文章编号：1000-5773(2007)01-0001-07

立方氮化硅及其冲击波合成*

贺红亮

(中国工程物理研究院流体物理研究所冲击波物理与爆轰物理实验室，四川绵阳 621900)

摘要：立方氮化硅是高温高压研究近期合成得到的一种新物相，与已经在工业上普遍使用的氮化硅的两种六方物相(α 相和β 相)相比，新物相的密度增加了 26%，预期是一种新型功能材料。简要综述了立方氮化硅的研究进展和存在的问题，讨论了立方氮化硅的人工合成和相关物性研究、Ⅳ(A)族氮化物(Ge_3N_4、Sn_3N_4、C_3N_4)的高密度物相研究，以及后尖晶石相氮化物的实验和理论探索等问题。介绍了作者最近利用炸药爆轰加载技术开展的冲击波合成实验结果，以 α 相氮化硅为冲击压缩前驱体，实现了在单次冲击波压缩实验中合成出了克量级立方氮化硅粉体，为进一步开展立方氮化硅的性能研究奠定了基础。

关键词：立方氮化硅；冲击波压缩；合成

中图分类号：O521.2；TB383 **文献标识码**：A

1 引 言

Ⅳ(A)族氮化物是一类重要的功能材料，具有良好的力学、化学、电子学和热学性能，因此得到了广泛的应用并具有很多潜在的用途。以氮化硅为例，由于它具有高的硬度、良好的耐磨性和冲击韧性，在机械加工中常用作高性能的磨料磨具、切削工具。氮化硅在很宽的温度范围内具有高的强度、良好的耐热冲击性能和化学惰性，广泛用于发动机、涡轮机部件和其它高温环境下的磨损零件中，也是制造陶瓷发动机的候选材料。再者，还因为它具有良好的介电性、绝缘性和热稳定性，在电子学器件中也有重要的应用。

过去，人们熟知氮化硅的两种已知物相(α 相和β 相)均为六方结构，其中 α 相为 $P31c$ 空间群，β 相为 $P63m$ 空间群，两者均可在常压和 1 800 K 的高温条件下保持稳定。最近，高压物理学的研究进展给人们带来了新的发现：第三种结构的氮化硅可以通过高温高压方法合成得到，为新的工业应用带来了希望。这种新的物相具有立方尖晶石结构(以下简称立方氮化硅或 γ-Si_3N_4)，其中 2/3 的硅离子为 6 配位，1/3 为 4 配位。与 α 相和β 相相比，新物相的密度增加了 26%，预期是一种新型的超硬材料。其次，由于首次发现氮化硅中的硅离子具有 6 配位结构，因而可能为这种新型化合物带来许多优异的电学和光学性能。

1999 年 7 月 Zerr 等人[1]在 Nature 杂志上首次报道了立方氮化硅的人工合成，并根据第一原理计算预测了它的体积模量，指出其硬度可与斯石英(Stishovite)媲美，是继金刚石、立方氮化硼之后的又一种超硬材料。与此同时，Brook 在同一期的 Nature 杂志上撰文，对发现立方氮化硅的科学意义及其应用前景给予了高度评价[2]。紧接着，同年 12 月 Mo 等人[3]发表文章，进一步计算分析了立方氮化硅的一些物性，指出：立方氮化硅的能带宽度为 3.45 eV，是一种宽能带半导体材料；静态介电常数约 4.70，

* **收稿日期**：2006-07-11；**修回日期**：2007-01-03

基金项目：国家自然科学基金(50472102)；中国工程物理研究院科学技术基金(20050864)

作者简介：贺红亮(1963—)，研究员，博士生导师，主要研究方向为高压材料科学与力学.
E-mail：honglianghe@263.net

是一种折射率很高的光学材料，可用作某些特殊性能的光学器件；以及其它一些潜在的用途，例如用作紫色或紫外激光材料和发光二极管，等等。

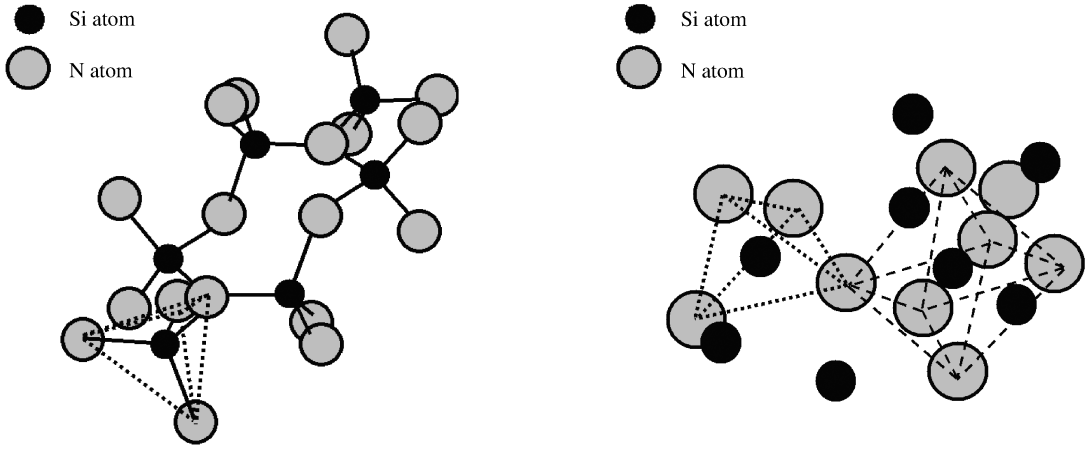
立方氮化硅的发现立刻引起了科学工作者的广泛兴趣，在 Zerr 和 Mo 的工作之后，德国、美国、日本、英国、丹麦和荷兰等国的材料科学和凝聚态物理学方面的科学工作者随即开展了大量积极而富有成效的研究，代表性的成果和进展可以参阅 Sekine[4]、Jiang[5]、Schwarz[6] 和 McMillan[7] 等人或研究小组的文献和综述。更为关注的是，自 2001 年起成立和举办了国际性的“尖晶石结构氮化物及其相关材料”学术研讨会（详情请见 http://www.hotmaterials.de，以及 J. Am. Ceram. Soc. 杂志 2002 年 1 月刊发的特刊：“Structure and Properties of Advanced Nitrides and Electronic Nitrides”），进一步扩大了各国学者的交流，促进了这项研究的发展。

短短几年时间，各国学者开展了大量关于立方氮化硅的研究工作。本文综述了立方氮化硅的研究进展和存在的问题，并介绍了我们最近采用炸药爆轰加载技术开展的冲击波合成实验结果：利用 α-Si_3N_4 为冲击压缩前驱体，实现了在单次冲击波压缩实验中合成出克量级立方氮化硅粉体，为进一步开展立方氮化硅的性能研究奠定了基础。

2 立方氮化硅的研究进展和存在的问题

2.1 “小批量”人工合成立方氮化硅获得了成功

立方氮化硅的配位结构如图 1 所示，在高温高压作用下，2/3 的硅离子由原来的 4 配位，致密成为 6 配位。合成立方氮化硅需要极高的压力和温度条件（静高压实验的合成条件为：压力 13～15 GPa，温度 1 900～2 100 K[1]），远非一般实验设施可以达到，而当时 Zerr 等人在 Nature 杂志上报道人工合成立方氮化硅时采用的是静高压金刚石压砧（DAC）技术，获得的样品量非常有限，只有约 0.5 μg，这种状况和条件几乎限制了人们进一步对这种新物相开展物性和应用研究的可能性。然而就在 Zerr 等人的工作报道后不久，2000 年 7 月日本物质与材料研究机构物质研究所的 Sekine 等人[4]就在 Appl. Phys. Lett. 上报道了利用冲击波压缩技术“小批量”合成立方氮化硅的研究进展，使单次实验获得的样品量达到了 100 mg 以上，合成样品为纳米粉末，粒度为 10～50 nm。此外，同年丹麦学者 Jiang[5] 和德国学者 Schwarz[6] 等人也分别利用多顶砧压（MA）高压技术，成功地合成了“块状”立方氮化硅多晶试样，单次实验获得的样品量约 6～7 mg。



(a) Hexagonal Si_3N_4 (b) Cubic Si_3N_4

图 1 氮化硅配位结构示意图

Fig. 1 Coordination of silicon nitrids

2.2　立方氮化硅的物性研究

基于"小批量"合成立方氮化硅的成功,相关物性的实验研究也取得了较大进展。高温热性能方面:测量了热稳定性[8-9],表明在 Ar 气氛甚至空气中直到 1 670 K 均可保持稳定,更高温度之后会相变回到 β-Si_3N_4,γ-Si_3N_4 回到 β-Si_3N_4 的相变热焓为(−29.2±3.5)kJ/mol;测量了热膨胀系数[10-11],在 300～1 000 K范围内平均值约为 5.5×10^{-6} K^{-1}。力学性能方面:测量了体积模量[10,12-13],不同实验方法给出的数值均在 290～340 GPa 范围以内,与第一原理计算预测的理论值[1,3,15-17]符合得很好;测量了维氏硬度[9,14],平均值约为 30～43 GPa,比立方氮化硼稍低,但明显高于斯石英。表 1 列举了不同作者采用不同方法(包括实验测量和理论计算)给出的立方氮化硅的体积模量、剪切模量和硬度等物理参量的结果。此外,在谱学研究方面,相继测量了 Raman 光谱[5]、红外吸收谱[6],电子能量损失谱[18]和 MAS-NMR 核磁共振谱[19],等等。

表 1　立方氮化硅的密度、体积模量、剪切模量和硬度

Table 1　Density, bulk modulus, shear modulus and hardness of γ-Si_3N_4

Author(s)	Density ρ_0/(g/cm^3)	Bulk modulus K_0/(GPa)	Volume derivative of bulk modulus, K'_0	Shear modulus G/(GPa)	Hardness H_V/(GPa)
Zerr A, et al.[1,14](a)	3.93±0.12	300			30～43
Mo S D, et al.[3](b)	3.873	280	3.48		
Sekine T, et al.[4], and He H L, et. al.[12](c)	4.012	300±10	3.0±0.1		
Jiang J Z, et al.[5,9-10](d)	3.75±0.02	317±11	2.3±2.1		35.31
Kiefer B[13](e)		339±7	4.0		
Mori-Sánchez P, et al.[15](f)		335	2.78		
He J L, et al.[16](f)	4.181	313.9		362.8	33.3
Dong J J, et al.[17](f)		305		258.3	30

Note: (a) Sample is synthesized by diamond-anvil cell (DAC) under static high pressure and high temperature. ρ_0 is computed with the lattice parameter obtained from the selected-area electron diffraction pattern. K_0 is determined by the first-principles calculation. H_V is measured with a micro-indentation tester.

(b) ρ_0, K_0 and K'_0 are from the first-principles calculation.

(c) Sample is synthesized by the shock wave compression. ρ_0 is computed with the lattice parameter from the powder X-ray diffraction measurement. K_0 and K'_0 are determined from the shock Hugoniot Equation of State (EOS).

(d) Sample is synthesized by a multi-anvil (MA) octahedral pressure assembly. ρ_0 is computed with the lattice parameter from the powder X-ray diffraction profiles. K_0 and K'_0 are determined from the isotherm EOS at ambient temperature measured by using the synchrotron radiation method. H_V is measured with a micro-indentation tester.

(e) K_0 and K'_0 are determined from the isotherm EOS at ambient temperature measured by using the shock synthesized nanocrystallines and with a synchrotron radiation measurement up to a pressure of 68 GPa.

(f) First-principle and theoretical calculations.

在理论计算方面,人们进一步预测了立方氮化硅的相关物性。继 Mo 等人的工作之后,Fang 等人[20]计算了晶格比热,Oba 等人[21]分析了制备半导体所需掺入的杂质原子,指出磷和氧是最佳的 n 型半导体杂质原子,铝则是最佳的 p 型半导体杂质原子,它们替代 Si(tet)和 Si(oct)位置,形成电子-空穴的电离能均可小于 0.1 eV。

已有的这些工作,包括实验测量和理论计算,充分印证了立方氮化硅是一种性能优异的新型功能材料,与目前普遍使用的 α 氮化硅和 β 氮化硅相比,具有更多的独特性能。但是,为了更全面地了解和认

识立方氮化硅的物性，以及发展它在工业技术中的应用，目前还需要建立一种更大量、更廉价的制备方法。同时，立方氮化硅目前还没有“大块”烧结体的研究报道，极大地制约了这种新材料在工业技术中的应用和发展。

2.3 相关Ⅳ(A)族氮化物的高密度物相研究

继氮化硅的立方高密度相被发现之后，国际高压界迅速对Ⅳ(A)族元素的其他氮化物的高密度物相进行了研究，先后成功合成出了立方氮化锗(γ-Ge_3N_4)[22-24]和立方氮化锡(γ-Sn_3N_4)[25]，其中合成γ-Ge_3N_4需要的静高压实验条件为：压力 12～14 GPa、温度 1 300～1 500 K，γ-Sn_3N_4 为 2.5 GPa 和 623 K。

对比立方氮化硅，人们发现随着原子序数减小，立方高密度相的合成压力和温度显著增加，并由此联想到氮化碳(C_3N_4)是否也存在高密度相及其合成条件问题。经过十余年的探索，积累了大量的理论和实验数据[26-29]，尽管对 C_3N_4 是否能够人工合成以及它的晶体结构还存在学术争议，然而立方氮化硅、氮化锗、氮化锡这一系列氮化物的成功合成，让人们再一次对 C_3N_4 充满了期待。目前已有数篇文章对 C_3N_4 的立方高密度相(尖晶石结构)进行了理论计算和预测[30-31]，但是人们也认识到，合成立方氮化碳将会需要更高的压力和温度。

除了已经发现的二元氮化物以外，人们进一步推测[30-32]：尖晶石结构的三元氮化物是否也可以稳定存在，并且能够人工合成？其中 Ching 等人[30]以Ⅳ(A)、Ⅳ(B)族的 6 种二元氮化物 C_3N_4、Si_3N_4、Ge_3N_4、Sn_3N_4、Ti_3N_4、Zr_3N_4 为基础，对它们之间相互组合形成的 14 种三元氮化物进行了理论分析，结果认为大多数这些三元氮化物都可以稳定生成，它们许多都是良好的半导体材料，而 SiC_2N_4、CTi_2N_4、$SiTi_2N_4$ 更是导体，并且具有很高的体积模量(270～320 GPa)。和业已被广泛使用的二元和三元氧化物一样，人们预期这一系列高密度氮化物的发现与制备也必将为工业技术应用带来广阔的前景。

2.4 后尖晶石相(Post-Spinel Phase)氮化物的实验和理论探索

由氧化物和硅酸盐的知识知道，尖晶石结构在高温高压作用下会进一步相变，生成更高密度的物相。例如：Fe_3O_4 的尖晶石结构可以相变生成 $CaMn_2O_4$ 结构[33]，Mg_2SiO_4 的尖晶石结构会分解形成钙钛矿(Perovskite)和 MgO[34]。在 $CaMn_2O_4$ 和钙钛矿中，阳离子的配位数均为 6，结构较尖晶石更为致密。目前人工合成的氮化硅(氮化锗、氮化锡亦同)的高密度物相都是尖晶石结构，其中只有 2/3 的硅离子为 6 配位，其余 1/3 仍为 4 配位。人们期望通过高温高压实验研究，使所有硅离子都达到 6 配位。预计新物相的密度将会再增加 13%，暂称为后尖晶石相。

然而事实表明，尖晶石结构的氮化物具有很好的稳定性。γ-Si_3N_4 在冲击波压缩下直到 150 GPa，没有观察到明显的相变[12]。同样，利用冲击波将 γ-Ge_3N_4 压缩，直至 65 GPa，也没有观察到新的物相生成[24]。更高压力下的冲击波实验结果仍有待补充。静高压实验研究目前暂未见有后尖晶石相合成的公开报道。

最近，Tatsumi 等人[35]采用第一原理计算的理论方法，比较了 Sr_2PbO_4、$(Mg,Fe)_2SiO_4$、K_2NiF_4、$CaTi_2O_4$、$CaMn_2O_4$ 以及 $CaFe_2O_4$ 等 6 种化合物(阳离子均为 6 配位)的高压稳定性，结果表明，$CaTi_2O_4$ 结构是最有可能稳定生成的后尖晶石物相，预计 Si_3N_4 由尖晶石结构转变到 $CaTi_2O_4$ 结构所需要的压力约为 210 GPa。需要说明的是，在 Tatsumi 等人的计算中没有涉及温度的影响，如果考虑温度效应，所需要的压力会有所降低。

后尖晶石相的高密度氮化物是否能够稳定存在并且通过人工合成获得，以及它们的性能如何？对此，人们正拭目以待目。

3 冲击波合成立方氮化硅

为了更大量、更廉价地制备立方氮化硅粉体，我们设计了炸药爆轰驱动的平面飞片加载装置和样品回收装置[36]，其中主炸药采用硝基甲烷或 TNT，由它爆轰驱动飞片高速撞击样品腔体内的氮化硅前驱

体。实验样品的前驱体为 α 相氮化硅,考虑到冲击波压缩的增压问题,加入质量比约 80% 的铜粉与 α 相氮化硅均匀混合。单次实验中 α 相氮化硅的装填量约为 2 g。

在冲击波压缩作用下,在 α 相氮化硅粉体中会产生瞬时的高温高压条件,六方相氮化硅在适当的温度压力匹配下转化成立方相氮化硅。这种相变与马氏体相变相似,但是立方氮化硅在高温下不稳定,例如在常压下,温度超过 1 670 K 后会相变回到低密度相,因此冲击波压缩后的卸载过程必须产生足够快的淬火速率,使立方氮化硅快速冷却至室温后被保留下来。我们的研究结果表明,当冲击波加载在样品中的压力大于 50 GPa 时,转化率均可以达到 90% 以上,这比冲击波压缩石墨合成金刚石的转化率要高出很多[37]。但是当压力太大,形成的冲击温度过高时,转化率很低,甚至几乎不会转化。因此,并非压力越高,六方氮化硅转化为立方氮化硅的转化率也越高,还必须保证温度与压力的匹配。图 2 是我们部分实验的 X 射线衍射分析结果,其中图 2(a)是实验前样品(α 相氮化硅)的衍射谱;图 2(b)是爆轰加载后回收样品的衍射谱,主要物相已转变成为立方氮化硅(γ 相),但是仍然残余少量的 α 相;图 2(c)是爆轰加载后提纯的立方氮化硅(γ 相)的衍射谱,衍射峰上圆括号中的数字是对应的晶面指数。

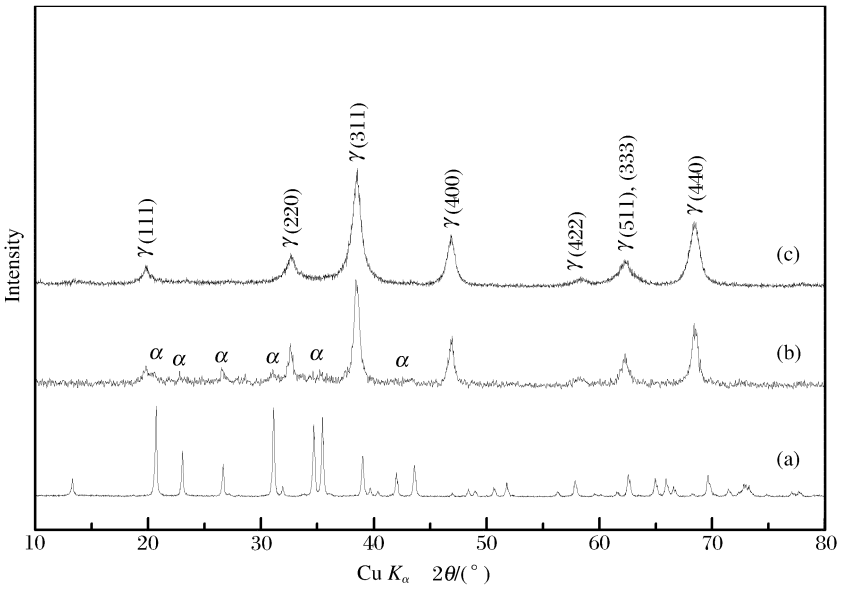


图 2　冲击波合成立方氮化硅实验的 X 射线衍射分析图

((a) 实验前的样品;(b) 爆轰加载后回收的样品;(c) 爆轰加载后提纯处理后的样品)

Fig. 2　XRD spectra of (a) starting material, (b) shock-recovered sample, (c) purified material from the shocked sample

4　结 束 语

立方氮化硅自 1999 年被发现以来,已经引发了一系列氮化物的高压合成探索,并由此开拓了一类新型功能材料的相关应用研究。目前,以立方氮化硅为例,为了开发其潜在的工业应用,提高合成产额、深化物性研究仍是主要面临的科学和技术问题。冲击波压缩技术在合成高压氮化物中的应用具有独特的意义。

References:

[1]　Zerr A, Miehe G, Serghious G, et al. Synthesis of Cubic Silicon Nitride [J]. Nature (London), 1999, 400: 340-342.

[2]　Brook R J. Superhard Ceramics [J]. Nature (London), 1999, 400: 312-315.

[3] Mo S-D, Ouyang L, Ching W Y, et al. Interesting Properties of New Spinel Phase of Si_3N_4 and C_3N_4 [J]. Phys Rev Lett, 1999, 83: 5046-5049.

[4] Sekine T, He H L, Kobayashi T, et al. Shock-Induced Transformation of β-Si_3N_4 to a High-Pressure Cubic-Spinel Phase [J]. Appl Phys Lett, 2000, 76: 3706-3708.

[5] Jiang J Z, Stahl K, Berg R W, et al. Structural Characterization of Cubic Silicon Nitride [J]. Europhys Lett, 2000, 51: 62-67.

[6] Schwarz M, Miehe G, Zerr A, et al. Spinel-Si_3N_4: Multi-Anvil Press Synthesis and Structural Refinement [J]. Advanced Mater, 2000, 12: 883-887.

[7] McMillan P F. New Materials from High-Pressure Experiments [J]. Nature materials, 2002, 1: 19-25.

[8] Sekine T, Mitsuhashi T. High-Temperature Metastability of Cubic Spinel Si_3N_4 [J]. Appl Phys Lett, 2001, 79: 2719-2721.

[9] Jiang J Z, Kragh F, Frost D J, et al. Hardness and Thermal Stability of Cubic Silicon Nitride [J]. J Phys: Condens Matter, 2001, 13: L515-L520.

[10] Jiang J Z, Lindelov H, Gerward L, et al. Compressibility and Thermal Expansion of Cubic Silicon Nitride [J]. Phys Rev B, 2002, 65: 161202(1)-161202(4).

[11] Hintzen H T, Hendrix M R M M, Wondergem H, et al. Thermal Expansion of Cubic Si_3N_4 with the Spinel Structure [J]. J Alloys Compounds, 2003, 351: 40-42.

[12] He H L, Sekine T, Kobayashi T, et al. Shock-Induced Phase Transition of β-Si_3N_4 to c-Si_3N_4 [J]. Phys Rev B, 2000, 62(17): 11412-11417.

[13] Kiefer B, Shieh S R, Duffy T S, et al. Strength, Elasticity, and Equation of State of the Nanocrystalline Cubic Silicon Nitride γ-Si_3N_4 to 68 GPa [J]. Phys Rev B, 2005, 72(1): 014102(1)-014102(9).

[14] Zerr A, Kempf M, Schwarz M, et al. Elastic Moduli and Hardness of Cubic Silicon Nitride [J]. J Am Ceram Soc, 2002, 85: 86-90.

[15] Mori-Sánchez P, Marqués M, Beltrán A, et al. Origin of the Low Compressibility in Hard Nitride Spinels [J]. Phys Rev B, 2003, 68(6): 064115(1)-064115(5).

[16] He J L, Guo L C, Yu D L, et al. Hardness of cubic Spinel Si_3N_4 [J]. Appl Phys Lett, 2004, 85(23): 5571-5573.

[17] Dong J J, Deslippe J, Sankey O F, et al. Theoretical Study of the Ternary Spinel Nitride System Si_3N_4-Ge_3N_4 [J]. Phys Rev B, 2003, 67(9): 094104(1)-094104(7).

[18] Tanaka I, Mizoguchi T, Sekine T, et al. Electron Energy Loss Near-Edge Structures of Cubic Si_3N_4 [J]. Appl Phys Lett, 2001, 78: 2134-2136.

[19] Sekine T, Tansho M, Kanzaki M. Si Magic-Angle-Spinning Nuclear-Magnetic-Resonance Study of Spinel-Type Si_3N_4 [J]. Appl Phys Lett, 2001, 78: 3050-3051.

[20] Fang C M, de Wijs G A, Hintzen H T, et al. Phonon Spectrum and Thermal Properties of Cubic Si_3N_4 from First-Principles Calculations [J]. J Appl Phys, 2003, 93: 5175-5180.

[21] Oba F, Tazuyoshi K, Adachi H, et al. n- and p-Type Dopants for Cubic Silicon Nitride [J]. Appl Phys Lett, 2001, 78: 1557-1579.

[22] Serghiou G, Miehe G, Tschauner O, et al. Synthesis of a Cubic Ge_3N_4 Phase at High Pressures and Temperatures [J]. J Chem Phys, 1999, 111: 4659-4662.

[23] Leinenweber K, O'Keeffe M, Somayazulu M, et al. Synthesis and Structure Refinement of the Spinel, γ-Ge_3N_4 [J]. Chem Eur J, 1999, 5: 3076-3080.

[24] He H L, Sekine T, Kobayashi T, et al. Phase Transformation of Germanium Nitride (Ge_3N_4) under Shock Wave [J]. J Appl Phys, 2001, 90: 4403-4406.

[25] Shemkunas M P, Wolf G H, Leinenweber K, et al. Rapid Synthesis of Crystalline Spinel Tin Nitride by a Solid-State Metathesis Reaction [J]. J Am Ceram Soc, 2002, 85: 101-104.

[26] Liu A Y, Cohen M L. Prediction of New Low Compressibility Solids [J]. Science, 1989, 245: 841-842.

[27] Teter D M, Hemley R J. Low-Compressibility Carbon Nitrides [J]. Science, 1996, 271: 53-55.

[28] Matsumoto S, Xie E-Q, Izumi F. On the Validity of the Formation of Crystalline Carbon Nitrides, C_3N_4 [J]. Diamond Relat Mater, 1999, 8: 1175-1182.

[29] Malkow T. Critical Observations in the Research of Carbon Nitride [J]. Mater Sci Eng, 2000, A292: 112-124.

[30] Ching W Y, Mo S-D, Tanaka I, et al. Prediction of Spinel Structure and Properties of Single and Double Nitrides [J]. Phys Rev B, 2001, 63: 064102(1)-064102(4).

[31] Sanchez P M, Marques M, Beltran A, et al. Origin of the Low Compressibility in Hard Nitride Spinels [J]. Phys Rev B, 2003, 68: 064115(1)-064115(5).

[32] Schnick W. The First Nitride Spinels-New Synthetic Approaches to Binary Group 14 Nitrides [J]. Angew Chem Int Ed, 1999, 38: 3309-3310.

[33] Fei Y, Frost D J, Mao H K, et al. In Situ Structure Determination of the High-Pressure Phase of Fe_3O_4 [J]. Am Miner, 1999, 84: 203-206.

[34] Shim S-H, Duffy T S, Shen G Y. The Post-Spinel Transformation in Mg_2SiO_4 and Its Relation to the 660 km Seismic Discontinuity [J]. Nature (London), 2001, 411: 571-574.

[35] Tatsumi K, Tanaka I, Adachi H, et al. Theoretical Prediction of Post-Spinel Phase of Silicon Nitride [J]. J Am Ceram Soc, 2002, 85: 7-10.

[36] Liu Y Sh, Yao H, Zhang F P, et al. Experiment Research on Shock Synthesis of Cubic Silicon Nitride [J]. Journal of Inorganic Materials, 2007, 22(1): 159-162. (in Chinese)
刘雨生,姚　怀,张福平,等. 立方氮化硅的冲击波合成实验研究 [J]. 无机材料学报, 2007, 22(1): 159-162.

[37] DeCarli P S, Jamieson J C. Formation of Diamond by Explosive Shock [J]. Science, 1961, 133: 1821-1823.

Cubic Silicon Nitride and Its Synthesis by Shock Wave Compression

HE Hong-Liang

(*Laboratory for Shock Wave and Detonation Physics Research, Institute of Fluid Physics, CAEP, Mianyang* 621900, *China*)

Abstract: Cubic silicon nitride is a new polymorphous of Si_3N_4 synthesized under high pressure and high temperature. Compared to the two known hexagonal phases of α and β, the new phase is about 26% denser in density, and it is predicted to be a new multi-functional ceramic. The achievement and related concern of the cubic silicon nitride have been reviewed in this paper, including the progress in artificial synthesis, the study on its physical property, the synthesis of other Ⅳ(A) group denser nitrides (Ge_3N_4, Sn_3N_4, C_3N_4), and the explore of the possible post-spinel phase of nitride. By using a flyer impact technique with explosive detonation, we recently have synthesized the cubic silicon nitride from the precursor of α-Si_3N_4, and the mass production of the cubic phase has reached about 2 grams in each run of the shock wave compression test, which provides an economic way for further investigation of its potential performance in industriy.

Key words: cubic silicon nitride; shock compression; synthesis