

# 纳米晶体材料的研究进展

卢柯

(中国科学院金属研究所,快速凝固非平衡合金国家重点实验室,沈阳 110015)

[摘要] 本文综述近年来在纳米晶体材料研究领域某些方面的最新研究进展,包括纳米晶体材料的形成与制备、纳米晶体的微观结构特征、力学性能及热稳定性等,并对其研究前景进行展望。

## 1 引言

纳米晶体是指晶粒尺寸在纳米量级的多晶体。由于晶粒极细,大量的原子处于晶粒之间的界面上。这种独特的结构特征使纳米晶体成为有别于普通多晶体和非晶态固体的一种新材料,其中界面成为一种不可忽略的结构组元。因此,纳米晶体为研究固体的内界面结构、热力学状态及界面特性提供了得天独厚的条件,是目前凝聚态物理领域中的一个研究热点。

纳米晶体独特的结构特征也使其表现出一系列与普通多晶体和非晶态固体有本质区别的性能<sup>[1]</sup>,如高强度,良好的塑性变形能力,高比热,高热膨胀系数,独特的电、磁性能等。特别是纳米晶体表现出的超塑性行为使陶瓷材料增韧和改善金属材料的强韧综合性能提供了新的可能性。所以,纳米晶体材料得到了世界各国材料科学家的普遍重视,被誉为“21世纪的新材料”。按照结构形态,纳米晶体可分为四类<sup>[2]</sup>:(1)零维纳米晶体,即纳米尺寸超维粒子,如图1(a);(2)一维纳米晶体,即在一维方向上晶粒尺寸在纳米量级,如纳米厚度的薄膜或层片结构,如图1(b)所示;(3)二维纳米晶体,即在二维方向上晶粒尺寸在纳米量级,如直径在纳米量级的线(或丝)状结构,如图1(c)所示;(4)三维纳米晶体,指晶粒在三维方向上均为纳米尺寸,如图1(d)所示。通常所说的纳米晶体材料即为三维纳米晶体。下面,我们仅就三维纳米晶体的形成、制备、结构、力学性能和热稳定性进行综述。关于纳米晶体的其他性能请参见文献[1,2]。

## 2 纳米晶体材料的形成与制备

人工制备纳米晶体材料是德国科学家 H. Gleiter 等首次提出的。其主要设计思想是先制备出纳米尺度的超微粒子,在保持其表面清洁的情况下将这种超微粒子冷压成块,使原来的每个超微粒子(单晶体)成为块体中的一个晶粒,形成了由纳米尺寸晶粒组成的多晶体。据此,他们设计了第一套人工制备金属纳米晶体样品的实验装置<sup>[3]</sup>,即在惰性气体中使金属受热升华,将蒸发的金属气相凝结成纳米尺寸的超微粒子,并聚集在液态氮冷镜壁上,取下这些超细金属粒子并在高真空状态下进行原位冷压(压力约为 1—5 GPa)成块,可以获得毫克级三维纳米晶体样品。

近年来,在这种装置的基础上不断发展,通过改进使金属升华的热源及方式(如采用感应

本文于 1994 年 1 月 12 日收到。

本项目得到国家自然科学基金和中国科学院院长特别基金的联合资助。

加热,等离子体法,磁控溅射法等),以及改良其它装备,可以获得克级到几十克级的纳米晶体样品,从而使许多力学性能测试成为可能<sup>[4]</sup>。

应该指出,这种制备纳米晶体的方法存在一定的局限性,如工艺设备复杂,产量极低,很难满足性能研究及应用的要求。更主要的是,用这种方法制备的纳米晶体样品中存在大量的微孔隙(尺寸为几个 nm 至几个  $\mu\text{m}$ )<sup>[2,5]</sup>。这种微孔隙对纳米晶体的结构性能研究,以及对某些性能的提高都是十分不利的。因此,纳米晶体的制备方法是这个领域内的一个重要研究课题。近年来相继发展起来了几种不同的制备方法:

(1) 机械研磨法(Mechanical Attrition)<sup>[6]</sup>。通过机械研磨过程中高速运行的硬质钢球之间(以及球与研磨钵之间)的相互碰撞,使金属颗粒反复进行破碎和冷焊合,这样晶粒不断细化,可达到纳米尺寸。利用这种方法可以获得纯金属、合金、金属间化合物及其它化合物等多种系列的纳米晶体,并且有产量较大,成本低,工艺简单等优点。但是由于研磨过程中产生的杂质污染和氧化,很难得到洁净的纳米晶体界面,对一些基础性研究工作不利。

(2) 非晶晶化法(Crystallization method)<sup>[7]</sup>。这种方法是通过控制非晶态固体的晶化动力学过程,使晶化过程的产物为纳米尺寸的晶粒。关于纳米尺寸晶粒形成的动力学和热力学过程详见文献<sup>[8]</sup>。通常采用等温晶化,通过控制退火温度和时间,可以获得完全晶化的三维纳米晶体样品。非晶态固体可以通过熔体激冷技术获得,或用电渡法或溅射技术制备。到目前为止利用这种方法已制备出 Ni 基、Fe 基、Co 基、Pd 基等多种合金系列纳米晶体,也可制备出金属间化合物和单质半导体纳米晶体。这种方法的特点是工艺过程简便,成本低,产量大,晶粒度变化易控制,而且界面清洁致密,样品中无微孔隙<sup>[9]</sup>。其局限性在于它依赖于非晶态固体的形成。

(3) 沉积法(Deposition method)。沉积法包括多种具体的沉积方式,如电解沉积、气相沉积、溅射沉积等。这些常规的沉积方法均可以通过控制沉积参数来制备出晶粒为纳米尺寸的多晶薄膜。例如电解沉积<sup>[10]</sup>,根据电化学基本原理,通过控制电解过程中的电位及电解质中溶质传递过程,可使沉积产物为纳米晶体。这种方法可以制备单质及合金等。

这些纳米晶体的制备方法按其界面形成过程可分为三大类:(1)外压力合成,如超细粉冷压法,机械研磨法;(2)沉积合成,如各种沉积方法;(3)相变界面形成,如非晶晶化法。其中外压力合成不利于形成密实界面,样品微孔隙大。针对不同的用途,这三类方法各有其优缺点。

目前纳米晶体制备的一个主要目标是要获得大量的,大尺寸的纳米晶体样品,样品界面清洁,无微孔隙。为此,今后应利用这几种方法各自独特的优点来发展新一代的纳米晶体制备技术。由于目前绝大多数纳米晶体样品仍是用外压力合成方式低温固结而成,而这类方法的关键在于其压制过程,因此许多研究者对此给予了重视,提出了一些新的观点,如高温固结和动态(爆破)固结等,这些尝试有待进一步深入研究。

### 3 纳米晶体的结构特征

由于纳米晶体中晶粒极小,大量原子处于晶粒间的界面上,当晶粒尺寸小于 5 nm 时,在晶界上的原子百分数将超过 50%。因此,纳米晶体通常被认为由晶粒和晶界两种组元组成,也有人将晶界部分视为一种独立的“相”以进行结构和性能分析<sup>[11]</sup>。

由于晶界的体积分数大,引起了人们广泛的重视。Gleiter 等<sup>[1]</sup>利用多种结构分析手段(如 X 射线衍射、中子散射、Mössbauer 谱,EXAFS、正电子淹没等)深入系统地研究了纳米单质金

属的界面结构,提出了一套界面结构模型,即认为纳米晶体中的界面与普通多晶体中的界面结构不同,表现出近程无序、长程亦无序的高度无序状态,具有很大的过剩体积( $\sim 30\%$ )和过剩能,呈现出类似气体结构的所谓“类气态结构”。近来这一结论受到许多实验结果的挑战。Thomas等<sup>[12]</sup>利用HREM对纳米晶体样品进行细致观察,发现纳米晶体的晶界结构与普通大角晶界非常相似,在纳米Pd样品中晶界引起的HREM点阵成像混乱区窄于0.4 nm,晶粒内的有序点阵延伸到另一晶粒时在晶界处突然停止,晶界形态为台阶型小平面结构。这表明纳米晶体的晶界处于很低的能量状态,其无序程度与一般大角晶界相近。在纳米晶体Cu和Fe合金中的HREM观察也得到了同样的结论<sup>[13,14]</sup>。这一结论与纳米晶体的热稳定性结果相吻合。而李斗星等在纳米Pd中用HERM直接观察,发现存在晶界位错及部分无序晶界结构<sup>[38]</sup>。

界面结构与界面性能和热力学特性密切相关。通过测量研究纳米晶体的界面性能和热力学参量,亦可推断出其界面结构。然而,目前由于大多数纳米晶体样品均采用超细粉冷压制得,其中大量的微孔隙难以排除,这为精确测定纳米晶体中的界面特性带来困难。

利用非晶晶化法可以制备出无微孔隙的纳米晶体样品,因此我们利用这一特点定量测量了纳米晶体Ni-P合金中的界面热力学参数<sup>[15]</sup>。结果表明,界面热力学参量随纳米晶体的晶粒尺寸而发生变化。随晶粒尺寸减小,界面过剩能呈线性降低(图2),当晶粒尺寸小于10 nm时, $\Delta E_m$ 仅为2.3 kJ/mol,表明界面处于很低的能态。Triwilliger等<sup>[16]</sup>在TiO<sub>2</sub>纳米晶体样品中,通过测量其晶粒长大过程热力学,也得到了类似的变化关系。这一结果意味着纳米晶体的界面结构依赖于晶粒尺寸的大小,当晶粒很小时,界面能态很低,这一点与HREM观察结果相吻合。

纳米晶体中的晶粒部分一直被人们所忽视,长期以来普遍认为纳米晶体中的晶粒具有完整晶体结构,因而在结构及性能分析时往往被忽略而只考虑界面的作用。但是,最近的研究结果表明,纳米尺寸晶粒的结构与完整品格有很大差异。

对纳米晶体Ni-P合金中Ni<sub>3</sub>P化合物(bct结构)的点阵常数研究表明<sup>[17]</sup>,纳米尺寸晶粒的点阵常数偏离了平衡值,其中 $a$ 值大于单晶体的标准值 $a_0$ , $c$ 低于标准值 $c_0$ 。并且随着晶粒尺寸的减小, $a$ 值增大, $c$ 值减小,当晶粒尺寸为6 nm时, $a$ 值增大高达0.37%, $c$ 值减小约0.13%,即 $\Delta(a/c)$ 值增大约1%。这表明纳米尺寸Ni<sub>3</sub>P晶粒发生了严重的晶格畸变,而总的单胞体积有所膨胀。

此外,在其它纳米晶体材料中也发现了类似的晶格畸变及膨胀效应,例如在Fe基纳米合金中的Fe<sub>2</sub>B相<sup>[18]</sup>纯Ni纳米晶体<sup>[19]</sup>,半导体Se纳米晶体<sup>[20]</sup>等。事实上,过去曾有人注意到纳米晶体的晶格常数的变化,如在纳米晶体Si中<sup>[21]</sup>发现8 nm-Si晶格常数增大约0.2%。有人认为这是由于外力作用(球磨和冷压过程中)产生的内应力或杂质元素所致。但最近深入系统地研究结果表明,即使在退火晶化产生的纳米晶体样品中及高纯单质样品中也存在严重的晶格畸变,这一结果已引起国内外同行的高度重视。

应该指出,晶格畸变及膨胀现象与样品的制备过程,热历史,微孔隙等诸多因素相关,如Qin等在纳米Al中观察到点阵发生收缩现象<sup>[39]</sup>。因此纳米晶体中晶格畸变及膨胀的本质原因及其对纳米晶体材料性能的影响尚待进一步深入研究。

#### 4 纳米晶体材料的力学性能

纳米晶体材料的多界面结构特征使这种新材料表现出一些不同于普通多晶体材料的力学

性能,因此,描述普通多晶体结构性能关系的理论模型在纳米晶体中不再适用,纳米晶体的强度与晶粒尺寸的关系就是一个有代表性的实例。Hall-Petch 关系是描述金属材料强度或硬度( $H_v$ )与晶粒尺寸( $d$ )之间关系的常用表达式,这个根据多晶体中位错塞积模型导出的关系式可写为: $H_v = H_{v0} + k \cdot d^{-\frac{1}{2}}$ ,其中  $H_{v0}$  为一常数,  $k$  为一正常数。对于多晶体材料,晶粒愈细小,硬度愈高,因此,多年来一直认为细化晶粒是提高材料强度的一种有效手段。

但是,近年的许多研究结果表明,传统的 Hall-Petch 关系在一些纳米晶体材料中不再适用。对于一些纳米晶体样品,随着晶粒细化,材料的硬度不是增大而是降低,表现出反常的 Hall-Petch 关系,即  $k < 0$ 。这种反常效应在单质、合金及陶瓷纳米晶体中均存在<sup>[26-30]</sup>,如图 3 所示。可见对于纳米晶体样品,偏离 Hall-Petch 关系是一普遍现象。

纳米晶体材料表现出的反常 Hall-Petch 关系对传统的材料强化理论提出了挑战,而目前对这一现象的解释众说纷纭。Chokshi 等<sup>[26]</sup>最先提出了利用晶界扩散蠕变机制(即 Coble 变)解释纳米晶体的软化行为,因为蠕变速率反比于晶粒尺寸的立方,晶粒细化会大大提高蠕变速率,从而使硬度降低。然而 Nieman 等<sup>[31]</sup>在 10 nm-Pd 样品中的实验测量结果表明,纳米 Pd 样品的蠕变速率低于粗晶粒样品的值,看来晶界扩散蠕变并不是纳米晶体软化的一个重要因素。其它解释及模型详见文献<sup>[32]</sup>,其中根据纳米晶体界面能降低这一实验结果为基础的晶界弱化模型,能够比较合理地解释实验结果<sup>[30]</sup>。

纳米晶体表现出的反常力学性能与其结构特征有内在的必然联系,人们对这种结构-性能关系的认识有待理论及实验工作的深化,特别是从实验上通过各种测试手段进一步揭示性能的影响因素对这一问题的解决将是十分重要的。

## 5 纳米晶体的热稳定性

纳米晶体中大量的晶界处于热力学亚稳态,在适当的外界条件下将向较稳定的亚稳态或稳定态转化,一般表现为固溶脱溶、晶粒长大或相转变三种形式。纳米晶体一旦发生晶粒长大,即转变为普通粗晶材料,失去其独特的优异性能。因此,纳米晶体的热稳定性一直是一个重要的研究课题。按照经典的多晶体晶粒长大理论,晶粒长大的驱动力( $\Delta\mu$ )反比于其晶粒尺寸,按 Gibbs-Thomson 公式:

$$\Delta\mu = 2\gamma\Omega/r$$

其中  $\gamma$  为界面能,  $\Omega$  为原子体积,  $r$  为晶粒半径。可见,随晶粒尺寸减小,晶粒长大的驱动力增大,当晶粒尺寸很小时,  $\Delta\mu$  剧烈增大,即纳米晶体的晶粒长大驱动力从理论上讲要远远大于一般多晶体的,甚至在常温下,纳米晶粒也难以稳定。

然而,大量实验表明,纳米晶体具有很好的热稳定性,绝大多数纳米晶体在室温下形态稳定而不长大,有些纳米晶体的晶粒长大温度高达 1000 K 以上。对于单质纳米晶体,熔点愈高的物质其晶粒长大温度愈高,且晶粒长大温度约在  $0.2 - 0.4 T_m$  之间,比普通多晶体的再结晶温度(约为  $0.5 T_m$ )略低。例如纳米 Cu 的晶粒长大温度约为 373 K ( $\approx 0.28 T_m$ )<sup>[1]</sup>, Fe 纳米晶体为 473 K ( $\approx 0.26 T_m$ )<sup>[1]</sup>, Pd 纳米晶体为 523 K ( $\approx 0.29 T_m$ )<sup>[33]</sup>,而纳米 Ge 仅约 300 K ( $\approx 0.25 T_m$ )<sup>[1]</sup>,等等。少量杂质的存在会提高纯金属纳米晶体的热稳定性,如在 Ag 纳米晶体中加入 7.0 at% 的氧,会使其晶粒长大温度由 423 K 升高到 513 K<sup>[34]</sup>。

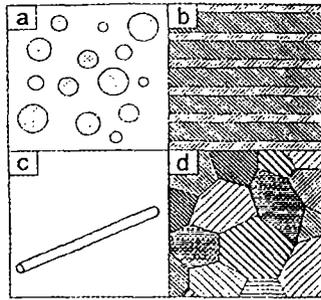


图1 纳米晶体结构分类:(a)零维纳米晶体;(b)一维纳米晶体;(c)二维纳米晶体;(d)三维纳米晶体

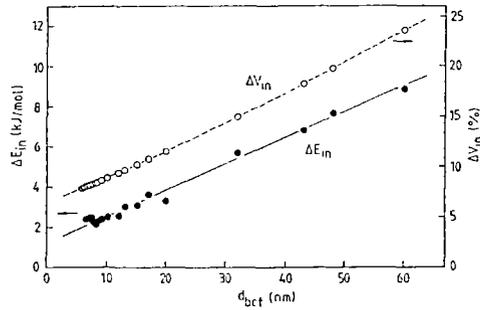


图2 纳米晶体 Ni-P 合金的晶界过剩能及过剩体积与平均晶粒尺寸的关系<sup>[16]</sup>

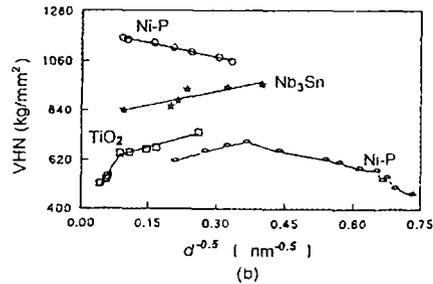
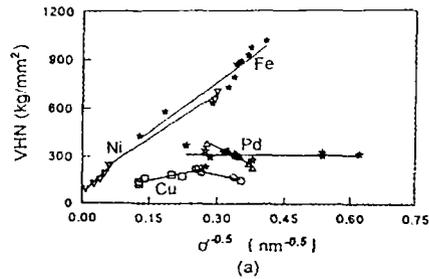


图3 几种单质纳米晶体(图 a)Ni,Cu,Pd 及合金纳米晶体(图 b)TiO<sub>2</sub>,Ni-P,Nb<sub>3</sub>Sn 的 Hall-Petch 关系<sup>[29]</sup>

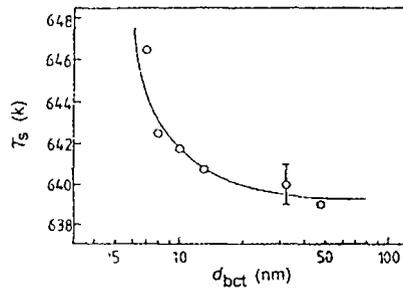


图4 纳米晶体 Ni-P 合金的晶粒长大温度( $T_s$ )与平均晶粒尺寸之间的关系<sup>[37]</sup>。

合金纳米晶体的晶粒长大温度往往较高,通常高于  $0.5 T_m$ 。例如,纳米  $Ni_{80}P_{20}$  合金的晶粒长大开始温度约为 620 K,是熔点的 0.56 倍<sup>[35]</sup>;晶粒尺寸为 12 nm 的  $TiO_2$  纳米晶体的晶粒长大温度约为 1073 K<sup>[2]</sup>;Ti-Mg 合金纳米晶体为 723 K<sup>[36]</sup>,等等。合金纳米晶体的热稳定性几乎与普通多晶体相当。这说明纳米尺寸晶粒长大过程不能简单地沿用经典晶粒长大理论来描述,其中必然存在着一些纳米晶体结构的本质影响因素,而这些因素并未被人们所认识。

最近,我们在不同晶粒尺寸的 Ni-P 纳米晶体样品中发现了一种反常的热稳定性现象<sup>[37]</sup>,即晶粒尺寸愈小,纳米晶体的稳定性愈好,表现为晶粒长大温度及激活能升高。图 4 是晶粒长大开始温度与平均晶粒尺寸的变化关系。这种反常的热稳定性效应与其界面热力学状态有密切关系<sup>[27]</sup>。

纳米晶体热稳定性机理是一个值得深入研究的课题,除传统的晶粒稳定性因素外,还应结

合纳米晶体的本质结构特征去探索其它因素对热稳定性影响,如界面能降低,晶格畸变等。

### 参考文献

- [1] H. Gleiter, *Prog. Mater. Sci.*, **33**,223(1989).
- [2] R. W. Siegel in *Physics of New Materials*, ed. F. E. Fujita, (Springer-Verlag, Heidelberg, 1992).
- [3] R. Birringer, U. Herr, H. Gleiter, *Trans. Jpn. Inst. Met. Supp.*, **27**,43 (1986)
- [4] G. W. Nieman, J. R. Weertman, R. W. Siegel. *J. Mater. Res.*, **6**,1012(1991).
- [5] H. E. Schaefer, R. Wurschum, R. Birringer, H. Gleiter, *Phys. Rev. B*, **B38**, 9545(1988).
- [6] C. C. Koch, *Nanostru. Mater.*, **2**, 109(1993).
- [7] K. Lu, J. T. Wang and W. D. Wei, *J. Appl. Phys.* **69**,522(1991).
- [8] K. LU, *Acta Metall. Sinica*, **30**,B1(1994).
- [9] M. L. Sui, K. Lu, W. Deng, L. Y. Xiong, S. Patu, and Y. Z. He, *Phys. Rev.*, **B44**, 6466(1991).
- [10] U. Erb, A. M. El-Sherik, G. Palumbo, K. T. Aust., *Nanostr. Mater.*, **2**,383(1993).
- [11] M. L. Sui, S. Patu, Y. Z. He, *Scripta Metall. Mater.*, **25**,1537(1991).
- [12] G. J. Thomas, R. W. Siegel, and J. A. Eastman, *Scripta Metall. Mater.*, **24**,201(1990).
- [13] S. K. Ganapathi, D. A. Rigney, *Scripta Metall. Mater.*, **24**, 1675(1990).
- [14] M. L. Trudeau, A. Van Neste, R. Schultz MRS Symp. Proc. **206**, 487(1991).
- [15] K. Lu, R. Lück, and B. Predel, *Scripta Metall. Mater.*, **28**, 1387(1993).
- [16] C. D. Terwilliger, Y. M. Chiang, *MRS Symp. Proc.*, **289**,15(1993).
- [17] M. L. Sui, K. Lu, *Mater. Sci. Eng. A*, A179/180, 541(1994).
- [18] X. D. Liu, K. Lu, B. Z. Ding, Z. Q. Hu, *Nanostr. Mater.*, **2**, 581(1993).
- [19] K. Lu, X. D. Liu, H. Y. Zhang, Z. Q. Hu, to be publ..
- [20] H. Y. Zhang, K. Lu, Z. Q. Hu, to be published.
- [21] E. Gaffet and M. Harmelin, *J. Less-comm. Metals*, **157**,201(1991).
- [22] D. Kunstelj, A. Kirin, and A. Bonafacic, in *Rapidly Quenched Metals*, eds. S. Steeb and H. Warlimont, (North-Holland, Amsterdam), 899(1985).
- [23] N. Shen, I. P. Jones, and J. N. Pratt. in Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, eds. T. Masumoto and K. Suzuki, (*Japan Inst. Metals*), **2**,1553(1981).
- [24] B. M. Patterson, K. M. Unruh, and S. I. Shah, *Nanostructured Mater.*, **1**,65(1992).
- [25] M. Jose-Yacaman, et al. Proc. ICAM'93(Tokyo), (1993), in print.
- [26] A. H. Chokshi, A. Rosen, J. Karch, H. Gleiter, *Scripta Metall. Mater.*, **23**, 1679(1989).
- [27] K. Lu, W. D. Wei, J. T. Wang. *Scripta Metall. Mater.*, **24**,2319(1990).
- [28] X. D. Liu, J. T. Wang, B. Z. Ding. *Scripta Metall. Mater.*, **28**,59(1993).
- [29] C. Suryanarayana, D. Muknopsfhy, S. N. Pysynkst, F. H. Froes, *J. Mater. Res.*, **17**,2114(1993).
- [30] K. Lu, M. L. Sui, *Scripta Metall. Mater.*, **28**,1465(1993).
- [31] G. W. Nieman, J. R. Weertman, R. W. Siegel. *Scripta Metall.*, **24**, 145(1990).
- [32] K. Lu, X. D. Liu, Z. Q. Hu, *Prog. Mater. Sci. Sinica*, (1994). in print.
- [33] R. Birringer, *Mater. Sci. Eng.*, **A117**,33(1989).
- [34] B. Günther, A. Kumpmann, H. D. Kunze. *Scripta Metall. Mater.*, **27**,833(1992).
- [35] K. Lu, *Scripta Metall. Mater.*, **25**, 2047(1991); K. Lu, W. D. Wei, J. T. Wang, *J. Appl. Phys.*, **69** 7345(1991).
- [36] C. Suryanarayana, F. H. Froes, *Metall. Trans.*, **23A**, 1071(1992).
- [37] K. Lu, *Nanostr. Mater.*, **2**, No. 6,643 (1993).
- [38] D. X. Li, D. H. Ping, H. Q. Ye, X. Y. Qin, and X. J. Wu, *Mater. Letters*, **18**, 29 (1993).
- [39] X. Y. Qin, et al., *Nanostr. Mater.*, **2**,99(1993).

**PROGRESS IN INVESTIGATION ON NANOCRYSTALLINE MATERIALS**

Lu Ke

*(National Key Laboratory for RSA, Institute of Metal Research, Academia Sinica, Shenyang 110015)***Abstract**

In this paper, some new progresses in the field of nanocrystalline materials in recent years have been summarily reviewed. The paper includes formation and synthesis of the nanocrystalline materials, microstructural characteristics mechanical properties, and thermal stabilities of materials. The prospect of future investigations was considered.



· 信息 ·

## 国家设立杰出青年科学基金 资助杰出青年科学家在国内进行创新性研究

为促进青年科学技术人才的成长,鼓励海外学子回国工作,加速培养跨世纪的杰出的学术带头人,国务院决定从1994年开始设立“国家杰出青年科学基金”,由国家自然科学基金委员会负责管理,聘请学术造诣深,威望高的科学家、工程技术专家和国家有关部门的管理专家组成的国家杰出青年科学基金评审委员会进行评定工作。这项基金的出台,是继国家教委、中国科学院、人事部、国家自然科学基金委员会等部门及许多省、市、自治区先后推出培养科技人才计划之后,遵照党和政府关于“尊重知识,尊重人才”的方针,加快培养跨世纪优秀学术带头人所采取的一项重大措施,对进一步稳定基础性研究队伍,加快高水平科技人才的培养步伐,具有重大和深远的意义。它必将极大地鼓舞海内外优秀青年学者为祖国科技事业献身的热忱,带动各部门、地方、单位对科技和人才的重视,在科技界特别是青年科技人员中引起强烈反响,在我国四化建设中产生深远的影响。

这项基金是根据我国科学家的倡议、国家自然科学基金委员会的有关建议和李鹏总理的批示设立的。它的设立得到国务院有关部委的大力支持,反映了广大科学家的愿望与要求。这项基金资助国内和将回国定居工作的杰出青年学者在国内进行创新性的研究。1994年度基金总额为3000万元,计划资助50名左右。以后随着经费的增加,资助名额将进一步扩大。

国家自然科学基金委员会于1994年10月6日召开了新闻发布会,公布了《国家杰出青年科学基金实施管理暂行办法》,办法规定:这项基金将面向全国,资助优秀青年学者从事自然科学方面的基础性创新研究工作,由国家自然科学基金委员会具体负责组织、实施和管理。该项基金采取个人申请、单位遴选推荐、专家评议、评审委员会评定的程序进行。评审工作贯彻“尊重知识、尊重人才”的方针,实行“依靠专家、发扬民主、择优支持、公正合理”的原则。国内申请者可通过各高等院校和科研单位提出申请,境外学者可通过我驻外使领馆和国内外知名科学家向国内的高等院校、科研单位推荐。

1994年度“国家杰出青年科学基金”的申请,从办法发布之日起开始受理,11月30日截止。1995年度的受理工作与国家自然科学基金项目申请同步进行。