https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250459

石墨与金属钎焊技术研究进展

徐国轩[1]，陈比武[1]，洪显智[2]，陈 辉[1]，李远星[1]
（1. 西南交通大学 材料科学与工程学院 材料先进技术教育部重点实验室，四川 成都 610031）
（2. 中航西安飞机工业集团股份有限公司，陕西 西安 710089）

摘 要：石墨因具有诸多优良的特性被广泛应用于航空航天、核能及电子散热等领域，在现代工业中占有越来越重要的地位，实现石墨与合金及金属的可靠连接对于完成异种材料的性能互补及拓宽应用领域具有重要意义。然而，在石墨与异种材料的焊接过程中存在一些亟待解决的难题，其中主要是钎料润湿性差、控制界面生成脆性相和缓解界面应力的问题。本文回顾了相关石墨和合金及金属的钎焊研究进展，阐述了石墨与金属直接钎焊与间接钎焊两种方法对接头性能的影响，着重分析了各种钎焊方法对解决石墨润湿性差的问题的思路，最后对异种材料连接提出了展望。

关键词：钎焊；石墨金属化；异质材料连接
中图法分类号：TG454 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2026)12-3260-18

1 引 言

随着高端制造业、航空航天[1–3]、核能[4]与新一代信息技术等战略性新兴产业的快速发展，石墨作为一种典型的碳基材料，凭借其出色的热稳定性、电导性、化学惰性及轻质多孔的结构特性，被广泛应用于热场系统、电极材料[5–6]、核能结构件以及电推进系统中。

从材料特性来看，石墨熔点高达3650 ℃，即使在极端高温环境中仍能保持结构稳定；其热膨胀系数极低，同时具备优异的抗热震性能和化学稳定性，可抵御多数酸碱的腐蚀，虽在高温下抗氧化能力略有下降，但整体结构仍能保持完整。此外，石墨层内离域π电子结构使其具备优良的热导率和电导率[7]，尤其适用于对导热性能要求极高的应用场景[8]。因此，在高温、高辐射、高真空等极端服役环境下，如何实现石墨与金属之间的高强度、低界面阻抗的连接，成为研究的关键。

石墨与金属存在多种连接方法，包括机械连接、胶接、冶金熔焊、扩散连接及钎焊等[9]。其中，钎焊作为一种低温、高效率、适应性强的连接技术，在众多方法中展现出独特优势。相比机械连接和胶接，钎焊可在较低温度下实现石墨与金属的冶金结合，具有更高的力学性能和更优的密封性[10]；而与高温熔焊相比，钎焊对石墨热稳定性的依赖更小，不易造成结构破坏和热应力集中，有助于保持石墨的原有性能[11]；相较于扩散连接，钎焊所需温度和时间更短，工艺周期短、设备要求简单，更适合批量制造与金属的异质连接[12]。更重要的是，钎焊过程中可引入具有Ti、Cr、Zr等活性元素的钎料成分[13–14]，与石墨发生界面反应，形成稳固的反应层或中间相，从而克服石墨表面惰性带来的熔融钎料在石墨表面上的润湿性差、界面结合弱等问题[15–16]。同时，钎焊工艺灵活，可与真空、惰性气氛、激光或超声辅助等技术结合，进一步提升连接质量与服役可靠性。

石墨/金属异质钎焊在高热流散热、核反应堆结构材料、真空环境热控装置以及电刷滑环等领域已有初步工程化应用[17]。例如，在航天热防护系统中，石墨与金属连接的结构常通过Ag-Cu-Ti系活性钎焊连接至钛合金或铜基冷却结构，以在高热流密度工况[18]下实现快速导热与结构支撑。然而，服役中界面TiC反应层容易在循环热冲击条件下变脆，导致界面开裂，工程上多采用Nb或Mo中间层以降低热膨胀失配，从而提高抗热疲劳性能。

在核能领域，石墨与钼、W及TZM等难熔金属连接主要用于高温辐照工况下，在此种工况下石墨侧界面TiC层稳定性优于金属间化合物，但钎焊温度高、工艺窗口窄，常通过预金属化处理降低钎焊温度并改善界面扩散行为。对于电刷摩擦材料，石墨与铜合金钎焊需兼顾电阻率与耐磨性[19]。

石墨的材料特性（见表1[20]）使其在焊接过程中表现出较差的可焊性，其影响因素主要体现在：石墨的材料特性对焊接性的影响；石墨表面惰性与润湿性差对焊接性的影响；界面处生成相对焊接接头稳定性的影响。这也

收稿日期：2025-12-05
基金项目：国家自然科学基金面上项目（52275385）
作者简介：徐国轩，男，1998年生，博士生，西南交通大学材料科学与工程学院材料先进技术教育部重点实验室，四川 成都 610031，电话：028-87600722，E-mail：1243500176@qq.com

表1 石墨主要物理性质

Table 1 Main physical properties of graphite[20]

Fusing point/℃	CTE/$\times10^{-6}$ K^{-1}	Thermal conductivity/W·(m·K)$^{-1}$	Surface energy/mJ·m^{-2}	Resistivity/μΩ·m
3650	1–3	1500–2000	40–50	7.5–50

是目前石墨与异种材料钎焊时的主要难点所在。具体表现为以下三方面：

（1）石墨的热膨胀系数与金属相比较低，两者之间热膨胀系数的巨大差异会在冷却过程中引发严重的残余热应力。这种应力集中不仅可能导致界面微裂纹生成和扩展，还会造成接头整体开裂或早期失效，尤其在大尺寸构件或复杂异质结构中问题更为突出。

（2）由于石墨表面能低、化学惰性强，导致熔融钎料在其表面难以自发铺展。常规钎料在石墨表面的润湿角通常较大，难以形成连续致密的焊缝，从而限制了界面结合强度与接头的整体可靠性。

（3）在钎焊过程中，钎料中的活性元素与石墨易发生反应，生成硬脆化合物。适量反应层有助于润湿和界面结合，但一旦生成的脆性层过厚或连续分布，容易导致接头界面失去韧性，成为裂纹萌生源。

大量研究表明，在石墨与异种金属钎焊过程中，熔融钎料在石墨表面润湿性差是制约钎焊接头界面冶金结合形成的主要瓶颈因素，并进一步导致界面反应受限及接头力学性能的降低。

在石墨/金属钎焊过程中，熔融钎料与石墨基体之间的界面行为对冶金结合的形成具有重要影响。已有研究普遍认为，钎料在石墨表面的润湿状态直接关系到界面反应的发生、反应层的连续性以及接头的整体可靠性。因此，围绕石墨界面润湿行为的调控问题，国内外学者开展了大量研究工作。

其中，熔融钎料在石墨表面上的润湿性差是限制石墨/金属钎焊可靠性与可重复性的关键瓶颈。熔融钎料在石墨表面的铺展能力弱，润湿角大，使得钎缝难以形成连续致密的冶金结合界面，因此改善润湿性成为近年来石墨金属连接研究的核心方向。现有研究表明，提升石墨界面润湿性的技术路径可分为直接钎焊方法与间接钎焊方法两大类，其中前者着眼于钎料体系与焊接能场本身对润湿行为的激活作用，后者则通过石墨表面改性从源头改变界面能和反应活性。

直接钎焊方法主要包括活性元素促进润湿、中间层调控界面张力以及超声辅助、激光辅助等外场作用，它们依赖钎料本身或焊接过程中的界面反应行为实现润湿改善。在石墨/铝体系中，Sn-Ag-Ti、Ag-Cu-Ti 等[21]活性钎料已被证明是提升润湿性的核心途径，其中 Ti 在高温下向石墨界面迁移并与碳原子反应生成细小的 TiC，使界面表面张力显著降低而促进钎料铺展[22]。此外，Ag、In 等[23]元素通过共晶反应降低熔点、增强扩散能力，同样有利于润湿。超声辅助技术通过空化效应破除氧化膜，并进一步加速界面反应；激光局部加热则能够使活性元素定向富集于界面，从而增强钎料流动与铺展行为。

在铜及铜合金体系中[24]，则集中研究于活性元素添加与中间层调控两条路径。一方面，Ti、Cr、Zr 等元素可在界面形成 TiC、Cr_3C_2、ZrC 等反应相[25]，显著提高石墨侧界面的结合强度；另一方面，Cu、Nb 等中间层可通过调控界面能、提高热膨胀匹配性并提供过渡界面，使得熔融钎料能够在石墨表面实现更稳定的铺展。在钛合金及难熔金属体系中，界面反应层同样是激活润湿的关键，但需避免反应层过度生长导致界面脆化，因此常通过优化钛含量、保温时间与局部加热策略来实现平衡。

总体而言，直接钎焊方法强调依靠钎料中的活性元素、界面反应及外场耦合作用，使界面在焊接过程中形成合适的反应层或能量状态，从而实现润湿增强与结合强化。

间接钎焊方法则通过预先对石墨表面进行金属化或表面改性，从材料本身的角度提升润湿性。石墨金属化已成为近年来应用最广泛的间接方法之一，通过化学镀、电镀、物理气相沉积或烧结等方式在石墨表面构建 Ni、Mo、Cu、Ti 或多层复合金属膜，可显著提高界面能，使钎料在金属化层上实现更容易的铺展。金属化膜还可作为扩散缓冲层，调控界面反应速率并抑制脆性相的过度生长，例如 Ni 金属化层能够有效抑制 TiC 过厚生成，从而在“润湿增强”与“脆性控制”之间实现平衡[26]。在高温体系中，Mo 或 W 金属化层具有更优的热稳定性，可显著改善石墨与难熔金属之间的界面兼容性[27]。此外，多层金属化体系能够通过梯度界面进一步改善热膨胀匹配性，使钎料在石墨表面的铺展行为更为均匀可控。

与直接钎焊方法相比，间接钎焊通过事先构建化学活性更高、界面能更适宜的金属化表层来实现润湿改善，因此具有界面反应可控性强、适用金属多等优势，特别适用于常规活性钎料难以实现润湿的体系，如 Mo、W、TZM 等难熔金属。

本文系统介绍了现阶段石墨与金属的钎焊连接方法，回顾并梳理了石墨/金属钎焊技术的研究进展，重点围绕钎料活化、界面反应调控及残余应力缓解等关键问题，阐述了改善钎料在石墨表面润湿行为与界面结合质量的多种技术路径。在此基础上，结合不同工艺策略在界面反应可控性与接头可靠性方面的研究现状，对石墨与金属钎焊技术在高导热、轻量化热控结构中的发展方向进行了展望，以期为相关焊接结构的工程应用与性能提升提供参考。

2　石墨钎焊关键技术研究现状

2.1　石墨与金属直接钎焊

2.1.1　钎料活化与润湿增强机制

在石墨与金属直接钎焊中，熔融钎料在石墨表面的润湿能力是实现可靠连接的前提条件。由于石墨化学惰性强、表面能低，传统钎料难以在其表面铺展并形成稳定冶金结合。因此，现有研究主要通过增加钎料活化能力的方式改善润湿行为，其核心思路为：在钎料中引入活性元素以诱发界面反应，以及通过低熔点或共晶设计降低连接温度，从而促进润湿与界面反应的协同发生。

活性钎焊是目前实现石墨与金属直接连接的主要技术路线之一[28]。该方法通过在钎料中引入 Ti 等活性元素，使其在钎焊过程中向石墨界面迁移并与碳发生反应，生成 TiC 等金属碳化物反应层，从而显著降低界面能并建立稳固的冶金结合。

在活性元素界面活化方面，Ag-Cu-Ti 系活性钎料被广泛应用于石墨与金属的直接钎焊连接。朱艳等[29]采用 Ag-72Cu-1.8Ti 合金箔作为钎料，通过真空钎焊工艺实现了石墨与紫铜的可靠连接。研究表明，钎焊接头形成了典型的“石墨/TiC/Ag-Cu 共晶组织/Cu 基固溶体/Cu”多层界面结构，其中石墨侧原位生成的 TiC 反应层显著改善了钎料对石墨表面的润湿性，并成为建立稳固冶金结合的关键因素。该 TiC 反应层的厚度可通过钎焊温度与保温时间进行调控，在优化工艺参数后，接头抗剪强度达到 17 MPa，断裂均发生于石墨母材近界面处，表明界面结合强度已接近石墨本体水平。

在此基础上，刘严伟等[30]采用 Ag-Cu-Ti 膏状钎料，通过真空钎焊工艺成功实现了 GA 石墨、阿泰克石墨与无氧铜的有效连接。其研究揭示了接头界面典型的三层微观结构：石墨侧通过 TiC 反应层实现冶金结合，钎焊层由 Ag-Cu 共晶组织构成，无氧铜侧则形成以元素互扩散为特征的 Cu 基固溶体层。此外，由于膏状钎料更易渗入石墨孔隙，在界面处产生明显的“钉扎效应”，进一步增强了钎料对石墨的润湿与机械互锁作用，使接头剪切强度提升至近 20 MPa。上述研究表明，除 TiC 反应层所提供的化学活化作用外，钎料形态与其在石墨表面的渗透行为同样对增强熔融钎料在石墨表面的润湿性与接头性能提升具有重要影响，体现了活性钎料在直接钎焊中通过多重机制协同促进润湿与结合的特征。

在石墨/铜体系外，活性元素诱导的润湿增强机制在石墨与其他金属基体的体系中同样适用。Nagatsuka 等[31]系统研究了 Ag-Cu-Ti 钎料中 Ti 含量对石墨/WC-Co 异质接头界面结构与性能的影响，如图 1 所示，结果表明，较低 Ti 含量即可实现有效润湿与连接，而适度提高 Ti 含量可进一步提升剪切强度；但当 Ti 含量过高时，Ti 在石墨界面显著富集并导致 TiC 层局部粗化，反映出活性元素含量在增强润湿与界面脆化风险之间的权衡关系。

为解决储能及换热器件中石墨与金属的可靠连接问题，并降低传统活性钎焊对真空环境或钎剂的依赖，俞伟元等[32]采用 Sn-5Ag-8Ti 活性钎料，结合超声波辅助钎焊技术，实现了工业石墨与铝板在大气环境下的连接。研究结果表明，超声作用产生的微射流效应能够显著促进液态钎料对母材表面的润湿行为，短时间内即可实现铝和石墨表面的充分润湿。同时，钎料在超声驱动下以射流状浸入石墨表面，形成机械互锁结构，从而构建出致密的接头界面。研究还指出，超声作用时间对接头性能具有重要影响，过长的超声作用会因界面热积累诱发微裂纹，反而降低接头强度。该研究表明，超声辅助活性钎焊可通过增强钎料活化与润湿过程，在无真空条件下实现铝/石墨的有效连接。在此基础上，杨金亮[33]将超声辅助活性钎焊技术应用于泡沫石墨与铝合金体系，同样采用 Sn-Ag-Ti 系列活性钎料，在大气环境下实现了可靠连接。研究发现，超声空化效应能够有效破碎母材表面的氧化膜，显著改善液态钎料的铺展与填充行为。界面微观分析表明，Ti 元素主要富集于泡沫石墨侧，有利于界面结合的建立；Sn 元素在钎缝中均匀分布，起到良好的润湿与连接作用；Ag 元素则倾向于富集在铝合金侧，并与 Al 形成

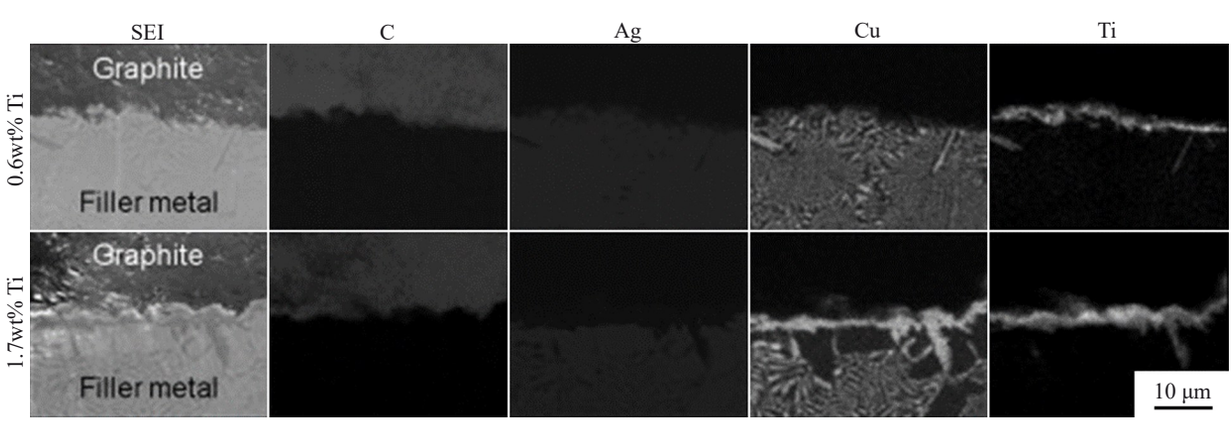


图 1　0.6wt% Ti 和 1.7wt% Ti 的石墨/钎料接头横截面形貌和 C、Ag、Cu、Ti 元素的分布

Fig.1　Cross sectional morphologies and elemental distributions of C, Ag, Cu, and Ti elements in graphite/solder joints with 0.6wt% Ti and 1.7wt% Ti[31]

金属间化合物以增强局部强度。研究进一步指出，通过优化超声作用位置并辅以适当保温处理，可促进熔融钎料向泡沫石墨内部扩渗，从而有效提高接头强度。

在非真空条件下，活性钎料的界面活化作用同样得到验证。Yu 等[34]研究了在大气环境下采用超声辅助振动进行铝/石墨活性钎焊时的界面润湿机理，如图 2 所示。结果表明，Sn-5Ag-5Ti 活性钎料中的 Ti 元素在熔融状态下优先向石墨界面迁移，并在 500~600 ℃的钎焊温度范围内与表面石墨发生反应，原位生成细小弥散分布的 TiC 颗粒。该 TiC 反应产物能够显著降低石墨表面的表面张力，是促进钎料在石墨表面润湿的关键驱动力。同时，在 Al/钎料界面，Ag 与 Al 原子通过形成替代固溶体，优化了 Al 与 Ti 的扩散路径，进一步降低界面能，从而提高液态钎料对铝表面的润湿性。此外，超声振动的引入可有效去除母材及钎料表面的氧化膜，增强液态钎料在基体表面的铺展能力，并显著加速界面反应元素的扩散速率，有利于钎焊接头的形成与致密化。

在此基础上，Yu 等[35]采用 Sn-Ag-Ti 三元活性钎料并加以超声波振动辅助技术，在大气环境下实现了纯铝与石墨的可靠连接，如图 3 和图 4 所示。研究发现，含 Ti 和 Sn 的活性钎料在短时间超声作用下，可有效破除钎料表面的 TiO、TiO_2、Ti_2O、Ti_3O_5 及 SnO_2 等多相氧化膜，显著提升钎料的润湿性与活性。在 773 K 保温 10 min 条件下，钎料能够与石墨表面形成良好接触，并通过界面处 TiC 等反应产物的生成实现冶金结合；同时，超声波振动促进液态钎料在石墨与铝表面的铺展与渗透，在 773~823 K 温度区间内显著改善了润湿性能。上述研究表明，在活性钎料体系中，超声辅助通过破坏氧化膜并促进界面反应，为钎料活化与润湿增强提供了有效的协同作用路径，有助于实现稳定可靠的直接钎焊连接。

除活性元素诱导界面反应外，通过钎料成分设计降低熔点也是改善润湿行为的重要手段。低熔点或共晶钎料能够在较低温度下实现熔化与铺展，有助于减小热输入、降低石墨基体的热损伤风险，并在一定程度上缓解热膨胀失配所引起的不利影响。同时，在适当的合金体系中，低熔点设计并不会削弱活性元素在界面处的反应能力，反而有利于实现润湿行为与界面反应过程的协同进行。

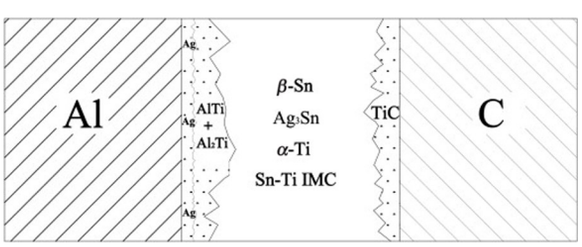


图 2　石墨/Sn-Ag-Ti 钎料/纯铝超声辅助钎焊接头

Fig.2　Ultrasonic-assisted brazing joint of graphite/Sn-Ag-Ti brazing material/pure aluminum[34]

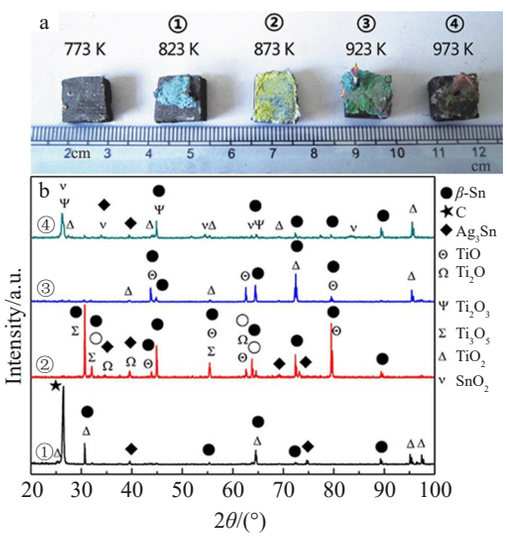


图 3　在不同温度下，活性钎料放置在基体金属上保温 10 min 后形成的氧化物的宏观形貌及超声辅助钎焊方法在钎料表面形成的氧化物 XRD 图谱

Fig.3　Macroscopic morphologies of oxides formed by placing active solder on the base metal for 10 min at different temperatures (a); XRD patterns of oxides formed on the surface of brazing materials by ultrasonic-assisted brazing method (b)[35]

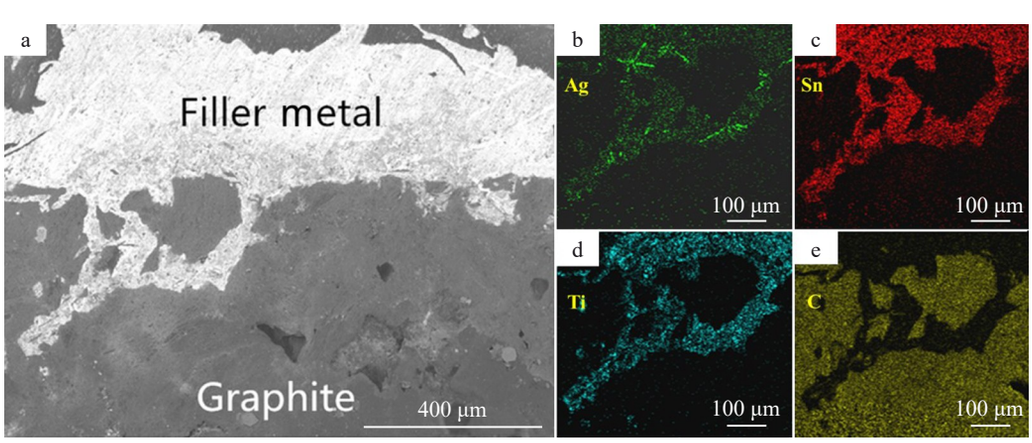


图 4　石墨试样横截面的 SEM 照片及对应的 EDS 元素分布图

Fig.4　Cross-sectional SEM image of graphite sample (a); EDS mappings of Ag (b), Sn (c), Ti (d), and C (e)[35]

何鹏等[36]设计了一种新型低温 Ag-28Cu-35In-2Ti 钎料主要用于石墨与铝的直接钎焊连接，如图 5 所示。该钎料通过引入 In 元素，与 Ag、Cu 发生共晶反应显著降低了熔点，从而改善了钎焊工艺的可行性，并有利于液态钎料在石墨表面的铺展。在钎焊温度为 620 ℃的优化工艺下，接头剪切强度达到 14.85 MPa。显微分析表明，钎焊过程中界面处形成了 Al_2Cu、$AgIn_2$ 和 $TiAl_3$ 等分布均匀的化合物，相应的相结构有助于接头力学性能的提升；同时，大量 In 在母材晶界析出，被认为有利于界面润湿与反应的协同进行。上述结果表明，通过低熔点或共晶的钎料体系，在降低连接温度的同时仍可保持良好的润湿行为和界面结合能力。

在更低温条件下，Guo 等[37]开发了一种超声波辅助钎焊新工艺，采用 Sn-9Zn-3Ti 活性钎料在约 300 ℃条件下实现了层状石墨板之间的可靠连接，如图 6 所示。研究发现，超声时的空化和毛细作用不仅可以促进钎料向石墨层间的渗透，还能够诱发钎料的相变，使固相 Ti_2Sn_3 转变为熔点更低的 $TiSn_3Zn_5$，相应地增强了液态钎料的铺展能力。在适当超声作用时间下，Ti 元素在石墨界面显著富集并与碳反应生成连续的 TiC 反应层，使接头最

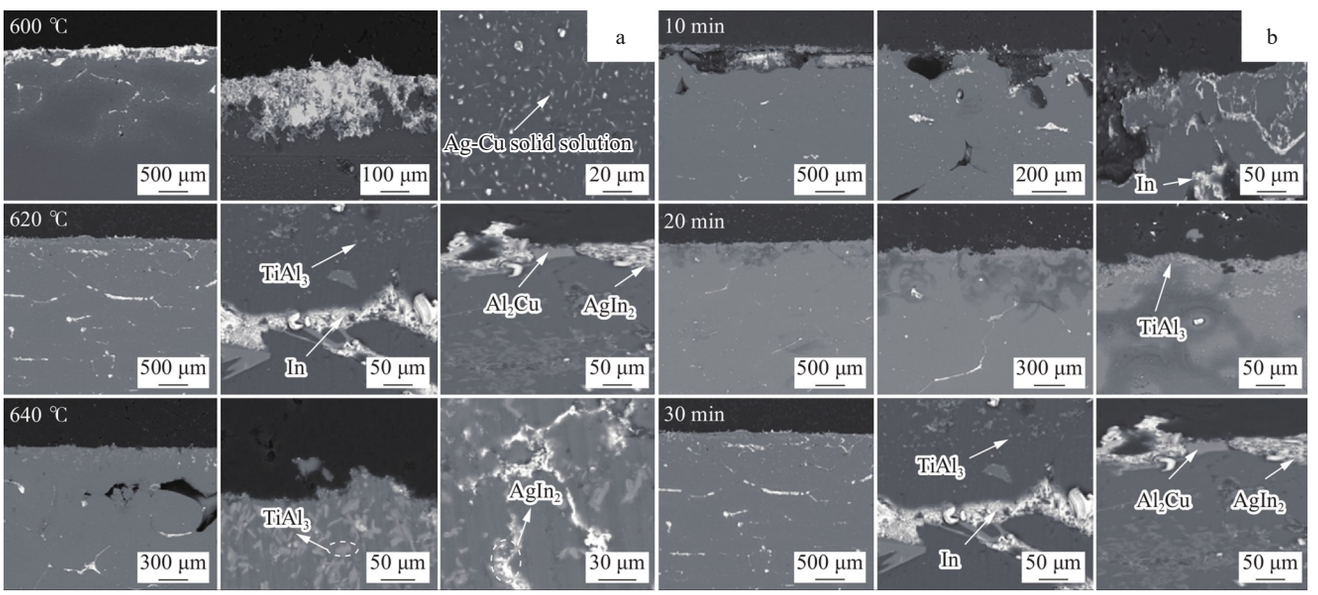


图 5　不同连接温度和保温时间下钎焊接头的显微组织

Fig.5　Microstructures of brazed joints at different jointing temperatures (a) and holding time (b)[36]

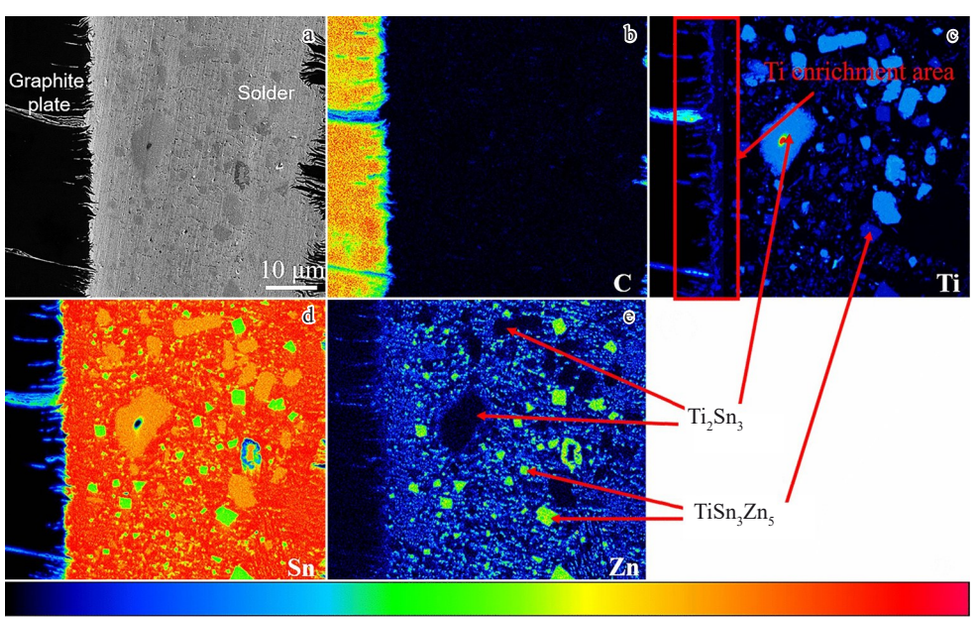


图 6　石墨/Sn-Zn-Ti 界面的形态与元素分布

Fig.6　Morphology (a) and elemental distribution (b−e) at the graphite/Sn-Zn-Ti interface[37]: (b) element C, (c) element Ti, (d) element Sn, and (e) element Zn

高拉伸强度达到12.32 MPa，且断裂位置由界面转移至钎料内部。该研究表明，在低熔点钎料体系中，通过外场促进相变与活性元素界面富集，同样可以有效实现增强熔融钎料在石墨表面的润湿性与可靠冶金结合，为石墨材料低温连接提供了可行路径。

在通过活性元素界面活化和低熔点或共晶设计改善钎料润湿行为的基础上，进一步的研究表明，钎料体系的选择并非仅取决于单一因素，而需要综合考虑润湿性、界面反应行为以及由此引发的热应力与服役可靠性问题。不同钎料成分在石墨表面的润湿能力、界面反应层的形成特征及其对接头力学性能的影响存在显著差异；同时，活性元素含量、反应强度及连接温度的变化，亦可能引入界面脆化或残余应力集中的风险。因此，从体系层面对不同钎料的润湿增强效果及其潜在失效机制进行综合评价，并在润湿促进、界面反应可控性与结构稳定性之间寻求合理平衡，是实现石墨与金属直接钎焊高质量连接的关键。

Lu 等[38]针对石墨与 TZM 合金的钎焊连接，系统比较了 Ti-56Ni、Ti-8.5Si、Ti-33Cr 及 Ti-30V-3Mo 等多种钎料体系在高温条件下的连接行为。研究表明，不同钎料成分显著影响界面反应路径及其对润湿与结合性能的作用机制。采用 Ti-56Ni 钎料时，接头界面主要由 NiTi 与 Ni_3Ti 化合物构成，仅在石墨侧形成不连续的 TiC 相，界面反应程度有限；而使用 Ti-8.5Si、Ti-33Cr 和 Ti-30V-3Mo 钎料时，则在石墨侧形成连续的 TiC 反应层，在 TZM 侧形成 Ti-Mo 固溶体，从而实现冶金结合。尽管上述钎料体系均可通过碳化物反应促进润湿与连接，但剪切试验结果显示断裂主要发生在 TiC/石墨界面，钎焊接头剪切强度主要分布在 9~12 MPa 区间，表明在高温活性钎焊条件下，界面反应层的形成虽有利于润湿建立，但其稳定性和承载能力仍存在一定局限。

在此基础上，Maksymova 等[39]通过 X 射线显微光谱分析进一步揭示了钼/石墨活性钎焊过程中钎料成分对界面反应类型及接头性能的影响规律。研究发现，不同活性钎料体系在石墨界面诱导生成的碳化物类型存在明显差异：采用 Ti-Cr-V 和 Cu-Ti-Ni 系钎料时，界面主要生成 TiC 相；采用 Zr-Pd(Mo) 系钎料时形成 ZrC；而 Pd-Ni-Cr-Ge 系钎料则在界面处生成(Mo,Cr)类复合碳化物。力学性能测试结果表明，Pd-Ni-Cr-Ge 钎料接头的抗弯强度可稳定在 34~37 MPa，断裂多沿石墨侧发生，显示出相较于单一 TiC 反应层体系更为有利的界面承载能力。上述研究表明，钎料体系的选择将直接影响界面反应产物类型及其对润湿增强和接头可靠性的贡献，需要在润湿促进、反应层特性与整体力学性能之间进行综合权衡。

石墨与金属直接钎焊中钎料润湿行为的改善主要依赖于钎料活化的策略，包括活性元素诱导界面反应以及低熔点或共晶成分设计等途径。这些方法通过促进液态钎料在石墨表面的铺展，为冶金结合的建立创造了必要条件，其中活性元素在石墨界面生成的碳化物反应层是实现润湿与结合的基础，而钎料成分与形态则进一步影响润湿过程的稳定性及界面结构特征。然而，增强熔融钎料在石墨表面的润湿往往伴随着界面反应的发生，其形成的碳化物反应层在类型、连续性和厚度等方面存在显著差异，并对接头的力学性能和服役稳定性产生直接影响。实践表明，界面反应层既是实现可靠连接的关键基础，也可能成为限制接头承载能力和长期可靠性的主要因素。因此，在实现有效润湿的前提下，进一步明确界面反应机理并对反应层的形成与演化进行合理调控，是提升石墨与金属直接钎焊接头综合性能的核心问题。

2.1.2　界面反应机制与反应层调控

在石墨与金属直接钎焊过程中，润湿行为的建立只是实现连接的前提条件，接头的力学性能与可靠性在很大程度上取决于界面反应过程及其形成的反应层[40]。界面处的反应层，不仅会为冶金结合提供必要的化学桥接，其反应产物类型、连续性、厚度及形貌特征亦直接影响裂纹萌生与扩展行为。因此，从界面反应机制出发，对反应层进行合理调控，是提升直接钎焊接头性能的关键。

在不同材料体系中，石墨与金属直接钎焊过程中形成的界面反应产物及其演化构成的多层界面结构，决定了界面冶金结合的建立方式与稳定性，是实现石墨与金属冶金结合的基础。Deng 等[41]采用 Ag-Cu-Ti 活性钎料实现了石墨与不锈钢基体的真空钎焊，系统研究了界面反应过程及反应层演化对接头性能的影响。在 850~1000 ℃范围内钎料完全熔化，活性元素 Ti 与石墨反应生成 TiC 层，并在不锈钢侧形成 TiFe 扩散层。XRD、SEM 及 EDS 分析显示，接头界面由石墨/TiC/Ag(s, s)+Cu(s, s)+Ag-Cu 共晶/TiFe/不锈钢等相组成。随着钎焊温度升高，TiC 及 TiFe 反应层逐渐增厚，接头剪切强度表现为先升后降趋势。以上研究表明，钎焊过程中活性元素 Ti 在石墨侧与碳反应生成 TiC 反应层，同时在不锈钢侧形成 TiFe 扩散层，界面由石墨/TiC/钎焊层/TiFe/不锈钢等多层结构构成，体现了界面反应与元素扩散协同作用下的典型多层反应区特征。

随着界面反应的进行，TiC 与 TiFe 反应层逐渐生长，接头力学性能呈现先提升后劣化的变化趋势，表明界面反应层的形成与演化对接头性能具有双重影响。一方面，反应层的生成有助于建立稳定的冶金结合；另一方面，反应层过度生长则可能削弱界面承载能力。进一步研究表明，通过合理调控钎焊温度与保温时间，可将界面反应限制在适宜范围内，从而在冶金结合建立与界面稳定性之间实现平衡。该研究表明界面反应层的形成与演化对接头性能具有双重作用，其厚度与连续性需控制在合理范围内。

除传统钎焊条件下通过液态钎料诱导界面反应外，近年来也有研究尝试在无钎料条件下，通过强化界面活化与元素扩散实现石墨与金属的直接连接。刘慧云等[42]针对石墨难润湿、易氧化且与金属热物性差异显著而难以实现可靠连接的问题，采用放电等离子烧结技术对高纯石墨与980钢进行了固相连接研究。该方法通过脉冲电流、外加压力与快速升温协同作用，实现界面活化与元素扩散，被视为解决石墨/金属连接问题的一种有效途径。在一定工艺条件下，高纯石墨与低合金高强钢之间形成了致密的冶金结合界面。

显微组织观察结果表明，界面结合良好，未发现裂纹或气孔等缺陷，并形成厚度约为15 μm的窄界面层。钢侧过渡区出现先共析铁素体组织，而石墨侧过渡区不明显；在钢的热影响区形成典型的魏氏组织，其显微硬度显著高于界面层。结果表明，在无钎料条件下，通过增强界面活化和元素扩散，同样可以实现石墨与金属之间的有效连接，为界面反应机制研究提供了不同于传统钎焊的新思路。

在不同能量输入方式下，界面反应层的形成路径及其演化特征亦有所不同。Vidyuk等[43]采用Ti25Cu75合金在脉冲电流辅助条件下实现了铜与石墨的钎焊连接，重点考察了能量输入方式对界面反应行为的影响。研究表明，在脉冲电流与局部加热作用下，界面反应得以有效激活，在石墨/合金界面生成厚度为0.5~1 μm的TiC反应层，同时在铜基体近界面区域内亦可观察到TiC颗粒分布，体现出界面反应向金属侧扩展的特征。相关结果表明，通过脉冲电流辅助可在一定程度上限制反应层尺度，并调控其空间分布，从而获得较为稳定的界面结构。该研究表明，通过调控能量输入方式，可在一定程度上限制反应层尺度，实现较为稳定的界面结构。

在高温难熔金属体系中，Nong等[44]在TZM合金与石墨的无压钎焊研究中，系统分析了界面反应产物的形貌特征及其对接头性能的影响。研究发现，界面处可形成由岛状TiC、板状TiC、指状TiC以及β-(Ti,Mo)固溶体等共同构成的多层反应结构，其中不同形貌反应层在裂纹扩展过程中表现出不同作用。相关结果表明，非连续、分散分布的TiC反应层有助于裂纹偏转甚至止裂，相较于连续致密的反应层更有利于界面稳定性。该研究从反应层形貌调控角度，揭示了通过优化界面反应方式以缓解脆性失效的可行性。

上述研究表明，界面反应层不仅在类型和结构上决定了石墨与金属直接钎焊的连接实现方式，其厚度与形貌演化同样对接头性能具有关键影响。通过合理调控工艺参数和能量输入等实际工况条件，实现界面处的“适度反应”，是获得稳定多层界面结构并提升接头综合性能的核心途径。

但是当能量输入方式发生变化时，也有可能造成界面反应路径失控，从而引发较为严重的脆性失效风险。Velamati等[45]针对铝/石墨复合材料连接过程中界面反应失控引发的性能退化问题，系统比较了激光焊接与低温激光钎焊两种工艺对界面反应行为的影响，如图7所示。研究发现，在高能量密度激光焊接条件下，尽管能够实现冶金结合，但过高的热输入促使Al-C界面发生剧烈反应，生成连续致密的Al_4C_3脆性相，并伴随明显界面缺陷，

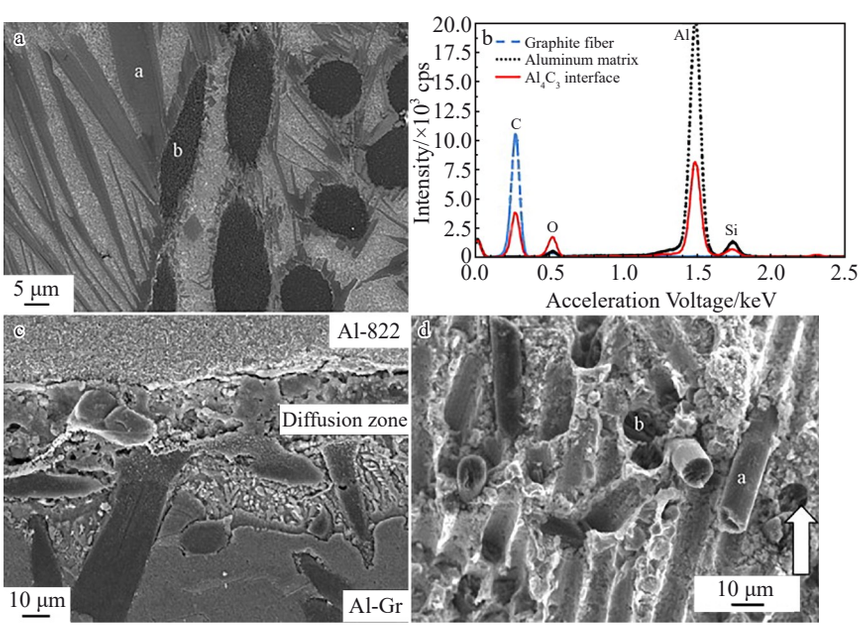


图7　铝-石墨复合材料钎焊接头中的Al_4C_3相（标为“a”）和EDS能谱及激光钎焊Al-Gr接头的截面图和Al-Gr复合材料钎焊的断口形貌

Fig.7　Al_4C_3 phase (labeled as “a”) in the aluminum-graphite composite brazed joint (a); EDS spectra of the aluminum-graphite composite brazed joint (b); cross-sectional view of the laser brazed Al-Gr joint (c); fracture morphology of the Al-Gr composite brazed joint (d)[45]

从而显著削弱接头力学性能。相比之下，在低温激光钎焊条件下，由于界面反应温度与时间受到有效限制，碳化物反应被明显抑制，接头断裂路径由界面转移至复合材料内部，体现出更为稳定的界面结合状态。

该研究表明，界面反应路径对铝/石墨连接性能具有决定性影响，过度界面反应将引入脆性相并导致性能劣化，而通过降低能量输入并采用更可控的钎焊方式，可有效调控反应层生成行为，避免不利相形成，从而在保持材料本征性能的同时实现高完整性连接。这一结果从反面论证了界面反应层调控在石墨与金属直接连接中的关键作用。

石墨与金属直接钎焊中，界面反应层既是建立冶金结合的必要条件，也是影响接头稳定性与失效行为的关键因素。现有研究表明，界面反应路径、反应层类型及其厚度与形貌演化对接头性能具有显著影响，反应不足难以形成可靠连接，而反应过度或失控则易引入脆性相并削弱界面承载能力。因此，通过工艺参数与能量输入方式对界面反应进行合理调控，实现反应层的“适度生成”，是获得稳定多层界面结构的重要前提。与此同时，即便界面反应得到有效控制，石墨与金属之间显著的热物性差异仍可能在冷却过程中存在残余应力，其对接头服役可靠性的影响有待从结构调控与应力缓解角度进一步加以研究。

2.1.3　残余应力调控与结构缓解策略

在石墨与金属直接钎焊接头中，即便通过钎料活化和界面反应调控建立了稳定的冶金结合，由于两种材料在热膨胀系数、弹性模量及热导率等方面存在显著差异，接头在冷却过程中仍易产生较大的残余热应力。该应力往往在界面或近界面区域集中，进而诱发裂纹萌生与扩展[46]，从而成为制约钎焊接头在长期服役条件下可靠性的关键因素。因此，在界面反应得到有效控制的基础上，进一步从材料与结构层面对残余应力进行调控，是实现高可靠性连接的重要研究方向。

通过在石墨与金属之间引入热物性与力学性能匹配的中间缓冲层，可在一定程度上缓解热膨胀失配引起的应力集中，是当前直接钎焊接头残余应力调控中最为常用且行之有效的策略之一。Xing 等[47]为实现石墨与铜的可靠连接，引入 Nb 作为应力缓冲中间层，通过材料过渡方式缓解两者之间的热物性失配。其中，Nb 中间层与铜侧通过瞬时液相扩散实现结合，而在石墨侧则借助 Ti/Cu 复合箔建立冶金连接。研究表明，在适当条件下，石墨/Nb 界面形成了以 Cu/$TiCu_4$ 为主的带状过渡层，该结构具有较好的韧性特征；同时，Nb 在 TiC 颗粒中的溶解析出行为有助于降低石墨侧界面脆性。另一方面，Nb/Cu 界面仅形成较窄的扩散层，避免了过度反应带来的应力集中。断裂行为分析显示，引入 Nb 中间层后，接头断裂模式由传统的单一界面裂纹转变为多级裂纹扩展特征，表明界面韧性和应力缓释能力得到显著提升。该研究表明，通过引入力学性能与热物性匹配的中间层材料，可有效重分布界面应力并改变裂纹扩展路径，是缓解石墨/金属直接钎焊接头残余应力的有效策略之一。

在此基础上，Li 等[48]系统比较了无中间层、铜中间层及铌中间层对石墨/铜钎焊接头残余应力分布与力学性能的影响，如图 8 所示。XRD 结果表明，未采用中间层的接头残余应力最高，而铜和铌中间层的引入均可有效降低接头中的残余应力，其中铌中间层的缓解效果最为显著。力学性能测试进一步表明，含铌中间层接头的强度

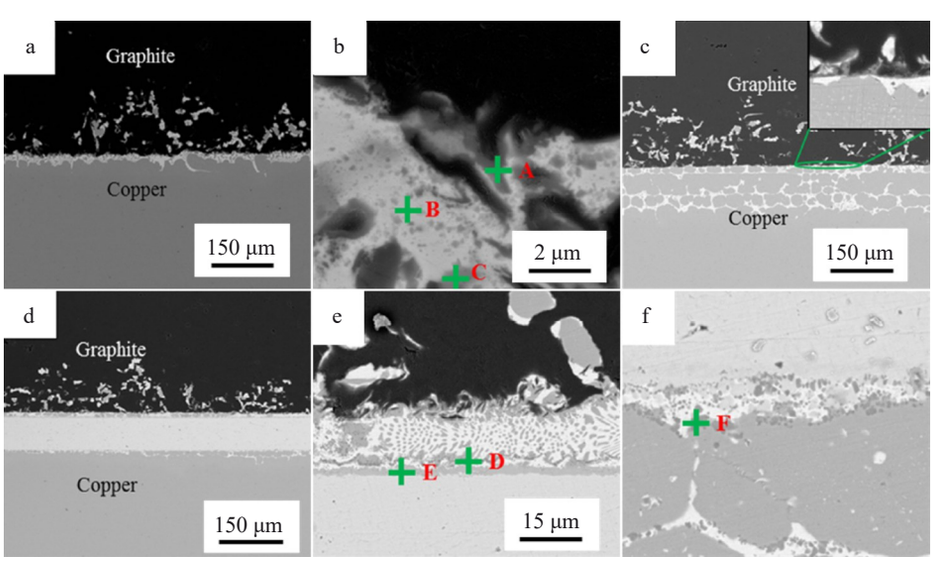


图 8　石墨铌铜接头的背散射电子显微照片

Fig.8　Backscattered electron micrographs of graphite niobium copper joint[48]: (a) brazed joint of graphite/copper without interlayer; (b) reaction layer formed beside the graphite substrate; (c) brazed joint of graphite/copper with copper interlayer; (d) brazed joint of graphite/copper with niobium interlayer; (e) microstructure of graphite and niobium interlayer; (f) microstructure of niobium interlayer and copper substrate

明显高于含铜中间层及无中间层接头。断裂行为分析表明，裂纹位置与残余应力分布密切相关。未引入中间层的接头及含铌中间层的接头均在石墨侧近界面区域发生断裂，而含铜中间层的接头断裂位置则向金属侧发生偏移。由此，通过引入力学性能与热物性更为匹配的中间层材料，可有效重新分布界面的残余应力，进而缓解石墨/铜直接钎焊接头热失配问题、提升连接可靠性的有效结构调控策略。

在石墨与钛合金体系中，Ma 等[49]为实现石墨与 TC4 合金的有效连接，引入 Nb 或 Ta 作为难熔金属中间层，通过材料过渡方式缓解两者之间的热膨胀失配，如图 9、图 10 所示。研究表明，采用中间层后，钎料、中间层与基体之间界面结合致密，无明显缺陷，形成了连续稳定的过渡结构。在钎焊过程中，Nb 或 Ta 原子向熔融钎料中扩散并参与界面反应，中间层逐渐减薄，在界面区域形成以金属间化合物和固溶体为主的过渡区，从而实现应力的逐级释放。力学性能结果显示，引入 Nb 或 Ta 中间层后，接头强度均明显优于无中间层接头，表明难熔金属中间层在提升连接可靠性方面具有积极作用。相比 Ta 夹层，Nb 夹层接头表现出略高的剪切强度，这一差异主要归因于 Nb 较低的弹性模量，使其在钎焊冷却过程中更有利于界面应力的松弛。该研究表明，通过引入力学性能更为匹配的难熔金属中间层，可有效缓解石墨与钛合金之间的热失配问题，是降低残余应力、提升直接钎焊接头性能的有效材料过渡策略。

面向工程应用需求，残余应力的有效调控不仅依赖材料层面的性能匹配，还需通过缓冲层的工程化设计与结构优化，对界面应力进行合理分配与释放，以兼顾连接可靠性与服役条件下的结构完整性。Yang 等[50]在石墨与 CuCrZr 之间引入无氧铜作为应力缓冲层，构建了石墨/OFC/CuCrZr 的钎焊结构，实现了石墨与铜合金的稳定连接。该缓冲层设计不仅有效分散了界面应力，还简化了传统多步钎焊或石墨表面改性工艺，避免了多次热循环对接头性能的不利影响。结果表明，该工程化缓冲层结构在高热流密度条件下仍能保持良好的结构完整性，能够承受热负荷超过 5 MW/m^2，体现了其在高热负荷构件中的应用潜力。

除材料层面的缓冲设计外，通过结构构型优化实现残余应力释放同样具有重要工程意义。Li 等[51]针对石墨与电纯铁连接过程中易产生的残余热应力问题，在石墨表面引入沟槽并填充钎料，构建了具有应力缓释功能的界面结构。实验与数值分析结果表明，沟槽结构设计能够有效降低界面应力峰值，有效降低了接头环向边界处的最大残余应力，由 144.6 MPa 降至 113.8 MPa。并促使应力集中区域向结构内部转移，从而显著提升接头在热循环条件下的稳定性与服役可靠性。

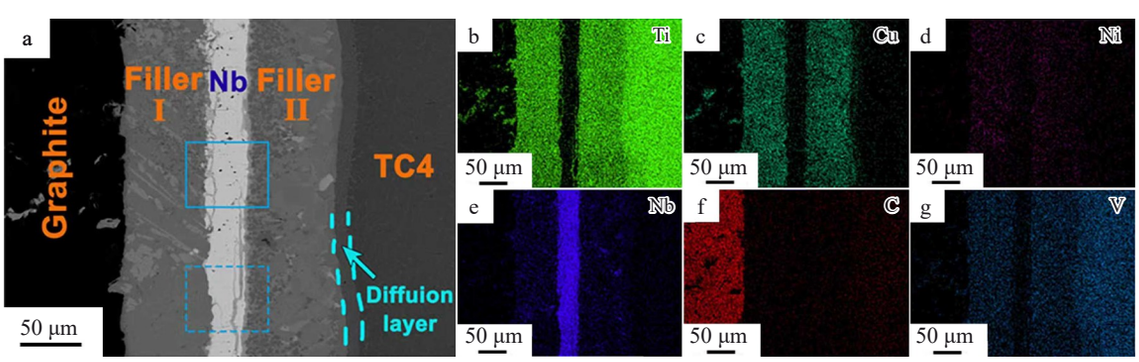


图 9　含 Nb 中间层接头的界面形貌及对应的 EDS 元素分布图

Fig.9　Interface morphology of Nb-containing interlayer joint (a) and corresponding EDS mappings of Ti (b), Cu (c), Ni (d), Nb (e), C (f), and V (g)[49]

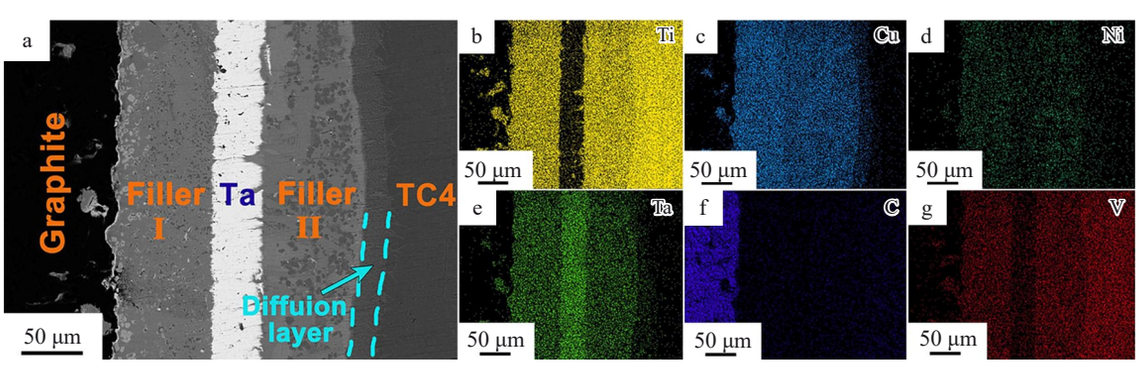


图 10　含 Ta 中间层接头的界面形貌及对应的 EDS 元素面分布图

Fig.10　Interface morphology of Ta-containing interlayer joint (a) and corresponding EDS mapping of Ti (b), Cu (c), Ni (d), Ta (e), C (f), and V (g)[49]

上述研究表明，通过工程化缓冲层引入与界面结构设计相结合，可在满足应用需求的同时实现残余应力的有效调控，为石墨与金属直接钎焊接头在复杂工程环境中的应用提供了可行路径。

石墨与金属直接钎焊接头中的残余应力主要源于材料热物性失配，其调控效果直接关系到接头的结构完整性与服役可靠性。现有研究表明，通过引入力学性能与热物性匹配的中间层材料，或采用工程化缓冲层与结构设计对界面应力进行重分布，均可有效降低残余应力水平并改善断裂行为。这些策略在不同材料体系和应用场景中展现出良好的适用性，为石墨与金属直接钎焊接头在复杂服役环境下的可靠应用奠定了基础。

2.2　石墨与金属间接钎焊

在直接钎焊体系中，通过钎料成分设计或外场辅助可以在一定程度上改善石墨表面的润湿行为，并建立初步的冶金结合。然而，润湿增强往往伴随着界面反应的发生，其形成的反应层在类型、连续性及厚度等方面存在显著差异，对接头的力学性能与服役稳定性产生直接影响。特别是在高可靠性或复杂服役环境下，单纯依赖直接钎焊手段，往往难以在润湿性与界面稳定性之间取得兼顾，这也在一定程度上限制了其工程适用范围。

基于上述认识，研究者逐步将研究视角由“钎焊过程中界面如何反应”拓展至“钎焊前界面状态如何构建”，并发展出间接钎焊技术路径。该类方法通过表面工程手段在石墨表面预先引入金属层或反应中间层，改变界面的初始物理化学状态，引导后续钎焊过程中钎料的铺展行为与界面反应路径，从而在连接初期便为稳定润湿与冶金结合创造更有利的条件。

围绕这一思路，已有研究从不同角度对石墨表面进行改性：通过金属化处理改善其对钎料的亲和性，通过沉积或形貌调控优化界面结合条件，或借助激光、烧结及热处理等方式在石墨表面原位构建有利于钎料铺展的中间层。这些间接钎焊策略在作用机理和适用场景上各有侧重，与直接钎焊形成互补，共同构成了提升石墨/金属连接性能的重要技术体系。

2.2.1　石墨表面电镀/化学镀金属化与钎焊连接

随着电子与航天装备向高集成化、小型化方向发展，器件功率密度不断提升，散热问题日益突出。石墨因具有优异的热导率而成为理想的导热基材，而通过在其表面镀铜可显著改善界面润湿性与导热路径连续性[52]。针对熔融钎料在石墨表面润湿性差、界面反应剧烈以及热应力易集中等问题，表面金属化处理逐渐成为研究者提升石墨与金属连接性能的重要手段之一。

在多种表面金属化方法中，电镀与化学镀因工艺成熟、成本较低且可控性较强而被广泛采用[53–54]。通过在石墨表面沉积金属镀层，可有效提高界面表面活性，促进液态钎料的润湿与扩散，同时在一定程度上作为扩散缓冲层，调节界面应力分布，从而改善钎焊接头的力学性能及导热、散热能力。然而，该类方法在石墨等低表面能、化学惰性材料上，仍可能受到镀层结合强度及服役环境适应性等因素的制约。尽管如此，电镀与化学镀技术凭借其工艺成熟度与工程可实施性，在石墨/金属连接领域仍具有重要的工程应用价值和研究意义。

Bai 等[55]通过化学镀方法在膨胀石墨（EG）表面沉积了厚度为 2~5 μm 的致密铜层，获得了铜包覆石墨粉体，并利用放电等离子烧结技术制备了不同含量的铜包覆石墨粉体复合材料，如图 11 所示。研究结果表明，在化学镀过程中镀液渗入膨胀石墨孔隙内部形成三维铜网络结构，显著改善了 C-Cu 界面润湿性与结合强度，避免了常见的孔隙与弧形裂纹缺陷。随着膨胀石墨含量的增加，复合材料仍保持较高的致密度与导电性能，其中含 3wt% EG 的样品表现出最佳综合性能，摩擦系数仅为纯铜的 22.9%，磨损质量损失仅为 0.6 mg。由于在石墨上的镀铜增强了界面结合与载荷传递，铜包覆石墨粉体复合材料在保持高导电性的同时具备优良的自润滑与耐磨特性。该研究表明，在石墨上化学镀铜，不仅有效改善了石墨与铜的界面兼容性，还为后续钎焊过程中实现稳定润湿和高效热传导提供了重要的工艺支撑。

Wojdat 等[56]研究在石墨铜复合材料与 6060 铝合金之间构建过渡层，显著提升了接头性能。其中，电镀法与冷喷涂法分别被用于构建不同形式的过渡层。电镀法中，石墨基体经喷砂与低温等离子体活化处理后，沉积单层铜 20~50 μm；而冷喷涂法则在石墨侧依次沉积铝层、Al+Al_2O_3 复合层和铜层，在铝合金侧则沉积单层铜。随后，在钎焊过程中采用 60Sn-40Pb 钎料并通过预镀锡提

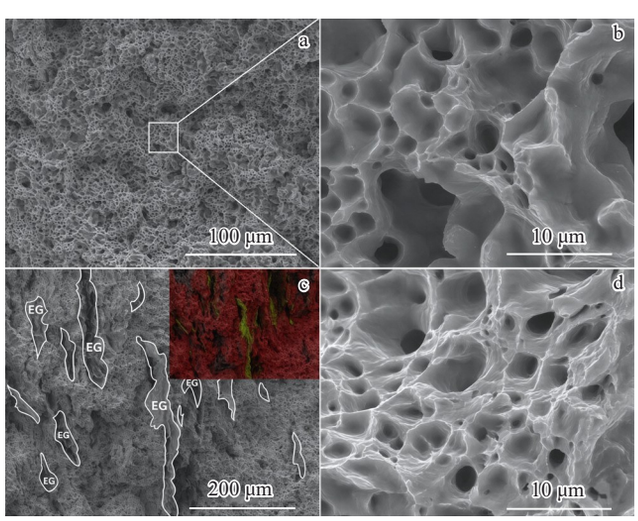


图 11　铜包覆石墨粉体弯曲断裂面的 SEM 照片

Fig.11　SEM images of bending fracture surface of copper-coated graphite powder composites[55]: (a–c) 2wt% EG and (d) 4wt% EG

高润湿性，钎焊温度控制在 200 ℃以下以防止铝合金性能劣化。最终通过力学性能对比，发现经喷砂和等离子体预处理的电镀铜过渡层接头剪切强度为 17.6 MPa，优于冷喷涂构型接头剪切强度，表明电镀法在界面结合质量方面更具优势。

Wang 等[57]采用超声辅助化学镀方法在石墨薄膜表面沉积了致密的 400 nm 铜涂层，以改善其表面粗糙度及与铜基体的界面结合性能。随后通过优化的真空热压烧结工艺，分别制备了覆铜与未覆铜的石墨薄膜增强铜基复合材料（分别记为 GFs(Cu)/Cu 和 GFs/Cu），如图 12 所示。试验结果表明，铜涂层显著提高了界面结合强度和元素扩散行为，改善了 C-Cu 界面的机械锁合作用。纳米压痕测试显示，覆铜样品的界面过渡区厚度约为未覆铜样品的 3 倍，且 27.6vol% GFs(Cu)/Cu 复合材料的弯曲强度提升至 45.9 MPa，较未覆铜样品提高了 56%。

综上所述，不同金属化方法在提升石墨表面润湿性和界面结合性能方面具有不同侧重点。化学镀可在膨胀石墨孔隙内部形成三维铜网络结构，显著改善界面载荷传递能力与元素扩散行为，适用于粉体增强复合材料体系。相比之下，电镀法在块体构件上涂层厚度可控性更高，通过预处理及金属连续覆盖，可提升过渡层完整性和宏观接头力学性能。超声辅助化学镀则更适用于薄膜结构，可在较低温度下获得致密铜层，并使界面过渡区显著增厚，从而提高弯曲与剪切强度。总体来看，化学镀更有利于界面网络结构构建与微观载荷传递，电镀优势在于宏观结构完整性与可制造性，而超声辅助化学镀适用于薄膜与散热材料领域的低温制备场景。具体工艺选择需结合基材结构、服役温度及应力分布特征综合考虑。

2.2.2　基于物理气相沉积石墨表面金属化及其钎焊连接

尽管石墨表面电镀技术因工艺相对简单、成本较低而被广泛用于石墨金属化处理，但其在实际应用中仍存在一定局限。尤其对于表面能低、化学惰性强的石墨材料而言，电镀层往往难以与基体形成稳固的冶金结合，在后续热处理或服役过程中易发生剥离或开裂。此外，电镀液的选择与处理过程亦存在环境污染风险，在一定程度上限制了其工程适用性。

相比之下，物理气相沉积技术[58–59]能够在石墨表面制备致密、均匀且与基体结合牢固的金属或金属化合物薄膜，并可通过靶材选择实现更为多样的金属体系构建，从而在界面结合强度与材料适配性方面表现出明显优势。同时，该类技术避免了传统湿法电镀工艺带来的环境负担与工艺限制，因而逐渐发展成为近年来石墨表面

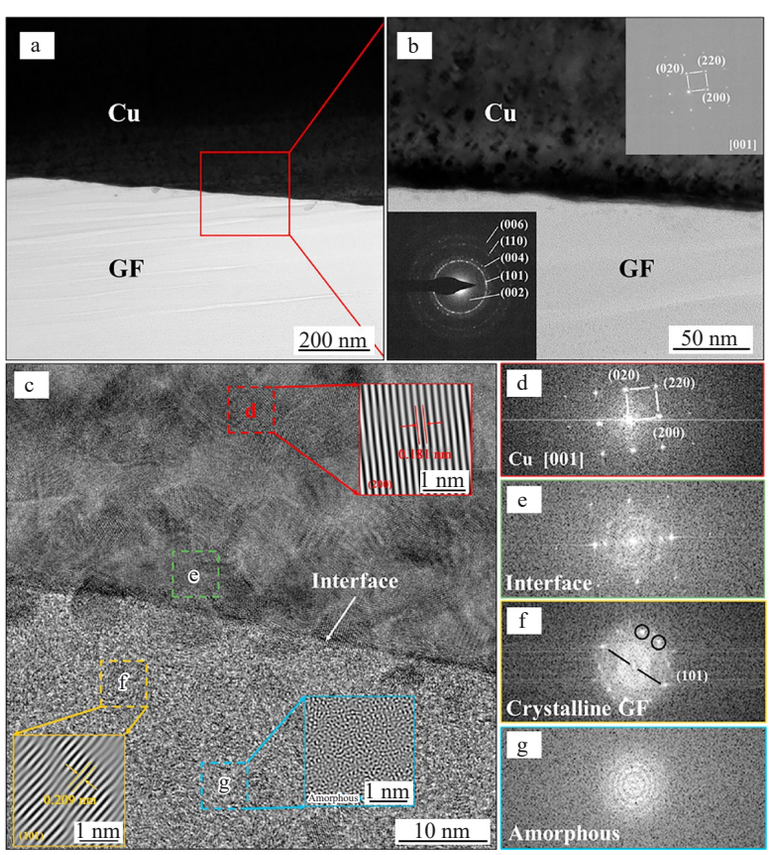


图 12　复合材料界面的典型 TEM 分析

Fig.12　Typical TEM analyses of the interface of the composite[57]: (a) overall view; (b) C-Cu interface; (c) HRTEM image of the interface of the composite; FFT results of the selected area of copper (d), interface (e), crystalline graphite (f), and amorphous region (g)

金属化研究中的重要技术路径。Singh 等[60]通过先在石墨表面涂覆 SiO，然后再进行钎焊的两步法将中等密度、高导电性的碳泡沫与钛连接起来。通过 SiO 蒸气反应在石墨泡沫表面原位生成 SiC 涂层，并采用含 Ti 的活性 Ag-Cu 钎料构建钎焊接头。研究发现，涂层样品中在泡沫/钎料界面形成了明显的 Ti-Si-C 型反应层，该反应层生成了 TiC、Ti_5Si_3 或其复合物，其促进了钎料润湿并建立了石墨与钛合金的良好冶金结合。相比未涂层样品仅存在钛的局部反应。通过上述研究发现，通过表面改性的方法，对于石墨，尤其对于高导热泡沫石墨在散热或结构应用中的连接需求提供了新的研究思路。

Chen 等[61]采用磁控溅射技术在石墨表面沉积 Cr 薄膜，以改善其与非活性填充金属的润湿性。通过这一表面改性方法，Cr 薄膜与石墨反应生成 Cr-C 界面反应层，有效降低了钎料对石墨表面的接触角，显著提高了钎料对石墨的润湿能力。在 1113~1233 K 温度范围内实现了致密可靠的石墨/石墨连接，典型界面组织表现为石墨/Cr-C 反应层/Ag(s, s)+Cu(s, s)共晶相/Cr-C 反应层/石墨，如图 13、图 14 所示。优化后的钎焊工艺参数为 1173 K 保温 10 min，获得了最高抗剪强度 13.6 MPa。该方法为石墨与非活性金属间的低反应性、高强度连接提供了有效途径。

Chen 等[62]为实现 SiC 陶瓷的可靠钎焊连接，研究采用磁控溅射技术在 SiC 表面沉积 Cr 涂层，并使用非活性 Ag-Cu 钎料进行钎焊。结果表明，在 900 ℃保温 10 min 条件下，获得了良好的冶金结合界面。界面微观结构分析显示，接头区域形成了典型的 SiC/$CrSi_2$+$Cr_{23}C_6$混合层/$CrSi_2$/Ag(s,s)+Cu(s,s)/$CrSi_2$/$CrSi_2$+$Cr_{23}C_6$混合层/SiC 的多层次反应结构。剪切强度测试表明，该接头可达 29.6 MPa，

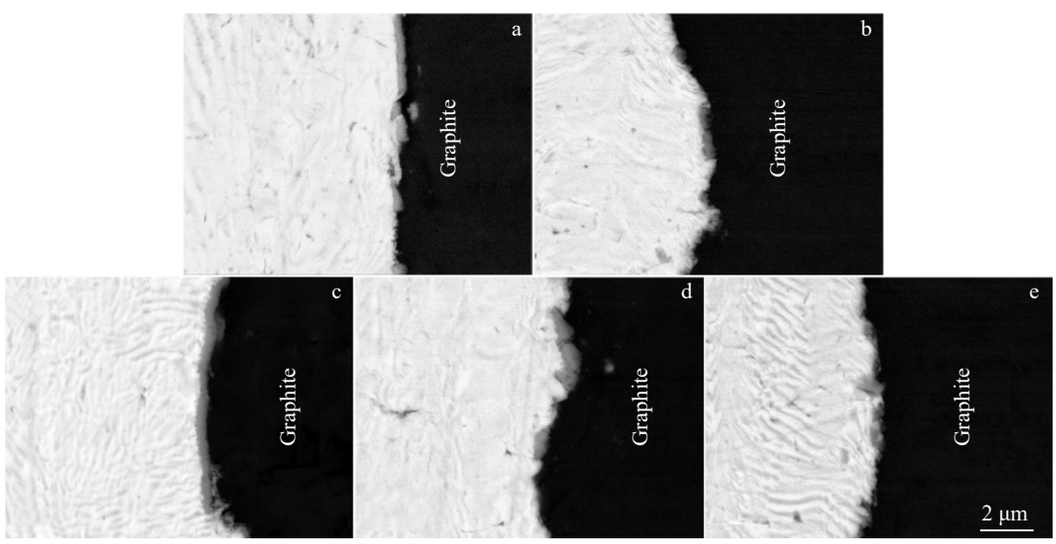


图 13　不同温度下钎焊 10 min 接头界面微观结构特征

Fig.13　Microstructure characteristics of joint interface brazed for 10 min at different temperatures[61]: (a) 1113 K, (b) 1143 K, (c) 1173 K, (d) 1203 K, and (e) 1233 K

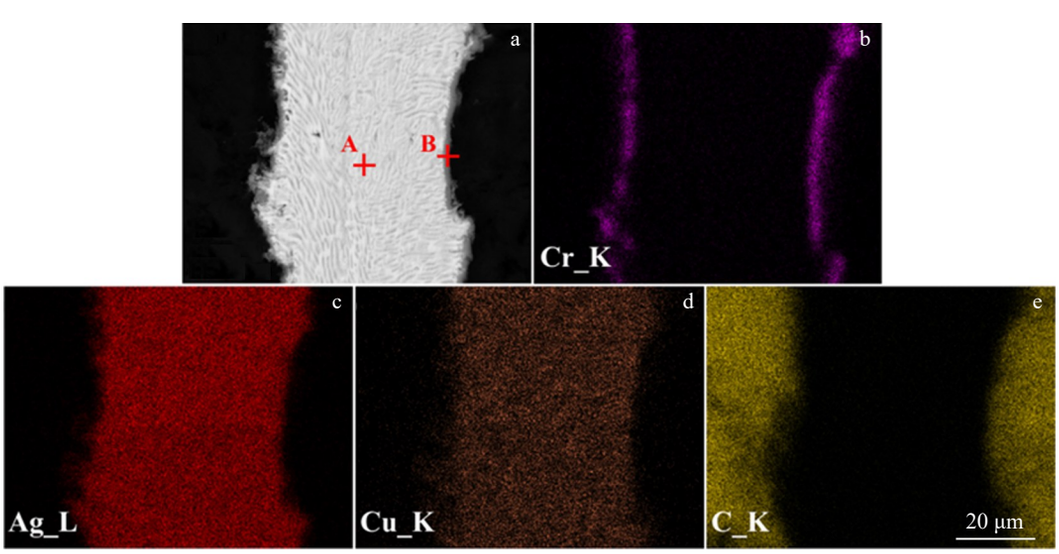


图 14　1173 K 钎焊 10 min 接头界面组织及对应的 EDS 面分布图

Fig.14　Interface microstructure of the joint brazed at 1173 K for 10 min (a); EDS element mappings of Cr (b), Ag (c), Cu (d), and C (e)[61]

且剪切断裂位置位于接头区内，显示了接头较高的结合强度与完整性。通过上述研究发现在陶瓷侧磁控溅射沉积铬薄膜，钎焊过程中铬与 SiC 反应生成 $CrSi_2$ 和 $Cr_{23}C_6$ 等中间相，构建起稳定且致密的冶金结合界面，其对石墨与金属的钎焊具有重要启示意义，因为石墨与 SiC 均为低表面能、共价键结构材料，润湿性差，常规钎料难以铺展，而 Cr 与碳具有良好亲和性，能够在石墨表面形成碳化铬反应层，有助于提高润湿性与界面结合强度。

总体而言，通过物理气相沉积在石墨表面引入过渡金属薄膜能够有效调控界面冶金反应，且不同涂层材料与沉积方式在界面结构及力学性能改善方面表现出差异。以 Ti 涂层为代表的活性薄膜在钎焊过程中能够形成连续 TiC 层，显著降低润湿角并提高初始结合强度，但反应层在高温长期服役下易发生粗化，界面脆化风险较高。而 Cr、Mo 等难熔金属涂层更侧重于应力缓释和扩散阻隔，其界面反应程度较弱，适用于避免大面积 TiC 脆性层形成的场景，但初始连接强度通常低于 Ti 体系。

此外，沉积方式也影响界面质量。磁控溅射可获得较均匀的纳米尺度薄膜，适合精密应用；而真空蒸发法涂层厚度较大、致密性稍弱，但在复杂构件上覆盖性更好。因此，高温和重载工况更适合难熔金属阻隔体系，而追求强润湿性与低温钎焊时更应选择活性金属薄膜。工艺选择需综合界面碳化物控制能力、构件尺寸及服役应力状态。

2.2.3　石墨表面形貌调控对润湿行为与界面结合的影响

石墨侧表面形貌特征对钎焊过程中钎料的润湿行为及界面结合质量具有重要影响。石墨表面裸露的边缘位点和缺陷结构较多，易与钎料或其中的活性元素发生反应，从而在界面处形成较强的化学结合。通过机械加工等方式对石墨表面形貌进行调控，可在一定程度上改变界面微观结构特征，增强液态钎料在石墨表面的铺展能力，并促进界面反应相的生成，有利于冶金结合的建立。同时，合理的表面形貌设计还有助于分散局部应力、缓解界面应力集中，从而对钎焊接头的力学性能产生积极影响。

在碳基材料的钎焊研究中，通过对界面形貌与几何结构进行设计，以改善钎料润湿行为、调控界面反应过程并缓解残余应力，逐渐被认为是一种重要的辅助调控手段。与单纯依赖材料组成或表面金属化不同，界面形貌调控更多从几何与结构层面入手，通过改变实际接触状态与应力传递路径，对接头性能产生综合影响。Shen 等[63]以 C/C 复合材料为研究对象，在 C/C-Al_2O_3-C/C 钎焊体系中引入具有锯齿形界面结构的 Al_2O_3 陶瓷中间层，对接头的微观组织与力学性能进行了系统分析，如图 15 所示。研究结果表明，在 Ag-Cu-Ti 活性钎料作用下，钎料能够良好润湿 Al_2O_3 与 C/C 界面，并在界面处形成致密稳

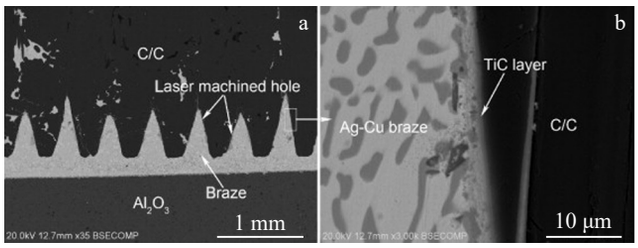


图 15　C/C-Al_2O_3 接头形貌及 C/C 钎焊界面组织图

Fig.15　Morphology of C/C-Al_2O_3 joint (a) and microstructure of C/C brazing interface (b)[63]

定的富钛氧化物和钛铝化合物反应层，从而在一定程度上缓解界面残余应力。同时，锯齿形界面结构通过扩大有效连接面积并增强机械互锁与钉扎效应，使接头的抗弯强度显著提高。该研究表明，通过界面微结构设计协同调控润湿行为与应力分布，可有效提升碳基材料钎焊接头的整体性能。

围绕界面几何形态对接头性能的影响，Zhang 等[64]在钎焊前对 C/C 复合材料表面分别加工了直线型与锥形界面结构，并采用 Ag-Cu-Ti 系钎料实现连接，如图 16 所示。结果显示，不同界面形状对界面反应行为具有显著影响：在锥形界面接头中，铜侧附近生成了 Cu_3Ti_3O 和 γ-TiO 等反应产物，而直线界面中未观察到类似相结构。相应地，锥形界面接头的抗弯强度显著高于直线界面。该研究进一步说明，界面几何形态不仅影响润湿与反应产物的生成，还会通过改变载荷传递方式与裂纹扩展路径，对接头力学性能产生放大效应。

类似的界面形貌强化效应亦在石墨/金属体系中得到验证。Wei 等[65]以石墨/铜钎焊接头为研究对象，设计了直线型与锯齿形界面结构，并采用 Cu-50TiH_2 填料实现连接。研究发现，两种界面形态均可形成连续致密的冶金结合，但锯齿形界面显著增加了过渡层宽度，并在石墨侧形成高硬度区域。得益于结合面积的增加以及断裂路径的有效偏转，锯齿形界面接头的剪切强度较直线界面提高约 2.75 倍。上述结果表明，无论在 C/C 复合材料

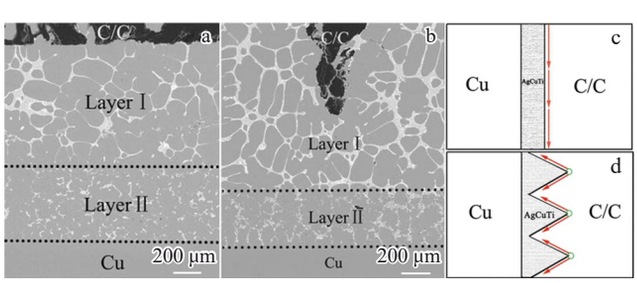


图 16　直界面接头和锥形界面接头的形貌及失效模式示意图

Fig.16　Morphologies (a – b) and schematic diagrams of failure mode (c – d) of straight interface joint (a, c) and conical interface joint (b, d)[64]

还是石墨体系中，通过合理的界面形貌与结构设计，均有助于改善钎料铺展行为、促进界面反应并缓解应力集中，从而为提升钎焊接头的强度与稳定性提供有效途径。

界面设计被认为是影响钎焊接头显微组织演化与力学性能的重要因素之一。在石墨与金属钎焊体系中，界面的几何形态与微观结构能够显著改变钎料的铺展行为与界面反应路径，从而影响金属间化合物的形成特征及接头的整体可靠性。合理的界面结构设计不仅有助于优化应力分布、增强冶金结合，还可在一定程度上抑制不利反应相的生成。现有研究表明，通过对材料表面进行结构化加工并结合合适的钎料体系，可实现对界面反应过程的有效调控，其中锥形或锯齿形界面相较于平直界面更有利于界面反应的进行与载荷传递能力的提升，从而改善钎焊接头的力学性能。

2.2.4　热处理诱导石墨表面金属化层构建及其钎焊连接

通过在石墨表面预先引入有利于钎料铺展的合金，并辅以激光、烧结或热处理等方式进行二次能量输入，可在石墨表面原位形成金属化层或反应中间层，从而改善界面的润湿条件与化学匹配性[66–67]。与沉积类金属化方法不同，该类两阶段处理策略依赖局部或整体热-能量输入驱动合金与石墨之间的反应与扩散过程，使界面金属化层在形成过程中具有更强的结构连续性与稳定性。由此构建的金属化表面能够为后续钎焊过程中钎料的铺展与界面反应提供更有利的起始条件，在一定程度上拓展了石墨/金属连接的工艺窗口。Song 等[68]采用 0.3Sn-0.7Ag-Cu-9Cr 合金在 950 ℃保温 30 min，实现了致密且连续的金属化层的形成，且该金属化层与石墨基体实现了良好的冶金结合，反应过程中 Cr 元素的扩散促进了 Cr_3C_2 相的生成。进一步使用 3Sn-0.5Ag-Cu 焊膏在 250 ℃、60 s 条件下进行钎焊，成功制备出完整的石墨/铜接头，钎焊接头的平均抗剪强度达到 25 MPa。

Fu 等[69]研究了 0.3Sn-0.7Ag-Cu-Ti 合金在石墨表面的润湿与结合行为，以探索其在石墨金属化及低温钎焊中的应用潜力。研究表明，活性元素 Ti 在约 600 ℃时开始与石墨反应生成 TiC 反应层，从而显著改善了钎料对石墨的润湿性；随着温度升高，润湿角持续下降，在 1050 ℃时可实现完全润湿。通过真空条件下的直接钎焊，获得了典型的石墨/TiC/β-Sn(Ti_6Sn_5)/TiC/石墨界面结构，剪切强度为 17.6~20.6 MPa。此外，作者还采用 0.3Sn-0.7Ag-Cu-Ti 对石墨表面进行金属化处理，并在 250 ℃、1 min 的气氛环境下实现了低温钎焊，所得接头的强度与高温钎焊相当。该研究表明，通过 Ti 元素诱导 TiC 反应层的形成可有效提高石墨表面的润湿性和界面结合能力，同时金属化工艺为石墨与金属的低温可靠连接提供了可行途径。

Song[68]与 Fu[69]等的研究均表明，活性元素如 Cr、Ti 的引入有助于提升石墨基界面结合强度，其中 Song 等通过 Cr 元素促进 Cr_3C_2 生成来增强石墨表面的金属化效果，而 Fu 等则通过 Ti 元素形成 TiC 反应层改善润湿与连接性能，Song 等的工艺在低温钎焊中表现出更高的剪切强度，这可能归因于 Cr 元素生成的金属化层更致密且界面应力较低。除了使用 Cr 和 Ti 活性元素提升石墨与金属的钎焊接头的强度之外，还有研究者使用 Ni 元素以求达到强化效果。

Yu 等[70]采用在石墨基材表面施加 Cr、Ni 涂层的方法与无涂层的试样进行对比分析，如图 17、图 18 所示。研究发现采用 Ag-Cu-Ti 钎料在 860 ℃下保温 10 min 进行钎焊，所有接头剪切强度均超过 20 MPa，证明钎焊接头具有良好的力学性能。并且在钎焊过程中，涂层元素 Cr 与 Ni 分别与石墨反应生成 Cr_7C_3 和 Ni_3C，此外 Ti 元素与石墨反应生成 TiC 相，镀 Ni 样品中钎料分布更为均匀，且界面出现了 $Ti(Cu,Ni)_2$ 相。后续的热导率试验显示，Cr 涂层试样的导热性低于未涂层样品，而 Ni 涂层试样的导热性则显著优于未涂层样品。

张俊杰等[71]提出了一种两步钎焊工艺实现高导热石墨与 5A06 铝合金的可靠低温连接。首先采用含活性元素 Ti 的 Ag-Cu-Ti 钎料对石墨表面进行金属化处理，在 860 ℃、10 min 条件下形成良好的金属化层，提高了石墨

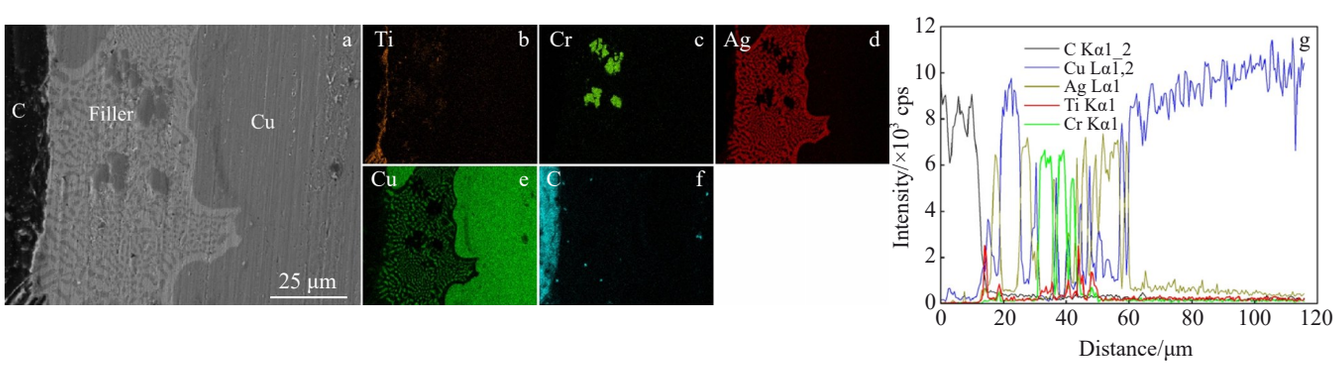


图 17　铬涂层石墨/铜接头连接区域的显微照片和对应的 EDS 元素面分布图及焊缝的 EDS 线扫描结果

Fig.17　Microscopic image of the connection area between Cr-coated graphite and copper joint (a); EDS mappings of Ti (b), Cr (c), Ag (d), Cu (e), and C (f); EDS line scan result of the weld seam (g)[70]

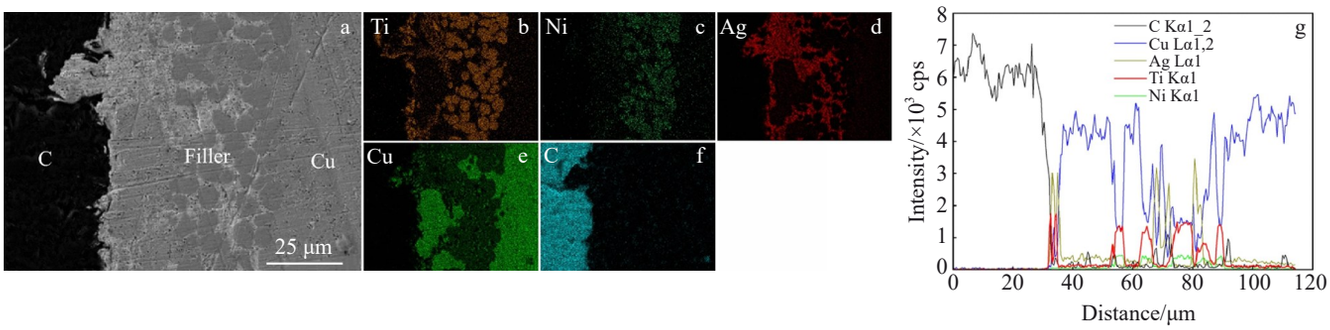


图 18　镍涂层石墨/铜接头连接区域的显微照片和对应的 EDS 元素分布图及焊缝的 EDS 线扫描结果

Fig.18　Microscopic image of the connection area between Ni-coated graphite and copper joint (a); EDS mappings of Ti (b), Ni (c), Ag (d), Cu (e), and C (f); EDS line scan result of the weld seam (g)[70]

表面的润湿性与结合强度。随后，采用 Sn-Pb 钎料在 210 ℃、15 min 条件下完成石墨与镀镍铝合金的低温钎焊连接，有效避免了因高温钎焊导致铝合金熔化的问题，如图 19 所示。实验结果显示，该工艺制备的复合均热板导热系数最高可达 558 W/(m·K)，显著优于纯铝板，同时满足了电子器件散热封装的热管理需求。研究还设计并验证了大型均热板产品，其导热性能达到 460 W/(m·K)，证明该技术在高性能电子封装领域具有良好的应用前景。

黄晓猛等[72]研究开发了一种中温活性金属化-低温软钎焊复合工艺。首先采用 Ag-Cu-Ti 合金焊膏在真空条件下对石墨表面进行活性金属化处理，形成 TiC 化合物反应层，金属化层厚度约为 60 μm。随后，利用 Sn-Ag 合金药芯焊丝对金属化石墨表层与漆包铜导线进行低温钎焊，接头中间层表现出良好润湿性，润湿角达 16°。界面反应相主要包括 Ag_3Sn、Cu_3Sn（ε 相）和 Cu_6Sn_5（η 相）等金属间化合物。拉伸性能试验结果表明，石墨/铜钎焊接头的抗拉强度达到 39 MPa，能够满足导电传感器中石墨电极与漆包铜线连接的力学可靠性要求。

贺佳伊等[73]研究了热处理诱导石墨表面金属化结合间接钎焊在石墨/铜连接中的应用。研究中，首先采用 Ag-Cu-Ti 活性钎料焊膏在约 850 ℃真空条件下对石墨表面进行反应金属化处理，在石墨表面形成以 Ag-Cu 共晶组织为主体、TiC 为界面过渡层的连续金属化结构。随后分别采用银基钎料和锡基钎料对金属化石墨与无氧铜进行低温钎焊。结果表明，银基钎料接头界面呈现 Cu/Ag-Cu 固溶体/TiCu/TiC/石墨的多层梯度结构，界面结合致密，剪切强度约 9~10 MPa；而锡基钎料接头中易形成 Cu_6Sn_5、Cu_3Sn 等金属间化合物，断裂多发生于钎缝区，剪切强度约 13~15 MPa。该研究表明，石墨表面金属化层的形成质量对后续低温钎焊接头的界面组织与力学性能具有重要影响。

在此基础上，Yuan 等[74]研制了一种 Al-Cu-Si-Ni-Mg 钎料，用于 6063 铝合金与 Ag-Cu-Ti 合金化石墨的钎焊，如图 20 所示。结果表明，550 ℃钎焊 10 min，可获得质量良好的接头，Ti 与 C 发生反应，在石墨/活性 Ag-Cu-Ti 浆料界面形成 TiC，改善了其对石墨的润湿性。与金属化阶段相比，Al、Ag、Ti 和 Cu 从中间层向石墨的扩散更多。结合区主要由 α-Al、富 Ag 相、α+Al_2Cu+Si、Al_2Cu 和 TiC 组成。结果表明，采用该方法可以制作出质量良好的接头，接头的平均抗剪强度为 21 MPa。上述研究表明，相较于依赖钎焊过程中原位生成反应层的直接活性钎焊，热处理诱导的石墨表面金属化可在钎焊前预先构建较为均匀且稳定的反应中间层，从而降低界面反应对钎焊温度的敏感性，为后续低温或受限装配条件下的可靠连接提供了更宽的工艺窗口。

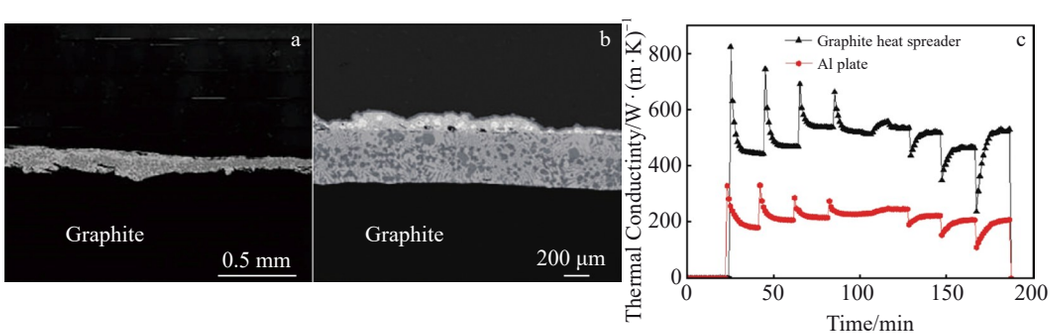


图 19　Ag-Cu-Ti 钎料金属化石墨表面的微观组织和 860 ℃钎焊温度下钎焊接头的界面微观组织及样板导热系数测试结果

Fig.19　Microstructure of Ag-Cu-Ti solder metalized graphite surface (a); interface microstructure of the joint brazed at 860 ℃ (b); thermal conductivity performance test results of sample (c)[71]

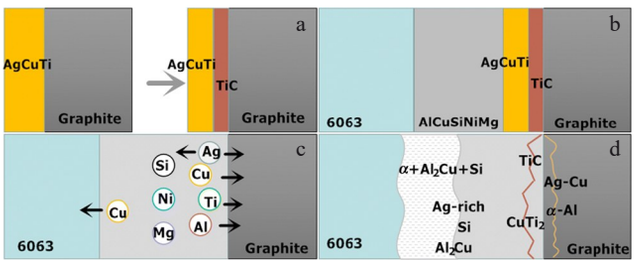


图20　钎焊接头的金属化、钎焊、扩散和凝固的界面演变示意图

Fig.20　Schematic diagrams of interface evolution of metallization (a), brazing (b), diffusion (c), and solidification (d) of brazed joint[74]

与传统依赖活性元素在钎焊过程中直接生成TiC反应层的工艺相比，先对石墨表面进行热处理金属化可在钎焊前预先构建较为均匀的反应层，显著降低界面反应对钎焊温度的依赖性，从而实现低温钎焊。例如，活性Sn-Ag-Cu-Ti钎料在600~1050 ℃范围内形成TiC层并增强润湿性，而经预涂Ti并热扩散后，仅在250 ℃即可实现可靠接头强度，其强度接近高温钎焊水平。这说明金属化过程在降低能耗、减少石墨基体热损伤方面较为有效。

然而，高温直接钎焊生成的TiC层连续性和厚度更易受工艺参数调控，适用于承载较大热输入或循环载荷的应用场景，而预金属化过程中形成的反应层厚度受扩散动力学限制，可能在高温长时服役中面临界面稳定性不足的问题。因此，前者适用于高负载热工条件，后者更适用于对热敏性基材或装配温度严格受限的场景。综上，是否采用热处理诱导金属化，应结合目标工况与服役温度窗口综合选择。高温服役工况更强调界面反应充分性，而低温装配场景则更关注避免热损伤。如果在高温服役的工况下，为追求界面反应充分，则直接活性钎焊更适用；但如果在低温装配的工况下，为了避免热损伤，则热处理金属化策略优先级就更高。

总体来看，间接钎焊通过表面工程手段对石墨界面的初始状态进行调控，在改善润湿条件的同时提升了界面反应过程的可控性，为实现稳定的冶金结合提供了不同于直接钎焊的技术路径。与主要依赖钎料成分设计和界面反应调控的直接钎焊相比，该类方法在复杂界面条件或高可靠性应用场景中展现出一定优势，两者在技术思路与适用范围上形成互补，共同构成石墨/金属连接的重要研究体系。

3　结果与展望

本文围绕石墨与金属钎焊连接中普遍存在的润湿性差、界面反应难以精确调控以及热膨胀失配引起的可靠性问题，对近年来相关研究进展进行了系统梳理。研究表明，石墨/金属钎焊接头的形成与性能演化并非由单一工艺或材料因素决定，而是由润湿行为建立、界面反应层形成与演化以及残余应力分布等多因素协同控制，其内在联系已成为当前研究关注的核心。

在直接钎焊研究中，通过在钎料中引入Ti、Cr等活性元素，可在石墨界面原位生成碳化物反应层，从而实现润湿行为的建立与冶金结合。然而，现有研究已形成共识：界面反应层在类型、连续性及厚度上的差异对接头性能具有显著的“双重效应”，反应不足难以形成稳定结合，而反应过度则易引入脆性相并诱发应力集中。由此，研究重点正由单纯追求润湿转向对界面反应层“适度生成”的精细调控，并进一步结合中间层引入与结构设计，以同步提升接头的力学性能与服役稳定性。

针对直接钎焊在润湿可控性和长期可靠性方面的局限，间接钎焊通过表面工程手段对石墨界面的初始状态进行调控，逐渐发展为重要的补充技术路径。电镀、物理气相沉积、界面形貌设计以及热处理诱导金属化等方法，可在钎焊前构建有利于提高润湿性界面或反应中间层，从而显著提高界面反应过程的稳定性与一致性。与直接钎焊相比，间接钎焊在复杂界面条件及高可靠性应用场景中展现出更强的工艺适应性，两者在技术路径与适用范围上形成互补，共同构成石墨/金属钎焊连接完整研究的技术体系。

尽管石墨与金属钎焊连接在材料体系、工艺方法及界面调控策略等方面已取得显著进展，但围绕界面反应可控性与接头长期可靠性的若干关键科学问题和工程挑战仍亟待深入研究。

在界面冶金学机理层面，亟需进一步阐明活性元素在石墨界面的反应动力学及反应层演化机制，尤其是反应层稳定性与润湿行为、力学性能之间的内在耦合关系。通过结合第一性原理计算、多尺度模拟与实验表征手段，有望建立界面反应路径、反应层特征与性能响应之间的定量关联，为钎料体系设计及界面结构优化提供理论依据。在工艺与结构协同设计层面，如何在实现稳定润湿的同时抑制界面反应层的过度生长，并有效缓解热膨胀失配引起的残余应力集中，是提升接头综合性能的核心问题。发展低反应活性钎料体系、复合中间层及界面结构化设计，并实现多种调控策略的协同应用，将有助于界面反应与应力释放的精细化控制。

在服役可靠性与寿命评价层面，现有研究多集中于室温力学性能，对热循环、高热流密度及复杂服役环境下的长期稳定性关注不足。未来需加强热-力-相耦合行为研究，结合实验与数值模拟，系统揭示钎焊接头的失效机制与寿命演化规律，为工程应用提供可靠的性能评估与预测方法。在工程化应用层面，面向电子封装、航空航天热控及核能传热等高功率密度应用场景，大尺寸石墨构件的表面处理一致性、界面结构可重复性以及多工艺集成问题仍需突破。推动界面调控研究由实验室探索向工程化验证与应用转化，将是石墨/金属钎焊技术实现实际

应用的重要发展方向。

综合来看，石墨与金属钎焊连接的关键已由“连接实现”逐步转向“界面行为可控与服役可靠性保障”，未来通过机理认知、工艺设计与工程验证的协同推进，有望进一步推动该技术在高导热、轻量化热控结构中的工程化应用。

参考文献 References

[1] Gebrehiwet L, Abate E, Negussie Y *et al. International Journal of Advances in Engineering and Management*[J], 2023, 5(3): 697

[2] Olmez C, Bahce E, Koytepe S *et al. Fullerenes, Nanotubes and Carbon Nanostructures*[J], 2025, 33(6): 581

[3] Barshilia H C. *Transactions of the Indian National Academy of Engineering*[J], 2021, 6(2): 173

[4] Chen H N, Lu Z X, Su R K L *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 3565

[5] Murugan P, Nagarajan R D, Shetty B H *et al. Nanoscale Advances*[J], 2021, 3(22): 6294

[6] Zhao L, Ding B C, Qin X Y *et al. Advanced Materials*[J], 2022, 34(18): 2106704

[7] Buerschaper R A. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(5): 452

[8] Zhao L, Tang J, Zhou M *et al. New Carbon Materials*[J], 2022, 37(3): 544

[9] Ahn B. *Metals*[J], 2021, 11(7): 1037

[10] Li Y X, Chen C, Yi R X *et al. Journal of Advanced Manufacturing and Processing*[J], 2020, 114(60): 608

[11] Katayama S. *Fundamentals and Details of Laser Welding*[M]. Singapore: Springer Singapore, 2020: 167

[12] Mishra S, Sharma A, Jung D H *et al. Metals and Materials International*[J], 2020, 26(8): 1087

[13] Zhang G F, Zhang Y, Bao J D *et al. Carbon*[J], 2021, 181: 177

[14] Feng J, Herrmann M, Reinecke A M *et al. Journal of Experimental and Theoretical Analyses*[J], 2024, 2(1): 1

[15] Fedotov I, Suchkov A, Sliva A *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 69: 142

[16] Zhu H T, Song Y Y, Zhao K H *et al. Vacuum*[J], 2023, 215: 112368

[17] Zhang M J, Li K W, Huang Y B *et al. Ceramics International*[J], 2022, 48(3): 4096

[18] Ren Q L, Guo P H, Zhu J J. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2020, 149: 119199

[19] Lee S H, Son S, Kim J S *et al. International Journal of Energy Research*[J], 2022, 46(8): 10907

[20] Lu H, Chen X, Zhang J *et al. Functional Carbon Materials*[M]. Bristol: IOP Publishing, 2022: 1

[21] Lu Jinbin(卢金斌), Xu Jiuhua(徐九华). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 642

[22] Yu Weiyuan(俞伟元), Yan Zehua(颜泽华), Liu Xinya(刘新亚). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(9): 2881

[23] Li Y Q, Zhang Z D, Den C Q *et al. Materials Characterization*[J], 2000, 44(4–5): 425

[24] Long Fei(龙 飞), Song Kexing(宋克兴), Zhang Zhaoqi(张召琦) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(3): 818

[25] Zhong Zhihong(钟志宏), Zhou Zhangjian(周张健), Song Shuxiang(宋书香) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(S2): 117

[26] Wang Yanyan(王艳艳), Li Shujie(李树杰), Yan Liansheng(闫联生). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(6): 970

[27] He Y M, Lu C Y, Zheng W J *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 156: 109831

[28] Barrena M I, de Salazar J M G, Gómez-Vacas M. *Ceramics International*[J], 2014, 40(7): 10557

[29] Zhu Yan(朱 艳), Wang Yongdong(王永东), Zhao Xia(赵 霞). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2011, 32(6): 81

[30] Liu Yanwei(刘严伟), Cao Lei(曹 磊), Xu Tiejun(许铁军) *et al. Nuclear Fusion and Plasma Physics*(核聚变与等离子体物理)[J], 2020, 40(2): 148

[31] Nagatsuka K, Sechi Y, Miyamoto Y *et al. Materials Science and Engineering B*[J], 2012, 177(7): 520

[32] Yu Weiyuan(俞伟元), Liu Xinya(刘新亚), Yan Zehua(颜泽华) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(3): 178

[33] Yang Jinliang(杨金亮). *Welding & Joining*(焊接)[J], 2016(10): 38

[34] Yu W Y, Liu S H, Liu X Y *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 221: 285

[35] Yu W Y, Liu S H, Liu X Y *et al. Surface Review and Letters*[J], 2015, 22(3): 1550035

[36] He Peng(何 鹏), Xu Rui(徐 瑞), Zhou Hangze(周航泽) *et al. Welding & Joining*(焊接)[J], 2025(3): 1

[37] Guo W B, Wang Z, Niu J L *et al. Journal of Materials Science*[J], 2025, 60(40): 19405

[38] Lu Q B, Long W M, Zhong S J *et al. Welding in the World*[J], 2020, 64(11): 1877

[39] Maksymova S, Voronov V, Kovalchuk P *et al. Metallurgical and Materials Engineering*[J], 2023, 29(1): 115

[40] Cui Q H, Ma L, Zhu C *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 31(6): 4974

[41] Deng J L, Li H, Deng M J *et al. Materials Today Communications*[J], 2021, 28: 102544

[42] Liu Huiyun(刘慧云), Zhang Guodong(张国栋), Hong Min(洪敏) *et al. Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2009, 39(10): 66

[43] Vidyuk T M, Dudina D V, Esikov M A *et al. 3rd All-Russian Conference (with International Participation) on Hot Topics of Solid State Chemistry - From New Ideas to New Materials*[C]. Beijing: Chemical Industry Press, 2020: 377

[44] Nong B R, Fan Z Q, Zhang J X *et al. Materials Characterization*[J], 2025, 229: 115520

[45] Velamati M, Aguilar E, Garza-Castañon M A *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2012, 212(11): 2549

[46] Li Z L, Shi H C, Zhang P L *et al. Journal of Materials Sci-*

ence[J], 2023, 58(38): 14945
[47] Xing L, Lin J, Huang M *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2019, 21(2): 1800810
[48] Li C, Si X Q, Cao J *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(11): 2470
[49] Ma X J, Mao Y W, Duan Y *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2021, 23(4): 2001237
[50] Yang X K, Yin L, Liu Y W *et al. Nuclear Engineering and Technology*[J], 2024, 56(11): 4487
[51] Li W W, Li B H, Mao W *et al. Welding in the World*[J], 2024, 68(1): 1
[52] Tian Y N, Wei L, Wang X M *et al. Russian Journal of Non-Ferrous Metals*[J], 2024, 65(2): 103
[53] Chen X L, Zeng X K, Li S Y *et al. Applied Surface Science*[J], 2024, 657: 159804
[54] Tao Z H, Liu G T, Li Y X *et al. Circuit World*[J], 2019, 45(3): 124
[55] Bai L, Ge Y C, Zhu L Y *et al. Tribology International*[J], 2021, 161: 107094
[56] Wojdat T, Winnicki M, Łamasz S *et al. Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2019, 19: 91
[57] Wang X Z, Su Y S, Ouyang Q B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 824: 141768
[58] Li X, Zhang Q K, Yang L J *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2023, 569: 170432
[59] Cao B Y, Wang H Z, Liu W Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1027: 180492
[60] Singh M, Smith C E, Asthana R *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2020, 40(7): 2533
[61] Chen Z B, Bian H, Hu S P *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 348: 104
[62] Chen Z B, Hu S P, Song X G *et al. International Journal of Applied Ceramic Technology*[J], 2020, 17(6): 2591
[63] Shen Y X, Li Z L, Hao C Y *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2012, 32(8): 1769
[64] Zhang K X, Xia L H, Zhang F Q *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(5): 2162
[65] Wei Y N, Niu R, Guo H L *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2022, 24(5): 2101161
[66] Dixit M, Agarwal M, Srivastava R. *Materials Letters*[J], 2024, 372: 137051
[67] Du Q B, Wang X X, Zhang S Y *et al. Materials Research Express*[J], 2020, 6(12): 122005
[68] Song X G, Chai J H, Hu S P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 696: 1199
[69] Fu W, Hu S P, Song X G *et al. Carbon*[J], 2017, 121: 536
[70] Yu J B, Kang L, Chen J X *et al. Radiation Detection Technology and Methods*[J], 2024, 8(4): 1619
[71] Zhang Junjie(张俊杰), Xia Yong(夏　勇), Yan Yaotian(闫耀天) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2025, 46(2): 1
[72] Huang Xiaomeng(黄晓猛), Qi Yuefeng(齐岳峰), Liu Xu(柳　旭) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2021, 42(3): 70
[73] He Jiayi(贺佳伊), Yu Kun(玉　昆), Pan Peng(潘　朋) *et al. Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2025, 55(3): 103
[74] Yuan L L, Wang W, Chen X Y *et al. Welding in the World*[J], 2021, 65(6): 1211

Overview of Brazing Technique of Graphite to Metals

Xu Guoxuan[1], Chen Biwu[1], Hong Xianzhi[2], Chen Hui[1], Li Yuanxing[1]
(1. Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)
(2. Avic Xi'an Aircraft Industry Group Company Ltd, Xi'an 710089, China)

Abstract: Graphite is widely used in aerospace, nuclear energy, and electronic heat dissipation due to its many excellent properties, and it plays an increasingly important role in modern industry. Achieving reliable connections among graphite, alloys, and metals is of great significance for achieving complementary performance of heterogeneous materials and expanding application fields. However, there are some urgent problems to be solved in the welding process between graphite and dissimilar materials, mainly including poor wetting of the brazing material, control of formation of brittle phases at interface, and alleviation of interface stress. This study reviews the research progress on brazing of graphite, alloys, and metals, and elaborates on the effects of direct and indirect brazing methods on the joint performance of graphite and metals. It focuses on analyzing the solutions to the problem of poor wetting of graphite using various brazing methods, and finally provides prospects for the connection of dissimilar materials.

Key words: brazing; graphite metallization; heterogeneous material connection

Corresponding author: Li Yuanxing, Ph. D., Professor, Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, P. R. China, Tel: 0086-28-87600722, E-mail: yxlc8112@163.com