

制备条件对硅酸钙复合纳米孔超级绝热材料热导率的影响

杨海龙 倪文 陈德平 梁涛 徐国强 肖晋宜 杨晓光 王海霞

北京科技大学土木与环境工程学院, 北京 100083

摘要 为解决 SiO₂ 气凝胶质脆和硬硅钙石热导率偏高的问题, 以正硅酸乙酯为硅源采用溶胶-凝胶法制备 SiO₂ 气凝胶先驱体, 而后将其与硬硅钙石复合经超临界干燥制备了硅酸钙复合纳米孔超级绝热材料. 采用瞬态热带法测试样品常温下 $1.01 \times 10^5 \sim 1 \times 10^{-2}$ Pa 范围内的热导率, 研究了制备条件对复合材料热导率的影响. 结果表明, 复合材料热导率随硬硅钙石体积质量的减小以及复合增重率的增加而降低, 但随气凝胶体积质量的增大先降低后升高.

关键词 硬硅钙石; SiO₂ 气凝胶; 纳米孔; 超级绝热; 热导率

分类号 TB 332; TU 55⁺1.37

Effect of preparation condition on the thermal conductivity of xonotlite-silica aerogel nanoporous super insulation materials

YANG Hailong, NI Wen, CHEN Deping, LIANG Tao, XU Guoqiang, XIAO Jinyi, YANG Xiaoguang, WANG Haixia

School of Civil and Environmental Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

ABSTRACT To solve the problems of the low strength of silica aerogel and the high thermal conductivity of xonotlite, silica sol was prepared with TEOS through sol-gel process, and then xonotlite-silica aerogel nanoporous super insulation materials dried by supercritical drying technique were prepared with silica sol compounded into xonotlite. A transient hot apparatus was used to measure the thermal conductivity of samples at normal temperature in an environmental pressure range of $1.01 \times 10^5 - 1 \times 10^{-2}$ Pa, and the effect of preparation condition on the thermal conductivity of the composite materials was studied. It is indicated that the thermal conductivity of the composite materials decrease with decreasing unit weight of xonotlite and increasing composite mass growth rate, but they experience the changeable process from decrease to increase with increasing unit weight of silica aerogel.

KEY WORDS xonotlite; silica aerogel; nanopore; super insulation; thermal conductivity

SiO₂ 气凝胶是一种新型轻质纳米多孔材料, 它具有密度低、比表面积大、孔隙率高、孔容大和折射系数低等优点^[1-5], 尤其是极低的热导率和良好的保温隔热性能更是受到研究人员的高度重视. 常温常压下粉末状和块状 SiO₂ 气凝胶的热导率^[6]可分别低达 18 和 $12 \text{ mW} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}$, 真空条件下更是低达 $4 \text{ mW} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}$. 由于其质脆而不能将其用于工程实际作为超级绝热材料.

常用作保温隔热材料的硬硅钙石可由硅质原料

和钙质原料经动态水热合成, 它强度高且耐高温(最高使用温度 1050°C). 在制备超轻型 ($< 170 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$) 硬硅钙石过程中控制反应条件可生成类似毛栗状的硬硅钙石二次粒子, 其外壳密实, 内部因晶体稀疏而中空, 直径在十几到几十微米之间^[7-8].

以硬硅钙石作为增强骨架材料, 将 SiO₂ 气凝胶填充于硬硅钙石孔隙内复合制备硅酸钙复合纳米孔超级绝热材料, 既能克服 SiO₂ 气凝胶强度差的缺点, 又能解决硬硅钙石热导率偏高的问题^[9], 因而具有一定的潜在应用价值, 有望在航空航天、能源、化工和冶金等重要工业领域得到广泛应用. 制备过程中发现硬硅钙石和 SiO₂ 气凝胶的体积质量以及复合增重率对复合材料的热导率影响最大, 本文研究了这三个影响因素对复合材料热导率的影响, 得

收稿日期: 2006-10-20 修回日期: 2006-11-30

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目 (No. 2003AA302610)

作者简介: 杨海龙(1980-), 男, 博士研究生; 倪文(1961-), 男, 教授, 博士生导师

出了制备复合材料时达到热导率最低和绝热性能最优的条件.

1 实验

1.1 材料与仪器

材料:正硅酸乙酯(TEOS),分析纯;无水乙醇(EtOH),分析纯;盐酸(HCl),分析纯;去离子水,自制;硬硅钙石,自制.

仪器:精密电动搅拌器, JJ-60W; 高压釜, FYX; 真空干燥箱, ZD78-80B, 真空度 -100 kPa; 电子天平, MP21001; 刻度尺.

1.2 样品制备

硅酸钙复合纳米孔超级绝热材料的制备可分为三步.

(1) SiO_2 气凝胶先驱体制备:将一定比例的正硅酸乙酯、无水乙醇、去离子水及盐酸催化剂混合并搅拌一定时间,此时正硅酸乙酯经部分水解和缩聚反应生成了具有流动性的 SiO_2 气凝胶先驱体.制备过程中调节无水乙醇与正硅酸乙酯的摩尔比在 $5\sim 40$ 之间变化,得到的气凝胶体积质量为 $239\sim 60\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$.

(2) SiO_2 气凝胶先驱体与硬硅钙石复合:在真空干燥箱的真空环境中,将 SiO_2 气凝胶先驱体与经过脱气处理的硬硅钙石复合,具有流动性的 SiO_2 气凝胶先驱体进入硬硅钙石内部而将其孔隙填满,静置后气凝胶先驱体经进一步缩聚转化为不流动的凝胶,加入无水乙醇的水溶液进行老化.其中,硬硅钙石样品的体积质量为 $100\sim 220\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$,复合时真空环境的真空度可以在 $0\sim -75$ kPa 之间变化.

(3) 超临界干燥:以无水乙醇为干燥介质,将老化后的复合样品放入高压釜内,密封后加热使釜内温度和压力达到无水乙醇的超临界点以上,保温一定时间后将无水乙醇缓慢放出,最后冷却至室温即可将样品取出.

1.3 性能测试

用天平称量样品的质量,以复合前后样品质量的差值与复合前硬硅钙石质量的比值作为复合增重率来衡量复合程度,并分别计算它们的体积质量.采用瞬态热带法分别对硬硅钙石、气凝胶以及复合材料进行常温常压热导率测试.测试时将表面焊有直径为 0.1 mm 的 K 型热电偶丝的热带置于两块尺寸相同的待测样品之间并压紧,以日本生产的 PA36-3A/AL 型直流稳压电源供电加热,由日本生产的 DL708E 型 8 通道数字示波器记录热带的温度变化等信号,最后由热导率理论公式计算得到热导率.

测量低压下的热导率时,将样品放入钟罩式真空容器系统进行抽真空,控制一定的真空度即可测试.由低压热导率可以得到气相热导率,并用热导率降低百分比来表示热导率降低的程度,即复合前后热导率的差值与相应硬硅钙石热导率的比值.采用英国剑桥公司生产的 S250 型扫描电镜观察硬硅钙石二次粒子的微观形貌,工作加速电压为 20 kV .

2 结果与讨论

2.1 硬硅钙石体积质量对复合材料热导率的影响

以体积质量为 $114\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ 的气凝胶与不同体积质量的硬硅钙石在同种真空环境下(真空度 -75 kPa)复合制备样品,复合样品以及相应硬硅钙石的热导率测试结果如表 1 所示.

表 1 硬硅钙石和复合材料的热物理性能

Table 1 Thermophysical properties of xonotlites and composite materials

实验编号	硬硅钙石 体积质量/ ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	硬硅钙石 热导率/ ($\text{mW}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	复合材料 热导率/ ($\text{mW}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	热导率 降低百 分比/%
1	220	65.9	64.7	1.82
2	170	62.5	60.0	4.00
3	140	54.6	47.4	13.19
4	130	47.6	39.6	16.81
5	107	44.5	26.8	39.78
6	100	42.5	25.3	40.47

由表中数据可以得出结论:

(1) 复合材料热导率较复合前相应的硬硅钙石都有所降低.硬硅钙石作为一种多孔隔热材料使用时,热导率由固相热导率、气相热导率和辐射热导率三部分组成.分子运动与碰撞理论认为,气体热量的传递主要是通过高温侧较高速度的分子向低温侧较低速度的分子相互碰撞来逐级传递能量的.但是,有研究表明^[10-11],随着材料气孔直径的减小,气孔中气体分子的运动受固体骨架的限制会加大,特别是当气体分子在小于其自身平均自由程($0\text{ }^\circ\text{C}$ 时空气分子的平均自由程为 60 nm)的微小孔洞内存在时,气体分子之间难以发生相互碰撞,只能直接与固体骨架发生弹性碰撞而保留自己的速度和能量,无法参与热传递.

在复合前,硬硅钙石内部存在着大量微米级别的孔隙,其中包括二次粒子内部的孔隙以及二次粒子堆积所形成的孔隙,如图 1 所示.假设二次粒子的直径均为 $50\text{ }\mu\text{m}$,气体分子在其内部的微观运动情况如图 2 所示.其中黑色小球代表气体分子,箭

头代表气体分子在某瞬间的运动方向，箭头长度表示它下一次碰撞前需要运动的路程长短。由于孔隙直径远大于气体分子的平均自由程，所以同自由空间里一样，路程长短就是气体分子的平均自由程。此时对于其中某一个气体分子来说，它与其他气体分子的相互碰撞几率远大于与硬硅钙石二次粒子固体壁的碰撞几率，因此它们之间极易发生相互碰撞而传递热量。这种情形不仅发生在二次粒子内部，而且在粒子之间形成的孔隙中也普遍存在。同时，硬硅钙石二次粒子的固体壁是由晶体纤维交织而成的，因此结构疏松，不同孔隙内的部分气体分子能够通过固体壁上的孔隙而相互碰撞来传递热量。通过分析可知，硬硅钙石常温常压下气相热导率较高。测试表明，表 1 中的实验 5 所用的硬硅钙石气相热导率为 $37.8 \text{ mW} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}$ ，占到了总热导率的 84.94%。由此可见，硬硅钙石热导率偏高主要是因为其气相热导率较高。

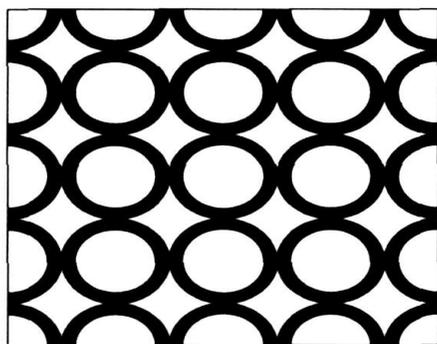


图 1 硬硅钙石结构模型

Fig. 1 Structural model of xonotlite

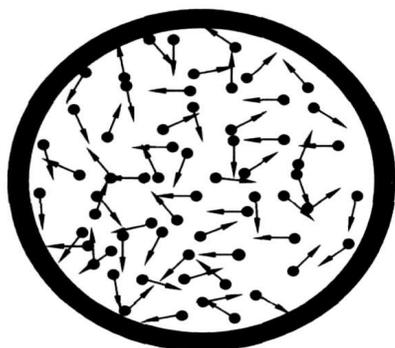


图 2 单个硬硅钙石二次粒子结构模型

Fig. 2 Structural model of a single secondary particle of xonotlite

当硬硅钙石与气凝胶复合后，原来的微米孔隙被具有纳米孔隙结构（孔隙直径小于 80 nm ）的气凝胶所代替，内部孔隙被分割成了更多更小的空间，如图 3 所示。其中灰色小球代表气凝胶骨架颗粒，假

设其直径为 10 nm 。首先，这种纳米孔隙结构的形成使得气孔直径与气相热传导的热载子——气体分子——的平均自由程相当，气孔内气体分子自由流动的能力受到极大的限制，复合材料具有了纳米尺度传热的特点。此时，对于某个气体分子来讲，不但周围的气体分子减少，而且因为气凝胶形成的孔隙结构使得固体壁面的比表面积急剧增加，所以它与其他气体分子的碰撞几率远小于与气凝胶固体骨架的碰撞几率。气体分子主要与气凝胶固体骨架之间发生弹性碰撞，难以发生热量的传递，如图 4 所示。黑色和灰色小球以及箭头的意义同上，假设气凝胶的孔隙直径为 50 nm 。与硬硅钙石孔隙中的情况不同，气凝胶结构的限制作用使气体分子在下次碰撞前所需经过的路程小于相同温度和压强下自由空间内气体分子的平均自由程。另外，与硬硅钙石相比气凝胶结构更加致密，不同孔隙内的气体分子极难通过固体骨架发生碰撞而传递热量，因此气相热导率大幅度减小。其次，填充于硬硅钙石孔隙内部的气凝胶体积质量很低，所以它本身的固相热导率极低，与硬硅钙石复合后固相热导率增加很少。再次，这种

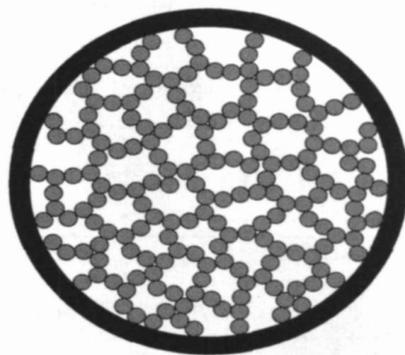


图 3 充满气凝胶的单个硬硅钙石二次粒子结构模型

Fig. 3 Structural model of a single secondary particle of xonotlite filled by silica aerogel

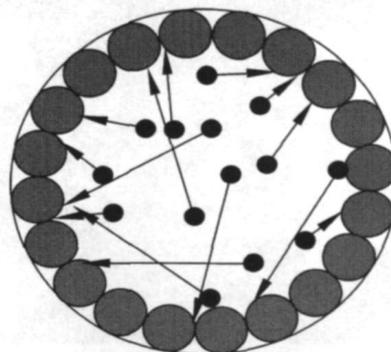


图 4 气凝胶单元结构模型

Fig. 4 Unit cell structural model of silica aerogel

纳米孔隙结构产生了无穷多的界面,增强了对热辐射的反射和散射,并且复合材料与硬硅钙石相比固相比例的增加也会使材料对红外辐射的阻挡能力增强,所以辐射热导率会减小.

从以上理论分析得知,最终复合材料的热导率与硬硅钙石相比必然会大大降低.但值得注意的是,热导率的降低主要还是气凝胶对气相热传导的抑制作用.

(2) 随着硬硅钙石体积质量的减小,硬硅钙石和复合材料的热导率都随之降低,但复合前后降低程度差别很大,直观地表现在热导率降低百分比上.表 1 中实验 1 热导率只降低了 1.82%,而实验 6 则降低了 40.47%.理论上可以作这样的解释:从宏观上来说,体积质量较小的硬硅钙石与体积质量较大的硬硅钙石相比,在总的热导率中固相和辐射热导率之和相对较小而气相热导率相差不大(如表 2 所示).具有纳米孔隙结构的气凝胶复合后主要抑制了气相热传导,对固相和辐射热传导影响较小.所以对于体积质量小的硬硅钙石而言复合后热导率更低,隔热性能的改善更加明显.从微观方面来讲,体积质量小的硬硅钙石其二次粒子球^[12]一般成球好、中空度大(如图 5),在复合时进入孔隙内部的气凝胶较多而使其气相热导率降低幅度大,且由于硬硅钙石本身的固相热导率较低,所以复合后热导率较

体积质量大的硬硅钙石复合后低.而体积质量大的硬硅钙石其二次粒子球成球差、中空度小,甚至不中空(如图 6),复合时进入的气凝胶较少,并且它自身的固相热导率也较高.

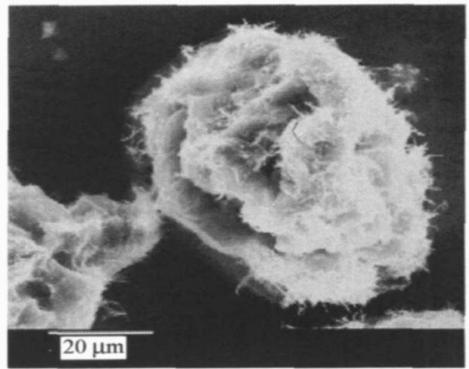


图 6 较差的硬硅钙石二次粒子球 SEM 形貌

Fig-6 SEM image of a poor secondary particle of xonotlite

因此,选择作为骨架材料的硬硅钙石时,应当尽可能选择宏观上体积质量小和微观上二次粒子球成球好、中空度大的硬硅钙石^[9],这样对于其隔热效果的提高更明显,产品的热导率也更低.

2.2 气凝胶体积质量对复合材料热导率的影响

以 $107 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ 的硬硅钙石与不同体积质量的气凝胶在同种真空环境下(真空度 -75 kPa)复合制备样品,表 3 是复合材料以及相应气凝胶的热导率测试结果.由表中数据可以看出,对于同种硬硅钙石而言,与气凝胶复合后材料的热导率随气凝胶体积质量的增大呈现先降低后升高的变化.这是因为硬硅钙石与气凝胶复合后会产生两方面的作用:(1)气凝胶孔隙结构的纳米尺寸效应使得硬硅钙石气相热传导和辐射热传导降低;(2)复合材料与复合前的硬硅钙石相比体积质量增大,固相比例增加,导热率增大而使固相热传导增加.因此,只有当硬硅

表 2 硬硅钙石热导率

Table 2 Thermal conductivity of xonotlite

硬硅钙石 体积质量/ ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)	固相和辐射 热导率/ ($\text{mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	气相热导率/ ($\text{mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	总热导率/ ($\text{mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)
107	6.7	37.8	44.5
130	10.4	37.2	47.6
220	29.6	36.3	65.9

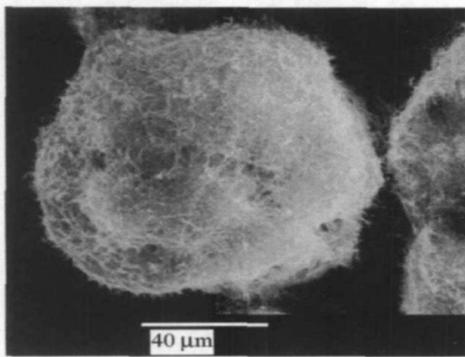


图 5 较好的硬硅钙石二次粒子球 SEM 形貌

Fig-5 SEM image of an excellent secondary particle of xonotlite

表 3 气凝胶和复合材料的热物性

Table 3 Thermophysical properties of silica aerogel and composite materials

实验 编号	气凝胶体积质量/ ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$)	气凝胶热导率/ ($\text{mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	复合材料热导率/ ($\text{mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)
7	60	—	33.8
8	74	—	32.1
9	87	22.4	31.8
10	100	21.1	30.4
11	114	17.9	26.8
12	185	19.8	27.3
13	239	23.0	32.9

钙石气相和辐射热传导降低值与固相热传导增加值的差值达到最大时, 复合材料的热导率才会降到最低. 也就是说气凝胶的固相热导率、气相热导率和辐射热导率之和(即气凝胶的总热导率)越低, 复合材料热导率越低, 而气凝胶的热导率随其体积质量的增加先降低后升高(见图 7). 所以, 复合材料的热导率也会呈现与气凝胶相类似的变化规律.

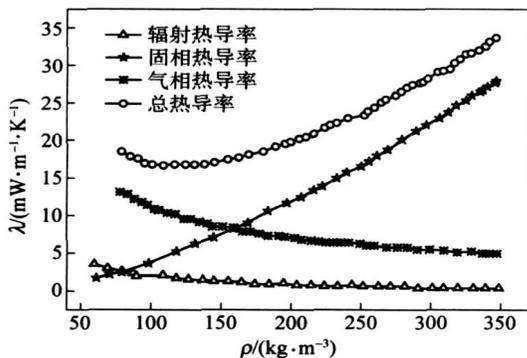


图 7 SiO_2 气凝胶热导率 λ 与体积质量 ρ 的关系

Fig. 7 Relationship of the thermal conductivity λ and unit density ρ of silica aerogel

2.3 复合增重率对复合材料热导率的影响

以 $100 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ 的硬硅钙石和 $114 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ 的气凝胶在不同真空度环境下进行复合样品制备, 并测试了热导率, 结果见表 4.

表 4 复合增重率与复合材料热导率

Table 4 Composite mass growth rate and thermal conductivity of composite materials

实验编号	复合真空度/kPa	复合增重率/%	热导率/ ($\text{mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	气相热导率/ ($\text{mW} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)
14	-75	64.60	25.3	13.3
15	-60	62.64	26.5	—
16	-40	61.82	28.1	—
17	-20	60.96	32.5	—
18	0	57.26	36.3	26.3

复合时真空度不同导致了复合程度的不同, 其中复合程度可以由复合增重率直观地表示出来. 由表中数据可以知道, 热导率最小值与最大的复合增重率相对应. 这是因为: 当增重率较高时, 进入硬硅钙石内部的气凝胶较多, 对硬硅钙石的孔隙充填完全; 气凝胶对硬硅钙石孔隙结构的改善作用而呈现孔隙的纳米尺寸效应, 使得硬硅钙石气相热传导下降较多. 反之, 复合时进入的气凝胶较少, 对硬硅钙石的孔隙充填不完全, 则气凝胶对硬硅钙石的孔隙结构改善不彻底. 也就是说, 复合材料中还残留有

大孔隙, 难以最大限度地发挥气凝胶的纳米孔隙结构作用而使得气相热传导下降较少. 由表 4 实验 14 和实验 18 样品的气相热导率可以看出, 后者的气相热导率是前者的 1.98 倍, 相差较大. 所以, 较低的增重率即复合程度较小时, 气凝胶对硬硅钙石的孔隙结构改善不彻底, 不能使硬硅钙石的气相热导率降低得足够多. 而超轻硬硅钙石热导率偏高主要就在于其气相热导率较大, 因此制备时控制较高的复合增重率即复合程度也是很重要的. 对于体积质量一定的硬硅钙石和气凝胶来说, 因为体积质量一定的硬硅钙石其孔隙率一定, 所以一定有一个最大的复合增重率, 这样复合时进入单位质量硬硅钙石孔隙内部的气凝胶体积就有一个最大值.

3 结论

以 SiO_2 气凝胶先驱体和硬硅钙石为原料复合制备了硅酸钙复合纳米孔超级绝热材料, 常温常压下其热导率随硬硅钙石体积质量的减小以及复合增重率的增加而降低, 而随气凝胶体积质量的增大先降低后升高. 所以制备这种复合材料时应尽可能选用宏观上体积质量小和微观上二次粒子球成球好、中空度大的硬硅钙石以及绝热性能优异的 SiO_2 气凝胶, 同时还要控制较高的复合增重率即复合程度, 才能使硬硅钙石的热导率以最大限度地降低, 得到的复合材料的热导率才能达到最低, 绝热性能才能更优异.

参 考 文 献

- [1] Smitha S, Shajesh P, Aravind P R, et al. Effect of aging time and concentration of aging solution on the porosity characteristics of subcritically dried silica aerogels. *Microporous Mesoporous Mater.*, 2006, 91(1/3): 286
- [2] Wang C T, Wu C L. Electrical sensing properties of silica aerogel thin films to humidity. *Thin Solid Films*, 2006, 496(2): 658
- [3] Schultz J M, Jensen K I, Kristiansen F H. Super insulating aerogel glazing. *Sol Energy Mater Sol Cells*, 2005, 89(2/3): 275
- [4] Reim M, Korner W, Manara J, et al. Silica aerogel granulate material for thermal insulation and daylighting. *Sol Energy*, 2005, 79(2): 131
- [5] Rassy E H, Pierre A C. NMR and IR spectroscopy of silica aerogels with different hydrophobic characteristics. *J Non Cryst Solids*, 2005, 351(19/20): 1603
- [6] Marliere C, Woignier T, Dieudonne P, et al. Two fractal structures in aerogel. *J Non Cryst Solids*, 2001, 285(1/3): 175
- [7] Ni W, Zou Y M, Chen D P. A study on the production of high temperature resistant thermal insulation materials of calcium silicates by using natural quartzous powder. *J Mineral Petrol.*, 1998, 18(1): 28

- (倪文, 邹一民, 陈德平. 利用天然粉石英制作耐高温硅酸钙保温材料的研究. *矿物岩石*, 1998, 18(1): 28)
- [8] Ni W. The characteristics and developmental trends of xonotlite-type calcium silicate thermal insulation materials. *Adv Mater Ind*, 2002, (11): 32
(倪文. 硅钙石型硅酸钙保温材料的特点与发展趋势. *新材料产业*, 2002, (11): 32)
- [9] Yang H L, Ni W, Sun C C, et al. Development of xonotlite-silica aerogel nanoporous super insulation sheets. *Aerosp Mater Technol*, 2006(2): 20
(杨海龙, 倪文, 孙陈诚, 等. 硅酸钙复合纳米孔超级绝热板材的研制. *宇航材料工艺*, 2006(2): 20)
- [10] Zou N Y, Lu C B, Zhang D X. *Application Technique of Insulation Materials*. Beijing: China Petrochemical Press, 2005: 210
(邹宁宇, 鹿成滨, 张德信. 绝热材料应用技术. 北京: 中国石化出版社, 2005: 210)
- [11] Lee O J, Lee K H, Yim T J, et al. Determination of mesopore size of aerogels from thermal conductivity measurements. *J Non Cryst Solids*, 2002, 298(2/3): 287
- [12] Ni W, Liu F M, Song C Y. A discussion on several mineralogical and petrological issues in the material study and processing. *Bull Mineral Petrol Geochem*, 1999, 18(4): 290
(倪文, 刘凤梅, 宋存义. 材料研究与制备过程中的几个矿物岩石学问题. *矿物岩石地球化学通报*, 1999, 18(4): 290)
-
- (上接第 48 页)
- [5] Lee J C, Ahn J P, Shim J H. Control of the interface in SiC/Al composites. *Scripta Mater*, 1999, 41: 895
- [6] Rodriguez M, Pech-Canual M I, Parras E. Effect of Mg loss on the kinetics of pressureless infiltration in the processing of Al-Si-Mg/SiC_p composites. *Mater Lett*, 2003, 57: 2081
- [7] Zhang Q, Wu G H, Jiang L T. Thermal expansion and dimensional stability of Al-Si matrix composite reinforced with high content SiC. *Mater Chem Phys*, 2003, 2: 780
- [8] Ren S B, Ye B, Qu X H, et al. Preparation and properties of SiC_p/Al composite parts with complex shape. *Chin J Nonferrous Met*, 2005, 15: 1722
(任淑彬, 叶斌, 曲选辉, 等. 复杂形状 SiC_p/Al 复合材料零件的制备与性能. *中国有色金属学报*, 2005, 15: 1722)
- [9] Viala J C, Bosselet F, Laureat V. Mechanism and kinetics of the chemical interaction between liquid aluminum and silicon carbide single crystals. *J Mater Sci*, 1993, 28: 5301
- [10] Lee J C, Byun J Y, Park S B. Prediction of SiC contents to suppress the formation of Al₄C₃ in the SiC_p/Al composite. *Acta Mater*, 1998, 46(5): 1771
- [11] Narciso J, Garcia Cordovilla C, Lous E. Reactivity of thermally oxidized and unoxidized SiC particulates with aluminium-silicon alloys. *Mater Sci Eng B*, 1992, 15: 148
- [12] Lloyd D J, Lagace H, Mcleod A. Microstructural aspects of aluminium-silicon carbide particulate composites produced by a casting method. *Mater Sci Eng A*, 1989, 107: 73
- [13] Iseki T, Kameda T, Maruyama T. Interfacial reaction between SiC and aluminium during joining. *J Mater Sci*, 1984, 19: 1692
- [14] Hasselman D P, Johnson L F. Effective thermal conductivity of composites with interfacial thermal barrier resistance. *J Compos Mater*, 1987, 21: 508