

# 基于海藻酸钠交联的 NiO/C 复合材料制备及其储锂性能

刘倩文, 孙博雅, 顾佳俊, 刘庆雷, 张 荻

(上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

**摘 要:** NiO 作为过渡金属氧化物代表, 具有能量密度较高、成本低的优点, 在锂离子电池负极材料的应用中引起了广泛关注。通过海藻酸钠与金属离子的自主交联反应, 以及碳化、氧化过程, 制备了低成本的多孔纳米 NiO/C 复合材料。得到的复合材料中, NiO 纳米颗粒分散均匀且被石墨化碳层包覆, 并嵌入多孔相互连通的碳基体中, 在提升复合材料整体导电性的同时抑制了活性材料在电化学反应中的体积膨胀。将其用作锂离子电池负极材料时, NiO/C 复合材料在 0.1, 1 A/g 的电流密度下分别具有 608.2, 307.2 mAh/g 的比容量, 并且在 0.1 A/g 电流密度下经过 100 圈循环后仍保持 448 mAh/g 的比容量, 显示出优良的循环稳定性。优良的电化学性能充分显示出 NiO/C 复合材料在锂离子电池负极材料中的应用潜能。

**关键词:** 海藻酸钠; 自主交联; NiO; 多孔结构; 锂离子电池

**中图分类号:** TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2020)01-0053-06

## Self-Cross-Link Synthesis of Porous Nanoscale NiO/C Composites Electrode Materials for Lithium Storage

LIU Qianwen, SUN Boya, GU Jiajun, LIU Qinglei, ZHANG Di

(State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

**Abstract:** As a representative of transition metal oxides, NiO has the advantages of high energy density and low cost, and thus has attracted extensive attention in the application of lithium-ion batteries anode materials. Porous nanoscale NiO/C composites with low cost are prepared by a simple self-cross-link reaction of sodium alginate with metal ions and following carbonation and oxidation process. In the resultant composites, NiO nanoparticles coated by graphitic layers are uniformly embedded into porous carbon frameworks. The porous carbon frameworks not only enhance the electrical conductivity, but also inhibit the volume expansion of NiO nanoparticles during electrochemical reactions. Applying these in the anodes of lithium-ion batteries, these structural features enable the NiO/C composites to deliver high specific capacity of 608.2 and 307.2 mAh/g at the current density of 0.1 and 1 A/g, respectively, and the composites still maintain the specific capacity of 448 mAh/g after 100 cycles under the current density of 0.1 A/g, showing such excellent cycle stability. Such well electrochemical performance demonstrates the potential of NiO/C composites in anodes for lithium-ion batteries.

**Key words:** alginate; self-cross-link; NiO; porous structure; lithium-ion batteries

## 1 前 言

近年来, 随着传统化石燃料过度开采和使用造成的环境污染与温室效应的日益加剧, 用更清洁的能源代替

化石燃料成为研究热点<sup>[1]</sup>。锂离子电池作为一种能量密度高、循环寿命长的储能器件, 已成为电子设备、混合动力汽车、电动汽车的理想供电体<sup>[2]</sup>。自 1991 年锂离子电池面世以来, 石墨是使用最广泛的负极材料之一<sup>[3]</sup>。石墨具有良好的功率密度, 但其能量密度不足<sup>[4]</sup>, 因此, 寻找同时具有较高能量密度与功率密度的材料是锂离子电池负极材料研究的重点。

过渡金属氧化物 ( $MO_x$ ,  $M = \text{Mn, Fe, Ni, Co, Sn}$  等) 因其成本低、能量密度较高的特点而备受关注<sup>[5-8]</sup>。然而, 这些过渡金属氧化物在嵌锂/脱锂的过程中体积变化较大, 容易导致电极材料粉碎, 进而影响电极反应<sup>[9]</sup>。另外, 过渡金属氧化物导电性能通常较差。为了限制这

收稿日期: 2019-01-06 修回日期: 2019-01-20

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51572169); 国家重点研发计划项目(2017YFB1201005); 上海市科委基础研究项目(18JC1410500, 17ZR1441400)

第一作者: 刘倩文, 女, 1995 年生, 硕士

通讯作者: 刘庆雷, 男, 1979 年生, 研究员, 博士生导师,

Email: liuqinglei@sjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201901007

类材料的体积膨胀并提高其导电性,通常采用的方法是合成纳米级的过渡金属氧化物颗粒<sup>[10]</sup>,并将其与导电性良好的碳基材料复合<sup>[11, 12]</sup>。Huang 等以葡萄糖为碳源,将 C 填入 NiO 纳米颗粒的空隙中制备了 NiO/C 纳米复合材料<sup>[13]</sup>,其导电性显著提升,但是材料在循环过程中的体积膨胀难以限制。因此,开发低成本、高导电、体积膨胀可控的过渡金属氧化物/碳复合材料是制备新一代负极材料的关键。

在前期研究中,作者课题组发现褐藻的提取物海藻酸钠可以自发地与金属离子发生交联反应,碳化后可以得到具有多孔结构的纳米级过渡金属氧化物/碳复合材料<sup>[14]</sup>。基于此,本研究采用海藻酸钠与二价镍离子交联,合成了具有良好电化学性能的 NiO/C 复合电极材料。NiO 成本低、能量密度较高<sup>[4, 15-18]</sup>,本研究中的 NiO 纳米颗粒被石墨化的碳层包覆且嵌入相互连通的 C 基体中,这样的分级多孔结构可以很好地解决了 NiO 导电性差、比表面积低、体积变化大和循环稳定性较差的缺点<sup>[6]</sup>。这为其在锂离子电池等储能材料中的应用提供了结构优势,也给其他体积变化较大的过渡金属氧化物在锂离子电池负极材料中的应用提供了新的思路和方法。

## 2 实验

### 2.1 NiO/C 复合材料的制备

以 4:5 的体积比,将 5% (质量分数,下同) 的  $\text{Ni}(\text{NO}_3)_2$  溶液逐滴加入 1.5% 的海藻酸钠溶液中。将制备好的 Ni-海藻酸盐凝胶用去离子水冲洗干净后,冷冻干燥 24 h 以除去水分。将干燥好的 Ni-海藻酸盐气凝胶在  $\text{N}_2$  气氛下 600 °C 碳化 1 h,得到 Ni/C 复合材料。将 Ni/C 复合材料在马弗炉中 200 °C 氧化 3 h,最终得到 NiO/C 复合材料。

### 2.2 锂离子半电池组装

将 80 mg NiO/C 复合材料、10 mg 导电炭黑和含 500  $\mu\text{L}$  聚偏二氟乙烯的 N-甲基吡咯烷酮溶液混合,且磁力搅拌 12 h,得到均匀浆料后将其均匀地涂覆在铜箔上。在 110 °C 下,真空干燥 12 h,将涂有浆料的铜箔裁成直径为 12 mm 的圆片,作为工作电极。

锂离子半电池的组装:以锂片为对电极、Celgard 2500 为隔膜,与上述工作电极组装成纽扣电池。电解液为 1 mol/L 的六氟磷酸锂 ( $\text{LiPF}_6$ ) 溶液,溶剂为碳酸乙烯酯 (EC) 和碳酸二甲酯 (DMC) (体积比为 1:1)。

### 2.3 表征与电化学测试

采用 HITACHI S-4800 型扫描电子显微镜 (SEM)、JEOL JEM-2100F 型透射电子显微镜 (TEM) 进行微观形貌表征。采用 Rigaku D/Max-2500 型 X 射线衍射 (XRD)

仪进行相分析。采用 Netzsch TGA 仪器对材料进行热重 (TGA) 分析。采用 Micromeritics ASAP 2020 仪器进行氮气吸附脱附曲线测试。采用 Axis UltraDLD 型 X 射线光电子能谱仪进行 X 射线光电子能谱 (XPS) 测试。拉曼光谱由 Senterra R200-L 型拉曼光谱仪测得。采用 LAND-CT2001A 型电池测试系统和 VMP3 电化学工作站进行电化学性能测试,电压窗口为 0.005~3.0 V。

## 3 结果与讨论

### 3.1 表面形貌和微观结构

图 1a 为制备的 NiO/C 复合材料的 SEM 照片,可以看出复合材料呈泡沫状多孔结构,碳基体中存在着大量尺寸为 10~200 nm 相互连通的孔通道,丰富的孔通道为电解液离子提供了快速传输路径,同时增加了复合材料的比表面积<sup>[19]</sup>。图 1b 为其 TEM 照片,可以看出碳基体上均匀分散着大量平均尺寸为 5 nm 的颗粒,纳米尺寸的颗粒为电化学反应提供了高的活性表面积<sup>[20]</sup>。由图 1c 的高分辨透射电镜 (HRTEM) 照片可知,颗粒的晶面间距为 0.20 nm,与 NiO (111) 面的晶面间距一致。从图 1c 中的选区电子衍射 (SAED) 图谱中可以看出,从内到外的选区电子衍射环分别对应 NiO 的 (200)、(111) 和 (220) 晶面,由此可以确定复合材料中纳米颗粒的成分为 NiO;此外,这些纳米颗粒被 2~3 层的石墨化碳层包裹,这是由于在碳化过程中,与 Ni 纳米颗粒相邻的非晶碳由于 Ni 的催化作用转化为有序的石墨化碳层<sup>[21]</sup>,这些石墨化碳层不但能有效地传输电子,增强复合材料的导电能力,还可以缓冲 NiO 颗粒由于体积变化带来的应力。这种均匀多孔纳米级 NiO/C 复合材料的微观结构来源于海藻酸钠与 Ni 离子的自主交联,难以通过常规方法获得。

图 1d 为该复合材料的 XRD 图谱,图谱中出现了 37.2°、43.3° 和 62.9° 3 个特征峰,与 NiO 的标准卡片 (JCPDS: 47-1049) 完全对应,再次验证了复合材料中的纳米颗粒是 NiO。XRD 图谱中出现在 20° 左右的峰对应于 NiO 颗粒周围的石墨化碳层,与 TEM 照片一致。图 1e 为 NiO/C 复合材料中 O 元素的 XPS 图谱,图谱上有 4 个峰,其中 529.6 eV 处的峰对应于 NiO 中的 Ni—O 键;531.3 eV 处的峰对应于 C=O 键或者 Ni—O 键;533.1 eV 处的峰对应于 C—OH 或 C—O—C 基团 (羟基或环氧);532.2 eV 处的峰对应于 C—O—Ni 键。C—O—Ni 键的存在说明复合材料中 NiO 通过 C—O—Ni 键链接固定在碳基上,结构稳定。

图 1f 为复合材料的拉曼图谱,1340 和 1593  $\text{cm}^{-1}$  处的两个峰对应于碳基体的 D 峰和 G 峰。D 峰通常对应碳结构里的缺陷,而 G 峰通常对应高度有序的石墨化结构。

NiO/C 复合材料中  $I_G/I_D$  值高达 1.24, 说明其石墨化程度较高。在 600 °C 较低的碳化温度下, 达到较高的石墨化程度, 与 Ni 颗粒催化石墨化作用有关。石墨化程度高, 表明复合材料的导电性优良。图 1g 中的 TGA 曲线显示样品质量在 300~400 °C 时急剧下降, 这是由于 NiO/C 复合材料中的 C 在空气中燃烧造成的。500 °C 后的剩余质量为 NiO 纳米颗粒, 故 NiO/C 复合材料中 NiO 纳米颗粒的质量分数为 54.1%。图 1h 中的氮气吸附脱附曲线为典型的 IV 型曲线, 由该曲线测得 NiO/C 复合材料具有相对

较高的表面积 (183.2 m<sup>2</sup>/g), 这与 SEM 照片中观察到的丰富的孔通道一致, 表明该材料具有较高的活性反应比表面积。由图 1h 中的孔径分布曲线可以看出, NiO/C 复合材料具有分级多孔结构, 包括 2~4 nm 的窄介孔和 7 nm 以上的介孔和大孔。丰富的介孔为离子直接接触 NiO 纳米颗粒提供了短的扩散路径, 大孔的存在则可以在电极中充当电解质的存储容器, 有利于电解液中的离子快速进入电极材料内部。

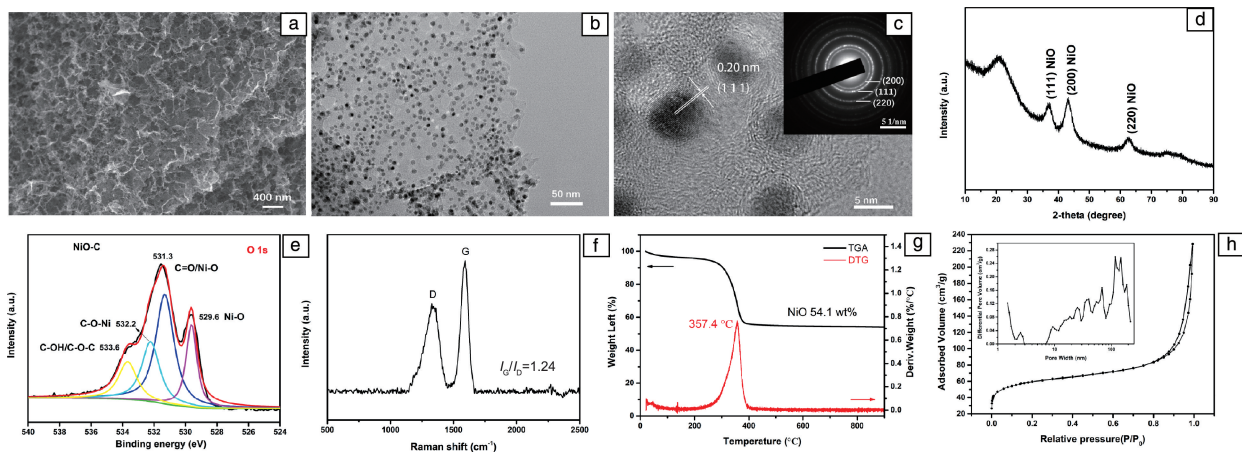


图 1 NiO/C 复合材料的表面形貌和微观结构表征: (a) SEM 照片, (b) TEM 照片, (c) HRTEM 照片及 SAED 图谱, (d) XRD 图谱, (e) XPS 图谱, (f) 拉曼图谱, (g) TGA 曲线, (h) 氮气吸附脱附曲线及孔径分布

Fig. 1 Characterization of surface morphology and microstructure of NiO/C composites: (a) SEM image, (b) TEM image, (c) HRTEM image and SAED spectrum, (d) XRD pattern, (e) XPS spectra, (f) Raman spectrum, (g) TGA curves, (h) N<sub>2</sub> adsorption-desorption curve and pore size distribution

## 3.2 电化学性能

### 3.2.1 NiO 储锂机理

不同于插入型锂离子电池负极材料, NiO 的晶体结构为体心立方结构, 无法为锂离子自由嵌入/脱出提供通道<sup>[22]</sup>。同时, Ni 也无法与金属锂形成合金。因其结构特点, NiO 在锂离子电池中的反应机理不同于传统的锂离子嵌入/脱出或者合金/脱合金反应, NiO 是通过与金属锂发生可逆的氧化还原反应来储能。其反应如式(1)所示:



NiO 被 Li<sup>+</sup> 还原为 Ni 对应于放电过程, 金属 Ni 与 Li<sub>2</sub>O 反应生成 NiO 和 Li<sup>+</sup> 则对应于充电过程。

### 3.2.2 锂离子半电池电化学性能

图 2a 为复合电极材料在扫描速率为 0.1 mV/s、电压窗口为 0.005~3 V (vs. Li/Li<sup>+</sup>) 下的循环伏安 (CV) 曲线。在第一圈放电曲线中, 可以观察到 0.4 V 左右有一个密集的还原峰, 此处的峰归因于在放电过程中电极附近的电解质发生分解形成固体电解质 (SEI) 膜以及 NiO 到金属 Ni 的还原反应过程<sup>[23-25]</sup>。而在第一圈充电曲线中出现

了 1.4 和 2.2 V 两个氧化峰, 分别对应于 SEI 膜的分解和 Ni 氧化为 NiO 的过程。在整个电化学过程中 NiO/C 复合材料电极的反应机理如式 (1) 所示。在第二、第三圈循环中, 由于锂的驱动以及结构和组织的改变, 还原峰的位置从 0.4 移动到了 0.9 V。所有其他峰都能够完全重叠, 这意味着在第三圈后已经形成了稳定的 SEI 膜。

图 2b 中的恒流充放电 (GCD) 曲线与图 2a 中的 CV 曲线较为吻合。在第一次放电过程中, GCD 曲线在 0.5 V 左右出现的平缓部分对应于 CV 曲线中由于 SEI 膜形成和 NiO 还原反应出现的还原峰。在接下来的循环中, 放电过程中 0.9 V 左右出现的平缓区域以及充电过程中 1.4~2.2 V 中出现的坡度较大的部分对应于电化学氧化还原过程 (NiO ↔ Ni), 与 CV 曲线中的峰吻合较好。NiO/C 复合材料在第一圈放电过程中, 释放了 1005.8 mAh/g 的高锂存储比容量, 在第一圈充电过程比容量为 722 mAh/g, 计算可得库伦效率为 71.8%。第一圈的容量损失是由于电解质的不可逆消耗以及 NiO/C 复合材料多孔表面 SEI 膜的形成。



图 2c 展示了 NiO/C 复合材料在 0.1 A/g 电流密度下的循环性能。在循环充放电 20 圈后, 循环性能趋于稳定。100 圈充放电后, NiO/C 复合材料仍保留了 448 mAh/g 的比容量, 是第 20 圈比容量(498 mAh/g)的 90%, 体现了其稳定的循环性能。在整个循环过程中, 电池的库伦效率从第一圈的 71.8% 迅速上升为第五圈的 99.3%, 并且在之后的 95 圈一直保持 99% 左右的库伦效率, 表明 NiO

纳米颗粒与  $\text{Li}^+$  之间存在高度可逆的转换反应。

NiO/C 复合材料电极在锂离子电池中的倍率性能如图 2d 所示, 复合材料在 0.1, 0.2, 0.5, 1.0, 2.0 和 5.0 A/g 的电流密度下, 放电比容量分别为 608.2, 536.1, 394.5, 307.2, 187.3 和 79.2 mAh/g。当循环至第 70 圈时, 电流密度恢复至 0.1 A/g, 比容量也恢复至 589.8 mAh/g。这证明了 NiO/C 复合材料电极比容量的可逆性。

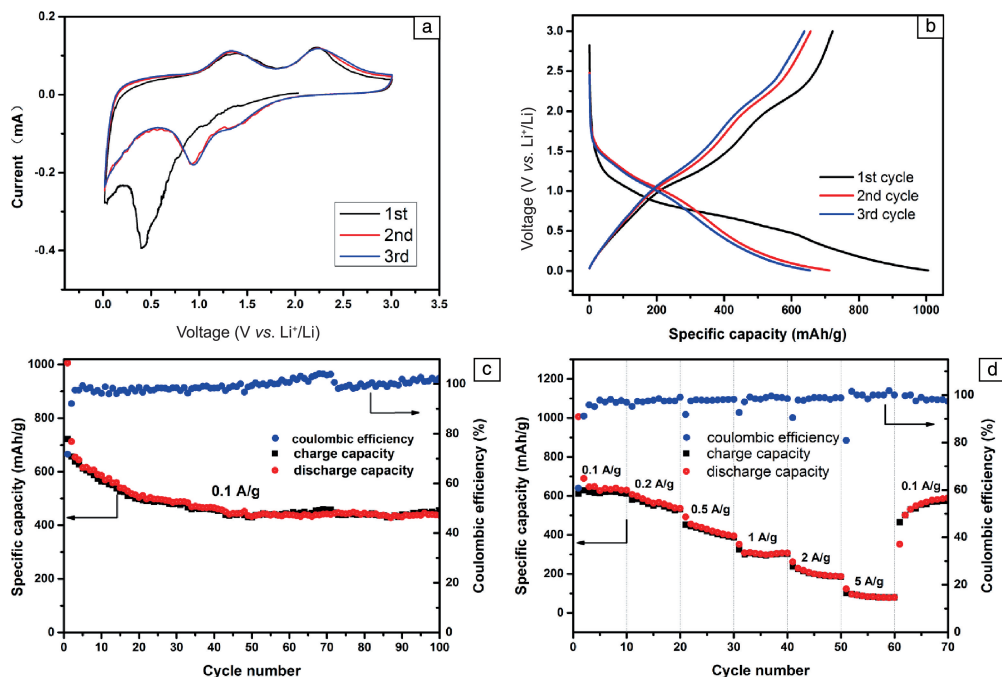


图 2 锂离子电池中 NiO/C 复合电极材料的电化学性能: (a) 扫描速率为 0.1 mV/s 的 CV 曲线, (b) 电流密度为 0.1 A/g 的 GCD 曲线, (c) 在 0.1 A/g 电流密度下的循环性能, (d) 倍率性能

Fig. 2 Electrochemical performance of NiO/C composites in Li-ion batteries: (a) CV curves at the scan rate of 0.1 mV/s, (b) GCD curves at the current density of 0.1 A/g, (c) cycling performance at the current density of 0.1 A/g, (d) rate performance

NiO/C 复合材料具有上述优异循环性能和倍率性能的主要原因有: ① NiO/C 复合材料中分级多孔的碳基体结构和纳米级 NiO 颗粒, 给离子的表面吸附提供了较大的表面积; ② NiO 颗粒被石墨化碳层包裹, 且很好地嵌入到互联互通的碳骨架中, 可以很好地缓冲 NiO 颗粒在充放电循环过程中体积变化引起的应力, 从而避免了电极的粉碎, 具有良好的循环性能; ③ 丰富的孔通道提供了电解液离子的传输路径, 高石墨化碳结构也促进了电子的传输, 提升了材料的导电性。

NiO/C 复合材料在锂离子电池中的交流阻抗测试结果如图 3 所示, 根据图中所示模拟电路, 可以计算得到 NiO/C 复合材料与电解液之间的电子转移阻抗( $R_{ct}$ )约为 101.3  $\Omega$ , 充分验证了 NiO/C 复合材料良好的导电性。在中低频区阻抗曲线斜率  $Z_w$  较大, 说明锂离子在 NiO/C 复合电极材料内部的扩散速度较快, 这与多孔碳基提供的

大量离子传输通道有很大关系, 它们大大降低了锂离子在 NiO/C 复合材料电极内部的扩散阻力。

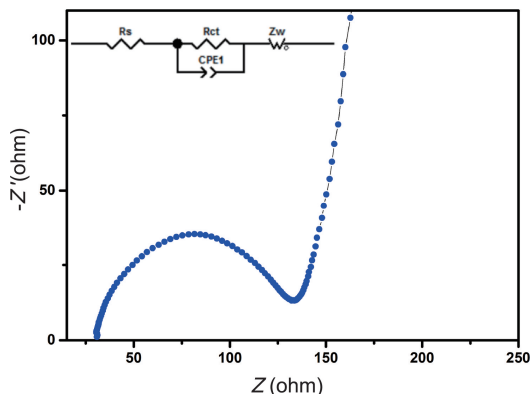


图 3 锂离子电池中 NiO/C 复合材料的电化学阻抗谱

Fig. 3 Nyquist plot of the NiO/C electrodes in Li-ion batteries



NiO/C 复合材料与其他文献报道的复合材料电化学性能的对比如图 4 所示。相对于纯 NiO 电极材料<sup>[26]</sup>, NiO/C 复合电极材料的比容量和倍率性能均有显著提升。与其他 NiO 相关电极材料性能相比<sup>[27-29]</sup>, NiO/C 复合电极材料不仅拥有相对较高的比容量, 同时在高电流密度下, 比容量衰减程度更低, 表现出优良的倍率性能。

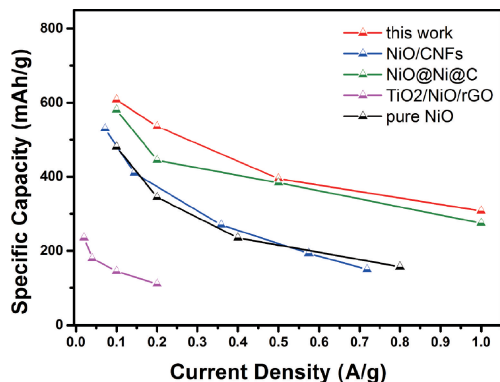


图 4 锂离子电池中 NiO/C 复合材料与其他 NiO 相关材料的电化学性能对比<sup>[26-29]</sup>

Fig. 4 Electrochemical performance comparison of NiO/C composites and other NiO-related materials in Li-ion batteries<sup>[26-29]</sup>

### 3.2.3 循环后材料稳定性

NiO/C 复合材料在 0.1 A/g 的电流密度下循环 100 圈后的微观结构如图 5a 所示, 可以看出循环后晶粒尺寸略有增加, 平均尺寸约为 5~6 nm, 这与 NiO 纳米颗粒在可逆的氧化还原反应中的体积变化有关, 但 NiO 纳米颗粒受到 NiO/C 复合材料独特的碳层束缚, 体积变化较小。循环后复合材料中颗粒晶面间距为 0.21 nm, 与 NiO 颗粒的(111)面对应。图 5b 和 5c 的元素面扫描照片显示 Ni 和 O 元素仍均匀分布于复合材料中, 证实循环后电极材料中颗粒仍为 NiO 颗粒, 表明 NiO/C 复合材料在循环过程中表现出优异的稳定性。

## 4 结 论

本文利用海藻酸钠与金属 Ni 离子的自主交联特性, 经过冷冻干燥、碳化及氧化过程, 制备了具有多孔结构的纳米 NiO/C 复合材料。NiO/C 复合材料中, NiO 颗粒尺寸小、分散均匀, 并且与分级多孔的碳基体结构紧密结合, 将其应用于锂离子电池中, 不仅提升了材料的导电性, 还为电解液离子提供了快速传输通道, 更重要的是可以缓解 NiO 颗粒在 Li<sup>+</sup> 嵌入/脱出过程中体积变化的问题, 提升了电极材料的稳定性。本文所得到的 NiO/C 复合材料合成方法简单、成本低、电化学性能优异, 在锂离子电池中具有较好的应用前景。

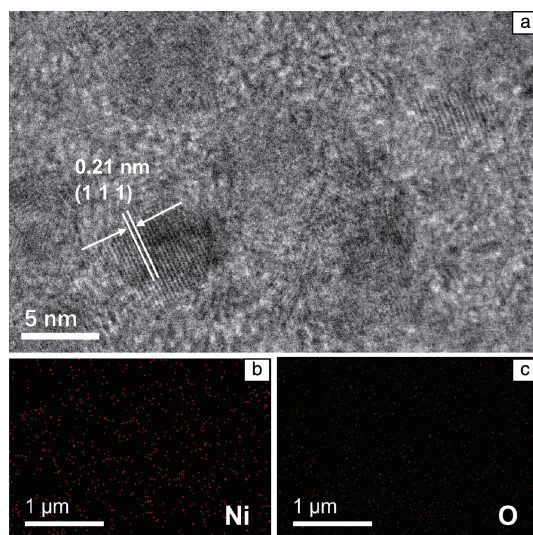


图 5 0.1 A/g 电流密度下循环 100 圈后 NiO/C 复合材料的 HRTEM 照片(a) 和元素面扫描照片(b, c)

Fig. 5 HRTEM image (a) and elements mapping images (b, c) of NiO/C composites after 100 cycles at the current density of 0.1 A/g

## 参考文献 References

- [1] WANG G, ZHANG L, ZHANG J. Chemical Society Reviews[J], 2012, 41(2): 797-828.
- [2] LU L, HAN X, LI J, *et al.* Journal of Power Sources[J], 2013, 226: 272-288.
- [3] DUNN B, KAMATH H, TARASCON J M. Science[J], 2011, 334 (6058): 928-935.
- [4] POIZOT P, LARUELLE S, GRUGEON S, *et al.* Nature[J], 2000, 407(6803): 496.
- [5] REDDY M V, SUBBA RAO G V, CHOWDARI B V R. Chemical Reviews[J], 2013, 113(7): 5364-5457.
- [6] SUN X, YAN C, CHEN Y, *et al.* Advanced Energy Materials[J], 2014, 4(4): 1300912.
- [7] CAO K, JIAO L, LIU H, *et al.* Advanced Energy Materials[J], 2015, 5(4): 1401421.
- [8] ZHANG L, WU H B, LIU B, *et al.* Energy & Environmental Science [J], 2014, 7(3): 1013-1017.
- [9] KIM H, CHO J. Nano Letters[J], 2008, 8(11): 3688-3691.
- [10] GUO Y G, HU J S, WAN L J. Advanced Materials[J], 2008, 20 (15): 2878-2887.
- [11] SUN Y, HU X, LUO W, *et al.* Advanced Functional Materials[J], 2013, 23(19): 2436-2444.
- [12] HE C, WU S, ZHAO N, *et al.* ACS Nano[J], 2013, 7(5): 4459-4469.
- [13] HUANG X H, TU J P, ZHANG C Q, *et al.* Electrochimica Acta[J], 2007, 52(12): 4177-4181.
- [14] ZHANG D, LIU Q L, GU J J, *et al.* ACS Nano[J], 2015, 9(13): 11225-11233.

- [15] CHEN F, ZHOU W, YAO H, *et al.* Green Chemistry[J], 2013, 15 (11): 3057–3063.
- [16] YUAN C, WU H B, XIE Y, *et al.* Angewandte Chemie International Edition[J], 2014, 53(6): 1488–1504.
- [17] CI S, HUANG T, WEN Z, *et al.* Biosensors and Bioelectronics[J], 2014, 54: 251–257.
- [18] LIU H, WANG G, LIU J, *et al.* Journal of Materials Chemistry[J], 2011, 21(9): 3046–3052.
- [19] CONWAY B E. Electrochemical Supercapacitors: Scientific Fundamentals and Technological Applications[M]. New York: Springer Science & Business Media, 2013.
- [20] ZHANG X, ZHAO Y, XU C. Nanoscale[J], 2014, 6(7): 3638–3646.
- [21] ŌYA A, ŌTANI S. Carbon[J], 1979, 17(2): 131–137.
- [22] 李尧, 宋佳旺, 刘庆雷, 等. 中国材料进展[J], 2018, 37(06): 428–436.
- LI Y, SONG J W, LIU Q L, *et al.* Materials China[J], 2018, 37 (06): 428–436.
- [23] ZOU F, CHEN Y M, LIU K, *et al.* ACS Nano[J], 2016, 10(1): 377–386.
- [24] LIU W, LU C, WANG X, *et al.* Journal of Materials Chemistry A[J], 2015, 3(2): 624–633.
- [25] ZHOU G, WANG D W, YIN L C, *et al.* ACS Nano[J], 2012, 6(4): 3214–3223.
- [26] CHEN J, WANG Z, MU J, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2019, 54(2): 1475–1487.
- [27] 陈淑华. 静电纺中空 NiO/C 纳米复合纤维及其锂电性能[D]. 天津: 天津工业大学, 2017: 45.
- CHEN S H. Electrospun Hollow NiO/C Nanocomposites and Their Lithium Storage Properties [D]. Tianjin: Tianjin Polytechnic University, 2017: 45.
- [28] XU D, MU C, WANG B, *et al.* Science China Materials[J], 2017, 60 (10): 947–954.
- [29] CHEN Z, GAO Y, ZHANG Q, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2019, 774: 873–878.

(编辑 吴 锐)

中国材料研究学会会刊

中文核心期刊

中国科技论文统计源期刊(核心版)

中国科学引文数据库来源期刊

SCOPUS数据库源期刊

美国化学文摘(CA)源期刊

俄罗斯文摘杂志(AJ)源期刊

# 中国材料进展 Materials China

[Http://www.mat-china.com](http://www.mat-china.com)

欢迎订阅  
欢迎投稿

全年定价: 国内480元/年 国际180美元/年

邮局订阅: 国内邮发代号: 52-281 国外发行代号: M2980

发行订阅: 传真邮寄信息至029-86282362

通信地址: 陕西省西安市未央路96号 710016

电话: 029-86226599

E-mail: rml@c-nin.com

materialschina@163.com

立足前沿  
关注热点把握大局  
拓展视角