



热处理温度对 $Zr_{44}Co_{56}$ 合金显微组织和力学性能影响

李培友, 王永善

(陕西理工大学 材料科学与工程学院, 汉中 723000)

摘 要: 利用 X 射线衍射仪(XRD)、金相显微镜、万能试验机和扫描电镜(SEM)等仪器研究在不同热处理温度下 $Zr_{44}Co_{56}$ 合金显微组织和力学性能。结果表明: 在不同热处理温度下, 试样显微组织由基体 B2 相和第二相 B33 相所组成; 在热处理温度 723、773 和 823 K 下, B33 相相对含量相对于铸态合金呈增加趋势; 当热处理温度达到 873 K 时, 少量的 B33 相在晶界处析出; 随热处理温度增高, 颗粒形状由铸态的小块状变为粗线条状, 再到细条状。试样在 723 K 下热处理后, 其屈服强度和线弹性极限值均大于铸态合金的相应值, 而试样在 773、823 和 873 K 下热处理后, 其屈服强度和线弹性极限值均小于铸态合金的相应值。试样在 873 K 下热处理后, 当压缩应变达到 18%时, 其外表面无任何宏观裂缝, 材料呈现加工硬化现象; 而在其余温度下热处理后, 材料断裂机制为延性断裂与解理断裂相混合的断裂机制。

关键词: Zr-Co 合金; B33 相; 热处理温度; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2017)-11-2299-08

中图分类号: TG146.4

文献标志码: A

具有较高强度以及较高延展性是工程材料选择的基本准则之一。为使工程材料在各种领域的使用过程中具有较高安全系数, 选择材料时要求材料具有较高强度和较高延展性。

具有简单立方结构的合金已得到广泛应用, 比如 NiSc 和 FeAl 合金^[1-2]。大量研究表明, 具有简单立方结构的 FeTi、NiTi、TiCo、ZrCo 和 HfCo 合金可作为功能材料或结构材料^[3-6]。另外, 研究发现 TiCo^[4], ZrCo^[6], HfCo^[6]合金既具有功能材料特征, 也具有工程结构材料特征。近来, Zr-Co 基合金由于具有良好的力学性能^[7-11], 物理性能^[12-14], 化学和生物特性^[15]而引起材料研究者的兴趣。在 Zr-Co 合金体系中, 具有简单立方结构的 B2 型 $Zr_{50}Co_{50}$ 合金, 具有良好的拉伸延展性, 其值可达 7%^[16]。另外, 铸态 $Zr_{50}Co_{50}$ 合金在室温下可压缩成饼状而无断裂特性^[17]。虽然 $Zr_{50}Co_{50}$ 合金具有良好塑性, 但该材料具有较低强度而不能满足工程材料使用需求。为提高 $Zr_{50}Co_{50}$ 合金强度, 采用添加微量 Ni 或 Pb 元素的方法, 可以在基体 B2 相上引入第二脆性相 B33 相^[7, 18], 当第二相 B33 相相对含量达到合适比例时, 材料强度和韧性能够达到工程材料使用需求^[18-21]。作为工程材料, 元素种类

越多, 合金组分的均匀性将越差, 从而影响合金的综合性能。近期研究发现, 在不添加微量元素的情况下, 即在二元 Zr-Co 合金中, 通过调整 Zr 和 Co 元素的原子比例, 也可以在基体 B2 相上引入 B33 相, 从而改善合金力学性能^[9]。因此, 在熔炼过程中二元合金比三元合金更具有组分的均匀性。研究二元含 B33 相的 Zr-Co 合金比添加微量元素的含 B33 相 Zr-Co 基合金更具有工程实用价值。另外, 研究发现 $Zr_{44}Co_{56}$ 铸态合金的显微组织即为 B2 相和 B33 相组合, 且该合金具有优异的力学性能^[9]。在目前的研究中, 通过对 $Zr_{44}Co_{56}$ 铸态合金进行不同温度下的热处理, 研究脆性相 B33 相的相对含量随热处理温度的变化, 以及研究合金力学性能与热处理温度之间的关系。

1 实验

$Zr_{44}Co_{56}$ 合金铸锭由纯金属元素(纯度高于 99.9%)混合经电弧熔化, 且在保护气氛环境下进行制备。为保证合金元素在熔炼过程中达到化学均匀, 合金铸锭均反复熔炼 4 次以上, 最后将熔炼好的合金锭放入

吸铸坩埚内用电弧熔化并充入铜模,制成直径为 2~4 mm 长为 15 mm 的圆柱状样品。棒状样品在真空中进行热处理,热处理温度分别设置为 723、773、823 和 873 K,且等温时间均为 30 min,样品取出后进行水冷。随后,用慢速金钢锯将样品进一步切割成金相分析和力学性能分析所需尺寸。样品微结构采用 X 射线衍射仪(XRD)在 $\text{CuK}\alpha$ 辐射下进行测试,且仪器运行电压为 30 kV。金相实验采用溶液体积比 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:4:4$ 的混合溶液进行腐蚀实验。在室温下单轴压缩实验采用仪器为 CMT5105 型电子万能试验机,样品直径为 2 mm,长为 4 mm 的圆柱棒,应变率为 $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。采用 JSM 6390LV 型扫描电镜观察样品断口形貌。材料维氏硬度值在 HVS-10Z/LCD 仪器上进行测试,载荷为 200 N,保压时间为 10 s。

2 结果与讨论

2.1 X 射线分析

图 1 所示为 $\text{Zr}_{44}\text{Co}_{56}$ 合金在不同热处理温度下 XRD 谱。由于样品选定为同一面积进行衍射,且在相同的测试条件下,一个相的相对衍射强度与该相的体积分数成正比。在文献[9]中,铸态 $\text{Zr}_{44}\text{Co}_{56}$ 合金微观结构主要由基体 B2 相和大量的 B33 相所组成,为了表征 B33 相相对含量,在数据处理上,把 B2 相第二峰衍射强度归一化为 100,相应的 B33 相衍射强度进行归一化,其值列于表 1 中。对于铸态试样,低衍射角度 B33 相(衍射角度 2θ 值为 32.60°)的衍射强度归一化值为 18%,随着热处理温度增加,其值先增加后减少,且在热处理温度 773 K 下,达到最大值 41%,说明该角度 B33 相体积含量达到最大值;然而,在热处理温度为 873 K 下,其值为 5%,说明该衍射角度 B33 相体积含量达到最小值。由此可见,低角度衍射的 B33 相相对热处理温度极其敏感,在较低热处理温度下,该相却呈长大趋势,在较高热处理温度下,该相朝母相 B2 相转化。对于较高衍射角度 B33 相(衍射角度 2θ 值为 42.80°),当热处理温度为 723 K 时,其衍射强度归一化值达到最大值 58%,说明体积分数达到最大值;当热处理温度为 773 K 和 823 K 时,该 B33 相从铸态合金衍射强度的归一化值 39%分别增加到 49%和 46%,说明相对于铸态合金的 B33 相,该相的体积分数增加;然而,随着热处理温度进一步增加,归一化值呈下降趋势,说明 B33 相朝母相进行转化。因此,在热处理温度 723 K 和 773 K 下, B33 相相对含量均呈增加趋势,而热处理温度达到 823 K 和 873 K 时,

B33 相相对含量均呈减少趋势,且在高温情况下 B33 相朝母相转化。

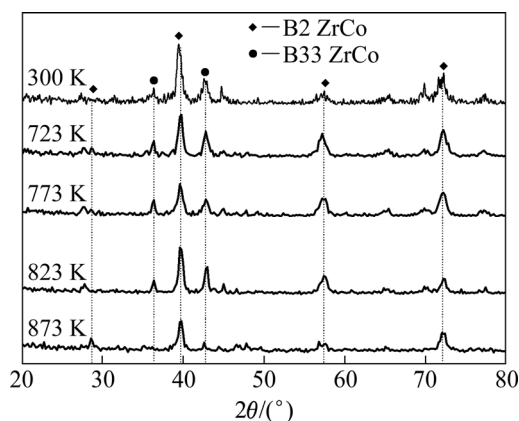


图 1 $\text{Zr}_{44}\text{Co}_{56}$ 合金在不同热处理温度下的 XRD 谱

Fig. 1 XRD pattern of $\text{Zr}_{44}\text{Co}_{56}$ alloy at different heat-treatment temperatures

2.2 显微组织分析

图 2 所示为铸态合金以及不同热处理温度 $\text{Zr}_{44}\text{Co}_{56}$ 合金的金相图片。由图 2(a)可知,在 B2 相基体上,分布着小块状 B33 相,大量块状成线性排列,颗粒尺寸在 $10 \mu\text{m}$ 到 $50 \mu\text{m}$ 之间,颗粒平均值为 $30 \mu\text{m}$ 。对于热处理温度 723 K 和 773 K 试样,如图 2(b)和 2(c)所示, B33 相颗粒尺寸范围在 $10 \mu\text{m}$ 到 $150 \mu\text{m}$ 之间,明显大于铸态试样 B33 相的颗粒尺寸;颗粒形状一部分呈小块状,另一部分大量的小块状连接为条状;另外, B33 相相对含量也明显大于铸态试样 B33 相相对含量,这与表 1 中 B33 相衍射强度归一化值相吻合,也与图 1 中 B33 相相对衍射强度的分析相吻合。当热处理温度升高到 823 K 时,如图 2(d)所示, B33 相颗粒形状为细条状和小块状,与热处理温度 723 K 和 773 K 相比,颗粒出现细化现象,相对含量也小于在热处理温度 723 K 和 773 K 下试样中 B33 相相对含量,但却比铸态合金 B33 相相对含量要高,这一结果与 XRD 分析以及表 1 中 B33 相衍射强度归一化分析相吻合。然而,当热处理温度达到 873 K 时,如图 2(e)所示,在晶界处析出微量 B33 相,这一结果与 XRD 曲线中 B33 相衍射强度归一化值较小相吻合,且基体 B2 相呈现等轴晶结构。总之,通过金相实验,可以发现 B33 相相对含量随着热处理温度先增加后减少,颗粒形状由铸态小块状变为粗线条状,再到细条状,在高温下热处理,仅在晶界处析出 B33 相,且相对含量较低。

2.3 力学分析

图 3(a)所示在不同热处理温度试样的压缩名义应

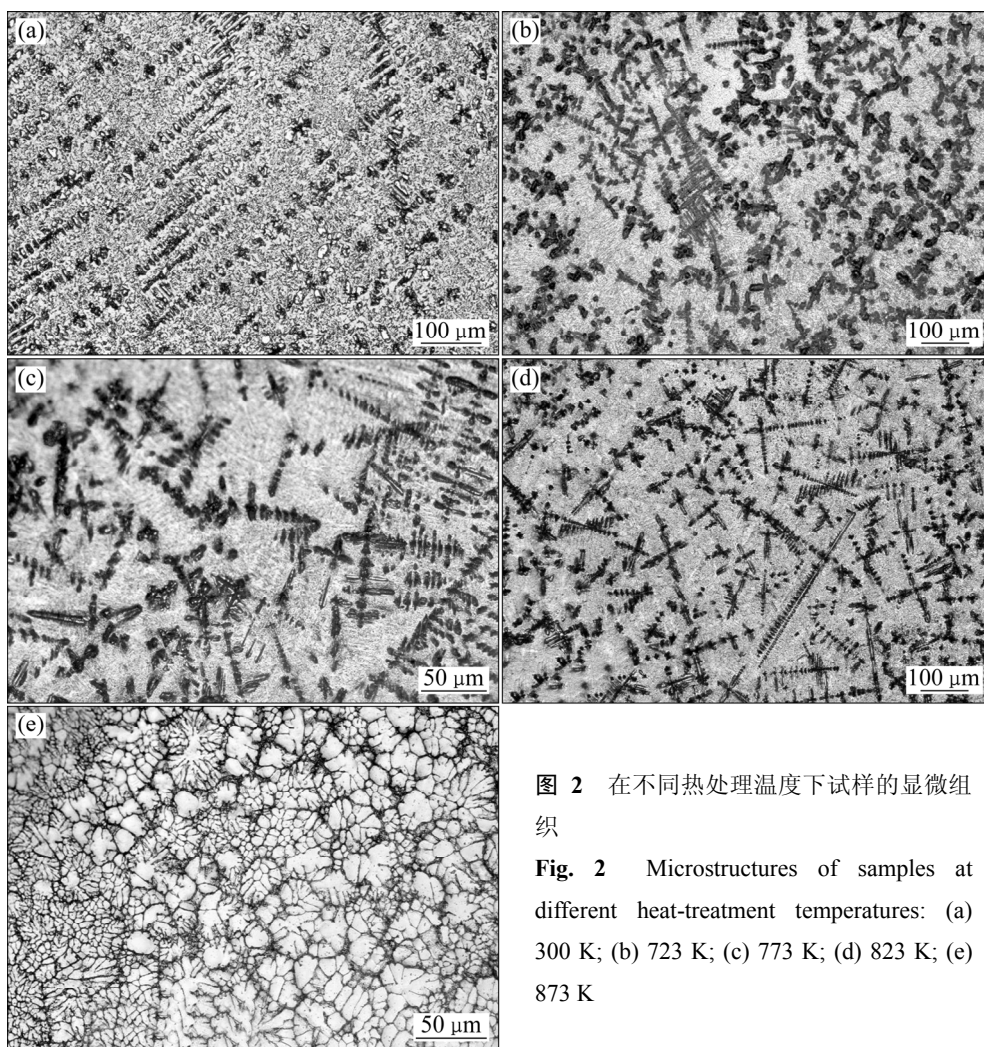


图 2 在不同热处理温度下试样的显微组织

Fig. 2 Microstructures of samples at different heat-treatment temperatures: (a) 300 K; (b) 723 K; (c) 773 K; (d) 823 K; (e) 873 K

力-应变曲线, 所有力学实验数据列入表 1 中。结果表明, 试样随热处理温度增加, 残余应变 0.2% 的屈服强度($\sigma_{0.2}$)和线弹性极限(σ_e)先增加后减少, 在热处理温度 723 K 下屈服强度和线弹性极限均达到最大值, 其值分别为 1396 MPa 和 1241 MPa, 均大于铸态试样的屈服强度和线弹性极限。当热处理温度达到 773 K 和 823 K 时, $\sigma_{0.2}$ 值和 σ_e 值分别为 1315 MPa 和 1039 MPa, 1225 MPa 和 1040 MPa, 比铸态合金相应值小。然而, 在 873 K 下热处理, $\sigma_{0.2}$ 值和 σ_e 值远小于铸态合金相应值(见表 1)。合金断裂强度(σ_k)随热处理温度增加而逐渐减小, 由于在 873 K 下热处理, 样品未压断, 故不存在断裂强度。另外, 表 1 列出了试样在不同条件下维氏硬度, 随着热处理温度增加, 维氏硬度值先增加后下降, 这与屈服强度值以及线弹性极限值相吻合。

在 $Zr_{44}Co_{56}$ 铸态合金中, 基体具有简单立方结构

的 B2 相, 第二相为具有斜方晶系 B33 相。当脆性相 B33 相和塑性相 B2 相合适组合可使材料强度提高, 相应塑性下降^[9]。当试样在 723、773 和 823 K 下热处理时, 基体中 B33 相相对于铸态合金其含量增加(见图 2), 在压缩过程中, 在 B33 相周围容易形成应力集中以及位错塞积, 从而导致材料屈服强度比在 873 K 下试样的强度要高。事实上, 当热处理温度达到 873 K 时, 合金微观结构主要是由塑性相 B2 相所组成, 从而导致合金材料强度降低。试样在 873 K 下热处理, 合金呈现较大塑性(由于合金压缩呈现加工硬化现象, 合金压缩到 18% 时停止压缩)以及加工硬化, 这是因为铸态合金在 873 K 下热处理, 大量的 B33 相转换为 B2 相, 具有塑性的 B2 相导致了合金具有大的塑性以及加工硬化。另外, 可以发现, 当热处理温度为 773 K 和 823 K 时, 应力-应变曲线却无加工硬化, 而热处理温度为 723 K 时, 合金可能存在较弱的加工硬化,

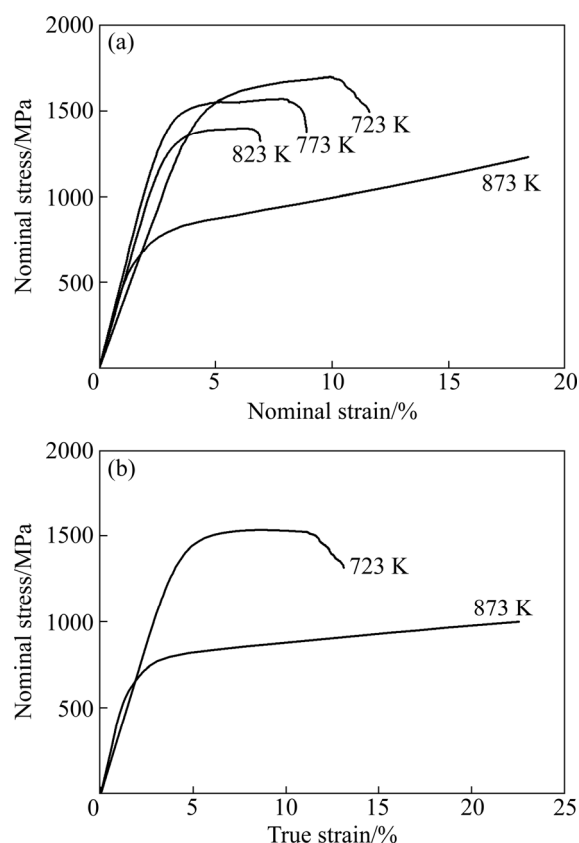


图 3 在不同热处理温度下试样的名义和真实应力-应变曲线

Fig. 3 Nominal (a) and true (b) stress-strain curves of samples at different heat-treatment temperatures

而试样在热处理温度 873 K 下,其加工硬化尤其明显。为了更好的呈现在热处理温度 723 K 和 873 K 下合金加工硬化现象,图 3(b)给出了合金真实应力-应变曲线。由图 3(b)可知,在 723 K 下热处理,加工硬化不明显,而在 873 K 下热处理,真实应力随着真实应变而近似线性增加。在加工硬化过程中,为了反映塑性变形抗力,用式(1)对加工硬化指数进行计算:

$$\sigma = k \varepsilon^n$$

(1)

式中: σ 为真实应力; ε 为真实应变; k 为强度系数;

n 为加工硬化指数。当 n 等于 1 时,材料呈现理想弹性断裂;当 n 等于 0 时,材料呈现完全塑性变形。 n 值越小,塑性变形抗力越小; n 值越大,塑性变形抗力越大。通过对式(1)两端取对数变形为,

$$\ln \sigma = \ln k + n \ln \varepsilon$$

(2)

根据式(2)得到 $\text{Zr}_{44}\text{Co}_{56}$ 合金在热处理温度 873 K 下的 $\ln \sigma$ 与 $\ln \varepsilon$ 之间的关系,见图 4 所示。由图计算结果可知,加工硬化部分分为两个阶段,第一阶段为弹塑性变化,加工硬化指数 n_1 为 0.41;在完全塑性变形区域,加工硬化指数 n_{II} 为 0.12。在完全塑性区域, n_{II} 值较小,说明了材料在塑性变形过程,塑性变形的抗力较小,这是因为在塑性相 B2 基体上,有少量 B33 相析出(见图 1 中 XRD 和表 1 中 B33 相归一化值),从而导致了材料在塑性变形过程塑性抗力较小。当在 B2 基体上,存在大量的脆性相 B33 相时,材料无加工硬化,材料塑性抗力几乎不存在。

2.4 断口分析

图 5 所示为试样在不同热处理温度下压缩断口外表面形貌图。由图 5(a)可知,当试样在热处理温度为 723 K 下,试样外表面呈现 3 个较大裂缝,而当热处理温度为 773 K 时,外表面除主断裂面之外呈现较小的宏观裂缝,如图 5(b)插入图中的黑色箭头所示;当热处理温度达到 823 K 时,外表面除了主断裂面并无宏观裂缝;当热处理温度达到 873 K 时,样品压缩应变达到 18%,外表面无任何宏观裂缝。结果表明,外表面宏观裂缝大小与所研究材料的强度和塑性应变有关,当强度较高而塑性较大时(样品在热处理温度 723 K 下的强度和塑性应变值,见表 1),压缩样品外表面呈现较大宏观裂缝(见图 5(a));当强度较低而塑性较小时(样品在热处理温度 773 K 和 823 K 下强度和塑性应变值,见表 1),压缩外表面呈现较小宏观裂缝或者无裂缝(见图 5(b)和 5(c))。然而,当样品出现较高塑性且存在加工硬化现象时,样品无断裂面,且在外表面无宏观裂缝。所以,在目前研究合金中,压缩样品外表

表 1 合金力学实验数据以及 B33 相衍射强度归一化值(I)

Table 1 Mechanical data of alloy and normalized value (I) of diffraction intensity for the B33 phase							
Temperature/K	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_e /MPa	σ_k /MPa	ε /%	$I(36.2^\circ)$ /%	$I(42.8^\circ)$ /%	HV
300	1350 ^[9]	1078 ^[9]	1608 ^[9]	8.5 ^[9]	18	39	585
723	1396	1241	1491	7.6	29	58	589
773	1315	1039	1375	6.2	41	49	577
823	1225	1040	1317	4	21	46	520
873	592	450	—	—	5	16	364

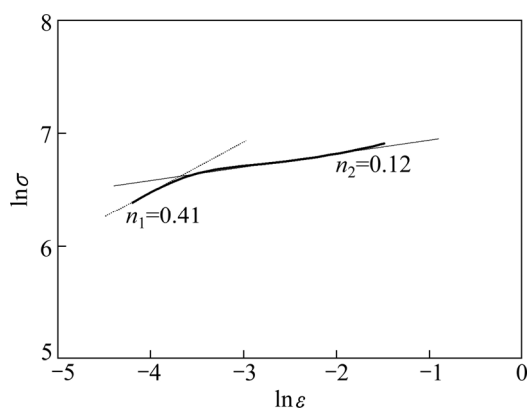


图 4 试样在热处理温度 873 K 下 $\ln\sigma$ 与 $\ln\epsilon$ 的关系图

Fig. 4 Relationship between $\ln\sigma$ and $\ln\epsilon$ for alloy at heat-treatment temperature of 873 K

面宏观裂缝的大小与材料强度值和塑性应变值的大小相对应。在压缩断口形貌中, 第二相 B33 相能够影响材料的断裂机制。图 6 所示为试样在不同热处理温度下断口形貌图。如图 6(a)、6(c)和 6(e)所示, 断口形貌呈现大面积解理面, 在解理断口上存在大量二次裂纹。

当试样受到压应力作用时, 塑性相 B2 相首先发生塑性变形, 在断口形貌上呈现出延性断裂区, 如图 6(a)、6(c)和 6(e)所示。延性断裂区在断裂之前能够吸收大量的塑性功, 延性断裂区面积越大, 吸收塑性功也越大。在图 6(a)中, 可以发现延性断裂区明显大于在图 6(c)和 6(e)中延性断裂区, 而图 6(c)中延性断裂区也明显大于图 6(e)中延性断裂区, 所以, 试样在 723、773 和 823 K 温度下热处理, 随着热处理温度增加, 延性断裂区面积减少, 相应的吸收功也减少。当把部分延性断裂区域放大, 如图 6(b)、6(d)和 6(f)所示, 在延性断裂区中, 可以发现少量的微孔型沿晶断裂以及极少量的韧窝, 大部分断口形貌为延性撕裂。所以在延性断裂区, 主要是由基体 B2 相受压应力作用形成延性撕裂; 在 B2 基体中, 由于存在少量的 B33 相, 材料在塑性变形过程中, 当位错遇到较硬的小颗粒 B33 相时, 应力水平可以绕过 B33 相, 即容易造成 B33 相与基体脱离, 从而形成微孔型沿晶断裂以及韧窝形貌。由于在 B2 基体上存在大量的脆性相 B33 相, 当压应力增加到塑性变形应力时, 在基体 B2 相吸收塑性功, 在基体与较大尺寸的 B33 相结合部产生应力集中, 当

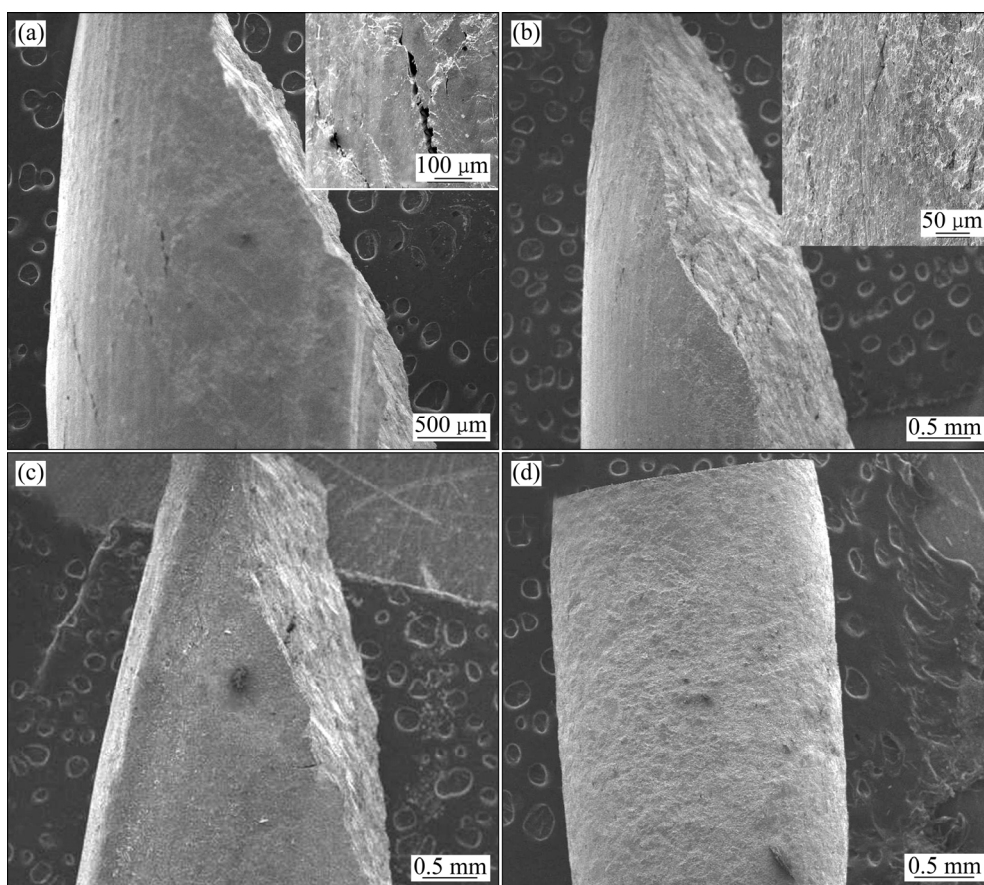


图 5 在不同热处理温度下压缩试样形貌图

Fig. 5 Morphologies of compressive samples at different heat-treatment temperatures: (a) 723 K; (b) 773 K; (c) 823 K; (d) 873 K

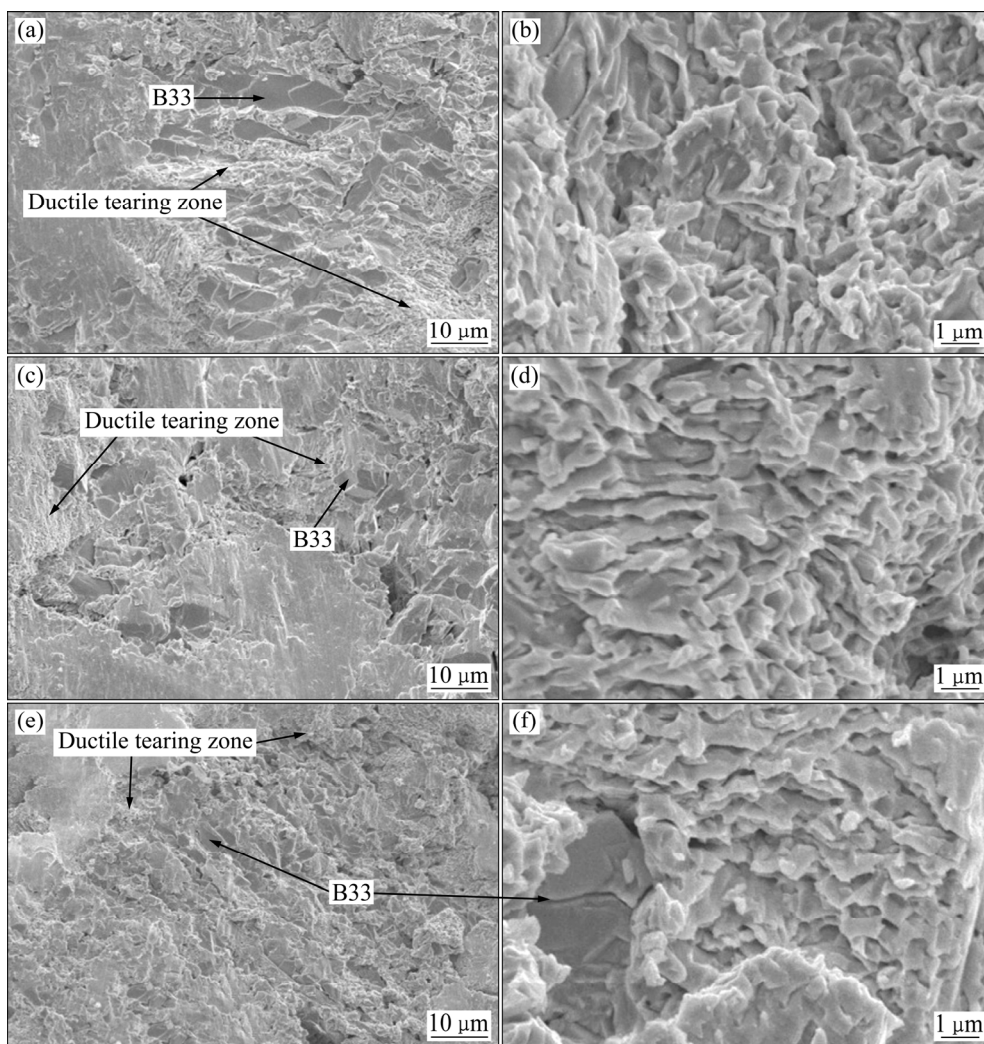


图6 合金在不同热处理温度下断口形貌

Fig. 6 Fracture morphologies of alloy at different heat-treatment temperatures: (a), (b) 723 K; (c), (d) 773 K; (e), (f) 823 K

应力超过 B33 相解理断裂应力时, 裂纹将在 B33 相内部产生, 出现穿晶断裂, 如图 6(a)、6(c)和 6(e)所示。

3 结论

1) 在不同温度下进行热处理, 试样显微组织均由基体 B2 相和第二相 B33 相所组成; 在热处理温度 723、773 和 823 K 下, B33 相相对含量相对于铸态合金呈增加趋势, 当热处理温度达到 873 K 时, 少量的 B33 相在晶界处析出; 颗粒形状由铸态的小块状变为粗线条状, 再到细条状。

2) 试样在 723 K 下热处理, 其屈服强度和线弹性极限值均大于铸态合金相应值, 而在 773、823 和 873 K 下热处理, 其屈服强度和线弹性极限值均小于铸态合金相应值。

3) 试样在 873 K 下热处理, 当压缩应变达到 18% 时外表面无任何宏观裂缝, 材料呈现加工硬化现象; 而在其余温度下进行热处理, 材料断裂机制为延性断裂与解理断裂相混合的断裂机制。

REFERENCES

- [1] 常亚涛, 郭学锋, 崔红保, 原志鹏, 朱攀攀. 冷却速度对 B2-NiSc 金属间化合物组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(7): 1444-1450.
CHANG Ya-tao, GUO Xue-feng, CUI Hong-bao, YUAN Zhi-peng, ZHU Pan-pan. Effect of cooling rate on microstructure evolution of alloy mainly consisted of B2-NiSc intermetallics[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(7): 1444-1450.
- [2] 赵荣达, 朱景川, 来忠红, 伍复发, 张广安. 低温时效对 Fe-22Al 合金微观组织和力学性能的影响[J]. 材料导报, 2015,

- 29(4): 110–113.
ZHAO Rong-da, ZHU Jing-chuan, LAI Zhong-hong, WU Fu-fa, ZHANG Guang-an. Effect of low temperature aging on microstructure and property of Fe-22Al alloys[J]. *Materials Review*, 2015, 29(4): 110–113.
- [3] 尹 杰, 李 谦, 冷海燕. TiFe 系储氢合金性能改善研究进展[J]. *材料导报*, 2016, 30(10): 141–147.
YIN Jie, LI Qian, LENG Hai-yan. Advances in improvement of hydrogen storage properties of TiFe-based alloys[J]. *Materials Review*, 2016, 30(10): 141–147.
- [4] TAKASUGI T, TSURISAKI K, IZUMI O, ONO S. Plastic flow of B2-type CoTi single crystals[J]. *Philosophical Magazine A*, 1990, 61: 785–800.
- [5] 王 鹏, 李 军, 林崇智, 杨 柳, 彭 琳, 王 莹, 肖 聪, 陈敬超. Ti-Ni 金属间化合物电子结构与力学性质的第一性原理计算[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(12): 2546–2554.
WANG Peng, LI Jun, LIN Chong-zhi, YANG Liu, PENG Lin, WANG Ying, XIAO Chong, CHEN Jing-chao. First-principles calculations of electronic structure and mechanical properties of Ti-Ni intermetallic compounds[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(12): 2546–2554.
- [6] YOSHIDA M, TAKASUGI T. Transmission electron microscopy study of the activated slip systems and the dislocation structures in B2-type CoZr and CoHf polycrystals[J]. *Philosophical Magazine A*, 1993, 68: 401–417.
- [7] MATSUDA M, IWAMOTO Y, MORIZONO Y, TSUREKAWA S, TAKASHIMA K, NISHIDA M. Enhancement of ductility in B2-type Zr-Co-Ni alloys with deformation-induced martensite and microcrack formation[J]. *Intermetallics*, 2013, 36: 45–50.
- [8] PAULY S, KOSIBA K, GARGARELLA P, ESCHER B, SONG K K, WANG G, KÜHN U, ECKERT J. Microstructural evolution and mechanical behaviour of metastable Cu-Zr-Co alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2014, 30(6): 584–589.
- [9] LI Pei-you. Mechanical properties of the novel B2-type binary Zr-Co alloys containing the B33 phase[J]. *International Journal of Materials Research*, 2016, 107(4): 385–387.
- [10] LI C J, TAN J, ZHU X K, ZHANG Y, STOICA M, KÜHN U, ECKERT J. On the transformation-induced work-hardening behavior of $Zr_{47.5}Co_{47.5}Al_5$ ultrafine-grained alloy[J]. *Intermetallics*, 2013, 35: 116–119.
- [11] TAN J, ZHAN Y, STOICA M, KÜHN U, MATTERN N, PAN F S, ECKERT J. Study of mechanical property and crystallization of a ZrCoAl bulk metallic glass[J]. *Intermetallics*, 2011, 19: 567–571.
- [12] ROMAČKA V V, ROMAČKA L, ROGL P, STADNYK Y, MELNYCHENKO N, KORZHI R, DURIAGINA Z, HORYN A. Peculiarities of thermoelectric half-Heusler phase formation in Zr-Co-Sb ternary system[J]. *Journal of Alloys Compounds*, 2014, 585: 448–454.
- [13] PALIT M, AROUT C J, BASUMATARY H, ARAVINDHA B D, KAMAT S V. Microstructure and magnetic properties in as-cast and melt spun Co-Zr Alloys[J]. *Journal of Alloys Compounds*, 2015, 644: 7–12.
- [14] HOU Zhi-peng, SU Feng, XU Shi-feng, ZHANG Jin-bao, WU Chun-ji, LIU Dan, WEI Bei-pei, WANG Wen-quan. Magnetic properties, phase evolution, and microstructure of the Co-Zr-V ribbons[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2013, 346: 124–129.
- [15] JAT R A, SINGH R, PARIDA S C, DAS A, RENU A, RAMAKUMAR K L. Determination of deuterium site occupancy in ZrCoD₃ and its role in improved durability of Zr-Co-Ni deuterides against disproportionation[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2014, 39: 15565–15669.
- [16] YAMAGUCHI T, KANENO Y, TAKASUGI T. Room-temperature tensile property and fracture behavior of recrystallized B2-type CoZr intermetallic compound[J]. *Scripta Materials*, 2005, 52: 39–44.
- [17] LI C J, TAN J, WANG G, BEDNARČÍK J, ZHU X K, Y. ZHANG Y, STOICA M, KÜHN U, ECKERT J. Enhanced strength and transformation-induced plasticity in rapidly solidified Zr-Co-(Al) alloys[J]. *Scripta Materials*, 2013, 68: 897–900.
- [18] MATSUDA M, NISHIMOTO T, MORIZONO Y, TSUREKAWA S, NISHIDA M. Enhancement of ductility in B2-type Zr-Co-Pd alloys with martensitic transformation[J]. *Intermetallics*, 2011, 19: 894–899.
- [19] MATSUDA M, NISHIMOTO T, MATSUNAGA K, YASUHIRO M, TSUREKAWA S, NISHIDA M. Deformation structure in ductile B2-type Zr-Co-Ni alloys with martensitic transformation[J]. *Journal of Materials Science*, 2011, 46: 4221–4227.
- [20] KANENO Y, ASAO K, YOSHIDA M, TSUDA H, TAKASUGI T. Tensile properties of recrystallized B2 CoZr intermetallic alloys[J]. *Journal of Alloys Compounds*, 2008, 456: 125–134.
- [21] WOLLMERSHAUSER J A, NELL C J, AGNEW S R. Mechanisms of ductility in CoTi and CoZr B2 intermetallics[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41: 1217–1229.

Effect of heat treatment temperature on microstructure and mechanical properties of $\text{Zr}_{44}\text{Co}_{56}$ alloy

LI Pei-you, WANG Yong-shan

(School of Materials and Engineering, Shaanxi University of Technology, Hanzhong 723000, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of $\text{Zr}_{44}\text{Co}_{56}$ alloy were studied by X-ray diffraction (XRD), metallographic microscopy, universal testing machine and scanning electron microscopy (SEM). The results show that the microstructures of the specimens at different heat-treatment temperatures are composed of B2 matrix phase and the second phase B33 phase. At heat-treatment temperatures of 723, 773 and 823 K, the relative content of the B33 phases exhibits an increasing trend comparing with the as-cast alloy. At 873 K, a small amount of the B33 phases precipitate at the grain boundaries; the particle shapes transform from the small bulk of as-casting state to thick line strip, and then to thin strips with increasing the heat-treatment temperature. The yield strength and elastic limit values of samples at the heat-treatment temperature of 723 K are greater than those of the as-cast alloy; however, the yield strength and elastic limit values of samples at heat-treatment temperatures of 773, 823 and 873 K are less than those of the as-cast alloy. When the compressive strain reaches 18%, the outer surface of the sample at the heat-treatment temperature of 873 K has no macroscopic cracks, and the material exhibits the work-hardening phenomenon; and the fracture mechanism of samples is the combining fracture mechanism of ductile fracture and cleavage fracture at other heat-treatment temperatures.

Key words: Zr-Co alloy; B33 phase; heat treatment temperature; mechanical property

Foundation item: Project(16JK1152) supported by the Special Foundation of Education Department of Shaanxi Province, China; Project(SLGKYQD2-22) supported by the Startup Doctoral Foundation of Shaanxi University of Technology, China

Received date: 2016-06-28; **Accepted date:** 2017-04-26

Corresponding author: LI Pei-you; Tel: +86-916-2641711; E-mail: lipeiyou112@163.com

(编辑 王 超)