DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6025

轧制温度对铜/钼铜/铜层状复合材料组织及性能的影响

陈杨澜[1,2],朱　雷[1,2],毛梦琛[3],冯　笠[1,2],贺嘉伟[1,2],李冰艳[1,2],王宇飞[4],
张　鹏[4],陈　铮[1,2],郝泽泽[4],邹军涛[1,2]

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院,陕西省现代装备绿色制造协同创新中心,教育部导电材料与复合技术工程研究中心,陕西省电工材料与熔(浸)渗技术重点实验室,陕西 西安 710048;2. 陕西新材料实验室,陕西 西安 710021;3. 西安超晶科技股份有限公司,陕西 西安 710299;4. 西安赛尔电子材料科技有限公司,陕西 西安 710201)

摘　要:高性能热管理材料在微电子封装领域具有重要应用价值,铜/钼铜/铜(Cu/MoCu/Cu)层状复合材料凭借低热膨胀与高导热特性受到广泛关注,其制备工艺通过调控组织形貌与界面特征显著影响材料性能。本文研究了轧制温度对 Cu/MoCu/Cu 复合材料微观组织及导热性能的影响规律。结果表明,随着轧制温度的升高,Cu 层晶粒尺寸增加,MoCu 层剪切带结构逐渐形成至破碎,阻碍了电子与热流的传输路径。与熔渗态相比,当轧制温度为 700 ℃时,Cu 层晶粒发生再结晶,MoCu 层形成了“锁链”式连续剪切带,构建了“Mo 承载骨架 -Cu 导热通道”协同结构,实现了高热导率与低膨胀系数的协同匹配。

关键词:Cu/MoCu/Cu 层状复合材料;热轧;剪切带;显微组织;热物理性能

中图分类号:TG146.4　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2026)10-1129-09

Effect of Rolling Temperature on the Microstructure and Properties of Cu/MoCu/Cu Laminated Composites

CHEN Yanglan[1,2], ZHU Lei[1,2], MAO Mengchen[3], FENG Li[1,2], HE Jiawei[1,2], LI Bingyan[1,2], WANG Yufei[4], ZHANG Peng[4], CHEN Zheng[1,2], HAO Zeze[4], ZOU Juntao[1,2]

(1. Shaanxi Province Modern Equipment Green Manufacturing Collaborative Innovation Center, Engineering Research Center of Conducting Materials and Composite Technology, Ministry of Education, Shaanxi Province Key Laboratory for Electrical Materials and Infiltration Technology, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China; 2. Shaanxi Laboratory of Advanced Materials, Xi'an 710021, China; 3. Xi'an ChaoJing Technology Co., Ltd., Xi'an 710299, China; 4. Xi'an Seal Electronic Material Technology Co., Ltd., Xi'an 710201, China)

Abstract: High-performance thermal management materials play a critical role in microelectronic devices. Cu/MoCu/Cu laminated composites have attracted extensive attention because of their unique combination of a low coefficient of thermal expansion (CTE) and high thermal conductivity (TC). However, the fabrication process significantly affects the microstructure morphology and interfacial characteristics, which influence the overall performance of the composites. In this study, the effects of rolling temperature on the microstructure and TC of Cu/MoCu/Cu composites were systematically

收稿日期: 2026-03-04

基金项目: 陕西省教育厅重点科研计划(23JY056);陕西省教育厅重点科研计划(2023-LL-QY-34);陕西省科技创新团队——金属基材料先进制造技术创新团队(2025RSCXTD-020);陕西省杰出青年基金(2024JC-JCQN-53);陕西省技术创新引导专项(2024ZC-YYDP-05);新材料陕西实验室入驻团队项目(2025XCLSXSYS-RZ-04);国家自然科学基金(U24A2038);陕西省秦创原“科学家+工程师”项目(2024QCY-KXJ-115);西安市碑林区研发计划(GX2452)

作者简介: 陈杨澜,2000 年生,博士生. 研究方向为高性能铜钼层状复合材料. Email: chenyanglan@stu.xaut.edu.cn

通信作者: 朱　雷,1992 年生,博士,副教授. 研究方向为异种高温金属结构材料扩散连接界面组织调控及接头强韧化机理、金属基层状复合材料界面结构设计及快速制备技术等. Email: zhulei@xaut.edu.cn

邹军涛,1979 年生,博士,教授. 研究方向为异质金属复合和高溶质铜合金. Email: zoujuntao@xaut.edu.cn

引用格式: 陈杨澜,朱雷,毛梦琛,冯笠,贺嘉伟,李冰艳,王宇飞,张鹏,陈铮,郝泽泽,邹军涛. 轧制温度对铜/钼铜/铜层状复合材料组织及性能的影响[J]. 铸造技术,2026,47(10): 1129-1137.

CHEN Y L, ZHU L, MAO M C, FENG L, HE J W, LI B Y, WANG Y F, ZHANG P, CHEN Z, HAO Z Z, ZOU J T. Effect of rolling temperature on the microstructure and properties of Cu/MoCu/Cu laminated composites[J]. Foundry Technology, 2026, 47(10): 1129-1137.

中国知网　https://www.cnki.net

investigated. The results indicate that the grain size of the Cu layers increases with increasing rolling temperature, whereas shear band structures in the MoCu layer gradually form and subsequently fragment, hindering the transport paths of electrons and heat flow. Compared with the infiltration of the Cu/MoCu/Cu composite, recrystallization occurs in the Cu layers at a rolling temperature of 700 ℃, and a "chain-like" continuous shear band structure is formed in the MoCu layer. This leads to the establishment of a synergistic construction consisting of a "Mo load-bearing framework" and "Cu heat-conduction pathways", achieving the coordinated optimization of high TC and low CTE.

Key words: Cu/MoCu/Cu laminated composites; hot rolling; shear bands; microstructure; thermophysical properties

随着微电子和半导体技术的快速发展,电子器件朝着高功率密度、高集成度和小型化方向演变,热流密度显著提升,局部热点问题愈发突出,热失控与热疲劳失效风险增加,散热瓶颈已成为制约器件性能释放与寿命提升的关键因素之一[1]。热沉材料作为连接芯片与外部散热系统的核心功能载体,其热物理性能直接影响器件的服役稳定性和可靠性[2]。因此,热沉材料需要具备较高的热导率,对芯片实现快速散热,同时还需低的热膨胀系数,减小应力失效风险。铜/钼铜/铜(Cu/MoCu/Cu,CPC)层状复合材料通过将高导热 Cu 层与低热膨胀 MoCu 层结合,实现了性能互补与协同调控。Cu 层提供优异的热传导通道和良好的加工性能,MoCu 层则通过引入高模量、低热膨胀的 Mo 相,有效调控层状复合材料热膨胀系数。通过精确调控各层的成分比例、厚度及层数分布,可以在热导率、热膨胀系数以及弹性模量之间建立可设计的耦合关系,实现热物理性能与力学性能的协同优化[3],在高温、强辐射及强磁场等极端服役环境下展现出广阔的应用前景[4],是新一代高性能电子封装热沉材料。

当前,国内外学者围绕 Cu/Mo 层状复合材料的制备与性能调控开展了大量研究,通过工艺创新和界面工程等手段持续优化复合材料性能。Zhang 等[5]通过差温轧制缓解了 Cu/Mo 变形不协调性;Liu 等[6]采用 Ti 中间层在 800 ℃实现了 Mo 与 Cu 的冶金结合;Du 等[7]通过辐照损伤引入高密度缺陷促进界面扩散,实现了 Mo 与 Cu 的高强度结合;Wang 等[8]提出的"扩散–轧制"耦合工艺使 CPC 复合材料热导率达 278 W/(m·K)。此外,Akarou 等[9]通过分子动力学计算并结合实验,明晰了 Cu/Mo 纳米多层膜的界面结构稳定性。轧制法因其高效率与低成本[10],已成为 CPC 复合材料制备的主流技术之一[11]。在热轧过程中,热力耦合作用促进界面塑性变形与原子扩散,提高界面结合强度[12]。然而,Cu 与 Mo 在晶体结构、弹性模量和热物理性能等方面存在显著差异且互不固溶,界面易出现层间脱粘、宏观分层开裂等问题[7],严重制约了 CPC 复合材料综合性能提升[13]。有研究表明,轧制工艺参数对界面行为具有显著影响,Liu 等[10]发现当总压下量达到 70%时 Cu/Mo 界面氧化物消失,界面结合状态较好;张兵等[14]的研究表明单道次变形量需≥55%方可获得较高 Cu/Mo 界面剪切强度(77 MPa)。轧制参数对界面结合与性能调控机制的影响已成为当前研究热点。

为获得界面结合可靠且性能优异的 CPC 复合材料,亟需对轧制工艺参数进行优化。其中,轧制温度作为关键工艺参数,通过优化材料的动态回复与再结晶行为、晶粒尺寸演化以及界面扩散过程,对复合材料的微观组织和热物理性能产生重要影响[15-16]。故本文采用熔渗耦合轧制技术制备五层 CPC 复合材料(CPC51515),Cu 层和 MoCu 层厚度比为 5∶1,重点研究轧制温度对 CPC51515 层状复合材料宏微观组织特征的影响,并评价其热物理性能,揭示其热传导机制。

1 实验材料与方法

本研究选用 T2 紫铜板(T2Cu)和 Mo70Cu30 板作为原始材料。T2Cu 板尺寸为40 mm×40 mm×0.5 mm;Mo70Cu30 板尺寸为 40 mm×40 mm×2.5 mm。分别在板材中心位置取样观察其组织形貌和物相组成。T2Cu 板的组织特征如图 1a 所示,晶粒细小且存在大量孪晶;图 1b 为 T2Cu 板的 XRD 图谱,衍射峰与面心立方 Cu 标准卡片一致,主要晶面指数为(111)、(200)和(220),未检测到其他杂相衍射峰。图 1c 为 Mo70Cu30 板的显微组织特征,呈典型双连续分布结构,其中深色区域为 Cu 相,浅色区域为Mo 相,两相分布相对均匀,界面结合紧密,未见明显孔隙等缺陷;图 1d 为 Mo70Cu30 板材的 XRD 图谱,结果显示仅存在 Cu与 Mo 两相衍射峰,未发现新的化合物相或杂质峰。Cu 相主要呈现(111)和(200)晶面衍射峰,Mo 相则表现为(110)、(200)和(211)晶面衍射峰。

CPC51515 复合材料的制备流程如图 2 所示。首先,将 T2Cu 板与 Mo70Cu30 板用去离子水超声清洗 10 min 去除表面杂质后,浸泡在体积分数为 10%的硝酸溶液中酸洗 30 s 去除材料表面油脂和氧化物,再用无水乙醇超声清洗 20 min 得到表面清洁的板材。随后,将其按照设计的层序结构进行交替

中国知网 https://www.cnki.net

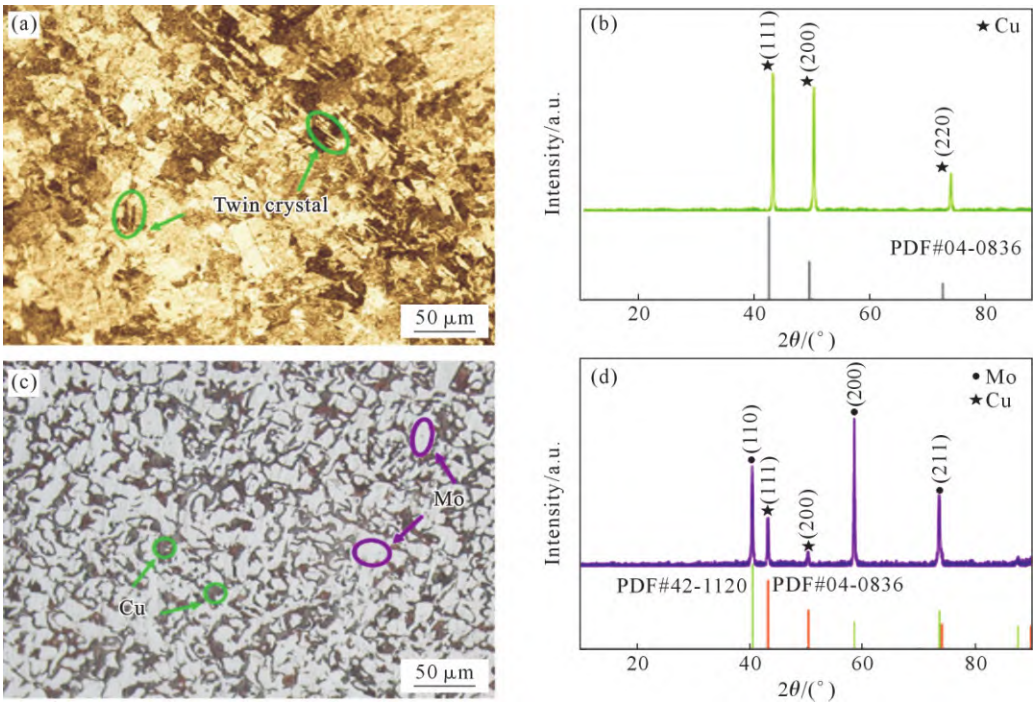


图 1　原材料显微组织及 XRD 谱:(a) 铜板显微组织;(b) 铜板 XRD 谱;(c) 钼铜板显微组织;(d) 钼铜板 XRD 谱

Fig.1　Microstructure and XRD pattern of the as-received materials: (a) microstructure of T2Cu; (b) XRD pattern of T2Cu; (c) microstructure of Mo70Cu30; (d) XRD pattern of Mo70Cu30

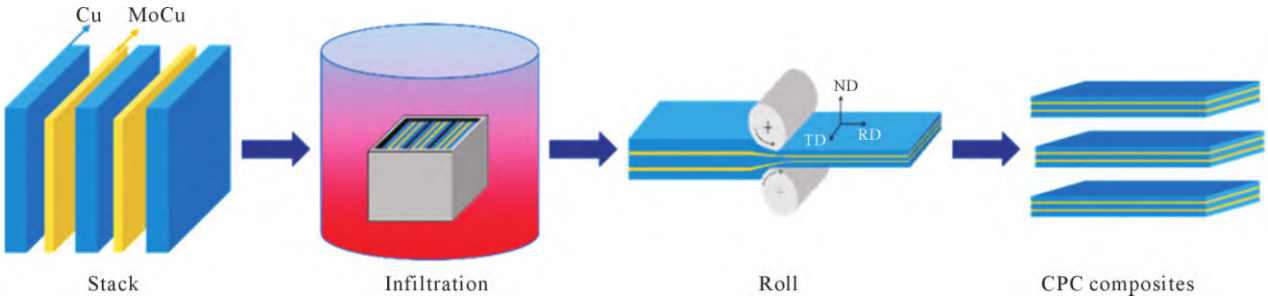


图 2　复合材料制备过程示意图

Fig.2　Schematic diagram of the composite preparation process

堆叠,确保各层接触面平整。将组装好的层状叠坯置于石墨坩埚中,整体放置于立式气氛烧结炉内,以 5 ℃/min 的速率升温到 1 350 ℃后保温 120 min,冷却至室温,获得结构完整、界面连续的 CPC51515 初始坯体。最后,将坯体于 600~900 ℃下进行多道次热轧变形,每道次下压量控制在 10%以内,总变形量为 80%。每道次轧制后,复合材料均进行 2 min 的短时保温退火处理,以恢复部分塑性、缓解加工硬化并降低层间残余应力,轧制后得到 CPC51515 复合材料板材。此外,为便于后续组织表征与性能分析,对复合材料的取向进行了统一定义:轧制方向定义为 RD(rolling direction),即材料在轧制过程中金属流动的主方向;法向方向定义为 ND(normal direction),即垂直于板材表面的厚度方向;横向方向定义为 TD(transverse direction),即垂直于 RD 且位于板材平面内的方向。

对熔渗态 CPC51515 复合材料在中心位置进行取样,对轧制态 CPC51515 复合材料沿 RD 进行取样,采用 OLMPLUS GX53 金相光学显微镜(OM)和 Phenom Pure+ 扫描电子显微镜(SEM)对材料的显微组织形貌进行表征。采用理学 DX-2700BH X 射线衍射仪(XRD)对 T2Cu 板和 Mo70Cu30 板使用Cu Kα 辐射分别进行物相表征,扫描速度为 2 °/min。将复合材料板材采用电火花切割成 ϕ12.7 mm×2 mm 的热导率试样和 6 mm×25 mm×2 mm 的热膨胀试样,随后采用 80~2000# 砂纸打磨至表面光滑后精确测量样品的厚度和直径,接着采用 SOPTOP 舜宇恒平密度天平测量材料的密度并通过 NETZSCH LFA 467 激光热导仪测量复合材料的热扩散系数和比热,计算复合材料的室温热导率(λ):

$$\lambda=\alpha\times\rho\times C_p \tag{1}$$

式中,α 为热扩散系数,m^2/s;ρ 为材料密度,kg/m^3;C_p 为比热容,J/(kg·K)。采用 NETZSCH DIL 402C 热膨胀仪测量复合材料的热膨胀系数,测试过程中升温

中国知网　https://www.cnki.net

速率为 10 ℃/min，温度测量范围为 25~200 ℃，以模拟电子封装材料在实际服役过程中的常见热循环区间。根据试样长度随温度变化的线性膨胀数据，计算材料在对应温区内的平均热膨胀系数。

2 实验结果及讨论

2.1 熔渗态 CPC51515 复合材料

图 3 为熔渗态 CPC51515 复合材料的宏微观形貌，复合材料尺寸为 40 mm×40 mm×10 mm。从图 3a 左下角宏观形貌图可以发现熔渗坯体外形完整，未见明显宏观裂纹等缺陷，成形质量良好。在复合材料中心位置进行取样观察其组织形貌，结果如图 3a 所示，复合材料呈现“Cu 层/MoCu 层/Cu 层”交替排列的层状结构，层间界面清晰且厚度分布相对均匀，这与本团队之前发表的论文研究结果一致[3]。Cu 层晶粒尺寸较大，这是因为高温熔渗过程中 Cu 晶粒的结晶与生长。与 Cu 层相比，MoCu 层由于 Mo 骨架的存在抑制了 Cu 晶粒生长，晶粒较为细小。从界面微观组织(图 3b)可以看出，深色区域为 Cu 层，浅色区域为 MoCu 层。MoCu 层内部呈现典型的双相组织形貌，其中 Mo 相呈椭圆状或不规则颗粒状分布，Cu 相填充于 Mo 相之间，形成连续的导热网络结构。Cu 层中的 Cu 与 MoCu 层内部的 Cu 之间实现了良好的互联互通，如图 3b 中黄色虚线圆圈所示。界面处未观察到明显气泡缩孔等缺陷，界面轮廓整体平直且连续。由此可知，良好的界面致密性不仅有利于提高层间结合强度，同时可降低界面热阻，为后续热导率与热膨胀性能的优化奠定了组织基础。

2.2 轧制温度对 CPC51515 复合材料组织的影响

在不同温度下对 CPC51515 复合材料进行轧制，其宏微观形貌演变如图 4 所示，沿 RD 取样进行 OM 观察，发现层内组织形态与界面特征随轧制温度变化呈现出显著差异。随着轧制温度的升高，Cu 层晶粒尺寸增加，MoCu 层剪切带结构逐渐形成至

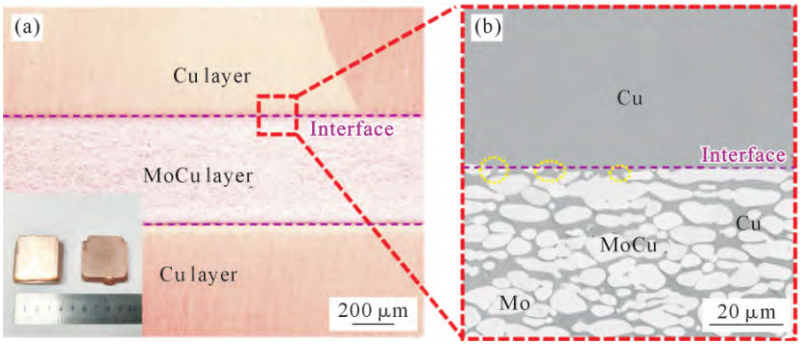


图 3 熔渗态 CPC51515 复合材料的宏微观形貌：(a) OM 图；(b) SEM 像

Fig.3 Macroscopic and microscopic morphologies of the infiltrated CPC51515 composite: (a) OM image; (b) SEM image

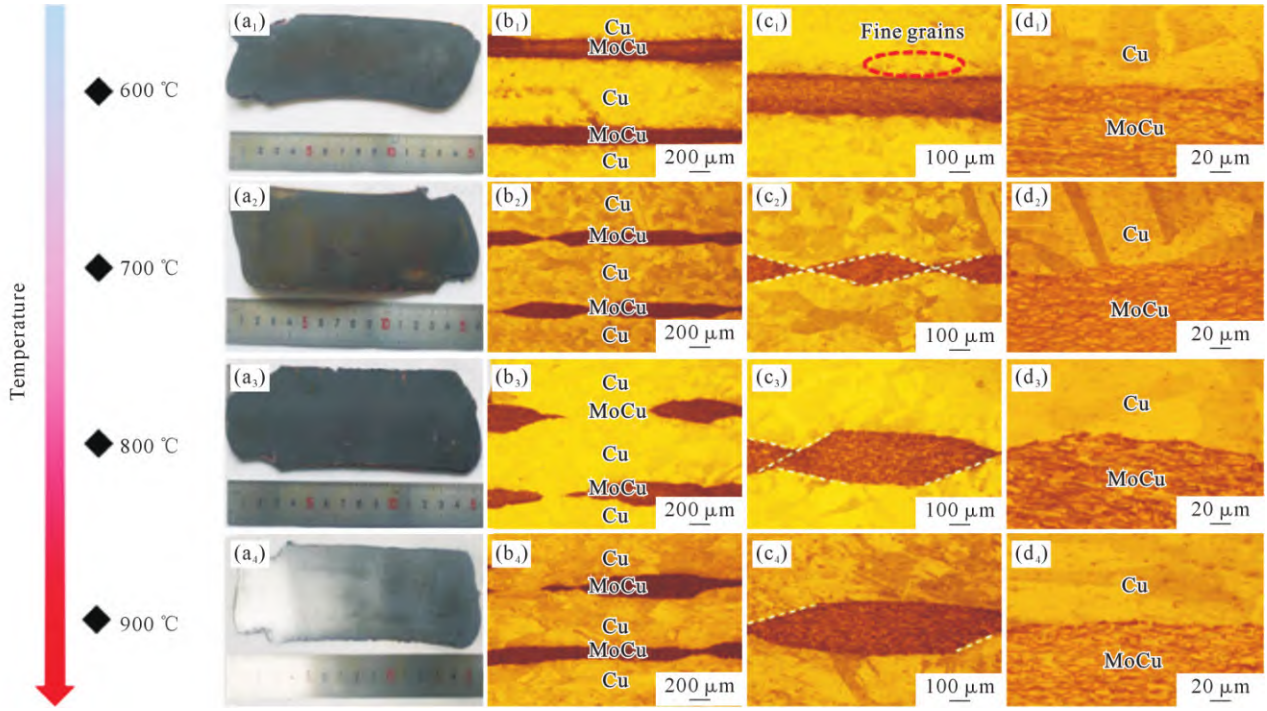


图 4 不同轧制温度下 CPC51515 复合材料的宏微观组织：(a_1~d_1) 600 ℃; (a_2~d_2) 700 ℃; (a_3~d_3) 800 ℃; (a_4~d_4) 900 ℃

Fig.4 Macroscopic and microscopic structures of the CPC51515 composite at different rolling temperatures: (a_1~d_1) 600 ℃; (a_2~d_2) 700 ℃; (a_3~d_3) 800 ℃; (a_4~d_4) 900 ℃

中国知网 https://www.cnki.net

破碎。与熔渗态相比,当轧制温度为 700 ℃,Cu 层晶粒发生再结晶,MoCu 层形成“锁链”式连续剪切带,这与本团队前期发表的论文中 MoCu 层结构特征有所区别[3],主要是因为本论文的单道次变形量较大(10%)是前期论文中变形量的两倍。在较高轧制温度下(>700 ℃),Cu 为面心立方结构,具有较高的堆垛层错能与良好的塑性变形能力,变形过程中易发生动态回复与再结晶,形成尺寸较大的等轴晶组织;在较低轧制温度下(<700 ℃),Cu 层主要以加工硬化与晶粒细化为主,晶粒尺寸较小。MoCu 层在轧制过程中沿轧制方向逐渐形成大量剪切带状组织,该现象在累积叠轧层状复合材料体系中较为常见[17-18]。在轧制过程中随着变形量的增加,层间产生显著的剪切应力与梯度塑性应变。由于 Mo 相为体心立方结构且本征塑性较差,在强剪切应力作用下易发生脆性断裂或颗粒破碎;同时,MoCu 层与相邻 Cu 层之间的界面摩擦,以及 Cu 层与轧辊之间的接触摩擦,会进一步增强层内剪切应力集中,促使 Mo 相沿轧制方向拉长、破碎并重新分布,逐渐演变为沿轧制方向取向的纤维状或带状组织结构。综上所述,轧制后 MoCu 层呈现出沿轧制方向连续分布的纤维状组织,轧制温度对组织演化与界面稳定性具有重要调控作用,是实现 CPC51515 复合材料性能优化的关键工艺参数。

图 5 为不同轧制温度下 CPC51515 复合材料沿 RD 取样的显微组织,轧制温度变化对 MoCu 层内部 Mo 相的形态及分布特征影响较大。当轧制温度为 600 ℃时,MoCu 层内 Mo 晶粒被显著拉长,呈现出纤维状组织形貌,沿轧制方向具有较强的取向性;当轧制温度升高至 700 ℃时,MoCu 层组织趋于均匀,Mo 相分布更加稳定,纤维状组织特征减弱,存在部分圆形或椭圆形 Mo 颗粒,这可能与高温条件下界面扩散增强及塑性协调改善有关,使层间应变分配更均匀,此时组织形态在连续性与均匀性之间达到相对平衡状态;在更高的轧制温度下(800~900 ℃),MoCu 层中的 Mo 晶粒发生破碎,由原有的条状或连续结构转变为分散颗粒状分布,连续性显著降低。高温条件下复合材料塑性提高,削弱层间约束,使Mo 相在反复变形过程中发生断裂与重排,形成离散分布的颗粒结构,影响材料的连续导热能力[19-20]。

2.3　轧制温度对 CPC51515 复合材料性能的影响

本研究所获得的热导率均沿复合材料厚度方向(即 ND)进行测量。不同轧制温度下 CPC51515 复合材料热导率均介于纯 Cu 与纯 Mo 之间(Cu 热导率为 404 W/(m·K),Mo 热导率为 138 W/(m·K)),符合多相层状复合体系的基本传热规律,说明材料整体导热能力受各相本征导热性能及界面热阻的共同调控。如图 6a 所示,随着轧制温度的升高,CPC51515 复合材料的热导率呈现先升高后降低的变化趋势。在较低轧制温度下(600 ℃),界面结合程度相对不足,界面热阻较大,限制了跨层热流传输;当温度升高至 700 ℃时,界面扩散与塑性协调增强,层间结合更加致

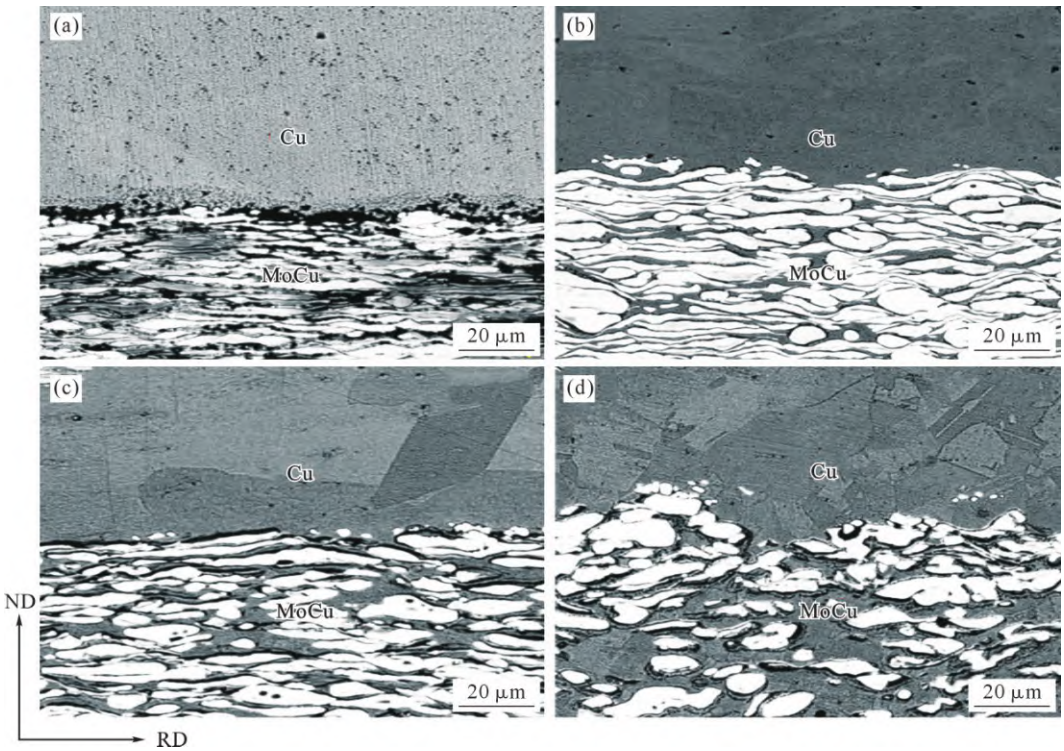


图 5　不同轧制温度下 CPC51515 复合材料微观组织:(a) 600 ℃; (b) 700 ℃; (c) 800 ℃; (d) 900 ℃

Fig.5　Microstructure of CPC51515 composites at different rolling temperatures: (a) 600 ℃; (b) 700 ℃; (c) 800 ℃; (d) 900 ℃

中国知网　https://www.cnki.net

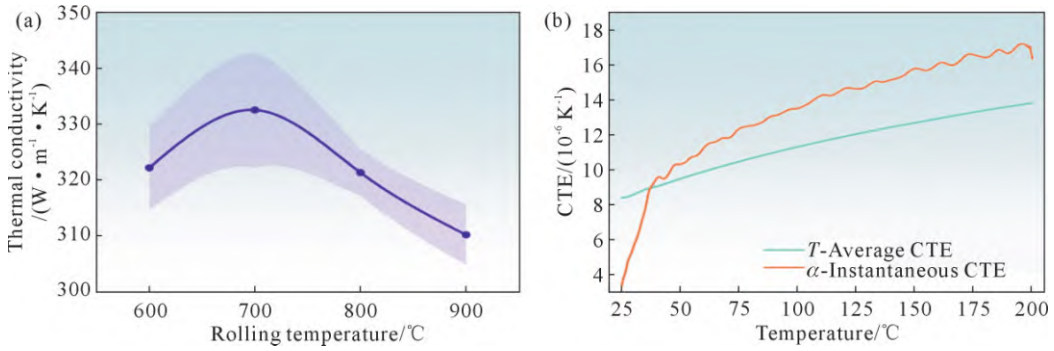


图 6 不同轧制温度下 CPC51515 复合材料的热物理性能：(a) 热导率；(b) 热膨胀系数

Fig.6 Thermophysical properties of the CPC51515 composites at different rolling temperatures: (a) thermal conductivity; (b) thermal expansion coefficient

密，同时 Mo 相保持一定的连续性结构，有利于构建稳定的热传导路径，从而提升整体有效热导率，表现出最佳导热性能，室温热导率可达332.67 W/(m·K)。而在更高轧制温度下(800~900 ℃)，Mo 相发生破碎，连续导热通道被削弱，界面散射效应增强，导致有效热导率下降。图 6b 为 700 ℃轧制下 CPC51515 复合材料的热膨胀行为，25~200 ℃下材料的膨胀系数随温度升高呈增加趋势，符合金属材料热振动增强的基本规律。室温下复合材料的平均热膨胀系数约为 8.41×10^{-6} /K，低于纯 Cu 而高于纯 Mo，体现出层状复合结构在热膨胀调控方面的有效性。由此可见，700 ℃轧制下 CPC51515 复合材料在热导率与热膨胀系数之间实现了协同匹配，为其在高功率电子封装热沉材料领域的应用提供了性能基础。

热导率是表征材料传热能力的核心物性参数，用来衡量单位温度梯度驱动下材料传递热量的能力。根据傅里叶定律，当材料内部沿热流方向存在 1 K/m 的温度梯度时，单位时间内通过单位垂直于热流方向截面积的热量，即为材料的热导率[21]，其数学表达式为：

$$q=-\lambda\nabla T \tag{2}$$

式中，q 为热流密度；λ 为热导率；∇T 为温度梯度。

晶体的热传导主要依赖两类热载体：晶格振动所形成的格波(声子)以及自由电子的迁移运动。在非金属或半导体材料中，热量主要由声子传递；而在金属和合金材料中，由于存在大量自由电子，电子则成为主要的热传导载体[22]。根据 Wiedemann-Franz 定律，电子热导率与电导率相关[23]，因此在高电导率金属中，电子热导率通常占主导地位，声子贡献相对较小。材料的总热导率可以表示为电子热导率和声子热导率之和：

$$\lambda=\lambda_e+\lambda_p \tag{3}$$

式中，λ_e 为电子热导率；λ_p 为声子热导率。

在实际材料中，晶界、位错、杂质原子以及界面缺陷等结构因素都会对电子和声子的输运产生散射作用，从而降低热载体的平均自由程，最终影响材料的热导率[24]，这也是晶粒细化和界面增多等可能导致热导率下降的根本原因。在 Cu/MoCu 层状复合材料中，Cu 和 Mo 均属于金属材料，其热传导以电子输运为主导。尤其是 Cu 具有较高的自由电子浓度和电子迁移率，因此在复合体系中通常承担主要的热流传输通道[25]。然而，由于 Cu 与 Mo 之间存在明显的界面结构差异和热物性差异，在层状结构中会形成大量异质界面，对电子和声子产生散射作用，降低热载流子的平均自由程，增加界面热阻，削弱整体热传导的连续性[26]。此外，层状复合结构中各层厚度、层数及界面质量都会影响热流在层间的传播路径。当界面数量增加时，界面散射效应增强，电子跨界面传输能力下降，热导率降低[27-28]。因此，Cu/Mo 层状复合材料的整体热导率不仅取决于各组分材料的本征热导率，同时，受到界面结构特征、层间结合状态以及微观组织完整性的影响。

图 7 为不同轧制温度下 CPC51515 复合材料沿 ND 热流路径示意图，轧制温度改变了 CPC51515 复合材料的微观组织形貌，从而对其导热性能产生影响。在 600 ℃轧制时，CPC51515 复合材料中 Cu 晶粒较为细小(图 4)，晶粒间有效接触面积有限，连续导热通路尚未充分形成，导致热流传输路径受阻。同时，Mo 晶粒呈细长形态，在层间形成一定程度的“隔断效应”，阻碍热流在 Cu 基体中的连续传播，最终表现为较低的热导率。当轧制温度升至 700 ℃时，MoCu 层呈明显纤维状分布结构，仅存在少量椭球状 Mo 晶粒。此时 Cu 晶粒发生回复与再结晶，晶粒尺寸明显增大，晶界密度降低，减弱了晶界对电子的散射作用，提高了电子平均自由程，从而提升电导率及相应的电子热导率[29]；同时，Mo 相保持一定连续性，界面结合更为致密，异质界面处电子散射强度降低，界面热阻减小[30]。通过优化轧制温度构

中国知网 https://www.cnki.net

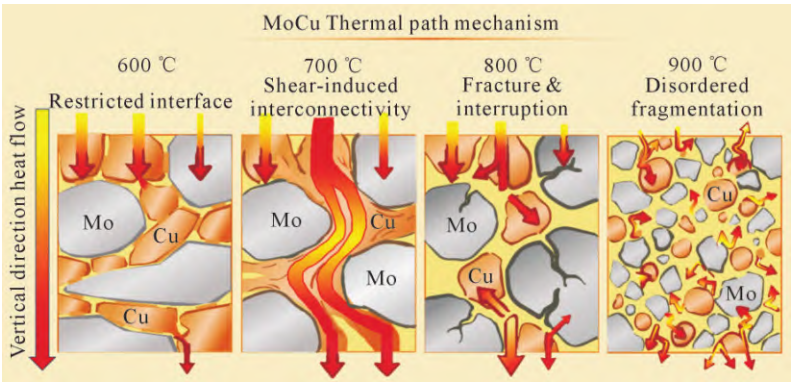


图 7　不同轧制温度下 CPC51515 复合材料沿 ND 热流路径示意图

Fig.7　Schematic diagram of the thermal flow path along the ND of the CPC51515 composite at different rolling temperatures

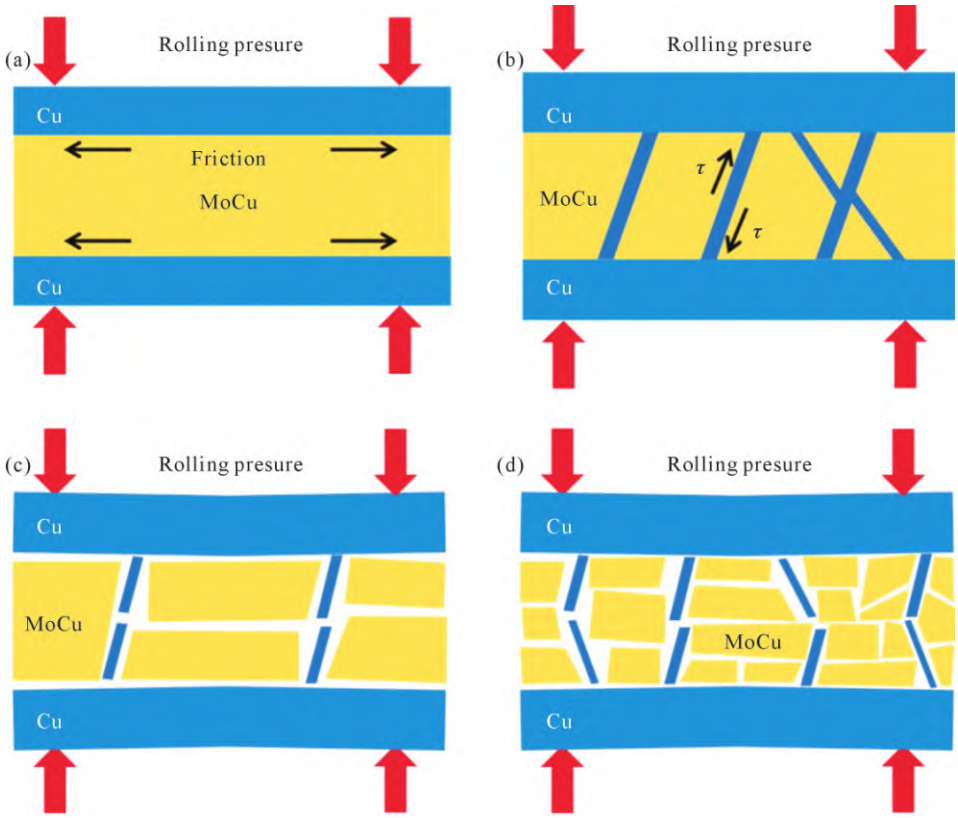


图 8　不同轧制温度下 CPC51515 复合材料剪切断裂示意图:(a) 600 ℃; (b) 700 ℃; (c) 800 ℃; (d) 900 ℃

Fig.8　Schematic diagram of shear fracture of the CPC51515 composites at different rolling temperatures: (a) 600 ℃; (b) 700 ℃; (c) 800 ℃; (d) 900 ℃

建出了“Mo 承载骨架 -Cu 导热通道”协同结构,降低了界面对电子的散射作用,提升了热流传输效率,热导率较高。在 800 ℃轧制时,MoCu 层开始出现破碎现象,组织连续性下降,晶界数量显著增加,增强了电子在传热过程中的散射效应[31],缩短电子平均自由程,导致热导率降低。当轧制温度提高至900 ℃时,Mo 晶粒进一步破碎并细化,Cu/Mo 异质界面数量增加,界面密度的提升引入了大量的界面散射中心,进一步缩短了电子有效平均自由程,增大了界面热阻,材料热导率显著下降。综上,不同轧制温度引起的晶粒尺寸演变、层状结构连续性变化以及异质界面密度差异,通过影响电子散射机制及电子平均自由程,共同决定了 CPC51515 复合材料热导率的变化规律。

2.4　轧制温度对 MoCu 层剪切带特征的影响

在轧制过程中,MoCu 层中 Mo 相的塑性协调能力明显弱于 Cu 相,由于剪切应力及层间摩擦应力的共同作用,使得硬质相 Mo 易发生定向剪切变形和取向调整,从而在 MoCu 层内形成沿轧制方向分布的剪切带状结构(图 4),这类剪切主导的第二相取向行为在大塑性变形中已有报道[32]。该结构特征在不同轧制温度下表现出显著差异,反映了 Mo 相变形机制及其对复合材料性能的调控作用。

随着轧制温度的升高,MoCu 层的变形机制发生显著转变,其受力分析及剪切断裂如图 8 所示。在

中国知网　https://www.cnki.net

较低轧制温度(600 ℃)下,MoCu 层整体保持连续的层状结构,仅发生有限的层内塑性变形,尚未形成剪切断裂特征,这是由于轧制温度偏低,层间塑性协调不足,以整体层状变形为主[33]。当轧制温度提高至 700 ℃时,MoCu 层中逐渐形成沿轧制方向连续分布的纤维状剪切带结构,层状结构在剪切作用下发生重构,但整体连续性仍得以保留,是剪切主导的“受控断裂”阶段。该阶段的剪切断裂并未导致结构失稳,而是促进了 MoCu 层的应变协调与结构重排。此时,Mo 相在保持一定连续承载能力的同时,被 Cu 相有效包裹,构建出稳定的“Mo 承载骨架 -Cu 导热通道”协同结构。一方面,该结构能够对 Cu 层的热膨胀产生有效约束,从而降低复合材料的整体热膨胀系数;另一方面,连续的 Cu 相网络为热量传递提供了低散射路径,有利于提升材料厚度方向的导热性能。当轧制温度进一步升高至 800~900 ℃时,剪切断裂显著加剧,MoCu 层被分割为不连续的结构单元,呈现出明显的不均匀分布特征,层状结构特征基本消失。Mo 相由连续剪切带向离散颗粒状分布转变,出现分布不均匀导致局部富集或贫化。Mo 相的碎化削弱了其在复合材料中的约束作用,同时破坏了 Cu 相在厚度方向的连续传热路径,导致界面热阻增加,最终使复合材料的导热性能下降。

综上所述,轧制温度通过调控 MoCu 层中剪切带的形态与连续性,在“承载连续性”和“传热连续性”之间建立竞争与协同关系。在 700 ℃轧制时形成的连续剪切带结构实现了两者的最佳平衡,是获得优异热物理性能的关键结构基础。

3 结论

(1)通过气氛熔渗(1 350 ℃-120 min)耦合热轧(700 ℃-80%)工艺成功制备了板形平直、无表面裂纹、界面结合良好的 CPC51515 层状复合材料。

(2)轧制温度从 600 ℃提高到 900 ℃,复合材料热导率先升高后降低。当轧制温度为 700 ℃时,CPC-51515层状复合材料实现了高热导率与低热膨胀系数的协同匹配,热导率及室温热膨胀系数分别为 332.67 W/(m·K)和 8.41×10^{-6}/K。

(3)在 700 ℃轧制过程中,软质 Cu 层晶粒发生再结晶,硬质 MoCu 层变形能力较差,形成“锁链”式连续剪切带,构建了 “Mo 承载骨架 -Cu 导热通道”的协同结构,有效提升了复合材料热导率。

参考文献:

[1] GHADIM H B, GODIN A, VEILLERE A, DUQUESNE M, HAILLOT D. Review of thermal management of electronics and phase change materials[J]. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 2025, 208: 115039.

[2] KIM M, KIM J, PARK W, KANG J S. A review in thermal management for advanced chip packaging from chip to heat sink[J]. Microelectronics Reliability, 2025, 170: 115782.

[3] CHEN Y L, ZHU L, PENG Y, FENG L, HE J W, ZHANG Y F, ZOU J T, LIANG S H. Directional dependence of microstructure and properties of Cu/MoCu/Cu five-layer composites[J]. Materials Characterization, 2026, 232: 116025.

[4] FANG C, ZHENG F Y, CHU B, CHENG W Z, GUO H X, CHEN H B, WANG R Z, SONG C Y, TAO P, SHANG W, FU B W, DENG T. Molybdenum copper based ultrathin two-phase heat transport system for high power-density gallium nitride chips[J]. Applied Thermal Engineering, 2022, 211: 118458.

[5] ZHANG B, WANG Y M, WANG X D, ZHAO W L, ZENG C F, YANG Y, LI G G, LI M, XIAO H, DU J L. Interface strengthening of Mo/Cu composite plates prepared by differential temperature rolling based on electromagnetic induction heating followed by annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2026, 949: 149421.

[6] LIU M E, BAI L, DENG Y Q. Strong Mo/Cu interfacial bonding facilitated by consumable Ti interlayer[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 74: 136-140.

[7] DU J L, HUANG Y, XIAO C, LIU Y C. Building metallurgical bonding interfaces in an immiscible Mo/Cu system by irradiation damage alloying (IDA)[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(4): 689-694.

[8] WANG X Y, WANG D Z, YANG Y H, LIANG D D, DONG X J. Combining diffusion bonding with rolling to manufacture CPC composites with high bond strength for electronic packaging applications[J]. IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology, 2014, 4(1): 4-7.

[9] AKAROUS A, BARAS F, POLITANO O. Microscopic modeling of interfaces in Cu-Mo nanocomposites: The case study of nanometric metallic multilayers[J]. Metals, 2025, 15(3): 282.

[10] LIU J J, CHEN Z J, ZHOU Z S, MO T Q, WANG P J, HE W J. Microstructure evolution, mechanical properties and tailoring of coefficient of thermal expansion for Cu/Mo/Cu clad sheets fabricated by hot rolling[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32(7): 2290-2308.

[11] MA J J, CHEN W G, YAO F X, ZHOU X W, FU Y Q. New strategy for fusion infiltration processed Cu/MoCu/Cu composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 915: 147276.

[12] 张清东,李硕,张勃洋,谢璐,李瑞. 金属轧制复合过程微观变形行为的分子动力学建模及研究[J]. 金属学报,2019, 55(7): 919-927.
ZHANG Q D, LI S, ZHANG B Y, XIE L, LI R. Molecular dynamics modeling and studying of micro-deformation behavior in metal roll-bonding process[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55 (7): 919-927.

[13] 李艳,周增林,惠志林,林晨光. 高界面结合强度铜/钼/铜叠层复合材料的制备研究[J]. 粉末冶金技术,2017, 35(1): 34-38.
LI Y, ZHOU Z L, HUI Z L, LIN C G. Preparation of Cu/Mo/Cu

中国知网 https://www.cnki.net

laminated composite material with high interfacial bonding strength [J]. Powder Metallurgy Technology, 2017, 35(1): 34-38.

[14] 张兵，王快社，孙院军，王莎. Cu/Mo/Cu 轧制复合界面的结合特性[J]. 中国有色金属学报，2011, 21(9): 2163-2167.
ZHANG B, WANG K S, SUN Y J, WANG S. Bonding property of Cu/Mo/Cu cladding metal materials by hot rolling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(9): 2163-2167.

[15] LV X, XIA P C, BAI H T, CAO M Q, XIE K, YAN H. The effect of hot rolling temperature on the interface characteristics and properties of Al/Mg/Al composite plates[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2026, 1053: 186184.

[16] LIU B Q, WANG Q Y, CAI Y Q, LI X Y, JIANG P. Effects of rolling temperature and roll speed ratio on the microstructure and properties of V-5 (Al-5Ti-1B) alloys for hydrogen separation [J]. Journal of Alloys and Metallurgical Systems, 2025, 12: 100212.

[17] SHEN Y L, ESCARCEGA HERRERA K. Shear band formation in thin-film multilayer columns under compressive loading: A mechanistic study[J]. Materials, 2025, 18(17): 4215.

[18] JIANG S, PENG R L, MÁTHIS K, YAN H L, FARKAS G, HEGEDUES Z, LIENERT U, MOVERARE J, ZHAO X, ZUO L, JIA N, WANG Y D. Shear banding-induced <*c*+*a*> slip enables unprecedented strength-ductility combination of laminated metallic composites[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 110: 260-268.

[19] JUGDERSUREN B, KEARNEY B T, CULBERTSON J C, CHERVIN C N, KATZ M B, STROUD R M, LIU X. The effect of ultrasmall grain sizes on the thermal conductivity of nanocrystalline silicon thin films[J]. Communications Physics, 2021, 4: 169.

[20] SHRESTHA K, YAO T, LIAN J, ANTONIO D, SESSIM M, TONKS M R, GOFRYK K. The grain-size effect on thermal conductivity of uranium dioxide[J]. Journal of Applied Physics, 2019, 126(12): 125116.

[21] CHEBYKIN D, OHTA H, ENDO R, VOLKOVA O. Methods for thermal conductivity and thermal diffusivity measurements of solid and molten mold fluxes [J]. Steel Research International, 2025, 96(8): 2400524.

[22] 王奥，盛宇飞，鲍华. 金属导热理论的研究进展与前沿问题[J]. 物理学报，2024, 73(3): 208-219.
WANG A, SHENG Y F, BAO H. Recent advances in thermal transport theory of metals [J]. Acta Physica Sinica, 2024, 73(3): 208-219.

[23] FRANZ R, WIEDEMANN G. Ueber die Wärme-Leitungsfähigkeit der Metalle[J]. Annalen der Physik, 1853, 165(8): 497-531.

[24] NAIR S S, SINGH N. Mechanisms and design principles for optimizing lattice thermal conductivity in chalcogenides: A comprehensive review[J]. Materials Today Physics, 2025, 57: 101785.

[25] TOQEER I, AFZAAL M, FAISAL IQBAL M, GHUFFAR A. Copper - History, properties and applications [M]. London: IntechOpen, 2025.

[26] WU X, YING P H, LI C L, HAN Q. Dual effects of hetero-interfaces on phonon thermal transport across graphene/C_3N lateral superlattices [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2023, 201: 123643.

[27] HOPKINS P E. Thermal transport across solid interfaces with nanoscale imperfections: Effects of roughness, disorder, dislocations, and bonding on thermal boundary conductance [J]. International Scholarly Research Notices, 2013, 2013(1): 682586.

[28] SWARTZ E T, POHL R O. Thermal boundary resistance [J]. Reviews of Modern Physics, 1989, 61(3): 605-668.

[29] JIN X Y, REN X Y, CUI G X, JU S H, HANG T, LI M, WU Y W. Unveiling electron scattering mechanism at Al-doped grain boundaries in Cu interconnects [J]. Materials & Design, 2025, 251: 113677.

[30] JOO S H, CHOI D. Numerical evaluation of grain boundary electron scattering in molybdenum thin films: A critical analysis for advanced interconnects[J]. Vacuum, 2024, 222: 113025.

[31] KIM H W. Recent progress in the role of grain boundaries in two-dimensional transition metal dichalcogenides studied using scanning tunneling microscopy/spectroscopy [J]. Applied Microscopy, 2023, 53: 5.

[32] GUAN X R, QU S J, WANG H, CAO G J, FENG A H, CHEN D L. Adiabatic shear localization in metallic materials: Review [J]. Materials, 2024, 17(21): 5365.

[33] LI H L, GUO A H, KONG C, YU H L. Microstructure evolution and mechanical properties of Al/Mg-Li/Al laminate metallic composites via hot roll bonding and subsequent cryorolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 891: 146007.

（责任编辑：杨浩雪）

中国知网　https://www.cnki.net