

# 煅烧温度对高镍无钴 $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$ 正极材料结构与电化学性能的影响

谢尚辰<sup>1</sup>, 邹康宇<sup>1</sup>, 谭磊<sup>2</sup>, 周友元<sup>3</sup>, 朱健<sup>3</sup>, 李灵均<sup>1\*</sup>

(1.长沙理工大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410114; 2.长沙理工大学能源与动力工程学院, 湖南长沙 410114; 3.湖南长远锂科股份有限公司, 湖南长沙 410205)

**摘要:**采用固相法在不同的煅烧温度下(725~825℃)合成了高镍无钴  $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$  正极材料,并通过结构表征和电化学测试考察了煅烧温度对正极材料的结构和电化学性能的影响。结果表明,煅烧温度会改变材料的晶胞参数,在最佳煅烧温度775℃时所制得的正极材料  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度最低;该煅烧温度制备的样品首次放电比容量最高,同时倍率性能也表现最佳,并且在循环200圈后仍然保持着最高的放电比容量。

**关键词:**锂离子电池;高镍无钴正极材料;煅烧温度;电化学性能

中图分类号:TM911

文献标志码:A

文章编号:0253-4320(2023)09-0109-05

DOI:10.16606/j.cnki.issn0253-4320.2023.09.023

## Effect of calcination temperature on structure and electrochemical properties of Ni-rich Co-free $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$ cathode material

XIE Shang-chen<sup>1</sup>, ZOU Kang-yu<sup>1</sup>, TAN Lei<sup>2</sup>, ZHOU You-yuan<sup>3</sup>, ZHU Jian<sup>3</sup>, LI Ling-jun<sup>1\*</sup>

(1.School of Materials Science and Engineering, Changsha University of Science & Technology, Changsha 410114, China; 2.School of Energy and Power Engineering, Changsha University of Science & Technology, Changsha 410114, China; 3.Hunan Changyuan Lico Co., Ltd., Changsha 410205, China)

**Abstract:** Ni-rich Co-free  $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$  cathode materials are synthesized via the solid-phase method at different calcination temperature (725–825°C), and the effects of calcination temperature on the structural and electrochemical properties of the cathode materials are investigated through structural characterization and electrochemical tests. It is shown from the results that the calcination temperature changes the cell parameters of the material, and the cathode material with the lowest  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  mixing is produced at the optimum calcination temperature of 775°C. Electrochemical data show that the sample produced at 775°C has the highest first-discharge specific capacity as well as the best rate performance, and still maintains the highest discharge specific capacity after 200 cycles.

**Key words:** lithium-ion battery; Ni-rich Co-free cathode material; calcination temperature; electrochemical performance

为满足现代社会高速发展对高效益和低成本储能系统需求,高能量密度的锂离子电池在未来将发挥着重要作用,并在3C电子产品市场占据主导地位<sup>[1-4]</sup>。商品化的 $\text{LiCoO}_2$ 应用于大多数锂离子电池中,但由于钴的稀缺性、高成本和毒性等问题,逐渐降低甚至去除材料中的钴已成为可持续发展的必然要求<sup>[5]</sup>。 $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$ 高镍无钴层状正极材料具有高比容量、低成本和低污染的特点,符合了发

展需求<sup>[3]</sup>。而高镍正极材料合成条件特别是煅烧温度极大地影响镍正极材料的结构和电化学性能<sup>[7-9]</sup>,相关研究表明,较低和较高的煅烧温度都不利于优化高镍正极材料的结构和性能<sup>[10-12]</sup>。

因此,笔者系统地研究了煅烧温度对所制备的高镍  $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$  正极材料的晶体结构、颗粒形貌和电化学性能的影响规律,确定  $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$  材料最佳合成条件。

收稿日期:2022-11-01;修回日期:2023-06-29

基金项目:国家自然科学基金(51774051、52204306);湖南省湖湘青年英才(2019RS2034);湖南省高新技术产业科技创新先导计划(2020GK2072);长沙市杰出创新青年培养计划(KQ1707014)

作者简介:谢尚辰(1998-),男,硕士研究生,研究方向为锂离子电池正极材料,xieshangchen@stu.csust.edu.cn;李灵均(1984-),男,博士,副教授,研究方向为新能源材料与器件,通讯联系人,lingjun.li@csust.edu.cn。

## 1 实验方法

### 1.1 实验原料及合成方法

不同煅烧温度  $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$  的制备: 将  $\text{Ni}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}(\text{OH})_2$  前驱体和  $\text{LiOH}\cdot\text{H}_2\text{O}$  按照  $n(\text{Li}):n(\text{Ni}+\text{Mn})=1.05:1$  的摩尔比称量, 然后转入研钵中研磨 30 min, 使 2 种物料充分混合均匀, 最后转移至氧气气氛的管式炉中。以  $5^\circ/\text{min}$  的升温速率先从室温升至  $480^\circ\text{C}$  预烧 5 h, 再以同样的升温速率分别升至  $725^\circ\text{C}$ 、 $750^\circ\text{C}$ 、 $775^\circ\text{C}$ 、 $800^\circ\text{C}$  和  $825^\circ\text{C}$  煅烧 10 h, 待自然冷却至室温后即得到目标产物 (NM90-725、NM90-750、NM90-775、NM90-800 和 NM90-825)。

### 1.2 材料的结构表征

通过 X 射线衍射仪 (XRD, D8 Advance, Bruker) 分析样品的晶体结构, 扫描角度范围为  $10^\circ\sim 90^\circ$ , 扫描速度为  $5^\circ/\text{min}$ 。利用场发射扫描电子显微镜 (SEM, LSM 7900F, JEOL) 分析样品的微观形貌。

### 1.3 电化学性能测试

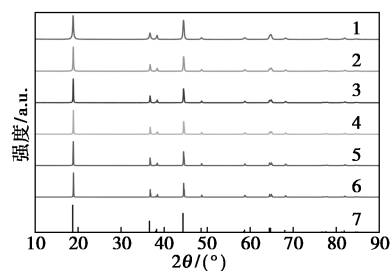
将正极材料、乙炔黑和聚偏二氟乙烯 (PVDF) 按  $8:1:1$  的质量比混合均匀后加入 N-甲基吡咯烷酮 (NMP) 制成浆料涂布在铝箔上, 于  $120^\circ\text{C}$  的真空干燥箱烘干后制得极片。

在高纯氩气气氛的手套箱中组装 CR2025 型扣式电池。以  $150.1\text{ mm}$  的金属锂片为负极, 以  $1\text{ mol/L LiPF}_6$  溶解在混合溶剂 (DMC、EMC 和 EC 体积比为  $1:1:1$ ) 为电解液, 隔膜为聚乙烯 (Celgard 2400)。由 Neware 电池测试系统测试其电化学性能, 测试条件为恒温  $30^\circ\text{C}$ , 电压测试区间  $2.7\sim 4.3\text{ V}$  (vs.  $\text{Li}/\text{Li}^+$ )。利用电化学工作站 (CHI 660E) 进行电化学阻抗谱 (EIS) 测试, 频率范围为  $10^{-3}\sim 10^5\text{ Hz}$ , 电压振幅为  $5\text{ mV}$ 。

## 2 结果与分析

### 2.1 晶体结构表征

不同煅烧温度的高镍正极材料的 XRD 图谱如图 1 所示。不同煅烧温度样品的晶胞参数如表 1 所示。从图 1 中可以看出, 所有样品的 XRD 衍射峰都与标准 PDF 卡片相对应且峰型尖锐, 均保持了六方晶系  $\alpha\text{-NaFeO}_2$  层状结构 (R-3m 空间群), (006)/(102) 峰都显现比较明显的分裂, 表明所合成的样品具有良好的层状结构<sup>[13]</sup>, 且未观察到明显的杂质相, 因此, 煅烧温度不会影响样品晶体结构类型。



1—NM90-725; 2—NM90-750; 3—NM90-775; 4—NM90-800; 5—NM90-825; 6—PDF#74-0919

图 1 不同煅烧温度样品的 XRD 图谱

表 1 不同煅烧温度样品的晶胞参数

样品	$a/\text{Å}$	$c/\text{Å}$	$c/a$	$I_{(003)}/I_{(104)}$
NM90-725	2.8727	14.1912	4.9400	1.67
NM90-750	2.8735	14.2013	4.9421	1.71
NM90-775	2.8731	14.2041	4.9438	1.98
NM90-800	2.8736	14.2019	4.9422	1.89
NM90-825	2.8749	14.2012	4.9397	1.82

在高镍正极材料的合成过程中, 由于  $\text{Li}^+$  和  $\text{Ni}^{2+}$  的半径相近, 容易发生阳离子混排现象<sup>[14-16]</sup>。通过 XRD 图谱中的 (003)/(104) 和  $c/a$  值分别能表征层状高镍正极材料的  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度和结晶度。从表 1 中可以看出, 正极材料的  $c/a$  和  $I_{(003)}/I_{(104)}$  都随着煅烧温度升高而上升<sup>[6]</sup>, 在  $775^\circ\text{C}$  时均达到最高值, 之后随着煅烧温度升高开始降低。结果表明 NM90-775 样品同时有着最高的  $I_{(003)}/I_{(104)}$  和  $c/a$  值 (1.98 和 4.9438), 代表其具有最高的结晶度和最低的  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度, 说明最佳的煅烧温度为  $775^\circ\text{C}$ 。

### 2.2 微观形貌表征

NM90-725、NM90-775 和 NM90-825 样品的扫描电镜 (SEM) 图如图 2 所示。从图 2(a)、图 2(d) 和图 2(g) 中可以看出, 煅烧温度低的 NM90-725 样品中存在明显的残渣物质, 推断是由于煅烧温度较低, 导致在颗粒表面残留着没有完全反应的锂残渣 ( $\text{LiOH}$  和  $\text{Li}_2\text{CO}_3$ )。3 个样品的二次颗粒球形度良好, 粒径大小均处在  $8\sim 13\ \mu\text{m}$  的范围, 表明煅烧温度对二次颗粒的尺寸和球形度没有明显的影响。从图 2(c)、图 2(f) 和图 2(i) 中可以看出, 3 个样品的二次颗粒均由长方体的一次颗粒团聚组成, 但一次颗粒的尺寸存在明显的区别。随着煅烧温度的升高, 一次颗粒的尺寸显著增大。这是因为温度越高, 样品的结晶度越高, 导致一次晶粒尺寸越大<sup>[17]</sup>。但

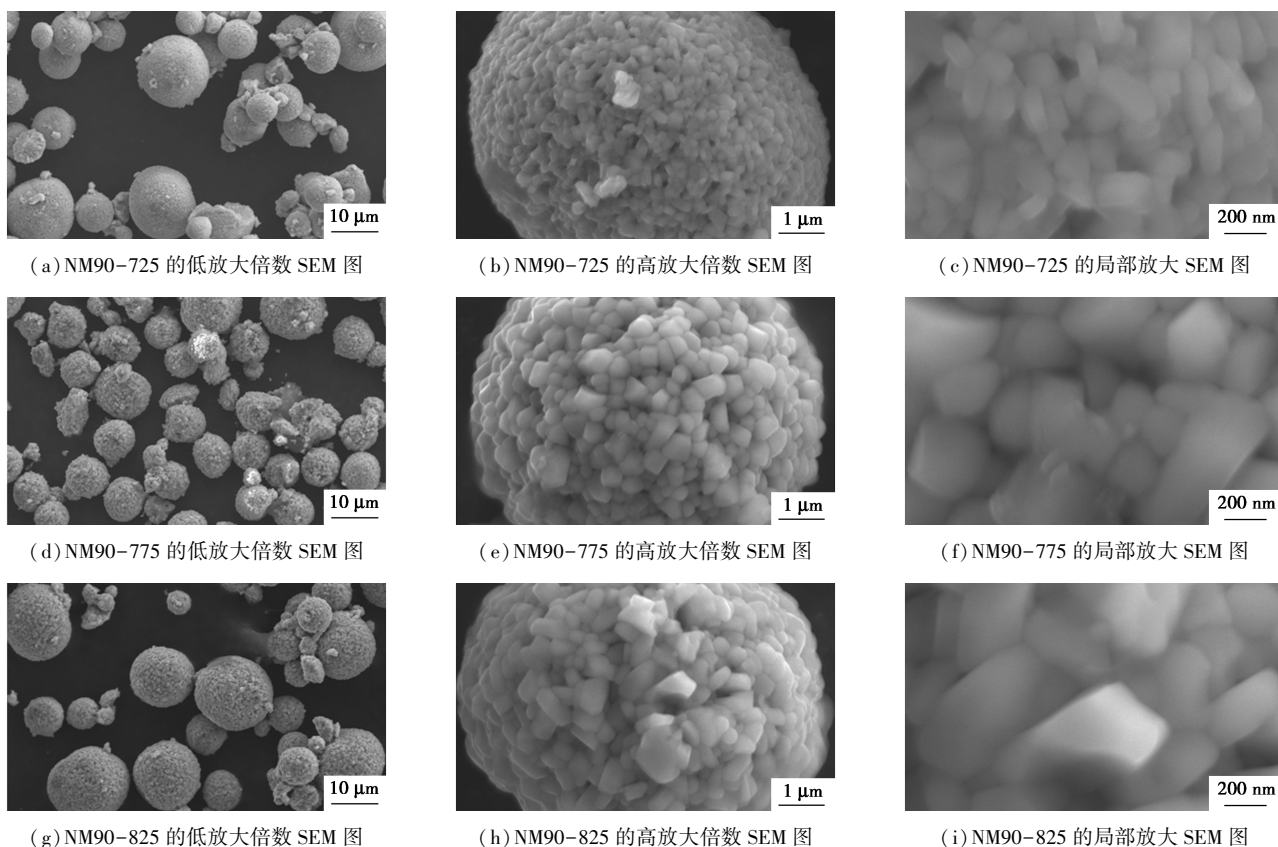


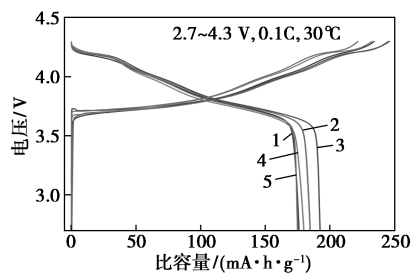
图2 NM90-725、NM90-775 和 NM90-825 样品的扫描电镜图

是温度过高会导致材料晶格缺陷,层状结构不完整,在充放电过程中不利于  $\text{Li}^+$  的脱出/嵌入。

### 2.3 电化学性能分析

5个样品的首次充放电曲线如图3所示,其测试条件为恒温  $30^\circ\text{C}$ 、 $0.1\text{C}$  电流密度以及  $2.7\sim 4.3\text{V}$  电压区间。由图3可知,随着煅烧温度的升高,5个样品的首次放电比容量和库伦效率逐渐增加,在最佳煅烧温度( $775^\circ\text{C}$ )时达到最大值,之后开始降低。NM90-775的首次放电比容量以及库伦效率最高,分别为  $192.5\text{mAh/g}$  和  $78.42\%$ ,而较低和较高煅烧温度的样品 NM90-725 和 NM90-825 均显现出低的首次放电比容量和库伦效率( $176.2\text{mAh/g}$ 、 $75.08\%$  和  $180.0\text{mAh/g}$ 、 $76.92\%$ )。在低于或高于最佳煅烧温度时,首次放电比容量和库伦效率都会降低,这是因为较低煅烧温度合成的样品锂化不完全,有未完全反应的锂源( $\text{LiOH}$ )残留在表面极大地增加材料的阻抗<sup>[18]</sup>,导致合成的正极材料  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度更严重;较高的煅烧温度使锂源在煅烧过程中严重挥发,因此没有足够锂源让材料充分的锂化,合成的材料晶体结构有缺陷,致使其  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度也较高。因此, $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度高的样品在充放电过程中, $\text{Li}^+$  迁移时的阻抗更大,代表  $\text{Li}^+$  更难

在正负极之间脱出/嵌入,因此将大大降低样品的首次放电比容量和库伦效率<sup>[19]</sup>。同时, $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度也在很大程度上影响着正极材料的倍率性能,因为倍率性能的好坏关键在于  $\text{Li}^+$  迁移速度,迁移速度越高的正极材料在大电流密度下可以迁移更多  $\text{Li}^+$ ,进而能提供更高的比容量<sup>[20]</sup>。

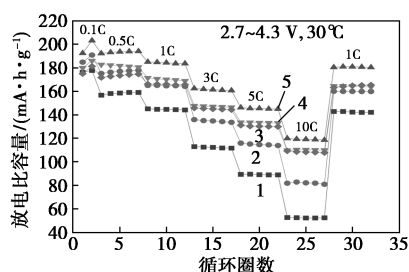


1—NM90-725(首次充放电库伦效率  $75.08\%$ );  
2—NM90-750( $75.17\%$ );3—NM90-775( $78.42\%$ );  
4—NM90-800( $77.43\%$ );5—NM90-825( $76.92\%$ )

图3 不同煅烧温度样品的首次充放电曲线

所有样品的倍率性能如图4所示。从图4中可以看出,NM90-775的倍率性能最佳, $10\text{C}$ 的放电比容量达到了  $119.9\text{mAh/g}$ 。而低于或高于  $775^\circ\text{C}$  的样品由于  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度更高,其倍率性能明显地开始下降,NM90-725 和 NM90-825 的  $10\text{C}$  的放

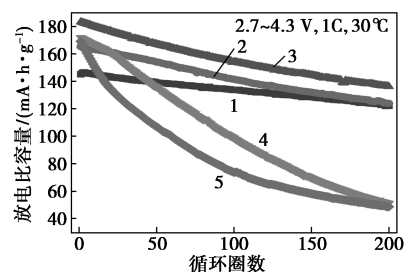
电比容量只有 52.56 mAh/g 和 109.27 mAh/g。此外,由于煅烧温度低的样品中的锂残渣质量分数更高,会进一步增加样品的阻抗,这也是 NM90-725 样品的倍率性能比 NM90-825 样品更差的原因。



1—NM90-725; 2—NM90-750; 3—NM90-775;  
4—NM90-800; 5—NM90-825

图 4 不同煅烧温度样品的倍率性能对比

不同样品的循环性能图如图 5 所示,测试条件为:温度为 30°C,1 C 电流密度下循环 200 圈。从容量保持率来看,其大小随着煅烧温度升高而降低,但是循环 200 圈后,NM90-775 样品仍保持着最高的放电比容量(136.20 mAh/g),比 NM90-725 和 NM90-825 分别高出 14.03 mAh/g 和 87.49 mAh/g。这归因于 NM90-775 较高的放电比容量和较低的 Li<sup>+</sup>/Ni<sup>2+</sup>混排程度。

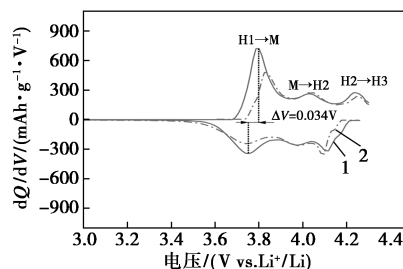


1—NM90-725; 2—NM90-750; 3—NM90-775;  
4—NM90-800; 5—NM90-825

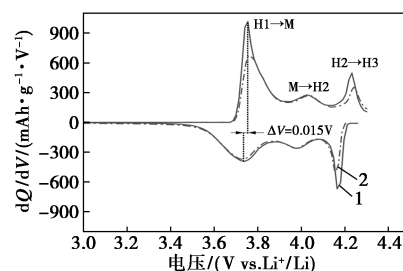
图 5 不同煅烧温度样品的循环性能对比

为进一步探究煅烧温度对高镍无钴 LiNi<sub>0.90</sub>Mn<sub>0.10</sub>O<sub>2</sub> 正极材料循环性能的影响机理,利用微分容量曲线(dQ/dV)分析样品在充放电过程中的相变情况,结果如图 6 所示。从图 6 中可以看出,NM90-775 样品的第 1 和第 50 圈的曲线重合度最高,对应了正极材料在循环过程中的可逆性较高<sup>[21]</sup>。高镍无钴正极材料与高镍三元正极材料一样,微分容量曲线都对应三对氧化还原峰,分别对应的是锂离子脱出/嵌入过程中的 3 个相变:从六方相到单斜相(H1→M)、单斜相到六方相(M→H2)和六方相到六方相(H2→H3)。其中的 H1→M 相变过程提供了

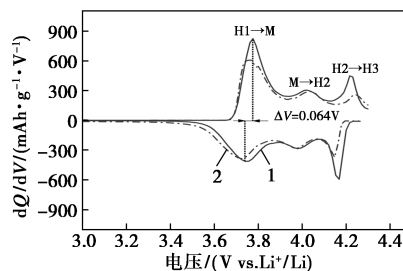
正极材料在充放电过程中的主要比容量,其对应的氧化还原峰的电位差值代表高镍正极材料的极化情况,其中 NM90-725 和 NM90-825 的电位差值为 0.034 V 和 0.064 V,都大于 NM90-775 的 0.015 V,表明最佳煅烧温度 775°C 合成的材料的电极反应的可逆性更高,小于或大于该煅烧温度都会增加高镍正极材料的不可逆容量。正极材料中 Li<sup>+</sup>/Ni<sup>2+</sup>混排会促使高镍正极材料在循环过程中从层状结构过渡到尖晶石结构最后再转变为 NiO 岩盐相,导致材料发生不可逆的结构退化,致使比容量不断降低。因此,适合的煅烧温度可以在一定程度上提高相变的可逆性。



(a) NM90-725 的不同循环圈数微分容量曲线



(b) NM90-775 的不同循环圈数微分容量曲线



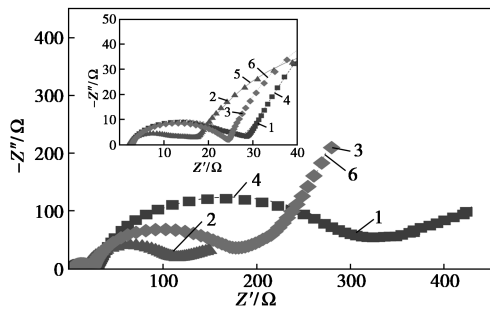
(c) NM90-825 的不同循环圈数微分容量曲线

1—1st; 2—50th

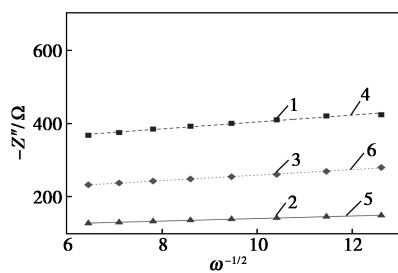
图 6 3 个样品的微分容量曲线

样品的电化学阻抗谱、离子扩散系数线性拟合图如图 7 所示。样品的阻抗大小对比见表 2。从图 7 中可以看出,高频区的第 1 个半圆代表了材料的表面膜阻抗( $R_f$ ),中频区的第 2 个半圆则代表了电荷转移阻抗( $R_{ct}$ )。NM90-775 样品的  $R_f$  和  $R_{ct}$  值分别为 9.47  $\Omega$  和 64.23  $\Omega$ ,均小于 NM90-725 的

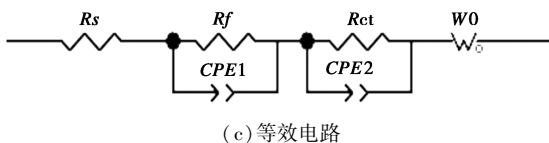
21.54  $\Omega$  和 232.8  $\Omega$  以及 NM90-825 的 19.72  $\Omega$  和 121.2  $\Omega$ , 这一结果证实了由于 NM90-775 样品的阻抗最低,  $\text{Li}^+$  迁移速度更快, 因此其电化学性能更好。从图 7(b) 中可以看出, NM90-725、NM90-775 和 NM90-825 样品的锂离子扩散系数分别为  $1.572 \times 10^{-12}$ 、 $1.145 \times 10^{-11}$  和  $2.488 \times 10^{-12}$ , 表明 NM90-775 样品的  $\text{Li}^+$  扩散速度最快, 与其优异倍率性能相吻合。



1—NM90-725; 2—NM90-770; 3—NM90-825;  
4—NM90-725-fit; 5—NM90-775-fit; 6—NM90-825-fit  
(a) 电化学阻抗谱



1—NM90-725; 2—NM90-770; 3—NM90-825;  
4—NM90-725-fit; 5—NM90-775-fit; 6—NM90-825-fit  
(b) 锂离子扩散系数线性拟合图



(c) 等效电路

图 7 样品的电化学阻抗谱、离子扩散系数线性拟合图

表 2 样品的阻抗大小对比

样品	$R_f/\Omega$	$R_t/\Omega$
NM90-725	21.54	232.80
NM90-775	9.47	64.23
NM90-825	19.72	121.20

### 3 结论

通过高温固相法成功合成了 5 个煅烧温度对应的正极材料, 通过 XRD 表征发现, 煅烧温度并不会

影响正极材料的晶体结构类型, 但会对晶胞参数造成影响, 进而影响  $\text{LiNi}_{0.90}\text{Mn}_{0.10}\text{O}_2$  高镍无钴正极材料结晶度和  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度。材料的最佳煅烧温度为 775 $^{\circ}\text{C}$ , 在此温度下制得的正极材料结晶度最高,  $\text{Li}^+/\text{Ni}^{2+}$  混排程度最低。另外, SEM 表征结果表明, 随着煅烧温度的升高, 样品的一次颗粒尺寸越大, 但是温度过高会导致材料层状结构不完整。对比其他样品, 归因于 NM90-775 样品最低的阻抗值, 其首次放电比容量 (192.5 mAh/g)、库伦效率 (78.4%) 以及倍率性能最好。NM90-775 样品在循环 200 圈后的放电比容量仍保持最高值, 证明合适的煅烧温度可以提高正极材料长循环后的比容量, 这是因为过高或过低的煅烧温度都会降低相变的可逆性。因此, 煅烧温度过低或过高都不利于优化高镍正极材料生产工艺的优化, 选择合适的温度才能大大提升正极材料的结构和性能。

### 参考文献

- [1] Park G T, Ryu H H, Noh T C, *et al.* Microstructure-optimized concentration-gradient NCM cathode for long-life Li-ion batteries [J]. *Materials Today*, 2022, 52: 9-18.
- [2] Liu T, Yu L, Liu J, *et al.* Understanding Co roles towards developing Co-free Ni-rich cathodes for rechargeable batteries [J]. *Nature Energy*, 2021, 6(3): 277-286.
- [3] Zhang S, Gao P, Wang Y, *et al.* Cobalt-free concentration-gradient  $\text{Li}[\text{Ni}_{0.9}\text{Mn}_{0.1}]\text{O}_2$  cathode material for lithium-ion batteries [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 885: 161005.
- [4] Aishova A, Park G T, Yoon C S, *et al.* Cobalt-free high-capacity Ni-rich layered  $\text{Li}[\text{Ni}_{0.9}\text{Mn}_{0.1}]\text{O}_2$  cathode [J]. *Advanced Energy Materials*, 2020, 10(4): 1903179.
- [5] Xu G L, Liu X, Daali A, *et al.* Challenges and strategies to advance high-energy nickel-rich layered lithium transition metal oxide cathodes for harsh operation [J]. *Advanced Functional Materials*, 2020, 30(46): 2004748.
- [6] Sun Y K, Lee D J, Lee Y J, *et al.* Cobalt-free nickel rich layered oxide cathodes for lithium-ion batteries [J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2013, 5(21): 11434-11440.
- [7] Ryu H H, Kang G C, Ismoyojati R, *et al.* Intrinsic weaknesses of Co-free Ni-Mn layered cathodes for electric vehicles [J]. *Materials Today*, 2022, 56: 8-15.
- [8] Dai P, Kong X, Yang H, *et al.* Single-crystal Ni-rich layered  $\text{LiNi}_{0.9}\text{Mn}_{0.1}\text{O}_2$  enables superior performance of Co-free cathodes for lithium-ion batteries [J]. *ACS Sustainable Chemistry & Engineering*, 2022, 10(14): 4381-4390.
- [9] Nisar U, Muralidharan N, Essehli R, *et al.* Valuation of surface coatings in high-energy density lithium-ion battery cathode materials [J]. *Energy Storage Materials*, 2021, 38: 309-328.
- [10] Yang H, Wu H H, Ge M, *et al.* Simultaneously dual modification of Ni-rich layered oxide cathode for high-energy lithium-ion batteries [J]. *Advanced Functional Materials*, 2019, 29(13): 1808825.

(下转第 119 页)

受体系成垢阴离子浓度的影响较大,其规律为随着体系成垢阴离子浓度的增大,其阻垢效率降低;pH对L-CCQDs的阻垢效果也有较大的影响,实验证明L-CCQDs适用于高碱度水,在碱性条件下具有很好的阻垢效果,当溶液的pH为4时,其阻垢效果几乎不明显。

(4)利用SEM等方法对垢样进行检测,结果表明:L-CCQDs阻垢剂的作用机理是对钙离子的吸附与螯合作用;在硫酸钙中,其作用机理以螯合、分散、晶格畸变为主。

### 参考文献

- [1] Norinda Chhim, Elsi Haddad, Thibaut Neveux, *et al.* Performance of green antiscalants and their mixtures in controlled calcium carbonate precipitation conditions reproducing industrial cooling circuits[J]. *Water Research*, 2020, 186: 116334.
- [2] Shahidz Ansari, Aniruddhab Pandit. Inhibition of gypsum scales on MS metal surface using hydrodynamic forces [J]. *Chemical Engineering and Processing-Process Intensification*, 2020, 147: 107706.
- [3] Chen Jianxin, Hao Xu, Han Jian, *et al.* A green multifunctional anti-scaling inhibitor for crystallization control of Ca scale crystals [J]. *Chemical Engineering & Technology*, 2019, 42: 444-453.
- [4] Chen Jianxin, Xu Lihua, Han Jian, *et al.* Synthesis of modified polyaspartic acid and evaluation of its scale inhibition and dispersion capacity [J]. *Desalination*, 2015, 358: 42-48.
- [5] Zhao Lina, Zhou Yuming, Yao Qingzhao, *et al.* Calcium scale inhibition of stimulated oilfield produced water using polyaspartic acid/aminomethanesulfonic acid [J]. *Chemistry Select*, 2021, 6: 3692-3701.
- [6] Gao Yuhua, Fan Linhua, Liam Ward, *et al.* Synthesis of polyaspartic acid derivative and evaluation of its corrosion and scale inhibition performance in seawater utilization [J]. *Desalination*, 2015, 365: 220-226.
- [7] Cheng Yushan, Chen Min, Xiao Ju, *et al.* Chemistry study on scale and corrosion inhibition performance of polyaspartic acid [J]. *IOP Conference Series Earth and Environmental Science*, 2020, 571: 012142.
- [8] Huang Henghui, Yao Qi, Qi Jiao, *et al.* Polyepoxysuccinic acid with hyper-branched structure as an environmentally friendly scale inhibitor and its scale inhibition mechanism [J]. *Journal of Saudi Chemical Society*, 2019, 23: 61-74.
- [9] Xu Ying, Zhao Linlin, Wang Lina, *et al.* Synthesis of polyaspartic acid-melamine grafted copolymer and evaluation of its scale inhibition performance and dispersion capacity for ferric oxide [J]. *Desalination*, 2012, 286: 285-289.
- [10] Guo Xinyu, Zhao Xiaowei, Xu Yanhua, *et al.* The synthesis of polyaspartic acid derivative PASP-Im and investigation of its scale inhibition performance and mechanism in industrial circulating water [J]. *RSC Advances*, 2020, 10: 33595-33601.
- [11] Fatima Atiya, Yasir Sumayia, Khan Mohd, *et al.* Plant extract-loaded bacterial cellulose composite membrane for potential biomedical applications [J]. *Journal of Bioresources and Bioproducts*, 2021, 6: 26-32.
- [12] Zhu Tianzhen, Wang Lida, Sun Wen, *et al.* Corrosion-induced performance degradation of phosphorus-containing scale inhibitors at carbon steel-water interface [J]. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 2018, 57: 5183-5189.
- [13] Neeb Antje, Herranz Nicolás, Arce-gallego Susana, *et al.* Advanced prostate cancer with atm loss: PARP and ATR inhibitors [J]. *European Urology*, 2021, 79: 200-211.
- [14] Peng Jin, Nesic, Srdjan, *et al.* Corrosion behavior of mild steel in sour environments at elevated temperatures [J]. *Corrosion the Journal of Science & Engineering*, 2017, 73: 915-926.
- [15] Lu Yi-Tsung, Harouaka Khadouja, Paudyal, *et al.* Kinetics of barium sulfate deposition and crystallization process in the flowing tube [J]. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 2020, 59: 7299-7309. ■
- [11] Xu C, Reeves P J, Jacquet Q, *et al.* Phase behavior during electrochemical cycling of ni-rich cathode materials for li-ion batteries [J]. *Advanced Energy Materials*, 2021, 11(7): 2003404.
- [12] Li C, Kan W H, Xie H, *et al.* Inducing favorable cation antisite by doping halogen in Ni-rich layered cathode with ultrahigh stability [J]. *Advanced Science*, 2019, 6(4): 1801406.
- [13] Yang W, Xiang W, Chen Y X, *et al.* Interfacial regulation of Ni-rich cathode materials with an ion-conductive and pillaring layer by infusing gradient boron for improved cycle stability [J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2020, 12(9): 10240-10251.
- [14] Huang B, Liu D, Qian K, *et al.* A simple method for the complete performance recovery of degraded Ni-rich LiNi<sub>0.70</sub>Co<sub>0.15</sub>Mn<sub>0.15</sub>O<sub>2</sub> cathode via surface reconstruction [J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2019, 11(15): 14076-14084.
- [15] 冯耀华,李春雷,艾灵.锂离子电池正极材料 LiNi<sub>0.8</sub>Co<sub>0.1</sub>Mn<sub>0.1</sub>O<sub>2</sub> 的产业化工艺研究 [J]. *现代化工*, 2018, 38(09): 174-179.
- [16] Park G T, Park N Y, Noh T C, *et al.* High-performance Ni-rich Li [Ni<sub>0.9-x</sub>Co<sub>0.1</sub>Al<sub>x</sub>]O<sub>2</sub> cathodes via multi-stage microstructural tailoring from hydroxide precursor to the lithiated oxide [J]. *Energy & Environmental Science*, 2021, 14(9): 5084-5095.
- [17] Li L, Chen J, Huang H, *et al.* Role of residual Li and oxygen vacancies in Ni-rich cathode materials [J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2021, 13(36): 42554-42563.
- [18] Li L, Fu L, Li M, *et al.* B-doped and La<sub>4</sub>NiLiO<sub>8</sub>-coated Ni-rich cathode with enhanced structural and interfacial stability for lithium-ion batteries [J]. *Journal of Energy Chemistry*, 2022, 71: 588-594.
- [19] Lee W, Lee S, Lee E, *et al.* Destabilization of the surface structure of Ni-rich layered materials by water-washing process [J]. *Energy Storage Materials*, 2022, 44: 441-451.
- [20] Wu F, Dong J, Chen L, *et al.* High-voltage and high-safety nickel-rich layered cathode enabled by a self-reconstructive cathode/electrolyte interphase layer [J]. *Energy Storage Materials*, 2021, 41: 495-504.
- [21] Ryu H H, Park N Y, Seo J H, *et al.* A highly stabilized Ni-rich NCA cathode for high-energy lithium-ion batteries [J]. *Materials Today*, 2020, 36: 73-82. ■

(上接第 113 页)