

$(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ 非晶态合金的玻璃形成能力与热稳定性

Glass Forming Ability and Thermal Stability of

$(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ Amorphous Alloys

贺自强¹, 王新林², 全白云², 赵振业¹, 李 志¹

(1 北京航空材料研究院, 北京 100095; 2 钢铁研究总院, 北京 100081)

HE Zi-qiang¹, WANG Xin-lin²,

QUAN Bai-yun², ZHAO Zhen-ye¹, LI Zhi¹

(1 Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095,

China; 2 Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

摘要: 采用 XRD, TEM, DSC 研究了 $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4, 6, 8$) 非晶态合金的玻璃形成能力和热稳定性, 讨论了非晶态合金玻璃形成能力的表征, 探讨了 Mo 对玻璃形成能力和热稳定性的作用机理。结果表明: Mo 的加入可提高 $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80}\text{B}_{20}$ 合金的玻璃形成能力和热稳定性; T_x/T_m 可用于表征 $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ 非晶态合金的玻璃形成能力; 合金组元数目增多、原子尺寸比增大及负混合热是 Mo 提高玻璃形成能力的主要原因。

关键词: $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ 非晶态合金; 玻璃形成能力; 热稳定性

中图分类号: TB383 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)09-0014-04

Abstract: Glass forming ability and thermal stability of $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4, 6, 8$) amorphous alloys were studied by XRD, TEM and DSC. Furthermore, the expression of glass forming ability and the effects of Mo addition on glass formation and thermal stability of $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ amorphous alloys were discussed. The results show that the addition of Mo in $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80}\text{B}_{20}$ alloy causes improvement in glass forming ability and thermal stability, which is ascribed to the increase of both the components number and the difference in atomic size of components, and the negative heats of mixing. T_x/T_m is reasonable for indicating the glass forming ability of $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ amorphous alloys.

Key words: $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ amorphous alloys; glass forming ability; thermal stability

在“过渡金属-类金属”型非晶态合金中, 过渡金属元素(如 Fe, Co, Ni, Pd 等)决定了合金的类别及基本特性, 类金属元素(如 B, Si, P, C)主要提高合金的玻璃形成能力。为了进一步改善合金的玻璃形成能力和性能, 可加入一些具有不同原子半径和负混合热的过渡金属元素(如 Mo, W, Nb, Ta, Cr, Mn, Cu, Ti, Zr 等)作为溶质组元, 如 $(\text{Fe}_{0.75}\text{B}_{0.15}\text{Si}_{0.1})_{96}\text{Nb}_4$ ^[1], $(\text{Ni}_{0.75}\text{Si}_{0.08}\text{B}_{0.17})_{96}\text{Nb}_4$ ^[2], $(\text{Ni}_{0.75}\text{Si}_{0.08}\text{B}_{0.17})_{96}\text{Ta}_4$ ^[2], $\text{Fe}_{61}\text{Co}_{7}\text{Zr}_{10}\text{Mo}_{0.5}\text{W}_{2}\text{B}_{15}$ ^[3], $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ ^[4] 等。这些过渡金属的种类、含量及其配合对非晶态合金的玻璃形成能力和热稳定性具有重要作用。

玻璃形成能力及其表征是非晶态合金研究的重要内容之一。目前, 研究工作主要集中在块体非晶态合金, 而对 $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ 等普通非晶态合金(冷

却速率为 $10^5 \sim 10^6 \text{ K/s}$) 研究较少。由于二者的晶化行为存在明显差异, 故有必要对普通非晶态合金的玻璃形成能力及其表征参数进行研究。

本工作研究了过渡金属元素 Mo 对 $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ 非晶态合金玻璃形成能力和热稳定性的影响, 讨论了非晶态合金玻璃形成能力的表征, 探讨了 Mo 对玻璃形成能力和热稳定性的作用机理。

1 实验方法

实验用合金成分为 $(\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4, 6, 8$)。原材料的质量分数分别为: Fe 99.86%, Ni 99.96%, Mo 99.97%, 硼铁 99.57% (Fe+B)。

采用真空感应熔炼母合金, 通 Ar 气保护。在石

英玻璃管内感应加热重熔母合金, 采用铜辊旋淬法制备非晶态合金带材。铜辊转速为 25m/s。带材厚度约 30μm, 宽度 10mm。

用 PHILIPS APD-10 型 X 射线衍射仪(Co-K_α) 检测非晶态结构, 用 H-800 型透射电镜进行明场观察和电子衍射分析, 用 NETZSCH STA 409C 型同步热分析仪测试合金的晶化行为, 用 NETZSCH DSC 404C 型差示扫描量热仪测试合金的熔化行为。

2 实验结果

2.1 非晶态结构检测

图 1 是(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀非晶态合金的 X 射线衍射图, 均为漫散的衍射峰。图 2 是(Fe_{0.5}Ni_{0.5})₇₈Mo₂B₂₀合金的 TEM 明场像和电子衍射花样, 显示无衬度特征(图 2a)和宽化了的漫散环(图 2b)。可见, 当 Mo 含量从 0% 变化到 8% (原子分数, 下同) 时, 均可得到非晶态结构。说明(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ 非晶态合金具有较宽的成分范围。

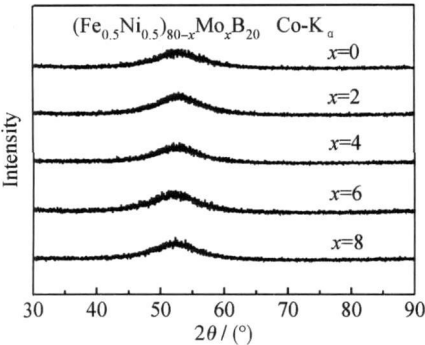


图 1 (Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀非晶态合金的 X 射线衍射谱
Fig. 1 XRD patterns of (Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ amorphous alloys

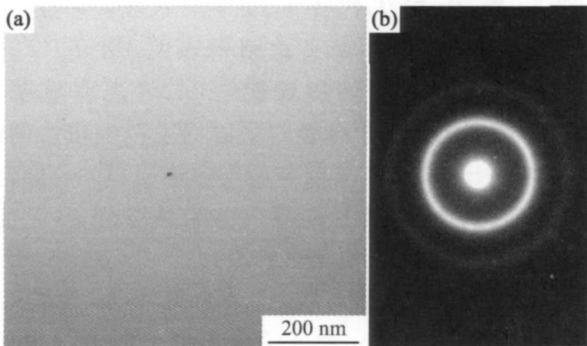


图 2 (Fe_{0.5}Ni_{0.5})₇₈Mo₂B₂₀ 非晶态合金的 TEM 明场像(a) 和 SEAD 花样(b)

Fig. 2 Bright field TEM image (a) and its corresponding SEAD pattern (b) of (Fe_{0.5}Ni_{0.5})₇₈Mo₂B₂₀ amorphous alloy

在多元非晶态合金的成分设计中, 通常选择一个主组元, 然后加入其他组元以提高合金的玻璃形成能力和性能。但人们对包含多个主组元的多元合金的玻璃形成能力却知之甚少, 这类合金通常位于相图的中间位置。Cantor 及 Kim 等^[5,6] 提出了具有宽的成分范围的新型多元非晶态合金的成分设计方法——等原子替代法, 即从感兴趣的合金成分出发, 用具有化学相似性的多个组元等原子(Equiatomic) 或近似等原子(Near-equiatomic) 取代原合金中的单一组元。(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ 包含两个具有化学相似性的主组元(Fe 和 Ni), 用等原子替代法可解释其较宽的成分范围(Mo= 0%~ 8%)。

2.2 热学性能

(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ 非晶态合金的 DSC 曲线见图 3 和图 4。图 3 显示合金加热时的晶化情况。可见, (Fe_{0.5}Ni_{0.5})₈₀B₂₀ 中加入 Mo, 晶化过程中出现了两

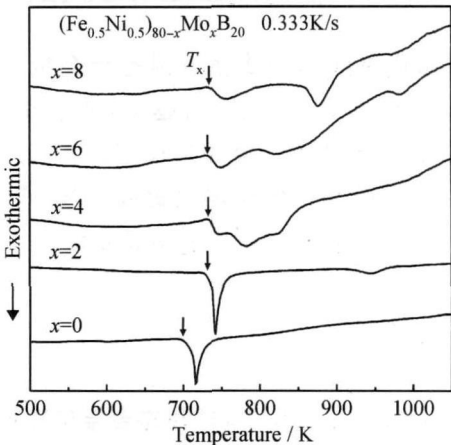


图 3 (Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ 非晶态合金的晶化 DSC 曲线
Fig. 3 DSC curves of (Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ amorphous alloys during devitrification process

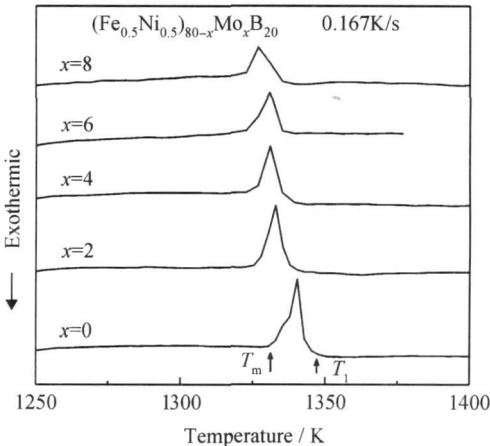


图 4 (Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ 非晶态合金的熔化 DSC 曲线

Fig. 4 DSC curves of (Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ amorphous alloys during melt process

个或两个以上的放热峰,说明晶化相种类增加,晶化模式发生变化,由一步晶化转变为多步晶化。在 DSC 曲线上未能观察到玻璃化转变所引起的基线向吸热方向的偏移,这是由于玻璃转变温度(T_g)与初始晶化温度(T_x)非常接近甚至重合,导致前者无法测试^[7]。

合金的初始晶化温度(T_x)、固相线温度(T_m)、液相线温度(T_l)及其他热性能参数见表 1。由表 1 可知: (1) 在($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$)_{80-x}B₂₀合金中加入 Mo, T_x 升高,

T_m 及 T_l 降低, Mo 含量在 2% ~ 8% 范围内, T_x , T_m 及 T_l 变化不大; (2) 由 $T_l - T_m$ 的数值可知, ($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$)_{80-x}Mo_xB₂₀合金很接近共晶成分, Mo 的加入使合金略微偏离共晶成分; (3) 如果以 T_x/T_m (或 T_x/T_l) 表示约化晶化温度, 则 Mo 的加入使 T_x/T_m (或 T_x/T_l) 升高。当 Mo 含量在 2% ~ 8% 范围内时, T_x/T_m 及 T_x/T_l 变化不大; (4) 随 Mo 含量增加(2% ~ 8%), 晶化热焓(ΔH) 呈下降趋势。

表 1 ($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$)_{80-x}Mo_xB₂₀非晶态合金的热学性能
Table 1 Thermal properties of ($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$)_{80-x}Mo_xB₂₀ amorphous alloys

Alloy	T_x/K	T_m/K	T_l/K	T_x/T_m	T_x/T_l	$T_l - T_m/\text{K}$	$\Delta H/(\text{J} \cdot \text{g}^{-1})$
($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$) ₈₀ B ₂₀	711.2	1338.1	1342.6	0.531	0.530	4.5	105.5
($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$) ₇₈ Mo ₂ B ₂₀	736.8	1327.6	1335.8	0.555	0.552	8.2	121.2
($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$) ₇₆ Mo ₄ B ₂₀	735.1	1327.0	1334.4	0.554	0.551	7.4	123.5
($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$) ₇₄ Mo ₆ B ₂₀	734.8	1325.6	1332.7	0.554	0.551	7.1	66.9
($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$) ₇₂ Mo ₈ B ₂₀	735.7	1325.2	1331.6	0.555	0.552	6.4	64.4

初始晶化温度(T_x)表示非晶态合金抵抗加热晶化的能力。 T_x 越高, 晶化阻力越大, 非晶相越稳定。故可用 T_x 表示非晶态合金的热稳定性。实验结果表明, Mo 的加入使合金热稳定性提高。当 Mo 含量在 2% ~ 8% 范围内时, 热稳定性无明显变化。

3 分析与讨论

3.1 ($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$)_{80-x}Mo_xB₂₀非晶态合金玻璃形成能力的表征

由于非晶态合金的形成机理尚未完全清楚, 故目前还没有一个能够完整、可靠地表征玻璃形成能力的指标。不同研究者从不同角度出发, 提出了不同的表征参数, 如约化玻璃转变温度 T_{rg} ($T_{rg} = T_g/T_m$)^[8], 过冷液相区 ΔT_x ($\Delta T_x = T_x - T_g$)^[9], γ 参数 ($\gamma = T_x/(T_g + T_l)$)^[10] 等。这些参数均含有玻璃转变温度 T_g , 对具有明显过冷液相区的块体非晶态合金是适用的, 但对于加热时无明显 T_g 温度(即不存在过冷液相区)的非晶态合金, 如($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$)_{80-x}Mo_xB₂₀, 则无法应用。

众所周知, 在其他条件不变时, 合金熔化温度(T_m 及 T_l)降低, 过冷液相稳定性增强, 有利于快速凝固过程中非晶态固相的形成, 共晶成分的合金具有较强的玻璃形成能力^[11]。初始晶化温度(T_x)升高意味着非晶态合金热稳定性提高。同时, 由于 $T_g \approx T_x$, 故 T_x 升高也表明合金玻璃形成能力增强。进一步研究表明^[7, 12, 13], 合金内聚能增加引起 T_x 增加, 混合过剩自由能增加导致 T_m 降低。用参数 T_x/T_m (或 T_x/T_l) 能较好地反映熔化温度和晶化温度对玻璃形成能力的影

响。此外, Sakata 等^[14]研究指出, T_x/T_m 越大, 合金熔体中化学短程有序(Chemical Short-Range Order, CSRO)的程度越高。CSRO 的存在有利于非晶相的形成。如果合金熔体中存在大量 CSRO, 那么在凝固过程中, 原子协同式移动将受到阻碍, 原子重排迟缓, 故在足够小的冷速下, 就有可能避免结晶。

因此, T_x/T_m (或 T_x/T_l) 可用于表征非晶态合金的玻璃形成能力, 特别对加热时无明显玻璃转变温度的非晶态合金。 T_x/T_m (或 T_x/T_l) 越大, 玻璃形成能力越强, 反之亦然。

Lu Z P 等^[15]认为, 随溶质原子浓度的增加, 液相线温度 T_l 的变化比固相线温度 T_m 更加明显, 特别是在共晶成分附近。因此, 在玻璃形成能力的表征参数中(如 T_{rg} 和 γ), 用 T_l 代替 T_m 更能反映玻璃形成能力随成分的变化情况。本实验结果表明, 用 T_x/T_m 或 T_x/T_l 表征合金的玻璃形成能力, 二者无明显差别(表 1)。这可能是由于合金的凝固温度范围较小的缘故。应该指出, 对于具有较宽凝固温度范围的合金, 如 Zr 基、Mg 基、Pd 基、RE 基等块体非晶态合金, T_g/T_l 和 T_g/T_m 之间的差异才是明显的。

因此, 根据 T_x/T_m (或 T_x/T_l) 值可知, 在($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$)₈₀B₂₀ 中加入 Mo, 合金的玻璃形成能力提高, 当 Mo 含量在 2% ~ 8% 范围内时, 玻璃形成能力无明显变化。但是, 根据 DSC 曲线和晶化热焓(表 1)得知, 随 Mo 含量增加, 晶化放热峰钝化、变宽, 晶化热焓呈减小趋势。由于($\text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}$)_{80-x}Mo_xB₂₀ ($x = 2, 4, 6, 8$) 系列合金的成分及晶化相接近, 因此, 晶化热焓减小

说明合金的非晶化程度下降,即玻璃形成能力降低^[16]。综合分析认为,(Fe_{0.5}Ni_{0.5})₇₈Mo₂B₂₀非晶态合金具有较高的 T_x/T_m (或 T_x/T_l)值,且晶化热焓较大,晶化峰尖锐,表明其具有较高的玻璃形成能力。

3 2 Mo对(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀非晶态合金玻璃形成能力和热稳定性的作用机理

Greer^[17]提出非晶态合金成分设计的“混乱”原则,即随合金组元数目增多及组元原子尺寸差增大,合金的玻璃形成能力增强。这是由于:1)组元数目增多导致结晶时原子扩散重排的程度增加,并使合金能够选择有效的晶体结构的机会减少,增加了过冷液体的稳定性;2)组元原子尺寸差增大,将使液态及非晶态合金的致密度增加,并降低合金熔点^[18,19]。总的结果使

过冷液体结晶困难,易于形成非晶相,并提高非晶相的热稳定性。Inoue^[20]研究表明,除较多的组元数及较大的原子尺寸差外,各主要组元间具有适当的负混合热有利于非晶态的形成。负的混合热表示组元间具有较强的结合力,形成相互吸引的耦合原子对,原子间作用力更加复杂,晶化阻力增大。

(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀准三元合金中各组元的原子半径^[21]及混合热^[22]如表2所示。虽然该合金不是大块非晶,但Mo的加入增加了合金组元数目,增大了原子半径差,并产生负的混合热,符合“混乱”原则和Inoue准则中负混合热的条件,因此,在(Fe_{0.5}Ni_{0.5})₈₀B₂₀准二元合金中加入适量Mo元素,可提高合金的玻璃形成能力和非晶相的热稳定性。

表2 (Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀非晶态合金各组元间的原子半径比和混合热
Table 2 Atomic radius ratios and mixing heats among constituent elements of
(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀ amorphous alloys

Element	Fe	Ni	Mo	B
Atomic radius / nm	0.124	0.125	0.136	0.097
Element-element	Fe-Mo	Ni-Mo	Mo-B	Fe-B(Ni-B)
Atomic radius ratios /%	8.82	8.09	28.68	21.77(22.40)
Mixing heats / (kJ·mol ⁻¹)	-2	-7	-34	-26(-24)

在(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀非晶态合金中,Mo元素的熔点(2906K)是四个组元中最高的,在凝固过程中,Mo原子可能优先发生聚集。同时,Mo与主要元素Fe,Ni的混合热的绝对值较小,因此,扩散时受到的约束力相对较小。当Mo含量较低时,Mo原子偏聚现象并不明显。随Mo含量增加,Mo的优先聚集不断加强。这种聚集可能会在体系内部形成富Mo原子团簇,促进形核,进而降低过冷液相的热稳定性和玻璃形成能力,并改变非晶合金的晶化行为。所以,Mo含量较高时,非晶态合金的微观结构可能发生了变化,在非晶基体中可能存在一些富Mo原子团簇(或较大尺寸的短程有序区),在DSC曲线上表现为晶化热焓减小,但在XRD图谱和TEM图像上显示不出来。

4 结论

- (1)在(Fe_{0.5}Ni_{0.5})₈₀B₂₀非晶态合金中加入Mo,初始晶化温度(T_x)升高,固相线温度(T_m)和液相线温度(T_l)降低,约化晶化温度(T_x/T_m 或 T_x/T_l)升高,合金由一步晶化转变为多步晶化。随Mo含量增加($2\% \leq Mo \leq 8\%$), T_x , T_m , T_l , T_x/T_m 及 T_x/T_l 变化不大。
- (2)Mo的加入,可提高(Fe_{0.5}Ni_{0.5})₈₀B₂₀合金的玻璃形成能力和热稳定性。在(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀非

晶态合金中,(Fe_{0.5}Ni_{0.5})₇₈Mo₂B₂₀具有较高的玻璃形成能力。

(3) T_x/T_m 可用于表征(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{80-x}Mo_xB₂₀非晶态合金的玻璃形成能力。

(4)合金组元数目增加,原子尺寸差增大及负混合热是Mo提高合金玻璃形成能力和热稳定性的主要原因。

参考文献

[1] INOUE A, SHEN B L, YAVARI A R, et al. Mechanical properties of Fe-based bulk glassy alloys in Fe-B-Si-Nb and Fe-Ga-P-G-B-Si systems[J]. Journal of Materials Research, 2003, 18: 1487-1492.

[2] SHEN B L, INOUE A. Glass transition behavior and mechanical properties of Ni-Si-B-based glassy alloys[J]. Materials Transactions, JIM, 2003, 44: 1425-1428.

[3] MAKINO A, INOUE A, MIZUSHIMA T. Soft magnetic properties of Fe-based bulk amorphous alloys[J]. Materials Transactions, JIM, 2000, 41: 1471-1477.

[4] INOUE A, SHEN B L, KOSHIBA H, et al. Ultra-high strength above 5000MPa and soft magnetic properties of Co-Fe-Ta-B bulk glassy alloys[J]. Acta Materialia, 2004, 52: 1631-1637.

[5] CANTOR B, KIM K B, WARREN P J. Novel multicomponent amorphous alloys[J]. Materials Science Forum, 2002, 386-388:

在动态压缩实验过程中还观察到, 随着冲击压力的不断增大, 试样的厚度逐渐减小。在最大冲击压力为 1.2 MPa 时, 试样表面只有少许脱落现象的发生, 试样保持完整且表面也未出现可见的裂纹, 表明这两种钨合金材料均具有良好的强韧性, 能够满足穿甲弹弹芯材料发射时的安全性要求。

3 结论

(1) 采用氢气气氛相烧结制备的新型钨合金材料的致密化程度较高, 达到了理论密度的 99% 以上, 钨颗粒基本呈球形, 均匀地分布在黏结相中, 大部分钨颗粒间充满黏结相, 只有少部分的钨颗粒发生局部的接触。

(2) 对于以 NiAlFe 为黏结相的新型钨合金, 由于烧结过程中, 液态下游离的铝原子与粉末中吸附的氧发生氧化反应, 在部分黏结相的周围形成了厚度约为 2~4 μm 的 Al₂O₃ 球壳。

(3) 与相同钨含量的常规钨合金相比, 以 NiAlFe 金属间化合物为黏结相的钨合金材料的抗拉强度和延伸率偏低, 其主要原因是局部区域的黏结相-氧化铝界面分离所致。

(4) 新型钨合金材料动态压缩强度超过

2600 MPa, 与相同钨含量的传统钨合金材料的动态压缩强度基本相当, 较好地满足了穿甲弹用钨合金材料的动态压缩性能要求。

参考文献

- [1] GU HA S, KYRIACOU C, WITHERS J C, et al. Processing and properties of tungsten heavy alloys with Ni₄₈Al₁₂Fe₄₀ intermetallic matrix [J]. Materials and Manufacturing Processes, 1994, 9(6): 1163–1187.
- [2] GU HA S. The microstructures of multiphase Ni-20Al-30Fe and its constituent phase [J]. Materials Characterization, 1995, 34: 181–188.
- [3] 彭超群, 黄伯云, 贺跃辉. Ni-Al 系、Fe-Al 系和 Ti₃Al 金属间化合物研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2001, (6): 27–29.
- [4] 邢占平, 韩雅芳. 金属间化合物熔铸工艺的发展及应用 [J]. 材料导报, 2000, 14(3): 26–28.
- [5] GRIFFO A. Processing and physical metallurgy of tungsten-nickel aluminide composites [D]. State College: The Pennsylvania State University, 1996. 171.
- [6] 曾燕屏, 董建新, 张麦仓, 等. 拉伸载荷下镍基粉末高温合金中夹杂物行为 [J]. 北京科技大学学报, 2005, 27(2): 202–204.

收稿日期: 2006-09-14; 修订日期: 2007-06-28

作者简介: 袁慎坡(1977–), 男, 硕士, 主要从事新材料开发及评价的研究. 联系地址: 北京市海淀区中关村南大街 22 号, 北京大学口腔医学院口腔材料研究室(100081)。

(上接第 17 页)

27–32.

- [6] KIM K B, WARREN P J, CANTOR B. Glass-forming ability of novel multicomponent (Ti₃₃Zr₃₃Hf₃₃)-(Ni₅₀Cu₅₀)-Al alloys developed by equiatomic substitution[J]. Materials Science and Engineering, 2004, A375–377: 317–321.
- [7] DAVIES H A. The formation of metallic glasses[J]. Physics and Chemistry of Glasses, 1976, 17: 159–173.
- [8] TURNBULL D. Under what conditions can a glass formed[J]. Contemporary Physics, 1969, 10(5): 473–488.
- [9] INOUE A, ZHANG T, MASUMOTO T. Glass-forming ability of alloys[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 1993, 156–158: 473–480.
- [10] LU Z P, LIU C T. A new glass-forming ability criterion for bulk metallic glasses[J]. Acta Materialia, 2002, 50: 3501–3512.
- [11] LUBORSKY F E. Amorphous Metallic Alloys[M]. London: Butterworth, 1983.
- [12] DONALD I W, DAVIES H A. Prediction of glass-forming ability for metallic systems[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 1978, 30: 77–85.
- [13] CASTANET R, CHASTEL R, BERGMAN C. Etude thermodynamique du système Al-Si[J]. Materials Science and Engineering, 1978, 32: 93–97.
- [14] MASUMOTO M, SUZUKI K. Rapidly Quenched Metals[M]. Sendai: Japan Inst Met, 1982.
- [15] LU Z P, TAN H, LI Y, et al. The correlation between reduced glass transition temperature and glass forming ability of bulk

metallic glasses[J]. Scripta Materialia, 2000, 42: 667–673.

- [16] ZHANG Y, ZHAO D Q, WANG R J, et al. Glass forming ability and properties of Zr/Nb-based bulk metallic glasses[J]. Materials Transactions, JIM, 2000, 41: 1423–1426.
- [17] GREER A L. Confusion by design[J]. Nature, 1993, 366: 303–304.
- [18] CHEN H S. Thermodynamic considerations on the formation and stability of metallic glasses[J]. Acta Metallurgica, 1974, 22: 1505–1511.
- [19] VORONEL A, RABINOVICH S, KISLIUK A, et al. Universality of physical properties of disordered alloys[J]. Physical Review Letters, 1988, 60: 2402–2405.
- [20] INOUE A, TAKEUCHI A. Recent progress in bulk glassy, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 375–377: 16–30.
- [21] SCHAFFER, SAXENA, ANTOLOVICH, et al. The Science and Design of Engineering Materials[M]. 2nd ed. Beijing: Higher Education Press, 2003.
- [22] TAKEUCHI A, INOUE A. Calculations of mixing enthalpy and mismatch entropy for ternary amorphous alloys[J]. Materials Transactions, JIM, 2000, 41: 1372–1378.

收稿日期: 2007-02-05; 修订日期: 2007-07-15

作者简介: 贺自强(1966–), 男, 高工, 博士后, 研究领域: 非晶态合金, 合金钢, 联系地址: 北京 81 号信箱 72 分箱(100095)。