

Ni/Cu 比对锆基非晶合金热稳定性与力学性能的影响

艾亚军, 寇生中, 张 为, 孙卫民, 李 广

(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, 甘肃 兰州 730050)

摘 要: 采用铜模吸铸法制备了直径为 2 mm 的 $Zr_{70}Al_8Cu_{22-x}Ni_x$ ($x=8.5, 9, 9.5, 10, 10.5, 11$) 合金, 通过差示扫描量热法 (DSC)、单轴压缩实验等方法研究了 Ni/Cu 比对 Zr 基非晶合金热稳定性与力学性能的影响。结果表明, 随 Ni/Cu 比增加, 过冷液相区宽度 ΔT_x 基本在 80~81 K 之间, 但 Ni/Cu 比为 0.63 和 0.76 时对应较高的 ΔT_x , 在 Ni/Cu 比为 0.76 时, 热稳定性达到最大值 89 K, 热稳定性较好; 随 Ni/Cu 比增加, 塑性应变整体呈下降趋势, 但在 Ni/Cu 比为 0.76 时出现反常增大, 具有良好的塑性, 屈服强度整体呈下降趋势, 其变化的规律性不强, 存在波动性。弹性模量在 Ni/Cu 比为 0.63 时达到最大值 80 GPa, 其余 Ni/Cu 比合金则在 58~65 GPa 范围内变化; 总体来讲, Ni/Cu 比为 0.63 时的合金塑性应变、屈服强度及弹性模量 E 均达到最大值。

关键词: 锆基非晶合金; 热稳定性; 力学性能

中图分类号: TG139+.8

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)08-2585-07

Zr 基非晶合金由于具有优异的力学、物理及化学性能, 如高强度、高硬度、高弹性极限及耐腐蚀等性能, 具有广阔的应用前景^[1,2]。但由于该合金在室温下变形时, 发生剪切局域化和剪切软化导致的室温脆性, 限制了其应用的范围。为了解决这一难题, 科学家们采取了一系列的措施, 如通过复合法、微合金化法^[3,4]等方法来改善室温脆性。

目前对于 Zr-Cu-Ni-Al 非晶合金系的研究比较广泛, 如孙亚娟等人^[5,6]通过二元共晶法设计出了具有室温大塑性的 Zr 基块体非晶合金 $Zr_{51}Al_{9.96}Ni_{14.34}Cu_{24.7}$, 室温塑性应变达到 14.6%。赵燕春等人在对 Cu-Zr 基非晶合金的研究中发现通过微合金化法^[7], 将 $Cu_{50-x}Zr_{40+x}Al_5Nb_5$ ($x=0, 2, 4, 6$) 非晶合金的塑性由 0.33% 提高到 3.5%。而且在 Li 等人对 $Zr_{70}Al_8Cu_{22-x}Ni_x$ ($x=3\sim 19$)^[8] 的研究中, 发现直径为 2 mm 的 $Zr_{70}Al_8Cu_{13.5}Ni_{8.5}$ 的室温压缩塑性应变达到 72%。合金的力学性能及热稳定性对成分非常敏感, 成分的微量变化对合金塑性应变和热稳定性有很大的影响。

非晶合金的塑性变形主要靠剪切带的萌生及扩展导致^[9], 并且在发生塑性变形时会发生显著的锯齿流变现象, 认为锯齿流变与剪切带的高度局域化变形有关。这表明从锯齿流变的角探究微合金化对非晶合

金力学性能及锯齿流变行为的影响, 将有助于更好地理解材料的变形机制, 对合理设计非晶合金是至关重要的。

因此, 本研究在具有大塑性的 $Zr_{70}Al_8Cu_{13.5}Ni_{8.5}$ 非晶合金的基础上, 研究了 Ni/Cu 比对 $Zr_{70}Al_8Cu_{22-x}Ni_x$ ($x=8.5, 9, 9.5, 10, 10.5, 11$) 非晶合金的热稳定性和力学性能的影响 (其中相应的 Ni/Cu 比为 0.63, 0.69, 0.76, 0.83, 0.91, 1.00), 采用统计学的方法研究了不同 Ni/Cu 比合金下的力学性能、锯齿分布及剪切带行为之间的关系。

1 实 验

试验合金名义成分为 $Zr_{70}Al_8Cu_{22-x}Ni_x$ ($x=8.5, 9, 9.5, 10, 10.5, 11$), 配制母合金 60 g。使用原料为纯金属 Zr、Cu、Ni、Al, 纯度均为 99.99%。采用水冷铜坩埚悬浮熔炼系统在氩气保护下制备母合金, 试验中每个母合金锭反复熔炼 3 次以确保母合金成分均匀。为防止污染, 合金原料在配料称重前必须在超声波中清洗。本试验在输入功率为 8 kW 时, 合金充分熔化, 输入 6 kW 时保温 30 s 后, 通过真空压差吸铸成直径为 2 mm 的圆棒状试样。用金刚石内圆切片机将圆棒状试样切割成不同厚度试样进行各项性能的检测。

收稿日期: 2017-08-26

基金项目: 国家自然科学基金 (51571105); 甘肃省自然科学基金 (1606RJYA312)

作者简介: 艾亚军, 男, 1992 年生, 硕士, 兰州理工大学, 甘肃 兰州 730050, E-mail: 867871057@qq.com

采用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪 (Cu K α 辐射, 40 kV, 30 mA) 对样品结构进行表征; 采用 TA Q2000 同步热分析仪对样品进行 DSC 检测 (升温速率为 20 K/min, 氩气保护); 采用国产 WDW-100D 型万能力学试验机进行室温准静态压缩力学性能测试, 应变速率为 1×10^{-4} s $^{-1}$, 试样尺寸为 $\Phi 2$ mm $\times$ 4 mm; 利用 QUANTA 450FEG 场发射扫描电子显微镜(SEM)对压缩断口形貌进行观察。

2 结果与讨论

2.1 Ni/Cu 比对 Zr 基合金结构与热稳定性的影响

图 1 为不同 Ni/Cu 比合金的 XRD 图谱。从图中可以看出, 不同 Ni/Cu 比合金的 XRD 图谱在 30°~45°范围内存在典型的漫散射峰, 表明试样为非晶结构。但除 Ni/Cu 比为 0.76 时漫散射峰强度和宽度较大外, 对于其余 Ni/Cu 比合金漫散射峰的强度和宽度有细微的不同。由于 Cu 和 Ni 元素性能类似, 两者原子尺寸相差 2.24%, Zr-Cu 混合焓为-23 kJ/mol、Zr-Ni 为-49 kJ/mol, 混合焓越负, 越有利于形成非晶^[10]。

图 2 为不同 Ni/Cu 比合金在 20 K/min 的升温速率下的 DSC 曲线。由图 2 可以看出, 不同 Ni/Cu 比合金

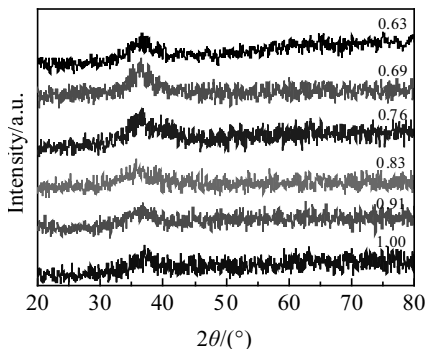


图 1 不同 Ni/Cu 比合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of the alloys with various Ni/Cu content ratios

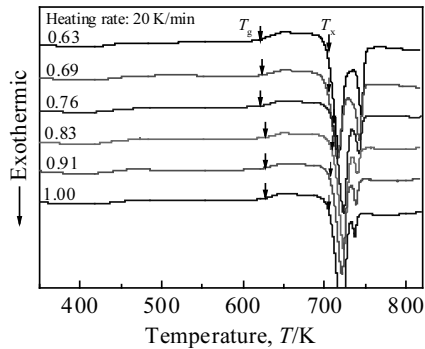


图 2 不同 Ni/Cu 比合金的 DSC 曲线

Fig.2 DSC curves of the alloys with various Ni/Cu content ratios

都在升温过程中出现了 2 个晶化峰, 表明晶化过程分两步进行, 其相应 DSC 曲线上的热力学参数如表 1 所示。通过 DSC 曲线上的热力学参数 T_g 、 T_x 来计算过冷液相区的宽度 ΔT_x ($\Delta T_x=T_x-T_g$), 采用 ΔT_x 来判断热稳定性的 大小, 一般 ΔT_x 越大, 表明非晶态存在而不晶化的区域越大^[11], 即意味着热稳定性越强。

如表 1 所示, 随 Ni/Cu 比增加, 过冷液相区的宽度 ΔT_x 变化呈现一定的波动性。Ni/Cu 比合金的 ΔT_x 基本在 80~81 K 之间, 但 Ni/Cu 比为 0.63 和 0.76 时对应较高的 ΔT_x 。在 Ni/Cu 比为 0.76 时, 热稳定性达到最大值 89 K。表明 Zr₇₀Al₈Cu_{22-x}Ni_x ($x=8.5\sim 11$) 非晶合金的热稳定性与 Ni/Cu 比有关, 存在一个高热稳定性的值, 这与 Li 等人在 Zr₆₀Cu_{25-x}Al₁₅Ni_x ($x=0\sim 25$) 非晶合金系的研究一致^[12]。结合 XRD 图谱可知峰型越圆润, 稳定性越好。

2.2 Ni/Cu 比对 Zr 基合金室温压缩性能的影响

图 3 为 Zr₇₀Al₈Cu_{22-x}Ni_x ($x=8.5\sim 11$) 的非晶合金压缩曲线, 其力学性能参数如表 2 所示, 其变化的趋势如图 4 所示。结果表明在 Ni/Cu 比为 0.63~1.00 时, 塑性应变随 Ni/Cu 比增加整体呈现下降趋势, 在 Ni/Cu 比为 0.63 时塑性变形最大, 塑性应变为 48.58%, 但在 Ni/Cu 比为 0.76 时出现反常增大, 具有良好的塑性,

表 1 不同 Ni/Cu 比合金的热学参数
Table 1 Thermal analyses of the alloys with various Ni/Cu content ratios

Ni/Cu	T_g /K	T_x /K	ΔT_x /K
0.63	621	706	85
0.69	624	705	81
0.76	620	709	89
0.83	628	709	81
0.91	627	707	80
1.00	626	706	80

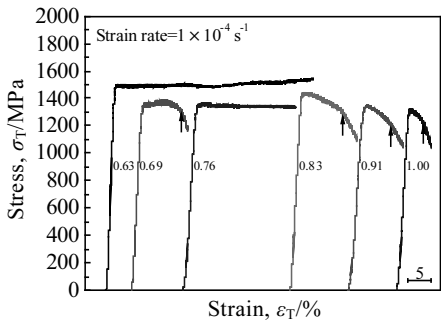


图 3 不同 Ni/Cu 比合金的压缩曲线

Fig.3 Compressive curves of the alloys with various Ni/Cu content ratios

表 2 不同 Ni/Cu 比合金的力学性能参数

Table 2 Mechanical properties values of the alloys with various Ni/Cu content ratios

Ni/Cu	$\varepsilon_p/\%$	σ_s/MPa	E/GPa
0.63	48.58	1501	80
0.69	9.05	1335	65
0.76	22.57	1347	58
0.83	9.85	1442	64
0.91	5.58	1352	58
1.00	3.86	1326	60

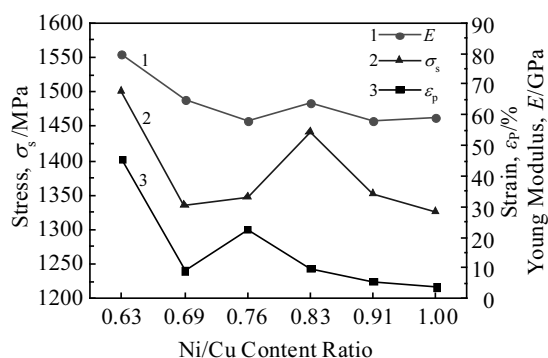


图 4 不同 Ni/Cu 比合金的室温压缩性能曲线

Fig.4 Room temperature compressive properties curves of the alloys with various Ni/Cu content ratios

塑性应变为 22.57%；屈服强度随 Ni/Cu 比增加整体呈现下降趋势，其变化的规律性不强，存在波动性；弹性模量 E 在 Ni/Cu 比为 0.63 时达到最大值 80 GPa，其余 Ni/Cu 比合金则 58~65 GPa 范围内变化；总体来讲，Ni/Cu 比为 0.63 时的合金塑性应变、屈服强度及弹性模量均达到最大值，表明 $\text{Zr}_{70}\text{Al}_8\text{Cu}_{13.5}\text{Ni}_{8.5}$ 合金的室温综合力学性能最好。结合 DSC 曲线数据分析可知，玻璃形成能力越高的金属玻璃塑性越好。相关的研究结果表明在深共晶点附近更易获得塑性较大的非晶合金^[8]。

图 5 为不同 Ni/Cu 比试样压缩后的整体与局部断

面形貌图。由图 5a 可以看出 Ni/Cu 比为 0.63 的试样压缩后断面呈饼状，断面存在着大量的剪切带，并且由于剪切带扩展的方向不同，这些剪切带相互发生了交叉、分支、阻碍作用(如图 5a 中箭头所示)，此时，试样中的裂纹就不会沿着单一剪切带进行扩展而发生断裂，而是沿着多重剪切带扩展，从而产生了应力-应变曲线上锯齿现象。试样剪切带之间的相互作用很好地解释了 Ni/Cu 比为 0.63 的合金试样具有高塑性变形能力和较强的屈服强度的原因。

Ni/Cu 比为 0.76 的试样压缩后的上下断面互相交叠在一起，对比图 5b 和图 5a 可知，剪切带纹路明显变浅，这说明剪切带之间的相互作用变缓和，但仍可以观察到剪切带之间的相互作用(如图 5b 中箭头所示)，这可能是 Ni/Cu 比为 0.76 合金试样产生 22.57% 塑性应变的原因。而相对于图 5c，Ni/Cu 比为 1.00 合金试样压缩后断面与高度方向约呈 45° 断裂，断面的剪切带最少，最终导致其塑性较低的原因。非晶合金作为被冻结的液体，弛豫时间太慢，在常规应变速率的作用下，只有局域的原子发生剧烈形变，并且这种局域形变不易滑移，因此形成局域的软化剪切带，并很快地转变成形成裂纹，最终导致脆性断裂^[13]。即在塑性较小的非晶合金只存在单个方向的剪切带，在变形过程中，剪切带朝一个方向扩展，最终导致其发生断裂。

2.3 Ni/Cu 比对 Zr 基合金锯齿流变的影响

微观上剪切带的形核及扩展滑移产生了压缩过程中的锯齿，锯齿流变行为的动力学特征表明，应力-应变曲线上的锯齿可以看作块体非晶宏观塑性一个“基因”，破解这个“基因”有可能为深入理解块体非晶的塑性变形机制，解决块体非晶的宏观脆性问题，为设计塑性块体金属玻璃提供新的思路^[14]。

图 6 为确定锯齿流变的方法示意图。其中图 6a 为锯齿流变行为中应力降幅和应变突增的确定方法；图 6b 为锯齿变形中应力降幅经历时间的确定方法。从

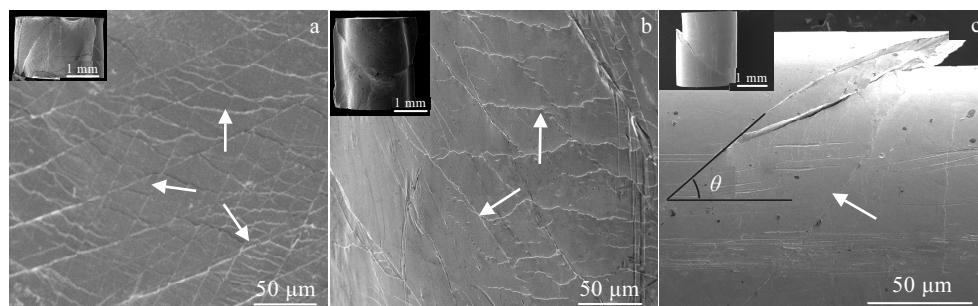


图 5 不同 Ni/Cu 比合金的压缩断口形貌

Fig.5 Typical fracture surface of the alloys with various Ni/Cu content ratios: (a) 0.63, (b) 0.76, and (c) 1.00

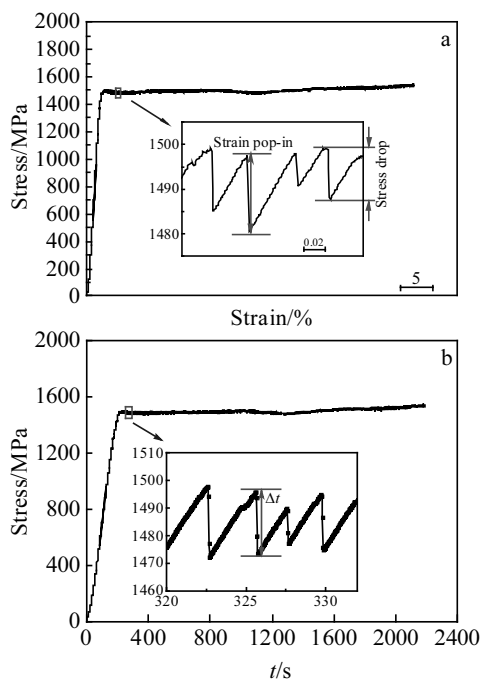


图 6 $\text{Zr}_{70}\text{Al}_8\text{Cu}_{13.5}\text{Ni}_{8.5}$ 合金表现出不同力学性能的应力-应变曲线及应力随时间变化曲线

Fig.6 Stress-strain (a) and stress-time (b) curves of $\text{Zr}_{70}\text{Al}_8\text{Cu}_{13.5}\text{Ni}_{8.5}$ alloy displaying different mechanical properties

锯齿示意图可以看出一个锯齿由 2 部分组成：应力上升与应力下降部分。应力上升部分为弹性的再加载过程，而应力下降部分代表剪切带的形成和扩展过程，为了解 Ni/Cu 比对锯齿流变的影响，本工作主要围绕锯齿中应力下降阶段展开研究，通过统计锯齿上的应力降幅 $\Delta\sigma$ 及其分布频数 $N(\Delta\sigma)$ (图 7)、应力降幅经历的时间 Δt 及其分布的频数 $N(\Delta t)$ (图 8)、应变增幅 $N(\Delta\varepsilon)$ 及其分布频数 $N(\varepsilon)$ (图 9)、应力降幅对应的变形速率 Δv 及其分布频数 $N(\Delta v)$ 来表征锯齿流变的行为（这里锯齿下降的速率 $\Delta v = \Delta l / \Delta t$ ，即锯齿下降过程发生的变形与所用时间的比值）。

为了统一比较 Ni/Cu 比对锯齿流变的影响，取这些试样中发生最小的塑性变形值作为统一的标准，此处我们将试样在屈服后发生 3% 的塑性变形作为单位塑性应变作比较。如图 7 所示，结果表明不同 Ni/Cu 比合金应力降幅整体趋于 4~36 MPa 之间，不同塑性应变的合金应力降幅的集中区间不同。在 Ni/Cu 比为 0.63 时，应力降幅主要集中在 12~24 MPa，且分布着小的应力降幅；Ni/Cu 比为 0.69 时，主要集中在 28~32 MPa；Ni/Cu 比为 0.76 时，主要集中在 4~12 MPa，16~20 MPa；Ni/Cu 比为 0.83 时，主要集中在 20~24 MPa；Ni/Cu 比为 0.91 时，主要集中在 16~20 MPa；Ni/Cu 比为 1.00 时，主要集中在 24~28 MPa。应力降幅很好

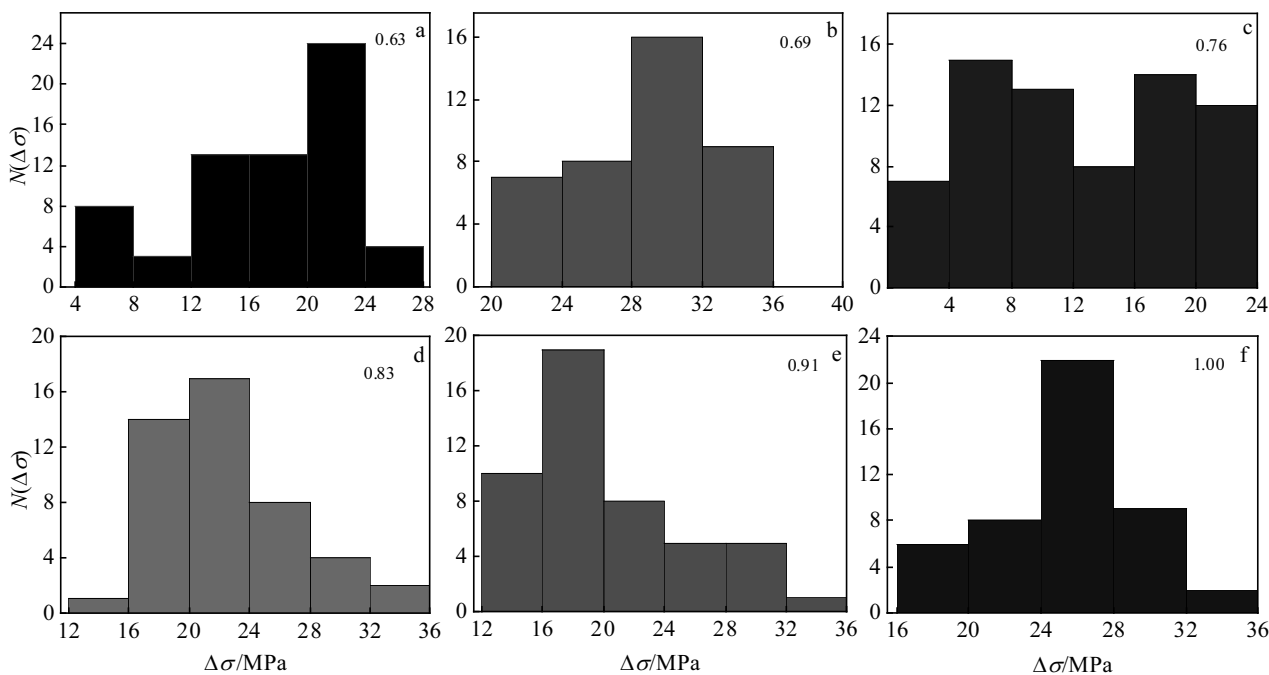


图 7 不同 Ni/Cu 比合金的应力降幅 $\Delta\sigma$ 及其分布频数 $N(\Delta\sigma)$ 柱状图

Fig.7 Distribution histograms of the time of stress drop with its number $N(\Delta\sigma)$ - $\Delta\sigma$ in the alloys with various Ni/Cu content ratios: (a) 0.63, (b) 0.69, (c) 0.76, (d) 0.83, (e) 0.91, and (f) 1.00

地解释了塑性应变不同的原因,大的应力降幅越集中,塑性应变越小;越偏向小的应力降幅其塑性应变越大,如 Ni/Cu 比为 0.63 和 0.76 的合金,塑性应变较大。

如图 8 所示,结果表明不同 Ni/Cu 比合金应力下降经历的时间集中于 0~0.45 s 之间,对于不同塑性的合金,其应力下降时间的集中程度不同。对于不同 Ni/Cu 比合金主要存在以下区别: Ni/Cu 比为 0.63 时,主要集中于 0~0.05 s; Ni/Cu 比为 0.69 时,主要集中于 0.2~0.25 s; Ni/Cu 比为 0.76 时,主要集中于 0.1~0.15 s; Ni/Cu 比为 0.83 时,主要集中于 0.1~0.15 s、0.25~0.3 s; Ni/Cu 比为 0.91 时,主要集中于 0.15~0.2 s; Ni/Cu 比为 1.00 时,主要集中于 0.05~0.1 s。由统计数据可知应力降幅所经历的时间越短,且分布的频数越多,表明在试样中剪切带形成及扩展需要的时间非常短,有利于在短时间内形成互相交割的多重剪切带,多重剪切带的相互作用导致材料具有较高塑性的原因。反之,应力下降所经历的时间越长,试样中的剪切带形成和扩展需要的时间更长,不利于形成多重剪切带,最后试样沿单一方向的剪切带扩展,最后导致断裂。从能量角度分析,应力下降所经历的时间越短,说明压缩时累积于试样内部的能量容易通过形成剪切带而耗散,最后形成多重剪切带。而应力下降所经历的时间越长,说明压缩累积于试样内部的能量不容易耗散,

最终沿单一方向扩展,导致其断裂。

如图 9 所示,应变增幅 $\Delta\varepsilon$ 及其分布频数 $N(\Delta\varepsilon)$ 统计结果表明如下:在 Ni/Cu 比为 0.63 时,应变增幅 $\Delta\varepsilon$ 主要集中于 0~0.005%; Ni/Cu 比为 0.69 时,主要集中于 0.025%~0.03%; Ni/Cu 比为 0.76 时,主要集中于 0.01%~0.015%; Ni/Cu 比为 0.83 时,主要集中于 0.02%~0.025%; Ni/Cu 比为 0.91 时,主要集中于 0.015%~0.02%; Ni/Cu 比为 1.00 时,主要集中于 0.015%~0.02%。由统计数据可知,应变增幅 $\Delta\varepsilon$ 越小,且其分布越集中,对应的塑性应变越大;应变增幅 $\Delta\varepsilon$ 越大,且其分布越集中,对应的塑性应变越小。

如图 10 所示,应力降幅对应的变形速率 Δv 及其分布频数 $N(\Delta v)$ 统计结果表明如下:在 Ni/Cu 比为 0.63 时,变形速率 Δv 主要集中于 $(8\sim10)\times10^{-7}$ m/s, 数值最小; Ni/Cu 比为 0.69 时,主要集中于 $(60\sim80)\times10^{-7}$ m/s; Ni/Cu 比为 0.76 时,主要集中于 $(10\sim20)\times10^{-7}$ m/s; Ni/Cu 比为 0.83 时,主要集中于 $(20\sim40)\times10^{-7}$ m/s; Ni/Cu 比为 0.91 时,主要集中于 $(20\sim30)\times10^{-7}$ m/s; Ni/Cu 比为 1.00 时,主要集中于 $(30\sim40)\times10^{-7}$ m/s。由统计数据可知,变形速率 Δv 越小,且其分布越集中,对应的塑性应变越大;变形速率 Δv 越大,且其分布越集中,对应的塑性应变越小。

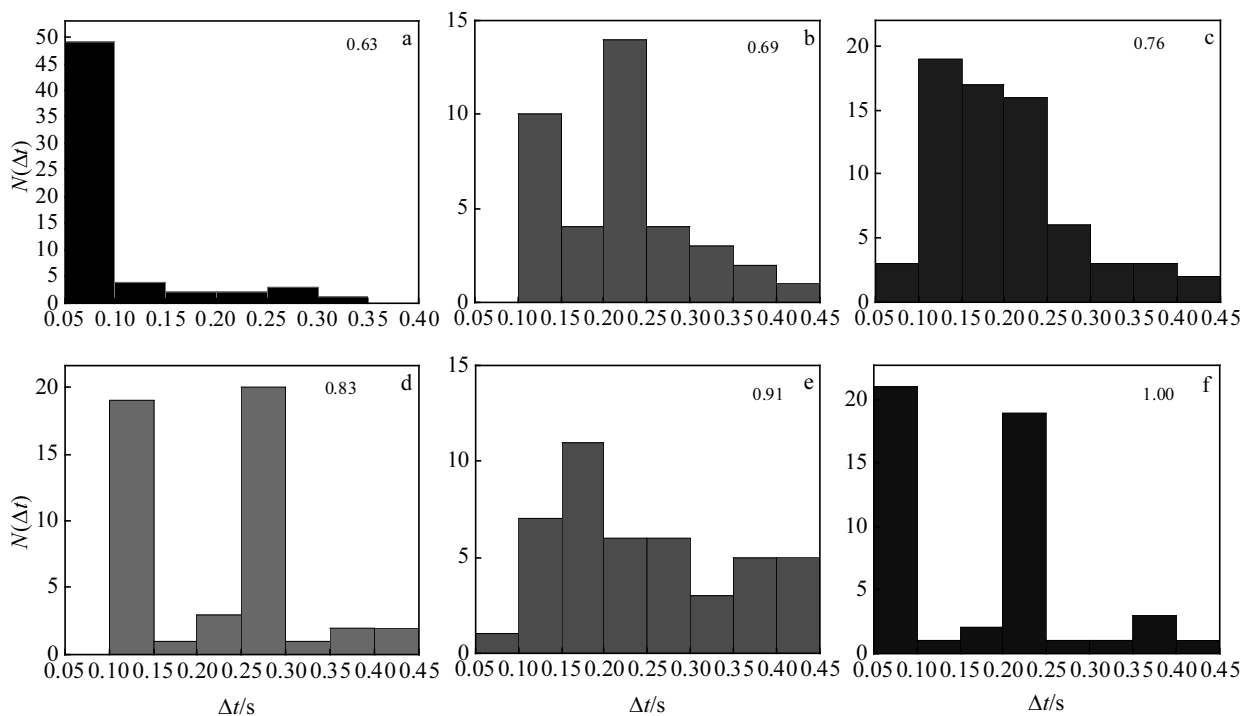


图 8 不同 Ni/Cu 比合金的应力下降经历的时间 Δt 与其分布频数 $N(\Delta t)$ 柱状图

Fig.8 Distribution histograms of the time of stress drop with its number $N(\Delta t)-\Delta t$ in the alloys with various Ni/Cu content ratios:

(a) 0.63, (b) 0.69, (c) 0.76, (d) 0.83, (e) 0.91, and (f) 1.00

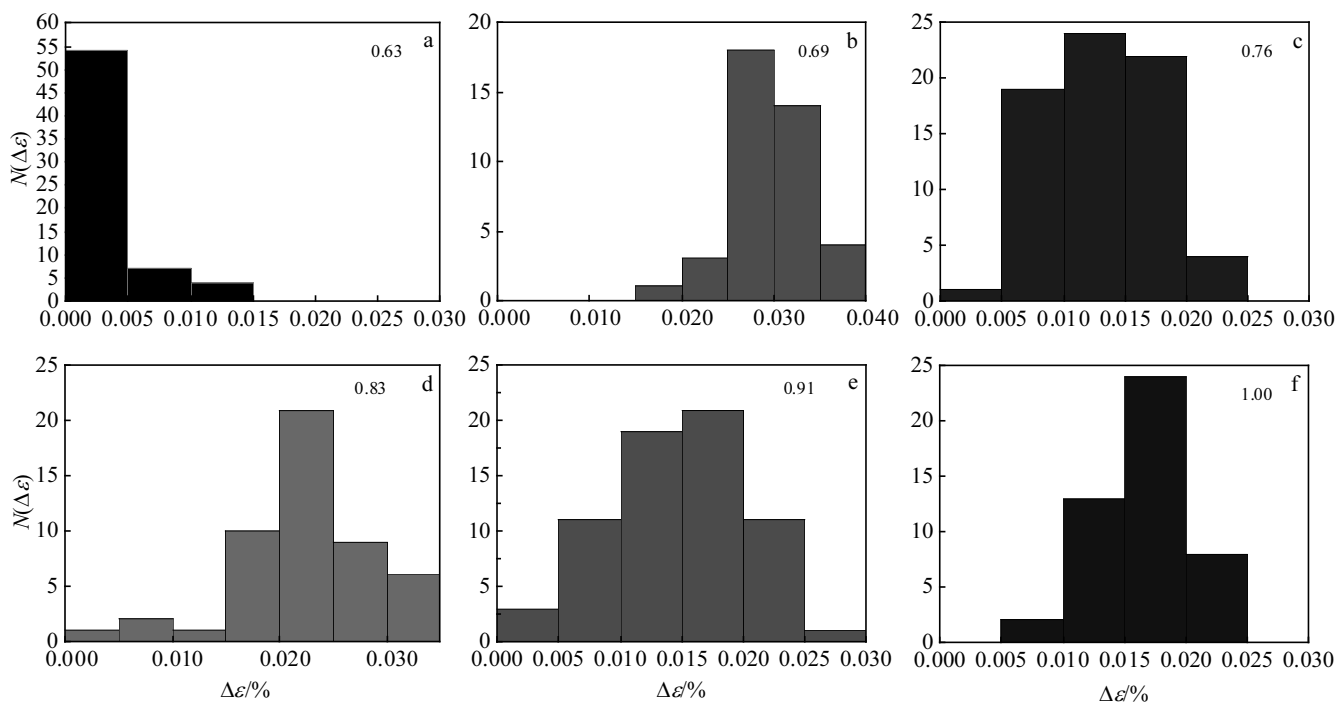


图 9 不同 Ni/Cu 比合金应力下降过程中应变增幅 $\Delta\epsilon$ 及其分布频数 $N(\Delta\epsilon)$ 柱状图

Fig.9 Distribution histograms of the strain pop-in of the stress drop with its number $N(\Delta\epsilon)$ - $\Delta\epsilon$ in the alloys with various Ni/Cu content ratios: (a) 0.63, (b) 0.69, (c) 0.76, (d) 0.83, (e) 0.91, and (f) 1.00

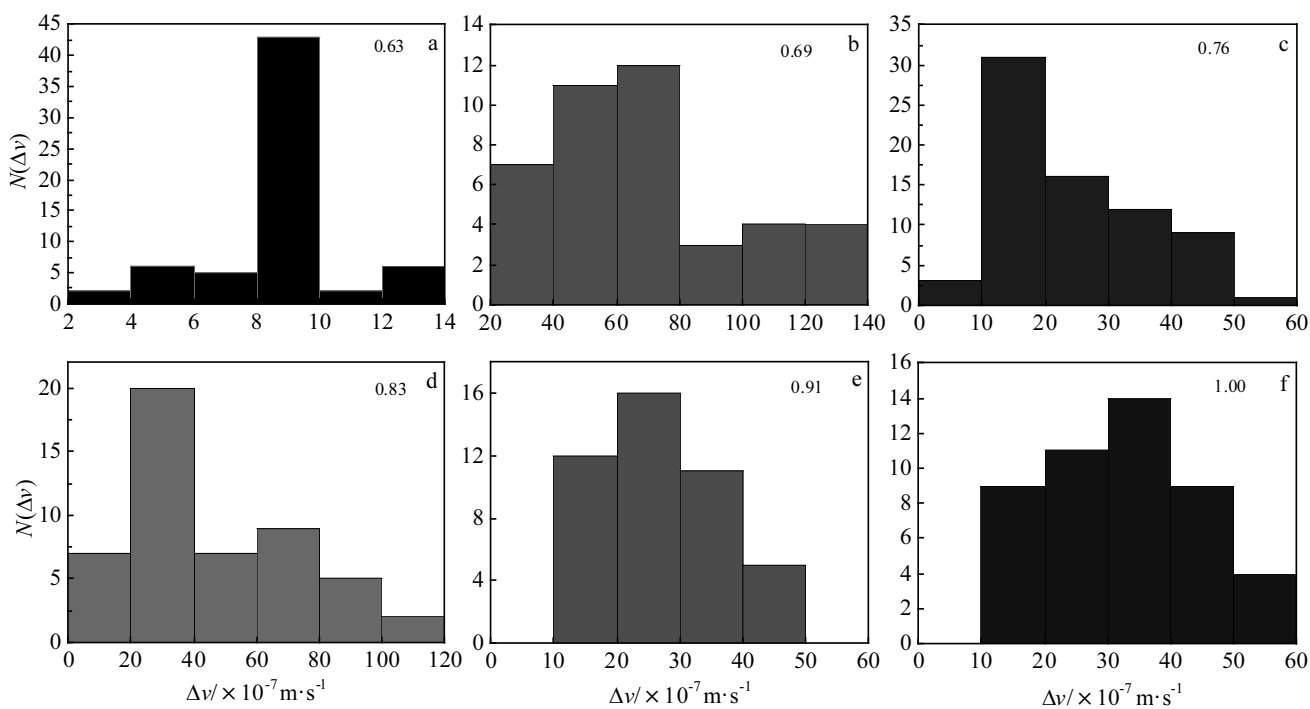


图 10 不同 Ni/Cu 比合金的应力降幅对应的变形速率 $\Delta\nu$ 及其分布频数 $N(\Delta\nu)$ 柱状图

Fig.10 Distribution histograms of the rate of deformation with its number $N(\Delta\nu)$ - $\Delta\nu$ in the alloys with various Ni/Cu content ratios: (a) 0.63, (b) 0.69, (c) 0.76, (d) 0.83, (e) 0.91, and (f) 1.00

3 结 论

1) 在 $\text{Zr}_{70}\text{Al}_8\text{Cu}_{22-x}\text{Ni}_x$ ($x=8.5, 9, 9.5, 10, 10.5, 11$) 非晶合金系中, Ni/Cu 比为 0.76 时 ($\text{Zr}_{70}\text{Al}_8\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{9.5}$) 合金的过冷液相区宽度 ΔT_x 达到最大值 89 K, 具有良好的热稳定性。

2) Ni/Cu 比 0.63 时 ($\text{Zr}_{70}\text{Al}_8\text{Cu}_{13.5}\text{Ni}_{8.5}$) 合金塑性变形为 48.58%, 弹性模量为 80 GPa, 屈服强度为 1501 MPa, 室温综合力学性能最好; Ni/Cu 比为 0.76 时 ($\text{Zr}_{70}\text{Al}_8\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{9.5}$) 合金塑性变形为 22.57%, 屈服强度为 1347 MPa, 室温力学性能次之。

3) 在应力下降阶段应力下降所经历的时间越短, 其次, 应力降幅的波动越小, 应力降幅对应的变形速率越小, 使得合金更易在较短的时间内形成剪切带且剪切带迅速扩展, 从而决定了合金具有大的塑性应变。

参考文献 References

- [1] Inoue A. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(1): 279
- [2] Subhash G, Dowding R J, Kecskes L J. *Materials Science & Engineering A*[J], 2002, 334(1-2): 33
- [3] Hofmann D C, Suh J Y, Wiest A *et al. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*[J], 2008, 105(51): 20 136
- [4] Xie S H, Zeng X R, Qian H X. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2009, 480(2): L37
- [5] Sun Yajuan(孙亚娟), Xing Dawei(邢大伟), Huang Yongjiang (黄永江) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(1): 54
- [6] Zhang Ling(张 玲), Zhan Zhaolin(詹肇麟), Li Li(李 莉). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2008, 37(16): 103
- [7] Zhao Yanchun(赵燕春), Kou Shengzhong(寇生中), Yuan Xiaopeng(袁小鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(2): 381
- [8] Li Y H, Zhang W, Dong C *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2010, 504(S1): S2
- [9] Greer A L, Cheng Y Q, Ma E. *Materials Science & Engineering R Reports*[J], 2013, 74(4): 71
- [10] Lou Taiping(娄太平), Li Fushan(李福山), Hong Jun(洪 军) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 1998, 53(3): 320
- [11] Inoue A, Zhang T, Masumoto T. *Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 1993, 156-158: 473
- [12] Li Y H, Zhang W, Dong C *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(29-30): 8551
- [13] Wang Weihua(汪卫华). *Progress in Physics*(物理学进展)[J], 2013, 33(5): 177
- [14] Liu Yanhui(柳延辉). *Dissertation for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, 2007

Effect of Ni/Cu Content Ratio on Thermal Stability and Mechanical Properties of Zr-based Amorphous Alloy

Ai Yajun, Kou Shengzhong, Zhang Wei, Sun Weimin, Li Guang

(State Key Laboratory of Gansu Advanced Nonferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: $\text{Zr}_{70}\text{Al}_8\text{Cu}_{22-x}\text{Ni}_x$ ($x=8.5, 9, 9.5, 10, 10.5, 11$) bulk amorphous alloy rods with 2 mm in diameter were prepared by a copper mold casting technique, and the effect of Ni/Cu content ratio on thermal stability and mechanical properties of the Zr-based amorphous alloys were investigated by differential scanning calorimeter (DSC) and uniaxial compression test methods. The results show that the value of supercooled liquid region ΔT_x changes between 80 K and 81 K with the Ni/Cu content ratio increasing; but the ΔT_x is bigger than others when Ni/Cu content ratio is 0.63 and 0.76. When Ni/Cu content ratio is 0.76, the thermal stability is the best and its ΔT_x value is 89 K. The plastic strain exhibits a downward trend with the Ni/Cu content ratio increasing, but there exists an abnormally larger value when Ni/Cu content ratio reaches 0.76, indicating good plasticity, and the compressive yield strength has a downward trend over all with fluctuation but no obvious regularity. And the Young's modulus reaches the maximum value of 80 GPa when Ni/Cu content ratio is 0.63, but that of other alloys changes from 58 GPa to 65 GPa. It is concluded that the plastic strain, compressive yield strength and Young's modulus reach their maximum values when Ni/Cu content ratio is 0.63.

Key words: Zr based amorphous alloy; thermal stability; mechanical properties

Corresponding author: Kou Shengzhong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Nonferrous Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2604664, E-mail: koushengzhong@163.com