

固态扩散连接空洞闭合模型的研究进展

陈梦薇, 李森泉

(西北工业大学材料科学与工程学院, 西安 710072)

摘要 扩散连接是一种在固态下将 2 个同种或异种的材料连接在一起的先进连接方法。这种方法既可以连接低碳钢, 也可以连接陶瓷, 甚至还可以连接传统焊接方法所不能连接的材料。在很多材料没有实验数据的条件下, 预测扩散连接所需时间是非常重要的也是非常困难的, 因此利用空洞闭合模型对扩散连接过程进行研究是当前固态扩散连接研究的重要方面。介绍了扩散连接空洞闭合的几个典型模型, 对几何模型的选择进行了阐述, 并对扩散连接的机制进行了解释和说明, 同时比较了这几个模型的优缺点, 并预测了扩散连接空洞闭合模型的发展方向。

关键词 扩散连接 空洞闭合 模型 连接机制

中图分类号: TG456.9

Research Progress in Model of Void Closure in Solid-state Diffusion Bonding

CHEN Mengwei, LI Miaoquan

(School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072)

Abstract Diffusion bonding is an advanced bonding process in which two materials, similar or dissimilar, can be bonded in solid state. This provides to bond materials in a wide range from low carbon steels to ceramics and composites which cannot be bonded with conventional welding methods. The estimation of final bonding time is very important but difficult without experiments for many materials. It is important for the study of diffusion bonding to establish a model of void shrinkage. The typical models of void shrinkage in diffusion bonding are reviewed. A variety of geometric models are overviewed in this paper. The mechanisms of diffusion bonding are explained at the same time. The advantages and disadvantages of these models and the differences among these models are also discussed.

Key words diffusion bonding, void shrinkage, model, bonding mechanism

扩散连接是一种精密的固态连接, 它是指相互接触的表面在高温和压力的作用下, 被连接表面相互靠近, 局部发生塑性变形, 经一定时间结合层原子间相互扩散而形成整体可靠连接的过程^[1,2]。扩散连接技术在减轻产品质量、降低生产成本、缩短制造周期方面显示出巨大的优越性, 日益得到航空航天工业的高度重视^[3-6]。扩散连接的温度范围是 $(0.5 \sim 0.8) T_m$, 压力通常远小于室温屈服应力, 以避免宏观变形。扩散连接时间一般从几分钟到几个小时不等。决定表面条件的空洞高宽比一般是 $1:50$ ^[7-13]。

金属表面无论经过多么仔细的加工, 从微观上看总是粗糙不平的^[14], 因此有必要研究接触层的结构和变化。另一方面, 由于扩散连接参数的选取通常依赖于实验和经验, 往往带来很大的误差, 因此对不同的连接材料在给定温度、压力和时间下预测其连接程度是十分重要的^[15-17]。扩散连接模型的建立主要集中于表面条件, 因为它们是决定表面扩散、界面扩散、蠕变驱动力和速率方程的主要因素^[18]。

第一个扩散连接模型是由 King 和 Owczarski 提出的, 他们把扩散连接过程分为 3 个阶段: 初始塑性变形、界面处大部分空洞的减小和孤立残余空洞的消失。随后, Hamilton

等^[19]对塑性变形阶段做了修正, 假设空洞表面是具有三角形截面的长条体或棱锥体。Garmong 进一步修正了 Hamilton 的模型, 把空洞三角形截面的接触峰划分成一条条的切片, 并且同时考虑了长波粗糙度和短波粗糙度^[20]。后来的学者都是基于他们的思想来研究扩散连接过程的, 并且发现空洞闭合过程是扩散连接中所需时间最长的, 因此, 扩散连接的模型和理论大部分都集中于研究空洞闭合过程^[2, 21-25]。

本文介绍了关于扩散连接空洞闭合的几个典型模型以及它们在扩散机制和空洞几何轮廓选取上的区别, 分别指出了这些模型的不足之处。

1 几何模型

研究表明^[26], 被连接件表面的平行排列可以导致大的连接强度, 因此几何模型中假设空洞平行排列成一条直线。另一方面, 为了计算扩散连接的最大时间, 假设 2 个表面的空洞是波峰对波峰, 波谷对波谷的连接。

在扩散连接的模型中, 正确选择空洞表面轮廓非常重要, 因为表面轮廓影响扩散连接过程中的所有机制。因此, 在建立扩散连接模型时, 众多学者提出了多种不同空洞的几

何形状。1973年 Hamilton 等^[19]把空洞表面假设成具有三角形截面的长条体或棱锥体。Garmong 等发展了 Hamilton 的几何模型,同时考虑了表面的波纹度凹凸性(长波粗糙度)和粗糙度凹凸性(短波粗糙度),把三角形截面的接触峰划分成一条条的切片^[20]。1982—1984年 Derby 等^[27]假设连接表面是由第一阶段的菱形柱孔过渡到第二阶段的圆柱孔,如图 1 所示。

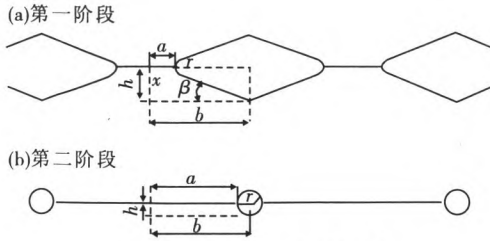


图 1 Derby 的几何模型
Fig. 1 Derby's geometric model

表面准备过程通常会形成半圆形的空洞表面。当发生扩散连接时,表面空洞要保持光滑的表面曲率以使它们的自由能最小。同时,由实验观察,可以在连接处的金相照片中发现空洞是类似于凸透镜形状。因此,Guo 和 Ridley^[28]认为将空洞假设成凸透镜形状(如图 2 所示)是合理的。

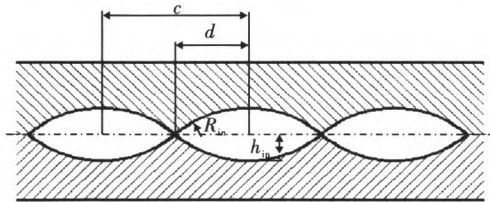


图 2 Guo 和 Ridley 的几何模型
Fig. 2 Guo and Ridley's geometric model

1989年 Hill 等^[29]为提高初始空洞形状的精确度,选择了椭圆形的空洞,如图 3 所示。他们的假设可使连接前后空洞形状以及数学处理上具有一致性和连贯性,并使表达式和计算简单化。同时,椭圆形的几何模型可以得到更准确的塑性变形和蠕变分析。

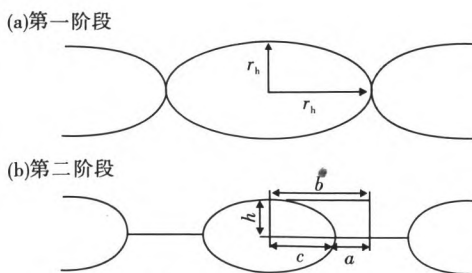


图 3 Hill 的几何模型
Fig. 3 Hill's geometric model

以高桥康夫为代表的日本学者经过 10 多年的研究提出了菱形和双凸透镜形的空洞形状^[30, 31],如图 4 所示。采用这种几何模型具有运算简便又能很好说明问题的优点。为简化计算,模型消除了与空洞形状有关的复杂边界条件的影

响,其中,菱形模型用于粘塑性变形机理的计算,透镜模型用于扩散机理的计算^[32]。

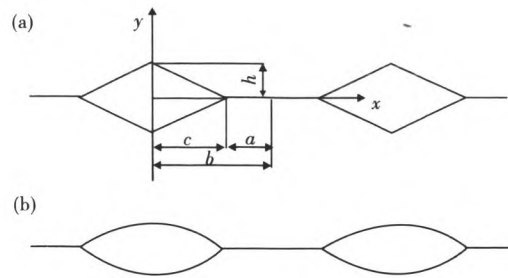


图 4 高桥康夫的几何模型
Fig. 4 Takahashi's geometric model

近 10 年来,Orhan 等^[33]发现在 Guo 和 Ridley^[28]的模型中颈部区域的表面形状出现了相反的曲率,因此需要一种介于凸透镜形和直边形之间的空洞几何形状。高桥康夫^[30]指出,表面处理后的连接件表面类似于正弦函数,因此他选择用正弦波形(如图 5 所示)作为空洞几何形状。正弦波的表达式为:

$$y = \frac{h}{2} \left(1 - \cos\left(\frac{2\pi x}{b}\right) \right) \quad (1)$$

选择一个既贴近实际又便于计算的表面轮廓对于扩散连接模型的建立是十分重要的。尽管 Orhan 的正弦波形更符合实际,但计算相对复杂,因此目前应用较多的扩散连接几何模型是高桥康夫的菱形和双凸透镜形。

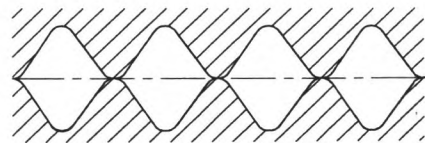


图 5 Orhan 的几何模型
Fig. 5 Orhan's geometric model

2 扩散连接机制

在扩散连接空洞闭合模型的建立中,研究空洞消失的机理十分重要。Hamilton 等^[17]首先提出的扩散连接模型只考虑了塑性变形机制,模型和计算方法也过于简单,但它开创了扩散连接模型和力学分析的先河。

Derby 等^[27]认为扩散连接过程类似于压力烧结过程。他们假设了 6 种连接机制:从表面源到颈部的表面扩散和体积扩散,从界面源到颈部的界面扩散和体积扩散,蠕变和塑性变形,如图 6 所示。后来,Derby 等又对模型进行了改进^[34],考虑了气相中的物质传输。在一般超塑性扩散连接中,金属气压较低,通常都忽略该机制,但在连接非金属时,气相机制还是有一定作用的。

不同学者提出了多种扩散连接机制,这些机制在本质上是相似的。主要的连接机制有以下几种^[33]:①塑性变形机制。外力作用时,发生瞬时塑性变形,当接触面增加到能够承受外加载荷时,塑性变形停止。②表面和体积扩散机制。由于界面空洞曲率的不同,大曲率处的物质会流向空洞颈部

的小曲率处。③连接界面扩散和晶界扩散机制。由于界面的应力梯度作用,物质从连接界面流向空洞颈部并且从晶界流向空洞表面。④蠕变和扩散机制。这种机制对空洞闭合的贡献一般较大。

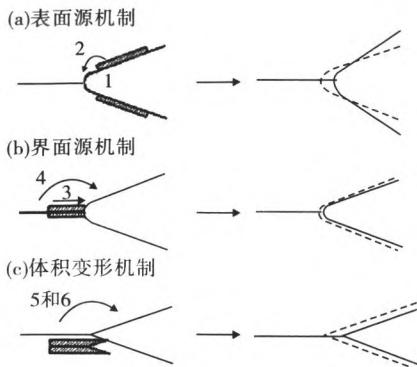


图6 Derby模型中物质传输机制的路径
Fig. 6 Derby's model showing routes of six mechanisms of mass transfer

总的来说,扩散连接机制可以分为以塑性流动为主的变形机制和以原子扩散流束为主的扩散机制,区别在于前者必伴有位错的滑移,后者则无需位错的滑移^[2]。

3 模型的建立

Hamilton等^[19]建立的扩散连接空洞闭合模型是根据材料的应力-应变速率本构关系,结合实际连接时最佳应变速率的经验值,预测连接时间和外载,因此对于描述空洞闭合过程过于简单。

Garmong等认为粗糙度导致的界面空洞在蠕变和扩散共同作用下收缩和消失。然而,该模型的不足之处是把由波纹理引起的空洞消失看成是由蠕变单独来完成的,从而使预测时间过长,过分夸大了波纹理凸峰的影响^[20]。

Derby等^[26, 34]建立了第一个较完整的空洞闭合模型。他们把连接过程分为3个阶段:初始瞬时塑性变形,以扩散为主的第二阶段和圆柱形空洞的消失阶段。Derby认为扩散连接的7种机制可以单独作用也可以共同作用,完整的空洞闭合率是7种空洞闭合率的加和。并且任何时刻,都有1种或几种机制占主导地位。但他们的模型有2个难处理的地方:一是瞬时塑性变形和蠕变机制的计算,二是连接过程前2个阶段直边空洞中的物质再分配。另一方面,从初始的直边空洞形状改变成最后阶段的圆柱形空洞时出现了空洞闭合率的不连续。

Guo和Ridley^[28]把空洞闭合过程分为3个阶段。第一阶段是扩散和蠕变,由晶界扩散、体积扩散和蠕变引起边界处的物质传输到空洞内部使空洞体积减小。第二阶段是刚性破坏,由空洞表面聚集引起空洞宽度和高度的减小,空洞轮廓的曲率保持不变。最后一个阶段是表面扩散,这一阶段改变空洞几何形状但不改变空洞体积,如图7所示。图7中,(a)为初始空洞形态,(b)为瞬时塑性变形后空洞形态,(c)为扩散和蠕变过程后空洞形态,(d)为刚性破坏过程后空

洞形态,(e)为c和d共同作用的结果,(f)为当 $(dV/dt)_D > (dV/dt)_C$ 时最后阶段的空洞形态,(g)为当 $(dV/dt)_D < (dV/dt)_C$ 时最后阶段的空洞形态。另外,Guo和Ridley也考虑了扩散距离、晶粒尺寸、相组成和应力状态对空洞闭合的影响。

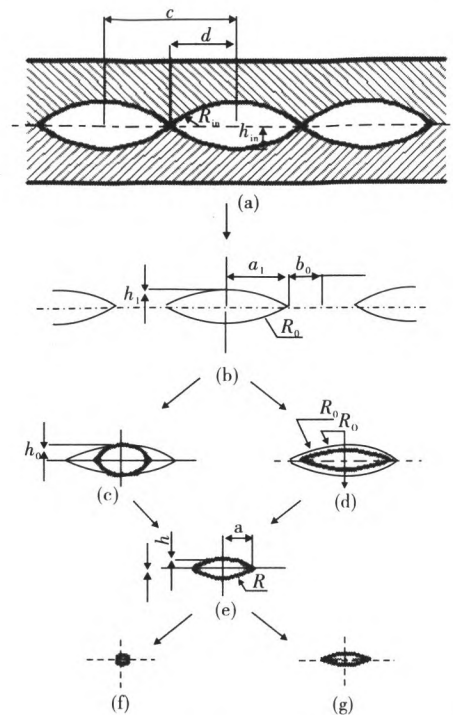


图7 Guo和Ridley模型的空洞收缩过程
Fig. 7 Schematic of Guo and Ridley's void shrinkage process

较完整地描述和计算空洞闭合过程的模型是由 Hill等^[29]提出的。他们结合 Derby^[27]的7种连接机制和 Pilling^[35]的蠕变分析,既克服了空洞闭合率不连续的问题,又使蠕变变形和塑性变形的分析更精确。其模型如下:

(1)对于塑性屈服阶段,借用 Johnson^[36]的分析,屈服后的连接部分长度 a_{yield} 为:

$$a_{yield} = \frac{\sqrt{3}(pb - \gamma)}{2\sigma_y(1 + r_c/a_{yield}) \ln(1 + a_{yield}/r_c)} \quad (2)$$

塑性屈服后的空洞高度用体积不变原理求得:

$$h_{yield} = h \frac{b(1 - \pi/4)}{b - \pi/4(b - a_{yield})} \quad (3)$$

(2)由表面源到颈部的扩散引起的空洞收缩率为:

$$\dot{a} = \frac{4\dot{V}}{\pi c} \quad (4)$$

式中: \dot{V} 为体积通量,表达式为:

$$\dot{V} = \frac{2\Omega\delta D\gamma}{kT} \left(\frac{c}{h^2} - \frac{h}{c^2} \right) \quad (5)$$

式中: D 为扩散系数, γ 为表面能, k 为波尔兹曼常数, Ω 为原子体积。

(3)由界面源到颈部的扩散引起的空洞收缩率为:

$$\dot{a} = -\frac{\dot{h}}{h} \left[b \left(\frac{4}{\pi} - 1 \right) + a \right] \quad (6)$$

其中:

$$\dot{V} = \frac{3\Omega AD}{kTa} \left(\frac{pd}{a} - \frac{\gamma}{a} - \frac{\gamma}{r} \right) \quad (7)$$

(4)对于蠕变机制,椭圆半径定义为长短轴半长的平均值,可以算出椭圆高度的改变率为:

$$\dot{h} = -\frac{h}{2} \frac{\sqrt{3}\dot{\epsilon}}{\left(1 - \frac{1}{m}\right)} \sinh\left(1 - \frac{1}{m}\right) \quad (8)$$

式中: m 是蠕变指数, $\dot{\epsilon}$ 是平均应变率。连接部分长度的改变率为:

$$\dot{a} = -\frac{\dot{h}}{h} \left[b\left(\frac{4}{\pi} - 1\right) + a \right] \quad (9)$$

Orhan等^[29]建立的模型把扩散连接过程分成2个阶段。首先在外加应力作用下物体开始接触并发生塑性变形。第二阶段中,基于扩散的机制开始起作用。在他们的模型中,还考虑了有效扩散距离、晶粒尺寸、相组成和应力状态的影响。模型还得出最有效的连接机制是蠕变机制和晶界扩散机制,最有效的连接参数是压力和温度。

4 结束语

本文系统地介绍了扩散连接空洞闭合的几个典型模型,并从空洞几何形状的选择、扩散连接机制的分析和空洞闭合模型的建立3个方面进行了阐述,指出了这些模型的优势和不足之处。

空洞闭合模型可以很好地反映压力、温度、时间、表面质量和微观结构(如晶粒尺寸、相组成等)等参数的影响,利用模型确定工艺参数可以减少试验次数,提高成品合格率。

建立扩散连接空洞闭合模型,选择一个既贴近实际又便于计算的空洞形状是前提,同时还需要完善现有的连接机制。目前的空洞闭合模型主要是基于二维平面条件下的平面应力,而忽视空洞的长度方向。这些模型都假设在一个单元中空洞是单位长度,因此,将模型发展成三维模型是建立扩散连接理论模型的一个发展方向。另一方面,界面再结晶是形成良好焊接质量的必要条件,所以按再结晶理论建立扩散连接理论模型也是研究的热点。

参考文献

- 1 于卫新,李森泉,胡一曲. 材料超塑性和超塑成形/扩散连接技术及应用[J]. 材料导报:综述篇,2009,23(6):8
- 2 张九海,何鹏. 扩散连接接头行为数值模拟的发展现状[J]. 焊接学报,2000,21(4):84
- 3 李志强,郭和平. 超塑成形/扩散连接技术在航空航天工业中的应用[J]. 锻压技术,2005,30(1):79
- 4 宋敏霞,赵熹华,郭伟,等. 钛合金与非金属材料扩散连接研究现状与发展[J]. 焊接,2005(10):9
- 5 黄万群,李亚江,王娟,等. 陶瓷/金属钎焊与扩散连接的研究现状[J]. 焊接,2007(4):11
- 6 邹贵生,白海林,谢二虎,等. O相合金 Ti-22Al-25Nb 固态扩散连接[J]. 中国有色金属学报,2008,18(4):577
- 7 Dupeux M, Chuangeng W, et al. Application of binary inter diffusion models to γ' (Ni₃Al)/ γ (Ni) diffusion bonded inter-

- faces [J]. Acta Metall Mater,1993,41(11):3071
- 8 Takahashi Y, et al. Identification of void shrinkage mechanisms [J]. Acta Metall Mater,1993,41(11):3077
- 9 Lefrancois P, et al. Solid-state welding of a 0.27 carbon chromium/molybdenum steel [J]. Welding J,1993,24:313
- 10 祝汉良,李志强. Ti₃Al 超塑性扩散连接的理论计算[J]. 材料科学与工艺,1999,7(S1):224
- 11 王秀锋,林建国,于更生,等. 经激光表面晶粒细化 TiAl 合金的超塑性扩散连接及其数学模拟[J]. 湘潭大学自然科学学报,2004,26(4):57
- 12 Li S X, Tu S T, Xuan F Z. A probabilistic model for prediction of bonding time in diffusion bonding [J]. Mater Sci Eng,2005,A407:250
- 13 Lu X H, Yang Y Q, Luo X, et al. Experimental and theoretical study of diffusion bonding in fabricating Ti matrix composite[J]. Mater Sci Eng,2007,A458:202
- 14 姚为,吴爱萍,邹贵生. 塑性变形条件对扩散焊接头性能的影响[J]. 焊接,2006(10):30
- 15 Lu S H, Yun J B. Theoretical model of the transformation superplastic diffusion bonding of eutectoid steel [J]. J Mater Proc Techn,2002,129:458
- 16 陈思杰,井晓天,李辛庚. 工艺参数对 T91 钢管 TLP 连接组织和性能的影响[J]. 材料科学与工艺,2006,14(4):341
- 17 姚为,吴爱萍,邹贵生,等. LF6/TA2 扩散焊接接头组织结构及性能[J]. 焊接学报,2007,28(12):89
- 18 张中元,林兆荣,王文平,等. 扩散焊接理论模型[J]. 航空制造工程,1996,25(5):8
- 19 Hamilton C H. Titanium science and technology [M]. New York: Plenum Press,1973
- 20 郭伟. Ti-6Al-4V/QA110-3-1.5 异种材料扩散连接研究 [D]. 长春:吉林大学,2006
- 21 何鹏,冯吉才,钱乙余. 扩散连接界面物理接触行为的动态模型[J]. 焊接学报,2001,22(5):60
- 22 王艳芳,李涛. 瞬间液相扩散连接模型及发展现状[J]. 热加工工艺,2007,36(11):66
- 23 韩靖,盛光敏,周小玲,等. 表面纳米化钛合金与不锈钢脉冲加压扩散连接[J]. 焊接学报,2008,29(10):37
- 24 Wu G Q, Li Z F, et al. Dynamic simulation of so-lid-state diffusion bonding[J]. Mater Sci Eng,2007,452:1263
- 25 Chen H, Zhong Y, Hu W. A diffusion bonding model for the consolidation process of matrix-coated fiber-reinforced composites[J]. Mater Sci Eng,2007,452:625
- 26 邹家生. 材料连接原理与工艺[M]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社,2005
- 27 Derby B, Wallach E R. Theoretical model for diffusion bonding [J]. Metal Sci,1982,16:49
- 28 Guo Z X, Ridley N. Modelling of diffusion bonding of metals [J]. Mater Sci Techn,1987(3):945
- 29 Hill A, Wallach E R. Modelling solid-state diffusion bonding [J]. Acta Metall,1989,37(9):2425
- 30 高橋康夫. 表面/界面における空孔挙動[J]. 溶接学会志,1995,64(4):79

- 7 Arbi K, Rojo J M, Sanz J. Lithium mobility in titanium based Nasicon $\text{Li}_{1+x}\text{Ti}_{2-x}\text{Al}_x(\text{PO}_4)_3$ and $\text{LiTi}_{2-x}\text{Zr}_x(\text{PO}_4)_3$ materials followed by NMR and impedance spectroscopy [J]. *J Eur Ceram Soc*, 2007, 27(13-15): 4215
- 8 Arbi K, Rojo J M, Sanz J. Lithium exchange processes in the conduction network of the nasicon $\text{LiTi}_{2-x}\text{Zr}_x(\text{PO}_4)_3$ series[J]. *J Phys Chem B*, 2006, 110(13): 6454
- 9 Takada K, Tansho M, Yanase I, et al. Lithium ion conduction in $\text{LiTi}_2(\text{PO}_4)_3$ [J]. *Solid State Ionics*, 2001, 139(3-4): 241
- 10 Kazakevicius E, Urcinskas A, Kezionis A, et al. Electrical properties of $\text{Li}_{1.3}\text{Ge}_{1.4}\text{Ti}_{0.3}\text{Al}_{0.3}(\text{PO}_4)_3$ superionic ceramics [J]. *Electrochimica Acta*, 2006, 51(27): 6199
- 11 Abrahams I, Hadzifezovic E. Lithium ion conductivity and thermal behaviour of glasses and crystallized glasses in the system $\text{Li}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{TiO}_2-\text{P}_2\text{O}_5$ [J]. *Solid State Ionics*, 2000, 134(3-4): 249
- 12 Chowdari B V R, et al. XPS and ionic conductivity studies on $\text{Li}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-(\text{TiO}_2 \text{ or } \text{GeO}_2)-\text{P}_2\text{O}_5$ glass-ceramics[J]. *Solid State Ionics*, 2000, 136-137(3-4): 1067
- 13 Kanno R, Hata T, Kawamoto Y, et al. Synthesis of a new lithium ionic conductor, thio-LISICON-lithium germanium sulfide system[J]. *Solid State Ionics*, 2000, 130(1): 97
- 14 Hayashi A, Hama A, Minami T, et al. Formation of superionic crystals from mechanically milled $\text{Li}_2\text{S}-\text{P}_2\text{S}_5$ glasses [J]. *Electrochem Commun*, 2003, 5(1): 111
- 15 Hisanori Y, et al. Crystal structure of a superionic conductor, $\text{Li}_7\text{P}_3\text{S}_{11}$ [J]. *Solid State Ionics*, 2007, 178(15-18): 1163
- 16 Forsyth M, Wong S, Nairn K M, et al. NMR studies of modified nasicon-like, lithium conducting solid electrolytes [J]. *Solid State Ionics*, 1999, 124(3): 213
- 17 Robertson A D, West A R, Ritchie A G. Review of crystalline lithium-ion conductors suitable for high temperature battery applications[J]. *Solid State Ionics*, 1997, 104(1-2): 1
- 18 Stenina I A, Pinus I Y, Rebrov A I, et al. Lithium and hydrogen ions transport in materials with NASICON structure [J]. *Solid State Ionics*, 2004, 175(1-4): 445
- 19 Xu X X, Wen Z Y, Gu Z H, et al. Lithium ion conductive glass ceramics in the system $\text{Li}_{1.4}\text{Al}_{0.4}(\text{Ge}_{1-x}\text{Ti}_x)_{1.6}(\text{PO}_4)_3$ ($x=0\sim 1.0$)[J]. *Solid State Ionics*, 2004, 171(3-4): 207
- 20 Fu J. Fast Li^+ ion conduction in $\text{Li}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{TiO}_2-\text{SiO}_2-\text{P}_2\text{O}_5$ glass-ceramics [J]. *J Am Ceram Soc*, 1997, 80(17): 1901
- 21 Joykumar S T, Binod K. Composite effect in superionically conducting lithium aluminium germanium phosphate based glass-ceramic[J]. *J Power Sources*, 2008, 185(1): 480
- 22 Joykumar S T, Binod K. Microstructural effects on the superionic conductivity of a lithiated glass-ceramic[J]. *Solid State Ionics*, 2006, 177(7-8): 727
- 23 Joykumar S T, Binod K. Superionic conductivity in a lithium aluminum germanium phosphate glass-ceramic[J]. *J Electrochem Soc*, 2008, 155(12): 915
- 24 Xu X X, Wen Z Y, Gu Z H, et al. Preparation and characterization of lithium ion-conducting glass-ceramics in the $\text{Li}_{1+x}\text{Cr}_x\text{Ge}_{2-x}(\text{PO}_4)_3$ system[J]. *Electrochem Commun*, 2004, 6(12): 1233
- 25 Xu X X, Wen Z Y, Gu Z H, et al. Lithium ion-conducting glass-ceramics of $\text{Li}_{1.5}\text{Al}_{0.5}\text{Ge}_{1.5}(\text{PO}_4)_{3-x}\text{Li}_2\text{O}$ ($x=0.0\sim 0.20$) with good electrical and electrochemical properties[J]. *J Am Ceram Soc*, 2007, 90(9): 2802
- 26 Xu X X, et al. High lithium conductivity in $\text{Li}_{1.3}\text{Cr}_{0.3}\text{Ge}_{1.7}(\text{PO}_4)_3$ glass-ceramics[J]. *Mater Lett*, 2004, 58(6): 3428
- 27 Keiichi M, et al. Lithium ion conductivity of the $\text{Li}_2\text{S}-\text{P}_2\text{S}_5$ glass-based electrolytes prepared by the melt quenching method[J]. *Solid State Ionics*, 2007, 178(11-12): 837
- 28 Akitoshi H, et al. All-solid-state lithium secondary batteries with $\text{SnS}-\text{P}_2\text{S}_5$ negative electrodes and $\text{Li}_2\text{S}-\text{P}_2\text{S}_5$ solid electrolytes[J]. *J Power Sources*, 2005, 146(1-2): 496
- 29 Keiichi M, Akitoshi H, Satoshi U, et al. Structure and properties of $\text{Li}_2\text{S}-\text{P}_2\text{S}_5-\text{P}_2\text{S}_3$ glass and glass-ceramic electrolytes[J]. *J Power Sources*, 2009, 189(1): 651
- 30 Akitoshi H, Keiichi M, Masahiro T. High lithium ion conduction of sulfide glass-based solid electrolytes and their application to all-solid-state batteries [J]. *J Non-Crystalline Solids*, 2009, 355(37-42): 1919
- 31 Seino Y, Takada K, Kim B, et al. Synthesis and electrochemical properties of $\text{Li}_2\text{S}-\text{B}_2\text{S}_3-\text{Li}_4\text{SiO}_4$ [J]. *Solid State Ionics*, 2006, 177(26-32): 2601
- 32 Seino Y, et al. Synthesis of phosphorous sulfide solid electrolyte and all-solid-state lithium batteries with graphite electrode[J]. *Solid State Ionics*, 2005, 176(31-34): 2389
- 33 Tatsumisago M, Hama S, et al. New lithium ion conducting glass-ceramics prepared from mechanochemical $\text{Li}_2\text{S}-\text{P}_2\text{S}_5$ glasses[J]. *Solid State Ionics*, 2002, 154-155(3-4): 635

(责任编辑 王 炎)

(上接第 104 页)

- 31 高橋康夫,井上敬. 高温固相结合加工中のもデリンケとツミユレツヨン(第 2 報):空孔扩散機構による結合界面上の空隙收缩[J]. 高温学会志, 1997, 23(5): 180
- 32 张贵锋,张建勋,包亚峰. 日本关于固相扩散界面空洞收缩机理的研究[J]. 焊接, 2001(10): 14
- 33 Orhan N, Aksoy M, Eroglu M. A new model for diffusion bonding and its application to duplex alloys [J]. *Mater Sci Eng*, 1999, A271: 458
- 34 Derby B, Wallach E R. Diffusion bonding: Development of theoretical model [J]. *Metals Sci*, 1984, 18: 427
- 35 Pilling J, Livesey D W, et al. Solid state bonding in superplastic Ti-6Al-4V [J]. *Metals Sci*, 1984, 18: 117
- 36 Johnson W, et al. Plane strain slip line fields for metal deformation processes[M]. Oxford: Pergamon Press, 1982

(责任编辑 曾文婷)