



Er 元素对 Zr55Cu30Al10Ni5 非晶合金力学性能的影响

丁瑞鲜¹, 寇生中¹, 李晓诚¹, 樊建军¹, 李春玲², 李春燕¹

(1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 兰州 730050;
2. 兰州理工大学 机电工程学院, 兰州 730050)

摘要:采用水冷铜坩埚熔炼和铜模吸铸法制备直径 3mm 的 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{100-x}Er_x$ ($x=0, 0.5, 1, 2, 3, 4, 5$) 非晶合金, 并利用扫描电镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)和力学性能测试仪研究 $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ 非晶合金添加不同 Er 元素含量的力学性能变化规律。结果表明:随着 Er 元素的添加, $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ 非晶合金的室温塑性和断裂强度表现出先增加后减小的趋势;其中 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$ 非晶合金具有最高的抗压强度 σ_{bc} (2194.4 MPa)、最高的断裂强度 σ_c (2176.0 MPa)以及最高的室温塑性 ϵ_p (14.31%), 其室温塑性是不添加 Er 元素的非晶合金室温塑性的 9.3 倍, 表明添加 Er 元素有利于提高非晶合金的室温强度和塑性。

关键词: Zr 基非晶合金; Er 元素; 力学性能; 室温塑性

文章编号: 1004-0609(2021)-09-2455-09

中图分类号: TG139

文献标志码: A

引文格式: 丁瑞鲜, 寇生中, 李晓诚, 等. Er 元素对 Zr55Cu30Al10Ni5 非晶合金力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(9): 2455-2463. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37855

DING Rui-xian, KOU Sheng-zhong, LI Xiao-cheng, et al. Effect of Er on mechanical properties of Zr55Cu30Al10Ni5 amorphous alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(9): 2455-2463. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37855

现如今, 非晶态材料已经成为了一种非常重要的工程结构材料, 对于现代经济发展有很大的促进作用^[1]。近年来, 有学者发现非晶合金中加入适当的稀土元素可以提高其力学性能、非晶形成能力以及稳定性等, 孙亚娟等^[2]在 $Zr_{50.7}Cu_{28}Ni_9Al_{12.3}$ 非晶合金中加入 Gd 后发现, Gd 不但可以起到脱氧的作用, 而且可以降低吉布斯自由能差; 马明臻等^[3]和梁顺星等^[4]在锆基非晶中加入适量的稀土元素 Y 和 Gd, 可以提高其非晶形成能力; 司颐等^[5]的研究发现稀土元素能提高改善 Cu 基非晶合金的形成能力和力学性能; 牛犇等^[6]在 Al-Ni-Y 系非晶合金中加入了稀土元素 Er, 结果发现 Er 可以提高非晶合金的玻璃形成能力和热稳定性; 李春燕等^[7]和 LI 等^[8]在 $Zr_{63.36}Cu_{14.52}Ni_{10.12}Al_{10}$ 中添加稀土元素 Er, 有利于提高 $Zr_{63.36}Cu_{14.52}Ni_{10.12}Al_{10}$ 非晶合金的非晶形成

能力、力学性能以及热稳定性等性能。目前, 研究稀土元素在非晶合金中发挥的作用已成为新的研究热点^[9-10]。本研究是在 $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ 的研究基础上, 采用水冷铜坩埚熔炼和铜模吸铸法制备 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{100-x}Er_x$ ($x=0, 0.5, 1, 2, 3, 4, 5$) 非晶合金试样, 探究 Er 元素对 $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ 非晶合金的力学性能的影响, 旨在开发出一种力学性能较高的新型非晶合金。

1 实验

采用 Zr(99.95%, 质量分数)、Cu(99.95%)、Ni (99.98%)、Al(99.99%)、Er(99.99%)为原料, 设计成分为 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{100-x}Er_x$ ($x=0, 0.5, 1, 2, 3, 4, 5$)的合金; 在氩气保护下采用水冷铜坩埚熔炼和铜

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51971103, 51571105, 51661016); 甘肃省重点研发计划资助项目(20YF8GA052)

收稿日期: 2020-11-13; 修订日期: 2021-05-06

通信作者: 寇生中, 教授, 博士; 电话: 13893134252; E-mail: kousz@lut.cn

模吸铸法制备直径为 3 mm, 长为 70 mm 的 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{100-x}Er_x$ ($x=0, 0.5, 1, 2, 3, 4, 5$) 成分的非晶合金棒子。熔炼第一遍时, 先将熔炼腔体内的空气采用真空泵和氩气反复抽填三次, 采用慢功率加热, 加热功率为 0.2 kW/min, 升至 0.5 kW, 再以 1 kW/min 的加热功率升至 9 kW 保温 1 min 后关闭加热设备, 待试样随炉冷却后取样清洗铜坩埚, 准备下次熔炼; 熔炼第二遍时采用快功率加热, 直接以 1 kW/min 的加热功率升至 9 kW 保温 1 min 后关闭加热设备, 其余步骤等同于熔炼第一遍; 熔炼第三遍(吸铸)步骤等同于熔炼第二遍, 区别在于升至 9 kW 后保温 1 min 再降至 7 kW, 进行铜模吸铸, 完成吸铸后关闭设备, 待试样随炉冷却后取样研究其力学性能。

将制备好的非晶合金棒子用金刚石切片器切割成高径比大约为 2:1 的试样, 并用砂纸对试样进行打磨, 保证试样切面平整, 高径比精确至 2:1。将制备好的试样在超声波清洗机中清洗 10 min, 然后将试样放至在干净的白纸上晾干后再放入已经贴好编号的干净试样袋中备用。本研究中, 合金试样的结构表征采用的是 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射装置, Cu 靶、扫描速度 $4 (^{\circ})/\text{min}$ 、扫描角度 $20^{\circ}\sim 80^{\circ}$; 采用 WD-100D 型微机控制电子式万能试验机对其进行准静态室温压缩, 应变速率为 $1.4\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 采用 Quanta 450FEG 型场发射扫描电镜(SEM)观察合金室温压缩断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 结构表征

图 1 所示为不同合金试样的 XRD 谱。由图 1 可知, 未添加 Er 元素, 即 $x=0$ 时, 试样的 XRD 谱显示为典型的漫头峰且无其他明显的晶化峰, 可知该合金试样为非晶合金; 添加不同量的 Er 元素, 即 $x=0.5\sim 5.0$ 时, 其 XRD 谱也显示为典型的漫头峰并无其他明显的晶化峰, 可知添加 Er 元素的合金试样仍为非晶合金。

2.2 力学性能测试

图 2 所示为不同非晶合金试样的室温压缩真应力-应变曲线。由图 2 可知, 不同 Er 含量非晶合金都经历了弹性变形和塑性变形两个阶段; 并且在塑

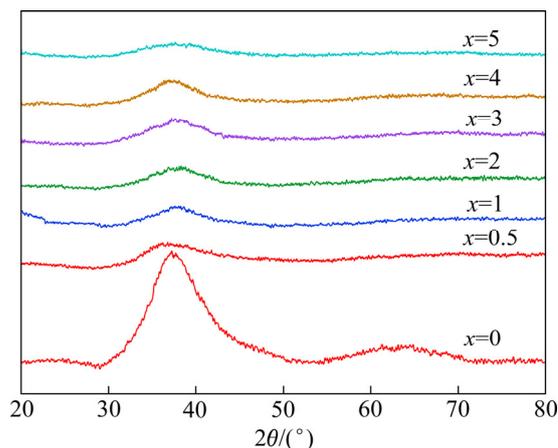


图 1 不同合金试样的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of different alloy samples

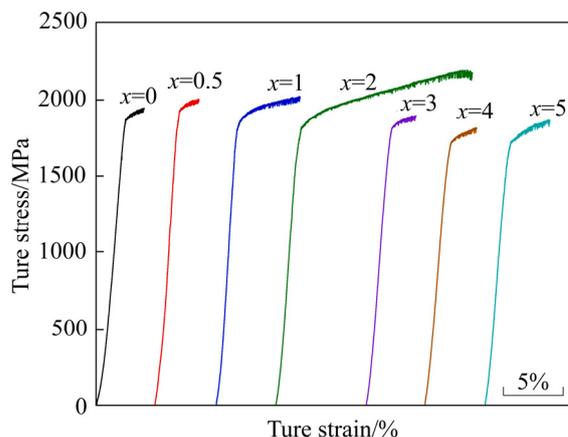


图 2 不同非晶合金试样的室温压缩真应力-应变曲线

Fig. 2 Compression true stress-strain curves of different amorphous alloy samples at room temperature

性变形阶段, 都出现加工硬化现象, 其中 $x=1$ 和 $x=2$ 时试样的加工硬化最明显; 并且也有锯齿流变现象, 其中 $x=1$ 和 $x=2$ 的锯齿流变现象最明显。锯齿流变中锯齿上升的应力部分为弹性的再加载过程, 而迅速下降的部分代表着剪切带的迅速软化扩展, 锯齿状流动现象反映了剪切带的间歇性运动行为。由图 2 分析可知, 锯齿流变越多, 能量耗散越好, 越不容易发生灾难性断裂^[11], 即 $x=1$ 试样和 $x=2$ 试样的承载性能最好。由表 1 可知, 当 $x=0$ 试样是未添加 Er 元素的非晶合金试样, 其室温塑性为 1.54%; $x=0.5$ 试样的室温塑性为 1.62%, 与 $x=0$ 试样的基本无所差异, 说明添加少量的 Er 元素, 不足以提高其室温塑性; 当 $x=1$ 和 $x=2$ 试样的室温塑性分别为 5.27% 和 14.31%, 其中 $x=2$ 试样的室温塑

表 1 不同非晶合金试样的力学性能

Table 1 Mechanical properties of different amorphous alloy samples

Sample	σ_s /MPa	σ_{bc} /MPa	σ_c /MPa	ε_p /%	G /GPa	E /GPa	μ
$x=0$	1870.6	1950.3	1950.3	1.54	35.03	93.53	0.335
$x=0.5$	1928.0	2005.2	2005.1	1.62	36.10	96.4	0.335
$x=1$	1801.2	2021.7	2020.0	5.27	33.73	90.06	0.335
$x=2$	1813.4	2194.4	2176.0	14.31	33.96	90.67	0.335
$x=3$	1812.7	1897.3	1897.3	2.00	33.95	90.635	0.335
$x=4$	1719.2	1818.7	1782.4	2.13	32.20	85.96	0.335
$x=5$	1723.3	1866.1	1863.3	3.23	32.27	86.165	0.335

表 2 不同非晶合金试样的总势垒能量密度 ϕ_0 Table 2 Potential barrier energy density ϕ_0 of different amorphous alloy samples

Sample	ϕ_0
$x=0$	0.0202
$x=0.5$	0.0209
$x=1$	0.0195
$x=2$	0.0196
$x=3$	0.0196
$x=4$	0.0186
$x=5$	0.0186

性比 $x=0$ 试样的室温塑性提高了 9.3 倍, 说明随着 Er 元素的含量提高, 室温塑性也随着提高; 当 $x=3$ 、 $x=4$ 和 $x=5$ 时, 试样的室温塑性相对于 $x=2$ 试样的室温塑性反而下降了, 说明了试样的室温塑性随 Er 元素含量的增加, 表现出先提高再降低的特性。由图 2 和表 1 可知, 添加 Er 元素可以提高强度、增加塑性, 其中当 $x=2$ 时, 非晶试样表现出最高的抗压强度 σ_{bc} 为 2194.4 MPa、最高的断裂强度 σ_c 为 2176.0 MPa 以及最高的室温塑性为 14.31%, 说明成分为 $(Zr_{0.55}Cu_{0.30}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$ ($x=0, 0.5, 1, 2, 3, 4, 5$) 的非晶合金试样具有良好的力学性能。

根据非晶合金的协作剪切模型^[12-13], 即非晶合金中原子团簇通过克服势垒, 跃迁到相邻进行变形, 最后从周期势井中逃逸而发生断裂; 根据协作剪切模型方程^[12]:

$$\Delta E \propto G(\tau - \tau_c)^{3/2} \quad (1)$$

$$\tau_c = \pi\phi_0 / 4\gamma_c \quad (2)$$

$$\phi_0 = 8\gamma_c^2 G / \pi^2 \quad (3)$$

式中: ΔE 是 2 个相邻能谷之间的能垒差; G 是切变模量; τ 是切应力; ϕ_0 是总的势垒能量密度; γ_c 是屈服应变极限, 对几乎所有非晶合金 $\gamma_c = 0.0267$ ^[12]; γ_c 和屈服切应力 τ_y , 屈服应力 σ_s 以及弹性模量 E 的关系是: $\tau_y = \gamma_c G$, $\sigma_s = 0.02E$, $\tau_y = \sigma_s / 2$; 因此激活能和模量成正比。说明压缩过程中通过原子团簇跃迁耗散许多能量, 使其内部积攒的能量相对较低, 避免原子团簇直接从势井中逃逸而发生断裂。根据上述公式和图 2 数据分析计算得非晶合金的泊松比 μ 值为 0.335, 与张涛等^[14]的研究一致; 并得到了屈服时总势垒能量密度 ϕ_0 逐渐降低的趋势。

图 3 和 4 所示分别为 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{99}Er_1$ 和 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$ 非晶合金压缩曲线锯齿流变行为的处理结果。图 5 所示为以上两种非晶合金的应力跌幅 $\Delta\sigma$ 随塑性变形的分布曲线。由图 3 和 4 可知, 一个应力锯齿由应力上升和应力下降两部分组成, 一般认为应力上升为弹性再加载过程, 应力下降部分才真正代表非晶合金的塑性应变过程, 通过应力跌幅 $\Delta\sigma$ 可以考察锯齿流变随塑性变形的变化特点; 这也说明剪切带形成和扩展之前, 能量缓慢积累, 剪切带一旦形成便迅速扩展, 快速释放能量。同时由图 3、4 和 5 可知, 随着塑性应变的增大, 锯齿的应力跌幅 $\Delta\sigma$ 也增大。根据高记鹏^[11]的研究可知, 在锯齿统计中, 需要去除试验机载荷传感器测量噪声造成的小于 0.5 MPa 的应力跌幅, 故锯齿事件个数 N 为应力跌幅 $\Delta\sigma$ 值大于 0.5 MPa 的次数。对于韧性金属玻璃来说, 锯齿分布呈现单调下降的趋势, 如表 3 和表 4 所示。非晶合金的锯齿流变通过剪切带与塑性紧密相连, 因此脆性

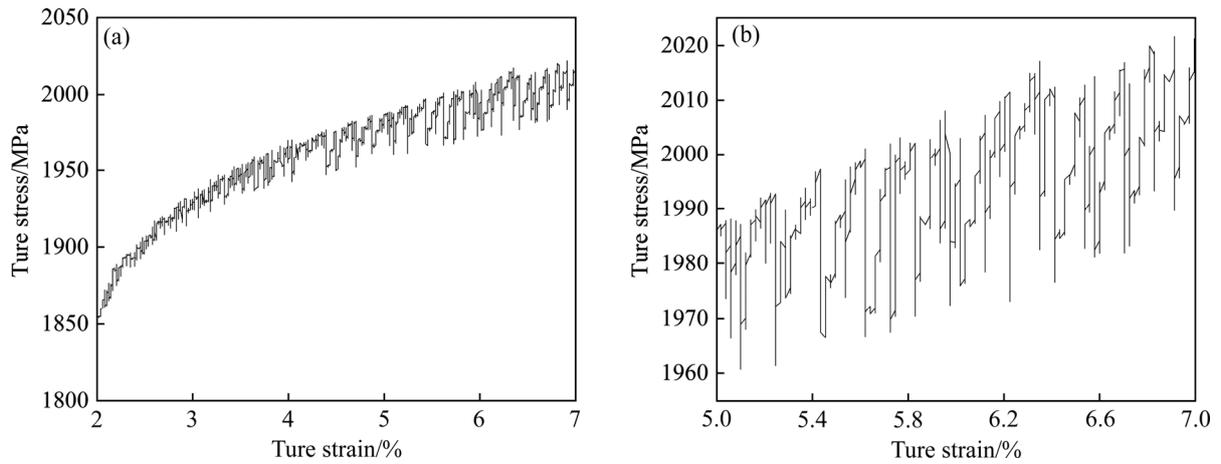


图3 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{99}Er_1$ 非晶合金试样的锯齿流变行为

Fig. 3 Serrated flow behavior of $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{99}Er_1$ amorphous alloy

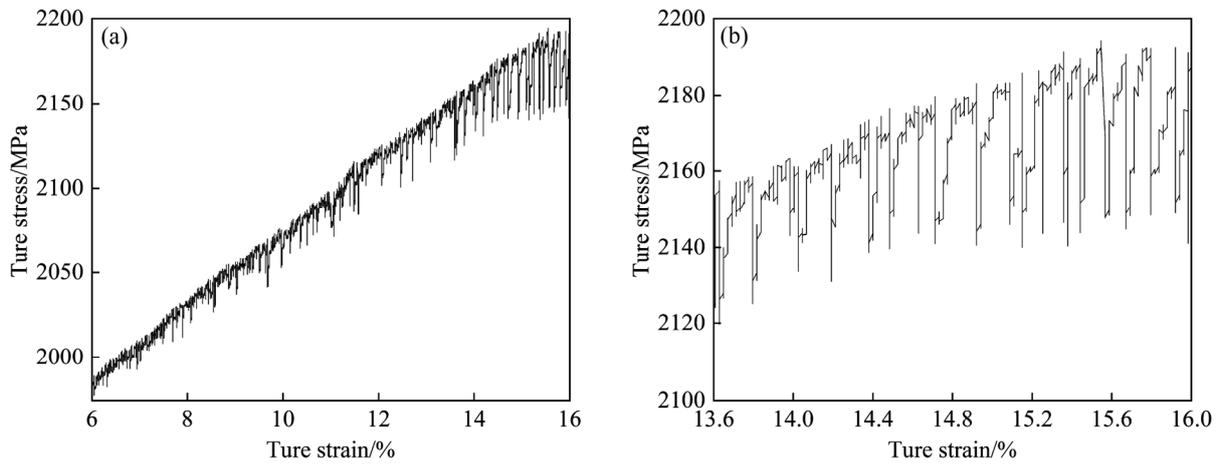


图4 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$ 非晶合金试样的锯齿流变行为

Fig. 4 Serrated flow behavior of $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$ amorphous alloy

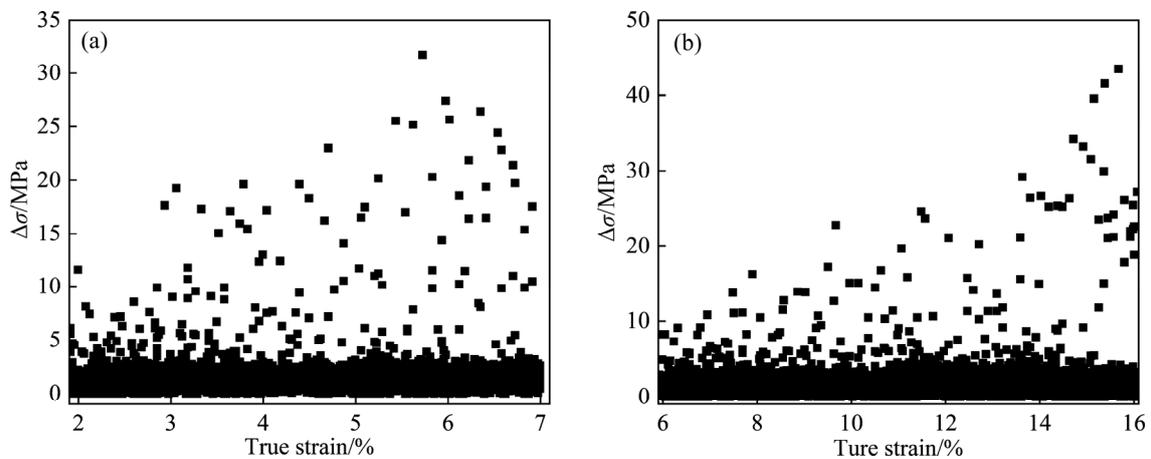


图5 不同非晶合金试样的应力跌幅 $\Delta\sigma$ 分布

Fig. 5 Stress drop $\Delta\sigma$ distribution of different amorphous alloy specimens: (a) $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{99}Er_1$; (b) $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$

表 3 (Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})₉₉Er₁ 非晶合金试样的锯齿数 N
 Table 3 Serration number N of (Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})₉₉Er₁ amorphous alloy sample

$\Delta\sigma/\text{MPa}$	N
0.5-5	2793
5-10	63
10-15	18
15-20	22
20-25	8
25-30	5
30-35	1

表 4 (Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})₉₈Er₂ 非晶合金试样的锯齿数 N
 Table 4 Serration number N of (Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})₉₈Er₂ amorphous alloy sample

$\Delta\sigma/\text{MPa}$	N
0.5-5	8086
10-20	46
20-30	26
30-40	6
40-50	3

非晶合金变形以主剪切带进行, 韧性非晶合金的变形则通过形成多重剪切带共同承担, 剪切带的差异导致了室温塑性的差异。

2.3 SEM 分析

图 6 所示为不同非晶合金试样在室温压缩断裂后的剪切带形貌。由图 6 可知, 不同 Er 含量非晶合金的室温压缩断裂后都具有主剪切带, 二次剪切带和毛细剪切带, 只是其剪切带的数量有所不同; 而这些二次剪切带和毛细剪切带的存在, 会在一定程度上抑制主剪切带的滑移, 进而提高合金的塑性, 剪切带表现在应力-应变曲线上即锯齿流变^[11]。根据时博等^[14]的研究, 剪切带上被证明拥有比基体更多的自由体积, 金属玻璃经非均匀塑性变形后, 内部保存了大量剪切带, 因而自由体积的含量也会随之增大。根据自由体积与塑性的关系可得: 1) 随着自由体积的含量增大, 金属玻璃的黏度减小, 原子的移动性变好, 塑性增强。自由体积与粘度的定量关系如下^[16]:

$$\eta = \frac{kT}{v\Omega} \exp\left(\frac{\gamma^*}{v_f}\right) \exp\left(\frac{\Delta G^m}{kT}\right) \quad (4)$$

$$x = v_f / (\gamma^*) \quad (5)$$

式中: η 为黏度; Ω 为原子体积; ν 为德拜频率; x 为金属玻璃中约化自由体积; v_f 为平均每个原子的自由体积; γ^* 为系统中原子扩散所需要的最小临界体积; γ 为几何因子, 约为 0.1。

2) 自由体积处原子排列疏松, 原子键合结合弱, 易率先发生塑性变形, 因而是剪切带产生的区域。自由体积含量越大, 则会产生越多的剪切带场所, 形成多重剪切带。这些多重剪切带相互交叉, 彼此相互限制, 进而阻碍金属玻璃过早地发生断裂, 最终使得塑性增^[17]。图 6(a)和(b)中有少量的主剪切带, 并且相邻剪切带没有明显的交互作用, 因此, 当 $x=0$ 和 $x=0.5$ 时, 非晶合金表现出较差的室温塑性。图 6(c)、(d)中有大量的主剪切带, 二次剪切带; 其中在图 6(c)中无明显的毛细剪切带, 相邻的剪切带有交互作用, 所以当 $x=1$ 时, 非晶合金试样表现出的室温塑性为 5.27%, 是不添加 Er 元素的非晶合金试样室温塑性的 3.4 倍, 表现出良好的室温塑性; 图 6(d)中有明显的毛细剪切带, 相邻的几条剪切带之间均有交互作用, 形成网状结构, 所以当 $x=2$ 时, 其非晶合金试样表现出的室温塑性为 14.31%, 是不添加 Er 元素的非晶合金试样室温塑性的 9.3 倍, 表现出优异的室温塑性。图 6(e)、(f)、(g)中有较多的的主剪切带, 和少量的二次剪切带, 相邻剪切带之间仅有少量的交互作用, 所以当 $x=3$ 、4、5 时, 其非晶合金试样表现出较好的室温室温塑性。有上述可得, 剪切带的密度越大, 主剪切带派生的的剪切带越多, 其室温塑性就越大。

图 7 所示为不同非晶合金试样在室温压缩断裂后的断口形貌。由图 7 可知, 可以观察到不同 Er 含量的非晶合金试样的断口中呈现密集的脉络纹和根须状花纹, 这是在压缩过程中断裂瞬间高度局部化的剪切带内温度迅速增高, 从而使得局部发生熔化而形成的^[18]。图 7(a)、(b)、(c)中有密集的脉络纹, 其中图 7(c)的脉络纹更多更均匀。图 7(d)中有密集均匀的脉络纹和沿着应力方向的根须状花纹相互叠加。图 7(e)、(f)、(g)中有密集的根须状花纹, 其中图 7(g)的根须状花纹更有序。综上所述可知, 脉络纹越密集越均匀或和根须状花纹越密集越有序, 其室温塑性越大。

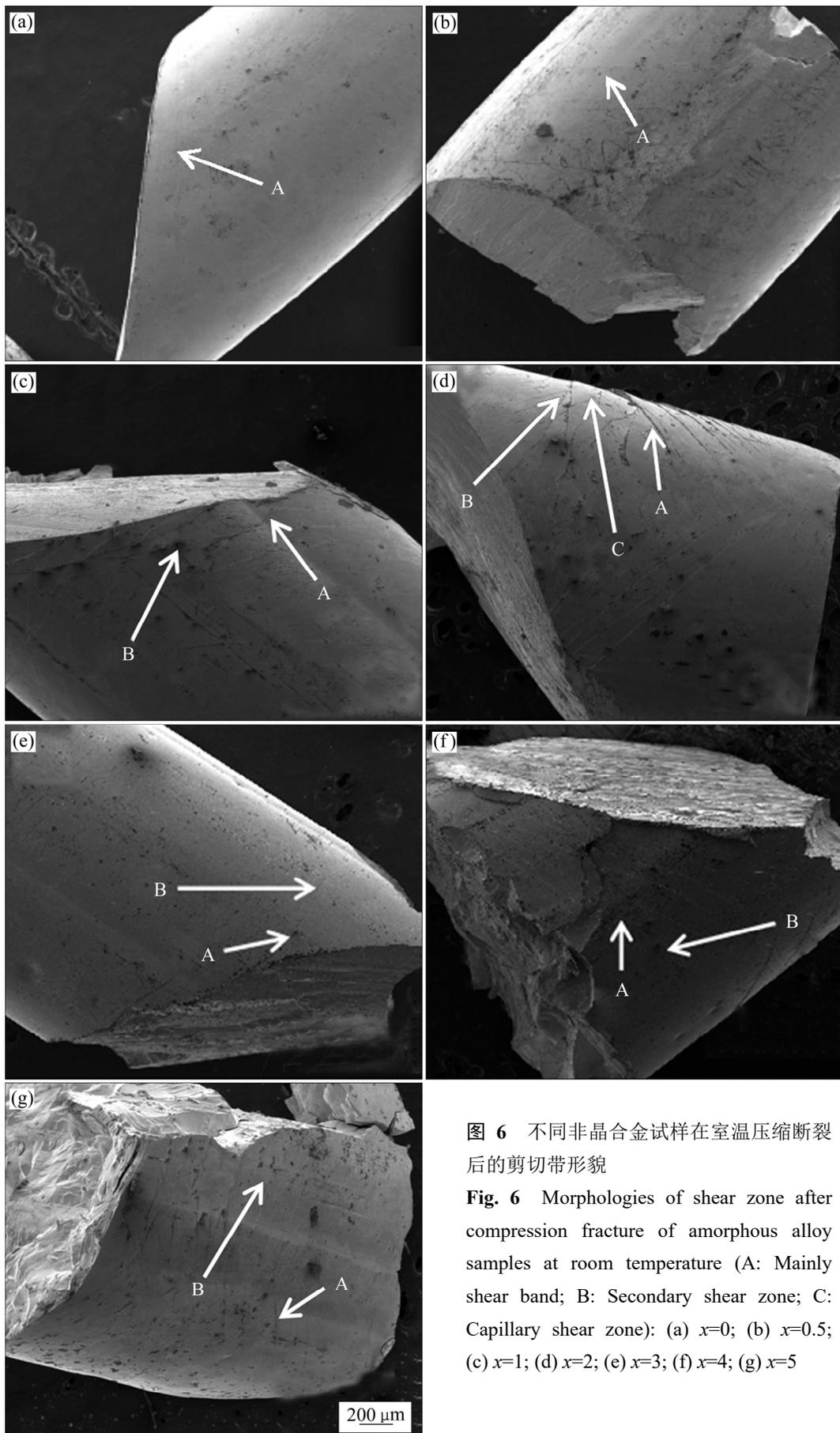


图 6 不同非晶合金试样在室温压缩断裂后的剪切带形貌

Fig. 6 Morphologies of shear zone after compression fracture of amorphous alloy samples at room temperature (A: Mainly shear band; B: Secondary shear zone; C: Capillary shear zone): (a) $x=0$; (b) $x=0.5$; (c) $x=1$; (d) $x=2$; (e) $x=3$; (f) $x=4$; (g) $x=5$

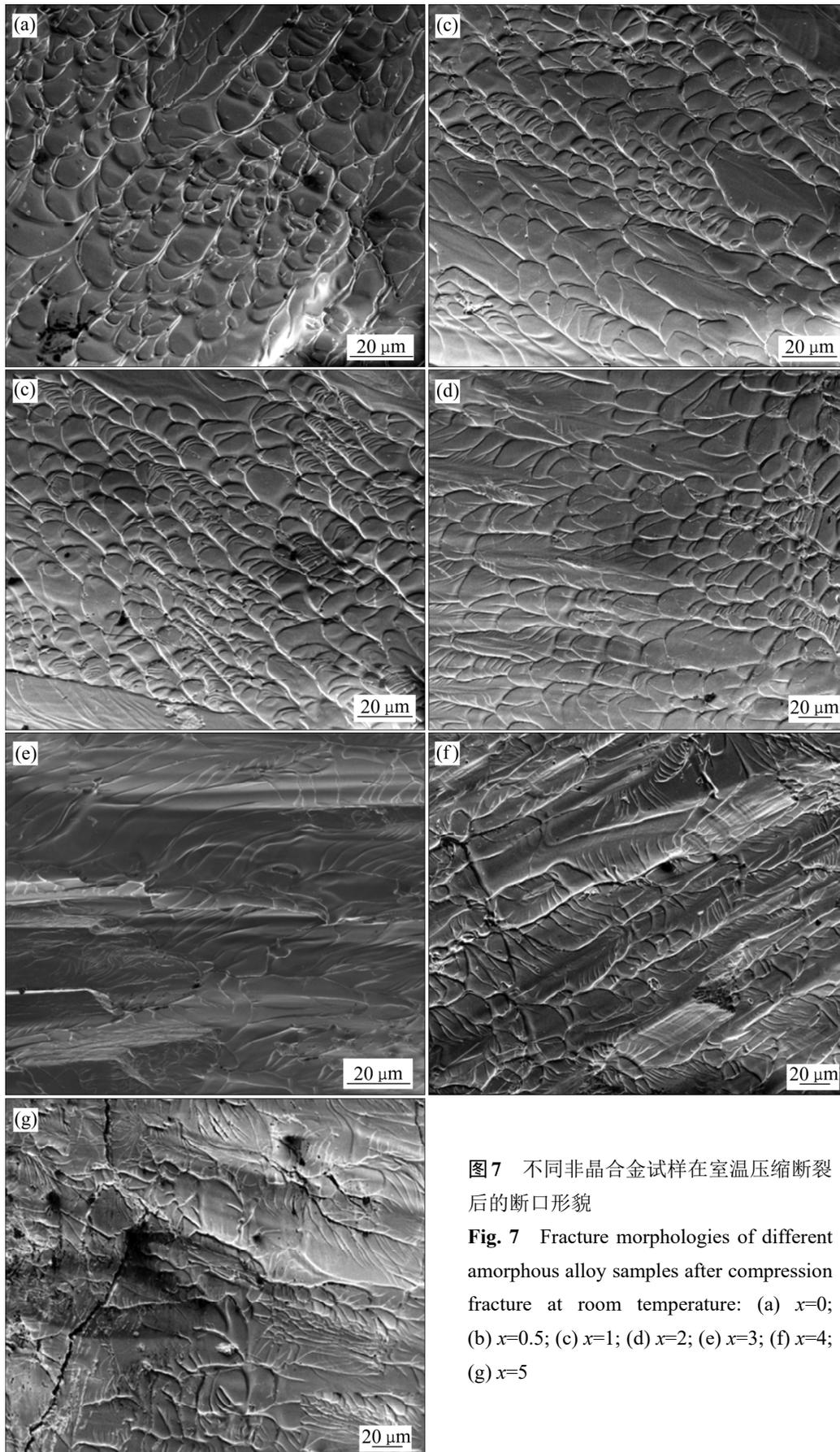


图 7 不同非晶合金试样在室温压缩断裂后的断口形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of different amorphous alloy samples after compression fracture at room temperature: (a) $x=0$; (b) $x=0.5$; (c) $x=1$; (d) $x=2$; (e) $x=3$; (f) $x=4$; (g) $x=5$

3 结论

1) 随着 Er 含量的增加, $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ 非晶合金试样的室温塑性和断裂强度均表现为先增加再降低的趋势。

2) $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$ 非晶合金具有最高的抗压强度 σ_{bc} 为 2194.4 MPa、最高的断裂强度 σ_c 为 2176.0 MPa 以及最高的室温塑性 ε_p 为 14.31%, 其室温塑性是不添加 Er 元素非晶合金室温塑性的 9.3 倍; 并其成为 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{99}Er_1$ 和 $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$ 的非晶合金表现出明显的加工硬化和锯齿流变, 表明其承压稳定性较好。

3) 添加 Er 元素有利于提高 $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ 非晶合金的室温塑性; 添加适量 Er 元素能极大提高 $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ 非晶合金的室温塑性。

REFERENCES

- [1] 殷更, 李方伟, 邓磊, 等. 非晶合金冲击韧性研究现状及展望[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(3): 530–541.
YIN Geng, LI Fang-wei, DENG Lei, et al. Research status and prospect of impact toughness of bulk metallic glasses[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(3): 530–541.
- [2] 孙亚娟, 魏先顺, 黄永江, 等. 稀土 Gd 掺杂对锆基块体非晶合金玻璃形成能力及力学性能的影响[J]. 金属学报, 2009, 45(2): 243–248.
SUN Ya-juan, WEI Xian-shun, HUANG Yong-jiang, et al. Effect of Gd addition on the glass forming ability and mechanical properties in a Zr-based bulk amorphous alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(2): 243–248.
- [3] 马明臻, 梁顺星, 陈军, 等. 钇对 ZrCuNiAl 系合金非晶形成能力的影响[J]. 燕山大学学报, 2011, 35(5): 423–426.
MA Ming-zhen, LIANG Shun-xing, CHEN Jun, et al. Effect of yttrium addition on glass forming ability of ZrCuNiAl alloy[J]. Journal of Yanshan University, 2011, 35(5): 423–426.
- [4] 梁顺星, 宗海涛, 宋爱君, 等. 稀土元素 Gd 对 Zr 基块体非晶合金形成能力的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2008, 29(S1): 277–279.
LIANG Shun-xing, ZONG Hai-tao, SONG Ai-jun, et al. The effect of lanthanon Gd on Zr-base bulk amorphous alloy glass formation ability[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2008, 29(S1): 277–279.
- [5] 司颀, 唐首春, 索忠源, 等. 稀土元素对 Cu 基非晶合金形成能力和力学性能的影响[J]. 辽宁工学院学报(自然科学版), 2007, 27(2): 101–104.
SI Yi, TABG Shou-chun, SUO Zhong-yuan, et al. Effect of rare earth elements on forming ability and mechanical properties of Cu-based metallic glasses[J]. Journal of Liaoning University of Technology (Natural Science Edition), 2007, 27(2): 101–104.
- [6] 牛犇, 赵庆明, 田野, 等. 钇对 Al-Ni-Y 非晶合金微观结构及晶化行为的影响[J]. 中国稀土学报, 2008, 26(4): 450–454.
NIU Ben, ZHAO Qin-ming, TIAN Ye, et al. Influence of addition of erbium on microstructure and crystallization behaviour of Al-Ni-Y amorphous alloy[J]. Journal of the Chinese Rare Earth Society, 2008, 26(4): 450–454.
- [7] 李春燕, 尹金锋, 王铮, 等. Er 对 ZrCuNiAl 非晶合金结构、力学性能、热稳定性及非晶形成能力的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(1): 1–7.
LI Chun-yan, YIN Jin-feng, WANG Zheng, et al. Effect of Er on structure mechanical properties thermal stability and amorphous forming ability of ZrCuNiAl amorphous alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(1): 1–7.
- [8] LI Chun-yan, YIN Jin-feng, DING Juan-qiang, et al. Effect of Er on properties of Zr-based bulk metallic glasses[J]. Materials Science & Technology, 2018, 34(15): 1887–1892.
- [9] 陈义明, 甘章华, 王锦林. 稀土元素在非晶合金中的应用[J]. 材料导报, 2010, 24(16): 495–498.
CHEN Yi-ming, GAN Zhang-hua, WANG Jin-lin. The application of rare earth elements in amorphous alloys[J]. Materials Review, 2010, 24(16): 495–498.
- [10] 范新会, 艾兴余, 李炳, 等. 添加微量稀土钇对铜基合金非晶形成能力的影响[J]. 西安工业大学学报, 2013, 33(4): 324–328.
FAN Xin-hui, AI Xing-yu, LI Bing, et al. Effect of addition rare earth element Y on glass-forming ability of copper-based glassy alloys[J]. Journal of Xi'an University of Technology, 2013, 33(4): 324–328.
- [11] 高记鹏. 锆基非晶合金的力学行为与组织结构研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2015.
GAO Ji-peng. The Research of Microstructure and mechanical properties on Zr-based bulk metallic glass[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2015.

- [12] 汪卫华. 非晶态物质的本质和特性[J]. 物理学进展, 2013, 33(5): 177–351.
WANG Wei-hua. The nature and properties of amorphous matter[J]. Progress in Physics, 2013, 33(5): 177–351.
- [13] 王 峥, 汪卫华. 非晶合金中的流变单元[J]. 物理学报, 2017, 66(17): 20–36.
WANG Zheng, WANG Wei-hua. Flow unit model in metallic glasses[J]. Chinese Journal of Physics, 2017, 66(17): 20–36.
- [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(S4): 691–694.
ZHANG Jingle, MA Chao-li, ZHANG Tao. Mechanical properties of Zr-Cu-Fe-Al-Y amorphous alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(S4): 691–694.
- [15] 时 博, 王金辉, 魏福安. 金属玻璃自由体积理论的研究概述[J]. 材料导报, 2019, 33(7): 146–151.
SHI Bo, WANG Jin-hui, WEI Fu-an. A state-of-the-art review on study of free volume theory in metallic glasses[J]. Materials Review, 2019, 33(7): 146–151.
- [16] FRANS S. On the fracture morphology of metallic glasses[J]. Acta Metallurgica, 1975, 23(5): 615–620.
- [17] CHEN L Y, FU Z D, ZHANG G Q, et al. New class of plastic bulk metallic glass[J]. Physical Review Letters, 2008, 100: 075501-4.
- [18] 刘金民, 袁晓光. 冷却速度对 ZrAlNiCu 合金组织与力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(10): 883–886.
LIU Jin-min, YUAN Xiao-hua. Effects of cooling rate on microstructure and mechanical properties of ZrAlNiCu alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2010, 30(10): 883–886.

Effect of Er on mechanical properties of Zr₅₅Cu₃₀Al₁₀Ni₅ amorphous alloys

DING Rui-xian¹, KOU Sheng-zhong¹, LI Xiao-cheng¹, FAN Jian-jun¹, LI Chun-ling², LI Chun-yan¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The amorphous alloy $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{100-x}Er_x$ ($x=0, 0.5, 1, 2, 3, 4, 5$) with a diameter of 3mm was prepared by water-cooled copper crucible smelting and copper mold aspiration casting. The mechanical properties of the amorphous alloy with Zr₅₅Cu₃₀Al₁₀Ni₅ added with different Er elements were studied by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffractometry (XRD) and mechanical properties test. The results show that the plasticity and fracture strength of Zr₅₅Cu₃₀Al₁₀Ni₅ amorphous alloy increases first and then decreases with the addition of Er. The composition $(Zr_{0.55}Cu_{0.3}Al_{0.1}Ni_{0.05})_{98}Er_2$ amorphous alloy has the highest compressive strength σ_{bc} (2194.4 MPa), the highest fracture strength σ_c (2176.0 MPa) and the highest plastic ε_p (14.31%) at room temperature. The plasticity of the alloy at room temperature is 9.3 times as that of the alloy without Er, indicating that the addition of Er can improve the strength and plasticity at room temperature.

Key words: Zr-based amorphous alloy; Er element; mechanical properties; room temperature plasticity

Foundation item: Projects(51971103, 51571105, 51661016) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(20YF8GA052) supported by the Key Research and Development of Gansu Province, China

Received date: 2020-11-13; **Accepted date:** 2021-05-06

Corresponding author: KOU Sheng-zhong; Tel: +86-13893134252; E-mail: kousz@lut.cn

(编辑 龙怀中)