16일 접수 : 2012년 11월 15일 최종수정 : 2012년 11월 20일 채택)

Abstract Today, the modification of carbon foam for high performance remains a major issue in the environment and energy industries. One promising way to solve this problem is the optimization of the pore structure for desired properties as well as for efficient performance. In this study, using a sol-gel process followed by carbonization in an inert atmosphere, hollow spherical carbon foam was prepared using resorcinol and formaldehyde precursors catalyzed by 4-aminobenzoic acid; the effect of carbonization temperature and re-immersion treatment on the pore structure and characteristics of the hollow spherical carbon foam was investigated. As the carbonization temperature increased, the porosity and average pore diameter were found to decrease but the compression strength and electrical conductivity dramatically increased in the temperature range of this study (700 °C to 850 °C). The significant differences of X-ray diffraction patterns obtained from the carbon foams carbonized under different temperatures implied that the degree of crystallinity greatly affects the characteristics of the carbon form. Also, the number of re-impregnations of carbon form in the resorcinol-formaldehyde resin was varied from 1 to 10 times, followed by re-carbonization at 800 °C for 2 hours under argon gas flow. As the number of re-immersion treatments increased, the porosity decreased while the compression strength improved by about four times when re-impregnation was repeated 10 times. These results imply the possibility of customizing the characteristics of carbon foam by controlling the carbonization and re-immersion conditions.

Key words carbon foam, re-immersion, carbonization, resorcinol-formaldehyde resin, pore structure.

1. 서 론

탄소다공체는 우수한 전기전도성 및 고온환경에 대한 높은 열적 안정성 등의 뛰어난 특성들을 지니고 있어 연료전지, 태양전지, 고온필터, 열관리 시스템 및 촉매담체와 같은 에너지 및 환경 산업분야에 다양하게 활용되고 있다.^{1,2)} 본 연구그룹에서는 탄소다공체의 고온 진공분위기에서 높은 강도 및 산화분위기에서의 기화 특성을 고려하여 정밀 구조용 몰드로서의 적용 가능성에 대해서도 보고한 바 있다.³⁻⁵⁾ 이러한 탄소다공체는 레조시놀

(resorcinol, C₆H₆O₂), 페놀(phenol, C₆H₅OH), 포름알데히드(formaldehyde, HCHO), 석탄, 피치(pitch), PAN(polyacrylonitrile) 등의 다양한 종류의 전구체들 및 그들의 합성에 의해 제조되고 있는데.⁶⁻⁸⁾ 탄소다공체의 기공구조 및 특성은 전구체, 제조공정 및 공정변수 등에 의해 결정되므로 이들 요소들의 효율적인 제어를 통해 탄소다공체의 기공구조와 특성을 향상하기 위한 다각적인 연구가 보고된 바 있다.⁹⁻¹¹⁾

본 연구그룹에서는 연료전지 및 금속다공체용 정밀구조 몰드로 응용할 수 있는 탄소다공체를 개발하기 위하

†Corresponding author

E-Mail : rhyim@kims.re.kr (Y. Rhyim, KIMS)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

여 선행 연구를 통해 기공형성제(pore former)로 폴리우레탄 폼 또는 폴리메틸메타크릴레이트(PMMA) 분말을 이용하고, 3가지 종류(resorcinol, phenol, formaldehyde)의 유기물 전구체 수지의 비율을 다르게 혼합한 후 탄화시켜, 다양한 종류의 탄소다공체를 제조한 바 있다. 그러나 그와 같이 기공형성제 이외의 공간을 유기물 전구체 수지로 거의 완전하게 충전한 후 탄화시켜 탄소다공체를 제작할 경우, 전구체 수지의 과도한 수축으로 인해 시편에 균열이 발생하는 문제점이 나타났다.

본 연구에서는 앞선 연구결과들을 바탕으로 유기물 전구체인 레조시놀-포름알데히드(resorcinol-formaldehyde)와 기공 형성제인 폴리메틸메타크릴레이트(polymethyl-methacrylate, 이하 PMMA)간의 적절한 혼합비율 조절과 함께 촉매를 이용함으로써, 유기물 전구체 수지가 PMMA이외의 공간을 완전히 충전하는 것이 아니라, PMMA를 얇게 둘러싼 구 형태의 입자들이 서로 연결되어 겔화됨으로써 다공체를 형성하고, 불활성 분위기에서 탄화할 경우 PMMA가 기화되어 제거되면서 최종적으로 속이 빈 중공형 탄소 구들이 연결된 형태의 탄소다공체가 형성되는 방법을 고안해냈다. 이러한 중공형 탄소다공체는 다른 연구자들이 보고한 중공형다공체 제조방법¹²⁾과 달리 수 마이크로미터 크기의 기공을 갖는 탄소다공체를 원료물질의 혼합비 제어만으로 용이하게 제작할 수 있으며, 탄화 시 수축에 따른 균열이 거의 발생하지 않아 대

면적의 제품을 제작할 수 있는 이점이 있다. 또한 내부가 거의 비워진 중공형 구형 탄소체들로 이루어져 상대적으로 낮은 밀도값을 가지는 특징이 있으나 이로 인한 낮은 기계적 강도는 정밀주조용 몰드와 같이 상대적으로 높은 기계적 강도가 요구되는 경우에는 불리할 수 있다. 이러한 이유로 제한된 기계적 강도를 개선하고 보다 향상된 특성들을 얻기 위해 탄화온도 변화 및 재담금 처리가 기공의 형상 및 분포와 탄소다공체의 특성에 미치는 영향에 대해 살펴보고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 졸-겔 방법 및 열분해에 의한 중공형 탄소다공체의 제조

내부가 비워진 중공형 탄소다공체를 제조하기 위해 본 연구에서는 유기물 전구체인 레조시놀($C_6H_6O_2$)과 포름알데히드(HCHO) 용해액(sol)에 기공형성제인 PMMA 및 촉매를 혼합한 후 건조시키고, 불활성 분위기에서 열분해(pyrolysis)에 의한 탄화과정을 거쳐 탄소다공체를 제조하였으며 이러한 일련의 과정을 Fig. 1에 도식적으로 나타내었다.

혼합단계에서는 16.2 g의 물에 레조시놀 6.48 g을 넣고 포름알데히드 8.2 g을 천천히 첨가하여 혼합시켰다. 그리고 직경이 8~10 μm 인 PMMA를 레조시놀과 포름알데히

Fig. 1. Flowchart showing the processing of the hollow spherical carbon foam including carbonization and re-immersion treatment conditions.

드의 무게 합 대비 100 wt% 를 각각 첨가한 후, 300 rpm 으로 3 시간 동안 상온에서 교반하였다. 혼합 된 반응물에 촉매로써 4-aminobenzoic acid($C_7H_7NO_2$) 0.5 g을 첨가하여 1 시간 동안 혼합한 후 50 °C 실리콘 용액에서 2 일 동안 중탕건조 하였다. 중탕건조를 거친 반응물은 잔존수분 제거를 위해 60 °C에서 1시간 다시 건조하였고, 아르곤 가스분위기의 전기 튜브로에서 분당 2 °C씩 800 °C 까지 승온시킨 후 2시간 동안 온도를 유지하여 탄화시켜 중공형 탄소다공체를 제조하였다.

2.2 중공형 탄소다공체의 탄화처리와 재담금 처리

중공형 탄소다공체의 기공구조와 전기적 특성에 대한 탄화온도의 영향을 조사하기 위해 건조된 1차 혼합물의 탄화온도를 700 °C, 750 °C, 800 °C 및 850 °C로 변화시켰으며 이후 각 시편들은 탄화온도별로 HCF-XXX °C로 표시하였다(HCF는 Hollow carbon foam, XXX는 탄화온도를 의미). 또한 서로 다른 온도에서 탄화된 탄소다공체의 결정구조 및 전기적 특성을 분석하기 위하여 XRD 장비 및 4포인트 프로브(4 point probe) 방법을 이용하여 분석 및 측정하였다. 그리고 중공형 탄소다공체의 기공구조 제어와 기계적 강도를 증가시키기 위한 방법으로는 재담금처리를 이용하였다. Fig. 1 에 나타난 바와 같이 800 °C에서 1차 탄화 완료된 탄소다공체를, 레조시놀과 포름알데이드를 용해한 수용액에 10 분간 재담금 처리한 후 60 °C의 건조오븐에서 1시간 동안 유지시켜 건조하였다. 이러한 처리를 시편에 따라 1 회에서 10 회 까지 반복하였으며 건조된 시편은 아르곤 분위기하에서 분당 2 °C의 속도로 승온시켜 800 °C에서 2 시간 동안

재탄화하였다. 이렇게 얻어진 탄소다공체는 이하 HCF-Y로 표시하였으며 여기서 Y는 담금 횟수를 나타낸다.

이렇게 제조된 탄소다공체들은 SEM을 이용하여 형상을 관찰하고, 수은 포로시미터(Mercury porosimetry)로 기공율 및 기공크기를 측정하였으며 Instron 5569장비를 이용하여 압축강도를 측정하였다. 또한 전기적 특성을 알아보기 위해서 가로 1 cm × 세로 1 cm × 높이 0.4 cm의 크기로 시편을 가공하여 4포인트 프로브(4 point probe) 방법을 이용하여 비저항을 측정하고 그 역수로써 전기전도도를 계산하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 중공형 탄소다공체의 기공 구조

전술한 바와 같이 레조시놀($C_6H_6O_2$)-포름알데히드(HCHO) 수용액에 기공형성제인 PMMA를 혼합하고 촉매인 및 4-aminobenzoic acid($C_7H_7NO_2$)를 혼합, 건조시키는 졸-겔 법으로 1차 혼합물을 제조한 후 탄화시킴으로써 Fig. 2 에 나타난 바와 같이 내부가 비워진 중공형의 탄소다공체를 얻었다. 개개의 중공형 탄소입자의 표면에는 탄화시 내부의 PMMA가 기화되어 방출됨에 따른 구멍이 존재하는데 수용액의 조성 및 촉매의 양과 탄화 온도 등에 따라 중공형 탄소입자의 벽두께 및 PMMA 기화 구멍의 형상이 변화하였으며, 구형입자를 이루지 못하고 무너져 내리는 경우도 발생하였으므로 실험방법에서 기술한 제조방법은 구멍이 최소화되고 다공체의 형상이 유지되는 최적의 조건으로 도출된 것이다.¹³⁾

기공구조를 살펴보면 구형의 중공형 탄소 입자들의 응

Fig. 2. SEM photographs of pore structure of hollow spherical carbon foam. (a) hole is shown at surface of the sphere and (b) hollow sphere is interconnected with neighbor spheres.

집체가 서로 연결되어있는 형태로써 각 입자 사이에는 비교적 작은 공공들이 형성되나 응집체간에는 상대적으로 큰 기공들이 존재하는 바이모달(bimodal)분포를 보인다. 그리고 각 중공형 탄소 입자의 크기 및 입자간 공공의 크기는 투입되는 기공형성제의 크기 및 양에 좌우되므로 응용 용도에 따라 용이하게 변경하여 제조할 수 있는 장점이 있다.

3.2 탄화온도에 따른 특성 변화

서로 다른 온도에서 탄화된 탄소다공체의 기공율과 평균기공크기는 Table 1에 정리한 바와 같이 탄화온도가 증가함에 따라 감소하였으며 이에 따라 밀도는 증가하는 경향을 나타내었다. 전술한 바와 같이 본 연구에서 제조한 중공형 탄소체는 구형의 개별적인 중공형 탄소입자들의 응집체가 서로 연결되어 있는 형태로써, 수은 포로시미터를 이용한 기공측정에 있어 상대적으로 크기가 큰 응집체간의 기공이 평균기공으로 측정되는 것으로 판단된다. 온도에 따른 평균기공직경의 변화는, 700 °C에서 19.04 μm 였고 850 °C에서는 11.26 μm 로 60 %수준으로 감소하였으나 전체적인 기공도는 58.75 %에서 46.67 %로 상대적으로 감소폭이 작게 나타났으며 이는 탄화온도에 따른 유기물전구체의 수축율은 크게 차이 나지 않으나 응집체간의 거리는 상대적으로 크게 영향을 받기 때문으로 판단된다. 이러한 경향을 살펴보기 위해 SEM으로 관찰하였으나 중공형 탄소입자의 벽 두께 등의 차이는 발견할 수 없었고 대부분 유사한 기공 형상과 구조를 보였기 때문에 별도로 사진을 실지 않았다.

탄화온도가 증가됨에 따라 다공체의 압축강도는 0.534 MPa 에서 1.739 MPa로 온도에 따라 고르게 증가하여 약 3배 이상의 차이를 보였는데 이는 평균기공직경이 약 반으로 감소함에 따라 외부응력에 대한 저항성이 커졌기 때문으로 판단된다. 이러한 기계적 강도 외에 전기적 특성이나 열전달 특성 등도 탄소다공체의 중요한 물성중의 하나이므로 본 연구에서는 4점 프로브 방식으로 전기전도도를 측정하였으며, Table 1에 정리한 바와 같이 700 °C에서는 0.001 s/cm²였고 750 °C에서는 0.002 s/cm²로 별 차이가 없었으나 800 °C에서 0.043 s/cm² 였고 850 °C에서는 0.074 s/cm²으로 급격하게 증가하였다.

Fig. 3. XRD diffraction patterns for hollow spherical carbon foams carbonized under different temperature, 700 °C, 750 °C, 800 °C and 850 °C for 2 hours.

이러한 경향에 대해 좀 더 고찰하기 위해 탄화온도에 따른 중공형 탄소다공체들의 결정화도(흑연화)를 알아볼 수 있는 x선 회절 분석(XRD)을 실시하였다. 분석조건은 15°에서 90°의 2θ범위에 대해 스텝간격을 2θ = 0.05°로 하고 1 °C/min의 주사속도로 하여 측정하였으며, 그 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 본 연구에서 이용한 탄화온도 범위는 탄소소재가 완전히 흑연화(graphitization)되기에는 상대적으로 낮은 온도이므로 대부분 비정질 상으로 존재하면서 일부가 결정성을 가질 것으로 판단되었으며, 유사한 온도에서 탄화를 진행한 Zhigang Fang 등의 실험결과¹⁶⁾와 같이 2θ = 23°와 43°부근에서 (002)면과 (101)면의 회절 피크가 나타날 것으로 예상되었다. Fig. 3에서 알 수 있는 바와 같이, 700 °C 및 750 °C 시편의 경우, 23도 이하의 영역에서 배경노이즈가 높아 (002)면의 피크가 상대적으로 명확하지 않은 반면, 800 °C 이상에서는 해당 피크가 뚜렷해지는 것을 알 수 있으며, (101)면의 피크도 상대적으로 폭이 좁아지고 상대적인 강도도 증가한 것을 알 수 있다. 이러한 회절강도의 증가는 결정화도의 증가를 의미하며, 탄소다공체의 전기적 특성은 흑연화 구조에 강하게 의존한다고 유추할 수 있다. 탄화온도의 증가에 따른 전기전도도의 향상은 여러 연구자들에 의해 보고된 바 있으며¹⁴⁻¹⁷⁾ 그 원인에 대해서는

Table 1. Characteristic for hollow spherical carbon foam carbonized at different temperatures, 700 °C, 750 °C, 800 °C, and 850 °C for 2 hours.

	HCF-700 °C	HCF-750 °C	HCF-800 °C	HCF-850 °C
Porosity	58.7494 %	56.6032 %	53.0520 %	46.6679 %
Average pore diameter	19.04 μm	16.38 μm	13.21 μm	11.26 μm
Density	0.24556 g/cm ³	0.25410 g/cm ³	0.25910 g/cm ³	0.27014 g/cm ³
Compression strength	0.534 MPa	0.807 MPa	1.222 MPa	1.739 MPa
Electrical conductivity	0.001 s/cm	0.002 s/cm	0.043 s/cm	0.074 s/cm

Fig. 4. The relationship between the bulk density and electrical conductivity for hollow spherical carbon foams carbonized at different temperature, 700 °C, 750 °C, 800 °C and 850 °C for 2 hours.

부피의 수축에 의한 전도도의 향상^{14,15)}과 결정화도의 향상^{16,17)} 때문인 것으로 설명하고 있다. 각 연구보고별로 사용된 유기물전구체의 조성 및 기공구조 등이 상이하

므로 전도도 향상에 기여하는 변수의 영향은 다를 수 있는데 본 연구에서는 Fig. 4에 나타난 바와 같이 온도의 증가에 따라 밀도는 거의 직선적으로 증가하나 전기전도도는 750 °C 이상에서 급격히 증가하는 것으로 나타났다. 따라서 본 연구의 경우에는 부피수축보다는 결정화도의 향상이 전기전도도에 더 큰 영향을 미친 것으로 판단된다.

3.2 재담금 처리에 따른 특성 변화

Fig. 5는 재담금 처리 전과 재담금 반복 횟수에 따른 중공형 탄소다공체 기공 형상 및 구조의 변화를 SEM으로 관찰한 사진이다. Fig. 5(a)는 재담금 처리를 실시하지 않은 시편으로써 구형의 중공형 탄소입자들간의 접촉에 의해 형성된 기공들이 뚜렷하게 관찰된다. 1회에서 10회까지 담금 횟수가 증가함에 따라 이웃한 중공형 탄소입자간의 목(neck)이 점점 커져서 10회 정도 반복되면 탄소입자들의 응집체 내부의 입자간 공극은 거의 막힌

Fig. 5. SEM micrographs of the hollow spherical carbon foam re-impregnated from 1 to 10 times and then re-carbonized at 800 °C for 2 hours. (a) before treatment, (b) HCF-1, (c) HCF-3, (d) HCF-5, (e) HCF-7 and (f) HCF-10.

Fig. 6. The comparison of the pore structure of hollow spherical carbon foam before and after the re-immersion treatments. (a) before treatment and (b) HCF-10, micro-voids filled up with RF resin and hollow sphere bonded with nearest spheres.

Table 2. The weight change of hollow spherical carbon foam depending on the number of re-impregnation.

	HCF-1	HCF-3	HCF-5	HCF-7	HCF-10
Before re-immersion	0.95001 g	0.96035 g	0.96076 g	0.95490 g	0.90305 g
After re-immersion	0.95526 g	0.96741 g	0.99643 g	1.00288 g	0.95489 g
Increment (%)	+0.00525 g (0.55 %)	+0.00706 g (0.74 %)	+0.03567 g (3.71 %)	+0.04798 g (5.02 %)	+0.05184 g (5.74 %)

Table 3. Characteristics for hollow spherical carbon foam re-impregnated from 1 to 10 times and then re-carbonized at 800 °C.

	HCF-1	HCF-3	HCF-5	HCF-7	HCF-10
Porosity	52.6232 %	46.9712 %	44.6145 %	44.4915 %	44.3597 %
Average pore diameter	15.54 μm	10.9 μm	10.8 μm	11.2 μm	10.2 μm
Compression strength	1.060 MPa	1.308 MPa	2.323 MPa	3.774 MPa	4.124 MPa

것을 알 수 있다(Fig. 5(f)). Fig. 6 은 재담금 처리 전의 중공형 탄소다공체와 10회 담금 처리된 중공형 탄소다공체를 약간 더 낮은 배율에서 관찰한 것으로 재담금이 반복됨에 따라 중공형 입자간의 미세공공은 막혀서 중공형입자 응집체가 하나의 덩어리처럼 보이나 응집체간의 큰 기공은 별다른 변화가 없는 것을 알 수 있다.

재담금처리를 통해 레조시놀($\text{C}_6\text{H}_6\text{O}_2$)-포름알데히드(HCHO) 수지가 다공체의 기공구조에 성공적으로 코팅 됨을 수치로서 증명하기 위하여 재담금처리 후 탄소다공체의 중량변화를 측정하였고 Table 2에 담금 횟수에 따른 중공형 탄소다공체의 결과를 나타내었다. 중량 증가율은 1회 담금시 0.55 %, 3회 담금은 0.74 %, 5회 담금은 3.71 %, 7회 담금은 5.02 %, 10회 담금은 5.74 % 로 3회 이후에 급격히 증가한 것으로 나타났다.

1회에서 10회까지 재담금 처리된 중공형 탄소다공체들의 특성 변화를 관찰하기 위해 담금 처리 후 800 °C에서 2시간 동안 유지하여 재탄화 한 뒤 수는 포로시미터와 Instron 5569 장비들을 이용하여 기공율, 평균 기공크기, 그리고 압축강도를 측정하였으며 그 결과를 Table 3에 정리하였다. 재담금 처리 후 레조시놀($\text{C}_6\text{H}_6\text{O}_2$)-포름알데히드(HCHO) 수지에 코팅된 탄소다공체의 전체 기공율 범위는 53.05 % 에서 44.35 %로 나타났고 담금 횟수가 증가함에 따라 기공율은 점차적으로 감소하였다. 또한 Table 3에서 확인할 수 있듯이 5회 담금 후 기공율 들은 담금 횟수의 증가와 관계없이 유사한 값을 보이는 데 이는 3회 담금까지 보여지는 구형 탄소체들 사이의 작은 기공들이 5회 담금 이후 레조시놀($\text{C}_6\text{H}_6\text{O}_2$)-포름알데히드(HCHO) 수지에 의해 대부분 채워져 더 이상의 기공을 변화가 없다는 것을 의미한다. 또한 다른 의미로는 반복되는 재담금 처리가 구형 탄소체들 사이의 작은 기공에는 크게 영향을 미치지만 탄소 응집체들간의 큰 기공에는 주목할 만한 영향을 주지 못하는 것을 의미한다.

재담금 처리 된 중공형 탄소다공체의 전체 평균 기공 크기는 1회에서 10회까지 담금 횟수에 증가함에 따라

15.54 μm 에서 10.2 μm 으로 변화하였으며, 각 담금 횟수에 따른 평균기공크기를 Table 3에 정리하였다. Table 3에서 나타난 대로 평균 기공 크기는 7회 담금일 경우를 제외하고 담금 횟수의 증가에 따라 천천히 감소하다가 담금 3회 이후 감소폭이 점점 작아지는 확인할 수 있다. 이는 앞서 언급한 이유로 인해 기공을 결과와 비슷한 경향을 보이고 있음을 알 수 있다.

재담금 및 탄화 처리 후 재담금처리가 중공형 탄소다공체의 물리적 특성에 미치는 영향을 알아보기 위해 압축 시험기를 이용하여 압축강도의 변화를 관찰하였으며 모든 압축 시험은 다공체가 파괴에 도달하기 전까지 분당 0.5 mm의 크로스헤드 속도 하에서 진행되었다. 실험 결과 담금 횟수가 증가할수록 중공형 탄소다공체의 압축강도는 증가하는 경향을 보였으며 5회부터 급격히 증가하여 10회 재담금 처리 후에는 재담금 처리 전에 비해 거의 4배 이상 향상됨을 확인할 수 있었다. 이와 같이 재담금 횟수의 증가에 따른 기계적 강도의 향상은 구형 탄소입자들 사이의 목성장, 기공 감소 및 연결성 강화 등의 기공구조 변화가 주 요인으로 작용하였기 때문이며, Table 2에 나타난 바와 같이 3회 이후의 뚜렷한 중량증가와도 관련이 있을 것으로 판단된다.

4. 결 론

본 연구에서는 새로운 탄소다공체 소재 개발을 위해 졸-겔 방법을 이용하여 레조시놀($\text{C}_6\text{H}_6\text{O}_2$), 포름알데히드(HCHO) 및 폴리메틸 메타크릴레이트(PMMA)를 포함하는 혼합 조성물을 탄화시켜 중공형 탄소다공체를 제조하였다. 또한 중공형 탄소다공체의 기공구조 및 특성을 제어하기 위하여 탄화온도 및 재담금처리를 변화시키고 그에 따른 탄소다공체의 기공구조, 기공율, 압축강도, 그리고 전기전도도 등을 관찰하였고 그 결과를 바탕으로 다음과 같은 결론을 도출하였다.

탄화온도에 따른 기공구조, 기공율, 압축강도, 그리고

전기전도도의 변화를 관찰한 결과, 기공구조에 대한 SEM 사진 분석에서는 별다른 차이가 보이지 않았으나 수은 포로시미터 이용한 기공율 측정결과에서는 탄화온도가 증가할수록 기공율이 감소하는 것을 알 수 있었다. 이러한 치밀화의 영향으로 탄화 온도의 증가에 따라 압축강도가 0.534 MPa 에서 1.739 MPa로 값이 점차적으로 증가하는 것을 확인할 수 있었고, 또한 결정화도가 향상되어 전기전도도가 0.001 s/cm²에서 0.074 s/cm²로 향상되었다. 또한 재담금처리를 이용한 기공구조 제어 및 특성 향상 실험결과, 재담금 횟수가 증가할수록 중공형 탄소다공체의 기공율과 평균기공크기는 점차적으로 감소하였으며 압축강도는 약 4배까지 급격히 증가하였다. 이러한 결과는 반복되는 재담금처리로 인해 중공형 탄소입자간의 기공이 감소하고 접촉부위가 증가함에 따라 기공크기 및 기공도의 감소를 이끌었고 코팅된 응집체 및 탄소입자들간의 연결성 강화로 외부 하중에 대한 저항력이 증가했기 때문인 것으로 판단되었다.

본 연구를 통해 마이크로미터급 중공형 탄소다공체의 기공구조와 특성은 유기물 전구체 및 기공형성제의 혼합비율과 탄화온도 및 재담금처리 등의 공정변수에 의해 효과적으로 제어됨을 알 수 있었고, 이를 통해 전극 소재나 금속다공체 구조용 몰드 등 용도에 따라 적절한 물성을 가진 탄소다공체의 제조가 가능함을 확인할 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 지식경제부 소재원천기술개발사업의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. N. C. Gallego and J. W. Klett, Carbon, **41**, 1461 (2003).
2. J. Kim and N. Cunningham, J. Power Sources, **195**, 2291 (2010).
3. C. W. Ji, E. J. Yi, Y. D. Kim and Y. Rhyim, J. Kor. Powd. Metal. Inst., **18**(2), 141 (2011) (in Korean).
4. Y. M. Rhyim, C. W. Ji, E. J. Yi, J. H. Heo and Y. D. Kim, in Proceedings of MetFoam2011 (Busan, Korea, September 2011) p.129.
5. Y. M. Rhyim, J. H. Heo, C. W. Lee and E. J. Yi, Korean Patent 10-1183029 (2012).
6. W. Ford, US patent 3121050 (1964).
7. C. Chen, E. B. Kennel, A. H. Stiller, P. G. Stansberry and J. W. Zondlo, Carbon, **44**, 1535 (2006).
8. J. Googin, J. Napier and M. Scrivner, US Patent 3345440 (1967).
9. Z. -H. Min, M. Cao, S. Zhang, X. -D. Wang and Y. -G. Wang, New Carbon Materials, **22**(1), 75 (2007).
10. Y. -G. Wang, Z. -H. Min, M. Cao and D. -P. Xu, New Carbon Materials, **24**(4), 321 (2009).
11. S. Lei, Q. Guo, J. Shi and L. Liu, Carbon, **48**, 2644 (2010).
12. E. Bruneton, C. Tallaron, N. Gras-Naulin and A. Cosculluela, Carbon, **40**, 1919 (2002).
13. Y. M. Rhyim, C. W. Lee, E. J. Yi, S. Y. Choi and Y. D. Kim, in Proceedings of ISNNM 2012 (Istanbul, Turkey, August 2012) p.92.
14. L. Zhang and J. Ma, Carbon, **47**, 1451 (2009).
15. S. Rattanaweeranon, P. Limsuwan, V. Thongpool, V. Piriya Wong and P. Asanithi, Procedia Engineering, **32**, 1100 (2012).
16. Z. Fang, C. Li, J. Sun, H. Zhang and J. Zhang, Carbon, **45**, 2873 (2007).
17. I. Najeh, N. B. Mansour, M. Mbarki, A. Houas, J. Ph. Nogier and L. El Mir, Solid State Sci., **11**, 1747, (2009).