第 49 卷第 1 期
2021 年 1 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 49，No. 1
January，2021

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20200447

综 合 评 述

闪烧技术在固体氧化物燃料电池关键材料制备中的应用

赵雅婷，王振华，孙克宁

(北京理工大学化学与化工学院，化学电源与绿色催化北京市重点实验室，北京 100081)

摘　要：闪烧技术是一种新兴的陶瓷烧结技术，因具有烧结温度低、功耗低、时间短等显著特点而受到世界范围内的广泛关注。自 2010 年闪烧现象被报道以来，研究人员在闪烧实验装置的搭建、不同陶瓷材料的闪烧现象、过程参数的控制及优化等方面开展了大量工作，闪烧技术得到了飞速的发展。对闪烧技术的过程参数及影响规律进行归纳和总结，重点对近年来闪烧技术在固体氧化物燃料电池领域的应用进展进行了详细介绍。

关键词：闪烧技术；影响因素；固体氧化物燃料电池
中图分类号：TM911.4　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)01–0104–09
网络出版时间：2020–12–17



Flash Sintering in Preparation of Key Materials for Solid Oxide Fuel Cells

ZHAO Yating, *WANG Zhenhua*, *SUN Kening*
(Beijing Key Laboratory for Chemical Power Source and Green Catalysis, School of Chemistry and Chemical Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: As a novel sintering technology, flash sintering has attracted extensive attention because of its unique characteristics rather than conventional sintering, such as lower temperature, lower power consumption, and much shorter holding time. The corresponding work focuses on the construction of experimental equipment, phenomenon of different ceramic materials, optimization and control of the parameters, *etc*. since 2010, leading to rapid development of flash sintering technology. The parameters and mechanisms were summarized, and the application of flash sintering in solid oxide fuel cells was introduced.

Keywords: flash sintering; influencing factors; solid oxide fuel cells

陶瓷材料在工程应用的众多领域，如电子、交通、生物、催化等方面都扮演着越来越重要的角色，但因为制备困难限制了其广泛应用[1]。人们常使用传统的高温烧结方法制备陶瓷材料，即生胚经过长时间高温处理得到机械性能良好的材料[2]。在高温处理时，材料内部会发生传质过程，颗粒之间首先形成黏结颈再实现致密化和晶粒生长，方可得到致密的陶瓷材料[3–4]。但往往这种烧结方式温度高，时间长，造成巨大能量消耗。除了降低能耗和保护环境角度的需求，新的烧结技术还受到其他需求的推动。首先传统烧结可能无法提供某些陶瓷材料完全致密化的超高温度，如：$BaZrO_3$ 的常规烧结温度要 1 800 ℃以上[5]；其次某些材料在传统烧结过程中可能会出现不期望的相变[6]。

闪烧技术(flash sintering)是能解决以上问题的一种很有前途的技术，它是电场辅助烧结技术(field-assisted sintering technique，FAST)的一种。“Flash sintering”一词最早出现在 20 世纪 50 年代，是指通过施加压力和电流快速生产含有导电金属相的金属陶瓷，本综述的闪烧技术是指 Cologna 等[7]于 2010 年首次提出的新烧结概念。该技术无需压力，材料也无需在室温下导电，陶瓷胚体直接在一定电场和炉温的引发下，在极短时间内烧结致密[8]，通常时间在几秒钟到几分钟不等。闪烧技术发展至

收稿日期：2020–06–23。　修订日期：2020–08–09。
基金项目：国家自然科学基金(21376001)。
第一作者：赵雅婷(1995—)，女，硕士研究生。
通信作者：孙克宁(1964—)，男，博士，教授。

Received date: 2020–06–23.　**Revised date:** 2020–08–09.
First author: ZHAO Yating (1995–), female, Master candidate.
E-mail: cumt_zytpersonal@126.com
Correspondent author: SUN Kening (1964–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: bitkeningsun@163.com

今，已经被测试并应用于固体氧化物燃料电池(SOFC)电解质在内的多种陶瓷的烧结，大多数工作将孕育时间、闪烧点(T_{onset})和致密度等结果作为参考，这些参数会因材料的选择和变量的调整(电场强度、限电流值及样品几何形状、粒径等)表现出很大不同。近年来，有多篇关于闪烧技术的优质综述，如 Yu 等[9]基于已有研究对闪烧进行了全面概述，包括闪烧的机理和建模；Fu 等[10]则详细介绍了闪烧装置、制度和材料体系等方面的研究进展。本综述归纳整理了闪烧技术相关主要参数及变量和相应的影响规律，并对闪烧技术在 SOFC 领域的应用进行了梳理。

1　闪烧技术

目前关于闪烧技术的研究主要着眼于以下 2 个方面：1) 精确测量闪烧试验的各种参数，通过现象的对比和归纳来探究闪烧的机理；2) 扩大闪烧技术的适用范围，探索闪烧可能应用的新领域。在介绍这些之前，首先简述闪烧现象以助于理解。

闪烧技术根据加载电场的方式可分为 2 种：1) 恒速升温闪烧：升温前在试样上施加恒定的电场，再以恒定速率升温直到发生闪烧；2) 恒温闪烧：在炉温升到设定值稳定后再施加电场。恒速升温存在一个明显的问题，尤其在高加热速率的情况下，炉温可能与样品温度存在明显不同，导致样品真正的温度未知。恒温闪烧则避免了这一问题，经实验证明在一定电场下保温一段时间，也可以发生闪烧现象[11]。

Jha 等[12]总结了早期 3%(摩尔分数)氧化钇稳定的氧化锆(3YSZ)的等温闪烧试验，将闪烧分为 3 个不同的阶段：

1) 孕育阶段：发生在闪烧之前，此阶段电源受电压控制，功率缓慢增加，持续时间受电场强度和炉温影响；

2) 闪烧阶段：电流密度会超过设定值，功率急剧增加，电源从电压控制转为电流控制，试样在极短时间内实现致密化，并可以观察到电致发光的现象；

3) 稳定阶段：电源仍处于电流控制，电致发光现象仍然存在，此阶段的致密化过程相比第二阶段要缓慢得多[13]。

图 1 为试验中施加电场、电流以及功率和相对致密度的相互关系，可以看出闪烧阶段持续的时间很短并伴有 2 个基本的特征现象[14]：功率激增和快速致密化[12, 15–17]。闪烧阶段电源从电压控制切换到电流控制是样品进入稳定状态必不可少的步骤，不及时切换会导致样品失控熔断。与所烧结的陶瓷成分无关，当达到特定的功率时，通常为 10~50 mW/mm^3[18]，此时材料电导率激增，内部产生热失控[19–21]，电流超过设定值[14, 22–23]并发光[23–29]。对闪烧样品发射光谱的测量结果表明，发光是电致发光而不是黑体辐射引起的[25–26]。

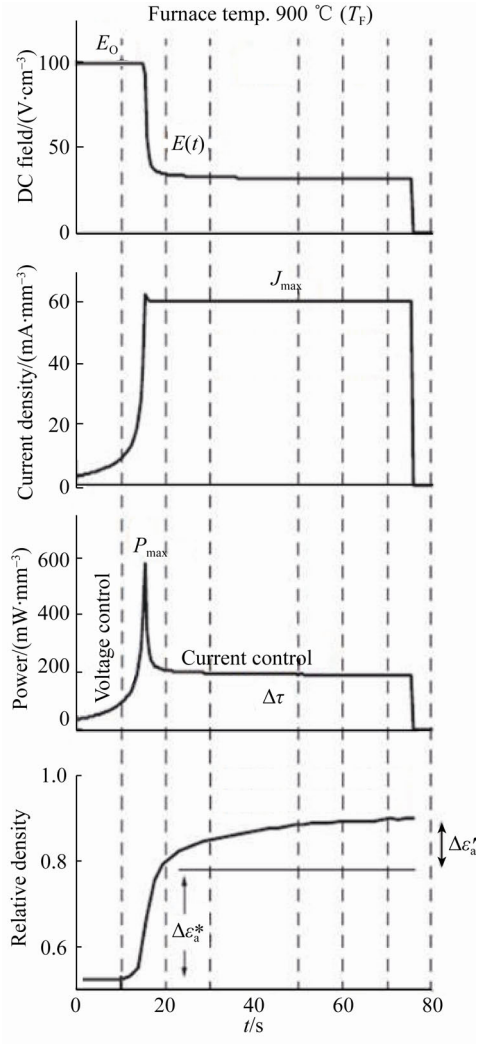


图 1　闪烧试验施加电场、电流以及功率和致密化的相互关系[14]

Fig. 1　Interplay of applied field, current, and the hold time on the power cycle and densification[14]

2　闪烧的影响因素

闪烧的基本装置由提供高温的炉体、提供电场的电源、确保陶瓷和电源连接的电极 3 个构件组成。尽管技术和设备相对简单，但在闪烧过程中需要同

时考虑很多相互关联的工艺参数。

2.1 电场强度

闪烧发生存在电场强度的阈值，Cologna 等[7]根据不同电场下烧结 3YSZ 的现象将图 2 所示的线性收缩率曲线分为闪烧区域和电场辅助烧结区域[30–31]。当电场强度由 0 增加到 20~40 V/cm 时，样品在电场作用下线性收缩过程加快，称为电场辅助烧结；当电场强度超过 60 V/cm，材料将在一定温度下发生瞬间收缩，从而达到致密化，即为闪烧过程。场强越大，发生闪烧的环境温度越低(对于恒速升温程序，恒温程序则会减少闪烧的孕育时间)[14]，但电场强度并不会影响样品的致密程度。Cologna 等[32]发现电场强度会影响晶界扩散而对表面扩散动力学没有影响，这也就解释了为什么施加电场可抑制晶粒生长[32–35]。闪烧过程中电场恒定的第 1 阶段，样品温度较低，处于表面扩散控制阶段，此时电场不会影响晶粒生长更不会引起致密化；闪烧的致密化主要集中在第 2、第 3 阶段，此时控制方式已经从电压控制转为电流控制并逐渐趋于稳定，此时的电压值受限电流值的影响而改变，与初始设置无关，对材料致密化只起到次要贡献。因此，闪烧更该被称为电流辅助烧结而不是电场辅助烧结[36]。

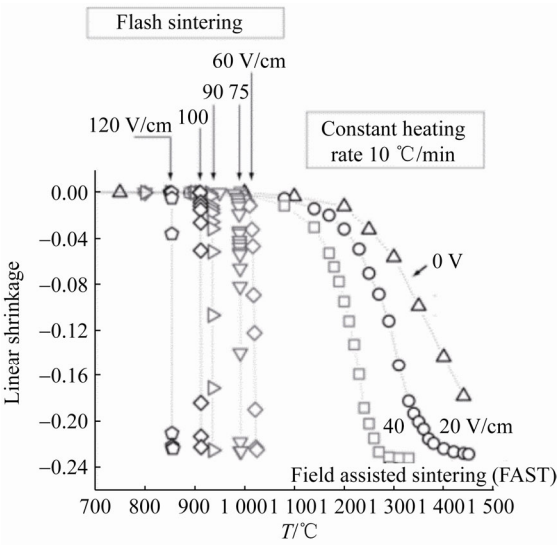


图 2 3YSZ 在直流电场下闪烧与电场辅助烧结的线性收缩率[7]

Fig. 2 Liner shrinkage of flash sintering and field assisted sintering under DC electrical field in 3YSZ[7]

2.2 限电流值

早期的闪烧研究并没有对电流值加以限制，极易造成材料温度失控被熔断，之后又有研究在一步限流的基础上升级多步限流，多步限流相比一步限流更加温和，闪烧得到的材料微观结构更为均匀[37–38]。由于焦耳热效应，限电流值可通过影响样品的温度来影响致密度[38]。可以在电流控制阶段通过黑体辐射理论来估算样品温度，计算时假设施加给样品的所有功都被转换成辐射热和样品温度，不考虑热传导和热对流过程，得到式(1)~式(2)[36]：

$$T=\left(\frac{W_{\text{in}}}{A\sigma\varepsilon}+T_0^4\right)^{0.25} \tag{1}$$

$$W_{\text{in}}=UI \tag{2}$$

其中：T 为样品温度；T_0 为炉体温度；A 为样品表面积；ε 和 σ 分别为黑体辐射系数和 Stefan-Boltzmann 常数；W_{in} 为电源向样品输入的电功率，其大小取决限于电流值；U 为电压；I 为电流。图 3 是通过黑体辐射理论计算得出的不同炉温下样品温度随功耗的变化。由图 3 可见，样品温度随功耗的增加而增加，即限电流值高时电源向系统输入的功耗相应增加，样品自身温度升高从而获得更为致密的微观结构。

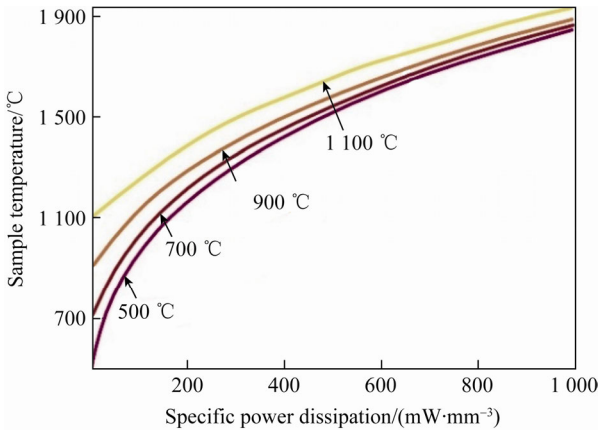


图 3 不同炉温下样品平衡温度与闪烧稳态阶段功耗的关系[36]

Fig. 3 Equilibrium temperature of the specimen as a function of the power dissipation in the steady stage of flash sintering for different furnace temperature[36]

2.3 炉体温度

炉体温度也是闪烧的必要条件之一。对于恒温程序来说，炉温越高则孕育时间越短[11]。Zhang 等[38]闪烧 8YSZ 时发现：炉温不会影响样品的相对致密度和平均粒径，因为在试验过程中当炉温降低时，电流控制阶段样品两端的输出功率会上升，经过黑体辐射理论计算得到的不同炉温下的样品温度几乎是相同的。另外，炉温的设置存在下限，低于一定值时则很难发生闪烧。

2.4 材料电导

不同陶瓷材料的闪烧现象都不尽相同，因为材料自身属性尤其导电性千差万别。Yu 等[9]发表了关于闪烧材料的全面概述，其中提到的各类具有不同电特性的材料均已应用于闪烧技术，如氧离子导体[7, 15, 39–45]，半导体和绝缘体[30, 46–50]，质子导体[5, 51]，锂离子导体[52]和电子导体[17, 53–55]以及几种类似金属的非氧化物陶瓷(ZrB_2 和 $MoSi_2$)[47, 56–57]，可见闪烧技术基本对陶瓷材料具有普适性，但材料至少具有最低程度的电导率，否则即使施加非常高的电场也不会产生焦耳热。同样，电导率极高的导体也很难进行快速烧结，因为它们需要极高的电流才能产生足够的热量。

2.5 保温时间

闪烧第 3 阶段也是样品实现致密化的重要阶段。理论上讲，保温时间独立可控且允许无限延长，随着保温时间的延长样品的晶粒尺寸会增加，致密度也会略有提高[14]。

在闪烧行为的研究中，不止上述因素对闪烧临界温度、孕育时间和致密程度等造成影响，样品所处的试验气氛[49]、所受压力[58]，颗粒粒径[59–61]甚至电极[36]、电源[62]等的选择都会影响试验的结果。随着对闪烧研究的深入，目前研究者们对单因素作用机制的理解日益清晰，这有助于对参数进行更为精确的控制，闪烧从最初的非限流转为一步限流方式，使闪烧过程变得可控，再逐渐发展出过程更温和样品更均匀的多步限流方式，都得益于对影响因素的深入理解，但在闪烧过程中，样品的晶界扩散速率、焦耳热积累和缺陷浓度等致密化要素往往是多个参数共同影响的，并且对不同的陶瓷材料来讲，这种影响规律还可能存在差异，这也是造成闪烧技术复杂性的一个重要原因。揭示闪烧技术多因素之间的影响规律一方面需要开展更多的实验，以获取更丰富的实验数据，另一方面，构建闪烧仿真模型将作为理解闪烧过程及实现更优化控制的一种有效手段。这些探索也将使得闪烧技术越来越具有工业可行性。

3 闪烧在固体氧化物燃料电池关键材料制备中的应用

过去 10 年，闪烧在 SOFC 材料领域[41, 63]的研究非常活跃，但作为一种新兴的烧结技术目前还有很多尚未解决的技术问题。相信随着机理的进一步探索和烧结均匀性等一系列技术难题得到解决，会推动闪烧技术快速走向商业化。

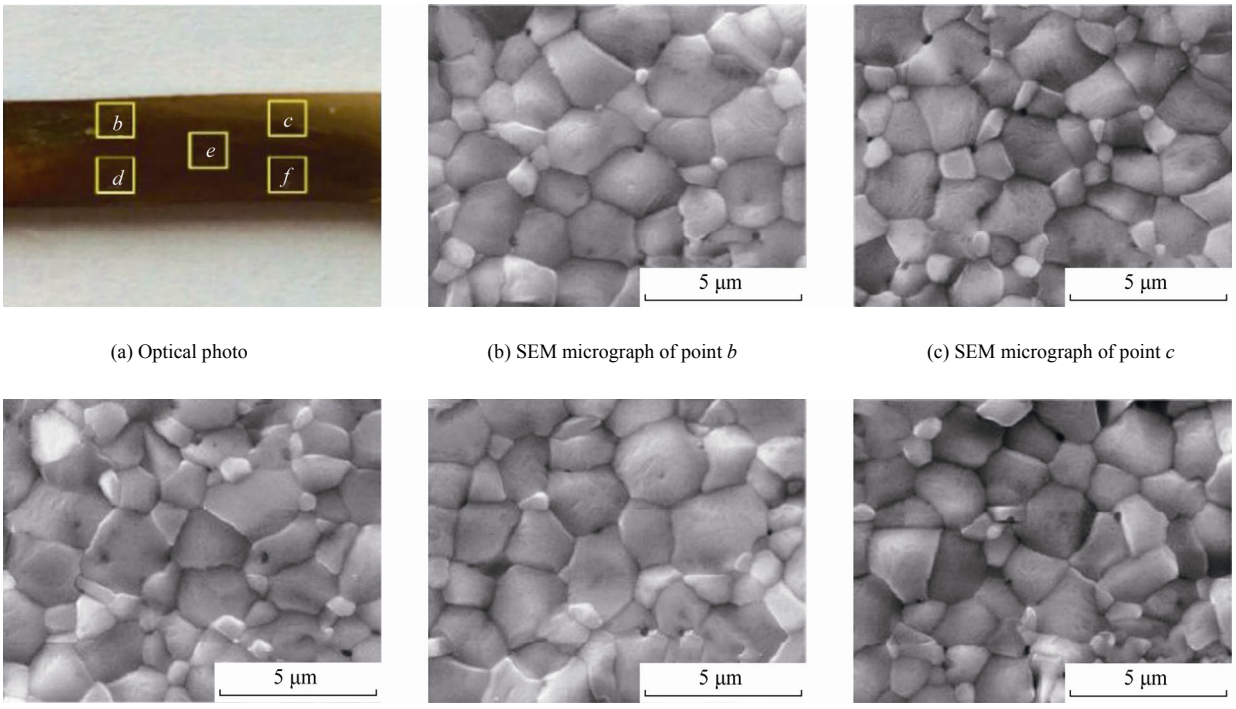
3.1 闪烧电解质

用于 SOFC 的电解质需要具有高的离子电导率和可忽略不计的电子电导率，并且要求其在氧化还原条件下具有良好的稳定性。目前使用最广泛的 3 类氧离子导电型陶瓷：氧化钇稳定的氧化锆(YSZ)、钆和钐掺杂的氧化铈(GDC, SDC)、镁掺杂的镓酸镧(LSGM)，都可以利用闪烧得到致密的纯相样品。

YSZ 是最早用于闪烧也是目前该领域内研究最广泛的材料，主要是探究机理和相关变量/参数的重要性[7, 11, 14–15, 22, 64]。稀土元素掺杂的二氧化铈(GDC, SDC)在中等工作温度下(600~700 ℃)具有 4 倍于 YSZ 的离子电导率，因致密化温度较高(1 300~1 600 ℃)，在闪烧领域也被广泛研究。Jiang 等[43]在 90 V/cm 的电场和 86 mA/mm^2 电流密度下，发现 $Ce_{0.8}Gd_{0.2}O_{1.9}$、$Ce_{0.9}Gd_{0.1}O_{1.95}$ 和 $Ce_{0.8}Sm_{0.2}O_{1.9}$ 的闪烧点温度分别为 554、635 ℃和 667 ℃,说明材料的电子电导率决定了闪烧的开始温度，由此推断出电子和电子空穴可能是闪烧过程中的主要载流子，而氧离子传导的作用有限。

LSGM 被认为是有望用于中温固体氧化物燃料电池(IT-SOFC)的电解质之一，因为它中温下具有高离子电导率并在很宽的氧气分压范围内保持稳定性。Zhang 等[38]利用 100 V/cm 的电场和 120 mA/mm^2 的电流使 $La_{0.8}Sr_{0.2}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-\delta}$ (LSGM)在 690 ℃发生闪烧，致密度达 97.4%，远低于常规烧结所需的温度(超过 1 400 ℃)。Zhang 等[65]将先前的一步限流法升级为多步限流。闪烧过程更加温和，所得样品也更加均匀(图 4)[65]。

近几年质子导电型固体氧化物燃料电池(H-SOFCs)也吸引了越来越多的关注。H-SOFCs 的电解质是质子导电型陶瓷，可以传输质子并阻止电子的传输。Jiang 等[5]将闪烧技术用于 $BaZr_{0.1}Ce_{0.7}Y_{0.1}Yb_{0.1}O_3$ (BZCYYb)的低温致密化烧结，在条状 BZCYYb 样品上施加 70 V/cm 的外加直流电场并在 850 ℃炉温下维持 1 h，样品的粒径和致密化程度随限电流值的提高而增大，当电流密度达到 70 mA/cm^2 时材料达到完全致密。Muccillo 等[51]对掺钆的铈酸钡($BaCe_{0.8}Gd_{0.2}O_{3-\delta}$)用 1 kHz 的交流电进行快速烧结，从 910 ℃开始，晶粒焊接达到理论密度的 84%。但是样品是不均匀的，需要进一步优化条件。



(a) Optical photo (b) SEM micrograph of point *b* (c) SEM micrograph of point *c*

(d) SEM micrograph of point *d* (e) SEM micrograph of point *e* (f) SEM micrograph of point *f*

图 4 120 mA/mm^2 多步限流闪烧 30 min 后 $La_{0.8}Sr_{0.2}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-\delta}$ (LSGM)的光学照片及局部扫描电镜照片[65]

Fig. 4 Optical and SEM images of step-wise current-limiting flash sintering of $La_{0.8}Sr_{0.2}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-\delta}$ (LSGM) for 30 min at 120 mA/mm^2[65]

3.2 闪烧阴极材料

LSCF ($La_{0.6}Sr_{0.4}Co_{0.2}Fe_{0.8}O_3$)是一种 SOFC 阴极的候选材料，它具有高的催化氧还原能力、电子电导率和离子电导率。LSCF 可以用 7.5~12.5 V/cm 的低电场，在低于 100 ℃的炉温下发生闪烧[54]。极低的烧结温度显然和材料本身的高电子电导率有关，其电导率通过极化子跳跃得以增强。通过适当选择闪烧的加工参数(电场强度和电流密度)，LSCF 可以在很短时间获得用于阴极的均匀多孔微结构。

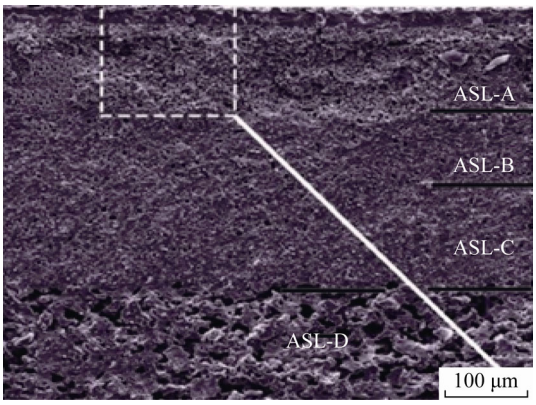
3.3 闪烧金属连接体涂层

SOFC 中金属连接体被放置在相邻电池的阴阳极之间，为使金属在氧化和还原环境中免受腐蚀，通常需要陶瓷涂层对金属进行保护。钴锰氧化物尖晶石(Co_2MnO_4)通常用作保护涂层。Prette 等[53]发现：用作金属连接体保护材料的 Co_2MnO_4 在 12.5 V/cm 电场下，在低至 325 ℃时被快速烧结至完全致密。但是，该研究仅处理了 Co_2MnO_4，尚未解决如何实际应用于金属连接体涂层的问题。

3.4 闪烧复合材料和多层结构

Jha 等[66]指出在闪烧状态下，用于约束烧结的剪切应力会迅速释放，使得闪烧适用于烧结复合材料[31, 66]和陶瓷多层结构[67]。Gaur 等[68]研究了 LSCF 和 $Gd_{0.1}Ce_{0.9}O_2$ (GDC)复合材料的闪烧现象。复合材料 LSCF/GDC 比分别为 60:40、50:50、40:60。纯 LSCF 在 5 V/cm 的场强下在 210 ℃即可发生闪烧；LSCF/GDC 比为 40:60 的复合材料闪烧则发生在场强为 10 V/cm 下 905 ℃，而纯 GDC 在 30 V/cm 场强下闪烧温度高达 990 ℃。复合材料中 LSCF 的含量越高，所需的炉温就越低。研究结果表明：在导电性更好的 LSCF 相与电阻更大的 GDC 相之间会发生协作机制，因为在所有情况下，复合材料的功耗都比纯的材料要高得多。

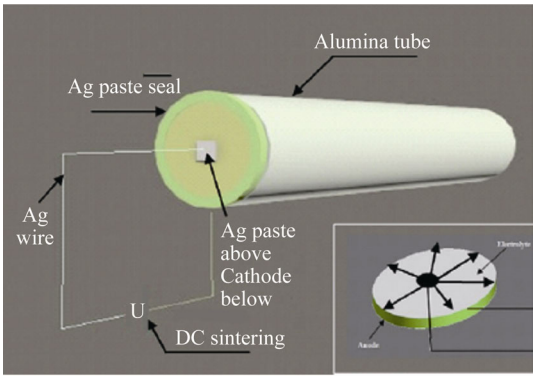
Hao 等[69]利用电场辅助烧结了 $La_{0.2}Sr_{0.7}TiO_3$-Ni/YSZ 梯度阳极支撑(LST–Ni/YSZ FGA)的 SOFC，烧结后的电池结构如图 5 所示，层间结合紧密避免了传统烧结方式存在的扭曲和剥离现象。同时，该电池表现出良好的输出功率和抗积碳能力。Liu 等[70]提出陶瓷薄膜的烧结技术，将较小电场施加于预烧后的阳极支撑型 SOFC 上，如图 6 所示。电池结构为 NiO+8YSZ|8YSZ|$La_{0.8}Sr_{0.2}MnO_x$，该方法提高了电解质薄膜的烧结速率并抑制了其晶粒生长，同时阳极微结构仍保持良好。



ASL: A supported layer.

图 5　现场辅助烧结技术获得的 LST-Ni/YSZ 功能梯度阳极支撑的固体氧化物燃料电池阳极和 YSZ 电解质截面的扫描电镜照片[69]

Fig. 5　SEM micrograph of LST-Ni/YSZ FGA supported SOFC obtained by field assisted sintering technique process, cross section of anode and YSZ electrolyte[69]



Current radiates from the central part of electrolyte to the edge.

图 6　直流辅助烧结设备示意图[70]

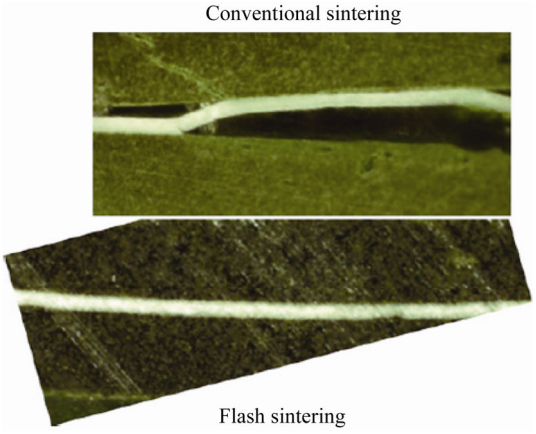
Fig. 6　Illustration of DC assisted sintering device[70]

Francis 等[67]施加电场烧结了流延法制备的阳极–电解质“三明治”层，如图 7a 和图 7b 所示，烧结后层与层之间结合紧密，没有出现传统烧结的分层、断裂或层间混合的现象。在闪烧过程中不同材料层之间发生了一些相互作用，使得多层样品的行为不同于仅由一种材料组成的样品的行为。多层微结构的陶瓷拥有广泛的应用，因此值得进一步研究[48]。

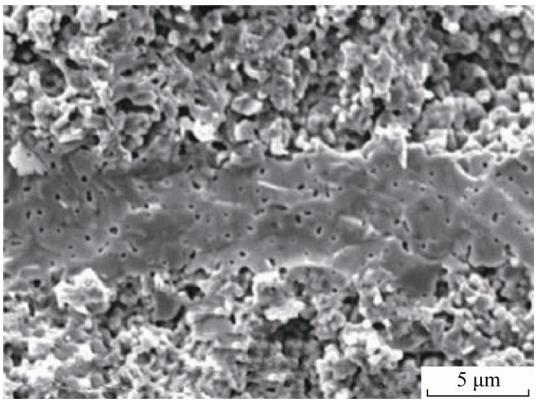
3.5　闪烧合成

Wang 等[71]报道了一种仅需几秒且只需一步，即可在超高温下快速合成和烧结陶瓷的技术，称为超快高温烧结技术(ultrafast high-temperature sintering，UHS)。该技术成功合成并致密化了包括 YSZ 在内的多种陶瓷，Y_2O_3 掺杂的 ZrO_2 经 UHS 技术烧结后经 XRD 分析合成 YSZ 纯相且致密度高达 95%，开创了一种能够同时实现陶瓷合成和烧结的新方式。

闪烧技术在 SOFC 领域的应用方兴未艾，闪烧具有炉温低，快速致密化的优点，能够节约大量能源，并且如果应用于工业生产将极大的节约制造成本：较低的炉温使得设备和装置的选择更为简单，短的烧结时间可以延长设备的使用寿命；但闪烧烧结的非均匀性严重阻碍了其工业化，为了使电流均匀流过样品尽量使温度均匀分布，用于闪烧试验的样品多以细长的条状或棒状为主，而很难实现块体或是圆片的均匀烧结。目前很多研究致力于改善闪烧的均匀性，比如多步的限流闪烧[65]和放电等离子闪烧技术(Flash spark plasma sintering，FSPS)[72]都为均匀性的改善提供了新思路。



(a) Cross sections of conventional sintering and flash-sintering specimens



(b) SEM micrograph of cross section of multilayers

图 7　多层结构闪烧和常规烧结样品的横截面的显微照片[67]

Fig. 7　Micrographs of the cross sections of conventionally sintered and flash-sintered specimens of multilayers[67]

4 结论与展望

与传统的加工技术相比，闪烧工艺可以更好地对陶瓷烧结加以控制，是对陶瓷加工方法的有力补充。自 2010 年以来，大量的试验工作是单一因素对闪烧的影响规律及作用机制进行了解释，但闪烧结果是由多个因素的共同作用决定的，这也导致闪烧的现象十分复杂，并且很难使用单一的机理将其解释清楚。此外，闪烧过程中涉及到 10^3~10^5 ℃/min[73]的极快加热速率，导致了闪烧过程中温度和其他参数的探测都十分困难。因此，揭示闪烧技术的机理和多因素之间的影响规律都需要更多的实验和数据的支持，同时，也需要构建闪烧仿真模型来帮助理解闪烧过程并优化过程控制。另外，下一代闪烧设备应允许更大范围的运行参数窗口，并配备响应更快的控制装置，促进闪烧技术的工业可行性。

参考文献:

[1] RODEL J, KOUNGA A B N, WEISSENBERGER-EIBL M, et al. Development of a roadmap for advanced ceramics: 2010–2025[J]. J Eur Ceram Soc, 2009, 29(9): 1549–1560.

[2] RAHAMAN M N. Ceramic Processing and Sintering[M]. Marcel Dekker: New York, USA, 1996.

[3] COBLE R L. Sintering crystalline solids: I. Intermediate and final state diffusion models[J]. J Appl Phys, 1961, 32: 787–792.

[4] COBLE R L. Sintering crystalline solids: II. Experimental test of diffusion models in powder compacts[J]. J Appl Phys, 1961, 32: 793–799.

[5] JIANG T Z, LIU Y J, WANG Z H, et al. An improved direct current sintering technique for proton conductor -$BaZr_{0.1}Ce_{0.7}Y_{0.1}Yb_{0.1}O_3$: the effect of direct current on sintering process[J]. J Power Sources, 2014, 248: 70–76.

[6] GIL GONZÁLEZ E, PEREJÓN A, SÁNCHEZ JIMÉNEZ P E, et al. Phase-pure $BiFeO_3$ produced by reaction flash sintering of Bi_2O_3 and Fe_2O_3[J]. J Mater Chem A, 2018, 6(13): 5356–5366.

[7] COLOGNA M, RASHKOVA B, RAJ R. Flash Sintering of Nanograin Zirconia in <5 s at 850 ℃[J]. J Am Ceram Soc, 2010, 93(11): 3556–3559.

[8] ORRU R, LICHERI R, LOCCI A M, et al. Consolidation/synthesis of materials by electric current activated/assisted sintering[J]. Mater Sci Eng R, 2009, 63(4–6): 127–287.

[9] YU M, GRASSO S, MCKINNON R, et al. Review of flash sintering: materials, mechanisms and modelling[J]. Adv Appl Ceram, 2017, 116: 24–60.

[10] FU Z, JI W, WANG W. Recent progress in flash sintering technology of ceramic materials[J]. J Chin Ceram Soc, 2017, 45(9): 1211–1219.

[11] LEBRUN J M, MORRISSEY T G, FRANCIS J S, et al. Emergence and extinction of a new phase during on-off experiments related to flash sintering of 3YSZ[J]. J Am Ceram Soc, 2015, 98(5): 1493–1497.

[12] JHA S K, LEBRUN J M, SEYMOUR K C, et al. Electric field induced texture in titania during experiments related to flash sintering[J]. J Eur Ceram Soc, 2016, 36(1): 257–261.

[13] TERAUDS K, LEBRUN J M, LEE H H, et al. Electroluminescence and the measurement of temperature during Stage III of flash sintering experiments[J]. J Eur Ceram Soc, 2015, 35(11): 3195–3199.

[14] FRANCIS J S C, RAJ R. Influence of the Field and the Current Limit on Flash Sintering at Isothermal Furnace Temperatures[J]. J Am Ceram Soc, 2013, 96(9): 2754–2758.

[15] COLOGNA M, PRETTE A L G, RAJ R. Flash-sintering of cubic yttria-stabilized zirconia at 750 ℃ for possible use in SOFC manufacturing[J]. J Am Ceram Soc, 2011, 94: 316–319.

[16] DOWNS J A, SGLAVO V M, Electric field assisted sintering of cubic zirconia at 390 ℃[J]. J Am Ceram Soc, 2013, 96(5): 1342–1344.

[17] GAUR A, SGLAVO V M. Flash-sintering of $MnCo_2O_4$ and its relation to phase stability[J]. J Eur Ceram Soc, 2014, 34(10): 2391–2400.

[18] RAJ R. Analysis of the Power Density at the Onset of Flash Sintering[J]. J Am Ceram Soc, 2016, 99: 3226–3232.

[19] UEHASHI A, SASAKI K, TOKUNAGA T, et al. Formation of secondary phase at grain boundary of flash-sintered $BaTiO_3$[J]. Microscopy, 2014, 63: i19–i20.

[20] YOSHIDA H, UEHASHI A, TOKUNAGA T, et al. Formation of grain boundary second phase in $BaTiO_3$ polycrystal under a high DC electric field at elevated temperatures[J]. J Ceram Soc Jpn, 2016, 124(4): 388–392.

[21] CHAIM R, ESTOURNÈS C. On thermal runaway and local endothermic/exothermic reactions during flash sintering of ceramic nanoparticles[J]. J Mater Sci, 2018, 53: 6378–6389.

[22] STEIL M C, MARINHA D, AMAN Y, et al. From conventional ac flash-sintering of YSZ to hyper-flash and double flash[J]. J Eur Ceram Soc, 2013, 33(11): 2093–2101.

[23] JHA S K, TERAUDS K, LEBRUN J, et al. Beyond flash sintering in 3 mol% yttria stabilized zirconia[J]. J Ceram Soc Jpn, 2016, 124(4): 283–288.

[24] DU Y, STEVENSON A J, VERNAT D, et al. Estimating Joule heating and ionic conductivity during flash sintering of 8YSZ[J]. J Eur Ceram Soc, 2016, 36(3): 749–759.

[25] LEBRUN J M, RAJ R. A first report of photoemission in experiments related to flash sintering [J]. J Am Ceram Soc, 2014, 97(8): 2427–2430.

[26] TERAUDS K, LEBRUN J M, LEE H H, et al. Electroluminescence and he measurement of temperature during Stage III of flash sintering experiments[J]. J Eur Ceram Soc, 2015, 35(11): 3195–3199.

[27] MUCCILLO R, MUCCILLO E N S. Light emission during electric field-assisted sintering of electroceramics[J]. J Eur Ceram Soc, 2015, 35(5): 1653–1656.

[28] BIESUZ M, LUCHI P, QUARANTA A, et al. Photoemission during flash sintering: An interpretation based on thermal radiation[J]. J Eur Ceram Soc, 2017, 37(9): 3125–3310.

[29] NAIK K, JHA S K, RAJ R. Correlations between conductivity, electroluminescence and flash sintering[J]. Scripta Mater, 2016, 118: 1–4.

[30] BIESUZ M, SGLAVO V M. Flash sintering of alumina: Effect of different operating conditions on densification[J]. J Eur Ceram Soc,

2016, 36: 2535–2542.

[31] NAIK K S, SGLAVO V M, RAJ R. Field assisted sintering of ceramic constituted by alumina and yttria stabilized zirconia[J]. J Eur Ceram Soc, 2014, 34: 2435–2442.

[32] COLOGNA M, RAJ R. Surface diffusion-controlled neck growth kinetics in early stage sintering of zirconia, with and without applied DC electrical field[J]. J Am Ceram Soc, 2011, 94(2): 391–395.

[33] GHOSH S, CHOKSHI A H, LEE P, et al. A huge effect of weak do electrical fields on grain growth in zirconia[J]. J Am Ceram Soc, 2009, 92(8): 1856–1859.

[34] YANG D, RAJ R, CONRAD H. Enhanced sintering rate of zirconia (3Y-TZP) through the effect of a weak do electric field on grain growth[J]. J Am Ceram Soc, 2010, 93(10): 2935–2937.

[35] FRANCIS J S C, RAJ R. Flash-sintering of nanograin zirconia: field assisted sintering and superplasticity[J]. J Am Ceram Soc, 2012, 95(1): 138–146.

[36] BIESUZ M, SGLAVO V M. Flash sintering of ceramics[J]. J Eur Ceram Soc, 2019, 39(2–3): 115–143.

[37] SUN K N, ZHANG J, JIANG T Z, et al. Flash-sintering and characterization of $La_{0.8}Sr_{0.2}Ga_{0.8}Mg_{0.2}O_{3-\delta}$ electrolytes for solid oxide fuel cells[J]. Electrochim Acta, 2016, 196: 487–495.

[38] ZHANG J, WANG Z, JIANG T, et al. Densification of 8 mol% yttria-stabilized zirconia at low temperature by flash sintering technique for solid oxide fuel cells[J]. Ceram Int, 2017, 43(16): 14037–14043.

[39] NAIK K S, SGLAVO V M, RAJ R. Flash sintering as a nucleation phenomenon and a model thereof[J]. J Eur Ceram Soc, 2014, 34(15): 4063–4067.

[40] SPIRIDIGLIOZZI L, BIESUZ M, DELL'AGLI G, et al. Microstructural and electrical investigation of flash-sintered Gd/Sm-doped ceria[J]. J Mater Sci, 2017, 52(12): 7479–7488.

[41] AKBARI-FAKHRABADI A, MANGALARAJA R V, SANHUEZA F A, et al. Nanostructured Gd-CeO_2 electrolyte for solid oxide fuel cell by aqueous tape casting[J]. J Power Sources, 2012, 218(15): 307–312.

[42] BIESUZ M, DELL'AGLI G, SPIRIDIGLIOZZI L, et al. Conventional and field assisted sintering of nanosized Gd-doped ceria synthesized by co-precipitation[J]. Ceram Int, 2016, 42: 11766–11771.

[43] JIANG T Z, WANG Z H, ZHANG J, et al. Understanding the flash sintering of rare-earth-doped ceria for solid oxide fuel cell[J]. J Am Ceram Soc, 2015, 98(6): 1717–1723.

[44] HAO X M, LIU Y J, WANG Z H, et al. A novel sintering method to obtain fully dense gadolinia doped ceria by applying a direct current[J]. J Power Sources, 2012(210): 86–91.

[45] MUCCILLO E N S, CARVALHO S G M, MUCCILLO R, et al. Electric field-assisted pressureless sintering of zirconia-scandia-ceria solid electrolytes[J]. J Mater Sci, 2018, 53: 1658–1671.

[46] COLOGNA M, FRANCIS J S C, RAJ R. Field assisted and flash sintering of alumina and its relationship to conductivity and MgO-doping[J]. J Eur Ceram Soc, 2011, 31: 2827–2837.

[47] ZAPATA-SOLVAS E, BONILLA S, WILSHAW P R, et al. Preliminary investigation of flash sintering of SiC[J]. J Eur Ceram Soc, 2013, 33(13/14): 2811–2816.

[48] SCHMERBAUCH C, GONZALEZ-JULIAN J, ROEDER R, et al. Flash sintering of nanocrystalline zinc oxide and its influence on microstructure and defect formation[J]. J Am Ceram Soc, 2014, 97(6): 1728–1735.

[49] ZHANG Y, LUO J. Promoting the flash sintering of ZnO in reduced atmospheres to achieve nearly full densities at furnace temperatures of <120 ℃[J]. Scripta Mater, 2015, 106: 26–29.

[50] GAO H, ASEL T J, COX J W, et al. Native point defect formation in flash sintered ZnO studied by depth-resolved cathodoluminescence spectroscopy[J]. J Appl Phys, 2016, 120(10): 105302.

[51] MUCCILLO R, MUCCILLO E N S, KLEITZ M. Densification and enhancement of the grain boundary conductivity of gadolinium-doped barium cerate by ultra fast flash grain welding[J]. J Eur Ceram Soc, 2012, 32: 2311–2316.

[52] SHI P, QU G, CAI S, et al. An ultrafast synthesis method of $LiNi_{1/3}Co_{1/3}Mn_{1/3}O_2$ cathodes by flash/field-assisted sintering[J]. J Am Ceram Soc, 2018, 101: 4076–4083.

[53] PRETTE A L G, COLOGNA M, SGLAVO V, et al. Flash-sintering of Co_2MnO_4 spinel for solid oxide fuel cell applications[J]. J Power Sources, 2011, 196: 2061–2065.

[54] GAUR A, SGLAVO V M. Densification of $La_{0.6}Sr_{0.4}Co_{0.2}Fe_{0.8}O_3$ ceramic by flash sintering at temperature less than 100 ℃[J]. J Mater Sci, 2014, 49(18): 6321–6332.

[55] GAUR A, SGLAVO V M. Tuning the flash sintering characteristics of ceria with $MnCo_2O_4$[J]. Mater Sci Eng B-Solid, 2018, 228: 160–166.

[56] GRASSO S, SAUNDERS T, PORWAL H, et al. Flash spark plasma sintering (FSPS) of pure ZrB_2[J]. J Am Ceram Soc, 2014, 97(8): 2405–2408.

[57] CABOURO G, LE GALLET S, CHEVALIER S, et al. Dense $MoSi_2$ produced by reactive flash sintering: control of Mo/Si agglomerates prepared by high-energy ball milling[J]. Powder Technol, 2011, 208(2): 526–531.

[58] FRANCIS J S, RAJ R. Flash-sinter forging of nanograin zirconia: field assisted sintering and superplasticity[J]. J Am Ceram Soc, 2012, 95(1): 138–146.

[59] FRANCIS J S C, COLOGNA M, RAJ R. Particle size effects in flash sintering[J]. J Am Ceram Soc, 2012, 32(12): 3129–3136.

[60] BRAUN H. On the separation of the contributions of powder particle cores and intergranular contacts to the electric resistivity of compressed powder materials[J]. Mater Chem, 1982, 7(6): 787–802.

[61] KELLY J P, GRAEVE O A. Effect of powder characteristics on nanosintering[J]. Sintering (Berlin: Springer), 2013, 35: 57–95.

[62] CONRAD H, YANG D. Effect of the strength of an AC electric field compared to DC on the sintering rate and related grain size of zirconia (3Y-TZP)[J]. Mater Sci Eng A, 2013, 559: 591–594.

[63] VALDEBENITO J U, AKBARI-FAKHRABADI A, VISWANATHAN M R, Effect of flash sintering on microstructure of $Ce_{0.9}Gd_{0.1}O_{1.95}$ electrolyte fabricated by tape-casting[J]. Mater Lett, 2017, 209: 291–294.

[64] BONOLA C, CAMAGNI P, CHIODELLI P, et al. Study of defects introduced by electroreduction in YSZ[J]. Radiat Eff Defect S, 1991, 119–121(1): 457–462.

[65] ZHANG J, ZHAO Y, QIAO J, et al. An easily controllable flash sintering process for densification of electrolyte for application in solid oxide fuel cells[J]. Int J Hydrogen Energ, https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.04.204.

[66] JHA S K, RAJ R. Electric fields obviate constrained Sintering[J]. J Am

Ceram Soc, 2014, 97(10): 3103–3109.

[67] FRANCIS J S C, COLOGNA M, MONTINARO D, et al. Flash sintering of anode-electrolyte multilayers for SOFC applications[J]. J Am Ceram Soc, 2013, 96(5): 1352–1354.

[68] GAUR A, SGLAVO V M. Flash sintering of (La, Sr)(Co, Fe)O_3-Gd-doped CeO_2 composite[J]. J Am Ceram Soc, 2015, 98(6): 1747–1752.

[69] HAO X, HAN D, WANG J, et al. Co-tape casting fabrication, field assistant sintering and evaluation of a coke resistant $La_{0.2}Sr_{0.7}TiO_3$-Ni/YSZ functional gradient anode supported solid oxide fuel cell[J]. Int J Hydrogen Energ, 2015, 40: 12790–12797.

[70] LIU Y, HAO X, WANG Z, et al. A newly-developed effective direct current assisted sintering technique for electrolyte film densification of anode-supported solid oxide fuel cells[J]. J Power Sources, 2012, 215: 296–300.

[71] WANG C, PING W, BAI Q, et al. A general method to synthesize and sinter bulk ceramics in seconds[J]. Science, 2020, 368(6490): 521–526.

[72] GRASSO S, SAUNDERS T, PORWAL H, et al. Flash spark plasma sintering (FSPS) of α and β-SiC[J]. J Am Ceram Soc, 2016, 99: 1534–1543.

[73] GRASSO S, SAKKA Y, RRENDTORFF N, et al. Modeling of the temperature distribution of flash sintered zirconia[J]. J Ceram Soc Jpn, 2011, 119(1386): 144–146.