

# 块体镁基非晶合金及其复合材料研究的新进展

Current Progresses in Bulk Mg-based Amorphous Alloys  
and Their Composites

孙颖迪, 李子全, 沈 平, 邵 斌  
(南京航空航天大学 材料科学与技术学院, 南京 210016)  
SUN Ying-di, LI Zi-quan, SHEN Ping, SHAO Bin  
(College of Material Science and Engineering, Nanjing  
University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

摘要: 介绍了块体镁基非晶合金及其复合材料的最新研究进展, 并简要分析和总结了镁基非晶合金在成分选择和玻璃形成能力(GFA)判据上的新成果, 最后针对镁基非晶合金本身存在的问题提出了今后的研究方向建议。  
关键词: 镁基非晶合金; 复合材料; 玻璃形成能力判据; 块体金属玻璃  
中图分类号: TG146.2+2 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2008)11-0075-05

**Abstract:** The new development in bulk Mg-based amorphous alloys and their composites is mainly reviewed, and some progresses in selection of compositions and the new criterions of glass forming ability (GFA) for bulk metallic glass are briefly analyzed and summarized. Based on problems in Mg-based amorphous alloys, research in future are suggested.  
**Key words:** Mg-based amorphous alloy; composite; criterion of GFA; bulk metallic glass

自 1934 年 Kramer 用蒸发沉积法制备出非晶薄膜以来, 具有良好力学、物理性能和化学性能的非晶合金的研发受到极大重视。对在航空航天、汽车、精密制造、电子通讯与计算机、生物医学等领域有广泛应用前景的大块非晶合金材料已成为重要研究方向<sup>[1]</sup>。特别是作为大块有色非晶合金重要组成部分的镁基非晶合金及其复合材料, 由于其资源价格优势, 良好的高比强度和比刚度以及耐磨性等力学性能、高电阻和低温度系数的电学性能、高导磁和低损耗的软磁特性、耐强碱强酸腐蚀的化学特性以及良好的可加工性等正日益成为研究热点, 研究进展快速。

## 1 块体镁基非晶态合金研究的新进展

目前, 块体镁基非晶合金的研究主要集中于 Mg-Ni, Mg-Cu 和 Mg-Zn 等二元系合金<sup>[2]</sup>, 以及 Mg-TM (过渡族元素)-Ln (稀土元素) 三元系合金等<sup>[3]</sup>, 其中 Mg-Cu-Y 和 Mg-Cu-Gd 系非晶合金以其良好的玻璃形成能力和优异的力学性能成为目前大块镁基非晶合金研究的热点, 通过合理调整合金成分或添加合金元素获得了具有高玻璃形成能力、强抗晶化能力和优良学性能的非晶镁合金。

### 1.1 玻璃形成能力的研究进展

2005 年徐坚<sup>[4]</sup>等采用铜模浇铸法研制出偏离 Mg-Cu-Y 共晶成分的三元合金 Mg<sub>58</sub>Cu<sub>30.5</sub>Y<sub>11.5</sub>, 其临界直径达到 9mm, 是共晶成分下 Mg<sub>65</sub>Cu<sub>25</sub>Y<sub>10</sub> 尺寸的两倍还多, 玻璃形成能力非常强。表 1 是三种 Mg-Cu-Y 合金成分(原子分数, 下同)时的临界直径, 可以发现金属玻璃形成能力对合金成分具有强烈的依赖性; 同时他们还发现 Mg-Cu-Gd 系合金具有比 Mg-Cu-Y 系合金更高的玻璃形成能力, 其中 Mg<sub>61</sub>Cu<sub>28</sub>Gd<sub>11</sub> 的最大临界直径可达 12mm<sup>[5]</sup>, 是 Mg-Cu-Y 系的 1.3 倍。2007 年 Bae 等人<sup>[6]</sup>在对 Mg<sub>65</sub>Cu<sub>25</sub>Gd<sub>10</sub>和 Mg<sub>65</sub>Cu<sub>25</sub>Y<sub>10</sub> 的晶化动力学研究中也发现, Mg<sub>65</sub>Cu<sub>25</sub>Gd<sub>10</sub>具有比 Mg<sub>65</sub>Cu<sub>25</sub>Y<sub>10</sub> 更低的临界冷却速率和更高的抗晶化能力, 并认为这可能是由于有效原子尺寸差别以及在退火过程中局部原子排列改变的差异所造成的。

表 1 Mg-Cu-Y 成分与临界直径的关系(原子分数)  
Table 1 Relationship between Mg-Cu-Y composition and critical diameter(atom fraction)

Mg/ %	Cu/ %	Y/ %	Critical diameter/ mm
55-65	25-33	9-13	4
57.5-60.5	28.5-31.5	10.5-11.5	8
Mg <sub>58</sub> Cu <sub>30.5</sub> Y <sub>11.5</sub> , Mg <sub>58.5</sub> Cu <sub>30.5</sub> Y <sub>11</sub>			9

此外, Ma 等人<sup>[7]</sup>对 Mg-Cu-Y 和 Mg-Cu-Gd 进行合金化处理, 重点研究了 Ag 元素对其玻璃形成能力的影响, 制备的  $Mg_{54}Cu_{28}Ag_7Y_{11}$  和  $Mg_{54}Cu_{26.5}Ag_{8.5}Y_{11}$  非晶合金棒临界直径分别达到 16mm 和 25mm, 已具备很强的玻璃形成能力, 这表明通过添加合金元素来实现提高玻璃形成能力是可行的途径, 同时也为目前玻璃形成能力较差的镁基合金系提供了新的研究思路。

但长期以来, 通过合金化改善合金玻璃形成能力的研究工作一直缺乏理论指导, 2007 年中国科学院汪卫华等人<sup>[8]</sup>根据多年对块体金属玻璃的研究, 首次总结了添加合金元素提高 GFA 的准则, 为后续非晶合金的成分设计提供了有效的指导。他们的研究认为: 添加的元素除与合金主要成分要有大的负混合热之外, 还应与氧及其他有害杂质有强的亲和力, 这样可以减少氧和有害杂质对 GFA 的不利影响; 其次, 添加的元素应可使合金熔点降低, 同时能调节合金成分至深

共晶成分; 再次, 添加的元素与玻璃基体应具有大的原子错排度、合适的电负性差以及高的固溶度; 最后, 添加元素应较容易在金属玻璃内部形成局部有序结构, 进而形成更高的原子堆垛结构。

## 1.2 金属玻璃性能的研究进展

汪卫华提出<sup>[8]</sup>, 控制合金的弹性模量可以有效调节非晶合金的力学和物理性能, 因为许多性能指标都可以通过弹性模量  $M$  表征出来, 图 1 给出了部分关系。同时, 剑桥大学 Zhang Y 等人<sup>[9]</sup>最近的研究也发现切变模量/体变模量 ( $\mu/B$ ) 和泊松比  $\nu$  与非晶合金脆性有密切的关系, 统计结果表明  $(\mu/B) > 0.41 \sim 0.43$ , 或者  $\nu < 0.31 \sim 0.32$  的非晶合金本质都是脆性的, 且这一临界参数可适用于任何合金系, 进而可预测合金的塑性。同时计算结果表明贵金属是一类具有高  $\nu$  值、低  $\mu/B$  的合金元素, 如 Au, Nb, Pd, Pt 和 Hf 等, 而 Ni, Fe, Mg 要次之, 这也为今后合金成分的选择提供了依据。

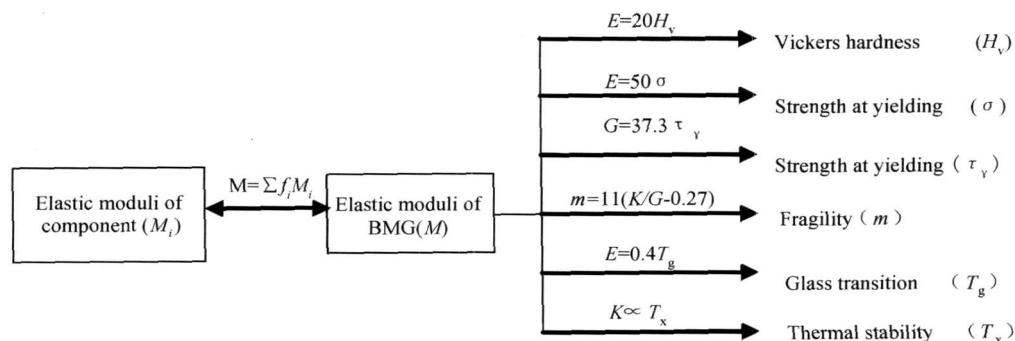


图 1 弹性模量与金属玻璃性能的关系

Fig. 1 Correlations between the elastic moduli and properties of metallic glasses

2007 年, Baricco 等人<sup>[10]</sup>利用适量 Au 取代 Mg-Cu-Y 中的 Cu 获得了高硬度合金  $Mg_{65}Cu_{15}Au_{10}Y_{10}$ ; Pan D G 等人<sup>[11]</sup>研究了具有高  $M$  值、低  $\mu/B$  比的 Ni 元素对 Mg-Cu-Ag-Gd 系合金的热学性能和力学性能的影响, 发现 Ni 的加入使玻璃转变温度升高, 同时压缩断裂强度也大幅度改善, 如由  $Mg_{65}Cu_{20}Ag_5Gd_{10}$  的 820MPa 提高到  $Mg_{65}Cu_{10}Ag_5Gd_{10}Ni_{10}$  的 1005MPa; Zhang Q 等人<sup>[12]</sup>在研究中也发现, 采用具有高  $\nu$  值、低  $\mu/B$  的 Nd 元素替代 Mg-Cu-Y 中的 Y 可以使非晶合金的韧性得到改善,  $Mg_{58.5}Cu_{30.5}Y_{11}$  的宏观塑性应变几乎为零, 而  $Mg_{57}Cu_{31}Y_{6.6}Nd_{5.4}$  可达到 1.2%。同时, Park 等人<sup>[13]</sup>制备的  $Mg_{65}Cu_{7.5}Ni_{7.5}Ag_5Zn_5Y_5Gd_5$  不仅具有高的玻璃形成能力, 并且韧性也有很大改善, 断裂前的塑性应变达到 0.57%; Cheng Y T 等人<sup>[14]</sup>用 3% 的 B 替代  $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$  中的 Cu 获得了更大的晶化

激活能, 同时硬度提高到 HV310。可见, 通过添加合金元素以改善合金性能是一条有效途径, 但合金元素的选择需要谨慎, 通过计算合金元素的弹性模量来设计合金成分是一种有效的方法, 目前有关这方面的理论还在探索中。

## 2 镁基块体金属玻璃基复合材料的研究发展

与其他大块金属玻璃 (Bulk Metallic Glass, BMG) 一样, 镁基大块金属玻璃由于变形的不均匀性也导致其具有较大的脆性, 在没有发生明显的塑性变形前即发生断裂。实验证明, 如果在非晶基体上弥散分布有硬质微粒, 其力学性能将明显改善。因此, 镁基金属玻璃基复合材料逐渐成为非晶合金研究的一个重要方向。其制备主要有两种途径: 一是采用内生复合

法,二是采用外加复合法。

### 2.1 内生复合材料

内生法制备非晶合金复合材料的特点主要是在镁非晶基体中内生出微米或纳米级镁基固溶体。

1991年, Kim等<sup>[15]</sup>在淬火态和退火态的  $Mg_{85}Zn_{12}Ce_3$  中发现了纳米尺度的 hcp-Mg 颗粒, 其是含有 Ce 原子的过饱和固溶体, 断口分析表明, 超细 hcp-Mg 粒子起着阻碍局部剪切形变的作用, 提高了最后断裂阶段绝热程度, 导致非晶态基体更加明显地粘性流动, 使该复合材料的力学性能明显优于单一非晶相 Mg-Zn-Ce 合金。

2006年惠希东<sup>[16]</sup>等人制备的  $Mg_{77}Cu_{12}Y_6Zn_5$  金属玻璃基内生复合材料, 获得的压缩率高达 18.5%, 比强度高达  $4.31 \times 10^5 N \cdot m \cdot kg^{-1}$ , 这是迄今为止在 Mg 基 BMG 复合材料中所获得的最高压缩率和比强度。这些高性能源于由非晶基体与宽度小于 500nm 的针状 Mg 基固溶体相(成分为 84.2% Mg, 8.4% Cu, 4.0% Zn 和 3.4% Y)在非晶镁基体中弥散分布。

### 2.2 外加复合材料

外加法制备复合材料的主要特点是加入高模量金属或陶瓷微粒, 这些第二相可有效阻止变形时剪切带的扩展, 并促进多重剪切带的形成, 从而提高非晶合金的韧性<sup>[17]</sup>。研究表明增强相的加入并不会影响玻璃基体的非晶形成能力。通常增强相与晶态镁合金的晶格失配度大, 且增强相与镁合金液几乎无界面反应而形成中间相, 导致没有异质形核的核心存在, 不会对其玻璃形成能力造成影响。

Soubeyrou 等人<sup>[18]</sup>在研究非晶态镁合金  $Mg_{65}Cu_{25}Gd_{10}$  纳米晶化和添加 Fe 元素后的力学性能变化时发现, 单纯非晶合金  $Mg_{65}Cu_{25}Gd_{10}$  的断裂应力约为 650 MPa, 弹性应变为 1.4%。但材料在纳米晶化过程中断裂应力会逐渐下降, 直到完全晶化时降至 335 MPa。而加入 3% 的 Fe 颗粒后, 复合材料( $Mg_{65}Cu_{25}Gd_{10}$ )<sub>97</sub>Fe<sub>3</sub> 的断裂应力会上升至 800 MPa, 弹性应变达到 2%。

徐坚<sup>[19]</sup>与美国约翰霍普金斯大学 Ma 教授合作, 研发了一种富铁颗粒弥散分布于 Mg 玻璃基体上的外生复合材料, 材料的压缩强度约达 1 GPa, 比单相 Mg 玻璃材料高 1.6 倍, 同时断裂前的塑性应变约为 1%, 比单相金属玻璃显著提高。

Xu J<sup>[20]</sup>等用微米级 SiC 和 TiB<sub>2</sub> 粒子增强非晶合金  $Mg_{65}Cu_{20}Zn_5Y_{10}$ , 获得的复合材料抗拉强度达到 1 GPa, 对于 TiB<sub>2</sub> 增强的非晶合金, 塑性断裂应变为 0.9%, 而玻璃形成能力基本没有变化。2006年, 李洁琼等人<sup>[21]</sup>研究了 SiC 颗粒增强  $Mg_{65}Cu_{20}Ag_5Gd_{10}$  块体

非晶复合材料的制备及性能的有关问题, 发现当 SiC 颗粒的体积分数达到 5% 时, 复合材料的压缩断裂强度可高达 963 MPa。

Jang 等人<sup>[22]</sup>用 ZrO<sub>2</sub> 纳米晶强化镁基非晶合金  $Mg_{65}Cu_{25-x}Y_{10}Ag_x$  ( $x = 0, 5, 10$ ), 获得的  $Mg_{65}Cu_{20}Y_{10}Ag_5/ZrO_2$  复合材料的硬度达到 HV360, 这要比单纯非晶合金  $Mg_{65}Cu_{20}Y_{10}Ag_5$  的硬度高 33%。南京理工大学的孙国元等人<sup>[23]</sup>对 Mg-TM-Ln 型镁基纳米结构材料的研究也表明分布在非晶基体之上的纳米晶使非晶合金的断裂应力增加。

2006年 Pan D G 等人<sup>[24]</sup>利用韧性颗粒 Nb 增强镁基非晶合金  $Mg_{65}Cu_{20}Ag_5Gd_{10}$  取得新的突破, Nb 颗粒有效阻止了剪切带的传播, 而变形的 Nb 颗粒则可以将载荷均匀地分布到周围的非晶基体中从而提高二次剪切带的产生和分化, 当 Nb 颗粒的体积分数达到 8% 时, 复合材料的压缩强度可以达到 900 MPa, 断裂前的塑性变形达到 12.1% ± 2%。

### 2.3 添加元素形成玻璃基复合材料的一些实验准则

汪卫华等人<sup>[8]</sup>认为添加合金元素构成金属玻璃基复合材料的过程中, 元素的选择并不是盲目的, 而要从以下几方面考虑: (1) 该元素应与主要合金成分有大的负混合热, 并且要保证不会引起晶化, 也不会降低合金的 GFA; (2) 该元素所形成的化合物应具有某种独特性能, 从而使复合材料整体的这一性能得到改善; (3) 加入该元素后晶化过程可控, 即虽然会形成固溶体但所形成的晶粒具有低生长速率; (4) 该元素在玻璃基体中具有大固溶度, 这样有利于所形成第二相的均匀分布。

## 3 大块镁基非晶合金成分选择与玻璃形成能力判据的研究新进展

### 3.1 成分选择的新依据

Inoue<sup>[25]</sup>等人很早就提出了形成大块非晶合金应具备的成分条件, 即(1)合金由三种以上组元组成, 其中 2 个成分的溶质元素原子总量在 20% 以上; (2)合金体系主要元素原子尺寸差的比值大于 12%; (3)主要的三种成分元素之间具有负的混合热, 并总结出满足 3 条法则的镁基非晶态合金成分是 Mg-TM(过渡族元素)-Ln(稀土元素)三元合金体系。但 2006 年, 在田纳西举办的第四届块体金属玻璃国际研讨会上<sup>[26]</sup>, 以上三条被广泛应用的规律被提出不再作为唯一特定的准则, 展现了一些新的规律和判据, 并获得很好的应用。

同时, 非晶合金在共晶成分下玻璃形成能力最佳

的理论也被打破。徐坚<sup>[4]</sup>等人在研究 Mg-Cu-Y 系合金最佳 GFA 成分时发现,最强的成分区域不一定是共晶成分,而是在靠近共晶点处斜率较大的液相界面上,他们指出 GFA 对成分具有很强的依赖性,这也是 Inoue 采用 5% 的大成分步进方式会错过玻璃形成能力最强的成分范围的原因所在。

3 2 玻璃形成能力的新判据

影响玻璃形成能力的因素有:合金中原子的键合特征、电子结构、原子尺寸的相对大小、各组元的相对含量、合金的热力学性质以及相应的晶态结构等,因此 GFA 判据应该综合考虑这些影响因素。早期提出的表征 GFA 的参数有:

(1) 约化玻璃转变温度  $T_{rg}$ :  $T_{rg}$  是从过冷熔体在降温过程中抑制结晶的能力来评价 GFA 的,  $T_{rg} = T_g / T_m$ , 其中  $T_g$  为玻璃化温度,  $T_m$  为熔点, 一般来说,  $T_{rg}$  越大, 合金的玻璃形成能力越强<sup>[27]</sup>, 但是由于不同组元合金系之间的  $T_g$  和  $T_m$  差别较大,  $T_{rg}$  对某些合金系不适用。

(2) 过冷液相区  $\Delta T_x$ :  $\Delta T_x$  则是从非晶体在加热过程中抑制结晶的能力来评价 GFA 的,  $\Delta T_x = T_x - T_g$ , 其中  $T_x$  为晶化温度。  $\Delta T_x$  与临界冷却速度  $R_c$  有一定的单调关系, 一般认为  $\Delta T_x$  越大则  $R_c$  越小, 非晶形成能力越强<sup>[28]</sup>。然而大量数据分析表明, GFA 对  $\Delta T_x$  仅显示出微弱的依赖关系。实际上  $\Delta T_x$  反映的是非晶结构本身的稳定性。

表 2 各种 GFA 参数的比较

Table 2 Comparison between different GFA parameters					
New criteria of GFA	$\gamma_m$	$\gamma$	$\Delta T_x$	$T_{rg}$	$T_x / T_m - T_g$
$R^2$	0.931	0.91	0.32	0.73	0.72

(3) 参数  $\gamma$ : 由 Lu Z P 和 Liu C T<sup>[29]</sup> 提出的参数  $\gamma$  是上面两个参数的有效结合, 其计算式为:  $\gamma = T_x / (T_g + T_m)$ 。  $\gamma$  是一个简单的易于测量的可靠程度较高的 GFA 判据, 它指示的非晶合金的玻璃形成能力与实际合金所制备的非晶试样尺寸间的对应关系优于  $T_{rg}$  和  $\Delta T_x$ 。

近几年来, 有关 GFA 判据的研究有了更大的发展。沈阳金属所 Liu W Y 等人<sup>[30]</sup> 在参照大量非晶合金系的情况下, 总结出 6 个判断有关金属玻璃形成能力、热力学稳定性和特征温度的新标准计算公式, 计算结果在大量块体金属玻璃系中得到很好的校验。这是首次尝试利用已知元素的共价原子半径、鲍林电负性、电子浓度和熔点来计算所形成玻璃的临界直径, 对指导大块非晶合金的成分设计具有重要意义。

最近, Du X Y<sup>[31]</sup> 等人又发现了新的玻璃形成能力

判据  $\gamma_m$ , 将其定义为  $\gamma_m = (T_x - T_g) / T_m$ 。通过统计 GFA 对各个参数的依赖关系因数  $R^2$  (见表 2) 发现, 参数  $\gamma_m$  的  $R^2$  值最高达到 0.931, 被认为是到目前为止表征 GFA 最有效的参数。

然而, 正如 Lu Z P<sup>[32]</sup> 所总结的, 目前虽然已经提出许多判断 GFA 的标准, 但还缺乏广泛适用性, 其中一些只能在某几个合金系适用, 缺乏对各种因素的全面考虑, 因此今后的研究重点还要放在以下几个方面: (1) 建立只与基本性质有关的标准; (2) 建立预测不同合金系金属玻璃 GFA 的计算方法。

4 结束语

镁基非晶合金作为一种新型材料, 以其优异的玻璃形成能力、物理和力学性能成为目前研究和开发的热点, 但由于其本身的脆性使应用受到一定的限制。随着 Liu Y H 等人<sup>[33, 34]</sup> 发现室温超塑性大块锆基金属玻璃(塑性应变值达到 160%), 包括镁基非晶合金在内的大块金属玻璃的增韧研究开始进入新的阶段。目前, 有关镁基非晶合金的研究工作将主要集中在以下几个方面: (1) 根据玻璃形成能力对合金成分的依赖性开发新的镁基非晶合金系; (2) 探索合金成分对镁基金属玻璃形成能力的影响机制; (3) 在原有镁基非晶合金系的基础上通过成分调整提高韧性; (4) 研究非晶合金及其复合材料的增韧机理。

参考文献

[1] 长征. 块体非晶合金的新进展[J]. 金属功能材料, 2003, 10(1): 20- 23.

[2] INOUE A, MASUMOTO T. Mg-based amorphous alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1993, 173(1- 2): 1- 8.

[3] INOUE A, KATO A, ZHANG T, et al. Mg-Cu-Y amorphous alloys with high mechanical strengths produced by a metallic mold casting method[J]. Mater Trans JIM, 1991, 32(7): 609- 616.

[4] MA H, ZHENG Q, XU J, et al. Doubling the critical size for bulk metallic glass formation in the Mg-Cu-Y ternary system[J]. J Mater Res, 2005, 20(9): 2252- 2255.

[5] ZHENG Q, CHENG S, XU J, et al. Critical size and strength of the best bulk metallic glass former in the Mg-Cu-Gd ternary system[J]. Scripta Mater, 2007, 56(2): 161- 164.

[6] BEAGT, LEESB, KIMNJ. Effect of alloying elements on the crystallization kinetics of Mg-Cu-(Y, Gd) bulk amorphous alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 449- 451: 489 - 492.

[7] MAH, SHILL, XUJ, et al. Discovering in-ch diameter metallic glasses in three-dimensional composition space[J]. Appl Phys Lett, 2005, 87(18): 1915- 1918.

[8] WANGWH. Roles of minor additions in formation and proper-

- ties of bulk metallic glass[J]. Prog in Mater Sci, 2007, 52(4): 540– 596.
- [9] ZHANG Y, GREER A L. Correlations for predicting or brittleness of metallic glasses[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 434– 435: 2– 5.
- [10] BARICCO M, CASTELLERO A, CHIO M D, et al. Thermal stability and hardness of Mg-Cu-Au-Y amorphous alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 434– 435: 183– 186.
- [11] PAN D G, LIU W Y, ZHANG H F. Mg-Cu-Ag-Gd-Ni bulk metallic glass with high mechanical strength[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 438(1– 2): 142– 144.
- [12] ZHANG Q, MA H, MA E, et al. Mg-Cu-(Y, Nd) pseudoternary bulk metallic glasses: The effects of Nd on glass forming ability and plasticity[J]. Scripta Mater, 2006, 55(6): 541– 544.
- [13] PARK E S, KYEONG J S, KIM D H, et al. Enhanced glass forming ability and plasticity in Mg-based bulk metallic glasses[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 449– 451: 225 – 229.
- [14] CHENG Y T, HUNG T H, HUANG J C, et al. Effects of partial replacement of Cu and Y by B in Mg-Cu-Y amorphous alloys[J]. Intermetallics, 2006, 14(8– 9): 866– 870.
- [15] KIM S G, INOUE A, MASUMOTO T. Increase of mechanical strength of a  $Mg_{85}Zn_{12}Ce_3$  amorphous alloy by dispersion of ultrafine hcp-Mg particles[J]. Mater Trans JIM, 1991, 32(9): 875.
- [16] 惠希东, 董伟, 王美玲, 等. 超常塑性  $Mg_{77}Cu_{12}Zn_5Y_6$  块体金属玻璃基内生复合材料[J]. 科学通报, 2006, 51(2): 224– 229.
- [17] 惠希东, 陈国良. 块体非晶合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2007.
- [18] SOUBEYROUX J L, PUECH S, DONNADIEU P, et al. Synthesis and mechanical behavior of nanocomposite Mg-based bulk metallic glasses[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 434– 435: 84– 87.
- [19] MA H, XU J, MA E. Mg-based bulk metallic glass composites with plasticity and high strength[J]. Appl Phys Lett, 2003, 83(14): 2793– 2795.
- [20] XU Y K, XU J. Ceramics particulate reinforced  $Mg_{66}Cu_{20}Zn_5Y_{10}$  bulk metallic glass composites[J]. Scripta Mater, 2003, 49(9): 843– 848.
- [21] LI J Q, WANG L, ZHANG H F, et al. Synthesis and characterization of particulate reinforced Mg-based bulk metallic glass composites[J]. Materials Letters, 2007, 61(11– 12): 2217– 2221.
- [22] JANG J S C, CHANG L J, YOUNG J H, et al. Synthesis and characterization of the Mg-based amorphous/nano  $ZrO_2$  composite alloy[J]. Intermetallics, 2006, 14(8– 9): 945– 950.
- [23] 孙国元, 陈光, 孙强金. Mg-TM-Ln 型镁基纳米结构材料研究[J]. 稀土, 2004, 25(5): 51– 56.
- [24] PAN D G, ZHANG H F, WANG A M, et al. Enhanced plasticity in Mg-based bulk metallic glass composite reinforced with ductile Nb particles[J]. Appl Phys Lett, 2006, 89(26): 1904– 1907.
- [25] INOUE A, ZHANG T, TAKENCHI A. Ferrous and nonferrous bulk amorphous alloys[J]. Materials Science Forum, 1997, 269– 272: 855– 864.
- [26] NIEH T G, LIU C T. Reflections on the fourth international conference on bulk metallic glasses[J]. Intermetallics, 2006, 14(8– 9): 855– 856.
- [27] TURNBULL D. Under what conditions can a glass formed[J]. Contemporary Physics, 1969, 10(5): 473– 479.
- [28] INOUE A, ZHANG T, MASUMOTO T. Glass forming ability and properties of Zr/Nb-based bulk metallic glasses[J]. Journal of Non-crystalline Solids, 1993, 473: 156– 158.
- [29] LU Z P, LIU C T. A new glass forming ability criterion for bulk metallic glasses[J]. Acta Mater, 2002, 50(13): 3501– 3512.
- [30] LIU W Y, ZHANG H F, WANG A M, et al. New criteria of glass forming ability, thermal stability and characteristic temperatures for various bulk metallic glass systems[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 459(1– 2): 196– 203.
- [31] DU X H, HUANG J C, LIU C T, et al. New criterion of glass forming ability for bulk metallic glasses[J]. J Appl Phys, 2007, 101(8): 086108– 1– 3.
- [32] LU Z P, BEI H, LIU C T. Recent progress in quantifying glass forming ability of bulk metallic glasses[J]. Intermetallics, 2007, 15(5– 6): 618– 624.
- [33] CORDELIA S. Bulk metallic glasses overcome brittleness: Mechanical properties[J]. Materials Today, 2007, 10(5): 13– 15.
- [34] LIU Y H, WANG G, WANG R J, et al. Super plastic bulk metallic glasses at room temperature[J]. Science, 2007, 315(5817): 1385– 1388.

收稿日期: 2007-11-12; 修订日期: 2008-03-27

作者简介: 孙颖迪(1983—), 女, 博士研究生, 研究方向是镁基非晶态合金, 联系地址: 南京航空航天大学御道街 29 号 268 号信箱 (210016)。E-mail: ydsun@nuaa.edu.cn

## 碳纳米管可提高油田产量

日本信州大学的科学家开发出在石油工业中使用碳纳米管来提高油田产量的技术, 有望实现产量大幅度提高。研究小组负责人远藤守信说: “在钻井系统中使用碳纳米管可以开采到蕴藏在更深处的石油, 将油井的产量提高 35% 到 70%。”远藤说, 高温和高压是影响油田产量的主要障碍, 在石油开采过程中, 在钻探杆中使用碳纳米管能够使钻井工具承受 260 °C 的高温 and 2400 kg/cm<sup>2</sup> 的压力。他预计, 这项新技术可在两年内用于石油生产。