

纳米 Si/C/N 复相粉体的微波介电特性

赵东林[†] 周万城 万 伟

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

(2000 年 7 月 16 日收到 2001 年 6 月 28 日收到修改稿)

研究了纳米 Si/C/N 复相粉体在 8.2—18GHz 的微波介电特性, 采用双反应室激光气相合成纳米粉体装置, 以六甲基二硅胺烷($(\text{Me}_3\text{Si})_2\text{NH}$)($\text{Me}:\text{CH}_3$)为原料, 用激光诱导气相反应法合成纳米 Si/C/N 复相粉体, 复相粉体的粒径为 20—30nm. 纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体的介电常量的实部(ϵ')和虚部(ϵ'')以及介电损耗角正切($\tan\delta = \epsilon''/\epsilon'$)随纳米粉体含量的增加而增大, ϵ' 和 ϵ'' 与纳米粉体体积分数(v)之间符合二次函数关系($\epsilon', \epsilon'' = Av^2 + Bv + C$). 纳米 Si/C/N 复相粉体的 ϵ' 和 ϵ'' 在 8.2—18GHz 随频率的增大而逐渐减小. 纳米 Si/C/N 复相粉体中的 SiC 微晶固溶了大量的 N 原子, 在纳米 Si/C/N 复相粉体中形成大量的带电缺陷, 在电磁场作用下形成极化耗散电流, 极化弛豫是损耗电磁波的主要原因, 纳米 Si/C/N 复相粉体的介电损耗较大, 而且 ϵ' 和 ϵ'' 可以通过纳米粉体的含量进行调节.

关键词: 纳米 Si/C/N 复相粉体, 微波介电常量, 微观结构

PACC: 7720, 7740, 4170

1 引 言

纳米材料是非常有发展前途的一类结构和功能材料, 近年来得以迅速发展, 纳米 Si/C/N 复相粉体受到许多研究者的关注, 并进行了大量的研究工作. 由于尺寸的减小, 纳米材料的一些物理和力学性能发生了非常大的变化, 使其出现了不同于一般材料的特殊性能, 粒度和相组成均匀的纳米 Si/C/N 复相粉体能够大幅度提高材料的性能, 例如由纳米 Si/C/N 复相粉体经热压烧结制备的 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 纳米复合材料具有超塑性和可切削性能. 研究者们对纳米 Si/C/N 复相粉体的化学组成、相组成、粒径分布、缺陷、比表面积、晶格常量和微晶的微观结构已经进行了详细研究, 纳米 Si/C/N 复相粉体的合成、烧结和热处理也进行了大量研究^[1-11], 但其介电特性尤其是微波频率条件下的介电特性还未见报道, 本文对纳米 Si/C/N 复相粉体的微波介电特性进行了研究.

2 实 验

2.1 纳米 Si/C/N 复相粉体的制备

采用双反应室激光气相合成纳米粉体装置, 以六甲基二硅胺烷($(\text{Me}_3\text{Si})_2\text{NH}$)($\text{Me}:\text{CH}_3$)为原料, 用激光诱导气相反应法合成纳米 Si/C/N 复相粉体. 采用双反应室结构主要是为了提高 CO_2 激光的利用率, 提高纳米粉体的产率(单反应室纳米粉体合成装置激光的能量利用率只有 10% 左右, 90% 左右的能量被浪费掉), 具体制备工艺详见文献 [12]. 纳米 Si/C/N 复相粉体中 N, C, O 元素含量分别用定氮仪 (LECO-TN-114)、定氧仪 (LECO-RO316)、碳硫分析仪 (LECO-CS334) 测量, 剩余的量全部按 Si 元素计算. 用透射电子显微镜观察纳米粉体的形貌和结构, 用 X 射线分析 (XRD) 对纳米粉体进行物相分析, 根据 X 射线衍射图谱中衍射峰宽, 用 Scherrer 公式计算粉体中 $\beta\text{-SiC}$ 晶粒的尺寸, 用 X 射线衍射谱中 $\beta\text{-SiC}$ (311) 晶面的衍射峰计算 $\beta\text{-SiC}$ 的晶格常量, 并用高纯度的 Si (99.99%) 进行矫正. 用高分辨透射电子显微镜 (HRTEM) 附带的 X 射线能谱分析仪分析微晶的化学组成.

[†] 现在通讯地址: 北京化工大学碳纤维及复合材料研究所, 北京 100029. 电话: (010) 64434914 E-mail: zengnshe@public.bta.net.cn

2.2 微波介电常量的测量

用波导法对纳米 Si/C/N 复相粉体在 8.2—18GHz 频率范围的介电常量进行了测量,把截面积为 $10.16\text{mm} \times 22.86\text{mm}$ (用于测量 8.2—12.4GHz 的电磁参量)和 $7.90\text{mm} \times 15.80\text{mm}$ (用于测量 12.4—18GHz 的电磁参量)的待测试样分别放入具有同样截面尺寸的波导中,测试反射和透射系数,用 HP8510B 网络分析仪计算试样的介电常量和磁导率.纳米 Si/C/N 复相粉体介电常量测试样品的制备过程如下:把纳米 Si/C/N 复相粉体均匀分散在熔化的石蜡中,然后把处于液态的石蜡和纳米粉体的混合物浇注到铜质标准法兰($10.16\text{mm} \times 22.86\text{mm} \times 2\text{mm}$ 和 $7.90\text{mm} \times 15.80\text{mm} \times 2\text{mm}$)中,固化后连同法兰一起测试纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体的介电常量,以消除由试样与法兰之间的缝隙产生的测试误差.石蜡、环氧树脂和纳米 Si/C/N 复相粉体属于电介质材料,复磁导率($\mu^* = \mu' + i\mu''$, μ' 为复磁导率的实部, μ'' 为虚部)的 $\mu' = 1$, $\mu'' = 0$.

3 结果与讨论

图 1 为纳米 Si/C/N 复相粉体的透射电子显微镜照片,图 2 为 XRD 图谱.从图 2 中可以看出,纳米粉体呈球形,无严重团聚,粒径为 20—30nm.纳米 Si/C/N 复相粉体的 XRD 谱上只出现了 β -SiC、 α -SiC 和石墨的衍射峰,没有出现 Si_3N_4 的衍射峰,根据 Scherrer 公式计算的 β -SiC 的晶粒尺寸为 5.9nm,根据 β -SiC(311)晶面衍射峰计算的 β -SiC 的晶格常量为 0.4324nm,纳米 Si/C/N 复相粉体化学组成为 Si 为 54.5wt%, C 为 26.4wt%, N 为 10.1wt%, O 为 9.0wt%.

微波与凝聚态物质之间的作用可以用复介电常量 ϵ^* ($\epsilon^* = \epsilon' - i\epsilon''$, ϵ' 为复介电常量的实部, ϵ'' 为虚部)和复电导率 σ^* 来描述,复电导率的实部 $\sigma'(\omega)$ 与复介电常量虚部 $\epsilon''(\omega)$ 之间的关系为 $\sigma'(\omega) = \omega \epsilon''(\omega)$, ω 为电磁波的角频率^[13-16].

由于 Si/C/N 复相粉体为纳米态,比表面积非常大,很难压实,所以无法准确测量纯纳米 Si/C/N 复相粉体的微波介电常量.本文研究了纳米 Si/C/N 复相粉体和石蜡复合体的介电特性随纳米粉体含量的变化规律,对 5 种不同含量(5wt%, 7wt%, 10wt%, 20wt% 和 30wt%)的样品在 8.2 ~ 12.4GHz 的介电特

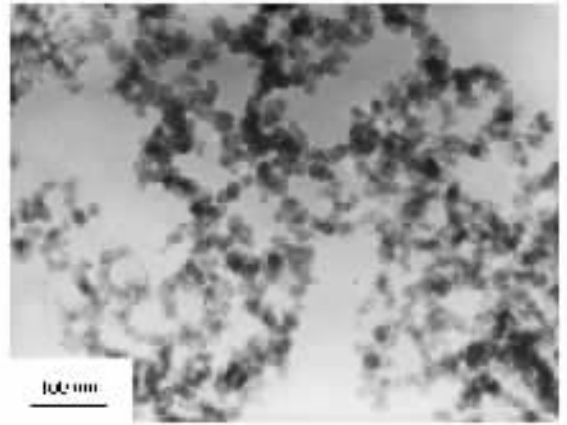


图 1 纳米 Si/C/N 复相粉体的透射电子显微镜照片

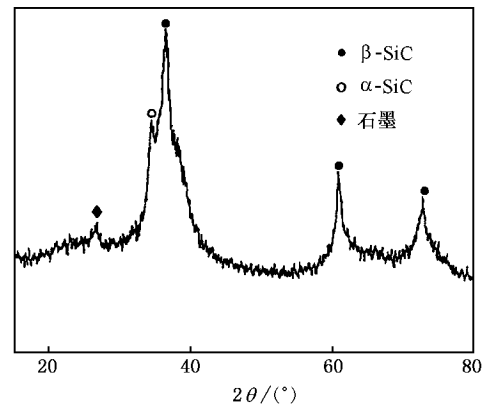


图 2 纳米 Si/C/N 复相粉体的 XRD 图谱

性进行了研究,所用石蜡在 8.2 ~ 18GHz 的介电常量的实部和虚部均为常量, $\epsilon' = 2.26$, $\epsilon'' = 0$.图 3、图 4 和图 5 分别给出上述 5 种不同含量的纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体的介电常数 (ϵ' 和 ϵ'') 和介电损耗角正切 ($\tan \delta = \epsilon''/\epsilon'$) 随频率的变化曲线.可以看出,随纳米 Si/C/N 复相粉体含量的升高,复合体的 ϵ' 、 ϵ'' 和 $\tan \delta$ 逐渐增大,而且随频率的增大 ϵ' 、 ϵ'' 有减小的趋势.

复合体电磁学特性的研究是一个古老而又一直活跃的课题^[17-24], Garnett 早在 1904 年就得出非常著名的求解复合体介电常量的有效媒质公式 Garnett 公式^[18,19].随着科学技术的发展,许多微波器件,尤其是随着隐身技术而迅速发展起来的微波吸收材料,都需要具有特定电磁特性的材料,而单一材料又很难满足这些特定要求,这样就需要制备复合材料来实现这些目标,研究者们一直致力于寻求一种能计算复合材料微波电磁参量的数学理论模型,

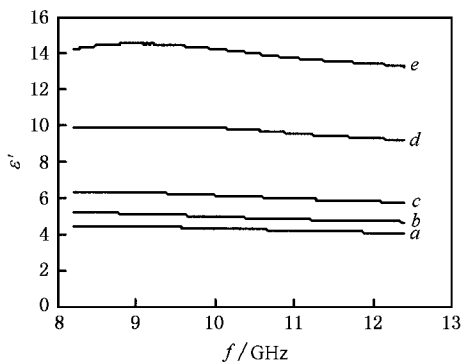


图3 不同含量纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体的 ϵ' 与频率的关系 曲线 a 为 5wt% ,曲线 b 为 7wt% ,曲线 c 为 10wt% ,曲线 d 为 20wt% ,曲线 e 为 30wt%

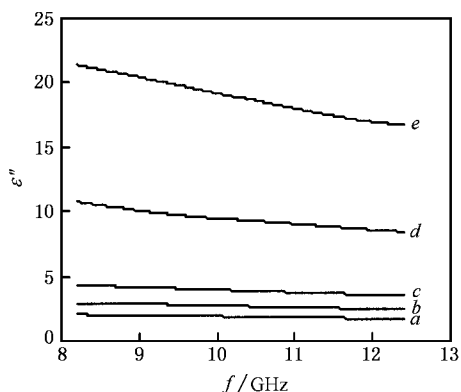


图4 不同含量纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体的 ϵ'' 与频率的关系 图注同图 3

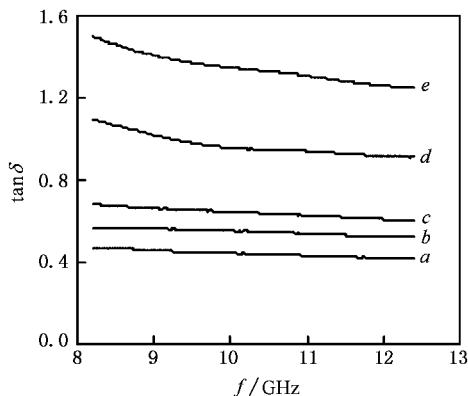


图5 不同含量纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体的 $\tan \delta$ 与频率的关系 图注同图 3

但始终没能建立一种通用的理论模型^[23]。

复合材料有效介电函数一般通过实验测试或通过建立适宜的数学模型来得到,而后者在材料设计

中起着重要的作用,但迄今为止尚未得到十分令人满意的模型,因此仍然吸引着研究者们致力于它的研究。Bober 等^[23]曾用 Garnett 公式对镍锌铁氧体、锰锌铁氧体、锆铁氧体和石墨分别与树脂组成的复合材料在 10GHz 的复介电常量和复磁导率进行了计算,发现 Garnett 有效媒质公式仅能近似计算出镍锌铁氧体与树脂复合材料的 ϵ' , 而 ϵ'' , μ' 和 μ'' 出现明显偏差,而其他几种复合材料的 ϵ' , ϵ'' , μ' 和 μ'' 均有非常大的偏差。Bober 等的研究结果还表明镍锌铁氧体、锆铁氧体、锰锌铁氧体和石墨与树脂组成的复合材料的介电常量(ϵ' 和 ϵ'')和磁导率(μ' 和 μ'')与铁氧体和石墨体积分数(v)之间符合二次多项式($\epsilon' = Av^2 + Bv + C$)关系。Dionne 等^[24]对金红石($\epsilon' = 100$)、锐钛矿($\epsilon' = 48$)与石蜡复合体的介电常量进行了研究,也发现实测值与 Garnett 公式计算值出现偏差。以上研究结果均表明 Garnett 有效媒质公式并不适合于计算微波段复合材料的介电常量和磁导率。

从前面的讨论可以看出,要计算纳米 Si/C/N 复相粉体与不同基体组成的复合材料在微波频段的介电常量,应该寻求其他途径。我们的研究表明,不同纳米 Si/C/N 复相粉体含量的复合材料的介电常量实测值与纳米粉体体积分数之间有非常好的拟合关系。 ϵ' 和 ϵ'' 与纳米粉体体积分数之间符合二次多项式($\epsilon' = Av^2 + Bv + C$)关系。图 6 和图 7 分别给出根据纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体在 10GHz 的介电常量实测值拟合得到的 ϵ' 、 ϵ'' 与纳米粉体体积分数(v)的二次函数曲线。从图 6 和图 7 中可以看出,复合体的 $\epsilon' = -12.934v^2 + 85.552v + 2.7173$, $r^2 = 0.9999$; $\epsilon'' = 591.35v^2 + 51.888v + 0.8478$, $r^2 = 0.9998$,具有非常好的拟合关系。

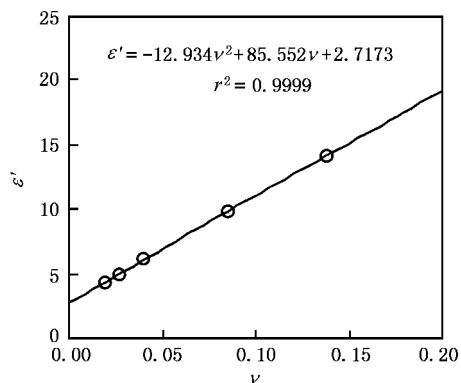


图6 纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体在 10GHz 的 ϵ' 与纳米粉体体积分数 v 之间的关系

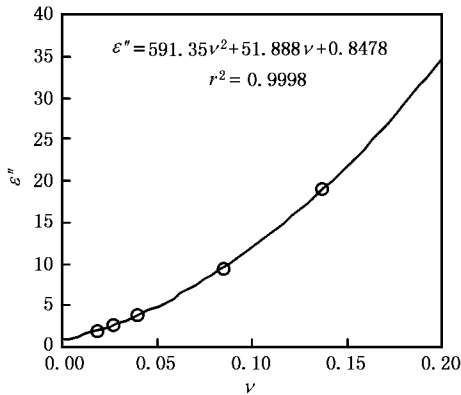


图7 纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体在 10GHz 的 ϵ'' 与纳米粉体体积分数 v 之间的关系

为了研究在更宽频率范围内纳米 Si/C/N 复相粉体的介电常量随频率的变化情况,对纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体(纳米粉体含量为 20wt%) 在 8.2—18GHz 的介电常量进行了研究,图 8 为 ϵ' 、 ϵ'' 和 $\tan\delta$ 随频率的变化曲线,可见纳米 Si/C/N 复相粉体的 ϵ' 和 ϵ'' 随频率的增大而减小,具有较明显的频响特性。

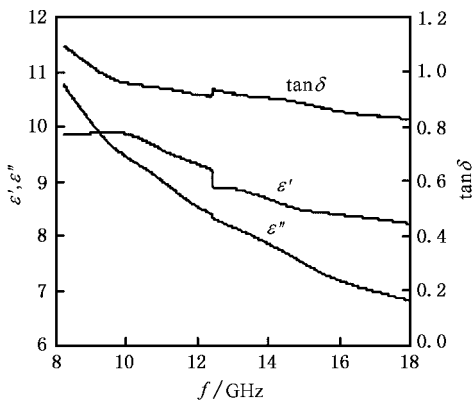


图8 纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体(纳米粉体含量 20wt%) 的 ϵ' 、 ϵ'' 和 $\tan\delta$ 与频率的关系

纳米 Si/C/N 复相粉体的 XRD 谱上只出现了 β -SiC、 α -SiC 和石墨的衍射峰,没有出现 Si_3N_4 的衍射峰,但纳米 Si/C/N 复相粉体化学组成表明其 N 含量为 10.1wt%,而且 HRTEM 附带的 X 射线能谱分析仪对 SiC 微晶的成分分析结果表明,在纳米 Si/C/N 粉体中, SiC 微晶的化学组成: Si 为 54.86 wt%, C 为 33.58 wt%, N 为 9.53wt%, O 为 2.03 wt%。所以纳米 Si/C/N 复相粉体中的 SiC 纳米微晶中固溶了大量的 N 原子, SiC-N 固溶体中最多能固溶多少 N 一直没

有很精确的研究, Komath^[25] 认为 SiC 固溶的 N 最多不超过 0.3wt%, 但考虑到纳米 Si/C/N 复合粉体中高的 N 含量和相组成以及 SiC 纳米微晶的化学组成, 纳米 Si/C/N 复相粉体中 SiC-N 固溶体固溶 N 的量要远大于 0.3wt%。Suzuki 等^[10,11] 对纳米 Si/C/N 复相粉体的研究也得出了同样的结论。

N 原子在 SiC 中以固溶体的形式存在, N 原子取代 C 原子的位置, Seo 等^[26] 的研究结果表明, SiC 中固溶 N 原子后 SiC 的晶格常量要减小, Suzuki 等^[10] 的研究结果也表明, 在纳米 Si/C/N 复相粉体中随着 N 含量的增加 SiC 的晶格常量迅速呈线性减小, 然而, SiC 的晶格常量与其中固溶 N 的量之间的关系仍不清楚。N, C, Si 的原子半径分别为 0.070, 0.077 和 0.117nm, Si—C 键的特征键长为 0.188nm, Si—N 键的键长为 0.173nm^[27], 所以 SiC—N 固溶体的晶格常量减小。Suzuki 等^[11] 用魔角旋转核磁共振 (magic angle spinning nuclear magnetic resonance, MAS-NMR) 和电子自旋共振 (electron spin resonance, ESR) 详细研究了纳米 Si/C/N 复相粉体中 SiC 微晶的微观结构, 在固溶了 N 原子的 SiC 微晶中, 在晶格结构中 N 原子与 4 个 Si 原子键联 ($\text{Si}_{3/4}\text{N}_{1/4}$), 在这种情况下, 由于 N 原子和 C 原子化合价的不同, N 原子成为未成对电子的顺磁中心。但 ESR 分析结果表明, 在纳米 Si/C/N 复相粉体中大部分 N 以非顺磁形式存在, N 原子有两种可能的非顺磁存在形式, 一种是三价 N 原子与三个 Si 原子键联 ($\text{Si}_{3/4}\text{N}_{1/3}$), 由于这种结构会使 SiC 晶格发生扭曲, 所以这种结构存在于 SiC 微晶的晶界上; 另一种可能的非顺磁形式是一个带正电的 N 原子和 4 个 Si 原子键联 ($\oplus\text{N}(\text{Si})_4$) 与带负电的缺陷如 $\ominus\text{Si}(\text{C})_3$ 或 $\ominus\text{C}(\text{Si})_3$ 配对。这样在纳米 Si/C/N 复相粉体中出现大量的带电缺陷, 在电磁场作用下产生极化耗散电流, 极化弛豫是损耗电磁波的主要原因, 从而把微波能量转化为其他形式的能量, 主要为热能, 损耗电磁波。为了验证这种解释, 我们研究了纳米 SiC 和 Si_3N_4 粉体的微波介电特性^[28], 纳米 SiC 和 Si_3N_4 粉体的粒径为 20—30nm。纳米 SiC 粉体与石蜡复合体(纳米 SiC 粉体含量为 10wt%) 在 10GHz, $\epsilon' = 2.21$, $\epsilon'' = 0.19$, $\tan\delta = 0.09$, 纳米 Si_3N_4 粉体与石蜡复合体(纳米 Si_3N_4 粉体含量为 10wt%) 在 10GHz, $\epsilon' = 1.23$, $\epsilon'' = 0$, $\tan\delta = 0$ 。对纳米 SiC 和 Si_3N_4 粉体机械混合物的微波介电特性也进行了研究, 根据纳米 Si/C/N 复相粉体的化学组成来确定纳米 SiC 和 Si_3N_4 粉体的含

量,使两者保持一致,纳米 SiC 和 Si_3N_4 粉体的均匀混合物与石蜡复合体(纳米粉体含量为 10wt%) 在 10GHz, $\epsilon' = 1.35$, $\epsilon'' = 0$, $\tan\delta = 0$. 说明纳米微粒对微波的损耗,并不是仅仅由纳米微粒的尺寸效应引起的,而是由纳米微粒自身特有的微观结构导致的,由于纳米微粒的尺寸远小于微波的波长,多重散射效应可以忽略不计. 从前面的分析可以看出,纳米 Si/C/N 复相粉体较大的介电损耗主要是由于其内部的 SiC 微晶固溶了大量的 N 原子,形成大量的带电缺陷,在电磁场作用下形成极化电流,极化弛豫是吸收损耗微波的主要原因.

4 结 论

1. 用双反应室激光气相合成纳米粉体装置,制

备出了粒径为 20—30nm 的 Si/C/N 纳米复相粉体,纳米 Si/C/N 复相粉体在微波段的介电损耗较大,而且介电常量的实部(ϵ')和虚部(ϵ'')在 8.2—18GHz 随频率的增大而减小,具有明显的频响特性.

2. 纳米 Si/C/N 复相粉体与石蜡复合体的 ϵ' 和 ϵ'' 可以通过纳米粉体的含量进行调节, ϵ' 和 ϵ'' 与纳米粉体体积分数 v 之间符合二次函数关系, ϵ' , $\epsilon'' = Av^2 + Bv + C$.

3. 纳米 Si/C/N 复相粉体中的 SiC 微晶固溶了大量的 N 原子,在纳米 Si/C/N 复相粉体形成大量的带电缺陷,在电磁场作用下形成极化耗散电流,极化弛豫是吸收损耗微波的主要原因.

- [1] K. Niihara, K. Izakik, N. Kawakami, *Mater. Sci. Lett.*, **10** (1990), 112.
- [2] F. Wakai, Y. Kodama, S. Sakaguchi, N. Murayama, K. Izaki, K. Niihara, *Nature*, **344**(1990), 421.
- [3] I. Chen, L. A. Xue, *J. Am. Ceram.*, **73**(1990), 2585.
- [4] M. Cauchetier, O. Croix, M. Luce, M. I. Baraton, T. Merle, P. Quintard, *J. European Ceram. Soc.*, **8**(1991), 215.
- [5] D. Bahloul, M. Pereira, P. Goursat, *J. Am. Ceram. Soc.*, **76** (1993), 1163.
- [6] A. Bendeddouche, R. Berjoan, E. Beche, T. Merle-Mejean, S. Schamm, V. Serin, G. Taillades, A. Pradel, R. Hillel, *J. Appl. Phys.*, **81**(1997), 6147.
- [7] X. Li, A. Chiba, Y. Nakata, H. Nagai, M. Suzuki, *Mater. Sci. Engin.*, **A219**(1996), 95.
- [8] S. Dong, D. Jiang, S. Tan, J. Guo, *J. Mater. Sci. Lett.*, **16** (1997), 1080.
- [9] Y. Li, Y. Liang, F. Zheng, Z. Hu, *Mater. Sci. Engin.*, **A174** (1994), L23.
- [10] M. Suzuki, Y. Maniette, Y. Nakata, T. Okutani, *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**(1993), 1195.
- [11] M. Suzuki, Y. Hasegawa, M. Aizawa, Y. Nakara, T. Okutani, K. Uosaki, *J. Am. Ceram. Soc.*, **78**(1995), 83.
- [12] D. L. Zhao, W. C. Zhou, Proceedings of the First China International Conference on High-Performance Ceramics (Tsinghua University Press, Beijing, 1999), p. 138.
- [13] A. K. Jonscher, Dielectric Relaxation in Solids (Chelsea Dielectric Press, London, 1983), p. 138.
- [14] P. Debye, *Polar Molecules* (Dover, New York, 1945), p. 257.
- [15] E. Mouchon, Ph. Colombar, *J. Mater. Sci.*, **31**(1996), 323.
- [16] J. D. Li, M. Chen, C. D. Fang, Z. Q. Li, D. M. Lei, *Acta Phys. Sin.*, **48**(1999), 721 (in Chinese) [李景德、陈敏、方传代、李智强、雷德铭, 物理学报, **48**(1999), 721].
- [17] J. W. Rayleigh, *Philosoph. Mag.*, **34**(1892), 481.
- [18] J. C. M. Garnett, *Philosoph. Trans. Roy. Soc. London*, **203** (1904), 385.
- [19] J. C. M. Garnett, *Philosoph. Trans. Roy. Soc. London*, **203** (1904), 237.
- [20] G. Mie, *Ann. der Physik*, **4**(1908), 378.
- [21] D. A. G. Bruggeman, *Ann. der Physik*, **5**(1935), 636.
- [22] A. H. Sihvola, J. A. Kong, *IEEE Trans. Geosc. Remote Sensing*, **26**(1988), 420.
- [23] K. Bober, R. H. Giles, J. Waldman, *Inter. J. Infr. Mill. Wav.*, **18**(1997), 101.
- [24] G. F. Dionne, J. F. Fitzgerald, R. C. Aucoin, *J. Appl. Phys.*, **47**(1976), 1708.
- [25] G. S. Komath, *Mater. Res. Bull.*, **4**(1969), S57.
- [26] W. S. Seo, C. H. Pai, K. Koumoto, H. Yanagida, *Seramikkusu Ronbunshi*, **99**(1991), 443.
- [27] L. Pauling, The Nature of the Chemical Bond (3rd ed.) (Cornell University Press, Ithaca, New York, 1960), p. 137.
- [28] D. L. Zhao, H. S. Zhao, W. C. Zhou, *Physica*, **E9**(2001), 679.

MICROWAVE PERMITTIVITY OF NANO Si/C/N COMPOSITE POWDERS

ZHAO DONG-LIN ZHOU WAN-CHENG WAN WEI

(*State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University,
Xi'an 710072, China*)

(Received 16 July 2000 ; revised manuscript received 28 June 2001)

ABSTRACT

The microwave permittivity of nano Si/C/N composite powders suspended in paraffin wax has been studied at the frequency range of 8.2—18GHz. The nano Si/C/N composite powders were synthesized from hexamethyldisilazane ($(\text{Me}_3\text{Si})_2\text{NH}$) ($\text{Me} : \text{CH}_3$) by a laser-induced gas-phase reaction. The dissipation factors of the nano Si/C/N composite powders are high at the microwave frequencies. The microwave permittivity of the mixture of nano Si/C/N composite powders and paraffin wax (or other dielectric materials) can be tailored by the content of the composite powders. And ϵ' , ϵ'' and $\tan\delta$ increase with the volume filling factor (v) of nano Si/C/N composite powders. The ϵ' and ϵ'' can be effectively modeled using second-order polynomials ($\epsilon', \epsilon'' = Av^2 + Bv + C$). The ϵ' and ϵ'' of the nano Si/C/N composite powders decrease with frequency at the frequency range of 8.2—18GHz. The difference being the microwave resonance is not sharply peaked but rather smeared out over a large frequency range. The promising features of nano Si/C/N composite powders would be due to more complicated Si, C, and N atomic chemical environment than in a mixture of pure SiC and Si_3N_4 phase. The SiC microcrystallines in the nano Si/C/N composite powders dissolve a great deal of nitrogen. The local structure around Si atoms changes by introducing N into SiC. Carbon atoms around Si are substituted by N atoms. So there exist a large number of charged defects and dangling bonds in the nano Si/C/N composite powders. Thus charged defects and quasi-free electrons move in response to the electric field, diffusion or polarization current resulting from the field propagation. The high ϵ'' and dissipation factor $\tan\delta(\epsilon''/\epsilon')$ of Si/C/N composite powders are due to the dielectric relaxation.

Keywords : nano Si/C/N composite powders, microwave permittivity, microstructure

PACC : 7720, 7740, 4170