

石墨烯增强金属基复合材料界面研究进展

杨昌一, 吴舒凡, 肖文龙, 马朝利

(北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191)

摘要: 金属基复合材料是由高强度增强相与金属基体组成, 因具备优良的综合性能, 在各领域内展现出广阔的应用潜力。与常规增强相不同, 石墨烯是一种由碳原子以 sp^2 杂化轨道组成六角呈蜂巢状晶格的二维碳纳米材料, 因其独特的结构而具有优异的电学、力学、热学和光学等特性。石墨烯增强金属基复合材料已经成为先进复合材料领域的研究热点, 而对于金属基复合材料, 其综合性能与界面的结构和性质关联密切。从近年来石墨烯增强金属基复合材料界面微观组织及理论研究出发, 对常见石墨烯增强金属基复合材料体系的界面结构及力学性能进行总结, 同时总结计算机模拟手段在分析界面结构、界面结合强度以及界面微观断裂机制等方面的进展, 为设计和优化金属基复合材料界面提供理论依据。

关键词: 石墨烯; 金属基复合材料; 界面性质; 界面反应; 计算机模拟

中图分类号: TB333.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)03-0195-17

引用格式: 杨昌一, 吴舒凡, 肖文龙, 等. 石墨烯增强金属基复合材料界面研究进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43(3): 195-211.

YANG C Y, WU S F, XIAO W L, *et al.* Recent Progress in Studying the Interfacial Structure and Properties of Graphene-Reinforced Metal Matrix Composites[J]. Materials China, 2024, 43(3): 195-211.

Recent Progress in Studying the Interfacial Structure and Properties of Graphene-Reinforced Metal Matrix Composites

YANG Changyi, WU Shufan, XIAO Wenlong, MA Chaoli

(School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China)

Abstract: Metal matrix composites, which are composed of a high-strength reinforced phase and metal matrix, have shown excellent potential for applications in a variety of fields due to their comprehensive performance. Compared with the conventional reinforced phase, graphene is a two-dimensional carbon nanomaterial consisting of carbon atoms in sp^2 hybridized orbitals with an overall hexagonal honeycomb lattice, which has superior electrical, mechanical, thermal, and optical properties due to its unique structure. Graphene-reinforced metal matrix composites have become a research hotspot in the field of advanced composites, and for metal matrix composites, their comprehensive performance is closely related to the structure and properties of the interface. Based on the recent researches on the microstructure and theory of the interface of graphene-reinforced metal matrix composites, this review summarizes the interface structure and mechanical properties of common graphene-reinforced metal matrix composites, as well as concludes the progress of computer simulation in analyzing the interface structure, interface bonding strength, and interface micro fracture mechanism, which provides a theoretical basis for the design and optimization of the interface of metal matrix composites.

Key words: graphene; metal matrix composites; interfacial properties; interfacial reaction; computer simulation

1 前言

金属基复合材料是以金属及其合金为基体, 引入高强度增强体所形成的复合材料, 因具有高比强度、高导热性与导电性、良好的耐磨性、优异的力学性能等综合优势, 在航空、航天、电子信息、轨道交通等领域展现出广阔的应用前景^[1, 2]。增强体作为金属基复合材料的重要组成部分

收稿日期: 2023-05-30 修回日期: 2023-08-21

第一作者: 杨昌一, 男, 1999 年生, 博士研究生

通讯作者: 肖文龙, 男, 1982 年生, 副教授, 博士生导师,

Email: wxiao@buaa.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202305025

分, 需具备优异的力学性能与化学稳定性, 且与金属基体间需具有良好的润湿性与相容性。常用的增强体主要有纤维 (C_f ^[3])、晶须 ($\alpha-SiC_w$ ^[4])、颗粒 (SiC_p ^[5]、 TiC_p ^[6, 7]、 B_4C_p ^[8, 9]) 和其他增强相 (碳纳米管 (CNTs)^[10, 11], 石墨烯 (GNPs)^[12]) 等。研究人员通过选取合适的增强体, 在制备高性能金属基复合材料中取得了一定的研究进展。但由于密度大、易团聚、与金属基体润湿性差等问题, 使部分增强体制备的复合材料在应用中受到了限制。

自 2004 年英国曼彻斯特大学 Novoselov 与 Geim 等^[12]首次通过机械剥离法从石墨中制备出单层石墨烯后, 石墨烯作为一种新型二维增强体进入了公众视野。与常见的增强体相比, 石墨烯因具有低密度 (1.05 g/cm^3)、高杨氏模量 (1.06 TPa)、高比表面积 ($2600 \text{ m}^2/\text{g}$)、高抗拉强度 (130 GPa) 和高导热性 (5300 W/mK) 等优点^[13-16], 被认为是提升金属基复合材料综合性能的理想增强体之一。利用石墨烯优异的电学性能、热学性能、力学性能等性能优势, 将有望研发出拥有优异性能的石墨烯增强金属基复合材料。为此, 科研人员对石墨烯增强铝基、镁基、钛基等复合材料进行了大量研究^[17-19]。

金属基复合材料界面, 是指金属基体与增强体之间接触所构成的界面。界面处的成分和物理、化学性质与基体或增强体明显不同, 但能起到传递载荷、调节应力分布、阻止裂纹扩展等作用^[20, 21], 界面的结构与性质将直接影响金属基复合材料的性能, 因此深入研究金属基复合材料中界面反应及形成过程、界面层性质、界面载荷传递行为等成为制备高性能金属基复合材料的关键。与传统的陶瓷增强相不同, 石墨烯具有较大的比表面积、易团聚、与基体热膨胀系数差异大等特点, 在界面处容易发生复杂反应。因此, 界面的结构及性质成为石墨烯增强金属基复合材料最为关注的科学问题。

目前, 人们对石墨烯增强金属基复合材料的组织演变及宏观力学性能已经做了大量研究, 但对于界面分析及理论研究的总结还较少。本综述基于目前常见的石墨烯增强金属基 (铝基/镁基/钛基/铜基/铁基) 复合材料体系, 从微观实验表征及理论机制研究两方面对界面结构及性能进行总结, 为设计与制备高性能石墨烯增强金属基复合材料提供参考。

2 石墨烯增强金属基复合材料界面结合机制

对于制备高强韧金属基复合材料, 界面的设计尤为关键。在设计及调控界面反应、界面微结构、界面稳定性前, 需要了解界面结合机制, 本节将主要介绍石墨烯增强金属基复合材料常见的几种界面结合机制。

2.1 弱界面结合——无界面反应的机械结合

无界面反应的机械结合是指基体与石墨烯以直接接触的形式结合, 如图 1 所示。几乎在所有金属基复合材料中都能观察到此种界面, 但此界面结合强度差, 承担和传递载荷能力有限, 大量形成此界面会降低复合材料的整体性能。

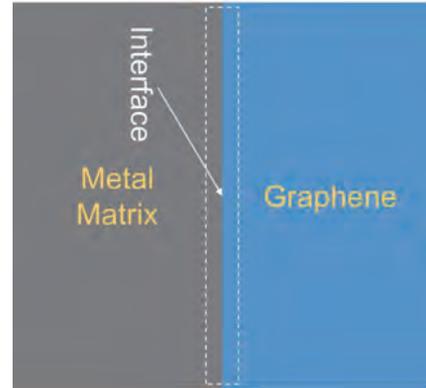


图 1 石墨烯与金属基体无界面反应结合示意图

Fig. 1 Schematic diagram of no reaction interface between graphene and metal matrix

2.2 中等界面结合——有弱界面反应的润湿结合

通过熔炼铸造法制备的石墨烯增强金属基复合材料, 其界面结合情况与石墨烯和金属基体间的润湿角直接相关。当石墨烯与金属基体润湿角 $< 90^\circ$ 时, 固-液界面张力较小, 可以实现良好界面结合; 当石墨烯与金属基体润湿角 $> 90^\circ$ 时, 固-液界面张力较大, 液体金属基体很难在石墨烯表面润湿铺展, 此时很难获得较强的界面结合, 如图 2 所示。石墨烯与常见的金属基体的润湿性较差, 以铝基复合材料为例, 石墨烯与纯铝的润湿角为 140° ^[17]。为了提升基体与石墨烯间的润湿性, 学者们对石墨烯进行了化学表面改性 (镀 Cu^[22]、镀 Ni^[23] 等), 以及对金属基体进行了合金化元素调控, 从而改善了基体与第二相之间的润湿角, 如图 3 所示。通过粉末冶金法制备的金属基复合材料, 金属基体与石墨烯可以发生微弱的界面反应, 进一步改善了二者间的浸润与结合效果, 从而提升了界面结合强度。



图 2 金属基体对石墨烯的不同润湿情况示意图: (a) 润湿角 $< 90^\circ$, (b) 润湿角 $> 90^\circ$

Fig. 2 Schematic diagram of the wettability of metal matrix on graphene: (a) wetting angle $< 90^\circ$, (b) wetting angle $> 90^\circ$

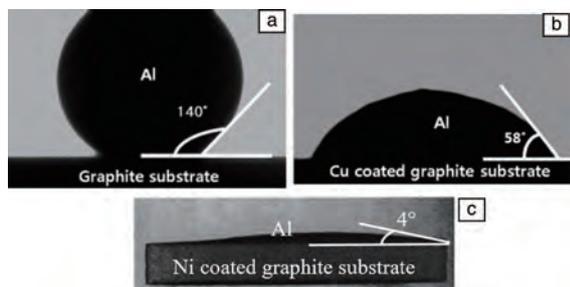


图3 Al与石墨烯(a)、镀Cu石墨烯(b)、镀Ni石墨烯(c)间的润湿行为示意图^[17]

Fig. 3 Wetting behaviour schematics of Al on graphite substrate (a), Cu-coated graphite substrate (b), and Ni-coated graphite substrate (c)

2.3 强界面结合——有剧烈反应的结合

强界面反应结合即基体与石墨烯间发生剧烈化学反应,在界面处形成新相的一种结合方式,如铝基复合材料中的 Al_4C_3 、钛基复合材料中的TiC、铁基复合材料中的 Fe_3C 等。研究表明,少量界面反应产物可以提升界面结合强度^[24],但当界面处生成过量反应产物时,石墨烯的结构完整性受到破坏,在应力加载过程中界面处的结合强度异常增强,界面两侧应力分布严重不均匀,从而产生微裂纹^[25]。根据内聚力模型,裂纹迅速扩展,最终造成界面脱粘,使复合材料的强塑性急剧降低^[26, 27]。

3 石墨烯增强金属基复合材料界面结构及界面力学性能表征

界面的微结构对金属基复合材料的综合性能起着非常重要的作用,是复合材料实现优异综合性能的重要因素。近年来,研究人员借助高分辨率透射电镜对复合材料界面的微观结构进行了详细地表征分析;通过微纳米压痕、微柱压缩等方法对石墨烯/金属基体界面处力学性能进行测试。本节主要对石墨烯增强金属基复合材料的界面表征及力学性能进行总结。

3.1 铝基复合材料

对于石墨烯增强铝基复合材料,石墨烯与铝基体容易发生界面反应并生成 Al_4C_3 相^[17, 28]。研究发现,此界面反应的发生与制备工艺及石墨烯含量有关。Li等^[29]通过球磨-放电等离子烧结(spark plasma sintering, SPS)烧结-热挤压工艺制备了石墨烯纳米片(graphene nanoplates, GNPs)/Al复合材料,并进行了高分辨率透射电子显微镜表征,结果如图4所示。在烧结成型后,研究人员观察到Al/GNPs/Al界面以及Al/ Al_2O_3 /GNPs/ Al_2O_3 /Al界面,而在热挤压后观察到Al/ Al_2O_3 /GNPs/Al/GNPs/ Al_2O_3 /Al界面,但在上述界面均未观察到 Al_4C_3 相。

Teng等^[30]通过球磨-冷压烧结-热挤压手段制备了GNPs/Al复合材料,观察到主要是Al与GNPs直接接触

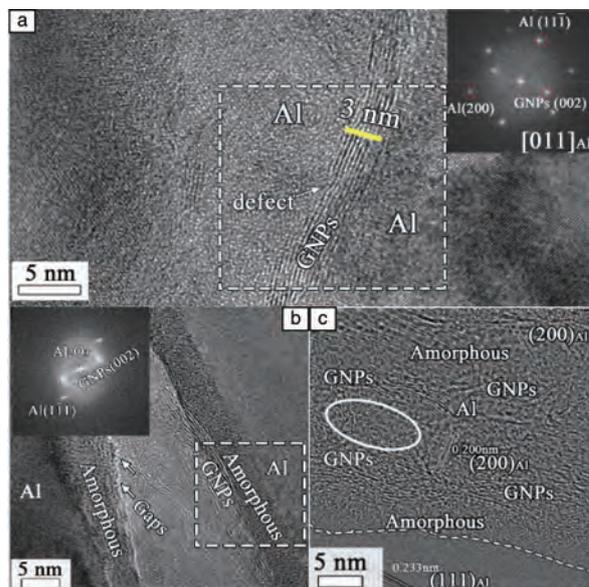


图4 通过HRTEM观测的石墨烯纳米片(GNPs)增强Al基复合材料的多层界面结构^[29]: (a) Al/GNPs/Al界面, (b)放电等离子烧结(SPS)后形成的Al/ Al_2O_3 /GNPs/ Al_2O_3 /Al界面, (c) SPS与热挤压后形成的Al/ Al_2O_3 /GNPs/Al/GNPs/ Al_2O_3 /Al界面

Fig. 4 Multilayer interface structure of graphene nanoplates (GNPs) reinforced Al metal matrix composites observed by HRTEM^[29]: (a) Al/GNPs/Al interface, (b) the Al/ Al_2O_3 /GNPs/ Al_2O_3 /Al interface formed after spark plasma sintering (SPS), (c) Al/ Al_2O_3 /GNPs/Al/GNPs/ Al_2O_3 /Al interface formed after SPS and hot extrusion

界面。而随着烧结温度的升高,界面处逐渐出现 Al_4C_3 相,形成了Al/ Al_4C_3 /GNPs界面,如图5所示,这与Zhao等^[31]和Jiang等^[32]的研究结果一致。研究表明,少量 Al_4C_3 相可以起到承载作用,提升界面结合强度,进一步提升复合材料力学性能^[33-35];同时也有研究表明,当界面处生成大量的脆性 Al_4C_3 相,将导致复合材料的力学性能急剧下降^[36-38]。

Tiwari等^[39]采用选区激光熔化(selective laser melting, SLM)工艺制备了GNPs/Al10SiMg复合材料。并在该复合材料中观察到了Al/GNPs/Al界面,如图6所示。通过X射线衍射(X-ray diffraction, XRD)及其他表征手段综合分析,并未发现 Al_4C_3 相,说明在此工艺参数下石墨烯在复合材料中以稳定形式存在。Hu等^[40]同样利用SLM制备了石墨烯增强金属基复合材料,但在该复合材料的铝基体与石墨烯间发现了 Al_4C_3 相。由于SLM增材制造技术是涉及材料多尺度及多物理场耦合作用的成型过程, Al_4C_3 相的形成可能与合金基体元素、石墨烯特征以及SLM工艺参数(如激光功率、扫描速度)等有关,今后仍需对这些因素进行深入研究。

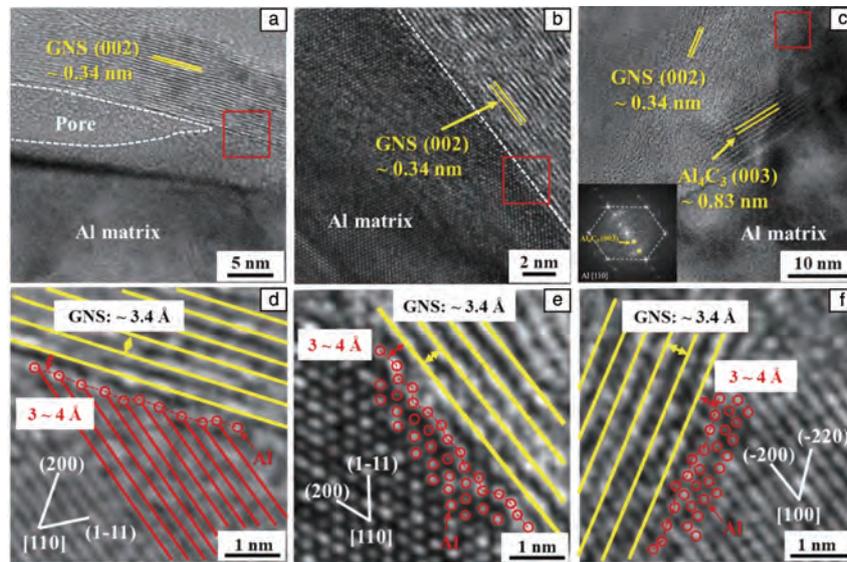


图 5 500(a), 540(b) 和 580(c) °C 烧结的复合材料中 GNP/Al 界面的 HRTEM 照片, 图 5a~5c 中红色框所标示区域的放大图(d~f)^[30]
 Fig. 5 HRTEM images of the GNPs/Al interface in the composites sintered at 500 (a), 540 (b) and 580 (c) °C, the enlarged view of the area marked by the red frame in fig. 5a~5c(d~f)^[30]

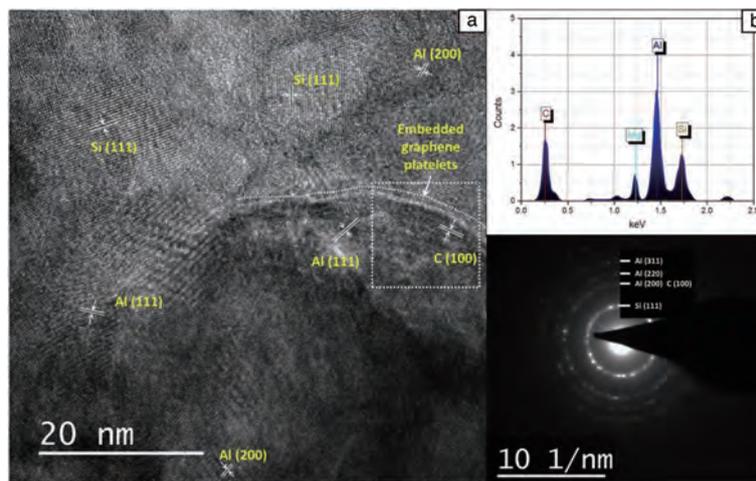


图 6 GNP/Al10SiMg 复合材料的 HRTEM 照片(a), 图 6a 白色框内的 EDS 谱图(b)和对应的 SAED 图谱(c)^[39]
 Fig. 6 HRTEM image of the GNPs/Al10SiMg composite (a), EDS spectrum (b) and SAED pattern (c) of the rectangular region in fig. 6a^[39]

Feng 等^[41] 制备了还原氧化石墨烯 (reduced graphene oxide, RGO)/Al 复合材料, 首先利用聚焦离子束制备了不同体积分数的 RGO 和不同层压方向 (层压平面与微柱轴之间的角度) 的铝基复合材料微柱, 随后对微柱进行了单轴压缩测试。研究发现, 加入 RGO 可以显著提升微柱的压缩强度, 这进一步证明了 RGO 的强化作用, 如图 7 所示。当 RGO/Al 整体与载荷方向平行且 RGO 体积分数为 1.5% 时, RGO 强化效果最为明显。在不同 RGO 体积分数及层压方向下复合材料的承载能力会发生变化, 这将进一步影响 RGO/Al 界面处的位错湮灭及裂纹偏转机制, 并为设计高强度金属基复合材料界面及理解复合材

料强韧化机制奠定了基础。

3.2 镁基复合材料

对于镁基复合材料, 由于镁性质活泼, 在制备过程中会产生一系列的界面反应^[42]。研究发现, 石墨烯增强镁基复合材料的界面反应与石墨烯原料本身的性质和制备工艺有关。对于纯度较高的石墨烯, 复合材料制备过程中一般不会形成明显的界面反应相; 但通过热还原法等制备的石墨烯通常会含有残余的氧基、羟基和碳基官能团, 这些官能团的存在使得石墨烯/镁界面处容易形成 MgO 等相。Yuan 等^[43] 采用热还原法制备了特定氧含量的氧化石墨烯 (GO), 并进一步制备了 GO/AZ91 复

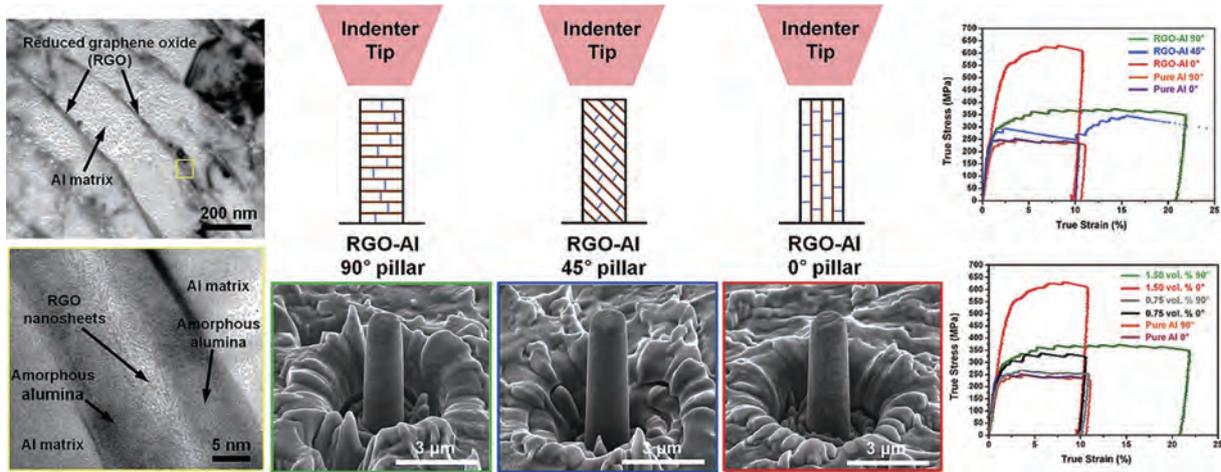


图 7 不同体积分数的 RGO 和不同层压方向的复合材料微柱压缩取样图及相应的压缩真应力-应变曲线^[41]

Fig. 7 Uniaxial compression test sampling plots of micro-pillars with different RGO concentrations and lamination orientations and corresponding true stress-strain curves^[41]

合材料，图 8 为界面处 HRTEM 照片，表明 GO 中的残余氧有利于纳米 MgO 颗粒的生成，从而形成 MgO/ α -Mg 的半共格界面和石墨烯纳米片 (graphene nanosheets, GNS)/MgO 的畸变区结合界面，使得 GNS 与 α -Mg 基体间的界面结合强度升高，进一步提升复合材料的整体力学性能。

Zhao 等^[44]制备了 GNP/s/AZ91 复合材料，通过 TEM 及快速傅里叶变换、快速傅里叶逆变换，证实了 β -Mg₁₇Al₁₂ 相在 GNPs 周围析出，并形成了纳米级的接触界面和扩散界面，如图 9 所示。后续研究表明，所形成的界面强度较高，可以确保应力加载过程中 GNPs 与 Mg 基体间实现有效载荷转移。

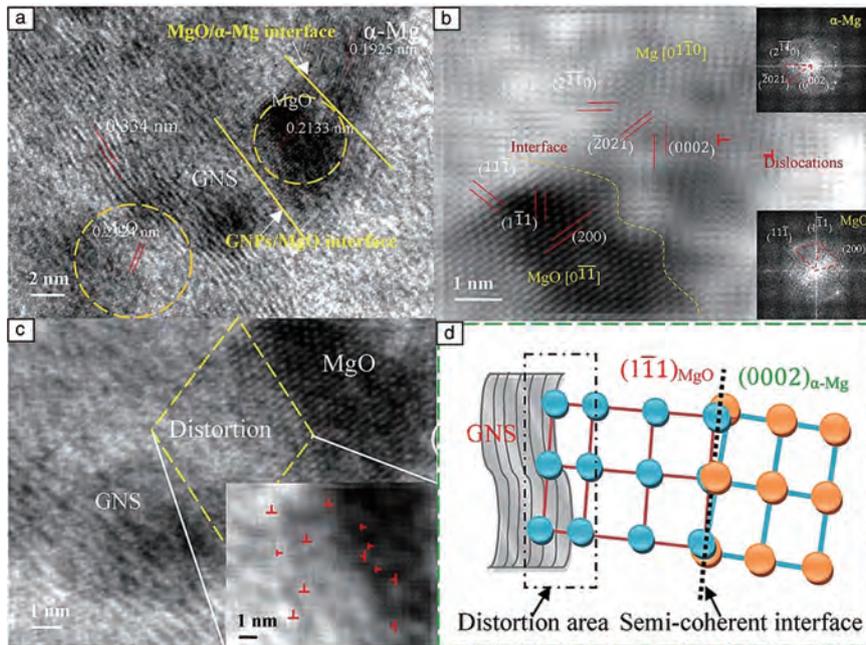


图 8 石墨烯增强 AZ91 镁基复合材料界面 HRTEM 照片(a)；图 8a 中 MgO/ α -Mg(b) 和 GNS/MgO(c) 界面的快速傅里叶逆变换 (IFFT) 照片；图 8b 和 8c 中 MgO/ α -Mg 和 GNS/MgO 的界面示意图(d)^[43]

Fig. 8 HRTEM image of graphene-reinforced AZ91 magnesium matrix composites interface (a); inverse fast Fourier transform (IFFT) images of MgO/ α -Mg (b) and GNS/MgO (c) interface in fig. 8a, respectively, the insets in fig. 8b show the fast Fourier transform (FFT) patterns of α -Mg (top) and MgO (bottom), the inset in fig. 8c shows the high magnification image of the distortion area; schematic illustrates the interface of MgO/ α -Mg and GNS/MgO observed in fig. 8b and 8c(d)^[43]

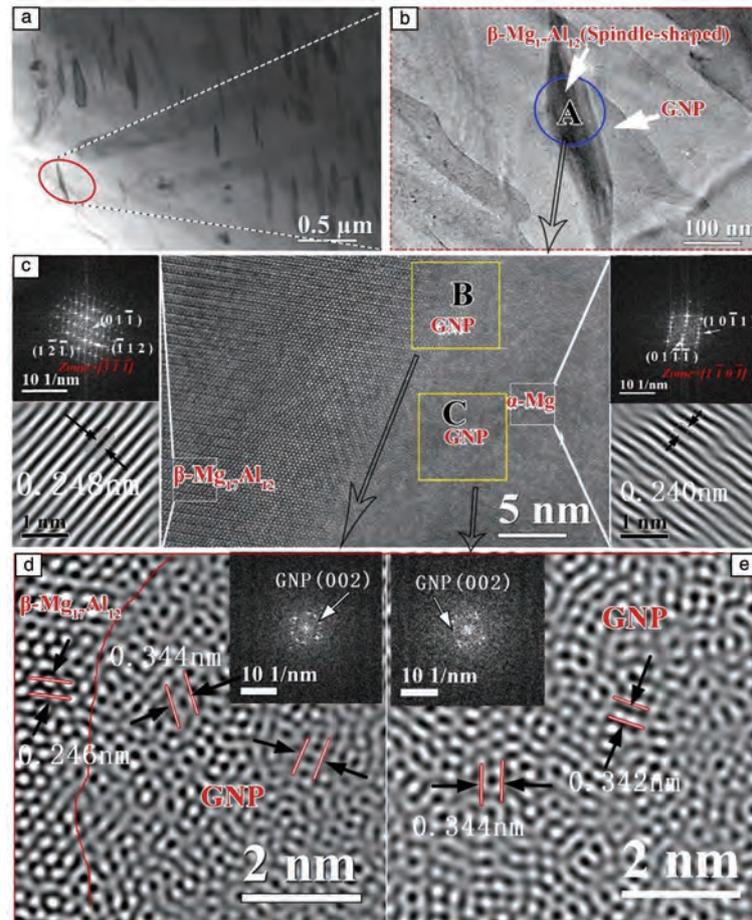


图9 GNPs/AZ91 复合材料中纺锤形沉淀相的 TEM 照片(a, b); 图9b中A区的 HRTEM 照片和 SAED 图谱(c), 图9c中B区(d)和C区(e)的快速傅里叶逆变换照片^[44]

Fig. 9 TEM images of the spindle-shaped precipitated phase in GNPs/AZ91 composite (a, b), HRTEM image and SADE patterns of area A in fig. 9b (c), inverse fast Fourier transform image of area B (d) and area C (e) in fig. 9c^[44]

Shuai 等^[45]通过 SLM 技术制备了 RGO 及 MgO 双相增强 AZ61 镁基复合材料, 并对界面进行了分析表征。从图 10a 可以看出, MgO 紧密地嵌入 RGO 和 α -Mg 之间。对其形成的不同界面分别表征发现, MgO 和 RGO 界面间形成了部分变形区域, 如图 10b 所示。对 α -Mg 与 MgO 的界面进行分析发现, 二者间为半共格界面, 如图 10c 所示。因此, 在 MgO/ α -Mg 界面处可以实现较为牢固的界面结合。引入的 MgO 可以同时与 RGO 和 α -Mg 间形成牢固的界面, 从而改善 α -Mg 基体和 RGO 之间的界面结合, 进一步发挥 RGO 的强化作用。

3.3 钛基复合材料

在石墨烯增强钛基复合材料中, 界面问题一直是研究的重点^[46]。在较高的成型温度下, 钛极易与石墨烯发生界面反应, 最终原位自生 TiC 颗粒^[47]。王娟等^[48]通过 SPS 制备了石墨烯增强钛基复合材料, 研究发现当烧结温度升高, 原位自生的 TiC 含量增加, 调控加入

石墨烯的含量及工艺参数, 控制界面反应程度, 可以实现界面强度及复合材料强-塑性的同步提升。Dong 等^[49]在制备的 GNPs/TC4 钛基复合材料中发现了 Ti/TiC/GNPs 界面, 如图 11 所示, 进一步分析表明在界面处原位自生的 TiC 颗粒可以有效解决基体与石墨烯间界面结合差的问题, 同时 TiC 同基体间进一步形成共格界面, 这使得该复合材料的界面结合强度明显提高。

在 SLM 加工过程中, 局部高温可以促使石墨烯与 Ti 基体进行反应, 并形成 α -Ti/TiC/GNPs 界面, 界面处的 TiC 可以使石墨烯载荷传递强化效果更加明显^[50]。Li 等^[51]通过 SLM 制备了 RGO/Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B 复合材料, 该复合材料典型界面结构如图 12 所示, 观察发现 RGO 无明显团聚。图 12b 表明 B₂ 相被 RGO 包围, 从图 12c 可观察到 RGO 边缘形成了部分非晶碳, 这与 SLM 工艺的快速熔化-凝固特性有关, 对复合材料强度提升有

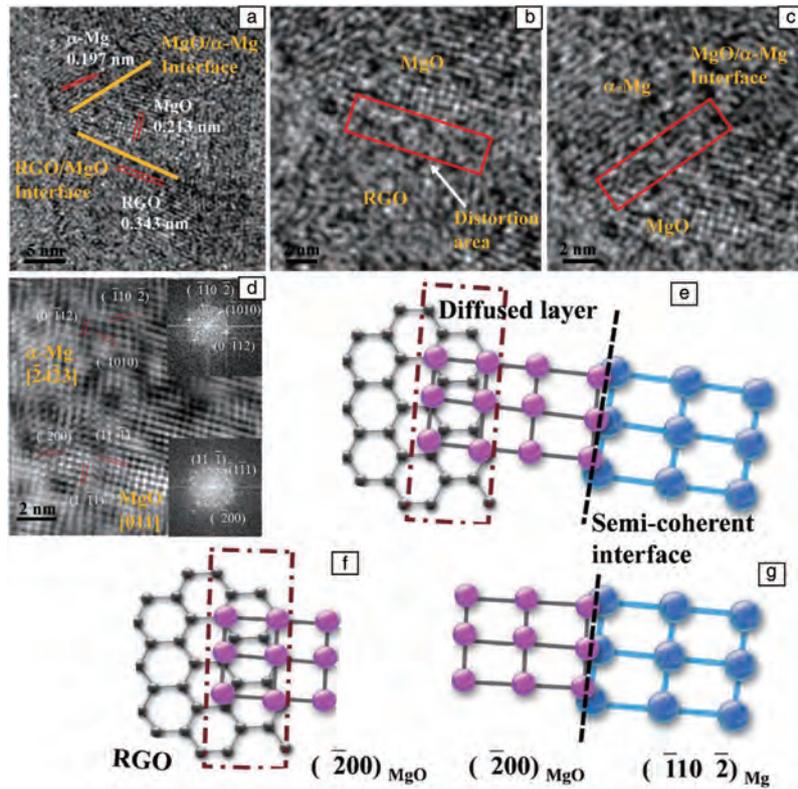


图 10 RGO 及 MgO 双相增强 AZ61 镁基复合材料整体界面 (a)，RGO/MgO 界面 (b)， α -Mg/MgO 界面 (c)， α -Mg/MgO 界面 IFFT 变换 (d) HRTEM 照片； α -Mg/MgO/RGO 界面 (e)，MgO/RGO 界面 (f)， α -Mg/MgO 界面 (g) 示意图^[45]

Fig. 10 HRTEM images of RGO and MgO dual-phase reinforced AZ61 magnesium matrix composites overall interface (a), RGO/MgO interface (b) and Mg/MgO interface (c), IFFT transform of α -Mg/MgO interface (d); schematics of the α -Mg/MgO/RGO interface (e), MgO/RGO interface (f) and α -Mg/MgO interface (g)^[45]

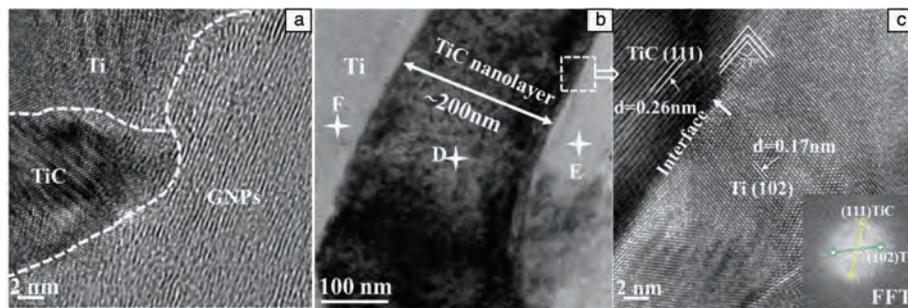


图 11 GNPs/TC4 钛基复合材料中 Ti/TiC/GNPs 界面 TEM 照片^[49]

Fig. 11 TEM images of Ti/TiC/GNPs interface in GNPs/TC4 titanium matrix composites^[49]

着关键作用^[52]。图 13 为不同 RGO 含量下复合材料的压缩应力-应变曲线，可以发现，加入 RGO 后复合材料实现了强-塑性同时提高，通过合理控制 RGO 含量可以改变晶粒尺寸、晶体织构、相组成和力学性能，从而进一步优化制备出高性能石墨烯增强钛基复合材料^[51]。

Yan 等^[53]制备了少层石墨烯 (few-layered graphene, FLG)/Ti64 与 SiC_p -FLG/Ti64 复合材料，其典型界面如图 14 所示。与常规界面不同，观察发现， Ti_5Si_3 相在 TiC

中形核，从而形成了 α -Ti/TiC+ Ti_5Si_3 /FLG+SiC 界面。进一步对界面处进行纳米压痕测试，图 15 描绘了从界面处到基体 I~VI 区域的纳米压痕及显微硬度曲线。 SiC_p -FLG/Ti64 与 FLG/Ti64 复合材料的纳米压痕曲线表现出相似的曲线形状，但压痕深度减小，界面显微硬度明显提高，这是由于界面处的 Si 原子固溶有助于提高界面结合强度，形成的 TiC+ Ti_5Si_3 界面结构同样有助于增强 FLG 与 Ti 基体之间的界面结合强度。

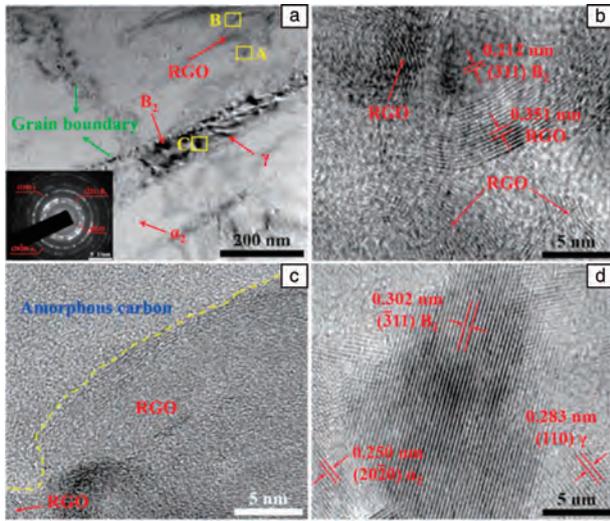


图 12 RGO/Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B 复合材料 TEM 明场照片 (a), 图 12a 中 A、B 和 C 区的 HRTEM 照片 (b~d)^[51]
 Fig. 12 Bright-field TEM image of RGO/Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B composite (a), HRTEM images of zone A, B and C in fig. 12a (b~d)^[51]

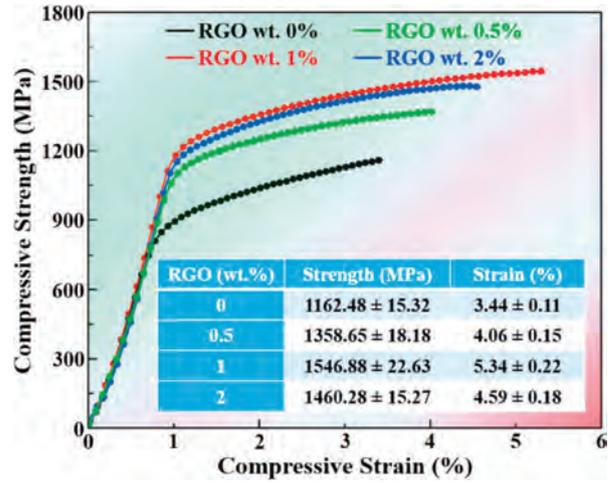


图 13 不同 RGO 含量的 Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B 复合材料压缩应力-应变曲线^[51]
 Fig. 13 Compressive stress-strain curves of Ti-43.5Al-6.5Nb-2Cr-0.5B composite materials with different RGO contents^[51]

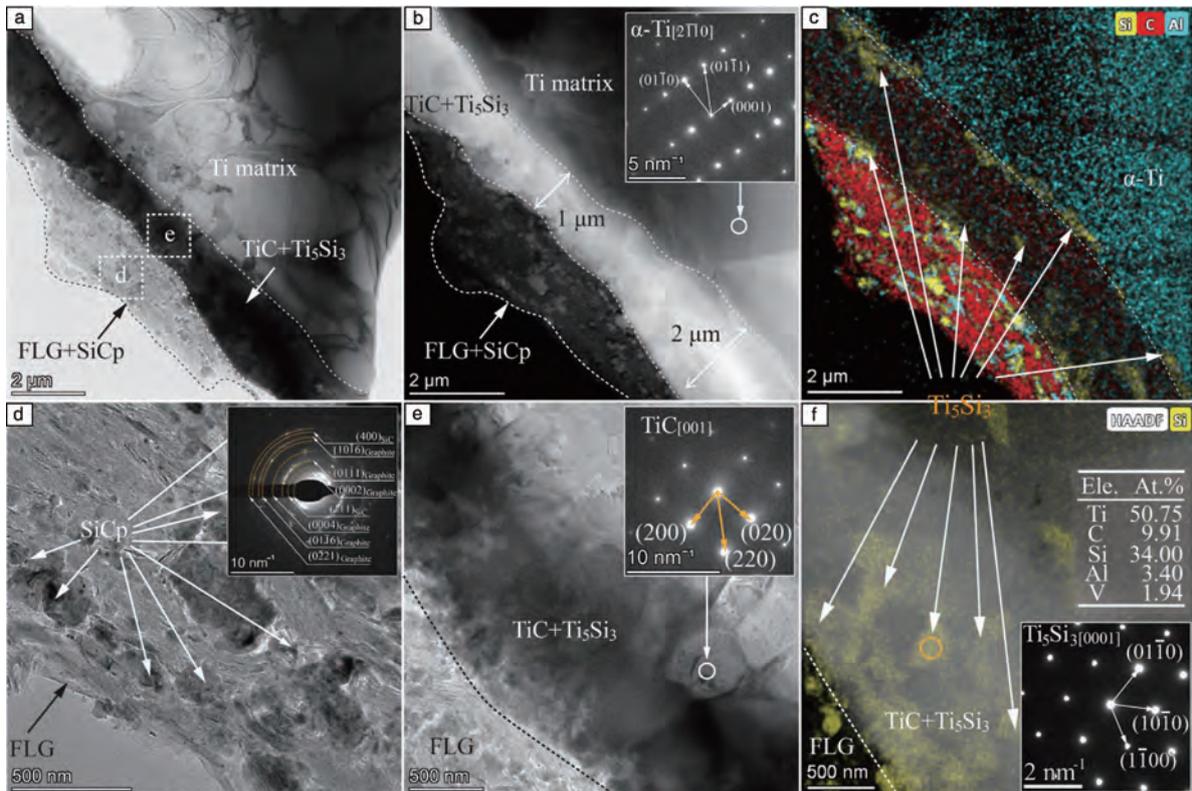


图 14 SiC_p-FLG/Ti64 复合材料的 BF-TEM 照片以及相应的 HAADF 和 EDS 元素面扫结果 (a~c), SiC_p-FLG 界面处的 HRTEM 及 HAADF 照片 (d~f)^[53]
 Fig. 14 BF-TEM image and corresponding HAADF and EDS elements mapping of SiC_p-FLG/Ti64 composites (a~c), HRTEM and HAADF images at the SiC_p-FLG interface (d~f)^[53]

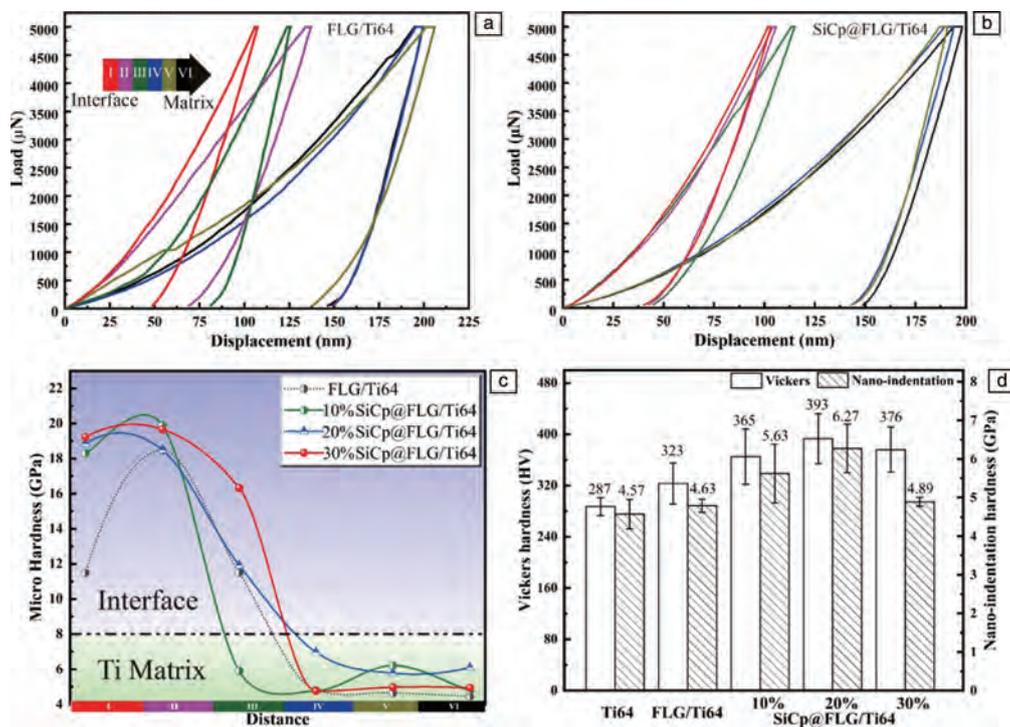


图 15 从界面到基体纳米压痕曲线^[53]：(a) FLG/Ti64 复合材料，(b) SiC_p-FLG/Ti64 复合材料；制备块体中界面到基体硬度 (c) 和基体硬度 (d)^[53]

Fig. 15 Nanoindentation curves of FLG/Ti64 composites (a) and SiC_p-FLG/Ti64 composites (b) from the interface to the matrix; hardness from the interface to the matrix (c) and matrix (d) of as-fabricated bulks^[53]

Liu 等^[54]通过 SPS 制备了 GNP_s/Ti 与 GNP_s-(TiB_w)/Ti 复合材料，拉伸曲线表明这 2 种复合材料具有优异的抗拉强度 (787 与 842 MPa) 及均匀延伸率 (9.4% 与 12.5%)，并利用微柱压缩解释了 2 种复合材料界面的强韧化机制。图 16a 给出了典型的微柱示意图，图 16b 为微柱压缩的载荷-深度曲线，变形后微柱的 SEM 照片如图 16c 和 16d 所示。对于 GNP_s-(TiB_w)/Ti 微柱，塑性变形可分为 2 个阶段：第一阶段为压缩时曲线表现出明显的应变硬化 ($0.2 \mu\text{m} < d < 0.6 \mu\text{m}$)，第二阶段是曲线呈现快速变形 ($0.6 \mu\text{m} < d < 1.0 \mu\text{m}$)。对于 GNP_s/Ti 微柱，在达到屈服点后立即发生早期剪切效应，随即剪切力穿过界面，导致断裂。相反，GNP_s-(TiB_w)/Ti 微柱并未表现出明显的剪切行为，图 16d 显示微柱表面存在明显的横向凸起和明显的变形带，这表明 GNP_s-(TiB_w)/Ti 微柱发生了剧烈塑性变形，同时伴有较高的界面剪切调节能力。对压缩后的微柱微观结构和界面特征进一步进行 TEM 表征，如图 16e 所示，可在变形后 GNP_s/Ti 微柱中的 TiC-Ti 界面中观察到位错堆积，TiC 晶粒内部产生微裂纹并继续扩展。对于 GNP_s-(TiB_w)/Ti 微柱，在界面区域附近也可以看到位错缠结和堆积，如图 16f 所示。但在压缩后的 GNP_s-(TiB_w)/Ti 微柱的 TiC 层中没有发现微裂纹，

可知 TiB_w 增强了 TiC 层的断裂韧性，从而大大提高了 GNP_s-TiC 的持久承载能力^[55]，这为设计高强韧石墨烯增强钛基复合材料提供了理论指导。

3.4 铜基复合材料

与镁合金、钛合金不同，石墨烯的种类对铜基复合材料影响较大。在铜基体上原位合成的 GNP_s 具有分散均匀、无团聚等优点，可以大幅提升复合材料界面强度。而将 RGO 作为增强相加入铜基复合材料中往往会形成不同的界面^[56, 57]。Zhang 等^[58]分别采用原位合成的 GNP_s 和 RGO 制备了铜基复合材料，发现在 RGO/Cu 复合材料中形成了 Cu/CuO_x/非晶碳/RGO 组成的有害过渡界面层，如图 17 所示。而原位合成的 GNP_s 由于具有更低的缺陷密度和氧含量，在界面处形成了 Cu—C—O 键并改善了界面结合强度，显著提高了复合材料的屈服强度和延伸率。

Guo 等^[59]发现在 GNP_s/Cu-Ag 复合材料中，纳米 Ag 沉淀相均匀地分布在 GNP_s 一侧的 Cu 基体中，如图 18 所示，由于 GNP_s 的阻碍作用和界面处空位的湮灭抑制了 Ag 元素的扩散。GNP_s 和 Cu-Ag 基体界面处结合紧密，具有良好的界面结合强度。通过 HRTEM 也可以观察到典型的石墨烯纳米片，证明 GNP_s 的结构在材料成型过程后并没有受到破坏，依旧保持较高的结构完整性。

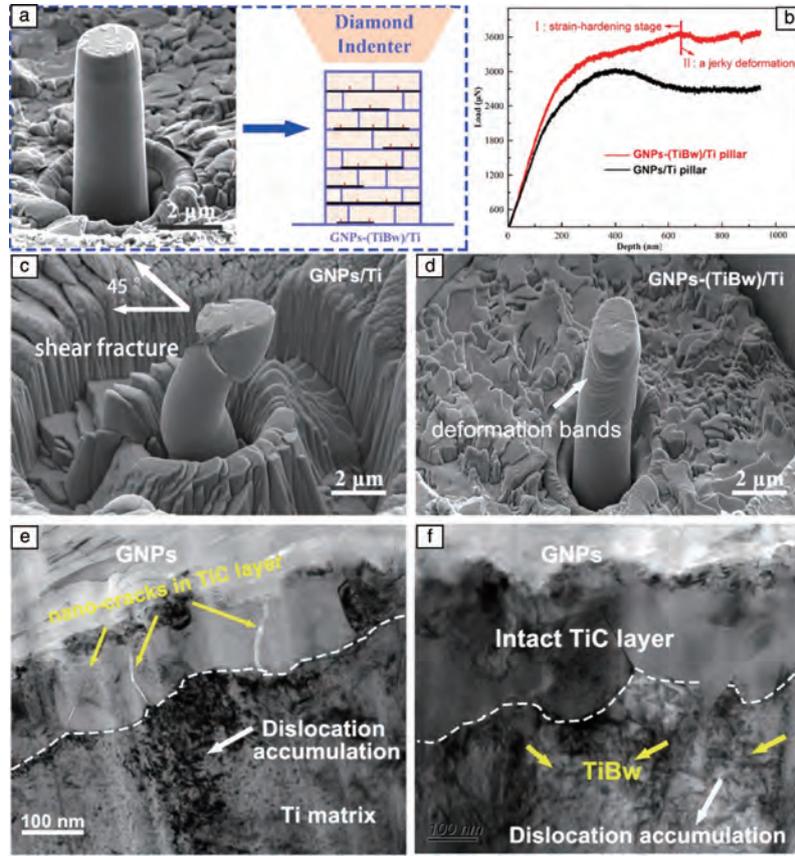


图 16 用于界面性质研究的 GNP_s-(TiB_w)/Ti 微柱 SEM 照片和示意图 (a), 微柱的压缩载荷-深度曲线 (b), GNP_s/Ti、GNP_s-(TiB_w)/Ti 微柱压缩后的 SEM (c, d) 和 TEM (e, f) 照片^[54]

Fig. 16 SEM image and schematic of GNP_s-(TiB_w)/Ti micro-pillar for interfacial property investigation (a), compressive load-depth curves of micro-pillars (b), SEM (c, d) and TEM (e, f) morphologies of post-compressed GNP_s/Ti and GNP_s-(TiB_w)/Ti micro-pillars^[54]

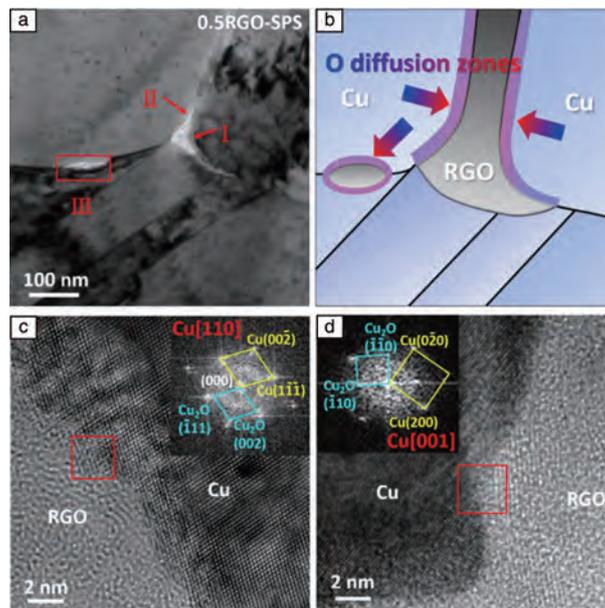


图 17 RGO/Cu 复合材料 TEM 照片 (a), 图 17a 中氧扩散区的位置示意图 (b), 图 17a 中区域 I 和 II 界面处的 HRTEM 照片 (c, d)^[58]

Fig. 17 TEM image of RGO/Cu composites (a), schematic of the location of the oxygen diffusion zones in fig. 17a (b), HRTEM images of the selected area I and II in fig. 17a (c, d)^[58]

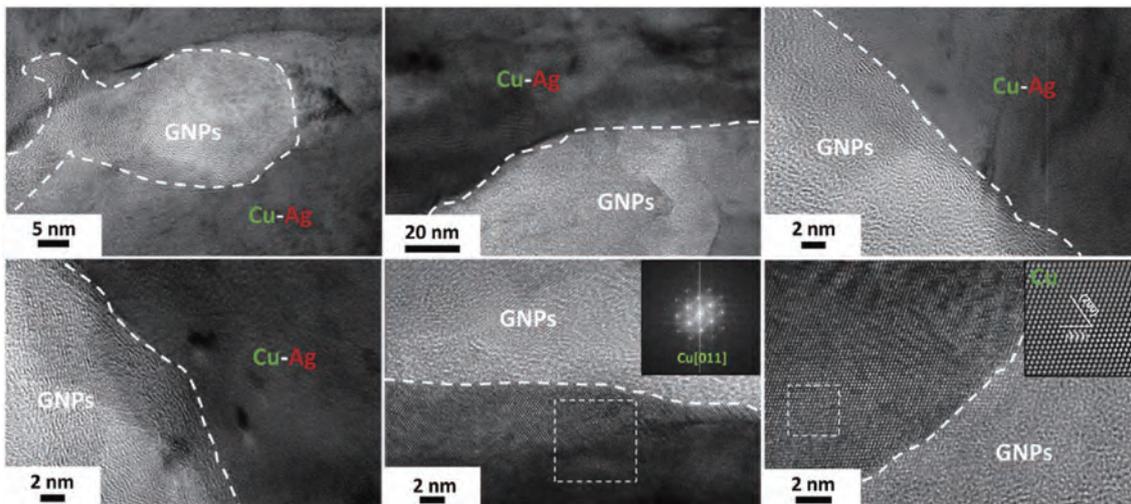


图 18 GNP/Cu-Ag 合金不同位置界面处的 HRTEM 照片^[59]

Fig. 18 HRTEM images of interfaces at different positions of GNP/Cu-Ag alloy^[59]

3.5 铁基复合材料

对于石墨烯增强铁基复合材料的研究及界面表征相对较少，Lin 等^[60]通过激光烧结制备了单层 GO 增强铁基复合材料，并对界面处进行了表征，结果如图 19a 所示。激光烧结后 GO 结构的完整性较好，且发现 Fe 基体

与 GO 间发生反应，在界面处原位自生渗碳体 (Fe₃C)，从而实现了良好的界面结合。XRD 结果表明在进行激光烧结后，出现渗碳体衍射峰 (图 19b)，这与 HRTEM 表征结果一致。对该复合材料显微硬度测试发现，其硬度有较大提升 (图 19c)，进一步证明了 GO 的强化效果。

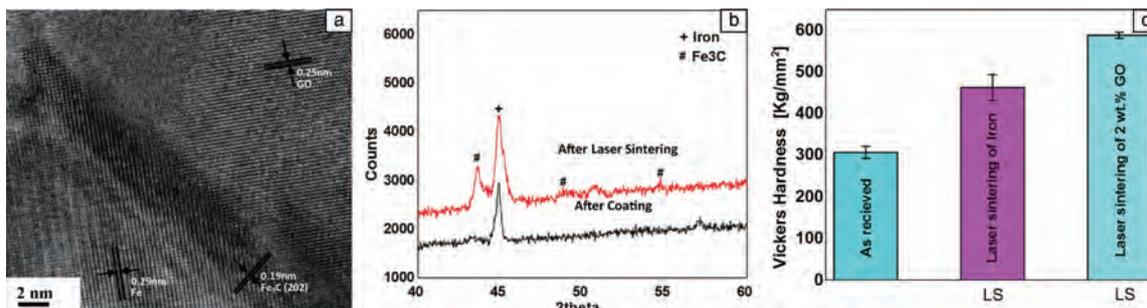


图 19 铁/氧化石墨烯复合材料界面 HRTEM 照片 (a)，涂覆涂层后与激光烧结后复合材料 XRD 图谱 (b) 和显微维氏硬度 (c)^[60]

Fig. 19 Iron/graphite oxide composite interface observed by HRTEM (a), XRD pattern (b) and micro-Vickers hardness (c) of the composite after coating and laser sintering^[60]

4 石墨烯增强金属基复合材料界面理论研究

目前人们针对石墨烯增强金属基复合材料的界面也开展了理论研究，结合第一性原理、分子动力学、有限元模拟等手段，从多尺度层面对复合材料界面进行深层次的机理解释，研究结果为设计开发高性能石墨烯增强金属基复合材料提供指导。本节对石墨烯增强金属基复合材料的界面理论研究结果进行了总结。

4.1 界面结合强度的理论计算

在金属基复合材料的强化机制中，除了常见的晶界强化、固溶强化、Orowan 强化等，最重要的强化机制之一为载荷强化，其计算公式如下^[61, 62]：

$$\Delta\sigma_{\text{load}} = \frac{1}{2}\sigma_{\text{int}}V_f(s+2) \quad (1)$$

其中， $\Delta\sigma_{\text{load}}$ 代表载荷强化所提供的强度， V_f 代表增强相的体积分数， s 代表增强体的长径比， σ_{int} 代表基体与增强相间的界面结合强度。界面结合强度将直接决定载荷强化在强化机制中的贡献情况，因此它对复合材料承载强化和材料力学性能有着至关重要的作用^[63]。而金属基复合材料的界面属于微观尺度，其界面结合强度在实验中难以计算与测量，这就给载荷强化机制定量计算带来了困难。第一性原理是一种基于量子力学的原理，通过计算原子核和电子之间相互作用的行为从而预测物质的材料力学、光学、磁学等性质^[64]。第一性原理计算可

以用来研究不同物质之间的相互作用,以及物质在不同条件下的反应,其结果精度高,在计算材料学中有着不可替代的作用^[64]。在金属基复合材料领域,利用第一性原理可以模拟材料的基本物性参数(如弹性模量、介电性能、光学性能等),也可以模拟第二相与金属基体之间的界面原子排布规律、界面结合强度、电荷分布规律等^[65, 66]。

Liu 等^[67]利用 CASTEP 软件对石墨烯/Al 以及 N, B 掺杂石墨烯/Al 复合材料的界面结合强度进行了研究,构建的模型如图 20 所示。为了更好地模拟石墨烯在金属基体中的实际情况,在进行几何优化后,构建了 Al(111)/Graphene/Al(111) 的界面模型,并根据不同 N 和 B 元素的掺杂比例进行了界面粘功(W_{ad})的计算,如图 21 所示。在第一性原理计算中, W_{ad} 在微观层次与界面结合强度存在正比关系。模拟结果发现,石墨烯中的原子掺杂和掺杂比例对石墨烯/Al(111)的 W_{ad} 有直接影响。Al(111)/掺杂石墨烯/Al(111)界面模型的 W_{ad} 远大于 Al(111)/石墨烯/Al(111)界面模型,进一步研究发现,Al(111)/掺杂石墨烯/Al(111)界面模型的 W_{ad} 随着掺杂比例的提高而增加,且在石墨烯中 N-B 原子共掺杂比在石墨烯中单一 N 原子或 B 原子掺杂对 W_{ad} 的改善效果更好。Al(111)/掺杂石墨烯/Al(111)界面结合强度明显高于 Al(111)/石墨烯/Al(111)界面,掺杂率为 4.08% 的 Al(111)/N-B 共掺杂石墨烯/Al(111)界面结合强度最高。上述计算结果表明,石墨烯中掺杂原子可使 Al(111)/石墨烯/Al(111)界面结合强度提高 10 倍以上。在相同掺杂比例下,石墨烯中 N-B 共掺杂的改善效果最好。Chen 等^[68]研究了缺陷石墨烯/铝的界面结合强度,

构建了石墨烯、单空位缺陷石墨烯(single vacancy graphene, SVG)、B 原子掺杂的单空位缺陷石墨烯(boron doped single vacancy graphene, BVG)、双空位缺陷石墨烯(double vacancy graphene, DVG)与铝之间的 4 种界面模型,并在进行几何优化后分别计算界面结合强度,如图 22 所示。计算结果表明,石墨烯/Al 的 W_{ad} 仅为 1.03 J/m²,界面结合强度较低。而 SVG/Al 界面显示出更好的界面稳定性, W_{ad} 为 5.62 J/m²,为 4 种模型中最高值;BVG/Al W_{ad} 为 5.12 J/m²,B 原子的掺杂抑制了 BVG/Al 界面中石墨烯与 Al 之间的相互作用。虽然界面结合强度较高,但 SVG 和 BVG 与 Al 所形成的界面在弛豫后因发生弯曲变形,将会显著降低复合材料的力学性能,如图 23 所示。而 DVG/Al 界面结合强度虽略有下降,但整体结构变形较小,同时保持良好的界面结合强度(W_{ad} 为 3.98 J/m²),这为设计高强度石墨烯增强铝基复合材料提出了理论指导。

4.2 界面微观结构对变形机制的影响

对于石墨烯增强金属基复合材料,实际的界面结构往往比较复杂,原子排列分布呈现非对称性,这就给进一步模拟石墨烯增强金属基复合材料原子尺度下的界面微观变形行为带来了困难。分子动力学是一种基于牛顿定律通过模拟微观分子和原子的运动来模拟宏观物质的行为的方法^[69]。分子动力学通常用于计算材料的力学、热力学和化学等物理性质,并可以用来模拟复杂的反应过程。与第一性原理相比,分子动力学更适合模拟金属基复合材料整体承载变形及界面微观行为和变形机制,因此有着广泛的发展前景^[70]。

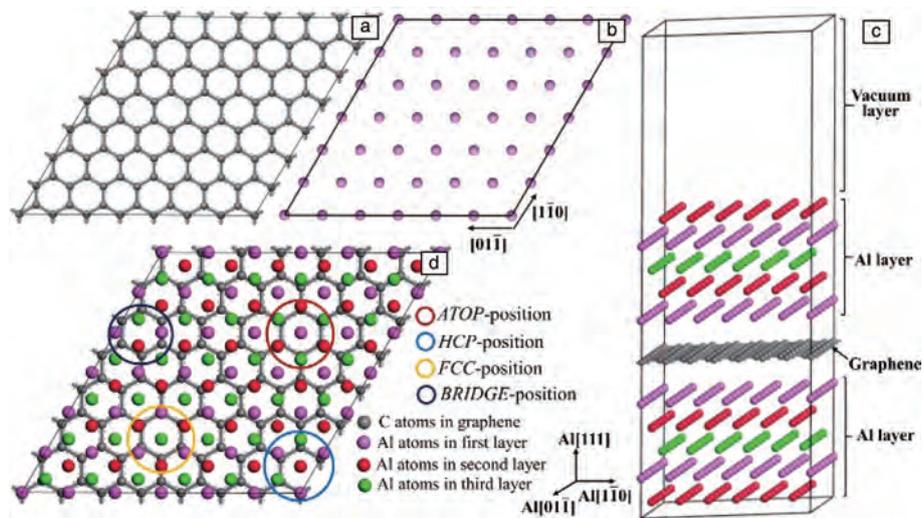


图 20 石墨烯晶胞的俯视图(a),单层 Al(111)表面的俯视图(b),Al(111)/石墨烯/Al(111)界面模型的侧视图(c)和俯视图(d)^[67]

Fig. 20 Top view of graphene unit cell (a), top view of single layer Al(111) surface slab (b), side view (c) and top view (d) of the Al(111)/graphene/Al(111) sandwich interface model^[67]

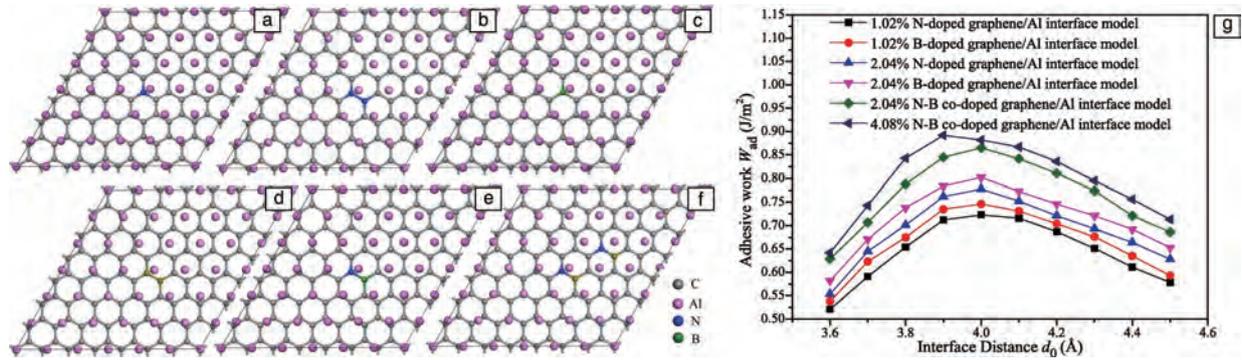


图 21 掺杂石墨烯/Al(111)界面模型的俯视图^[67]：(a) 掺杂率为 1.02% 的 N 元素掺杂石墨烯，(b) 掺杂率为 2.04% 的 N 元素掺杂石墨烯，(c) 掺杂率为 1.02% 的 B 元素掺杂石墨烯，(d) 掺杂率为 2.04% 的 B 掺杂石墨烯，(e) 掺杂率为 2.04% 的 N-B 邻位掺杂石墨烯，(f) 掺杂率为 4.08% 的 N-B 邻位掺杂石墨烯；Al(111)/掺杂石墨烯/Al(111)的界面粘功 (g)^[67]

Fig. 21 Top view of doped graphene/Al(111) interface model^[67]：(a) N-doped graphene with the doping ratio of 1.02%，(b) N-doped graphene with the doping ratio of 2.04%，(c) B-doped graphene with the doping ratio of 1.02%，(d) B-doped graphene with the doping ratio of 2.04%，(e) N-B co-doped graphene with N-B ortho position and doping ratio of 2.04%，(f) N-B co-doped graphene with N-B ortho position and doping ratio of 4.08%；work of adhesion (W_{ad}) of Al(111)/doped graphene/Al(111) (g)^[67]

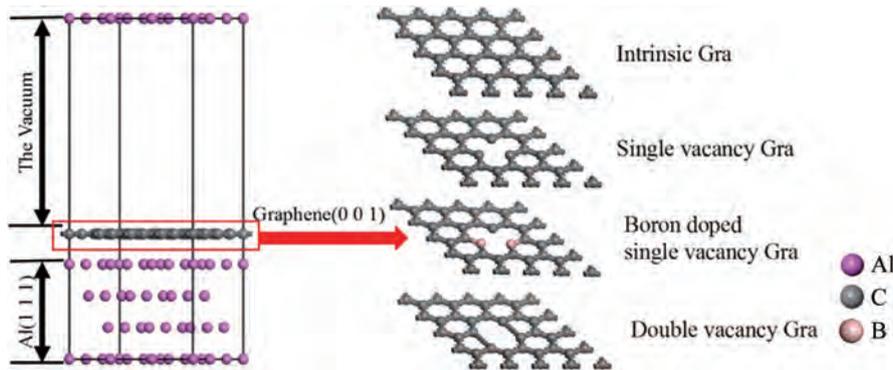


图 22 石墨烯与铝的界面及缺陷石墨烯结构示意图^[68]

Fig. 22 Schematic diagram of the interface between graphene and aluminum and defective graphene structure^[68]

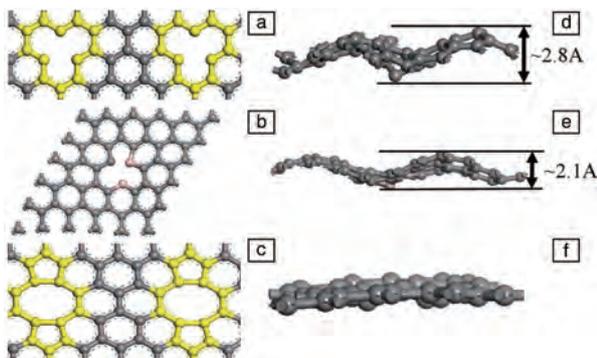


图 23 缺陷石墨烯的结构示意图 (a~c) 及对应结构优化后的空间模型 (d~f)^[68]：(a, d) 单空位缺陷石墨烯 (SVG)，(b, e) B 原子掺杂的单空位缺陷石墨烯 (BVG)，(c, f) 双空位缺陷石墨烯

Fig. 23 Schematics several defective graphene structures (a~c) and corresponding structures of graphene layers after structure relaxation (d~f)^[68]：(a, d) single vacancy graphene (SVG)，(b, e) boron doped single vacancy graphene (BVG)，(c, f) double vacancy graphene (DVG)

Peng 等^[71]通过分子动力学模拟了 Cu/石墨烯界面结构对 Cu/石墨烯层状复合材料初始位错成核行为的影响，所建立的模型如图 24 所示。基于汤普逊四面体几何分析、失配位错分析及过剩势能分析，进一步研究了界面结构的特征，通过分子动力学模拟出了 4 种可能类型的堆垛结构、界面失配位错和界面能量分布，如图 25 所示。研究发现，当石墨烯层旋转后，由于界面上 Cu 与石墨烯结构的不匹配，导致单位六边形区域变小。界面形态的演化为位错的初始形核提供了非 Schmid 因子，从而导致位错更倾向于在势能较高区域形核。此外，石墨烯层的旋转可以改变 Cu/石墨烯界面上原子的不匹配，从而改变界面结构，进一步影响位错的成核条件，包括位置、形貌甚至滑移体系。

4.3 界面微观结构与宏观性能的相关性

如何将界面微观组织与宏观整体性能进行联系，进行合理化预测，是石墨烯增强金属基复合材料研究的一大难题。有限元法作为最常用的数值模拟分析技

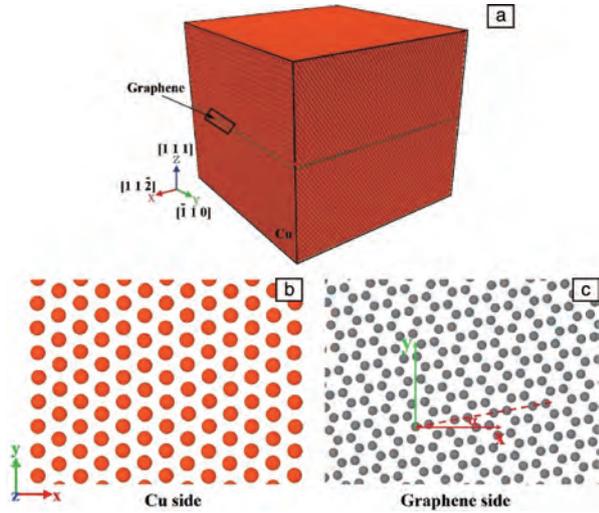


图 24 Cu/石墨烯界面初始仿真模型(a), Cu/石墨烯界面 Cu (b) 与石墨烯(c)原子分布的俯视图^[71]

Fig. 24 Initial simulation model of Cu/graphene interface (a), top view of Cu side (b) and graphene side (c) of the Cu/graphene interface model^[71]

术, 通过将求解区域分解成众多小的子单元, 每个子单元在节点处连接。并进行数值求解, 通过数学微分方程及边界约束条件, 得到每个节点处的物理解, 进一步研究并解决位移场、应力场、电磁场、温度场等领域的问题, 给出精确解^[72, 73]。与第一性原理及分子动力学不同, 有限元法可在工程中模拟整体变形、损伤及断裂行为, 从而对材料界面行为、塑性变形及损伤机制进行微观机理解释。有限元法将为石墨烯增强金属基复合材料界面行为分析提供帮助, 可以用于研究和预测复合材料及界面间的力学性能, 进一步模拟界面处在力学性能测试中的损伤断裂行为, 从而在微观上阐释机理^[74]。

Liu 等^[75]利用晶体塑性有限元法及内聚力模型, 从微观层面模拟并解释了拉伸实验过程中石墨烯/Al 界面的损伤机制, 并对界面失效行为进行分析。从图 26 可以看出, 纯铝在晶界处容易发生损伤开裂, 相比之下, 石墨烯增强铝基复合材料在石墨烯/Al 界面处容易开裂。

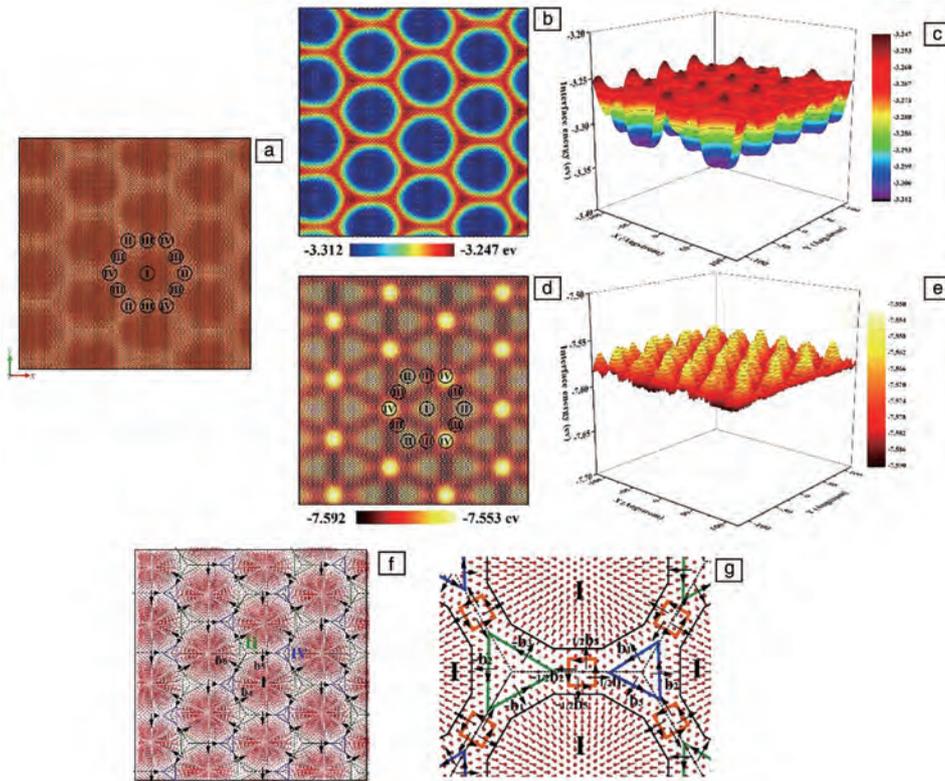


图 25 从顶部(a)、Cu 侧(b, c)和石墨烯侧(d, e)观察 Cu/石墨烯界面 $\alpha=0$ 的原子结构; 弛豫后界面的铜原子错配矢量图, 虚线表示错配位错线, 黑色箭头表示 Burgers 矢量(f); I、II、III 和 IV 结构周围详细错配位错结构和 Burgers 矢量图, 绿色和蓝色三角形为位错节点, 绿色三角形表示结构 II, 橙色正方形表示结构 III, 蓝色三角形表示结构 IV (g)^[71]

Fig. 25 Atomic structures of relaxed Cu/graphene interface $\alpha=0$ viewed from top (a), Cu side (b, c) and graphene side (d, e), interfacial patterns colored with excess potential energy; disregistry vector plots of Cu atoms for relaxed interface, dotted lines indicate the misfit dislocation lines and black arrows depict the Burgers vectors (f); detailed misfit dislocation structures with Burgers vectors of disregistry vector plots show structures around I, II, III and IV, green and blue triangles are dislocation nodes, green triangles indicate structure II, orange squares indicate structure III, blue triangles indicate structure IV (g)^[71]

此外，当石墨烯在基体中所处位置方向与拉伸方向形成的夹角越大，石墨烯/Al 界面越容易损伤开裂。随着拉伸变形程度增加，界面附近的 Al 基体中萌生微裂纹，随后裂纹在石墨烯末端附近的晶粒内进行扩展，这与纯铝的断裂行为相反。同时，随着复合材料中石墨烯含量的

进一步增加，多个晶界与石墨烯/Al 界面同时相交的位置最容易开裂，如图 26c 所示，这表明微裂纹只能沿着石墨烯/Al 界面进行扩展。有限元模拟结果表明，石墨烯的存在可以阻碍铝基体中微裂纹扩展，并有效降低了铝基体晶界损伤和开裂的可能性。

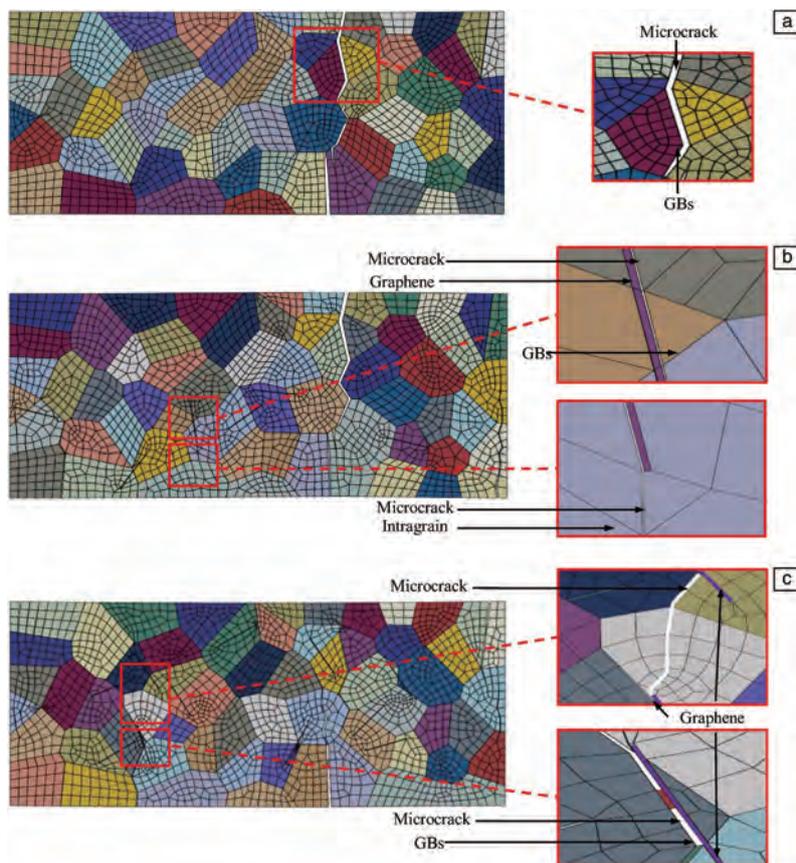


图 26 拉伸过程中不同质量分数的石墨烯裂纹扩展损伤分布^[75]: (a)0%, (b)0.06%, (c)0.12%

Fig. 26 Damage distribution in crack stable propagation stage for various graphene weight fractions^[75]: (a) pure Al, (b) 0.06%, (c) 0.12%

5 结 语

作为新兴的高强度纳米增强体，石墨烯展现出独特的优势，并在金属基复合材料领域得到广泛应用。而界面作为石墨烯与基体连接的“纽带”，是应力传递的重要桥梁，界面的结构与性能将直接影响金属基复合材料的整体性能。现有研究已经表明石墨烯在界面处起到至关重要的作用，直接影响复合材料的力学性能。后续当从如下方面对界面展开研究：

(1) 控制石墨烯与金属基体间的界面反应。后续研究应当从热力学与动力学角度研究石墨烯与金属基体间可能发生的化学反应及对应的反应产物(如 Al_4C_3 、TiC、 Fe_3C 等)，从而合理调控合金成分及制备工艺，进一步优化石墨烯/金属基复合材料界面设计。

(2) 将多尺度实验与模拟相结合对界面结构与性能

进行深入研究，实现石墨烯增强金属基复合材料结构/功能一体化。鉴于石墨烯为二维材料且具有优异的电学、力学、热学和光学等特性，可从微观-宏观层面进行研究，进一步完善石墨烯-金属基复合材料界面理论，对界面结合强度、界面区位错、界面应力传递行为及界面断裂机制进行微观模拟及宏观实验分析，促进金属基复合材料在结构材料及功能材料领域内的广泛应用。

(3) 探究热/力耦合、动态载荷作用下石墨烯增强金属基复合材料的界面演化及其演化对材料力学行为的影响。目前的界面研究大多数在室温下开展，而对高温疲劳/蠕变等极端实验条件下的界面演化研究较少，后续研究亟需阐明高温下界面结合及失效机制，从而保证金属基复合材料界面长时间在高温服役条件下的稳定性，为制备出高强耐热石墨烯增强金属基复合材料奠定基础。

参考文献 References

- [1] 王燕, 朱晓林, 朱宇宏, 等. 中国标准化[J], 2013(5): 33-37+47.
WANG Y, ZHU X L, ZHU H Y, *et al.* China Standardization[J], 2013(5): 33-37+47.
- [2] 李赞, 张获. 中国材料进展[J], 2023, 42(8): 605-613.
LI Z, ZHANG D. Materials China[J], 2023, 42(8): 605-613.
- [3] JI C, HU J, SADIGHI M, *et al.* Composites Science and Technology[J], 2023, 232: 109871.
- [4] ZHANG W, MA X, DING D. Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 727: 375-381.
- [5] ZHU S Z, WANG D, XIAO B L, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2023, 865: 144637.
- [6] MA G, YU C, TANG B, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2020, 35: 101323.
- [7] YU C, LIU X, LI Y, *et al.* International Journal of Mechanical Sciences[J], 2021, 205: 106595.
- [8] GAO M, SONG X, WANG C, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2022, 848: 143300.
- [9] GAO M, GUO E, CHEN Z, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 22: 3146-3155.
- [10] KHANNA V, KUMAR V, BANSAL S A. Materials Research Bulletin[J], 2021, 138: 111224.
- [11] FU X, TAN Z, MA Z, *et al.* Composites Part B: Engineering[J], 2021, 225: 109271.
- [12] NOVOSELOV K S, GEIM A K, MOROZOV S V, *et al.* Science[J], 2004, 306(5696): 666-669.
- [13] 王旭东, 周辉, 孙鹏, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(1): 81-86.
WANG X D, ZHOU H, SUN P, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(1): 81-86.
- [14] 曹宇臣, 郭鸣明. 石油化工[J], 2016, 45(10): 1149-1159.
CAO Y C, GUO M M. Petrochemical Technology[J], 2016, 45(10): 1149-1159.
- [15] 匡达, 胡文彬. 无机材料学报[J], 2013, 28(3): 235-246.
KUANG D, HU W B. Journal of Inorganic Materials[J], 2013, 28(3): 235-246.
- [16] GEIM A K, NOVOSELOV K S. Nature Materials[J], 2007, 6(3): 183-191.
- [17] LAVA K P, LOMBARDI A, BYCZYNSKI G, *et al.* Progress in Materials Science[J], 2022, 128: 100948.
- [18] YU J, ZHAO Q, HUANG S, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 873: 159764.
- [19] WANG P, SHEN J, CHEN T, *et al.* Journal of Magnesium and Alloys[J], 2022, 10(11): 3113-3132.
- [20] 汤鑫, 张杰, 马天宝. 中国表面工程[J], 2022, 35(3): 16-30.
TANG X, ZHANG J, MA T B. China Surface Engineering[J], 2022, 35(3): 16-30.
- [21] 蒋宇乾, 张翔, 赵乃勤, 等. 中国材料进展[J], 2023, 42(12): 959-973.
JIANG Y Q, ZHANG X, ZHAO N Q, *et al.* Materials China[J], 2023, 42(12): 959-973.
- [22] OH S I, LIM J Y, KIM Y C, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2012, 542: 111-117.
- [23] LIU G, ZHAO N, SHI C, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2017, 699: 185-193.
- [24] ZHOU W, BANG S, KURITA H, *et al.* Carbon[J], 2016, 96: 919-928.
- [25] ZHOU W, YAMAGUCHI T, KIKUCHI K, *et al.* Acta Materialia[J], 2017, 125: 369-376.
- [26] 张泽文, 潘永智, 张天一, 等. 宇航材料工艺[J], 2022, 52(3): 1-11.
ZHANG Z W, PAN Y Z, ZHANG T Y, *et al.* Aerospace Materials & Technology[J], 2022, 52(3): 1-11.
- [27] GUO Q, HAN Y, ZHANG D. Nano Materials Science[J], 2020, 2(1): 66-71.
- [28] 黄朴, 韦德满, 陈孝阳, 等. 铸造技术[J], 2018, 39(8): 1865-1871.
HUANG P, WEI D M, CHEN X Y, *et al.* Foundry Technology[J], 2018, 39(8): 1865-1871.
- [29] LI M, ZHANG Z, GAO H, *et al.* Materials Characterization[J], 2020, 159: 110018.
- [30] TENG H, JIANG Y, TAN Z, *et al.* Materials Today Communications[J], 2022, 33: 104240.
- [31] ZHAO Z Y, ZHAO W J, BAI P K, *et al.* Materials Letters[J], 2019, 255: 126559.
- [32] JIANG Y, TAN Z, FAN G, *et al.* Carbon[J], 2020, 161: 17-24.
- [33] ZHOU W, MIKULOVA P, FAN Y, *et al.* Composites Part B: Engineering[J], 2019, 167: 93-99.
- [34] ZHANG H, XU C, XIAO W, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 658: 8-15.
- [35] RASHAD M, PAN F, YU Z, *et al.* Progress in Natural Science: Materials International[J], 2015, 25(5): 460-470.
- [36] LI G, XIONG B. Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 697: 31-36.
- [37] BARTOLUCCI S F, PARAS J, RAFIEE M A, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2011, 528(27): 7933-7937.
- [38] ALAM S N, KUMAR L. Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 667: 16-32.
- [39] TIWARI J K, MANDAL A, SATHISH N, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2020, 33: 101095.
- [40] HU Z R, CHEN F, XU J L, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 746: 269-276.
- [41] FENG S W, GUO Q, LI Z, *et al.* Acta Materialia[J], 2017, 125: 98-108.
- [42] 熊京鹏, 刘勇. 材料工程[J], 2023, 51(1): 1-15.
XIONG J P, LIU Y. Journal of Materials Engineering[J], 2023, 51

- (1): 1–15.
- [43] YUAN Q H, ZHOU G H, LIAO L, *et al.* Carbon[J], 2018, 127: 177–186.
- [44] ZHAO Z, ZHAO R, BAI P, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2022, 902: 163484.
- [45] SHUAI C J, WANG B, BIN S Z, *et al.* Materials & Design[J], 2020, 191: 108612.
- [46] 万召梅, 李九霄, 侯书洛, 等. 上海工程技术大学学报[J], 2021, 35(1): 33–36+42.
WAN Z M, LI J X, HOU S L, *et al.* Journal of Shanghai University of Engineering Science[J], 2021, 35(1): 33–36+42.
- [47] FU W, HU S P, SONG X G, *et al.* Carbon [J], 2017, 121: 536–543.
- [48] 王娟, 张法明, 商彩云, 等. 复合材料学报[J], 2020, 37(12): 3137–3148.
WANG J, ZHANG F M, SHANG C Y, *et al.* Acta Materiae Compositae Sinica[J], 2020, 37(12): 3137–3148.
- [49] DONG L L, LU J W, FU Y Q, *et al.* Carbon [J], 2020, 164: 272–286.
- [50] YAN Q, CHEN B, LI J S. Carbon[J], 2021, 174: 451–462.
- [51] LI W, LI M, LIU J, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 743: 217–222.
- [52] HWANG J, YOON T, JIN S H, *et al.* Advanced Materials[J], 2013, 25(46): 6724–6729.
- [53] YAN Q, CHEN B, YE W, *et al.* ACS Applied Materials & Interfaces [J], 2022, 14(23): 27118–27129.
- [54] LIU L, LI Y K, ZHANG H M, *et al.* Composites Part A: Applied Science and Manufacturing[J], 2022, 156: 106892.
- [55] LIU L, LI Y K, ZHANG H M, *et al.* Composites Part B: Engineering [J], 2022, 247: 110237.
- [56] 陈春姣, 包宏伟, 李燕, 等. 复合材料学报[J], 2023, 40(3): 1248–1262.
CHEN C J, BAO H W, LI Y, *et al.* Acta Materiae Compositae Sinica [J], 2023, 40(3): 1248–1262.
- [57] YANG Z, WANG L, LI J, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 820: 141579.
- [58] ZHANG X, SHI C, LIU E, *et al.* ACS Applied Materials & Interfaces [J], 2018, 10(43): 37586–37601.
- [59] GUO S, ZHANG X, SHI C, *et al.* Carbon[J], 2022, 198: 207–218.
- [60] LIN D, RICHARD L C, CHENG G J. Acta Materialia[J], 2014, 80: 183–193.
- [61] NARDONE V C, PREWO K M. Scripta Metallurgica[J], 1986, 20 (1): 43–48.
- [62] FERNÁNDEZ R, GONZÁLEZ-DONCEL G T. Acta Materialia [J], 2008, 56(11): 2549–2562.
- [63] CHU K, WANG F, LI Y B, *et al.* Carbon[J], 2018, 133: 127–139.
- [64] 戴洪尚. 超高硅铝合金中硅相的细化与界面性质研究[D]. 济南: 山东大学, 2009.
DAI H S. Study on the Grain Refinement of Si Phase and the Interfacial Characteristics in Si-High Al Alloys[D]. Jinan: Shandong University, 2009.
- [65] 黎勇, 严积珺, 付绒, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(7): 2404–2414.
LI Y, YAN J J, FU R, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering [J], 2023, 52(7): 2404–2414.
- [66] STERNE P A, KAISER J H. Physical Review B[J], 1991, 43(17): 13892–13898.
- [67] LIU P, XIE J, WANG A, *et al.* Applied Surface Science[J], 2020, 517: 146040.
- [68] CHEN Y, LIU Y, ZHOU F, *et al.* Computational Materials Science [J], 2021, 188: 110157.
- [69] ABRAHAM F F, RUDGE W E. Physical Review Letters[J], 1989, 62 (15): 1757–1759.
- [70] 文玉华, 朱如曾, 周富信, 等. 力学进展[J], 2003(1): 65–73.
WEN Y H, ZHU R Z, ZHOU F X, *et al.* Advances in Mechanics [J], 2003(1): 65–73.
- [71] PENG W, SUN K. Materialia[J], 2021, 18: 101131.
- [72] WHITE S R, WILKINS J W. Physical Review B[J], 1989, 39 (9): 5819–5833.
- [73] 陈锡栋, 杨婕, 赵晓栋, 等. 中国制造业信息化[J], 2010, 39 (11): 6–8+12.
CHEN X D, YANG J, ZHAO X D, *et al.* Machine Design and Manufacturing Engineering[J], 2010, 39(11): 6–8+12.
- [74] QIU C H, SU Y H, YANG J Y, *et al.* Composites Part C: Open Access[J], 2021, 4: 100120.
- [75] LIU L Y, YANG Q S, LIU X, *et al.* Composite Structures[J], 2021, 267: 113863.

(编辑 费蒙飞)