

Y 添加 $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18}$ 非晶合金的 纳米晶化及力学性能

Nano-crystallization and Mechanical Properties of
Y Addition $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18}$
Amorphous Alloy

山圣峰¹, 田晓生², 于 涛², 贾元智², 马明臻²

(1 济宁学院 物理与信息工程系, 山东 曲阜 273155;
2 燕山大学 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室,
河北 秦皇岛 066004)

SHAN Sheng-feng¹, TIAN Xiao-sheng², YU Tao²,
JIA Yuan-zhi², MA Ming-zhen²

(1 Department of Physics and Information Engineering, Jining
College, Qufu 273155, Shandong, China; 2 State Key Laboratory of
Metastable Materials Science and Technology, Yanshan
University, Qinhuangdao 066004, Hebei, China)

摘要: 利用铜模铸造法制备直径为 3mm 的 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) 合金棒材, 采用 X 射线衍射仪(XRD)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、差式扫描量热计(DSC)和单轴压缩测试设备对合金的组织、玻璃形成能力和力学性能进行研究。结果表明: Y 元素含量为 1.0%(原子分数, 下同)时, 合金的衍射结果为非晶态; Y 元素含量为 1.5%时, 诱发了非晶合金的纳米晶化。在高分辨透射电镜下可观察到, 非晶基体上析出 5~20nm 左右的晶化相, 含 Y 为 1.5%的合金抗压强度高达 1990MPa, 塑性应变高达 3.0%; Y 添加后合金断口处剪切带数量增加。多剪切带之间的交错, 阻碍不均匀形变, 提高了合金的塑性和强度。

关键词: Ti 基非晶合金; Y 添加; 力学性能; 纳米晶化

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2017.001622

中图分类号: TG139+.8 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2018)07-0088-06

Abstract: $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) alloy rods with 3mm in diameter were fabricated by copper mold casting method. The microstructures, nano-crystallization and mechanical properties of the alloys were investigated by X-ray diffractometry(XRD), scanning electron microscopy(SEM), transmission electron microscopy(TEM), differential scanning calorimetry(DSC) and uniaxial compressive test. The results show that with 1.0%(atom fraction, the same below) addition of Y, the alloy presents amorphous nature by X-ray examination, with 1.5% of Y addition, nano-crystallization of the amorphous alloy is induced. Crystalline phases with the size of 5-20nm can be observed distributed in the amorphous matrix by high resolution transmission electron microscopy. The alloy with 1.5% of Y addition presents the fracture strength of 1990MPa, at the plastic strain of 3% upon uniaxial compressive test. The number of shear bands is increased in the fracture surfaces of the alloys with Y addition. The interference of shear bands hinders inhomogeneous deformation, increases the fracture strength and plasticity of the alloy.

Key words: Ti-based amorphous alloy; Y addition; mechanical property; nano-crystallization

非晶合金特殊的原子结构使其具有金属晶体不具备的独特性能, 人们在 Zr 基^[1-2]、Pd 基^[3]、Ti 基^[4]、Fe

基^[5]、Nd 基^[6]、Ni 基^[7]、Cu 基^[8]等合金体系中相继开发出了大块非晶合金。其中 Ti 基非晶合金具有高的

比强度、比模量、高的弹性极限以及优异的耐腐蚀性能^[9-10]。近年来,材料科学工作者在 Ti 基合金的非晶形成能力、力学性能等方面做了大量研究^[9-15],但非晶合金在受力变形时,剧烈形变仅在局部区域原子中产生,这种局域形变不易滑移,致使非晶合金的塑性变形仅局限于剪切带内,造成室温下绝大多数非晶合金变形过程中几乎没有塑性,限制了非晶合金在工程中的应用^[14]。相关工作试图通过选择适当的元素添加,以达到提高非晶合金强度和塑性的目的:如在 Ti, Zr 等非晶合金中引入高熔点的 Ta, V, Nb 等元素,在快速冷却过程中生成树状韧性枝晶,这些原位生成的韧性组织及位错与剪切带相互作用,提高了非晶合金的强度和塑性^[14-16];另外,也有研究者通过加入 Pd, Ag, Pt, Au 等元素,改变非晶形成条件或利用热处理工艺在非晶基体中析出纳米晶或准晶来提高非晶合金的强度和塑性^[17-18]。通过加入稀土元素 Y 增强 Zr 基、Cu 基等非晶合金体系非晶形成能力及力学性能的研究也有报道^[15, 19-21],如在 $\text{Zr}_{55}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5\text{Cu}_{30}$ 非晶合金中添加 1.0% (原子分数,下同)的 Y,由于微合金化效应使其塑性应变量从 0 提高到 3.5%。成分为 $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18}$ 的多组元合金,具有较强的非晶形成能力^[4],但力学性能有待提高,添加 Y 元素对该合金组织及力学性能的影响鲜有报道。本研究以 $\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18}$ 为基础合金,通过添加微量的 Y 元素,讨论 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) 非晶合金组织的变化及 Y 对其力学性能的影响。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料及样品制备

合金的名义成分为 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$),其中各元素均采用纯度在 99.9% 以上的高纯金属,经计算转换成质量分数精确配制,配制过程中防止二次污染,放入电弧炉坩埚内,抽真空,在氩气保护下熔炼,反复熔炼 3~4 次以保证合金锭化学成分的均匀性。经铜模铸造,可得到直径为 1mm (用于 DSC 测试) 及 3mm (用于压缩力学性能测试) 的合金棒。

1.2 测试方法

采用 D/max-2500V 型全自动 X 射线衍射仪 (Cu 靶, K_α 辐射) 对样品做衍射分析,用 JEM-2010 型透射电镜进行组织分析;用 NETZSCH 综合热分析仪,型号为 STA449C 进行热分析,加热速率为 0.5K/s。利用 INSTRON-5569 试验机对样品进行室温压缩力学性

能测试 (试样尺寸 $\phi 3\text{mm} \times 6\text{mm}$),加载应变速率为 $2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 。采用 KYKY-2800 型扫描电镜观察非晶合金样品压缩断裂后的断面形貌。

2 结果与分析

2.1 合金的非晶形成能力

图 1 为铜模铸造 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) 直径 3mm 棒状合金材料的 XRD 图谱。从图 1 可以看出,不含 Y 及 Y 原子分数为 1.0%, 1.5% 合金样品的 XRD 图谱只存在漫散射峰,没有尖锐的晶态衍射峰;Y 的加入量为 2.0% 时,合金样品的 XRD 图谱出现衍射峰,表明在非晶基体中有晶化相;Y 的含量继续增加到 3.0%,合金的 XRD 图谱出现较高的衍射峰,表明晶化相的含量越来越多。

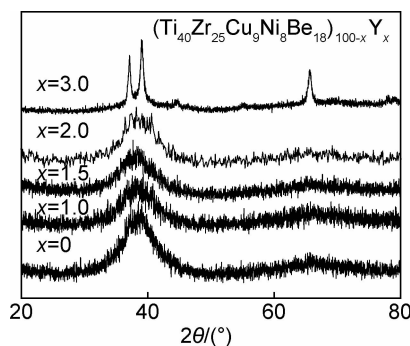


图 1 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) 合金的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD patterns of the $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) alloys

图 2 为添加不同 Y 元素含量非晶合金的 DSC 曲线。从图 2 可以看出,所有合金的 DSC 曲线在晶化前都有较小的吸热峰出现,说明样品在玻璃转变温度发生了玻璃转变,同时表明直径为 1mm,不同 Y 元素含量的棒状合金均为非晶态。随温度的升高,各成分合金的 DSC 曲线均出现两个较强的放热峰和一个较弱的吸热峰,说明发生了 3 个明显的晶化反应。温度进一步升高,合金接近熔化状态。随 Y 元素的加入,熔化曲线处吸热峰先出现比较小的吸热凸起后下降,然后又缓慢上升至熔化峰值。Y 元素含量越高,低温度点处吸热峰越强,Y 元素的加入可能导致出现低熔点相。通过标定曲线,将各成分非晶合金的 T_g , T_x , T_1 , ΔT_x , T_{rg} 及 γ 值列于表 1。从表 1 可以看出,非晶合金的 T_{rg} 值约为 0.6, γ 值约为 0.4,表明 Y 元素的加入对合金的非晶形成能力影响较小。

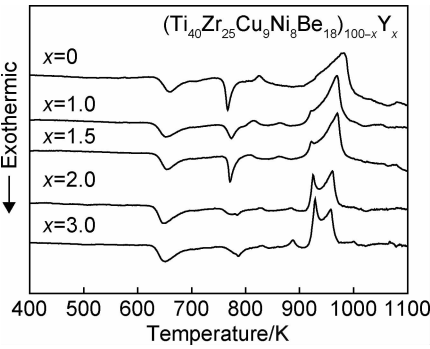


图 2 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$)

合金的 DSC 曲线

Fig. 2 DSC curves of $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) alloys

表 1 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$)
非晶合金的热性能

Table 1 Thermal properties of the $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) amorphous alloys

x	T_g/K	T_x/K	T_1/K	$\Delta T_x/\text{K}$	T_{rg}	γ
0	615	658	1004	43	0.67	0.39
1.0	592	625	1001	33	0.59	0.39
1.5	594	627	972	33	0.61	0.40
2.0	596	631	995	35	0.60	0.40
3.0	594	628	972	34	0.61	0.40

2.2 合金的压缩力学性能

图 3 为 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) 成分合金试样在室温下的压缩应力-应变曲线。从图 3 可以看出, 未添加 Y 元素的合金样品, 其抗压强度及屈服强度分别为 1896, 1773MPa, 塑性应变为 2.1%; Y 元素含量为 1.0% 时, 合金样品的抗压强度为 1870MPa, 屈服强度为 1740MPa, 而塑性应变仅为 1.0%; Y 元素含量增加到 1.5%, 合金样品的抗压强度为 1990MPa, 屈服强度为 1876MPa, 塑性应变为 3.0%, 分别比未添加 Y 元素合金的相应力学性能指标增加了 5.8%, 4.9% 和 43%; Y 元素含量继续增加到 2.0%, 合金样品压缩几乎没发生塑性变形, 抗压强度也仅为 1819MPa; Y 含量增加到 3.0%, 非晶合金弹性应变达到极限后发生断裂, 抗压强度仅为 1753MPa。 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) 合金室温压缩变形的应力-应变力学参数如表 2 所示。可见 Y 元素含量为 1.5% 时, 合金室温压缩的抗压强度及塑性应变均达到最高值。

2.3 分析与讨论

为进一步探讨合金组织与压缩力学性能的关系, 采用高分辨透射电镜对合金的微观结构分析如图 4 所示。从图 4(a) 中可以看出, $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$

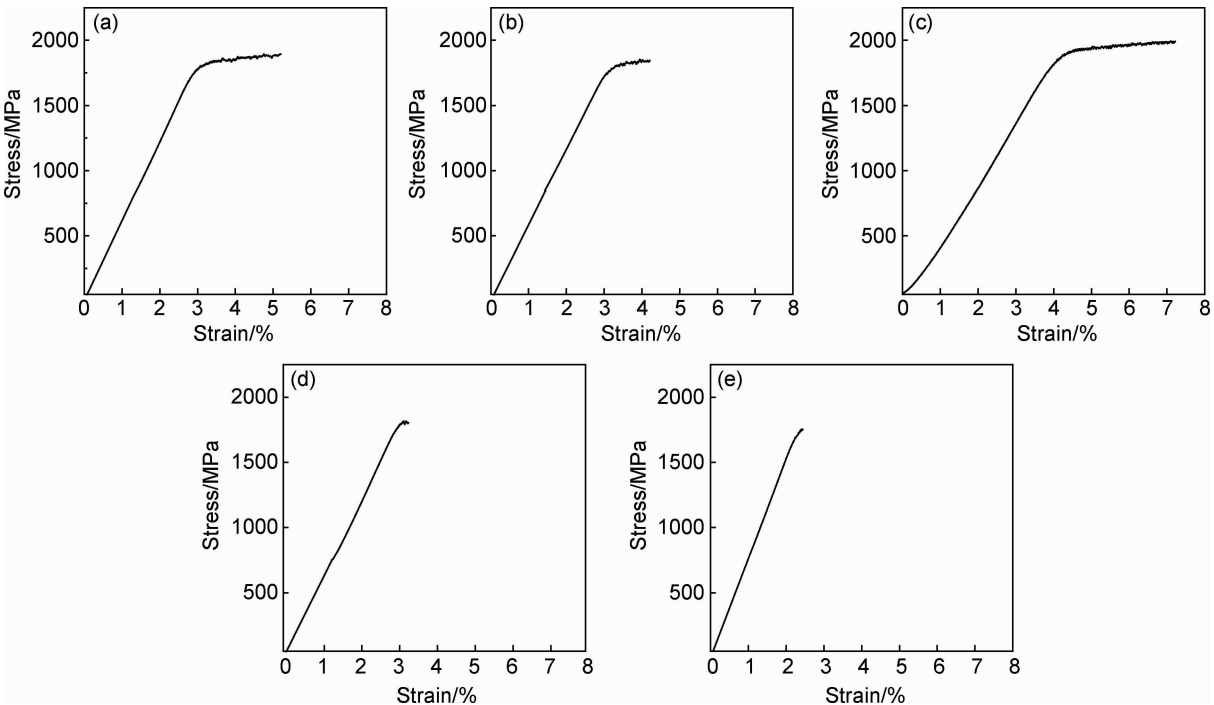


图 3 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100}\text{Y}_0$ (a), $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ (b), $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98.5}\text{Y}_{1.5}$ (c), $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98}\text{Y}_{2.0}$ (d) 和 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{97}\text{Y}_{3.0}$ (e) 非晶合金的压缩应力-应变曲线

Fig. 3 Compressive stress-strain curves of $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100}\text{Y}_0$ (a), $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ (b), $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98.5}\text{Y}_{1.5}$ (c), $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98}\text{Y}_{2.0}$ (d) and $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{97}\text{Y}_{3.0}$ (e) amorphous alloys

表 2 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$)
非晶合金的压缩力学性能参数

Table 2 Compressive mechanical property parameters of $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ ($x=0, 1.0, 1.5, 2.0, 3.0$) amorphous alloys				
$x(\text{Y})/\%$	σ_y/MPa	σ/MPa	$\epsilon_p/\%$	Elongation/ $\%$
$x=0$	1773	1896	2.1	5.1
$x=1.0$	1740	1870	1.1	4.0
$x=1.5$	1876	1990	3.0	5.5
$x=2.0$	1807	1819	0.1	3.0
$x=3.0$	—	1753	—	3.0

铸态合金试样的 HRTEM 图像显示该合金组织中原子呈长程无序状态,但在几个原子的范围内呈一定有序的排列,且呈单相组织,均匀一致;合金选区衍射花样为典型的非晶衍射环,表明 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ 铸态合金的组织为典型的非晶结构。图 4 (b) 为 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98.5}\text{Y}_{1.5}$ 铸态合金试样的 HRTEM 照片及选区衍射花样,可以看出,浅色区域中原子排列混乱,并不存在原子的长程有序排列,表明基体为非晶态结构;而在深色区域中可以观察到部分原子排列混乱,部分原子呈长程有序排列(图 4 (b) 箭头

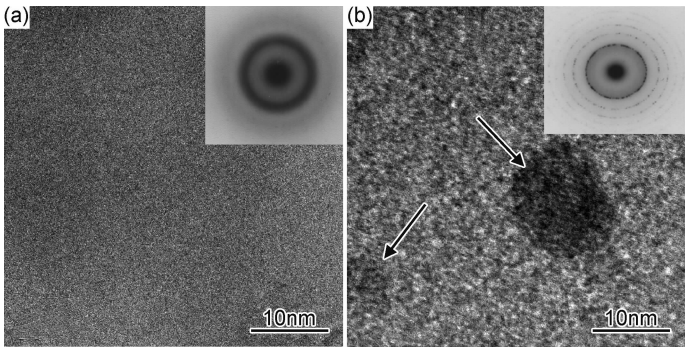


图 4 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ (a) 及 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98.5}\text{Y}_{1.5}$ 合金 (b) 的 HRTEM 照片及衍射花样

Fig. 4 HRTEM images and diffraction patterns of the $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ (a) and $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98.5}\text{Y}_{1.5}$ (b) alloys

所指),不是单相组织,深色区域的结构为非晶基体加纳米晶体颗粒,纳米晶体颗粒的尺度约为 5~20nm;合金选区衍射花样也显示在非晶衍射环的基础上附加晶体衍射环,非晶基体上析出的纳米晶相的成分与结构待后续进一步研究确定。纳米晶及非晶颗粒,虽形态有区别,但两种组织的形成过程相似^[22]:合金冷却到液相线温度附近,晶化相从液相中形核析出,随后快冷,纳米尺寸的晶化颗粒及熔体中混乱的原子排列保留下来。

为探求纳米晶如何提高合金的强度和塑性,仔细观察压缩断裂后样品断口的形貌特征,对 Y 元素含量

分别为 1.0%,1.5%,2.0%合金室温压缩断口的形貌做了对比,图 5 为 3 种成分合金断口的 SEM 照片。图 5 (a) 为 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ 铸态合金室温压缩断口形貌 SEM 照片,断口剪切区中发现具有非晶压缩断裂典型特征的脉状条纹,还有一些在最后断裂时局域熔化所引起的液滴,脉状条纹是由于断裂过程中,表面局域软化剪切扩展而产生,脉状条纹的形成也被认为是非晶合金的韧性剪切断裂特性^[11,15],因而其塑性应变为 1.1%;Y 元素含量增加到 1.5%,合金压缩后的塑形应变为 3.0%,室温压缩断口形貌的 SEM 照片如图 5 (b) 所示,可见一次剪切带、二次剪切带相互

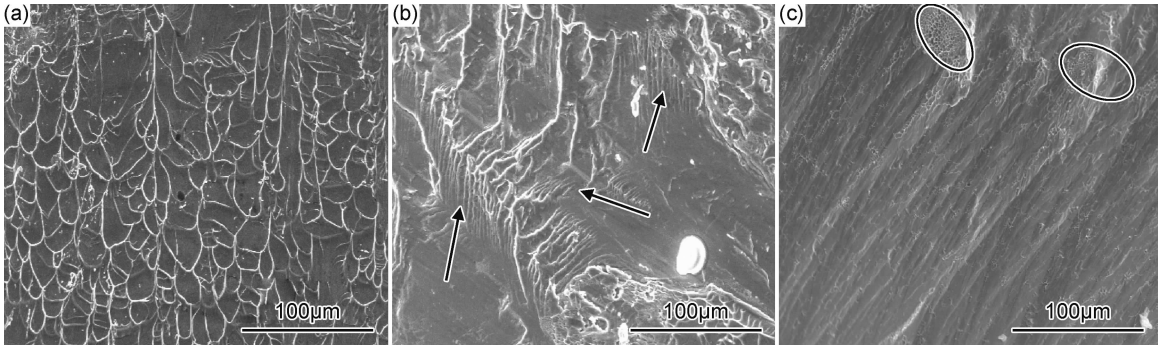


图 5 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ (a), $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98.5}\text{Y}_{1.5}$ (b) 及 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98}\text{Y}_2$ (c) 非晶合金断口 SEM 照片
Fig. 5 Fracture morphology SEM images of the $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ (a), $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98.5}\text{Y}_{1.5}$ (b) and $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98}\text{Y}_2$ (c) amorphous alloys

交错并发生扩展,一次剪切带扩展的方向一般平行于剪切面并延伸(图5(b)箭头所指)。二次剪切带在扩展的同时,又生成新的剪切带并互相发生缠结^[23]。这是由于随应力的增加,剪切带内的自由体积也急剧增加,致使黏度下降,引起一系列微观滑移变形不断发展的结果。滑移变形过程中所做的功向热能转换,使剪切带内温度上升,利于塑性变形的发展^[17-18,23]。因而,多重密集剪切带的形成是塑性变形过程中应力释放的结果,提高了合金的整体塑性变形。另一方面,样品中析出的纳米尺度颗粒无缺陷,强度高,在压缩过程中不发生变形,均匀地弥散分布在非晶基体中,起到弥散强化的作用,有效地阻碍了非晶基体的剪切变形,提高了块体非晶合金的强度^[23]。图5(c)为Y元素含量为2%合金的室温压缩断口形貌SEM照片。观察到断口形貌大面积范围为起伏不平的粗糙区,显示非晶合金韧性剪切断裂特征的脉状条纹分布较少(圆圈内)^[15]。

图6为该合金试样的TEM图像。在浅色的非晶基体上分布着粗糙的深色区域,为非晶基体上析出的晶化物,与Y元素含量为1.0%的晶化颗粒相比,尺寸过大,约300~400nm,且晶界不清晰;其次,Y与O之间具有很强的亲和力,少量Y的加入能净化合金熔体,提高过冷液体的稳定性,而过量Y元素的加入使合金性能恶化^[24-25],箭头所指的黑色区域,经EDS检测区域成分的能谱分析,发现该区域含O及Y元素,可能为脆化的Y氧化物,故导致该合金压缩过程中几乎没有塑性应变。

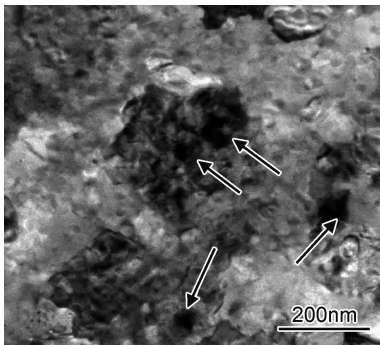


图6 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98}\text{Y}_2$ 的TEM照片

Fig. 6 TEM image of the $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{98}\text{Y}_2$

3 结论

(1)在铜模铸造的条件下,直径为3mm的棒状 $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{99}\text{Y}_1$ 合金为非晶合金,当Y的加入量为1.5%时,合金样品在非晶基体上析出5~20nm的晶化颗粒,Y元素的加入能够诱导析出纳米

晶化相。

(2) $(\text{Ti}_{40}\text{Zr}_{25}\text{Cu}_9\text{Ni}_8\text{Be}_{18})_{100-x}\text{Y}_x$ 非晶合金,没有添加Y元素时,其室温抗压强度为1896MPa,塑性应变2.1%;Y元素含量1.0%时,其室温抗压强度降低,为1870MPa,而塑性应变仅为1.0%;Y元素含量为1.5%时,由于纳米尺寸晶化相的析出,其抗压强度为1990MPa,塑性应变为3.0%,分别比未添加Y元素的合金增加4.9%和43.0%,表现出最佳的力学性能。

参考文献

- [1] PEKER A, JOHNSON W L. A highly processable metallic glass: $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10.0}\text{Be}_{22.5}$ [J]. Appl Phys Lett, 1993, 63(17): 2342-2344.
- [2] INOUE A, ZHANG T, NISHIYAMA N. Preparation of 16mm diameter rod of amorphous $\text{Zr}_{65}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{17.5}$ alloy [J]. Mater Trans, 1993, 34(12): 1234-1237.
- [3] INOUE A, NISHIYAMA N, KIMURA H. Preparation and thermal stability of bulk amorphous $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ alloy cylinder of 72mm in diameter [J]. Mater Trans, 1997, 38(2): 179-183.
- [4] KIM Y C, KIM W T, KIM D H. A development of Ti-based bulk metallic glass [J]. Mater Sci Eng: A, 2004, 375/377: 127-135.
- [5] 贾元智,魏尊杰,马明臻,等. 添加微量铜对FeCoNbSiB合金非晶形成能力及磁性的影响[J]. 航空材料学报, 2007, 27(6): 30-34.
- [6] JIA Y Z, WEI Z J, MA M Z, et al. Effect of copper minor addition on glass forming ability and soft magnetic properties of Fe-CoNbSiB alloy [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2007, 27(6): 30-34.
- [7] HE Y, PRICE C E, POON S J. Formation of bulk metallic glasses in neodymium-based alloys [J]. Phil Mag Lett, 1994, 70: 371-377.
- [8] YIM H C, XU D, JOHNSON W L. Ni-based bulk metallic glass formation in the Ni-Nb-Sn and Ni-Nb-Sn-X (X=B, Fe, Cu) alloy systems [J]. Appl Phys Lett, 2003, 82: 1030-1032.
- [9] 李萍,李丽,谭家隆,等. Cu-Zr-Al系Cu基非晶合金弹性性能与团簇结构的相关性[J]. 材料工程, 2009(2): 15-18.
- [10] LI P, LI L, TAN J L, et al. The relativity between elastic moduli and cluster structure of Cu-based bulk metallic glasses in Cu-Zr-Al system [J]. Journal of Materials Engineering, 2009(2): 15-18.
- [11] DEBNATH M R, CHANG H J, FLEURY E. Effect of group 5 elements on the formation and corrosion behavior of Ti-based BMG matrix composites reinforced by icosahedral quasicrystalline phase [J]. J Alloy Compd, 2014, 612: 134-142.
- [12] LI C B, CHEN D H, CHEN W W, et al. Corrosion behavior of TiZrNiCuBe metallic glass coatings synthesized by electrospray deposition [J]. Corros Sci, 2014, 84: 96-102.
- [13] 梁维中. NiTiZrAlCuSi合金的玻璃形成能力及断裂行为[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2007.
- [14] LIANG W Z. Glass-forming ability and fracture behavior of

- NiTiZrAlCuSi alloys[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2007.
- [12] JIANG J Z, HOFMANN D, JARVIS D J, et al. Low-density high-strength bulk metallic glasses and their composites: a review [J]. *Adv Eng Mater*, 2015, 17: 761-780.
- [13] WANG P G, SHAO X, CHEN Y, et al. A Ti-Zr-Be-Fe-Cu bulk metallic glass with superior glass-forming ability and high specific strength [J]. *Intermetallics*, 2013, 43: 177-181.
- [14] 张婧, 马朝利, 张涛. 塑性 Zr-Cu-Fe-Al-Y 非晶合金及其力学性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2008, 37: 691-694.
ZHANG J, MA C L, ZHANG T. Mechanical properties of Zr-Cu-Fe-Al-Y amorphous alloys [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2008, 37: 691-694.
- [15] 山圣峰. Ti 基大块非晶合金的制备及性能研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2010.
SHAN S F. Formation and properties of Ti-based bulk metallic glass[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2010.
- [16] 李超. 钛基块体非晶复合材料组织及力学性能的研究[M]. 兰州: 兰州理工大学, 2013.
LI C. The research on microstructure and mechanical properties of Ti-based bulk amorphous composites[M]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2013.
- [17] CHEN M W, ZHANG T, INOUE A. Quasicrystals in a partially devitrified Zr-Al-Ni-Cu-Ag bulk metallic glass [J]. *Appl Phys Lett*, 1999, 75: 1697-1701.
- [18] 谢春晓, 钟守炎, 杨元政, 等. 热处理对 $(\text{Fe}_{0.52}\text{Co}_{0.30}\text{Ni}_{0.18})_{73}\text{Cr}_{17}\text{Zr}_{10}$ 非晶合金的组织结构及磁性能的影响[J]. *材料工程*, 2016 (8): 46-50.
XIE C X, ZHONG S Y, YANG Y Z, et al. Effect of heat treatment on microstructure and soft magnetic properties of $(\text{Fe}_{0.52}\text{Co}_{0.30}\text{Ni}_{0.18})_{73}\text{Cr}_{17}\text{Zr}_{10}$ amorphous alloy [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2016(8): 46-50.
- [19] PARK E S, KIM D H. Phase separation and enhancement of plasticity in Cu-Zr-Al-Y bulk metallic glasses [J]. *Acta Mater*, 2006, 54: 2597-2660.
- [20] YAN M, SHEN J, ZHANG T, et al. Enhanced glass-forming ability of a Zr-based bulk metallic glass with yttrium doping [J]. *J Non-cryst Solids*, 2006, 352(28/29): 3109-3112.
- [21] ZHANG Y, CHEN J, CHEN G L, et al. Glass formation mechanism of minor yttrium addition in CuZrAl alloys [J]. *Appl Phys Lett*, 2006, 89: 131904-131906.
- [22] HAYS C C, KIM C P. Improved mechanical behavior of bulk metallic glasses containing *in situ* formed ductile phase dendrite dispersions [J]. *Mater Sci Eng: A*, 2001, 304/306: 650-655.
- [23] 索忠源, 宋艳玲, 王鑫, 等. Co 元素对 Ti-Zr-Be-Cu 块体非晶合金力学性能的影响[J]. *特种铸造及有色合金*, 2015(2): 18-20.
SUO Z Y, SONG Y L, WANG X, et al. Effect of Co addition on mechanical properties of the Ti-Zr-Be-Cu bulk amorphous alloys[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2015(2): 18-20.
- [24] PARK J M, PARK J S, NA J H, et al. Effect of Y addition on thermal stability and the glass forming ability in Fe-Nb-B-Si bulk glassy alloy [J]. *Mater Sci Eng: A*, 2006, 435/436: 425-428.
- [25] LU Z P, LIU C T, PORTER W D. Role of yttrium in glass formation of Fe-based bulk metallic glasses [J]. *Appl Phys Lett*, 2003, 83: 2581-2583.

基金项目: 国家自然科学基金(51471143, 51671166, 51434008); 河北省教育厅青年基金(QN2014156)

收稿日期: 2017-12-20; 修订日期: 2018-04-02

通讯作者: 山圣峰(1969—), 男, 副教授, 博士, 研究方向: 钛基非晶合金的制备及性能, 联系地址: 山东曲阜市杏坛路 1 号济宁学院物理与信息工程系(273155), E-mail: sdjnsf@163.com

(本文责编: 杨 雪)