

文章编号: 1674-9669(2024)01-0067-13 DOI: 10.13264/j.cnki.ysjksx.2024.01.009

引文格式: 柳春林, 唐延川, 张庆祝, 等. 层间硬度比对 Cu-Be/Cu 层状异构复合材料强韧性的影响[J]. 有色金属科学与工程, 2024, 15(1): 67-79.

层间硬度比对 Cu-Be/Cu 层状异构 复合材料强韧性的影响

柳春林^a, 唐延川^{*a,b}, 张庆祝^a, 秦新宝^a, 郎鹏江^a, 张欣磊^a

(华东交通大学, a. 材料科学与工程学院;

b. 轨道交通基础设施性能监测与保障国家重点实验室, 南昌 330013)

摘要: 通过真空热压复合、冷轧及热处理的方式制备了具有不同层间硬度比($R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 分别为 3.0、5.0、7.0)的 Cu-Be/Cu 层状异构复合材料。研究了层间硬度比 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 对复合材料强度-塑性匹配及应变硬化率的影响, 探索了不同 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 下异质变形诱导强化对复合材料应变硬化行为的影响。研究表明, 随着 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 升高, 层状异构复合材料的抗拉强度升高、均匀伸长率降低, 但复合材料抗拉强度均高于依据混合定律计算值, 且均匀伸长率均高于相应 Cu-Be 组元, 其中 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 5.0 的复合材料具有最优强度-塑性匹配。异质变形诱导强化作用可使层状异构复合材料中产生额外应变硬化, 但 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 3.0 的复合材料中异质变形诱导强化产生的应变硬化作用较弱, 而 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 7.0 的复合材料中异质变形诱导硬化作用在塑性变形初期就达到饱和状态并迅速降低, $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 5.0 的复合材料中异质变形诱导硬化在材料应变硬化过程中占据主导作用, 且可在较大应变范围内为材料提供额外应变硬化能力。

关键词: 层状异构复合材料; 层间硬度比; 力学性能; 应变硬化; 异质变形诱导强化

中图分类号: TG146.1 **文献标志码:** A

Effect of layer hardness ratio on strength and toughness of Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure

LIU Chunlin^a, TANG Yanchuan^{*a,b}, ZHANG Qingzhu^a, QIN Xinbao^a, LANG Pengjiang^a, ZHANG Xinlei^a

(a. School of Materials Science and Engineering; b. State Key Laboratory of Performance Monitoring Protecting of Rail Transit Infrastructure, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, China)

Abstract: The Cu-Be/Cu layered heterogeneous composite materials with different layer hardness ratios ($R_{\text{Cu-Be/Cu}} = 3.0, 5.0, 7.0$) were prepared by vacuum hot pressing bonding, cold rolling and subsequent heat treatments. The effects of $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ with different interlayer hardness ratio on the balance of strength and ductility and the strain hardening rate of the composites were investigated. Furthermore, the effect of heterogeneous deformation induced (HDI) hardening on the strain hardening behavior of composites with different $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ was also studied. The results show that the ultimate tensile strength increases and the uniform elongation decreases with the increase of the interlayer hardness ratio. However, the ultimate tensile strength of the composites is higher than the value calculated by the rule of mixture (ROM). Moreover, the uniform elongation is also higher than that of the corresponding Cu-Be

收稿日期: 2023-01-31; 修回日期: 2023-05-08

基金项目: 国家自然科学基金青年项目(51701074); 江西省自然科学基金青年项目(20181BAB216003)

通信作者: 唐延川(1989—), 博士, 副教授, 主要从事金属结构材料强韧化机理相关研究。E-mail: tangyanchuan89@163.com

component, among which the composites with $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ of 5.0 possess the best balance of strength and ductility. The extra strain hardening effect in the layered composite materials with heterostructure can be caused by HDI hardening. The effect of HDI hardening on strain hardening is relatively weak in the composites with $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ of 3.0, while the HDI hardening in the composites with $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ of 7.0 reaches saturation at the initial stage of plastic deformation and then decreases rapidly. The HDI hardening in the composites with $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ of 5.0 plays a dominant role during the strain hardening process and provides the extra strain hardening effect for the composites within a large strain range.

Keywords: layered composite materials with heterostructure; layer hardness ratios; mechanical properties; strain hardening; hetero-deformation induced hardening

0 引言

铍铜(Cu-Be)合金拥有铜合金中最高的强度,其兼具高弹性和良好的导电性,是高性能开关、接触器、高导电弹簧片等弹性导电元件的理想材料,在航空航天、军工等需要面对苛刻服役条件的高精尖领域有着广泛应用^[1-3]。Cu-Be合金的超高强度(峰时效抗拉强度可达1 200 MPa以上)得益于其显著的析出强化效果,但合金中析出粒子尺寸及分布的不均匀性也导致合金时效状态下的塑性较固溶态急剧降低(由60%降低至5%以下)^[4]。这种显著的强度-塑性倒置关系严重影响了Cu-Be合金在苛刻服役条件下(如深海、深空环境等)的安全可靠性。

通过调控金属材料的显微组织结构,如调整析出物特征、细化晶粒、剧烈塑性变形等方式可有效提高材料强度,但改善材料塑性变形能力的效果有限,难以实现高强度-塑性组合^[5-7]。金属材料中的强度-塑性倒置关系与材料塑性变形过程中位错的累积和湮灭行为有关,随着析出物特征等显微结构的变化,位错的增殖速率及动态回复速率往往同时增加或减小^[8],故传统的强韧化手段无法有效破解这种耦合关系,也就很难实现材料的高强韧化。受到自然生物材料“组分简单、构型精细”带来的高强韧匹配效应的启迪,根据“构型复合”理念对材料微结构进行设计已成为目前突破材料强度-塑性倒置关系的重要途径^[9]。近年来,国内外研究团队通过增强体、基体的非均匀构型设计,构筑了具有异质结构(Heterostructured)的金属材料^[10-11],其塑性变形过程中会在软/硬相界面附近累积大量几何必须位错(Geometrically Necessary Dislocations, GNDs),堆积的GNDs会阻碍软相中位错的运动,从而在软相中产生长程背应力(Back stress),同时界面处为了平衡背应力会在硬相中产生与之大小相等、方向相反的前

应力(Forward stress),两者共同作用下产生异质变形诱导(Heterogeneous Deformation Induced, HDI)强化^[12-13]。大量GNDs的引入可大幅提升位错增殖能力,打破金属材料塑性变形过程中位错累积和湮灭行为的耦合关系,使材料获得高应变硬化能力,从而显著提高材料强韧性。其中层状异构复合化设计可实现不同组元间应变协调分布,具有显著的强韧化效果,且加工方法简便、易于工业生产推广,有望成为实现金属材料高强韧化的一种理想手段^[14]。

层状异构材料的力学性能受多因素影响,例如WU等^[15]探索了软相比对具有层状异质结构工业纯Ti拉伸性能的影响规律,发现当软相比低于30%,且均匀分布在硬相基体中时,材料可以达到良好的强度-塑性匹配。HUANG等^[16]针对层状异构Cu/Cu-Zn复合材料的研究表明,随着片层间距的减小,材料强度逐渐上升,但塑性先升高后降低,存在一个最佳的片层厚度(约15 μm)可使材料获得最佳强度-塑性匹配。软/硬相之间的机械不相容性(例如硬度差异)也是影响层状异构材料力学性能的重要因素之一,WANG等^[17]研究表明高硬度差异可以带来更为显著的背应力强化效果,有利于提高材料强韧性。而针对Cu-Be合金的层状异构复合化设计,由于弹性导电元件对材料导电性能的要求,需选取Cu单质作为软组元层,这将使得软/硬组元(Cu单质和Cu-Be合金)间存在极高的硬度差异(最高可相差7倍),而目前研究报道的层状异构材料软/硬相间硬度差异一般在3倍之内^[18-20]。在如此高的软/硬相硬度差异下,层状异质构型是否仍然能够显著提高材料的应变硬化能力,从而提高材料的强韧性,尚待进一步研究。据此,本文采用真空热压复合、冷轧及后续热处理的方式制备了具有不同层间硬度比(Cu-Be层和Cu层硬度之比, $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$,下同)的Cu-Be/Cu层状异构复合材料,研究了 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 对复合材料强度-塑性匹配以及应变硬化率的影响,探索了不同 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 下HDI强化

对复合材料应变硬化行为的影响。本文从材料应变硬化的角度阐述了 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 对复合材料强韧性的影响机制,可为层状异构复合化设计准则的建立提供参考,有助于破解 Cu-Be 合金等以析出强化为主要强化手段的高强金属材料中的强度-塑性倒置关系问题。

1 材料及方法

本试验采用 Cu-Be 合金 (C17200) 和纯 Cu (C11000) 板材制备 Cu-Be/Cu 层状异构复合材料,板材尺寸为 50 mm(长)×50 mm(宽)×0.3 mm(厚)。将 11 块经过表面处理的板材按照 Cu-Be/Cu/Cu-Be 的顺序交替堆叠,并进行真空热压复合,具体工艺可参见作者之前文章中实验部分相关内容^[21]。真空热压复合后的 Cu-Be/Cu 层状异构复合材料板材经多道次冷轧压下至 1.8 mm,总冷轧压下率约为 40%。对冷轧后的复合板材进行固溶及时效热处理,复合板材固溶工艺均为 800 °C 保温 15 min 后水淬至室温,通过不同的时效热处理使 Cu-Be 金属组元层获得不同的显微硬度,从而制备 3 种不同层间硬度比的 Cu-Be/Cu 层状异构复合材料,具体时效工艺分别为 350 °C 保温 15、60 min 和 180 min。

利用光学显微镜(OM, Zeiss-Axio Vert. A1)观察层状异构复合材料纵截面(轧制方向 RD 和轧面法向 ND 构成的平面)显微组织形貌,通过电子背散射衍射(EBSD, Oxford Symmetry S2)对层状异构复合材料各金属组元层的晶粒取向及晶粒尺寸分布情况进行分析。利用维氏硬度计(Duramin-40, Struers)对层状异构复合材料纵截面各位置的显微硬度进行测试(载荷 0.1 kg, 保压 10 s)。利用电子万能试验机(AG-X plus 100 kN, Shimadzu)对层状异构复合材料、Cu-Be 合金及 Cu 单质的单轴拉伸性能进行测试,应变速率为 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 拉伸试样平行段长度为 20 mm(与试样 RD 方向平行),使用标距为 12.5 mm 的引伸计测量应变。利用场发射扫描电镜(FE-SEM, Hitachi SU-8010)对拉伸试样断口形貌进行观察。

通过循环加卸载 (loading-unloading-reloading, LUR) 实验对层状异构复合材料 HDI 强化行为进行分析,实验在 Instron 8872 电液伺服疲劳试验机上进行,试样尺寸与单轴拉伸试样一致,首先以 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的加载速率将试样拉伸至 2% 工程应变,再以 2 000 N/min 的卸载速率将拉伸载荷卸载至 20 N,而后以相同试验参数对试样进行再加载荷卸载,如此循环往复至样品出现颈缩。

2 结果与讨论

2.1 Cu-Be/Cu 层状异构复合材料的显微组织及硬度

图 1 所示为不同层间硬度比 ($R_{\text{Cu-Be/Cu}}$) 的 Cu-Be/Cu 层状异构复合材料的显微组织及硬度分布情况。层状异构复合材料中 Cu-Be 层和 Cu 层结合良好,未观察到孔洞、裂纹或分层等现象;同时,不同金属层的厚度基本相当,平均层厚为 $(122.8 \pm 6.1) \mu\text{m}$ 。如图 1(a)、图 1(c) 和图 1(e) 所示,不同层间硬度比下,层状异构复合材料中的 Cu-Be 层晶粒尺寸均显著小于 Cu 层,但 Cu-Be 层和 Cu 层的晶粒尺寸并没有随着层间硬度比的改变而发生明显变化(不同金属层的晶粒尺寸将在后文 EBSD 相关内容中予以阐述),这是由于金属层的晶粒尺寸主要由层状异构复合材料制备过程中的热加工、冷轧及高温固溶热处理工艺决定,而后续低温时效主要影响 Cu-Be 层中的析出物状态,而对金属层的晶粒尺寸不会产生显著影响。如图 1(a) 所示,对于时效 15 min 的层状异构复合材料,Cu-Be 层晶内观察不到析出线条,这是由于时效时间较短,此时析出物以 GP 区为主^[4],因此硬度也相对较低,平均硬度仅为 $(147 \pm 10) \text{ HV}_{0.1}$ 。如图 1(c)、图 1(e) 所示,随着时效时间的延长,Cu-Be 层晶内开始出现明显的析出线条,且晶界明显增粗,根据作者之前关于 Cu-Be 合金的相关研究^[4]可知,此时晶内开始有大量的 γ' 、 γ'' 亚稳相脱溶析出,晶界处产生了胞状不连续脱溶产物。由于析出相粒子产生的显著析出强化作用^[4],Cu-Be 层的硬度发生显著升高,平均硬度分别达到 $(246 \pm 19) \text{ HV}_{0.1}$ 和 $(346 \pm 13) \text{ HV}_{0.1}$ 。而对于层状异构复合材料中的 Cu 层,其内部可观察到大量退火孪晶,其显微组织随着时效时间的延长无显著变化,显微硬度也基本保持不变,平均值分别为 $(51 \pm 2) \text{ HV}_{0.1}$ 、 $(53 \pm 2) \text{ HV}_{0.1}$ 和 $(52 \pm 4) \text{ HV}_{0.1}$ 。层状异构复合材料的显微组织和硬度分析结果表明,通过控制低温时效的时间,可在基本不改变不同金属层晶粒尺寸的前提下,获得层间硬度比差异明显的层状异构复合材料 ($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0, 5.0, 7.0$),从而为探索 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 对层状异构复合材料力学性能及强韧化行为的影响创造良好条件。

由于 Cu-Be 层和 Cu 层各自的晶粒尺寸未随着层状异构复合材料的 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 发生明显改变,故可选取 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 5.0 的复合材料为代表,研究不同金属层的晶粒尺寸分布情况。图 2 中电子背散射衍射 (EBSD) 图谱显示不同金属层的晶粒均为近等轴状,且呈现

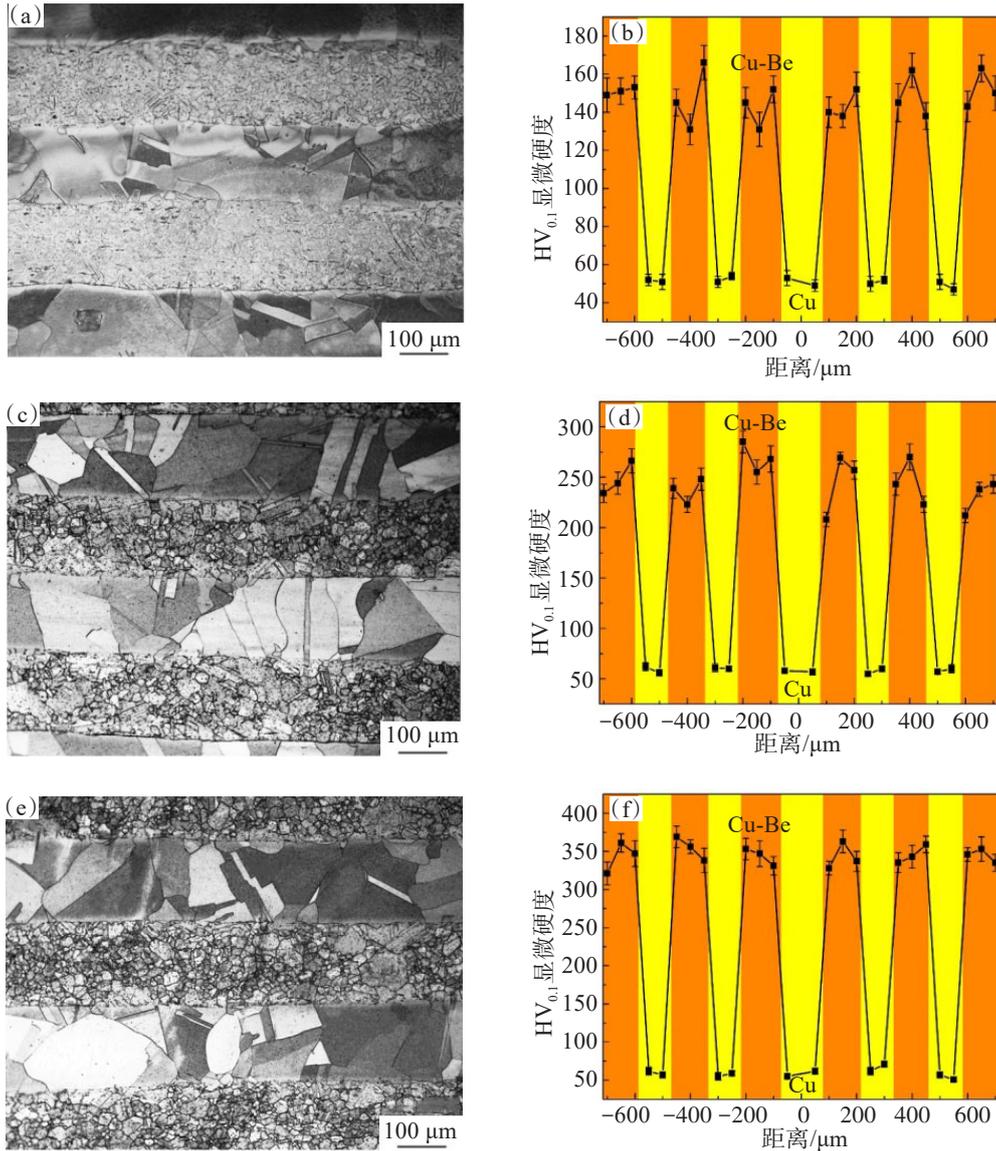


图1 Cu-Be/Cu层状异构复合材料的显微组织及硬度分布情况:(a) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ (时效15 min)OM显微组织;(b) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ (时效15 min)显微硬度;(c) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ (时效60 min)OM显微组织;(d) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ (时效60 min)显微硬度;(e) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ (时效180 min)OM显微组织;(f) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ (时效180 min)显微硬度

Fig.1 Microstructure and microhardness distribution of Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure: (a) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ (aging for 15 min) OM microstructure; (b) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ (aging for 15 min) microhardness; (c) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ (aging for 60 min) OM microstructure; (d) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ (aging for 60 min) microhardness; (e) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ (aging for 180 min) OM microstructure; (f) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ (aging for 180 min) microhardness

出随机取向。图2中黑色虚线位置为Cu-Be/Cu界面,可观察到Cu-Be层和Cu层的晶粒均可以跨越Cu-Be/Cu原始界面(图2中黑色曲线)向异种金属层内生长,表明层与层之间存在原子扩散,界面之间为冶金结合^[10],这也有助于提高层状异构复合材料的机械性能。

不同金属层的晶粒尺寸分布情况如图3所示,Cu-Be层的晶粒尺寸分布在2~40 μm之间,75%的晶粒的尺寸集中在5~20 μm,平均晶粒尺寸为12.2 μm;而Cu层的晶粒尺寸分布在10~80 μm之间,70%的晶粒的尺寸集中在20~50 μm,平均晶粒尺寸为32.6 μm,约

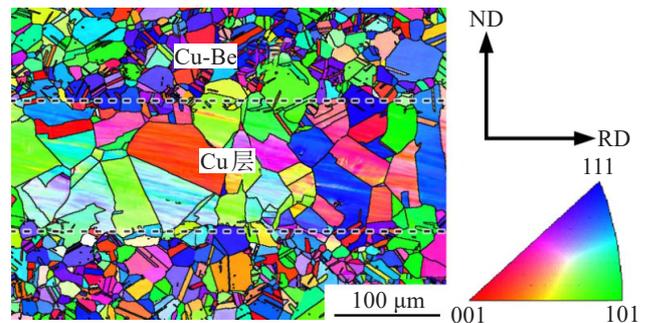


图2 Cu-Be/Cu层状异构复合材料的EBSD晶粒取向图谱
Fig.2 EBSD grain orientation image of Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure

为Cu-Be层的2.7倍。可利用Hall-Petch公式对由晶粒尺寸差异而导致的不同金属层间硬度差值进行估计:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

式(1)中: σ 为材料屈服强度, σ_0 反应晶内对变形的阻力, k 反应晶界对变形的影响系数, d 为晶粒尺寸。当仅考虑晶粒尺寸对材料屈服强度的影响,忽略固溶

原子、析出粒子等因素时,可用多晶纯铜的相关参数($\sigma_0=40$ MPa, $k=190$ MPa $\cdot\mu\text{m}^{-1/2}$)进行估算^[22],此时Cu-Be层与Cu层之间屈服强度的差值仅为21 MPa。由此可知,Cu-Be层与Cu层之间的硬度差异主要由Cu-Be层中的析出物状态导致,受两者间晶粒尺寸差异的影响极小。

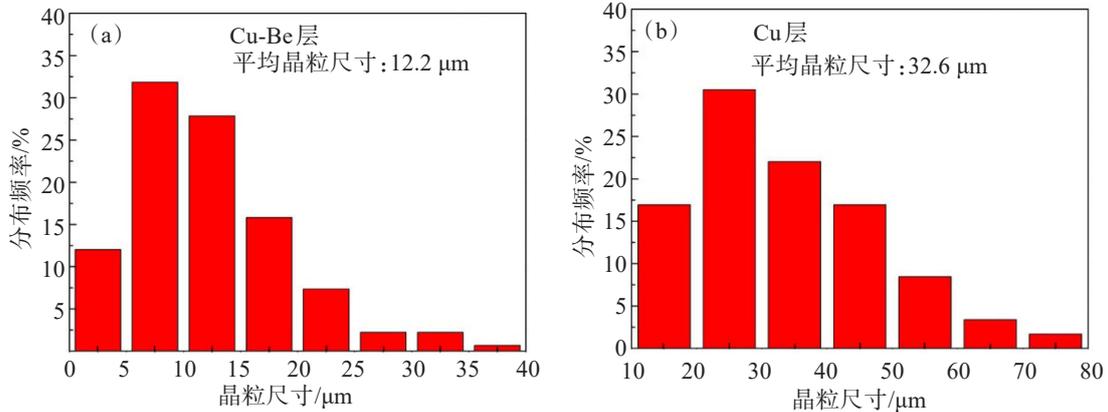


图3 Cu-Be/Cu层状异构复合材料的晶粒尺寸分布情况:(a) Cu-Be层晶粒尺寸分布情况;(b) Cu层晶粒尺寸分布情况

Fig.3 Grain size distribution of Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure:

(a) grain size distribution of Cu-Be layer; (b) grain size distribution of Cu layer

2.2 Cu-Be/Cu层状异构复合材料的拉伸性能及应变硬化行为

图4所示为金属组元及层状异构复合材料的单向拉伸曲线,图4(a)中不同时效时间下的Cu-Be合金组元呈现出显著的强度-塑性倒置现象,当时效时间由15 min延长至180 min时,虽然抗拉强度由678 MPa提升至1 247 MPa,提升了近85%,但均匀伸长率也由18.3%大幅降低至4.4%,仅为短时间时效状态下的25%。将时效时间由180 min缩短至60 min后,Cu-Be合金的抗拉强度仍然可达1 168 MPa,均匀伸长率也增长至6.9%,材料的强韧性得到一定的提高,强塑积较时效180 min的Cu-Be合金提高45.7%。这主要与Cu-Be合金中析出物状态的变化有关,当时效时间为60 min时,合金中析出物以弥散分布的细小 γ'' 相为主^[23],同时析出强化机制也以位错剪切析出粒子的机制为主^[24],因此合金可以在保持较高强度的基础上获得较好的塑性。对于纯Cu组元来说,由于其在时效过程中既不会产生脱溶析出,晶粒长大也不明显,所以其抗拉强度和伸长率基本保持不变,分别为195 MPa和21.2%。

如图4(b)所示,对于具有不同层间硬度比的层状异构复合材料,随着 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 由3.0提高至7.0,复合材料抗拉强度也由564 MPa提高至738 MPa,均匀伸长率由23.1%降低至8.5%,但复合材料的均匀伸长

率均高于相应的Cu-Be组元。 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为5.0的层状异构复合材料具有最优的强度-塑性匹配,其抗拉强度可达705 MPa,仅略低于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为7.0的层状异构复合材料的抗拉强度(738 MPa),但其均匀伸长率高达15.8%,因此其强塑积也较 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为7.0的层状异构复合材料提高了近80%。由此可见,在提高Cu-Be合金强韧性的方面,相较于优化合金内析出物状态,运用层状非均质的构型设计是一种效果更为显著的方法。

利用复合材料的混合定律(Rule of mixture, ROM)对层状异构复合材料的拉伸性能进行分析,Cu-Be/Cu层状异构复合材料中各组元的体积分数可通过金属组元层厚度占比进行估计,可得Cu-Be组元体积分数为51.4%,Cu组元体积分数为48.6%。将利用ROM计算的复合材料抗拉强度与试验测试结果进行对比,结果如图5(a)所示。由图5(a)可知,不同层间硬度比的层状异构复合材料实际抗拉强度均高于ROM的计算值,其中 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为3.0的层状异构复合材料抗拉强度比ROM计算值高近30%。随着层间硬度比的上升,层状异构复合材料实际抗拉强度与ROM计算值之间的差值(额外强度)逐渐减小。如图5(b)所示为不同层间硬度比的层状异构复合材料与相应的Cu-Be组元均匀伸长率的对比,尽管层状异构复合材料的均匀伸长率也随着层间硬度比的上

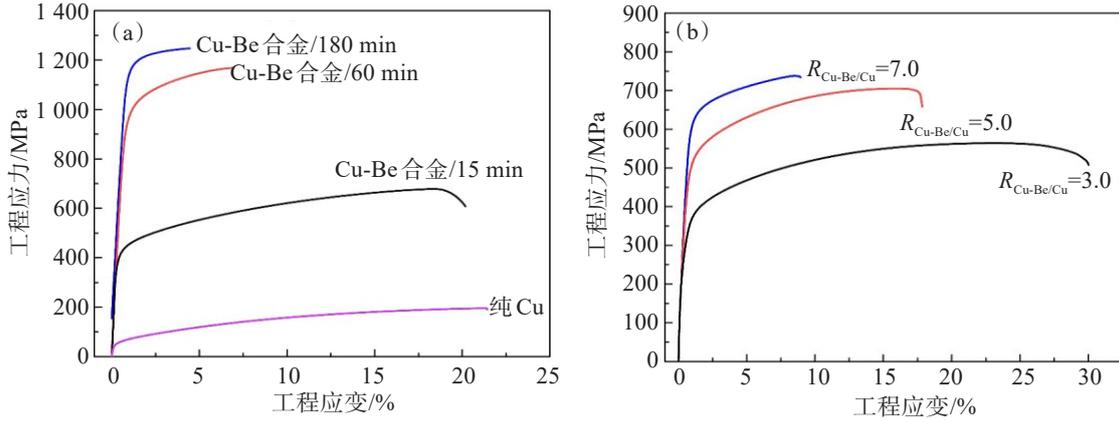


图4 金属组元及Cu-Be/Cu层状异构复合材料的单向拉伸曲线:(a)金属组元的拉伸曲线;(b)层状异构复合材料的单向拉伸曲线

Fig. 4 Uniaxial tensile curves of metal components and Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure: (a) uniaxial tensile curves of the metal components; (b) uniaxial tensile curves of Cu-Be/Cu laminated composites with heterostructure

升而逐渐降低,但均高于对应的Cu-Be组元(两者间差值为额外伸长率),分别高出25.7%($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$)、129.0%($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$)和93.2%($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$)。由此可见,层状非均质构型设计在提高材料塑性变形能力方面具有很好的作用,特别是在层状异构复合材料的层间硬度比较高的情况下,其对塑性变形能力提升的效果尤为显著。由于高硬度状态下的Cu-Be合金在塑性变形过程中极易发生个别晶粒的塑性容限耗尽,从而导致应变局域化的产生^[25],这也是其塑性

较差(均匀伸长率小于7%)的主要原因之一。但是层状异构复合材料在塑性变形过程中,会发生载荷的传递及应变的分配,从而有效发挥软相(Cu组元)高位错容纳能力和塑性变形稳定性,进而抑制硬相(Cu-Be组元)的塑性失稳,从而实现应变非局域化^[26],这也就是高层间硬度比的层状异构复合材料塑性变形能力较相应的Cu-Be组元大幅提升的原因。同时,更好的塑性变形能力也有助于材料在塑性变形过程中持续地发生应变硬化,从而提高合金的强韧性^[27]。

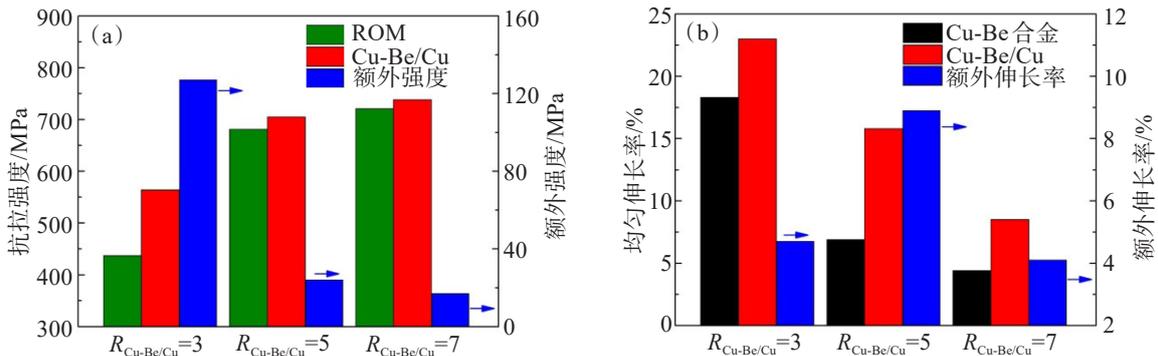


图5 金属组元及Cu-Be/Cu层状异构复合材料拉伸性能对比:(a)复合材料抗拉强度试验结果与ROM计算结果对比;(b)复合材料与Cu-Be合金的均匀伸长率对比

Fig. 5 Comparison of tensile properties of metal components and Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure: (a) comparison of ultimate tensile strength test results and ROM calculation results of composites; (b) comparison of uniform elongation of composites and Cu-Be alloy

结合Cu-Be组元和Cu组元的拉伸应力-应变数据,利用ROM对层状异构复合材料的应变硬化行为进行了计算(将Cu-Be组元的均匀伸长率作为应变的最大值),并与实际的应变硬化行为曲线进行对比,结果如图6所示。金属材料的应变硬化行为

常用KME(KOCKS, MECKING and ESTRIN)模型进行描述^[28],在材料单向拉伸过程中,发生颈缩之前,其应变硬化率($\theta=d\sigma/d\epsilon$)会经历迅速降低阶段(阶段II,对应拉伸曲线中弹性向塑性变形转变的区域)以及线性降低阶段(阶段III,对应拉伸曲线

中稳定的应变硬化区域),如图6(d)所示。其中,线性降低阶段(阶段 III)的斜率可反映应变硬化率降低的速度,根据 Considère 准则^[29],当应变硬化率的数值降低至与材料抗拉强度数值相等时,材料发生颈缩,故曲线此阶段斜率的绝对值越小,材料应变硬化能力越强。由图6可知,不同层间硬度比的层状异构复合材料应变硬化行为曲线中均可明显地观察到迅速降低和线性降低阶段,随着层间硬度比的上升,层状异构复合材料的应变硬化能力逐渐降低,但实际的应变硬化率均高于根据ROM的计算值,即存在额外的应变硬化率(见图6(a)—图6(c)中的右上角)。当 $R_{Cu-Be/Cu}$ 为3.0时,层状异构复合材料在线性降低阶段的应变硬化率降低速度大于ROM计算曲线的应变硬化率降低速度,因此额外应变硬化率随着真应变的增加逐渐降低。对于层状异构复合材料($R_{Cu-Be/Cu}=5.0$)的应变硬化行为曲线,其在线性降低阶段应变硬化率降低速度小于

ROM计算曲线,故额外应变硬化率表现为随着真应变逐渐上升。而层状异构复合材料($R_{Cu-Be/Cu}=7.0$)的应变硬化行为曲线中线性降低阶段的斜率与ROM计算曲线基本一致,因此额外应变硬化率基本保持不变。

ROM仅考虑了不同金属组元的线性叠加作用,而忽略了层状非均质构型中Cu-Be组元与Cu组元之间的耦合作用。由于Cu-Be组元和Cu组元间存在显著的机械不相容性,层状异构复合材料塑性变形过程中会在界面形成大量几何必须位错(GNDs),并产生异质变形诱导(HDI)强化,这也是图6(a)—图6(c)中额外应变硬化产生的原因。而在不同层间硬度比的层状异构复合材料中,额外应变硬化率的变化规律迥然不同,说明层间硬度比会对层状异构复合材料的HDI强化行为产生较大影响,可利用循环加卸载(Loading-Unloading-Reloading, LUR)实验对HDI强化行为进行研究^[15]。

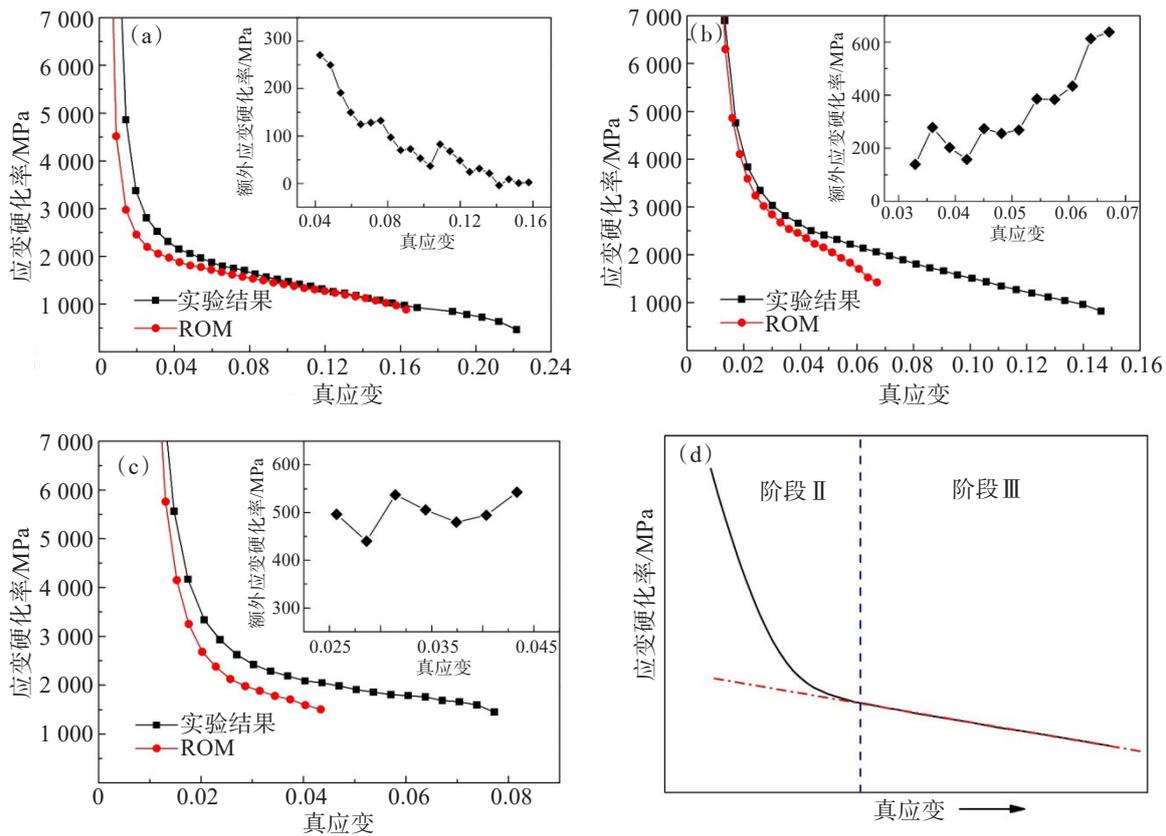


图6 Cu-Be/Cu层状异构复合材料实际应变硬化曲线与ROM计算曲线对比:(a) $R_{Cu-Be/Cu}=3.0$; (b) $R_{Cu-Be/Cu}=5.0$; (c) $R_{Cu-Be/Cu}=7.0$; (d) 基于KME模型的金属应变硬化行为示意

Fig.6 Comparison of experimental and calculated strain hardening curves of Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure: (a) $R_{Cu-Be/Cu}=3.0$; (b) $R_{Cu-Be/Cu}=5.0$; (c) $R_{Cu-Be/Cu}=7.0$; (d) schematic diagram of metal strain hardening behaviors based on KME model

图7所示为不同 $R_{Cu-Be/Cu}$ 的层状异构复合材料的拉伸断口形貌,宏观断口形貌表明层状异构复合材

料在塑性变形过程中,Cu-Be层与Cu层始终保持良好结合,未发生明显的分层现象,断裂失效主要发生

在各金属组元层。此外,层状异构复合材料断口上可观察到大量的台阶(如图7(a)、图7(c)和图7(e)中黑色箭头所指),单个台阶可横跨整个金属组元层,在Cu-Be/Cu界面处终止,说明断裂过程中裂纹的扩展受到了Cu-Be/Cu界面阻碍从而发生了偏转,这有助于增加裂纹扩展的阻力,从而提高材料的韧性^[30]。图7(b)、图7(d)和图7(f)为层状异构复合材料的高倍断口形貌,Cu-Be/Cu界面附近的Cu层断口较为平

坦,仅在 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为7.0的层状异构复合材料的Cu层中观察到少量韧窝,断口上均可观察到解理台阶,呈现出准解理断裂的特征,而与退火态Cu的微孔聚集型断裂特征相去甚远。这是由于层状非均质材料塑性变形过程中,界面附近软相(Cu层)必须产生更多的几何必须位错以协调整体变形,大量的位错塞积产生了应力、应变集中,从而导致准解理断裂。同时,可观察到 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为7.0的层状异构复合材料中Cu

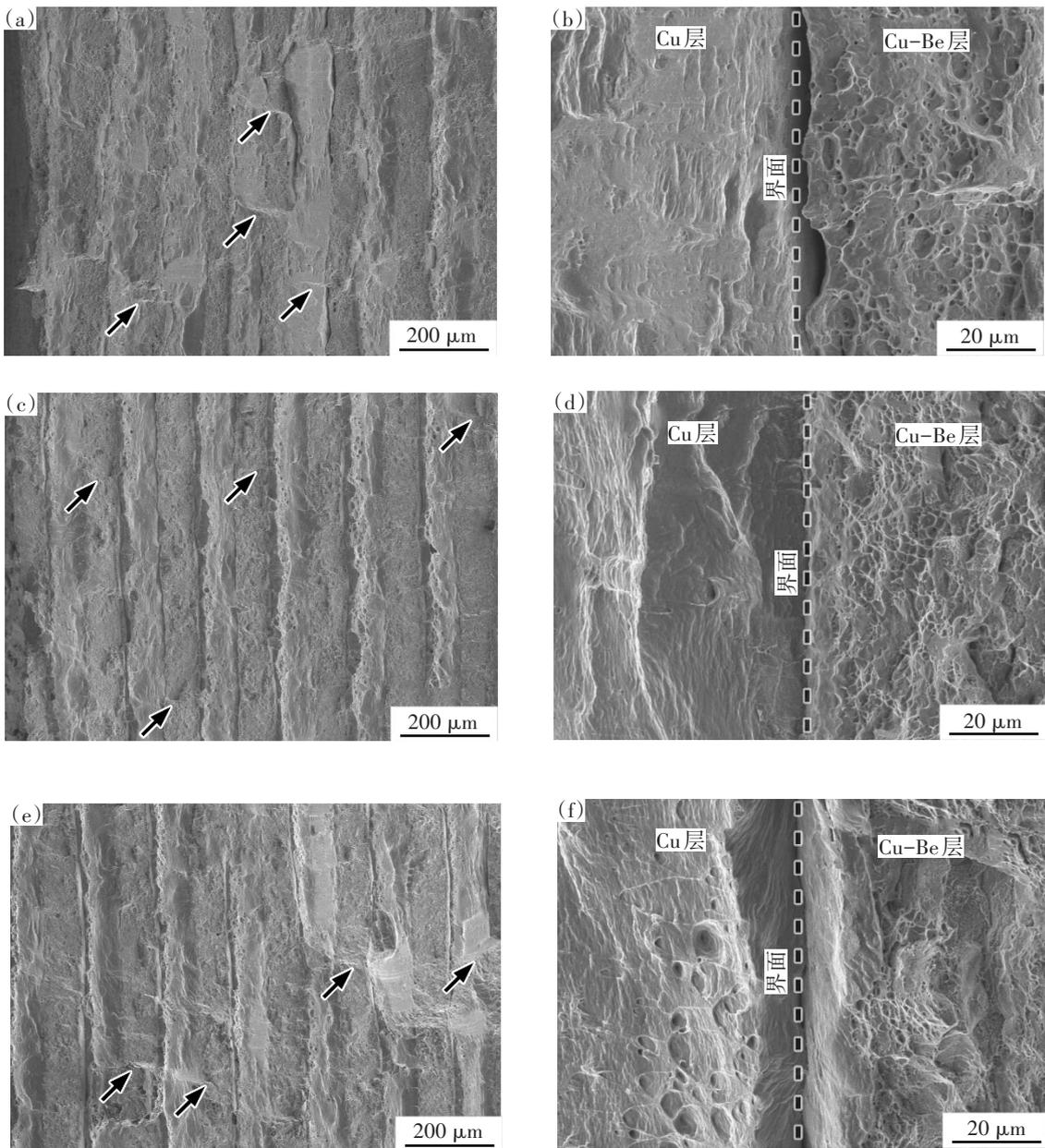


图7 Cu-Be/Cu层状异构复合材料拉伸断口形貌:(a) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ 宏观断口形貌;(b) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ 高倍断口形貌;(c) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ 宏观断口形貌;(d) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ 高倍断口形貌;(e) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ 宏观断口形貌;(f) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ 高倍断口形貌

Fig.7 Fracture surface of Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure:(a) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ macroscopic fracture surface;(b) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ high magnification fracture morphology;(c) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ macroscopic fracture surface;(d) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ high magnification fracture morphology;(e) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ macroscopic fracture surface;(f) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ high magnification fracture morphology

层韧窝沿与 Cu-Be/Cu 界面基本垂直的方向发生伸长,说明材料塑性变形过程中 Cu-Be 层和 Cu 层之间存在强烈的横向约束^[17],这也为层状非均质构型协调异种金属层间的应变,改变金属层应力状态提供了有力证据。而层状异构复合材料中的 Cu-Be 层可观察到大量小尺寸的韧窝,随着层间硬度比的上升,韧窝的尺寸和深度减小,同时韧窝形貌占断口面积的比例降低,解理刻面形貌占比上升,Cu-Be 层断裂模式由微孔聚集型断裂转变为混合断裂模式,这与 Cu-Be 组元的塑性逐渐降低相对应。

2.3 Cu-Be/Cu 层状异构复合材料的异质变形诱导强化行为

如图 8(a)所示,不同 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 的层状异构复合材料循环加卸载应力-应变曲线中均可观察到明显的迟滞回线环,表明层状异构复合材料具有明显的包申格效应,其可说明材料在变形过程中存在异质变形诱导应力(HDI 应力, σ_{HDI})作用。图 8(b)所示为迟滞回线环的局部放大图,由图 8 可知随着层间硬度比的上升,迟滞回线环的面积更大,且更为饱满。尤其是 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 分别为 5.0 和 7.0 的层状异构复合材料,其迟滞回线环面积和饱满程度显著高于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 3.0 的层状异构复合材料,说明两者具有更强的包申格效应,也在一定程度上反映了其在变形过程中产生了更大的异质变形诱导应力^[15]。图 8(c)所示为典型的迟滞回线环示意图,根据曲线可以定量计算包申格效应和异质变形诱导强化作用。曲线中的箭头反映了加载-卸载-再加载的过程, ε_y 为材料屈服强度对应的真应变, ε_p 为卸载前的最大应变,对应的应力为材料流变应力 σ_f ; 卸载过程中存在应力线性降低阶段 BC, C 点对应应力为卸载屈服点 σ_u , D 点为卸载阶段终止应变,过 D 做一条与 x 轴平行的直线,与直线 BC 之间的交点为 C', DC' 对应的应变为反向塑性应变 ε_{sp} , 可反映包申格效应的大小;再加载过程中也对应的存在应力线性上升的阶段 EF, F 点对应应力为再加载屈服点 σ_r 。层状异构复合材料的异质变形诱导应力(σ_{HDI})可通过以下公式计算^[31]:

$$\sigma_{\text{HDI}} = \frac{\sigma_u + \sigma_r}{2} \quad (2)$$

利用归一化反向塑性应变($\varepsilon_{\text{sp}}/\varepsilon_y$)与归一化应变($\varepsilon_p/\varepsilon_y$)之间的关系,可以反映不同层间硬度比层状异构复合材料的包申格效应演变情况,如图 8(d)所示。相同归一化应变下,层间硬度比更高的层状异构复合材料具有更大的归一化反向塑性应变,表明高层间硬度比的层状异构复合材料具有更加明显的包申格效应。对于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 3.0 的层状异构复合材料,

归一化反向塑性应变随着应变量的增加呈现出上下波动的变化规律,但总体上还是表现为缓慢增加,说明材料的包申格效应较弱。而对于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 分别为 5.0 和 7.0 的层状异构复合材料,随着应变量的增加,归一化反向塑性应变呈现出先迅速上升而后缓慢增加的变化趋势,表明材料的包申格效应在塑性变形初期迅速增大,随着塑性变形过程的进行,包申格效应逐渐达到饱和。其中 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 5.0 的层状异构复合材料的包申格效应在塑性变形初期的增加速度低于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 7.0 的层状异构复合材料,但也在更大的应变下才达到饱和状态。

根据式(2)定量计算了不同层间硬度比的层状异构复合材料中 HDI 应力,如图 9(a)所示。随着应变的增加,3 种层状异构复合材料样品的 HDI 应力均逐渐上升至趋于稳定,且 HDI 应力水平也随着层间硬度比的上升而增加,这与材料包申格效应的变化规律基本一致。由此可见,层状异构复合材料包申格效应的大小可在一定程度上反映材料 HDI 强化的效果,LI 等^[18]和 GAO 等^[32]的研究中也报道了类似的结果。

层状异构复合材料的应变硬化由各向同性强化以及随动强化共同贡献,其中随动强化作用力的大小与 HDI 应力相等^[12],因此对应各向同性强化的有效应力(σ_{eff})以及有效应力的应变硬化率(θ_{eff})可通过以下公式计算:

$$\sigma_{\text{eff}} = \sigma_f - \sigma_{\text{HDI}} \quad (3)$$

$$\theta_{\text{eff}} = \theta - \theta_{\text{HDI}} \quad (4)$$

式(3)、式(4)中: σ_f 为流变应力, σ_{HDI} 为 HDI 应力, θ 为层状异构复合材料的应变硬化率, θ_{HDI} 为 HDI 应力的应变硬化率($\theta_{\text{HDI}} = d\sigma_{\text{HDI}}/d\varepsilon$)。

图 9(b)—图 9(d)为应变硬化行为曲线线性降低阶段(阶段 III)的不同层间硬度比的层状异构复合材料的应变硬化率(θ , θ_{HDI} , θ_{eff})。如图 9(b)所示,对于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 3.0 的层状异构复合材料, θ_{eff} 与 θ 的变化趋势基本一致, θ_{HDI} 呈现出随应变上升而缓慢降低的趋势。其中, HDI 应力产生的硬化作用(θ_{HDI})对材料整体应变硬化的贡献小于有效应力产生硬化作用(θ_{eff})的贡献,材料的应变硬化行为由有效应力主导。因此,随着应变的增加, HDI 应力产生的额外硬化逐渐无法抵消材料在有效应力作用下产生的软化^[33],故应变硬化行为曲线阶段 III 中材料额外应变硬化率呈现出随应变上升而降低的趋势。

如图 9(c)、图 9(d)所示,对于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 分别为 5.0 和 7.0 的层状异构复合材料,在应变硬化行为曲线阶段 III 中 HDI 应力和有效应力交替主导材料的应变硬

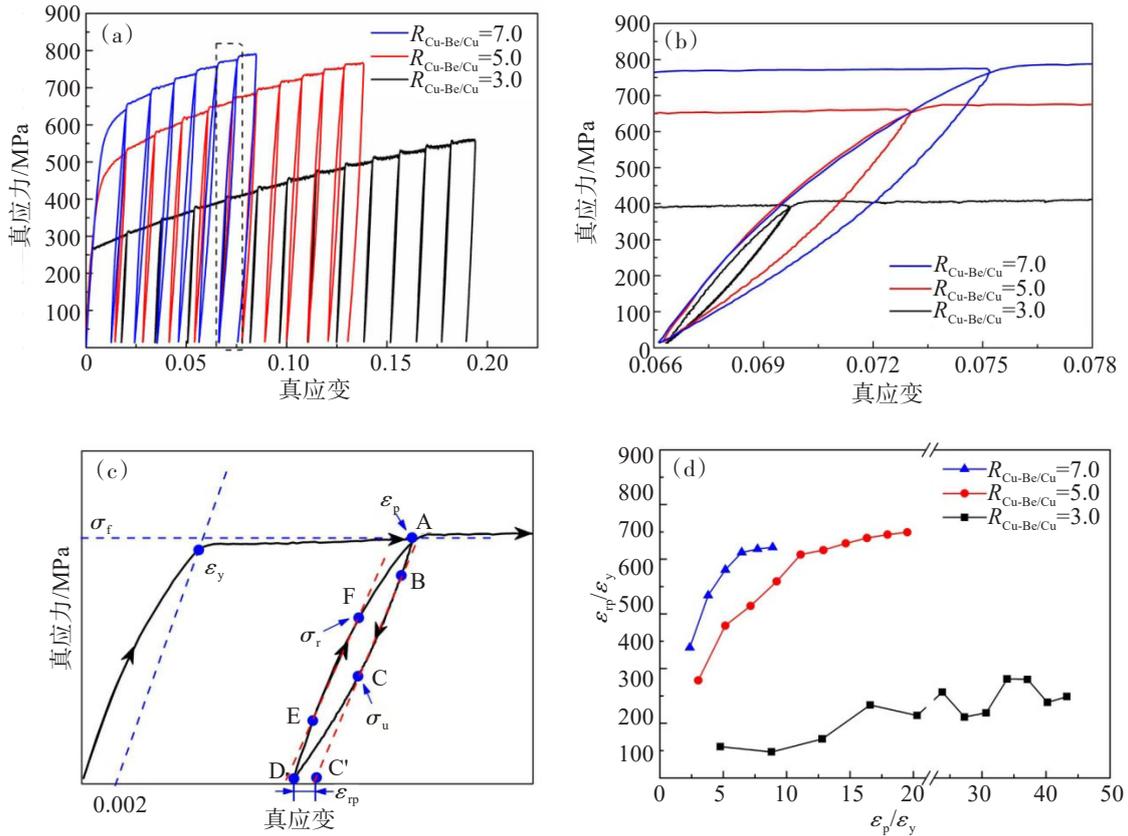


图8 Cu-Be/Cu层状异构复合材料循环加卸载试验结果:(a) 复合材料循环加卸载应力-应变曲线;(b) 迟滞回线环的局部放大图;(c) 典型的迟滞回线环示意图;(d) 归一化反向塑性应变(ϵ_{rp}/ϵ_y)与归一化应变(ϵ_p/ϵ_y)之间的关系

Fig.8 Loading-unloading-reloading (LUR) test results of Cu-Be/Cu layered composite materials with heterostructure: (a) cyclic loading-unloading-reloading stress-strain curves of the composites; (b) magnified view of the hysteresis loops; (c) schematic diagram of typical hysteresis loop; (d) relationship between normalized reverse plastic strain (ϵ_{rp}/ϵ_y) and normalized strain (ϵ_p/ϵ_y)

化行为,临界应变分别为9.2% ($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$)和4.6% ($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$),与申格效应达到饱和对应的应变值基本一致。 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为7.0的层状异构复合材料在低应变下($1.9\% < \epsilon < 3.5\%$),HDI应力产生的硬化作用占比($\theta_{\text{HDI}}/\theta$)可高达75%以上,但随着应变的增加, θ_{HDI} 迅速降低;而对于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为5.0的层状异构复合材料,其可在较大应变范围内(3.0%~7.5%)保持较高的 $\theta_{\text{HDI}}/\theta$ (接近60%), θ_{HDI} 应变降低的速度也显著低于 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为7.0的层状异构复合材料。尽管HDI应力产生的硬化作用随着应变上升而降低,但是较高的HDI硬化作用占比可以保证HDI应力产生的额外硬化抵消甚至超过材料在有效应力作用下的软化^[33]。因此 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为7.0的层状异构复合材料中额外应变硬化率随应变基本不变,可参见图6(c); $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为5.0的层状异构复合材料中额外应变硬化率随应变逐渐上升,可参加图6(b)。

在塑性变形后期,由于硬相(Cu-Be层)中的前应力(Forward stress)会协调硬区的塑性变形,限制HDI

硬化的作用,同时几何必须位错的动态回复作用增强,其累积速率明显降低,因此HDI硬化作用对材料应变硬化的贡献明显降低^[33],有效应力主导材料的应变硬化行为。而材料中的有效应力主要受到塑性变形过程中统计存储位错(Statistically Stored Dislocations, SSDs)密度变化的影响^[34]。塑性变形后期,统计存储位错的动态回复速率往往高于积累速率,导致有效应力的应变硬化率随应变增加而降低^[8],但 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 分别为5.0和7.0的层状异构复合材料中有效应力的应变硬化率随应变增加基本不变或缓慢上升,这可能是由于在HDI应力作用下Cu-Be层和Cu层中的硬滑移系开动,从而额外促进了位错的增殖^[15]。

通过对不同 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 的层状异构复合材料的应变硬化行为进行综合分析,可知材料的应变硬化行为是影响材料强韧性的关键因素,通过引入层状非均质构型设计,可使材料中产生HDI强化,从而获得额外的应变硬化能力,有助于材料强韧性的提高。而

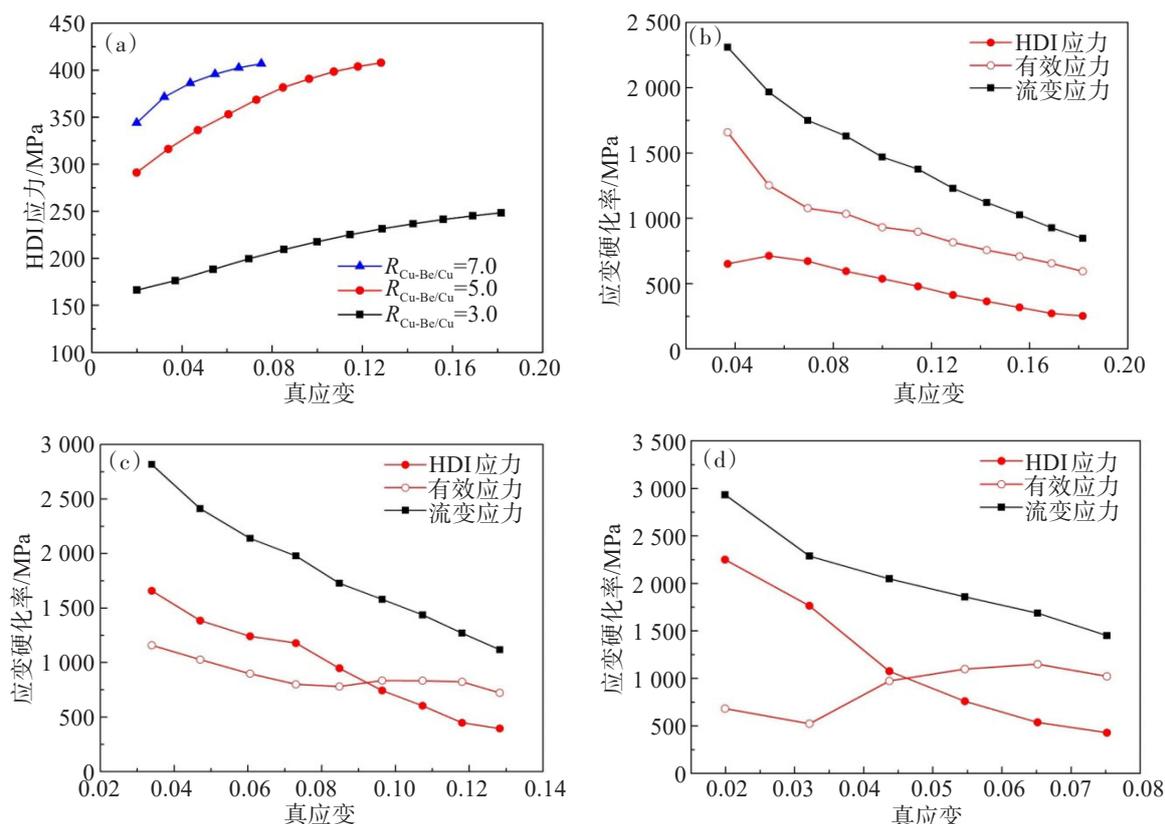


图9 Cu-Be/Cu层状异构复合材料HDI应力以及流变应力、HDI应力和有效应力的应变硬化率随应变变化情况：
(a) 复合材料HDI应力；(b) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ 复合材料应变硬化行为；(c) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ 复合材料应变硬化行为；
(d) $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ 复合材料应变硬化行为

Fig. 9 HDI stress and strain hardening rate of flow stress, HDI stress and effective stress of Cu-Be/Cu layered heterogeneous composite materials with applied strain: (a) HDI stress of the composites; (b) strain hardening behavior of the $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$ composite; (c) strain hardening behavior of the $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=5.0$ composite; (d) strain hardening behavior of the $R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$ composite

层状异构复合材料中HDI强化的效果与层间硬度比(即不同组元间的机械不相容性)密切相关,当层间硬度比过小时,材料中HDI硬化效果不明显,有效应力产生的硬化作用对材料整体的应变硬化仍然占据主导地位,这与传统均质材料的应变硬化行为相似。当层间硬度比过高时,虽然可以获得非常显著的HDI硬化效果,但是由于HDI应力在较低的应变水平下(塑性变形初期)就达到饱和状态,HDI应力的应变硬化率随应变增加迅速降低,无法在较大的应变范围内产生额外的应变硬化,导致材料整体的应变硬化率很快就降低至发生颈缩的水平。由此可推测,存在最佳的 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 可使层状异构复合材料中产生显著的HDI硬化效果,保证HDI应力产生的硬化可在材料应变硬化过程中占据主导作用,同时HDI应力在较高的应变水平下才达到饱和状态,进而使得HDI硬化可在较大的应变范围内为材料提供额外的应变硬化能力,从而大幅度提高材料的强韧性。

3 结论

本文研究了Cu-Be/Cu层状异构复合材料的异质变形诱导(HDI)强化行为,并探索了HDI强化对层状异构复合材料应变硬化行为的影响,进而从材料应变硬化的角度阐述了金属组元层间硬度比($R_{\text{Cu-Be/Cu}}$)对层状异构复合材料强韧性的影响,主要结论如下:

1) 随低温时效时间的延长,层状异构复合材料中各金属组元层晶粒尺寸变化不大,Cu层平均晶粒尺寸为 $32.6 \mu\text{m}$,约为Cu-Be层平均晶粒尺寸($12.2 \mu\text{m}$)的2.7倍,显微组织主要改变为Cu-Be层内的析出物状态,晶内开始出现明显析出线条且晶界增粗;复合材料中Cu-Be层显微硬度随时效时间增加显著上升,而Cu层的显微硬度基本保持不变,从而可获得 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 差异明显($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0, 5.0, 7.0$)的异质结构材料。

2) 随 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 的升高, 层状异构复合材料的抗拉强度逐渐升高、均匀伸长率逐渐降低, 复合材料抗拉强度均高于依据混合定律 (ROM) 的计算值, 且均匀伸长率均高于相应的 Cu-Be 组元, 其中 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 5.0 的层状异构复合材料具有较优的强度-塑性匹配。不同 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 的层状异构复合材料的实际应变硬化率均高于 ROM 计算值, 但额外应变硬化率随着应变增加呈现出迥然不同的变化趋势, 表明 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 会对层状异构复合材料的异质变形诱导 (HDI) 强化行为产生较大影响。

3) 随 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 的升高, 层状异构复合材料中 HDI 应力水平以及包申格效应的变化规律基本一致, 均发生显著上升; 过小的层间硬度比 ($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=3.0$) 无法产生显著的 HDI 硬化作用, 而过高的层间硬度比 ($R_{\text{Cu-Be/Cu}}=7.0$) 会导致 HDI 硬化作用在塑性变形初期就达到饱和状态并迅速降低。 $R_{\text{Cu-Be/Cu}}$ 为 5.0 的层状异构复合材料中 HDI 硬化在材料应变硬化过程中占据主导作用, 且可在较大应变范围内为材料提供额外应变硬化能力, 故而获得了较好的强韧性。

参考文献:

- [1] 姜业欣, 姜花芬, 解浩峰, 等. 先进铜合金材料发展现状与展望[J]. 中国工程科学, 2020, 22(5): 84-92.
- [2] 雷前, 杨一海, 肖柱, 等. 高强高导高耐热铜合金的研究进展与展望[J]. 材料导报, 2021, 35(15): 15153-15161.
- [3] 代雪琴, 贾淑果, 范俊玲, 等. 高强高导铜合金的强化机理与研究热点[J]. 材料热处理学报, 2021, 42(10): 18-26.
- [4] TANG Y C, KANG Y L, YUE L J, et al. Precipitation behavior of Cu-1.9 Be-0.3 Ni-0.15 Co alloy during aging[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2015, 28(3): 307-315.
- [5] AHN H, HAN S Z, CHOI E A, et al. Simple optimization for strength and conductivity of Cu-Ni-Si alloy with discontinuous precipitation[J]. Materials Characterization, 2022, 184: 111605.
- [6] 刘若絮, 毛西秦, 欧梅桂, 等. 冷拉拔变形对纯铜组织及性能的影响[J]. 有色金属科学与工程, 2022, 13(2): 67-75.
- [7] 刘婷, 徐淑波, 秦振, 等. 剧烈塑性变形对块状镁合金微观组织和力学性能的影响[J]. 有色金属科学与工程, 2013, 4(4): 51-57.
- [8] TANG Y C, KANG Y L, YUE L J, et al. Mechanical properties optimization of a Cu-Be-Co-Ni alloy by precipitation design[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 613-625.
- [9] 范根莲, 郭峙岐, 谭占秋, 等. 金属材料的构型化复合与强化[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1416-1426.
- [10] 张显程, 张勇, 李晓, 等. 异构金属材料的设计与制造[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1399-1415.
- [11] 武晓雷, 朱运田. 异构金属材料及其塑性变形与应变硬化[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1349-1359.
- [12] ZHU Y T, WU X L. Perspective on hetero-deformation induced (HDI) hardening and back stress[J]. Materials Research Letters, 2019, 7(10): 393-398.
- [13] ZHU Y T, AMEYAMA K, ANDERSON P M, et al. Heterostructured materials: superior properties from hetero-zone interaction[J]. Materials Research Letters, 2021, 9(1): 1-31.
- [14] WU X L, ZHU Y T. Gradient and lamellar heterostructures for superior mechanical properties[J]. MRS Bulletin, 2021, 46(3): 244-249.
- [15] WU X L, YANG M, YUAN F, et al. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility[J]. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America, 2015, 112(47): 14501-14505.
- [16] HUANG C X, WANG Y F, MA X L, et al. Interface affected zone for optimal strength and ductility in heterogeneous laminate[J]. Materials Today, 2018, 21(7): 713-719.
- [17] WANG Y F, YANG M X, MA X L, et al. Improved back stress and synergetic strain hardening in coarse-grain/nanostructure laminates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 727: 113-118.
- [18] LI J S, WANG S Z, MAO Q Z, et al. Soft/hard copper/bronze laminates with superior mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 756: 213-218.
- [19] XIA Y P, WU H, MIAO K S, et al. Effects of the layer thickness ratio on the enhanced ductility of laminated aluminum[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 111: 256-267.
- [20] CHEN X, ZHANG B X, ZOU Q, et al. Design of pure aluminum laminates with heterostructures for extraordinary strength-ductility synergy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 100: 193-205.
- [21] 唐延川, 张欣磊, 柳春林, 等. Cu-Be/Cu层状非均质复合材料塑性变形行为的原位研究[J]. 华东交通大学学报, 2022, 39(3): 99-109.
- [22] AFSHAR A, SIMCHI A. Flow stress dependence on the grain size in alumina dispersion-strengthened copper with a bimodal grain size distribution[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 518(1/2): 41-46.
- [23] ZHANG H T, JIANG Y B, XIE J X, et al. Precipitation behavior, microstructure and properties of aged Cu-1.7 wt% Be alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 773: 1121-1130.

- [24] TANG Y C, KANG Y L, YUE L J, et al. The effect of aging process on the microstructure and mechanical properties of a Cu-Be-Co-Ni alloy[J]. *Materials & Design*, 2015, 85: 332-341.
- [25] 耿林, 范国华. 金属基复合材料的构型强韧化研究进展[J]. *中国材料进展*, 2016, 35(9): 686-693, 701.
- [26] HUANG M, XU C, FAN G, et al. Role of layered structure in ductility improvement of layered Ti-Al metal composite[J]. *Acta materialia*, 2018, 153: 235-249.
- [27] 孙甲鹏, 贾云飞, 张勇, 等. 强塑均衡金属材料精准设计及制备[J]. *机械工程学报*, 2021, 57(16): 329-348, 360.
- [28] MONDAL C, SINGH A K, MUKHOPADHYAY A K, et al. Tensile flow and work hardening behavior of hot cross-rolled AA7010 aluminum alloy sheets[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 577: 87-100.
- [29] TIAN Y Z, ZHAO L J, PARK N, et al. Revealing the deformation mechanisms of Cu-Al alloys with high strength and good ductility[J]. *Acta Materialia*, 2016, 110: 61-72.
- [30] WANG E H, KANG F W, WANG H B, et al. Fabrication, microstructure and mechanical properties of novel NiTi/(Al₃Ti+ Al₃Ni) laminated composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 775: 1307-1315.
- [31] FANG X T, HE G Z, ZHENG C, et al. Effect of heterostructure and hetero-deformation induced hardening on the strength and ductility of brass[J]. *Acta Materialia*, 2020, 186: 644-655.
- [32] GAO B, HU R, PAN Z, et al. Strengthening and ductilization of laminate dual-phase steels with high martensite content[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 65: 29-37.
- [33] LIU D, WANG J, WANG C, et al. Hetero-Deformation-Induced (HDI) plasticity induces simultaneous increase in both yield strength and ductility in a Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ high-entropy alloy[J]. *Applied Physics Letters*, 2021, 119 (13): 131906.
- [34] ZHAO J F, ZAISER M, LU X C, et al. Size-dependent plasticity of hetero-structured laminates: A constitutive model considering deformation heterogeneities[J]. *International Journal of Plasticity*, 2021, 145: 103063.

(责任编辑:赵中波)