

Ti 基非晶复合材料的强韧化机理

赵燕春^{1,2}, 毛瑞鹏², 许丛郁², 孙浩², 蒋建龙², 寇生中^{1,2}

(1. 兰州理工大学 省部共建甘肃省有色金属加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

摘要:采用水冷铜坩埚磁悬浮熔炼-铜模吸铸法在真空及高纯氩气保护条件下制备了直径 3 mm 的 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金, 研究了 Fe、Ce、Zr 对合金凝固组织中形状记忆晶相析出的变化规律的影响, 分析了该合金的室温力学行为与强韧化机理。研究发现, $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金铸态结构均为非晶+形状记忆晶相(B2 过冷奥氏体和 B19'热致马氏体)的复合结构, 其中 $M=\text{Fe}, \text{Ce}$ 的合金 B2 相析出体积分数较多, $M=\text{Zr}$ 的合金 B19'相析出体积分数较多。在室温压缩过程中, 合金均表现出良好的综合力学性能, 其中以 $M=\text{Ce}$ 的合金性能最优, 断裂强度、屈服强度, 塑性应变分别达到 2645 MPa, 1150 MPa 和 12.2%。合金在受压应力断裂后, 组织中奥氏体相体积分数减小, 马氏体相体积分数增加, 同时在屈服后均表现出强烈的加工硬化行为。加工硬化速率和瞬时加工硬化指数随真应变的变化分为 3 个阶段, 合金内部在压应力的作用下 B2 向 B19'相转变是合金强韧化的主要动力。 $M=\text{Fe}$ 的合金加工硬化速率、平均加工硬化指数、瞬时加工硬化指数最大, 加工硬化能力最强, $M=\text{Ce}$ 的合金次之, $M=\text{Zr}$ 的合金最弱。

关键词: 非晶复合材料; 奥氏体相; 马氏体相; 加工硬化

中图分类号: TG139⁺.8

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)06-1841-06

非晶合金(BMG)由于其独特的短程有序、长程无序的结构, 具有高强度、高硬度、高耐磨耐蚀性等特点, 被认为是极具工程应用前景的结构材料^[1-4]。然而由于非晶合金存在剪切局域化和应变软化这两个本质上的缺陷, 严重制约着 BMG 作为先进结构材料在工程中的大规模应用。因此, 开发室温塑性良好的 BMG 成为当前研究的热点。

针对非晶合金这一问题, 人们做了诸多有价值的研究工作, 诸如设计具有微观起伏结构的铸态相分离 BMG^[5]、喷丸^[6]、设计高泊松比的 BMG^[7]、引入第二相^[8,9]等, 这些方法都使得 BMG 的塑韧性得到了有效改善。其中引入第二相可根据各种性能指标选择, 非晶复合材料(BMGC)的结构和性能具有可设计性, 是一种更好的提高 BMG 塑韧性的方法。如 Johnson^[10]通过调整合金成分和进行半固态处理, 分别在 Zr 基和 Ti 基非晶合金系中开发出具有显著塑性的 β 相枝晶增韧的复合材料, 其室温塑性变形分别为 10.8% 和 13.1%, 断面收缩率分别为 50% 和 46%。Pauly^[11]等通过选择具有非晶形成能力的高温形状记忆合金(Ti-Ni 系合金), 制备了 $\text{Ti}_{50}\text{Cu}_{43}\text{Ni}_7$ 和 $\text{Ti}_{50}\text{Cu}_{41}\text{Ni}_9$ 非晶复合试

棒, 非晶基体中主要析出形状记忆晶相, 还有少量的 TiCu 和 $\text{Ti}_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ 相, 试样在压缩应力下表现出高强度高韧和强加工硬化性。

本实验选择具有形状记忆效应与较强非晶形成能力的 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.5})_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金^[12], 通过微量添加 Fe、Ce、Zr 元素, 研究了微合金化对合金凝固组织中形状记忆晶相析出的变化规律的影响, 分析了其室温力学性能与强韧化机理。

1 实验

实验合金名义成分为 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$), 母合金配置 60 g。所用原料为纯度大于 99.9% 的 Ti, Ni, Fe, Ce, Zr 和 Cu。采用水冷铜坩埚磁悬浮熔炼-铜模吸铸法制备直径为 3 mm 的 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金圆棒状试样。通过 D/max-2400 型 X 射线衍射仪(Cu K α 辐射, 40 kV, 30 mA, $2\theta=20^\circ\sim 80^\circ$)分析铸态合金试样和压缩断裂后试样的结构。用 WDW-100 微机控制电子万能试验机表征其室温力学行为, 其中试样高/径比为 2:1, 压缩速度为 0.05 mm/min。利用 EG-450 型热场发射扫描电

收稿日期: 2018-06-19

基金项目: 国家自然科学基金(51661017, 51551101, 51571105, 51661016); 甘肃省杰出青年基金(17JR5RA108)

作者简介: 赵燕春, 女, 1984 年生, 博士, 副教授, 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050, 电话: 0931-2976646, E-mail: yanchun_zhao@163.com

子显微镜(SEM)观察压缩断裂后合金的断口形貌, 说明其力学性能。

2 结果与讨论

2.1 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金 XRD 与力学性能分析

图 1 为 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金铸态试样的 XRD 图谱。结果表明, 试样在 $2\theta=35^\circ$ 和 50° 之间均存在非晶漫散射峰趋势, 且有明锐的晶体衍射峰叠加在漫散射峰之上, 因此合金均为非晶和晶体的复合结构。析出的晶体相主要为 B2-Ti(Ni, Cu) 过冷奥氏体相和 B19'-Ti(Ni,Cu) 热诱发马氏体相。同时, 由于 Fe、Ce 的添加均会降低马氏体相变温度, 使合金凝固组织中的奥氏体相稳定存在, 因此 $M=\text{Fe}, \text{Ce}$ 合金的铸态组织中 B2 相析出体积分数较多。Zr 是提高马氏体相变温度元素, 能够促进凝固组织中马氏体的相转变, 对合金组织中奥氏体相的出现起抑制作用, 但能够提高合金的非晶形成能力, 因而 $M=\text{Zr}$ 合金的铸态组织中 B19'相析出体积分数较多。图 2 为 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金压缩断裂后的 XRD 图谱。与铸态试样相比, 压缩断裂后试样的马氏体相体积分数明显增加, 且相对于压应力方向的马氏体择优取向, 即应力诱发马氏体相变。

图 3 和表 1 为 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金的室温压缩力学性能。较之单一的 BMG 合金, 材料具有更为优异的综合力学性能, 尤其在塑韧性方面。在合金体系中, $M=\text{Fe}$ 的合金塑韧性最好, 塑性应变为 13.1%, 但屈服强度(980 MPa)和断裂强度(2050

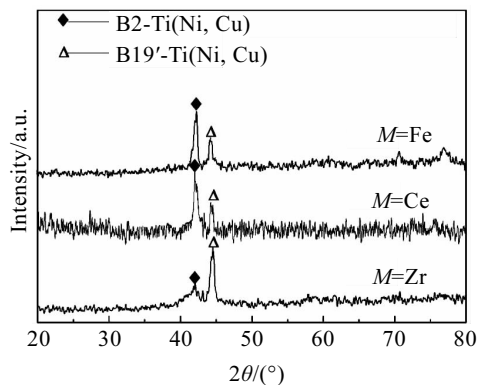


图 1 直径 3 mm $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金铸态试样的 XRD 图谱

Fig.1 X-ray diffraction patterns of $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$) alloy rod samples with the diameter of 3 mm (as-cast)

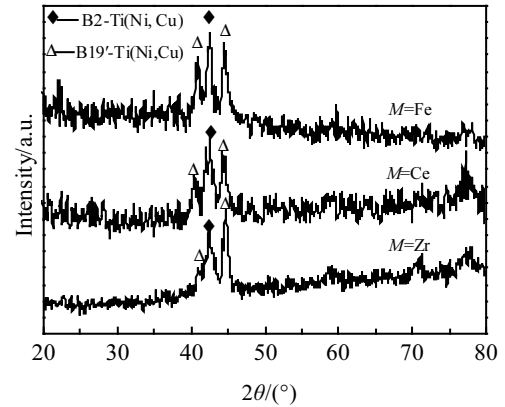


图 2 直径 3 mm $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金压缩断裂后的 XRD 图谱

Fig.2 X-ray diffraction patterns of $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$) alloy rod samples with the diameter of 3 mm (loading fracture)

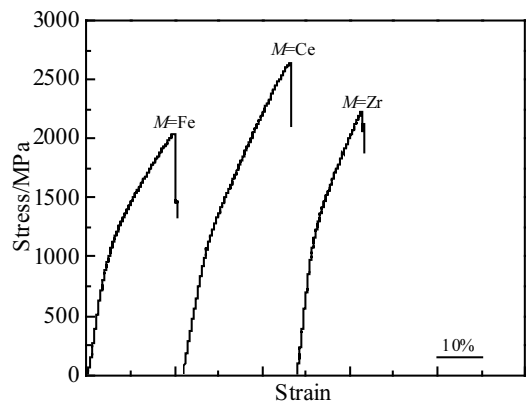


图 3 直径 3 mm $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金铸态试样的室温压缩应力-应变曲线

Fig.3 Room-temperature compressive stress-strain curves of $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$) alloy rod samples with the diameter of 3 mm (as-cast)

表 1 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金的室温压缩力学性能

Table 1 Room-temperature compressive mechanical properties of $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$) alloy			
M	σ_s/MPa	σ_f/MPa	$\epsilon_p/\%$
Fe	980	2050	13.1
Ce	1150	2645	12.2
Zr	1300	2240	7.5

MPa)较低; $M=\text{Ce}$ 时, 合金具有最高的断裂强度(2645 MPa), 屈服强度达到 1150 MPa, 并且塑性变形能力也

达到 12.2%; $M=Zr$ 时, 合金的屈服强度最高 (1300 MPa), 塑性最小(7.5%)。3 种合金试样的断裂强度远高于屈服强度, 没有出现应力诱发相变平台, 以连续屈服和强烈的加工硬化为主要特征。

从图 1 与图 2 的 XRD 分析可知, $M=Fe, Ce$ 合金铸态组织中 B2 相体积分数较多, 而 $M=Zr$ 合金铸态组织中 B19'相体积分数较多。合金内部在应力加载下发生 B2-Ti(Ni,Cu)向 B19'-Ti(Ni,Cu)的相转变(即 TRIP 效应^[13]), 因此奥氏体相越多, 对非晶基体的增强增韧越明显。另一方面, Fe 元素在合金组元中与 Ti、Ni 的原子对混合热为负值(-17 和-2), 而 Fe 与 Cu 的原子对混合热为正(13), 因此非晶基体中能够形成富 Cu 和富 Fe 相的原子团簇, 即相分离, 其中富 Fe 相结构的原子结合力较大, 结构密堆性高, 为硬相, 而富 Cu 相为软相。软相的存在使非晶基体周围环境复杂, 容易形成位错, 这必然降低应力诱发马氏体相变时所需的形核阻力, 使奥氏体发生向马氏体的相转变变得更加容易, TRIP 效应容易进行。从而使得 $M=Fe$ 的合金塑性最好, 相比于 $M=Ce, Zr$ 合金屈服强度最低。同时 Ce 与 Zr 元素添加都可稳定非晶基体组织, 因而使得 $M=Ce$ 合金综合力学性能最为优异, $M=Zr$ 合金屈服强度最高。

2.2 $(Ti_{0.5}Ni_{0.48}M_{0.02})_{80}Cu_{20}$ ($M=Fe, Ce, Zr$)合金加工硬化行为分析

图 4 为 $(Ti_{0.5}Ni_{0.48}M_{0.02})_{80}Cu_{20}$ ($M=Fe, Ce, Zr$)合金试样的加工硬化速率与真应变关系。从图中可知, $(Ti_{0.5}Ni_{0.48}M_{0.02})_{80}Cu_{20}$ ($M=Fe, Ce, Zr$)合金系中, $M=Fe$ 的合金加工硬化速率最大, $M=Zr$ 的合金加工硬化速率最小, 并且加工硬化速率随真应变变化过程可以从加工硬化开始阶段大致分为加工硬化初始阶段、合金强韧化阶段、线性硬化阶段 3 个阶段。

第 I 阶段为加工硬化初始阶段。图 4 中表现为加工硬化速率随着应变的增加而急剧下降。这一阶段可以认为是为加工硬化的发生做准备条件, 此过程的长短则表示材料进行加工硬化的难易程度。在这一阶段合金组织将发生相变, 并形成位错, 从而促使加工硬化过程能够顺利进行。由前述分析知道, $M=Fe, Ce$ 的合金铸态组织中析出的过冷奥氏体相较多, 合金由 B2-Ti(Ni, Cu)→B19'-Ti(Ni,Cu)的相转变更容易进行, TRIP 效应容易发生, 因此在这一阶段, 加工硬化速率随真应变变化过程较短, 加工硬化容易进行。值得注意的是 $M=Fe$ 的合金, 由于 Fe 原子的存在容易在合金内部形成位错, 而 Ce 元素有助于非晶基体的稳定化, 因此 $M=Fe$ 的合金加工硬化速率最大, 在此阶段进行的时间最短, 反映在力学性能上表现为复合材料的屈

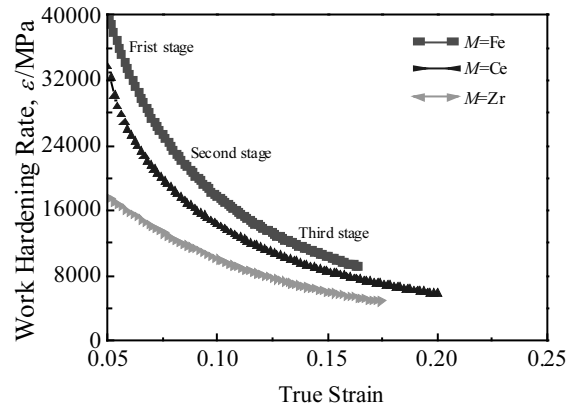


图 4 $(Ti_{0.5}Ni_{0.48}M_{0.02})_{80}Cu_{20}$ ($M=Fe, Ce, Zr$)合金试样加工硬化速率-真应变曲线

Fig.4 Work hardening rate-true strain curves of $(Ti_{0.5}Ni_{0.48}M_{0.02})_{80}Cu_{20}$ ($M=Fe, Ce, Zr$) alloy rod samples

服强度最低。与之相反, Zr 既是提高马氏体相变温度元素, 抑制合金组织中奥氏体相的析出, 又能使合金凝固组织中的非晶基体趋于稳定, 而非晶基体的原子排列无序密度高, 强度高, 周围环境单一, 从而使合金在受力变形时其内部难以形成位错, 对加工硬化行为的发生起阻碍作用, 不利于 TRIP 效应顺利进行, 因此 $M=Zr$ 的合金在第 I 阶段作用时间最长, 加工硬化速率最小, 在力学性能上表现为合金的屈服强度最大。

第 II 阶段为合金强韧化的主要阶段, 表现为加工硬化速率随着应变的增加开始逐渐下降。在这一阶段, 作用过程越长、加工硬化速率越大, 合金的塑性变形能力就越大, 强度越高。在塑性变形阶段, 复合材料内部同样伴随着相变与位错的大量增殖, 而不同元素在体系组元中的作用则影响了合金发生相变和形成位错的难易及快慢程度。与前述结论相符, $M=Fe$ 时合金的塑性变形能力最大, $M=Ce$ 次之, $M=Zr$ 的合金塑性最小。

第 III 阶段为线性硬化阶段, 表现为加工硬化速率随着应变的增加开始单调下降, 加工硬化速率变化最慢。在此阶段, 合金将完成最后阶段的强化过程。此段过程愈长、加工硬化速率越大, 材料的强度就越高、塑性越好。 $M=Ce$ 的合金虽塑性略小于 $M=Fe$ 的合金, 但强度远大于其他 2 种合金, 具有最为优异的综合力学性能。

图 5 为直径 3 mm $(Ti_{0.5}Ni_{0.48}M_{0.02})_{80}Cu_{20}$ ($M=Fe, Ce, Zr$)合金试样的真应力-真应变曲线。对真应力-真应变方程两边取对数可得到 Hollomon^[14]关系: $\ln\sigma = \ln k + n \ln \epsilon$ 。

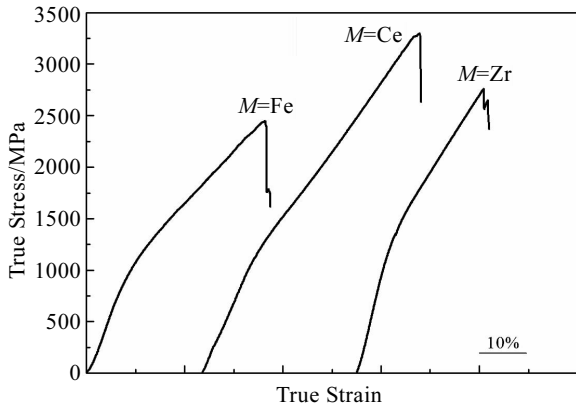


图 5 直径 3 mm $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金铸态试样的室温压缩真应力-真应变曲线

Fig.5 Room-temperature compressive true stress-true strain curves of $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$) alloy rod samples with the diameter of 3 mm (as-cast)

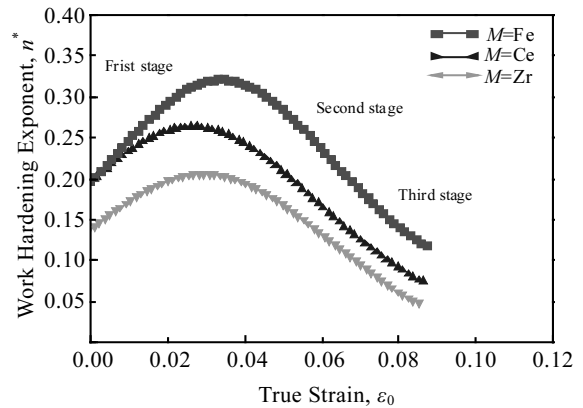


图 6 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金试样的瞬时加工硬化指数-真应变曲线

Fig.6 Work-hardening exponent-true strain curve of $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$) alloy rod samples

在双对数的坐标系下，曲线的斜率 n 为材料的平均加工硬化指数。由此得出 $M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$ 合金的平均加工硬化指数(n)分别为 0.32、0.26 和 0.22。总体来看， $M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$ 合金的平均加工硬化指数都较大，说明复合材料都有较强的加工硬化能力。 $M=\text{Fe}$ 的合金平均加工硬化指数最大，材料的加工硬化能力最强，这与前述分析结果相符。

平均加工硬化指数 n 反映了材料开始屈服以后，继续变形时材料总体的应变硬化行为^[15]。并不能说明加工硬化每一阶段的硬化行为。而在加工硬化的每一阶段材料的硬化行为都不尽相同，因此，引入瞬时加工硬化指数来具体分析复合材料在加工硬化每一阶段的硬化行为，如图 6 所示。

由图 6 可知， $M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$ 合金的瞬时加工硬化指数(n^*)的变化规律为： $n^*(\text{Fe}) > n^*(\text{Ce}) > n^*(\text{Zr})$ 。总体来看，3 种不同成分合金的瞬时加工硬化指数都是先增大后减小，其变化趋势可以分为 3 个阶段。第 I 阶段，随着真应变 ϵ_0 从 0% 增加到 2.3% 左右， n^* 也随 ϵ_0 的增加而快速增大。在 n^* -真应变关系曲线中，瞬时加工硬化指数反映了材料在每一瞬时的加工硬化能力，因此在图 6 中，这一阶段曲线的斜率越大、趋势越陡，复合材料的瞬时加工硬化指数越大，合金的加工硬化能力越强。图 4 中，此阶段与加工硬化速率随真应变变化的第 I 阶段一致。合金化元素的不同影响了合金组织内部相转变的难易和位错的生成，因此，与前述分析一致， $M=\text{Fe}$ 的合金加工硬化能力最大，这一阶段完成最快。在第 II 阶段， n^* 随 ϵ_0 的逐渐增加

而缓慢下降，复合材料的加工硬化能力逐渐减小，是合金完成强韧化的主要阶段，此阶段越长，合金的强韧化效果越明显。第 III 阶段， n^* 随 ϵ_0 的逐渐增加而迅速下降，合金完成最后阶段硬化直至断裂。3 种复合材料在屈服阶段之后的瞬时加工硬化指数随真应变变化趋势和加工硬化速率随真应变变化的 3 个阶段一一对应。合金在受压应力变形时，其内部发生的 $\text{B2-Ti}(\text{Ni}, \text{Cu}) \rightarrow \text{B19}'\text{-Ti}(\text{Ni}, \text{Cu})$ 的相转变 (TRIP 效应) 和位错增殖是合金产生加工硬化行为并完成强韧化的主要原因。

2.3 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金断口形貌分析

图 7 为 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金试样压缩断口形貌图。由图可知，3 种合金边缘断口均呈现为明显的脆断形貌组织。较之 $M=\text{Fe}$ 的合金， $M=\text{Ce}, \text{Zr}$ 的合金断面更加平整光滑。这是由于 Zr, Ce 的存在使得边缘区域的非晶组织更加稳定，不易发生剪切滑移而产生塑性变形。在断裂中心区域，3 种合金的断口形貌以脉络纹、韧窝形貌为主。较之 $M=\text{Zr}, \text{Ce}$ 的合金，在断裂中心处 $M=\text{Fe}$ 的合金脉络纹分布更加密集，并且合金断裂方向扩展延伸，占据了整个中心区域，而 $M=\text{Ce}$ 的合金出现的韧窝形貌较为稀少且分布疏松，与脆性形貌交替相存。对于 $M=\text{Zr}$ 的合金，中心处的塑性脉络纹形貌最为稀少，分布较 $M=\text{Ce}$ 的合金疏松。因此 $M=\text{Fe}, \text{Ce}$ 的合金塑性均优于 $M=\text{Zr}$ 的合金，这与前述分析结果相符。

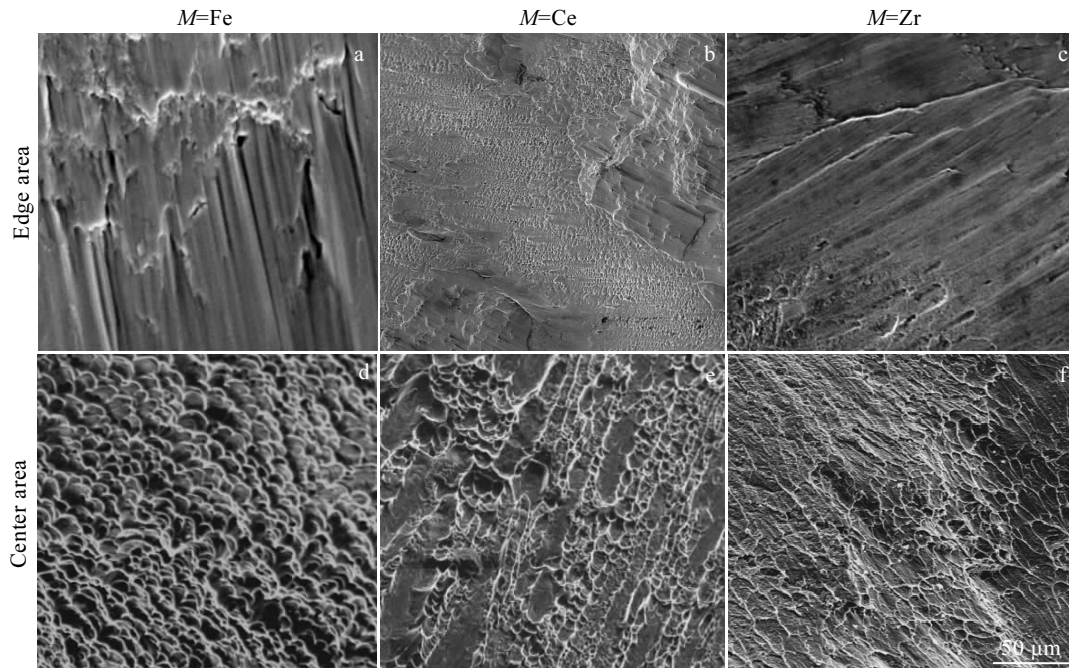


图7 $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金试样压缩断口形貌

Fig.7 SEM images of the compressive fractured surface of $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$) alloy

3 结论

1) $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金的铸态组织均为非晶+形状记忆晶相的复合结构,其中形状记忆晶相主要为 B2-Ti(Ni, Cu) 过冷奥氏体相和 B19'-Ti(Ni,Cu) 热诱发马氏体相。 $M=\text{Fe}, \text{Ce}$ 合金的铸态组织中 B2 相析出体积分数较多。 $M=\text{Zr}$ 合金的铸态组织中 B19'相析出体积分数较多。

2) $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}, \text{Ce}, \text{Zr}$)合金在室温压缩过程中均表现出优异的综合力学性能,其中以 $M=\text{Ce}$ 合金综合性能最优,断裂强度,屈服强度,塑性应变分别达到 2645 MPa, 1150 MPa 和 12.2%。合金在受压应力断裂后,组织中奥氏体相体积分数减小,马氏体相体积分数增加,同时在屈服后均表现出强烈的加工硬化行为。合金内部在压应力作用下 B2 相向 B19'相转变是合金强韧化的主要动力。 $M=\text{Fe}$ 合金加工硬化速率、平均加工硬化指数、瞬时加工硬化指数最大,加工硬化能力最强。 $M=\text{Ce}$ 的合金次之, $M=\text{Zr}$ 合金最弱。

参考文献 References

[1] Inoue A. *Mater Trans JIM*[J], 1995, 36(3): 866
 [2] Schuh C A, Hufnagel T C, Ramamurty U. *Acta Mater*[J], 2007, 55(12): 4067
 [3] Wang W H. *Prog in Phys*[J], 2013, 33(5): 177

[4] Inoue A, Takeuchi A. *Mater Trans*[J], 2002, 43(8): 1892
 [5] Liu Y H, Wang G, Wang R J *et al. Science*[J], 2007, 315(5817): 1385
 [6] Fornell J, Concustell A, Greer A L *et al. J Alloy Compd*[J], 2014, 586(3): 36
 [7] Cao Q P, Liu J W, Yang K J *et al. Acta Mater*[J], 2010, 58(4): 1276
 [8] Chen L Y, Fu Z D, Zhang G Q *et al. Phys Rev Lett*[J], 2008, 100(7): 75 501
 [9] Zhang H F, Li H, Wang A M *et al. Intermetallics*[J], 2009, 17(12): 1070
 [10] Hays C C, Kim C P, Johnson W L. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 304-306(1): 650
 [11] Gargarella P, Pauly S, Song K K *et al. Acta Mater*[J], 2013, 61(1): 151
 [12] Zhao Yanchun(赵燕春), Kou Shengzhong(寇生中), Yuan Xiaopeng(袁小鹏) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2015, 39(1): 29
 [13] Wu Y, Ma D, Li Q K *et al. Acta Mater*[J], 2017, 124: 478
 [14] Bowen A W, Partridge P G. *J Phys D Appl Phys*[J], 1974, 7(7): 969
 [15] Hu Guangshan(胡光山), Zhang Dingfei(张丁非), Zhao Dingzang(赵丁藏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(8): 2015

Strengthening and Toughening Mechanism of Ti-based Metallic Glass Composites

Zhao Yanchun^{1,2}, Mao Ruipeng², Xu Congyu², Sun Hao², Jiang Jianlong², Kou Shengzhong^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals,

Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}$, Ce and Zr) alloy with 3 mm in diameter was fabricated by suspend melting under argon atmosphere using a water-cooled Cu mold. The influences of Fe, Ce and Zr on the shape-memory crystalline phase precipitation law in the solidification structure of alloys were studied, and the mechanical behaviors at room temperature and strengthening and toughening mechanism of alloys were analyzed as well. The results show that the as-cast microstructure of $(\text{Ti}_{0.5}\text{Ni}_{0.48}\text{M}_{0.02})_{80}\text{Cu}_{20}$ ($M=\text{Fe}$, Ce and Zr) alloys is the amorphous matrix and shape-memory crystal phase (B2 undercooled austenite and B19' thermal martensite) structure. More B2 phase precipitates in $M=\text{Fe}$, Ce alloy. In $M=\text{Zr}$ alloy, more B19' phase precipitates. The alloys all exhibit good comprehensive mechanical properties, among which $M=\text{Ce}$ alloy has the best comprehensive mechanical properties, and the fracture strength, yield strength and plastic strain are 2645 MPa, 1150 MPa and 12.2%, respectively. After alloys fracture with loading, the B2 austenitic phase volume fraction decreases and B19' martensite increases. Moreover, the room temperature deformation behavior of alloys can be described as elastic deformation and strong work hardening after yielding. The work hardening rate and instantaneous work hardening exponent are divided into three stages with the change of true strain, and the transformation of B2 to B19' under the compressive stress is the main driven force of alloy strengthening and toughening. The work hardening rate, work hardening exponent and instantaneous work hardening index of the $M=\text{Fe}$ alloy are the largest and its work hardening ability is the strongest, while the work hardening ability of $M=\text{Ce}$ alloy is weaker than $M=\text{Fe}$ alloy, and that of $M=\text{Zr}$ alloy is the weakest.

Key words: metallic glass composites; austenite; martensite; work hardening

Corresponding author: Zhao Yanchun, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2976646, E-mail: yanchun_zhao@163.com