



预退火时间对累积叠轧超细晶铜 室温拉伸断裂行为的影响

李 敏^{1,2}, 姜庆伟^{1,2}

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 昆明 650093;

2. 昆明理工大学 金属先进凝固成形及装备技术国家地方联合工程实验室, 昆明 650093)

摘 要: 对采用严重塑性变形方法制备的超细晶金属进行退火处理, 是提高该类材料综合性能的常见方法。为保证晶粒不发生明显长大, 对累积叠轧(ARB)方法制备的超细晶纯铜在 100 °C(低于再结晶温度)时进行退火处理, 研究保温时间对 ARB 超细晶铜室温拉伸断裂行为的影响以及样品的微观结构、力学行为、断口形貌, 并对其力学性能和断裂机制进行分析。结果表明: 当退火时间为 30 min 时, ARB 超细晶铜的屈服强度和抗拉强度都达到退火态的极大值。断口的大量韧窝表明: 退火时间 30 min 时的材料具有一定的塑性变形能力, 断裂机制以韧性断裂为主, 因此, 退火时间为 30 min 时, ARB 超细晶铜的强度与塑性达到最佳匹配。

关键词: 累积叠轧超细晶铜; 预退火; 微观结构; 力学行为; 断口形貌; 室温

文章编号: 1004-0609(2017)-11-2307-08

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

由于严重塑性变形(SPD)制备的超细晶/纳米晶材料具有优异的力学性能和使用性能^[1], 所以在汽车与航空航天等行业都有广泛的应用^[2-4]。利用 SPD 工艺生产的超细晶/纳米晶材料在其强度提高的同时塑性大幅度降低, 所以对超细晶材料进行性能优化成为一个研究热点, 通常对超细晶/纳米晶材料进行后续的退火处理来提高其综合性能^[5]。VALIEV 等^[6]研究退火工艺对 HPT-Ti 室温拉伸变形行为的影响, 250~300 °C 低温退火使其发生晶界滑移和晶粒旋转, 从而使塑性和强度达到极大值, 晶界结构对纳米晶 Ti 的力学性能有很大的影响。JIANG 等^[7]报道了预退火处理对超细晶铜压缩变形及损伤行为的影响, ECAP-Cu 在挤压时发生纯剪切变形, 材料内应力和位错密度非常高, 经过再结晶温度以下退火 10 min 后, 流变应力及其稳定性提高, ECAP-Cu 具有一定的压缩协调变形能力。由此可见, 退火处理对 SPD 超细晶材料综合性能的提高具有一定贡献。

累积叠轧(ARB)最初是由 SAITO 等^[8]提出的剧烈塑性变形方法之一, 具有生产率高、设备简单、能够生产块体超细晶/纳米晶材料等优点, 应用于商业铝、镁铝合金以及 IF 钢等^[9-10]。FATTAH-ALHOSSEINI 等^[11]

研究 ARB-Cu 的显微组织、力学性能以及应变硬化的演变, 结果表明: 随着 ARB 循环次数的增加, 平均晶粒尺寸减小, 其强度高于退火态样品的, 而应变硬化指数低于退火态样品的。HUANG 等^[12]报道纳米结构材料 ARB-Al 存在退火硬化和形变软化的现象, 退火降低了位错密度及其交互作用, 导致强度增强塑性下降, 在金属遭受变形时, 位错回复促进屈服过程, 使其强度降低塑性提高。WANG 等^[13]研究 ARB-Cu 经过 250 °C 退火 40 min 再结晶完成后的组织演变, 由于位错的交互作用形成小角度晶界, 通过控制退火温度和时间, 在退火过程中出现细小的二次再结晶晶粒。退火处理对 SPD 材料综合性能的贡献规律多变, 退火温度及退火时间对其综合性能均有重要影响^[14-15], 然而退火时间对 ARB 超细晶材料综合性能影响的规律目前尚不清晰。

本文作者选择 ARB-Cu 作为研究对象, 分析制备态及不同退火态样品的真应力-应变曲线, 通过透射电子显微镜对其微观结构进行观察, 利用扫描电子显微镜对其断口形貌特征进行观察, 并对其微观断裂机理进行了分析, 研究预退火时间对 ARB-Cu 室温拉伸断裂行为的影响。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51201077)

收稿日期: 2016-08-15; **修订日期:** 2017-06-09

通信作者: 姜庆伟, 副教授, 博士; 电话: 18687561701; E-mail: jqw6@163.com

1 实验

本实验中采用纯度为 99.95%(质量分数)的纯铜(其他微量成分为 Fe、Pb、S、Sb、P、Bi 等)板材(经 600 °C 退火 60 min)为原材料,通过累积叠轧加工 6 个道次,每道次压下率为 50%,在进行下一道次加工之前进行去氧化皮处理,使其具有更好的可焊性。用电火花切割机将 ARB 制备的超细晶铜加工成非标拉伸试样,标距区尺寸为 8 mm×3 mm×1 mm。为保证晶粒不发生明显粗化,样品的预退火温度选为 100 °C(低于再结晶温度),退火时间分别为 10、30 和 60 min。采用单轴疲劳试验机(IBTC-5000)对样品进行单向静态拉伸实验(初始应变速率为 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)。采用 Tenupol-5 型电解减薄机对直径为 3 mm 厚度为 30 μm 的样品进行双喷减薄,双喷液配方:50%去离子水+25%磷酸+25%无水乙醇(体积分数),温度为 20 °C,电压为 10~12 V,电流为 45~50 mA。利用 Tecnai G²TF30 透射电子显微镜(TEM)观察其微观形貌,加速电压为 30 KV。利用型号为 EVO 18 的扫描电子显微镜(SEM)对制备态与不同时间退火态样品的拉伸断口形貌进行观察。

2 结果与讨论

2.1 退火时间对 ARB-Cu 微观结构的影响

图 1 所示为制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 的微观结构与选区电子衍射图。由图 1(a)可知,高密度的位错聚集形成位错壁,包围位错密度较小区域并形成位错胞状组织,部分区域存在板织构,晶粒的排列不规则,晶界模糊不清,位错缠结严重,平均晶粒尺寸为 250 nm;由图 1(a)插图中的短线型衍射斑点特征可知,大部分为小角度晶界,存在大量的形变亚晶结构。图 1(b)和(c)所示分别为 100 °C 退火 10 和 60 min 超细晶铜的微观结构。与制备态的超细晶铜相比,位错密度大幅度下降,位错墙组织变得松散,位错结构更加清晰,形变亚晶结构也基本消失,平均晶粒尺寸分别为 270 和 280 nm,晶界变得清晰和明锐;由图 1(b)和(c)中的插图可知,随退火温度的增加,晶体内部应力逐渐减少,晶界逐渐趋于大角度化。图 2 所示为退火时间对 ARB-Cu 晶粒分布的影响。由图 2 可知,随着退火时间的延长,晶粒存在一定的长大趋势,即峰值逐渐右移。出现上述现象的原因主要是 ARB 过程中

材料的表面与次表面存在着严重的剪切变形,整个 ARB 过程中,多次有新表面的介入,同时会有一些杂质元素介入,使其强度增加,抑制晶粒的长大^[16]。ARB 过程导致材料内部位错密度高,晶粒碎化严重。经过低于再结晶温度下退火,随着保温时间的延长,超细晶材料也会发生缓慢的再结晶及晶粒长大的过程^[17],晶体内部以及晶界附近的缺陷发生重排,使其内应力降低,一般情况下能够提高其塑性。但是对于 ARB

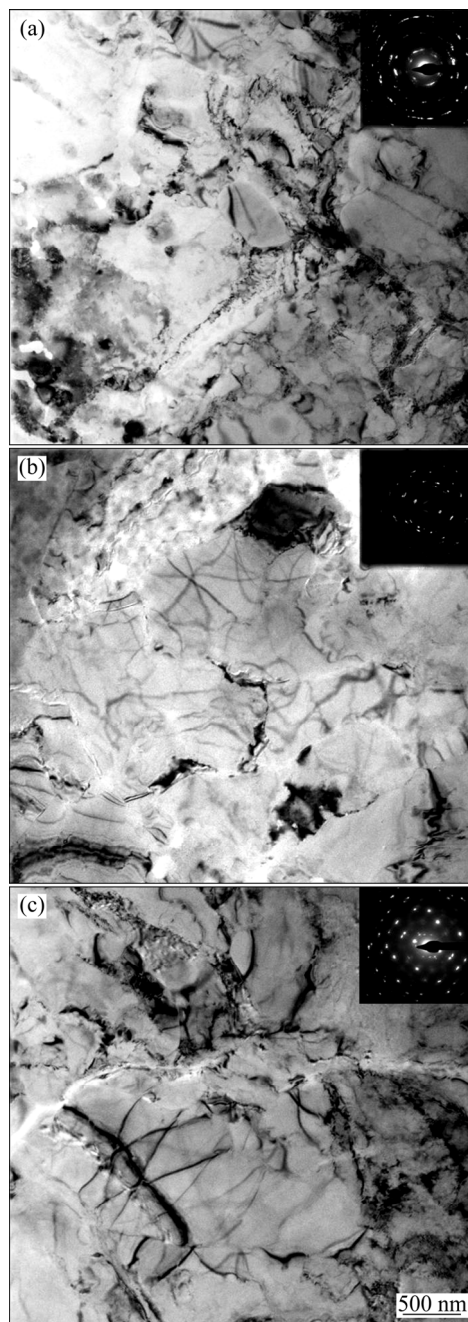


图 1 制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 的 TEM 像

Fig. 1 TEM images of initial Cu and ARB-Cu annealed for different time: (a) Initial-Cu; (b) ARB-Cu annealed for 10 min; (c) ARB-Cu annealed for 60 min

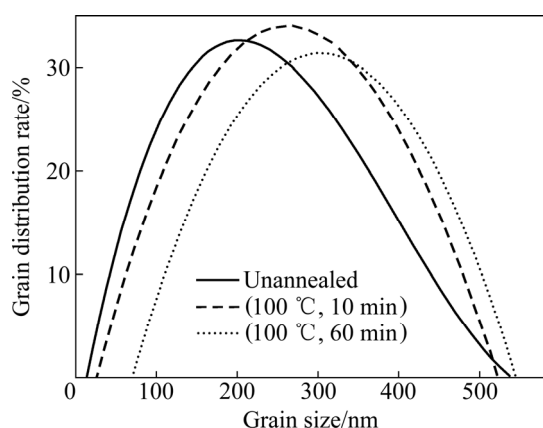


图 2 退火时间对 ARB-Cu 晶粒分布的影响

Fig. 2 Effect of annealing time on grain distribution rate of ARB-Cu

工艺形成拉长的超细晶结构, 退火后在三晶交界处易发生裂纹萌生, 造成塑性下降^[7]。

2.2 退火时间对 ARB-Cu 力学行为的影响

图 3(a)所示为制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 室温拉伸真应力-应变曲线。制备态的超细晶铜屈服后, 进入应变量很小的快速应变硬化阶段, 在应变为 0.04~0.06 时存在短暂的稳态流变阶段, 随后出现颈缩现象。经过 100 °C 不同时间退火后, 其应力-应变曲线在快速应变硬化结束后迅速进入流变应力下降的颈缩阶段。退火时间为 30 min 时, 在应变为 0.02~0.03 时, 快速应变硬化过程结束后, 也存在应变为 0.03~0.06 范围的短暂稳态流变过程, 与其他退火态样品相比, 塑性较好。退火后 ARB-Cu 的强度低于制备态, 其结果与 FATTAH-ALHOSSEINI 等^[11]报道的一致。由于制备态的 ARB-Cu 经过反复轧制位错密度高, 晶粒细化严重, 材料强度高。退火后的 ARB-Cu 的屈服强度及抗拉强度随退火时间的变化如图 3(b)所示, 其强度随退火时间的变化与 VALIEV 等^[6]研究的 HPT-Ti 强度随退火温度变化的趋势一致, 呈先上升后下降的趋势。经过 100 °C 回复退火处理 10 min 后, 晶粒没有发生明显长大, 通过回复释放了内应力, 其强度急剧下降; 与退火 10 min 的试样相比, 退火 30 min 的抗拉强度约提高了 11%, 这是由于位错密度进一步降低使得在变形过程中需要激发新的可动位错^[12], 此时晶界的原子排列尚未达到最低能量状态, 位错仍可以穿过晶界进行滑移, 所以其塑性得以保持^[7]。退火 60 min 后, 位错密度降低到最小值, 清晰明锐的晶界阻碍位错的滑移, 在三晶交界处萌生裂纹, 导致其塑性下降; 虽然回复退火的温度低于再结晶温度, 随着退火时间

的延长晶粒也会发生缓慢的增长^[17], 位错密度降低和晶粒长大导致其强度下降。综上所述, 在退火时间为 30 min 时, 其屈服强度、抗拉强度及塑性达到退火态的最佳状态。

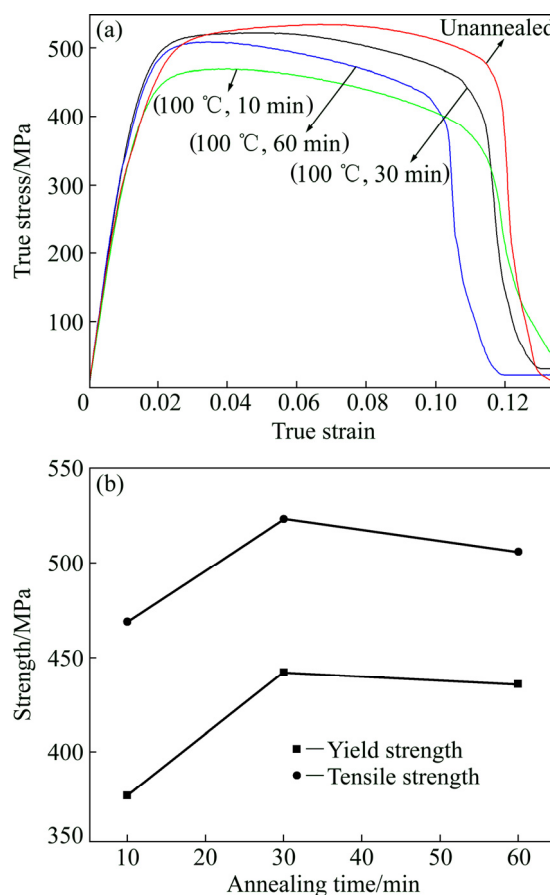


图 3 退火时间对 ARB-Cu 力学性能的影响

Fig. 3 Effect of annealing time on mechanical property: (a) True stress-strain curves of ARB-Cu annealed for different time; (b) Curves of yield strength and tensile strength of ARB-Cu annealed for different time

2.3 退火时间对 ARB-Cu 断口形貌的影响

材料断裂时裂纹的扩展是沿着原子结合力最小的方向进行, 断口承受的应力最大, 分析断口能够研究材料的断裂机理。图 4 和 5 所示分别为制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 断口的侧面宏观形貌与微观形貌。由图 4(a)可知, 制备态 ARB-Cu 断口平齐, 断面与加载方向近似垂直, 其微观形貌图如图 5(a)所示, 存在大面积的解理片状组织, 属于明显的脆性断裂, 脆性断裂时样品的平行部位不发生局部塑性变形^[18], 截面收缩率小于 9%。图 4(b)所示为退火 10 min 样品的断口宏观形貌图, 其截面收缩率为 18%, 其微观形貌图 5(b)显示其断口存在解理片状结构的同时也存在

少量的撕裂棱,这就表明断裂是由脆性断裂和韧性断裂相结合产生的混合型断裂。由退火 30 min 样品的宏观断口形貌(见图 4(c))可知,断面平整且与加载方向约呈 45° 角,属于剪切滑移型断口,截面收缩率为 15%,

其微观形貌图 5(c)表明存在抛物线状的撕裂棱,裂纹沿抛物线开口方向扩展,属于剪切滑移型断裂。如图 4(d)所示,锯齿形状的断口在退火时间为 60 min 的样品中出现,同时也有与拉应力方向垂直的裂纹,断口

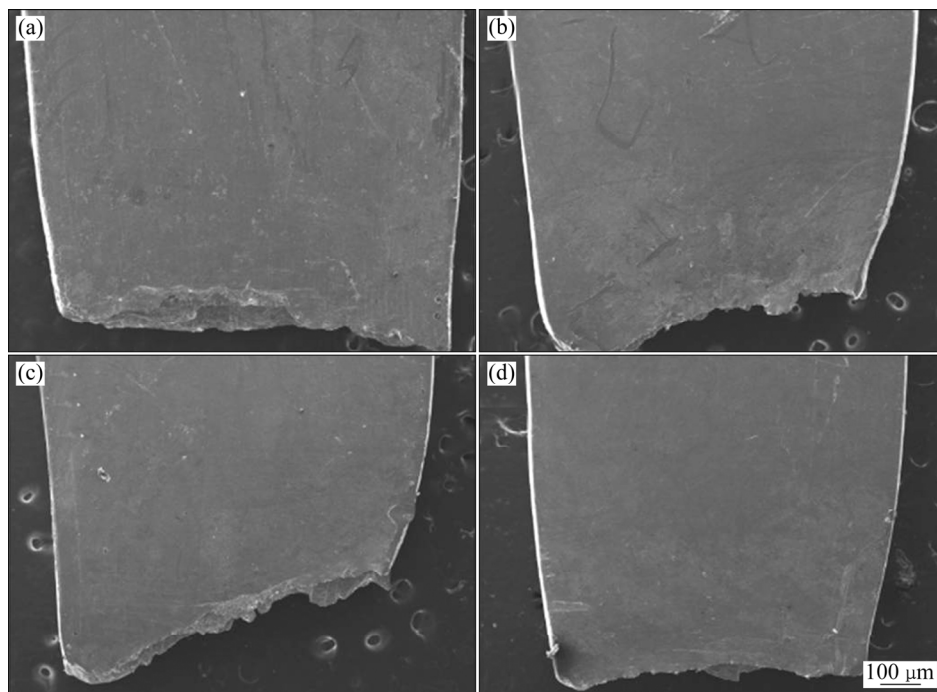


图 4 制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 断口侧面的宏观形貌

Fig. 4 Macroscopic surface morphologies of initial Cu and ARB-Cu annealed for different time: (a) Initial-Cu; (b) ARB-Cu annealed for 10 min; (c) ARB-Cu annealed for 30 min; (d) ARB-Cu annealed for 60 min

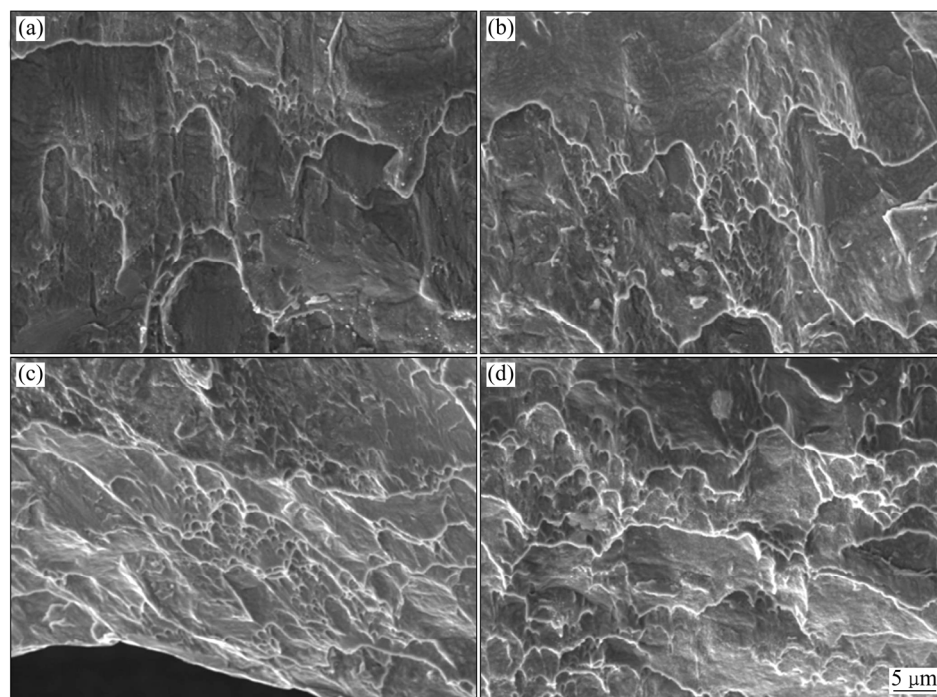


图 5 制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 断口侧面的微观形貌

Fig. 5 Fracture profile morphologies of initial Cu and ARB-Cu annealed for different time: (a) Initial-Cu; (b) ARB-Cu annealed for 10 min; (c) ARB-Cu annealed for 30 min; (d) ARB-Cu annealed for 60 min

截面收缩率为 9%, 由微观形貌图 5(d)可知, 存在大量抛物线状撕裂棱的同时也存在部分解理片状组织, 是以解理断裂为主, 韧性断裂为辅的断裂机理。

图 6 所示为制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 的断口截面形貌。由图 6(a)可知, 制备态 ARB-Cu 断口存在表面较为平坦的解理台阶, 韧窝数量少且尺寸小, 最后轧制复合界面出现了一系列的裂纹, 如图 6(a)的插图所示。轧制复合界面的开裂表明其塑性变形能力差, 这是由于轧制过程中产生的剪切变形和压缩变形导致晶粒碎化严重, 变形高度局域化。然而经过退火后的样品前几道次复合界面的开裂现象基本消失, 解理台阶被撕裂棱代替, 仅在最后一道次复合界面处存在明显开裂的现象。由退火 10 min 后的断口形貌(见图 6(b))可看出, 存在极少的解理台阶以及尺寸较大的韧窝。退火时间为 30 min 时, 解理台阶完全消失, 存在大量抛物线状的撕裂棱, 韧窝数量多且沿最大拉应力方向有一定的深度(见图 6(c)), 原因是在再结晶温度以下短时回复退火处理使得材料内部储存能降低, 仍具有一定数量的可动位错^[17]。当退火时间 60 min 时, 存在一些解理台阶同时也有大量的撕裂棱, 其韧窝细小且密集(见图 6(d)), 可能由于其位错滑移受到多方面阻碍, 在三晶交界处极易出现裂纹, 其塑性变形能力差^[7]。

断口的形貌反映了裂纹产生、扩展及断裂的整个

过程^[19], 而断口形貌的分析能够更好地解释微观断裂机理^[20], 同时也成为研究材料微观变形机理的热点。根据材料断裂前宏观的塑性变形量可以分为韧性断裂和脆性断裂, 对材料宏观断口的分析能够推知加载方式及其受力情况。制备态与退火态 ARB-Cu 的宏观断裂特征的示意图如图 7 所示, 断裂的微观机理更确切地被展现出来。图 7(a)所示为制备态 ARB-Cu 的断裂示意图, 宏观断裂面与拉应力方向垂直, 微观解理面与加载方向并不垂直, 样品断裂前断口处基本上没有发生宏观塑性变形, 存在一系列的解理台阶。原因可能是累积叠轧使得超细晶铜的平均晶粒尺寸在 300 nm 以下, 晶粒的形状多为扁长形, 不利于晶粒的旋转及晶界的滑移, 晶粒之间相互协调变形能力差, 引发高应力集中并促进微裂纹的形成, 位错的滑移受到多方面阻碍, 可动位错减少, 裂纹尖端应力不能释放^[21], ARB-Cu 经过单向拉伸实验, 材料快速沿晶体学平面产生分离引起最终的断裂^[22]。经过 100 °C 退火 10 min 样品的断口形貌如图 7(b)所示, 断裂面与拉应力存在一定的角度, 在断口处存在少量的抛物线状撕裂棱, 有明显的颈缩现象, 表明断裂的机制主要是解理断裂, 同时也存在少量剪切型滑移断裂。原因是经过 100 °C 短时间退火处理释放了大量的应变能, 位错密度的下降。退火 30 min 样品的断口形貌如图 7(c)所示, 断裂面与最大拉应力呈 45° 角, 且有大量抛物线状撕裂

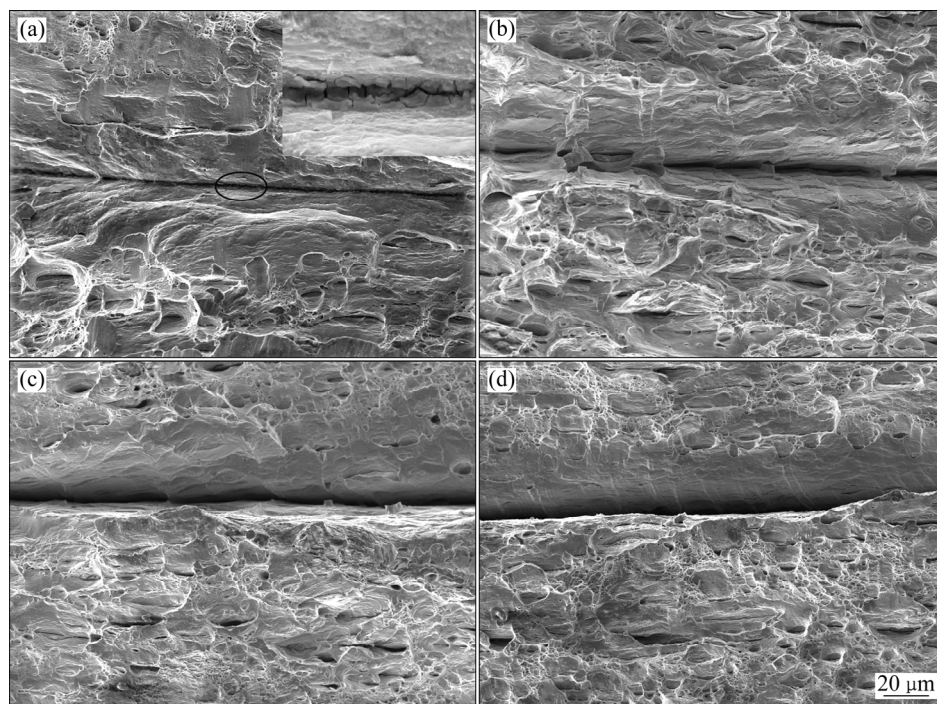


图 6 制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 的断口截面形貌

Fig. 6 Fracture section morphologies of initial Cu and ARB-Cu annealed for different time: (a) Initial-Cu; (b) ARB-Cu annealed for 10 min; (c) ARB-Cu annealed for 30 min; (d) ARB-Cu annealed for 60 min

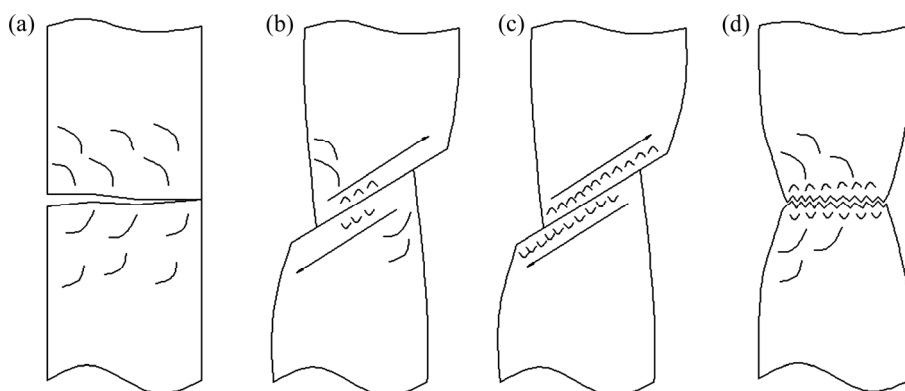


图7 制备态与不同时间退火态 ARB-Cu 的断裂示意图

Fig. 7 Fracture diagrams of initial Cu and ARB-Cu annealed for different time: (a) Initial-Cu; (b) ARB-Cu annealed for 10 min; (c) ARB-Cu annealed for 30 min; (d) ARB-Cu annealed for 60 min

棱, 断口呈锋利的楔形, 样品断裂前有明显的颈缩现象, 断裂机制是剪切滑移型断裂, 可能是由于位错能够在相邻的晶粒中发生滑移^[7], 从而提高其塑性。ARB-Cu 经退火 60 min 的断裂示意图如图 7(d)所示, 断裂面与最大拉应力垂直, 断口呈锯齿状, 断口存在一些解理的台阶, 同时出现大量的抛物线状撕裂棱, 存在颈缩现象, 解理断裂占主导地位。其原因可能是晶粒发生缓慢长大, 晶界清晰, 应变不能得到有效的传递, 其塑性下降^[17]。

3 结论

1) ARB-Cu 在 100 °C 低温预退火不同时间呈现出明显不同的微观结构变化, 这些结构变化主要体现在随着退火时间延长, 位错胞状结构及墙结构明显减少, 大角晶界逐渐增加, 晶界变得清晰明锐, 晶粒发生缓慢长大。

2) 退火态 ARB-Cu 随着退火时间的延长, 强度和伸长率呈先上升后下降的趋势。退火 30 min 后, 样品的抗拉强度和塑性变形能力达到退火态样品最佳匹配。

3) 预退火时间达到 30 min 时, 断裂机理由制备态 ARB-Cu 的解理断裂逐渐变为韧性断裂, 其塑性变形能力较好。

REFERENCES

[1] 康志新, 彭勇辉, 赖晓明, 李元元, 赵海东, 张卫文. 剧塑性变形制备超细晶/纳米晶结构金属材料的研究现状和应用展

望[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(4): 587–598.

KANG Zhi-xin, PENG Yong-hui, LAI Xiao-ming, LI Yuan-yuan, ZHAO Hai-dong, ZHANG Wei-wen. Researches status and application prospect of ultrafine grained and/or nano-crystalline metallic materials processed by severe plastic deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(4): 587–598.

- [2] MURASHKIN M Y, SABIROV I, MEDVEDEV A, ENIKEEV N, LEFEBVRE W, VALIEV R, SAUVAGE X. Mechanical and electrical properties of an ultrafine grained Al-8.5 wt.% RE (RE= 5.4 wt.% Ce, 3.1 wt.% La) alloy processed by severe plastic deformation[J]. Materials & Design, 2016, 90: 433–442.
- [3] NIKITINA M, ISLAMGALIEV R, SITDIKOV V. Thermal stability of TiAl-based intermetallic alloys subjected to high pressure torsion[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 651: 306–310.
- [4] 王晓溪, 薛克敏, 李 萍. 采用等径角挤压工艺制备块体超细晶铝[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(6): 1414–1421.
WANG Xiao-xi, XUE Ke-min, LI Ping. Fabrication of bulk ultrafine-grained pure aluminum using multi-pass equal channel angular pressing and torsion[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(6): 1414–1421.
- [5] AZUSHIMA A, KOPP R, KORHONEN A, YANG D, MICARI F, LAHOTI G, GROCHE P, YANAGIMOTO J, TSUJI N, ROSOCHOWSKI A. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals[J]. CIRP Annals–Manufacturing Technology, 2008, 57(2): 716–735.
- [6] VALIEV R, SERGUEEVA A, MUKHERJEE A. The effect of annealing on tensile deformation behavior of nanostructured SPD titanium[J]. Scripta Materialia, 2003, 49(7): 669–674.
- [7] JIANG Qing-Wei, LI Xiao-wu. Effect of pre-annealing treatment on the compressive deformation and damage behavior of ultrafine-grained copper[J]. Materials Science and Engineering A,

- 2012, 546: 59–67.
- [8] SAITO Y, UTSUNOMIYA H, TSUJI N, SAKAI T. Novel ultra-high straining process for bulk materials—Development of the accumulative roll-bonding (ARB) process[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(2): 579–583.
- [9] GASHTI S, FATTAH-ALHOSSEINI A, MAZAHARI Y, KESHAVARZ M. Effects of grain size and dislocation density on strain hardening behavior of ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 658: 854–861.
- [10] NASERI M, REIHANIAN M, BORHANI E. A new strategy to simultaneous increase in the strength and ductility of AA2024 alloy via accumulative roll bonding (ARB)[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 656: 12–20.
- [11] FATTAH-ALHOSSEINI A, IMANTALAB O, MAZAHARI Y, KESHAVARZ M. Microstructural evolution, mechanical properties, and strain hardening behavior of ultrafine grained commercial pure copper during the accumulative roll bonding process[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 650: 8–14.
- [12] HUANG Xiao-xu, HANSEN N, TSUJI N. Hardening by annealing and softening by deformation in nanostructured metals[J]. *Science*, 2006, 312(5771): 249–251.
- [13] WANG Jun-li, SHI Qing-nan, QIAN Tian-cai, WANG Shao-hao, YANG Xi-kun. Recrystallized microstructural evolution of UFG copper prepared by asymmetrical accumulative rolling-bonding process[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(4): 559–563.
- [14] KUMAR P, KAWASAKI M, LANGDON T G. Review: Overcoming the paradox of strength and ductility in ultrafine-grained materials at low temperatures[J]. *Journal of Materials Science*, 2016, 51(1): 7–18.
- [15] HU J, DU L X, SUN G S, XIE H, MISRA R. Low temperature superplasticity and thermal stability of a nanostructured low-carbon microalloyed steel[J]. *Scientific Reports*, 2015, 5: 18656–18662.
- [16] 詹美燕, 李元元, 陈维平. 累积叠轧技术的研究现状与展望[J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(6): 841–851.
- ZHAN Mei-yan, LI Yuan-yuan, CHEN Wei-ping. Status and expectation of research on accumulative roll-bonding[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(6): 841–851.
- [17] 姜庆伟, 刘 印, 王 尧, 晁月盛, 李小武. 超细晶铜在退火与高温变形条件下微观结构的不稳定性研究[J]. *金属学报*, 2009, 45(7): 873–879.
- JIANG Qing-wei, LIU yin, WANG Yao, CHAO Yue-sheng, LI Xiao-wu. Microstructural instability of ultrafine-grained copper under annealing and high-temperature deforming[J]. *Acta Metall Sin*, 2009, 45(7): 873–879.
- [18] 缪建红, 丁锦坤. 金属拉伸试样断口分析方法[J]. *物理测试*, 2000(3): 35–40.
- MIAO Jian-hong, DING Jin-kun. Analysis method of fracture surface of metallic tension test specimen[J]. *Physics Examination and Testing*, 2000(3): 35–40.
- [19] 钟群鹏, 赵子华, 张 峥. 断口学的发展及微观断裂机理研究[J]. *机械强度*, 2005, 27(3): 358–370.
- ZHONG Qun-peng, ZHAO Zi-hua, ZHANG Zheng. Development of “fractography” and research of fracture micromechanism[J]. *Journal of Mechanical Strength*, 2005, 27(3): 358–370.
- [20] 王怀文, 周宏伟, 谢和平, 左建平, 李艳杰. 扫描电镜下断口表面的三维重建及分形维数的测量[J]. *实验力学*, 2008, 23(2): 118–124.
- WANG Huai-wen, ZHOU Hong-wei, XIE He-ping, ZUO Jian-ping, LI Yan-jie. 3D reconstruction and fractal dimension measurement of a fracture surface under SEM[J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2008, 23(2): 118–124.
- [21] IMANTALAB O, FATTAH-ALHOSSEINI A, MAZAHARI Y, KESHAVARZ M. Strengthening Mechanisms and electrochemical behavior of ultrafine-grained commercial pure copper fabricated by accumulative roll bonding[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 47(7): 1–10.
- [22] JAMAATI R, TOROGHINEJAD M, EDRIS H, SALMANI M. Fracture of steel nanocomposite made using accumulative roll bonding[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30(15): 1973–1982.

Effect of pre-annealing time on tensile deformation behavior of accumulative rolling bonding ultrafine grained Cu at room temperature

LI Min^{1,2}, JIANG Qing-wei^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering,

Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China;

2. National and Local Joint Engineering Laboratory of Advanced Metal Solidification Forming and Equipment Technology (Yunnan), Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: Preparing ultrafine grained (UFG) materials by annealing treatment is a common method to improve the plasticity of severe plastic deformation (SPD) materials. The ultrafine grained pure Cu prepared by accumulative rolling bonding (ARB) method at 100 °C (below the recrystallization temperature) was annealed in order to ensure that the grain does not grow obviously. The effect of different holding time on the tensile deformation behavior of ARB-Cu at room temperature was investigated. The microstructures, the fracture morphologies and the mechanical curves of ARB-Cu were analyzed, the mechanical property and the microscopic fracture mechanism were discussed. The results show that, when the annealing time is 30 min, the yield strength, the tensile strength and the plastic all reach the maximum of the annealed states. The number of dimple can be known that it has certain plastic deformation ability, the fracture mechanism is ductility fracture. In conclusion, the strength and plasticity of the annealing time 30 min reach the best match.

Key words: accumulative rolling bonding ultrafine grained Cu; pre-annealing; microstructure; mechanical property; fracture morphology; room temperature

Foundation item: Project(51201077) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2016-08-15; **Accepted date:** 2017-06-0912

Corresponding author: JIANG Qing-wei; Tel: +86-18687561701; E-mail: jqw6@163.com

(编辑 李艳红)