

# 块体非晶材料的研究动态与发展展望

黄文军<sup>1</sup>, 寇生中<sup>1,2</sup>, 李娜<sup>1</sup>, 吴参军<sup>1</sup>, 索红莉<sup>2</sup>

(1.兰州理工大学甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室,兰州 730050;

2.北京工业大学材料学院,国家教育部功能材料重点实验室,北京 100022)

**摘要** 介绍了非晶合金国内外发展历史,并从块体非晶合金材料形成的成分与结构条件、热力学条件和动力学条件等方面阐述了块体非晶合金形成和稳定存在的机制,较全面地列出并介绍了目前块体非晶合金材料的制备方法,并总结了非晶合金的性能特征和应用现状。

**关键词** 非晶合金;形成机制;性能;应用

**中图分类号** :TG139+.8; **文献标识码** :A; **文章编号** :1006-9658(2010)05-5

非晶态合金又称为金属玻璃,具有长程无序、短程有序的亚稳态结构特征。固态时其原子的三维空间呈拓扑无序排列,并在一定温度范围内这种状态保持相对稳定<sup>[1]</sup>。与传统的晶态合金相比,非晶合金具备很多优异的性能,如高强度、高硬度、耐磨和耐腐蚀等,因而引起人们极大的兴趣。

## 1 非晶合金的发展历程

自1960年加州理工学院的P.Duwez小组采用液态喷雾淬冷法以 $10^6\text{K/s}$ 的冷却速率从液态急冷获得Au-Si非晶合金以来<sup>[2]</sup>,人们主要通过提高冷却速度的方法来获得非晶态结构。由于受到高的临界冷却速率的限制,只能获得低维的非晶材料(非晶粉、丝、薄带等),这在很大程度上限制了非晶的应用,特别是阻碍了对其力学、物理等性能的研究。

20世纪80年代末90年代初,日本东北大学(Tohoku University)的T.Masumoto和A.Inoue等人发现了具有极低临界冷却速率的多元合金系列,如Mg-TM-Ln<sup>[3-5]</sup>, Ln-Al-TM<sup>[5,7]</sup>, Zr-Al-TM<sup>[8]</sup>, Hf-Al-TM<sup>[9]</sup>, Ti-Zr-TM<sup>[10]</sup>(Ln为镧系元素,TM为过渡族元素)。1993年W.L.Johnson等人发现了具有临界冷却速率低达 $1\text{K/s}$ 的Zr基大块非晶合金<sup>[11]</sup>。经过二十多年的发展,非晶从只有几个微米到现在的厘米级别,现在已经有6个体系(锆基:  $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10.0}\text{Be}_{22.5}$ <sup>[11]</sup>,  $\text{Zr}_{55}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5\text{Cu}_{30}$ <sup>[12]</sup>; 铂基:  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ <sup>[13]</sup>; 钇基:  $\text{Y}_{36}\text{Sc}_{20}\text{Al}_{24}\text{Co}_{20}$ <sup>[14]</sup>; 钨基:  $\text{Pt}_{57.5}\text{Cu}_{14.7}\text{Ni}_{5.3}\text{P}_{22.5}$ <sup>[15]</sup>; 镁基:  $\text{Mg}_{54}$

$\text{Cu}_{26.5}\text{Ag}_{8.5}\text{Gd}_{11}$ <sup>[16]</sup>)临界尺度达到了20mm。

对非晶态的大量研究表明,非晶合金中不存在晶界、位错、层错等晶体缺陷,非晶合金具有传统的晶态金属所不具有的诸多优良性能,如良好的机械、物理、化学性能以及磁性能<sup>[17]</sup>。鉴于大块非晶合金优良的力学、化学及物理性能以及在电子、机械、化工、国防等方面具有广泛的应用前景,大块非晶合金的研制就具有重要的技术和经济价值,是一个具有广阔发展前景的研究领域。

## 2 块体非晶合金的形成机理

### 2.1 合金的形成特点

合金熔体形成非晶态合金的过程与凝固结晶过程有较大的不同。非晶态合金在凝固时,随着冷速的增大和温度的降低,熔体连续地和整体地凝固成非晶合金。而晶态合金在凝固时,晶体的形成经历了形核和长大两个阶段,并且通过固液界面的运动从局部到整体逐步凝固结晶。

### 2.2 形成条件

按照传统的凝固理论,熔融的金属与合金在冷却过程中如果抑制了非均匀形核并跨越结晶区而被“冻结”,即可获得非晶态。要使金属或合金获得玻璃态组织,首先应使其熔体具有有利于形成玻璃态的合理结构,使原子在随后的冷却过程中重新排列较为困难。这种结构与合金的种类、组元原子半径差及原子间结合的本性有关,取决于非晶形成过程中的热力学和动力学。其次,应有适当高的冷却速率,减少或消除异质形核。以上分别为非晶形成的内部和外部条件,下面分别从结构条件、热力学条件以及动力学条件等方面详细论述。

收稿日期 2010-05-20

文章编号 2010-077

作者简介 黄文军(1984-),男,在读研究生,研究方向:块状非晶及其复合材料的研究

2.2.1 结构条件

结构条件是影响非晶合金形成的主要因素。组元原子的半径差别越大,原子在无序密集排列时的密度越大,越有利于组成密集随机堆垛结构,位形改变就越困难,则越容易形成非晶。

2.2.2 热力学条件

根据热力学原理,合金系统由液相向固态转变时自由能变化可表述为  $\Delta G = \Delta H - T\Delta S$ 。这里  $\Delta H$  和  $\Delta S$  分别为从液相转变为固相的焓变和熵变。如果合金从液相发生结晶转变时的自由能变化很小,则这个过程的热力学驱动力就小,不容易发生结晶转变,而更容易形成非晶。为了降低  $\Delta G$ ,应使系统形成非晶的  $\Delta H$  减小  $\Delta S$  增大。多组元会使  $\Delta S$  提高,原子的密集随机堆垛会使  $\Delta H$  降低,并增加固/液界面能。原子间大的负混合焓和较大的原子半径差都会使原子的密集程度增加而降低  $\Delta H$ ,这是 Inoue<sup>[18]</sup>所提出的三条经验法则的热力学基础。

2.2.3 动力学条件

从动力学的观点来看,讨论非晶合金形成的关键问题不是材料从液态冷却时是否会形成非晶,而是讨论在什么条件下能使液态金属冷却到玻璃转变温度以下而不发生明显的结晶。因此,分析非晶形成的动力学与分析结晶的动力学所要考虑的因素是一致的。假设合金体系符合均质形核的条件,Turnbull<sup>[19]</sup>认为,在不同的过冷度下,如果最大成核  $I_{\max}$  小于 1,结晶过程就易被抑制而形成非晶态。均质形核率  $I$  与线性生长率  $U$  可表示为:

$$I = \frac{K_n}{\eta(T)} \exp\left[-\frac{16\pi}{3} \frac{\alpha^3 \beta}{T_r(\Delta T_r)^2}\right] \quad (1)$$

$$U = \frac{K'_n}{\eta(T)} [1 - \exp(-\frac{\beta \Delta T_r}{T_r})] \quad (2)$$

式中  $T_r = \frac{T_g}{T_m}$ , 为约化温度;

$\Delta T_r = 1 - T_r$ , 为约化过冷度;

$K_n = \frac{N_s k T}{3\pi a_0^3}$ , 为成核率的动力学参数;

$K'_n = \frac{fkT}{3\pi a_0^3}$ , 为生长率的动力学参数;

$\alpha = \frac{(HV^2)^{\frac{1}{3}} \sigma_{sl}}{\Delta H_m}$ , 为约化表面张力;

$\beta = \frac{\Delta H_m}{RT_m} = \frac{\Delta S_m}{R}$ , 为约化溶解焓;

$\eta(T)$ ——温度  $T$  时的剪切粘度;

$\alpha_0$ ——原子平均直径;

$f$ ——固相表面上有利于原子沉积或去除的位置数。

从以上两式中可以看出,影响  $I$ 、 $U$  的因素主要有三个:  $\eta(T)$ 、 $\alpha$  及  $\beta$ 。 $\eta$  增大将减小  $I$  和  $U$  值,有利于形成非晶态。因为根据 Stokes-Einstein 方程  $D = \frac{kT}{3\pi a_0 \eta}$ , 在其它有关参数一定时  $\eta$  与扩散系数  $D$  成反比。所以合金熔体的粘度越大,特别是随着熔体温度的下降粘度增长得越快,熔体在凝固时通过原子扩散满足形核结晶时所需要的结构与成分条件也就越困难,因而越有利于金属玻璃的形成。块状非晶合金液相中存在大量异类原子偏聚局域结构及原子紧密堆垛结构,这些结构将大大增加液相的粘度,因此,非晶形成能力强。 $\alpha\beta^{\frac{1}{3}}$  影响  $I$  值。当  $\alpha\beta^{\frac{1}{3}}$  增加时,  $I$  急剧下降;当  $\alpha\beta^{\frac{1}{3}}$  小于 0.25 时  $I_{\max}$  大于  $10^{30}$  ( $\text{cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$ ), 即无法抑制结晶;而  $\alpha\beta^{\frac{1}{3}}$  大于 0.9 时,此时  $I_{\max}$  小于 1,液体在任何冷却速率下都会形成非晶。 $\alpha\beta^{\frac{1}{3}}$  增加意味着  $\sigma_{sl}$  及  $\Delta S_m$  的增加和  $\Delta H_m$  的减小,有利于形成非晶,这和热力学中分析的结果是一致的。块状非晶合金采用原子尺寸差异较大的多组元组合,使该系统的固液界面能提高,结晶生核率很低,结晶生长速率也很低,非常显著地抑制了液态冷却过程中的结晶形核与长大,使该系统很容易形成块状非晶合金。

2.3 形成判据

从非晶合金的发展历史看,每出现一个非晶合理的判定参数,就会极大地促进非晶合金的发展。下面有几个参数,是用来表征非晶合金的玻璃形成能力的。

2.3.1 临界冷却速度  $R_c$

对一定成分的合金,只有凝固冷却速度大于一定的临界冷却速度  $R_c$  时才能形成金属玻璃(非晶合金),所以  $R_c$  是非晶合金为了避免产生晶态象所需的最低冷却速度,最能直接反映非晶的形成能力。 $R_c$  越小,所制备的非晶的尺寸就越大,非晶的形成能力就越强,它与非晶的尺寸关系可以用下式来表达<sup>[20]</sup>

$$R_c(K/s) = 10/t^2 \quad (3)$$

式中  $t$  为所能制备试样的尺寸。可以看到试样尺寸增加一个数量级,对等的是临界冷却速率要降低两个数量级。

2.3.2 约化玻璃转变温度  $T_{rg}$

约化玻璃转变温度  $T_{rg}$  (the reduced glass temperature) 的理论基础是 Turnbull 形核理论。其定义为玻璃转变温度  $T_g$  和合金熔点  $T_m$  的比值。根据 Turnbull 的分析<sup>[21]</sup>,  $T_{rg} \geq 2/3$  在时,液体只能在很窄的温度

范围内缓慢结晶。在实际的合金体系中,  $T_g$  随合金成分变化很小, 所以较高的  $T_g$  值总是和较低的  $T_m$  值联系在一起, 这意味着这种合金存在一个深的共晶点, 表明具有深共晶点的合金往往对应着较高的非晶形成能力<sup>[22, 23]</sup>。

### 2.3.3 过冷液相区 $\Delta T$

如果合金的过冷液态比较稳定, 在连续加热的 DSC 曲线上可观察到过冷液态温度区间, 即  $\Delta T_x$ 。  $\Delta T_x$  定义为非晶相的晶化起始温度( $T_x$ )与玻璃转变温度( $T_g$ )之差值, 即  $\Delta T_x = T_x - T_g$ 。它反映了合金在过冷液态抵抗晶化的热稳定性, 是判断非晶形成能力的一个经验参数。一般认为  $\Delta T_x$  越大, 过冷液体不发生晶化现象的时间越长, 说明形核或晶相生长的阻力大, 使非晶形成能力得以提高<sup>[24]</sup>。

## 3 块体非晶合金的制备方法

### 3.1 水淬法

水淬法是将合金置于石英管中, 熔化后连同石英管一起淬入流动水中, 以实现快速冷却, 形成大块非晶合金。实现这个过程有两种途径: 一种是将石英管置于封闭的保护气氛系统中进行加热(石英管口敞开), 同时水淬过程也是在封闭的保护气氛系统中进行; 另一种是将石英管直接在空气中加热(石英管口须封闭), 管内须充入保护气体, 待合金熔化后再将石英管淬入流动水中。

### 3.2 电弧熔炼铜模吸铸法

在惰性气体保护下用电弧迅速将合金加热至液态, 然后利用负压将熔融合金直接吸入循环水冷却的铜模中, 利用水冷铜模导热快实现快速冷却, 以获得大块非晶合金。该法是在气氛压力与大气压接近的保护气氛体系中熔炼合金, 所以没有明显的气孔; 由液态转入冷却模的时间较短, 能达到较高的冷却速率, 工艺过程比较简单, 也易于操作。

### 3.3 感应加热铜模浇铸法

该法是将合金置于底端开孔的石英管中, 通过电感线圈在合金中产生的涡流使得合金迅速熔化。由于表面张力使液态合金不会自动滴漏, 故需要从石英管顶部外加一个正气压将其吹入铜模。

### 3.4 射流成型法

射流成型法是将母合金置于底部有小孔的石英管中, 将母合金熔化后, 在石英管上方导入氢气, 液态母合金在压力的作用下从小孔中喷出, 注入下方的水冷铜型腔内, 使其快速冷却而得到非晶合金。

### 3.5 压力铸造法

首先将合金在熔化腔中熔化, 然后将熔化的合

金以一定速度和压力压入金属型腔中, 以实现快速冷却而形成大块非晶合金。由于液态金属对金属型腔的充填速度很快, 并保持较大的压力, 与金属型铸造相比, 这种方法具有更快的冷却速率, 更有利于形成大块非晶合金。用这种方法还可以直接制作形状较复杂的大块非晶合金零件。

## 4 块体非晶合金材料的性能与应用

Inoue<sup>[25]</sup>归纳了块体非晶合金的 13 项特性及与之对应的 13 项可能的应用, 如表 1 所示。这些应用领域, 有的已经投入商业应用, 有的仍然在研究阶段。

表 1 块体非晶合金的性能及应用

基本性能	应用领域
高强度	高性能结构材料
高硬度	光学精密材料
高断裂韧性	连接材料
高冲击断裂性	切削材料
高疲劳强度	工具材料
高弹性能	模具材料
高抗腐蚀性	耐腐蚀材料
高耐磨性	复合材料
高黏滞流动性	生物医学材料
高弯曲比	体育用品
优良软磁性	软磁材料
高频磁导率	复写材料
高磁致伸缩	高磁致伸缩材料

晶体材料的原子是按一定的周期性规则排列的, 这种排列方式称之为长程有序排列。由于原子排列的方向性, 晶体材料的各种物理性能具有各向异性(多晶材料的各向同性是由于晶粒趋向杂乱而造成的伪各向同性)。而非晶合金中原子排列不具备长程有序, 其排列是杂乱无章的, 仅在纳米尺度存在有序结构, 这种有序称之为短程有序或中程有序。另外, 非晶合金中不存在类似于晶界等界面缺陷。这些独特的结构特征使非晶合金具有完全不同于晶体材料的优异性能, 从而表现出高强度、高韧性、高耐腐蚀性和高磁导率等优异的力学、物理与化学性能, 以及高精度成形加工性等特点。作为一种新型结构与功能材料, 非晶合金已经在信息与电子器件、精密机械、航空航天器件和体育运动器械等领域开始得到应用, 它的优异性能还使其在人体生物材料和化工等领域显示出重要的应用价值。

大块非晶合金的强度和硬度极高, 如钴基大块非晶合金的强度可达 5100MPa<sup>[18]</sup>, 铁基 4300MPa<sup>[26]</sup>,



镍基约 3500MPa<sup>[27]</sup>, 钴基约 2000MPa<sup>[28]</sup>, 镁基 1000MPa<sup>[29]</sup>, 远高于传统的晶态合金(超级钢的强度也仅在 1500MPa 左右)。有些大块非晶合金体系的断裂韧性值接近于韧性的晶态合金, 比如钴基可达到 86MPa/m<sup>0.5</sup><sup>[30]</sup>。大块非晶合金的弹性模量很低, 弹性极限很大(一般在 2%左右), 加之强度很高, 因而它们储存弹性能的能力非常强, 可高达 20MJ/m<sup>3</sup><sup>[31]</sup>。而常用的晶态合金仅能够储存小于 7MJ/m<sup>3</sup> 的弹性能<sup>[31]</sup>。另外, 大块非晶合金具有优异的能量传递性能<sup>[28]</sup>, 可以用来生产高弹性的产品。如图 1(a)所示的高尔夫球杆上的击球头就是用一种钴基大块非晶合金制作的, 它可以将接近 99%的能量传递到球上, 其击球距离明显高于其它材料(如钛合金)制作的球杆。此外, 利用大块非晶合金高弹性的特点还可以制作复合装甲夹层, 它可以延长子弹与装甲之间的作用时间, 从而减少冲击。大块非晶合金还可以应用到电子、通讯等领域, 例如用超塑性成型方法加工电子产品的外壳和小零件<sup>[32]</sup>(见图 1(b)、图 1(c)), 它们具有非常漂亮的金属光泽, 市场前景十分诱人。大块非晶合金具有高的动态断裂韧性, 在侵彻金属时具有自锐性, 是目前已发现的最为优秀的穿甲弹芯材料之一<sup>[33]</sup>, 并有望取代原有的贫铀合金。此外, 铁基非晶合金具有优良的软磁性能、很高的饱和磁化强度、高的磁导率及低的磁损耗。国内安泰公司生产的铁基非晶合金条带已经成功地用于生产低能耗的变压器。大块非晶合金优良的抗腐蚀能力使其有望在海洋产业中得到大规模应用。在医学方面, 大块非晶合金已经用于生产医疗器械<sup>[38]</sup>, 而且还是很有潜力的生物材料, 可

用于制造人造骨骼, 人工牙根等。

大块非晶合金的一个重要特性是具有宽的过冷液相区, 某些合金可超过 100K。在过冷液相区可获得理想的牛顿流动, 表现出超塑性变形能力, 能获得的最大伸长率可达到 15000%<sup>[34]</sup>; 大块非晶合金在过冷液相区内的流变应力最大只有几十 MPa, 因此可以实施纳米级精密净成型。这些特性使大块非晶合金在精密机械、微型机械和纳米技术等有很好的应用前景<sup>[35, 36]</sup>, 这对于晶态的金属或合金材料在需要保持最终的材料性能不变的情况下是无法实现的。

大块非晶合金具有比较稳定的过冷液相区, 同时相对于传统的氧化物玻璃又具有较好的导电性, 因而, 大块非晶合金为研究过冷液相区的物理性能提供了很好的载体<sup>[37]</sup>。玻璃转变问题涉及了从液体至玻璃的所有问题, 包括液体的弛豫、热玻璃转变和玻璃态的本质, 然而, 关于玻璃转变的本质, 到目前为止, 人们仍然不是很清楚。按结合键的类型进行分类, 非晶合金是典型的金属键玻璃, 它的结构单元最接近于球体, 属于结构最简单的玻璃。硬球随机致密堆积模型和分子动力学模拟中的 Lennard-Jones 颗粒模型是理论研究玻璃转变最简单和最常用的模型, 许多理论都建立在这些模型基础上, 例如自由体积、Glarum 缺陷和协同性理论都是认为材料的结构单元存在于一个壳中。由于具有相对简单的结构和相对稳定的过冷液相区, 大块非晶合金可以作为研究玻璃转变现象的理想材料, 它的出现为研究玻璃、液体性能和玻璃转变提供了充分的时间和温度窗口。

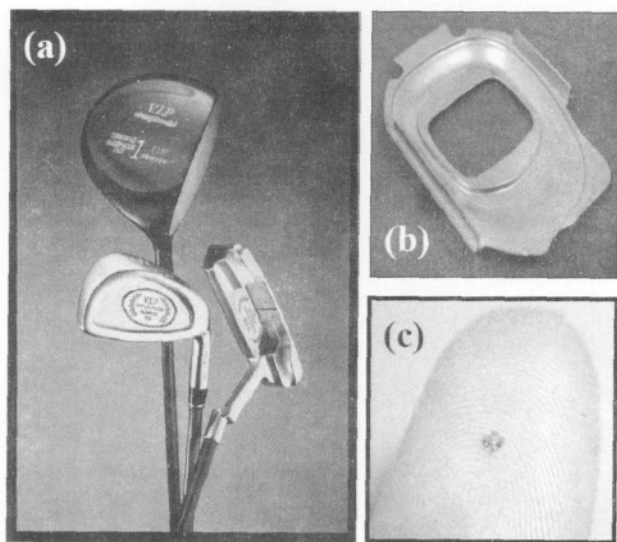


图 1 大块非晶合金生产的产品

(a) 已商业化的高尔夫球头, 有的球头表面材料为 Zr 基块体非晶  
(b) 用块体非晶制备的手机的外壳  
(c) 放在手指上的由块体非晶制备的微小齿轮

### 参 考 文 献

- [1] 何圣静, 高莉如. 非晶态材料及其应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 1987:61-107.
- [2] W.Klement, Jun.R.H.Wiliens and P.Duwez. Non-crystalline Structure in Solidified Gold-Silicon Alloys. Nature, 1960(9) 869.
- [3] Akihisa Inoue, Masayoshi Kohinata, An-Pang Tsai, Tsuyoshi Masumoto. Mg-Ni-La Amorphous Alloys with a Wide Supercooled Liquid Region. Materials Transactions, JIM.1989, 30(5) 378-381.
- [4] Sung Gyoo Kim, Akihisa Inoue, Tsuyoshi Masumoto. High Mechanical Strengths of Mg-Ni-Y and Mg-Cu-Y Amorphous Alloys with a Wide Supercooled Liquid Region. Materials Transactions, JIM.1990, 31(11) 929-934.
- [5] A.Inoue, T.Nakamura, N.Nishiyama and T.Masumoto. Mg-Cu-Y Bulk Amorphous Alloys with High Tensile Strength Produced by a High-pressure Die Casting Method. Materials Transactions, JIM.1992, 33(10) 937-945.
- [6] Akihisa Inoue, Tao Zhang, Tsuyoshi Masumoto. Al-Na-Ni Amorphous Alloy with a Wide Supercooled Liquid Region. Materials Transactions

- tions JIM.1989 30(12) 965-972.
- [7] A.Inoue ,H.Yamaguchi ,T.Zhang ,T.Masumoto.AI-La-Cu Amorphous Alloys with a Wide Supercooled Liquid Region.Materials Transactions JIM. 1990 31(2) :104-109.
- [8] Akihisa Inoue ,Tao Zhang ,Tsuyoshi Masumoto.Glass-forming Ability of Alloys.Journal of Non-Crystalline Solids ,1993 :156-158 473-480.
- [9] Akihisa Inoue ,Nobuyuki Nishiyama ,Kenji Amiya ,Tao Zhang ,Tsuyoshi Masumoto.Ti-based Amorphous Alloys with a Wide Supercooled Liquid Region.Materials Letters ,1994 ,19 :131-135.
- [10] Amiya K. ,Nishiyama N. ,Inoue A. ,Masumoto T.Mechanical strength and thermal stability of Ti-based amorphous alloys with large glass-forming ability.Materials Science&EngineeringA ,1994 ,179-180 692-696.
- [11] Peker ,W.L.Johnson ,U.S.Patent No.1994 5288344
- [12] Akihisa Inoue and Tao Zhang ,Fabrication of Bulk Glassy  $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$  Alloy of 30 mm in Diameter by a Suction Casting Method. Materials Transactions JIM ,1996 37(2) :185-187.
- [13] A.Inoue ,N.Nishiyama ,H.Kimura.Mater.Trans.JIM ,1997 38 :181-184.
- [14] Guo S.J.Poon and G.J.Shiflet.Appl.Phys.Lett.2003 83 2575-2577.
- [15] J.Schroers and W.L.Johnson.Appl.Phys.Lett.2004 84 3666-3668.
- [16] H.Ma ,L. L. Shi , J. Xu ,Y. Li and E. Ma:Appl. Phys. Lett.2005 87 :181915-181917.
- [17] Luborsky F.E.非晶态金属合金.柯成 ,唐与湛 ,罗阳 ,等译.北京:冶金工业出版社 ,1989.
- [18] A.Inoue ,Acta.Mater 2000 48:27.
- [19] D.Turnbull.Contem Phys. ,1969(10):473
- [20] X.H.Lin and W.L.Johnson ,J.Appl.Phys. ,1995(7)
- [21] Askkelang ,D.R. in Science and engineering of material.PWS publishing ,boston ,1994 :152.
- [22] H.A.Davies in:B.Cantor (Ed.) ,Rapidly Quenched Metals.Part III , Metal Society ,London ,vol.1 ,1978 ,1.
- [23] H.A.Davies ,Phys.Chem.Glasses ,1976 ,17:159
- [24] Y.Li , S.C.Ng , C.K.Ong , H.H.Hng and T.T.Goh , Scr.Met.Mater. , 1997 36:783.
- [25] Inoue A.Stabilization ofmetallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys.ActaMater 2000 48(1):279-306.
- [26] D.B.Miracle.A structural model for metallic glasses.Nat.Mater 2004 (3) 679-702.
- [27] C.T.Chang ,B.L.Shen and A.Inoue.FeNi -based bulk glassy alloys with superhigh mechanical strength and excellent soft -magnetic properties.Appl.Phys.Lett. 2006 89 051912-051912-3.
- [28] Y.H.Liu ,G.Wang ,M.X.Pan ,P.Yu ,D.Q.Zhao ,W .H.Wang.Deformation behaviors and mechanism of Ni-Nb-Ta bulk metallic glasses with high strength and plasticity.J.Mater.Res.2007 22 869-875.
- [29] A.Inoue.Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys.Acta Mater.2000 48 279-306.
- [30] H.Ma ,J.Xu ,E.Ma.Mg -based bulk metallic glass composites with plasticity and high strength.Appl.Phys.Lett.2003 83 2793-2795.
- [31] X.K.Xi ,D.Q.Zhao ,M.X.Pan ,W.H.Wang ,Y.Wu ,J.J.Lewandowski.Fracture of brittle metallic glasses :brittleness or plasticity.Phys.Rev.Lett.2005 94 :125510-125514.
- [32] J.Eckert ,G He ,Z.F.Zhang ,W.Loser.Relationships governing the grain size of nanocrystalline metals and alloys.J.Metastable and Nanocrystalline Mater.2004 20-21 357-365.
- [33] R.D.Conner ,R.B.Dandilker ,V.Struggs ,W.L.Johnson.Dynamic deformation behavior of tungsten-fiber/metallic-glass matrix composites.Int.J.Impact.Eng.2000 24 435-444.
- [34] A.Inoue.Stabilization and high strain-rate superplasticity of metallic supercooled liquid.Mater.Sci.Eng. ,1999 A267 :171-183.
- [35] T.G.Nieh ,J.Wadsworth.Homogeneous deformation of bulk metallic-glasses.Scdrpta Mater.2006 54.387-392.
- [36] J.Schroers.The superplastic forming of bulk metallic glasses (Overview).JOM 2005(5) 34-39.
- [37] B.Zhang ,D.Q.Zhao ,M.X.Pan.Amorphous metallic plastic Phys.Rev.Lett.2005 27 205502-205502-4.

## The Research Trends and Developing Prospect for Bulk Amorphous Material

HUANG WenJun<sup>1</sup> ,KOU ShengZhong<sup>1,2</sup> LI Na<sup>1</sup> ,WU CanJun<sup>1</sup> ,SUO HongLi<sup>2</sup>

(1.State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials Lanzhou University of Technology ,Lanzhou 730050 ,Gansu China ;

2.Key Laboratory of Non-ferrous Metal Alloys and Processing the Ministry of Education , Materials College Beijing Technology University ,Beijing 100022 ,Beijing China)

Abstract :Both domestic and foreign development history of bulk amorphous alloys have been introduced. The formation mechanism and the stability of amorphous alloys ,the composition and structure condition to form amorphous alloys materials ,the thermodynamics and kinetics conditions for the preparation of amorphous alloys have been expounded with preparation methods listed and introduced as well as the performance and properties and application of the bulk amorphous alloys have been summarized.

Keywords :Amorphous alloy ;Formation mechanism ;Performance ;Applications