

变载荷塑性变形辅助射流电沉积制备层压梯度纳米孪晶铜结构性能研究

冯逸超, 华嘉梁, 耿燕飞, 陈希章, 郎文昌, 方铁辉

温州大学机电工程学院 浙江温州 325035

摘要: 采用变载荷塑性变形辅助射流电沉积装置以0N、50N、0N变载荷制备层压梯度纳米孪晶铜LNT-Cu (0/50/0)。采用场发射扫描电子显微镜 (SEM) 表征了LNT-Cu (0/50/0) 截面形貌和截面晶粒显微结构。结果表明: 通过该方法所制备的层压梯度纳米孪晶铜为无缺陷致密样品, LNT-Cu (0/50/0) 的晶粒结构从底部到顶部依次为柱状晶、等轴晶、柱状晶, 平均晶粒尺寸从底部到顶部依次为550nm、157nm、531nm。采用维氏显微硬度计、电子式万能试验机对LNT-Cu (0/50/0) 变载荷样品及DAJED-Cu-0N、DAJED-Cu-50N单载荷样品的截面显微硬度和拉伸性能进行测试, 并通过场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察LNT-Cu (0/50/0) 变载荷样品断口形貌。结果表明: LNT-Cu (0/50/0) 变载荷样品截面硬度呈层压梯度分布, 0N沉积区平均显微硬度平均为150HV0.2, 50N沉积区平均显微硬度到达了190HV0.2, 且各个区域的截面显微硬度与相应单载荷样品截面显微硬度几乎一致。LNT-Cu (0/50/0) 断口形貌表现为微孔聚合型韧性断裂, 屈服强度达339MPa, 平均伸长率达3.7%, 力学性能较为综合。

关键词: 层压梯度纳米孪晶铜; 射流电沉积; 塑性变形; 层压梯度显微结构; 力学性能

Research on the properties of laminated gradient nano-twinned copper fabricated by deformation-assisted jet electrodeposition with variable load

FENG Yichao, HUA Jialiang, GENG Yanfei, CHEN Xizhang, LANG Wenchang, FANG Tiehui

School of mechanical and electrical engineering, Wenzhou University, Wenzhou 325035, Zhejiang, China

Abstract: Laminated gradient nano-twinned copper LNT-Cu(0/50/0) was prepared using deformation-assisted jet electrodeposition with the variable load of 0, 50, 0N. The cross-sectional morphology and grain microstructure of LNT-Cu(0/50/0) were characterized by field emission scanning electron microscopy (SEM). The results demonstrated that the laminated gradient nano-twinned copper produced by this method is a dense, defect-free sample. The grain structure of LNT-Cu(0/50/0) transitions from columnar grains at the bottom to equiaxed grains in the middle, and back to columnar grains at the top, with average grain sizes of 550nm, 157nm, and 531nm, respectively. The cross-sectional microhardness and tensile properties of LNT-Cu(0/50/0), as well as those of DAJED-Cu-0N and DAJED-Cu-50N, were tested using a Vickers microhardness tester and an electronic universal testing machine. The fracture

基金项目: 国家自然科学基金项目 (NO.51701069); 中央高校专项支持计划 (NO.531118040070)。

第一作者: 冯逸超, 硕士, 研究方向为增材制造技术, E-mail: 2689534165@qq.com。

通信作者: 方铁辉, 研究员, 研究方向为增材制造技术, E-mail: 960083831@qq.com。

morphology of LNT-Cu(0/50/0) was observed using SEM. The results showed that the cross-sectional hardness of LNT-Cu(0/50/0) exhibited a laminated gradient distribution, with an average microhardness of 150HV0.2 in the 0N deposition region and up to 190HV0.2 in the 50N deposition region. The cross-sectional microhardness in each region closely matched that of the corresponding single-load samples. The fracture morphology indicated ductile fracture characterized by microvoid coalescence. The yield strength of LNT-Cu(0/50/0) reached 339MPa, with a uniform elongation of 3.7%, showing a balanced mechanical performance.

Keywords: laminated gradient nano-twinned copper; jet electrodeposition; deformation; laminated gradient microstructure; mechanical properties

1 序言

随着现代制造业和工程技术的快速发展,如何在材料中实现强度和延展性的平衡,已成为材料科学与工程领域的一大难题。特别是在航空航天^[1, 2]、电子工业^[3-5]等顶尖领域,材料需要兼备高强度、高韧性等性能,用以应对复杂的应用环境。然而,传统的金属材料通常难以在高强度和高延展性之间取得理想的平衡。为了应对这一挑战,科学界提出了纳米结构材料和梯度结构材料的设计理念。

由于纳米孪晶铜在其晶界处引入了大量的纳米尺度孪晶结构,因此展现出了优异的力学性能,尤其是在提高强度的同时保持了一定的塑性^[6-9]。这使其成为近年来金属材料研究的热点之一。然而,单一纳米孪晶结构虽在试验环境下性能表现优异,但在实际应用中常因尺寸效应和均匀性问题导致性能不稳定,限制了其工程化应用。因此,如何通过创新制备方法进一步优化纳米孪晶铜的结构,提升其综合力学性能,是一个亟待解决的难题。

梯度结构材料是一种在特定环境下通过调整微观结构、物理化学特性、力学性能等因素,实现特定功能材料^[10, 11]。其具有强-塑协同效应^[12-14]、特殊加工强化^[15]、抗疲劳性^[16],以及抗腐蚀性^[17]和耐磨性^[18]等优异力学性能。与传统均匀结构材料相比,其显著特征是在于形变机制的异质性,呈现出渐进有序的变化,并通过这些机制实现调控与协调。

通常,组分梯度影响着材料的性能梯度。BHATTACHARYYA等^[19]制备了含有SiC颗粒及Al₂O₃颗粒的Al-SiC和Ni-Al₂O₃梯度材料。研究表明,随着层数的增加,Al-SiC和Ni-Al₂O₃ FGM体系的有效抗折强度分别提高了约41%和140%。WANG等^[20]在AZ91D镁合金基体上通过电沉积法制备了

Ni-P/SiC梯度化学防护沉积层,SiC浓度的变化成功提高了梯度涂层的显微硬度和与AZ91D镁合金基体的结合力。但由于电解液中颗粒无法均匀分散,使得电沉积参数的控制和制备具有梯度结构的精细沉积层变得困难。因此,如何通过简单的工艺手段来制备出性能优异的梯度材料是一大难题。QIN等^[21]采用直流电沉积方法在沉积过程中逐步提高晶粒细化剂的浓度从而制备出具有晶粒尺寸梯度结构的纳米晶镍沉积层。研究表明,相较于均匀晶粒尺寸的纳米晶镍沉积层,梯度纳米晶镍沉积层表现出了优异的结合力、良好的延伸性及更加优异的耐蚀性。CHENG等^[22]通过直流电沉积以两种温度交替沉积出了一系列界面间距在33~200μm的硬/软/硬层压纳米孪晶铜样品。研究表明,随界面间距的减小而减小,因此随着界面间距的减小,纳米孪晶铜强度和加工硬化同时提高。

本文采用变载荷塑性变形辅助射流电沉积技术制备层压梯度纳米孪晶铜。该方法通过将变载荷辅助塑性变形与射流电沉积工艺相结合,能够精确控制材料微观结构的梯度分布,进而制备出具有多尺度层压结构的梯度纳米孪晶铜,同时系统分析材料的微观结构演变及其对力学性能的影响。

2 试验

2.1 试验装置

本文采用塑性变形辅助射流电沉积装置,以0N、50N、0N变载荷顺序制备层压梯度纳米孪晶铜样品,制得的样品表述为LNT-Cu(0/50/0)。如图1所示,塑性变形辅助射流电沉积装置主要由塑性变形模块、直流电源、自吸泵、电解液槽、喷管、PAC控制器和双轴运动平台等多个组件组成。通过PAC控制器对双轴移动平台上的滚珠丝杆进行控

制, X轴驱动两根滚珠丝杆驱动电解液槽做X方向的往复运动, 而Z轴驱动一根滚珠丝杠带动塑性变形模块及喷管(见图1c)在Z方向上下移动实现载荷的转

换。Z轴滚珠丝杆带动塑性变形模块离开阴极基底表面以载荷为0N状态下进行沉积。Z轴滚珠丝杆带动塑性变形模块下压至阴极基底表面, 同时施加质量

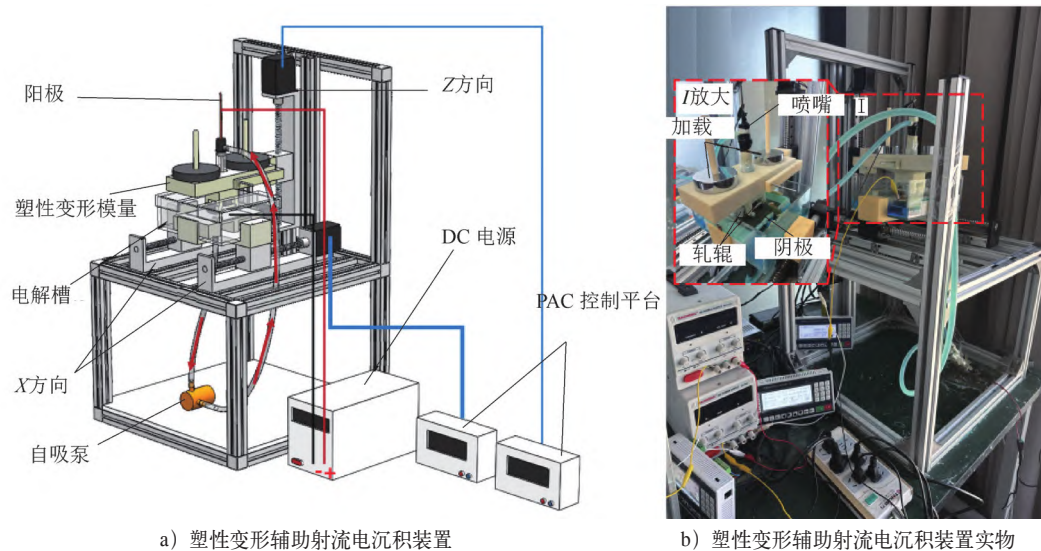


图1 塑性变形辅助射流电沉积装置

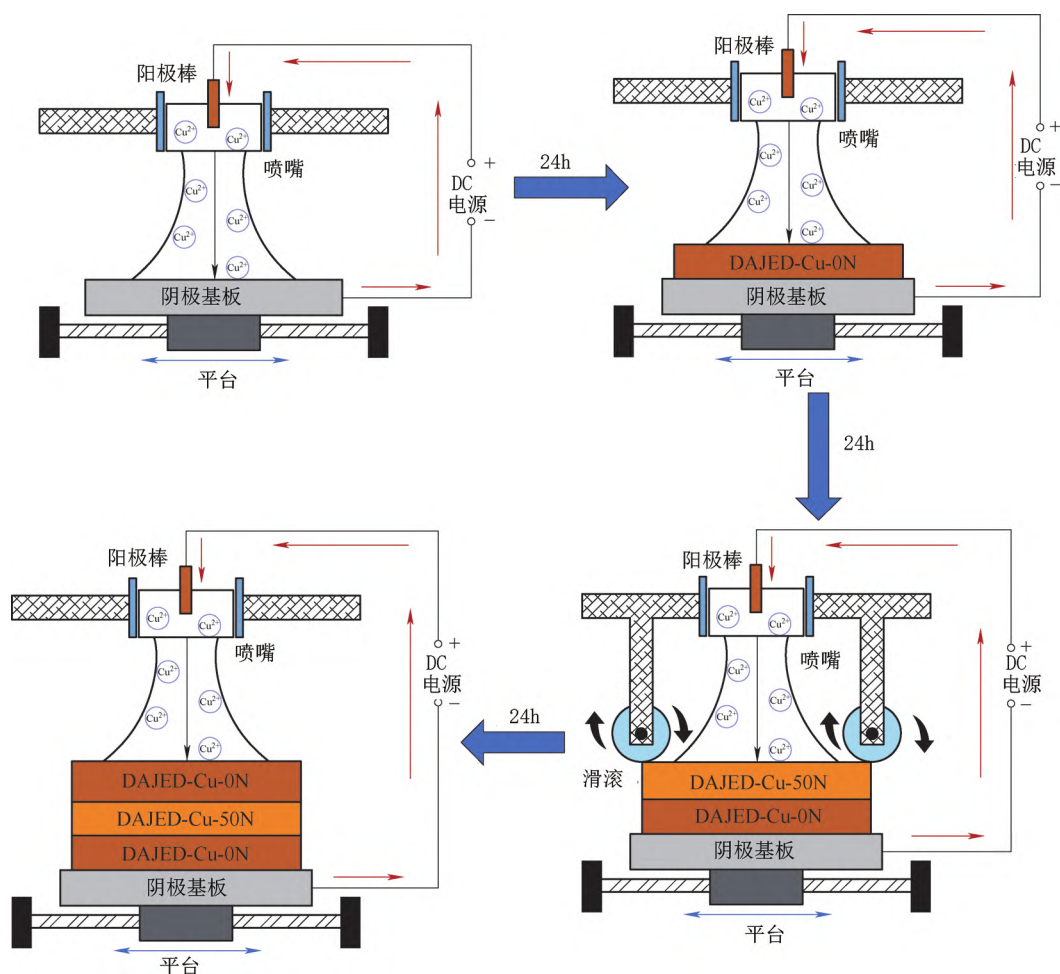


图2 变载荷试验流程

为4kg的砝码。此时，塑性变形模块上载荷由模块自身质量（≈1kg）和4kg砝码提供，在载荷为50N状态下进行沉积。载荷施加顺序为0N、50N、0N，每隔24h进行载荷切换，总沉积时间为72h，试验流程如图2所示。另外，载荷切换过程中需手动保持喷嘴与阴极基底间距不变。塑性变形辅助射流电沉积工艺参数见表1。

电解液配方为 $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ （136g/L）、NaCl（80mg/L）、PEG 4000（聚乙二醇，4000mg/L）。

表1 塑性变形辅助射流电沉积工艺参数

温度 /℃	喷嘴直径 /mm	加载力 /N	电镀速度 / (mL/min)	阴极扫描速度 /(mm/s)	电流密度 / (A/dm ²)	阴极间距 /(gap/mm)	沉积时间 /h
20	12×3	0/50/0	1588.2	20.6	8.18	10	72

2.2 测试与分析

使用激光共聚焦扫描显微镜（OLS40-SU）对样品表面形貌进行表征。采用场发射扫描电子显微镜（SU8010）观察样品横截面形貌、显微结构和拉伸断口形貌等，加速电压为15kV。采用数显维氏显微硬度计（HXD-1000TM/LCD）测试样品截面显微硬度，加载量为0.2gf（1.96N），加载时间为15s。采用电子式万能试验机（AGS-X）进行力学性能测试，加载力精度为 10^{-3}N ，应变速率为0.3mm/min，应变测量采用无接触全场光学引伸计（Meso-Micro），拉伸样品形状为狗骨头状，标距尺寸为4mm×1.5mm×0.5mm。

3 结果与讨论

3.1 LNT-Cu（0/50/0）表面形貌

本文利用塑性变形辅助射流电沉积装置，通过交替施加0N和50N载荷在常温条件下制备了LNT-

电解液调配好后常温下用超声波搅拌30min，以确保电解液均匀。

阴极基底采用高纯度镍板（100mm×100mm×0.8mm），阳极采用高纯度铜棒（ $\phi 3\text{mm} \times 250\text{mm}$ ）。试验前对用作阴极的高纯度镍板进行预处理。先用400#、600#、800#、1000#水磨砂纸依次打磨高纯度镍板，然后用丙酮进行除油，接着用10%的稀盐酸洗去表面钝化膜，最后将镍板放置在去离子水中超声波清洗10min。

Cu（0/50/0）样品，其实物如图3a所示。图3b所示为LNT-Cu（0/50/0）的选区表面形貌。经激光共聚焦扫描显微镜测量，表面粗糙度 $R_a=2.2\mu\text{m}$ 。从三维高度（见图3c）的颜色分布可以看出，表面较为平整致密，无明显凸起。这归因于在样品沉积中期，50N载荷下的塑性变形对表面进行了强制轧平。该塑性变形过程中形成的沉积层具有相对光滑平整的表面，为后续第二次0N载荷下进行的沉积创造了良好条件。由于样品表面没有显著的尖端效应，因此表面不会出现凸起现象。这种表面完整性有效保障了界面间的紧密接触和材料结构的整体稳定性。

3.2 LNT-Cu（0/50/0）截面形貌

图4所示为LNT-Cu（0/50/0）的截面SEM二次电子形貌，清晰显示出沉积层厚度约为500 μm 。在图4a中，可以看到左侧边缘的截面形貌，该区域相对平整且均匀，未见明显的孔洞或裂纹等缺陷。图

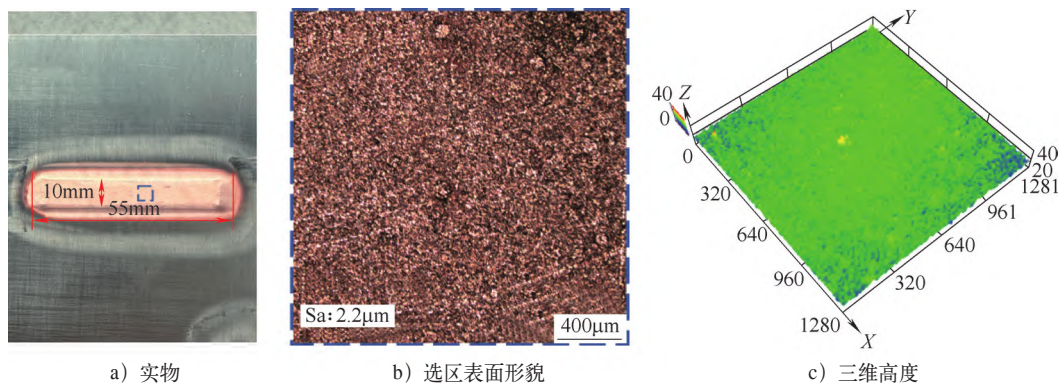


图3 LNT-Cu（0/50/0）表面形貌

4b所示为沉积层中部的截面形貌，虽存在些许微小的不均匀性，但并不影响整体结构的完整性。图4c所示为右侧边缘的截面图像，此区域同样未见任何类型的缺陷。由此可见，无论是左侧、中部还是右侧边缘，整个沉积层均展现出高度致密的结构特征。这种致密性与PEG 4000（聚乙二醇）和 Cl^- 两种添加剂的协同作用密切相关。PEG 4000作为常见添加剂，在铜沉积过程中起到润湿剂和抑制剂的双重作用。它通过吸附在阴极表面，减缓铜离子的沉积速度，从而降低局部过电位，抑制铜的快速生长，促进晶粒的细化与均匀化，最终形成致密、光

滑的铜沉积层。同时， Cl^- 作为辅助添加剂，与PEG 4000协同工作，吸附在阴极表面，尤其在铜离子作用时，促进局部溶解与再沉积过程，有效控制晶粒生长。两者结合使用时，可以增强对铜沉积过程的抑制效果，细化晶粒，进而提高了材料的致密度^[23, 24]。此外，塑性变形的引入也是提升样品致密度的关键因素之一。在沉积过程中，轧辊的使用不仅起到除氢除杂的作用，还有效防止了杂质进入沉积层内部^[25]。而且，尽管沉积过程中载荷进行了切换，但这并未导致其他杂质或气体（如氧气和氢气）进入沉积层，保证了沉积层的纯净性和完整性。

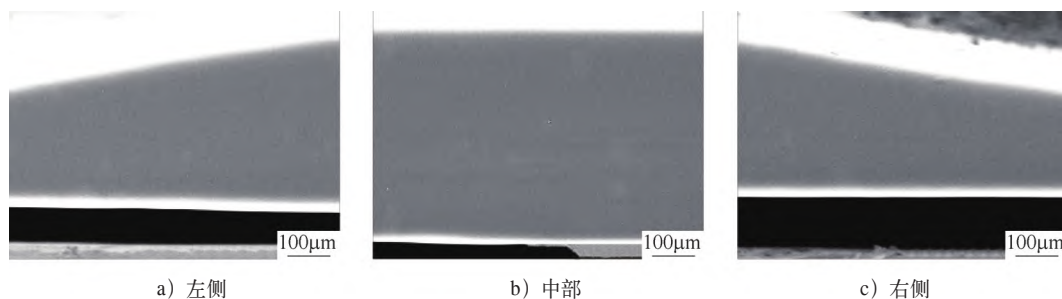


图4 LNT-Cu (0/50/0) 截面形貌

3.3 LNT-Cu (0/50/0) 截面显微结构

图5a所示为LNT-Cu (0/50/0) 截面SEM背散射电子形貌，揭示了该样品由于载荷切换形成的层压梯度结构。在沉积初期，当施加的载荷仅为0N（见图5j）时，晶粒按照其生长特性优先选择最优方向进行生长。这种机制类似于自然界中植物生长的择优定向，但在特定环境下，它却导致了不同取向晶粒之间的不平衡增长。这种倾向导致了柱状晶粒在基底表面形成几乎垂直于基底平面的生长轨迹，其中还掺杂着一些等轴晶。通过局部放大（见图5k）可以发现，柱状晶内部存在着显著的孪晶界，这些孪晶界以竖直的方式排列，与整体晶粒的生长方向相一致。而这一现象表明，LNT-Cu (0/50/0) 在沉积初期内部已经展现出了一定程度的晶体取向和结构规律。当载荷切换至50N（见图5f）时，可以看到LNT-Cu (0/50/0) 沉积层中间区域的晶粒结构与初期0N载荷下所沉积的晶粒结构有所不同。这种结构主要由等轴晶组成。这是由于在塑性变形模块上的轧辊对已经沉积好的表面施加的强制轧平作用，这一过程打破了晶粒之间可能存在的择优生长

模式。晶粒的生长受到轧制的干扰，使晶粒取向偏离优选方向，形成等轴晶。更为重要的是，塑性变形模块施加的载荷也迫使晶粒破坏了其原有的微观结构。这种破坏并不意味着晶粒彻底消失，而是通过增加形核点来实现的。因此，载荷下的塑性变形不仅改变了晶粒的大小，还优化了材料内部的晶体取向，从而使中间区域的晶粒尺寸比靠近基底区域的晶粒有了显著的细化。根据图5g所揭示的细节，可以观察到小尺寸的柱状晶在其内部的孪晶界呈现出一种垂直的排列模式。相比之下，同样大小的等轴晶中的孪晶界则表现出了更为随机和不规则的排列，没有明显的方向性或规则性。当施加的载荷被重新调整至0N时（见图5b），随着时间的推移，晶粒在没有受到塑性变形影响的情况下从已经形成的等轴晶重新开始择优取向，逐渐倾向于形成新的柱状晶。通过图5c的深入观察可以发现，在这种柱状晶区域内，孪晶界的排列再次呈现出竖直的形态。经图5b和图5j对比，表层晶粒结构几乎与靠近基底一侧的晶粒结构一致，这说明了相同载荷对于晶粒结构影响的稳定性。另外，从图5a中来看，沉积层

中部等轴晶区域的面积占比实际上略高于表层和底层的柱状晶区域。在不同的载荷条件下,沉积时间一致,沉积层的晶体结构分布往往会呈现出一致性。据此,本文预测每次载荷切换后所沉积的晶体结构占比应该是一致的。然而,图5a呈现的结果与预测结果并不一致。原因在于,经过50N载荷塑性变形后,LNT-Cu (0/50/0) 中部50N沉积区具有较为光滑平整的表面,这种表面特性使得在进行第三次载荷切换后,晶粒在短时间内并没有立即从中心部位择优向上生长,而是维持了等轴晶状态生长,因而导致中部等轴晶区域的面积占比高于表层和底层的柱状晶区域。

为了进一步分析变载荷对于晶粒微观结构的影响,本文根据大量的高倍SEM截面图像通过截线法对3个区域晶粒尺寸分别进行了统计。由图5d、f、l可知,在0~1200nm的晶粒尺寸分布范围内,表层和底层的晶粒尺寸普遍分布在400~800nm之间。通过进一步的统计得出,表层的平均晶粒尺寸为531nm,底层晶粒的平均晶粒尺寸为550nm。两者的平均晶粒尺寸差异不大,表明它们具有相似的晶粒结构和控制因素。然而,如图5h所示,中层晶粒尺寸的分布情况有所变化。中层晶粒尺寸分布在0~400nm的范围内,其平均晶粒尺寸相对较小,仅

为157nm,显著小于表层和底层晶粒尺寸。因此,晶粒尺寸的分布呈现出一种粗-细-粗的分布模式。

总而言之,在经过严格控制的0N、50N、0N载荷下进行塑性变形后,变形过程中产生的柱状晶逐渐转变为等轴晶,继而再次转变为柱状晶,这一转变过程使得LNT-Cu (0/50/0) 晶粒微观结构上存在3层层压梯度结构。

3.4 LNT-Cu (0/50/0) 显微硬度分布

LNT-Cu (0/50/0) 沉积层沿生长方向具有3个区域,分别为0N沉积区、50N沉积区及0N沉积区。这些区域的形成与50N载荷下的塑性变形有直接的关联。当50N载荷施加到沉积层上时,塑性变形改变了材料的微观结构。随着变形的进行,沉积层内部出现了细微的结构变化,导致硬度呈现出一种特殊的分布模式。图6a所示为LNT-Cu (0/50/0) 截面显微硬度分布。由图6a可知,在沉积初期,当LNT-Cu (0/50/0) 沉积层还处于其生长的早期阶段,即距离基底0~150 μm 的深度范围内时,由于施加了0N的载荷,沉积层中的晶粒尺寸呈现出一种择优生长的趋势。这种生长过程导致晶体尺寸相对较大,而不是细小均匀,因此这层沉积的显微硬度表现得相对较软,约在150HV0.2。在距离基底150~350 μm 的深度范围内,由于受到50N的塑性变形作

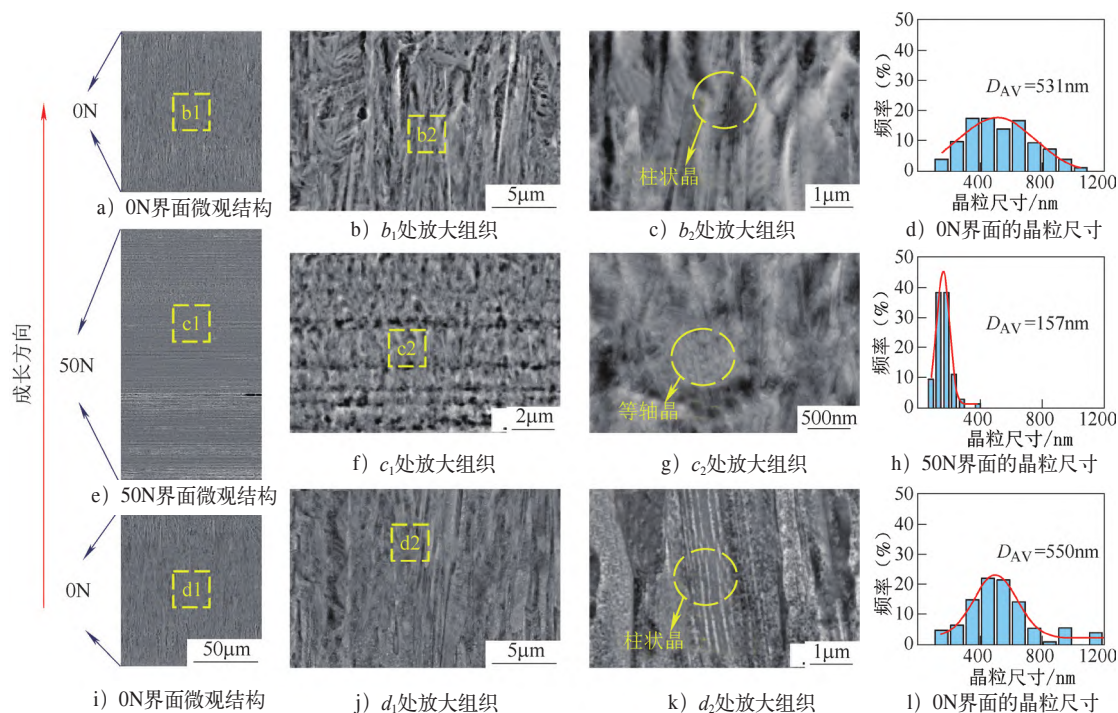


图5 LNT-Cu (0/50/0) 截面微观结构

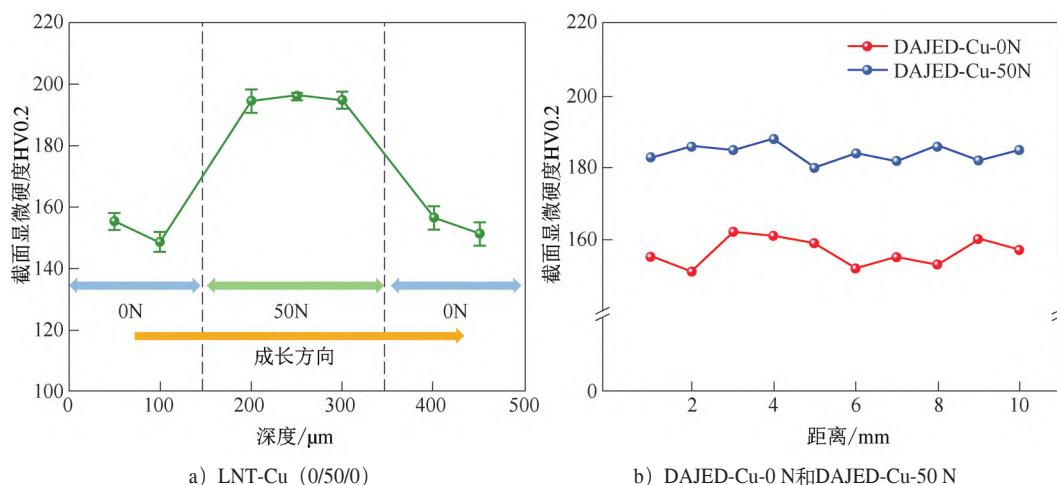


图6 截面显微硬度分布

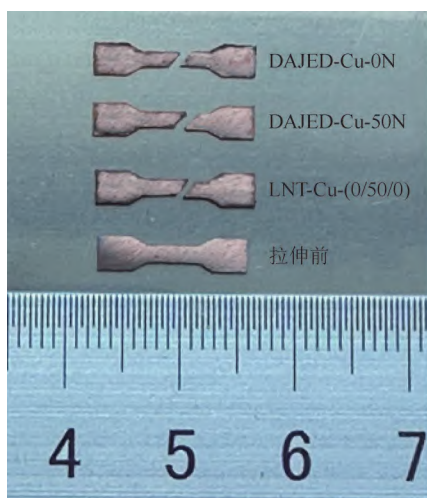
用, 晶粒的生长过程发生了显著的变化。原本可能存在的择优生长现象被彻底打破, 因为塑性变形导致了晶粒结构的破裂和破坏, 从而促使形核中心的增加及晶粒尺寸的细化。这种细化效应是通过破坏晶界或相邻晶格间的有序排列来实现的, 新增的晶界为后续的晶体生长提供了更多空间和位点, 促进了晶粒的细化。此外, 塑性变形还改变了晶粒原来的生长方向, 防止了枝晶的过度生长, 确保了细晶的形成。因此, 在这个深度区间内沉积层的硬度得到了显著提升, 显微硬度约在190HV0.2。在沉积后期, 在距离基底350~500 μm 的深度范围内为0N载荷下所沉积的纳米孪晶铜沉积层, 由于无塑性变形的介入, 晶粒择优生长现象再次出现, 导致晶粒尺寸再次扩大, 显微硬度与第一层几乎一致, 范围在150HV0.2。0N沉积区显微硬度与50N沉积区显微硬度相差30%, 形成了软-硬-软显微硬度层压分布。通过截面显微硬度分布图与截面微观结构形貌图进行对比可知, 截面显微硬度分布所呈现的趋势与截面显微结构所呈现的趋势一致。为了形成对比, 本文用0N和50N分别制备了两种单载荷样品。制得的样品分别表述为DAJED-Cu-0N和DAJED-Cu-50N。图6b所示为DAJED-Cu-0N和DAJED-Cu-50N的截面显微硬度。通过图6a、b对比得知, LNT-Cu (0/50/0) 各个区域的显微硬度与其对应单载荷下制备的纳米孪晶铜样品截面显微硬度几乎一致, 这一结果证明了相同载荷对于晶粒力学性能影响的稳定性。

3.5 LNT-Cu拉伸性能

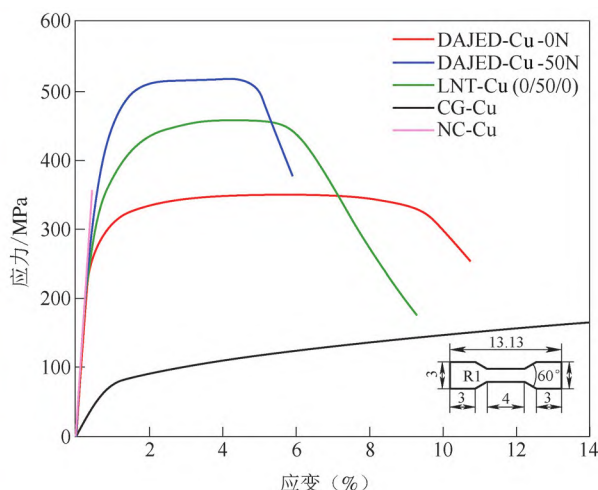
本文对LNT-Cu (0/50/0) 样品、DAJED-Cu-0N

及DAJED-Cu-50N样品进行了室温单向拉伸试验。图7a所示为3种样品拉伸断裂前后对比, 从图7a中可知, 3种样品属于正常断裂, 但3者在性能方面有所不同。图7b所示为DAJED-Cu-0N、DAJED-Cu-50N、LNT-Cu (0/50/0)、CG-Cu和NC-Cu的工程应力-应变曲线。从图7中可看出, 3种纳米孪晶铜样品的强度均远超CG-Cu和NC-Cu。DAJED-Cu-0N屈服强度较低 (270MPa), DAJED-Cu-50N屈服强度较高 (442MPa)。LNT-Cu (0/50/0) 的屈服强度为339MPa, 相较于DAJED-Cu-0N有所提升。在层压结构变形中, 界面及其介导的变形在载荷传递和应力重分布中起关键作用。由于LNT-Cu (0/50/0) 中0N沉积区 (粗晶软区) 和50N沉积区 (细晶硬区) 之间的相互约束, 位错在0N沉积区的界面附近形核, 并部分向界面移动^[26], 导致界面处位错堆积和应变集中, 形成界面影响区, 从而增强LNT-Cu (0/50/0) 的强度。同时, 50N沉积区的细晶强化也是LNT-Cu (0/50/0) 强度提升的原因之一。

塑性方面, DAJED-Cu-0N的平均伸长率为5.2%, DAJED-Cu-50N均匀伸长率为2.4%, LNT-Cu (0/50/0) 的均匀伸长率为3.7%, 相较于DAJED-Cu-0N有所降低, 但高于DAJED-Cu-50N。这是由于50N沉积区晶粒尺寸过小, 导致了整体塑性的降低。为了进一步揭示材料塑性变化的原因, 采用SEM扫描电子显微镜对LNT-Cu (0/50/0) 的断口形貌进行显微观察, 如图8所示。从图8a可看到, LNT-Cu (0/50/0) 断口有明显的层压梯度分布。其断口整体属于微孔聚合型韧性断裂。由0N沉积



a) 拉伸件实物



b) 几种材质的工程应力-应变曲线

图7 3种样品拉伸对比结果

区的断口局部放大图(见图8b、d)可知,0N载荷下所沉积区域存在大量韧窝,但这些韧窝尺寸大小不一,分布不同。根据场发射扫描电子显微镜(SEM)观测,连续的浅韧窝对应于0N沉积区大尺寸柱状晶,圆形韧窝对应0N沉积区掺杂在柱状晶中的等轴晶。理论上,柱状晶具有显著的各向异性^[6],这不利于均匀塑性变形。但由于柱状晶中嵌有等轴晶,因此使得样品保持了一定的塑性。由图8c可知,50N沉积区域断口表面较为平整,表明断裂前的变形很小,断口同样存在大量尺寸较小、深度较浅的分散韧窝,对应于50N沉积区中小尺寸等轴晶。一般来说,晶粒细化减少了晶内位错运动的距离,降低了晶界上积塞的位错数量,从而减小了畸变程度和应力集中,使得变形抗力增加,且等轴晶不存在各向异性,因此小尺寸的等轴晶塑性应更好。但通过对比0N沉积区和50N沉积区的拉伸形貌

来看,50N沉积区的韧窝小至纳米级。晶粒过于细化后,晶界对位错源开动的阻力增大,可动位错数目显著降低^[27],这显著影响了LNT-Cu (0/50/0)的塑性。

总而言之,由于层压梯度结构中0N沉积区和50N沉积区之间的相互影响,LNT-Cu (0/50/0)的强度有所提升,50N沉积区的引入是影响LNT-Cu (0/50/0)整体塑性下降的主要原因。

4 结束语

1) 通过0N、50N、0N变载荷塑性变形的切换成功制备了层压梯度纳米孪晶铜LNT-Cu (0/50/0),样品无孔洞、裂纹和分层等缺陷,整体致密。

2) 由LNT-Cu (0/50/0)截面SEM背散射电子形貌图可知,LNT-Cu (0/50/0)晶粒微观结构呈层压梯度分布。LNT-Cu (0/50/0)的晶粒结构从底部到顶部依次为柱状晶、等轴晶、柱状晶,平均晶粒尺寸从底部到顶部依次为550nm、157nm、531nm。

3) LNT-Cu (0/50/0)截面硬度趋势呈层压梯度分布。0N沉积区显微硬度在150HV0.2左右,而由于50N载荷塑性变形而导致的晶粒细化,因此50N沉积区显微硬度达到了190HV0.2左右,较0N沉积区提升了约30%。

4) LNT-Cu (0/50/0)的屈服强度为339MPa,平均伸长率为3.7%,力学性能较为综合。断口形貌总体表现为微孔聚合型韧性断裂。层压梯度结构使LNT-Cu (0/50/0)强度有所提升,50N沉积区是影

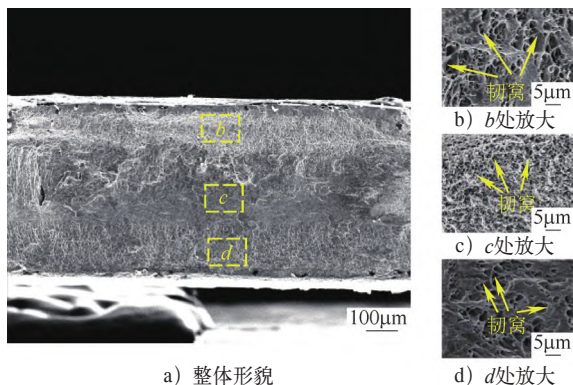


图8 LNT-Cu (0/50/0) 单向拉伸断口形貌

响LNT-Cu (0/50/0) 整体塑性下降的主要原因。

参考文献:

- [1] 艾森, 常亮, 王立凯, 等. 丝材3D打印2024/7055 铝合金梯度结构组织与性能分析[J]. 科学技术与工程, 2021, 21 (26) : 11419-11424.
- [2] GU J, DING J, WILLIAMS S W, et al. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al-6.3Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 651: 18-26.
- [3] CHEN P, LUO G, SHEN Q, et al. Thermal and electrical properties of W-Cu composite produced by activated sintering[J]. Materials & Design (1980-2015), 2013, 46: 101-105.
- [4] BAI Y, HU H, LING H, et al. Communication—fabrication of vertical nanotwinned copper with (220) texture by direct current electrodeposition[J]. Journal of The Electrochemical Society, 2021, 168 (8) : 082506.
- [5] WANG T, ZHAO R, ZHAN K, et al. Preparation of electro-reduced graphene oxide/copper composite foils with simultaneously enhanced thermal and mechanical properties by DC electro-deposition method[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 805: 140574.
- [6] LU L, SHEN Y, CHEN X, et al. Ultrahigh strength and high electrical conductivity in copper[J]. Science, New Series, 2004, 304: 422-426.
- [7] ZHANG X, MISRA A. Superior thermal stability of coherent twin boundaries in nanotwinned metals[J]. Scripta Materialia, 2012, 66 (11) : 860-865.
- [8] SHEN Y F, LU L, LU Q H, et al. Tensile properties of copper with nano-scale twins[J]. Scripta Materialia, 2005, 52 (10) : 989-994.
- [9] TRAN D P, CHEN K J, TU K N, et al. Electrodeposition of slanted nanotwinned Cu foils with high strength and ductility[J]. Electrochimica Acta, 2021, 389: 138640.
- [10] BLONDIAUX N, MORGENTHALER S, PUGIN R, et al. Gradients of topographical structure in thin polymer films[J]. Applied Surface Science, 2008, 254 (21) : 6820-6825.
- [11] EL-GALY I M, SALEH B I, AHMED M H. Functionally graded materials classifications and development trends from industrial point of view[J]. SN Applied Sciences, 2019, 1 (11) : 1378.
- [12] FANG T H, LI W L, TAO N R, et al. Revealing extraordinary intrinsic tensile plasticity in gradient nano-grained copper[J]. Science, 2011, 331: 1587-1590.
- [13] WU X L, YANG M X, YUAN F P, et al. Combining gradient structure and TRIP effect to produce austenite stainless steel with high strength and ductility[J]. Acta Materialia, 2016, 112: 337-346.
- [14] ZHANG Y, CHENG Z, ZHU T, et al. Mechanics of gradient nanostructured metals[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2024, 189: 105719.
- [15] WU X, JIANG P, CHEN L, et al. Extraordinary strain hardening by gradient structure[J]. Proceedings of the National Academy of Sciences, 2014, 111 (20) : 7197-7201.
- [16] WANG Q, SUN Q, XIAO L, et al. Effect of surface nanocrystallization on fatigue behavior of pure titanium[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25 (1) : 241-249.
- [17] JELLITI S, RICHARD C, RETRAINT D, et al. Effect of surface nanocrystallization on the corrosion behavior of Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 224: 82-87.
- [18] CHEN X, HAN Z, LI X Y, et al. Friction of stable gradient nano-grained metals[J]. Scripta Materialia, 2020, 185: 82-87.
- [19] BHATTACHARYYA M, KUMAR A N, KAPURIA S. Synthesis and characterization of Al/SiC and Ni/Al₂O₃ functionally graded materials[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 487 (1-2) : 524-535.
- [20] WANG H L, LIU L Y, DOU Y, et al. Preparation and corrosion resistance of electroless Ni-P/SiC functionally gradient coatings on AZ91D magnesium alloy[J]. Applied Surface Science, 2013, 286: 319-327.

(下转第108页)

- 铁塑性变形行为及力学性能[J]. 塑性工程学报, 2023, 30 (5) : 166-171.
- [7] 韩跃. 铌对渣浆泵高铬铸铁组织和性能影响[J]. 铸造, 2024, 73 (5) : 650-652.
- [8] 汪勇, 余申卫, 刘春溪, 等. 不同陶瓷颗粒表面处理对陶瓷/高铬铸铁复合材料微观界面的影响[J]. 热加工工艺, 2024, 53 (5) : 142-146.
- [9] 齐羿, 薛喜云, 焦斐, 等. 盘式转向节锻造工艺优化与过程模拟分析[J]. 锻压技术, 2023, 48 (9) : 32-40.
- [10] 王学亮, 王勇杰, 刘立艳, 等. 熔模铸造高铬铸铁抛丸器叶片耐磨性[J]. 山东科学, 2021, 34 (5) : 42-48.
- [11] 张效溥, 王振兴, 于延龙, 等. TiC粒度对消失模铸造高铬铸铁力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2022, 51 (18) : 68-71.
- [12] 张凯, 郭智, 孙东云, 等. 钼含量对高铬铸铁堆焊层组织及耐磨性的影响[J]. 钢铁, 2024, 59 (4) : 148-158.
- [13] NODIR T, NOSIR S, SHIRINKHON T, et al. Development of technology to increase resistance of high chromium cast iron[J]. The American Journal of Engineering and Technology, 2021, 3 (3) : 85-92.
- [14] 于洪军, 宋传颂馨, 程福超, 等. 不同热处理条件下亚共晶高铬铸铁的组织和性能[J]. 金属热处理, 2021, 46 (8) : 56-60.
- [15] LACAZE J, DAWSON S, HAZOTTE A. Cast iron: a historical and green material worthy of continuous research[J]. International Journal of Technology, 2021, 12 (6) : 1123-1138.
- [16] SMOLIK J. Hard protective layers on forging dies—development and applications[J]. coatings, 2021, 11 (4) : 376-389.
- [17] 张倩倩, 陈冲, 张聪, 等. 硼对高铬铸铁铸渗层组织和性能的影响[J]. 材料导报, 2022, 36 (4) : 182-188.
- [18] 邹延信, 聂程, 毛拥军, 等. 一种进口氧化锰矿焙烧还原与浸出试验研究[J]. 中国锰业, 2022, 40 (2) : 33-36.
- (收稿日期: 20250303)

(上接第92页)

- deposition inconel 718 single track[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 1898-1909.
- [15] ZHANG B, GAO Z, XIAO H, et al. Size effects and optimization during laser directed energy deposition on high thermal conductivity copper alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.10.104.
- [16] BAX B, RAJPUT R, KELLET R, et al. Systematic evaluation of process parameter maps for laser cladding and directed energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 487-494.
- [17] ZHANG S, ZHU H, ZHANG L, et al. Microstructure and properties of high strength and high conductivity Cu-Cr alloy components fabricated by high power selective laser melting[J]. Materials Letters, 2019, 237: 306-309.
- [18] YUE T Y, ZHANG S, WANG C Y, et al. Effects of selective laser melting parameters on surface quality and densification behaviours of pure nickel[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32 (8) : 2634-2647.
- (收稿日期: 20250123)

(上接第101页)

- [21] QIN L, XU J, LIAN J, et al. A novel electrodeposited nanostructured Ni coating with grain size gradient distribution[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 203 (1-2) : 142-147.
- [22] CHENG Z, WAN T, LU L. Interface strain gradient enabled high strength and hardening in laminated nanotwinned Cu[J]. Acta Materialia, 2023, 256: 119138.
- [23] 辜敏, 付遍红, 杨明莉. 硫酸盐镀铜的研究进展[J]. 材料保护, 2006 (1) : 44-47, 83.
- [24] 辜敏, 李强, 鲜晓红, 等. PEG-Cl~添加剂存在下的铜电结晶过程研究[J]. 化学学报, 2007 (10) : 881-886.
- [25] LIU X, SHEN L, QIU M, et al. Jet electrodeposition of nanocrystalline nickel assisted by controllable friction[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 305: 231-240.
- [26] ZHOU H, HUANG C, SHA X, et al. In-situ observation of dislocation dynamics near heterostructured interfaces[J]. Materials Research Letters, 2019, 7 (9) : 376-382.
- [27] 刘颀, 朱国辉. 超细晶粒钢中晶粒尺寸对塑性的影响模型[J]. 金属学报, 2015, 51 (7) : 777-783.
- (收稿日期: 20241217)