引用格式：区炳显，卢立新，陈辉，等.选区激光熔化成形石墨烯/TC11复合材料的组织与性能[J].材料工程，2026，54(1)：127-138.
OU Bingxian，LU Lixin，CHEN Hui，et al.Microstructure and properties of graphene/TC11 composites fabricated by selective laser melting[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(1)：127-138.

选区激光熔化成形石墨烯/TC11复合材料的组织与性能

区炳显[1,2]，卢立新[1,3,4]，陈 辉[6]，蔡 彬[1]，孟祥伟[1]，
闫俊霞[1,3,4,5*]，张 建[1,4]，陈昱林[1]

（1 江南大学 机械工程学院，江苏 无锡 214122；2 江苏省特种设备安全监督检验研究院 国家石墨烯产品质量检验检测中心，江苏 无锡 214174；3 江南大学 江苏省微纳增减材制造工程研究中心，江苏 无锡 214122；4 江南大学 江苏省食品先进制造装备技术重点实验室，江苏 无锡 214122；5 中国科学院高能物理研究所，北京 100049；6 中国矿业大学 材料与物理学院，江苏 徐州 221116）

摘要：选区激光熔化（selective laser melting，SLM）作为一种增材制造技术可自由成形高复杂度金属零件。采用SLM制备了不同石墨烯纳米片（GNPs）含量的GNPs/TC11复合材料，探究了石墨烯含量对SLM成形TC11钛合金微观形貌和物理性能的影响。显微组织表征结果表明，石墨烯作为碳元素固溶到TC11基体，引发固溶强化效果，促进α相组织细化，并造成不同程度的元素偏聚，引发位错钉扎效应，阻碍形变位错滑移。物理性能测试结果表明，加入石墨烯后，GNPs/TC11复合材料显微硬度与强度提升显著，而TC11磨痕形状由“U”形转变为“W”形，磨痕尺寸与摩擦因数有所降低。当载荷为50 N时，表面粗糙度下降达43%，而当载荷上升至100 N，表面粗糙度降低幅度达14%。此外，其磨损机理在50 N载荷时由黏着磨损向磨粒磨损转变，期间鳞剥层现象减少，这表明向TC11中添加GNPs可一定程度提升TC11钛合金力学性能与耐磨性能。

关键词：选区激光熔化；石墨烯；GNPs/TC11复合材料；微观形貌；物理性能
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000199 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000199
中图分类号：TG146.2；TB33 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)01-0127-12

Microstructure and properties of graphene/TC11 composites fabricated by selective laser melting

OU Bingxian[1,2]，LU Lixin[1,3,4]，CHEN Hui[6]，CAI Bin[1]，MENG Xiangwei[1]，
YAN Junxia[1,3,4,5*]，ZHANG Jian[1,4]，CHEN Yulin[1]

（1 School of Mechanical Engineering，Jiangnan University，Wuxi 214122，Jiangsu，China；2 National Graphene Products Quality Inspection and Testing Center，Special Equipment Safety Supervision Inspection Institute of Jiangsu Province，Wuxi 214174，Jiangsu，China；3 Jiangsu Province Engineering Research Center of Micro-Nano Additive and Subtractive Manufacturing，Jiangnan University，Wuxi 214122，Jiangsu，China；4 Jiangsu Key Laboratory of Advanced Food Manufacturing Equipment and Technology，Jiangnan University，Wuxi 214122，Jiangsu，China；5 Institute of High Energy Physics，Chinese Academy of Sciences，Beijing 100049，China；6 School of Materials and Physics，China University of Mining and Technology，Xuzhou 221116，Jiangsu，China）

Abstract：Selective laser melting (SLM)，as an additive manufacturing technology，can freely form high complexity metal parts. With different graphene nanoplatelets (GNPs) contents，GNPs/TC11 composites are prepared by SLM，and the effect of graphene content on the microstructure and physical properties of TC11 alloy formed by SLM is investigated. The microstructure indicates that graphene，as a carbon element，can dissolve into the TC11 matrix，resulting in a solution strengthening effect，and improve the

heterogeneous nucleation rate of TC11 alloy that can promote phase α refinement. In addition, different degrees of element segregation are caused by graphene, triggering dislocation pinning effects and hindering deformation dislocation slip. The physical performance results show that the microhardness and strength of GNPs/TC11 composites are improved significantly, while the shape of TC11 wear marks transitions from U-shaped to W-shaped, and the size of wear marks and friction coefficient are reduced. When the load is 50 N, the surface roughness decreases by 43%, while when the load increases to 100 N, the surface roughness decreases by 14%. Additionally, its wear mechanism changes from adhesive wear to abrasive wear under 50 N load, during which the phenomenon of scale peeling is reduced. This indicates that adding GNPs to TC11 can improve its mechanical properties and wear resistance to a certain extent.

Key words: selective laser melting; graphene; GNPs/TC11 composites; microstructure; physical property

TC11（Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si）是典型的（α+β）型双相热强钛合金，在500 ℃以下具有优异的综合性能，广泛应用于航空发动机压气机、燃气涡轮以及飞机结构件等关键部分[1-2]。与传统成形工艺相比，增材制造钛合金工艺具有成本更低、精度更高、设计和生产周期短等优势[3]。随着工业的发展，普通金属性能的局限性制约了其工业应用，导致对高性能合金的需求不断增加，而颗粒增强复合材料应运而生。Attar等[4]通过对SLM制造参数的优化调整，获得了几乎完全致密（>99.5%）的TiB/Ti复合材料，研究了不同激光功率和扫描速度对SLM样品的影响，并发现提高激光功率至180 W可以增加致密度（99.5%），但进一步提高至185 W则会降低致密度。此外，由于TiB2的熔化温度（3225 ℃）显著高于CP-Ti（1670 ℃）[5]，因此更高的能量密度（>120 J/mm^3）会导致样品的孔隙率增加。

石墨烯作为一种性能优异的新型二维碳材料，具有高比表面积、高纵横比、良好的力学、热学和电学性能[6-7]，在化学、汽车工业和生物医学等领域内广泛应用[8]。为了获得高性能石墨烯增强金属基复合材料，进行了许多研究。Zhang等[9]通过选区激光熔化研究了AlSi10Mg、AlSi10Mg-0.3%（质量分数，下同）和AlSi10Mg-0.6%石墨烯与氧化锆双相增强铝基复合材料，发现晶粒尺寸明显减小，双增强相与基体均紧密结合并形成良好的界面键，没有孔隙和缺陷。

目前，通过粉末冶金与增材制造等方法，石墨烯已成功与铜基合金、铝基合金、钛基合金结合制备复合材料。张一凡等[10]利用粉末冶金制备了石墨烯/铜基复合材料，研究表明：石墨烯会增加基体孔隙率，0.8%石墨烯铜基复合材料晶粒尺寸最小，屈服强度和抗压强度达到最大值，分别为80.79 MPa和332.88 MPa。杨欣盛[11]通过热特性模拟分析发现，石墨烯纳米片长径比与复合材料的热导率呈线性关系，但当长径比超过80之后，热导率变化不再明显。Wu等[12]为改善铝合金的耐磨性将石墨烯纳米片（graphene nanoplatelets，GNPs）作为增强相，石墨烯在SLM成形GNPs/AlSi10Mg复合材料中均匀分布，显著提升了位错密度与材料强度和耐磨性。Li等[13]研究了Inconel 625/Ni-Gr复合材料的微观结构与力学性能演变，发现Gr的加入可以减小晶粒尺寸进而促进耐腐蚀性。结果表明，化学镀镍、球磨和SLM的结合为提高Inconel 625所需的力学性能、耐磨性和腐蚀性能提供了有效的途径。Bastwros等[14]通过半固态烧结制备1.0%石墨烯/Al6061复合材料，获得的样品相较纯铝材料有效提高了抗弯强度。邹君玉[15]对挤压后的复合材料进行了导电性能测试，结果表明，挤压过程提高了材料的致密度，相对于纯铝材料，电导率有所提高。导热性能与石墨烯的层数有关，如果石墨烯层出现聚集，导热性能可能会随着石墨烯含量的增加而下降。Goyal等[16]研究了一种含有石墨烯-金属颗粒混合填料的导电热界面材料的制备及其热性质。当石墨烯的添加量为5%（体积分数）时，所得的复合材料在300～400 K温度范围内的热导率提高了约500%。此外，石墨烯还能通过提高复合材料的硬度来提高其耐磨性。石墨烯的自润滑作用可以降低金属基复合材料的摩擦因数和磨损率。Topsakal等[17]研究了将石墨烯用作耐腐蚀涂层的潜力；即使在氧气环境中，暴露在气体压力为10^{-8} MPa的条件下，石墨烯仍然能够为金属基底提供出色的保护性能。因此，石墨烯作为钛合金的理想增强相具有广泛的应用前景。

本工作通过在TC11合金粉末中加入石墨烯纳米片增强相，利用选区激光熔化成形致密且性能良好的GNPs/TC11复合材料，系统研究了GNPs/TC11复合材料制备过程中发生的相组成、显微组织、力学性能与摩擦磨损性能的演变趋势，为高性能SLM成形试样的批量化生产提供理论和实验基础。

1　实验材料与方法

1.1　实验材料

实验所选用的原材料为苏州迈升特科技有限公司生产的α-β马氏体钛合金(简称TC11)粉末,粒径为15～53 μm。TC11作为一种典型的α-β双相钛合金,表面形貌呈球形状,球形度大于95%,因此,粉末具有较高的流动性。石墨烯纳米微片(GNPs)由厦门凯纳石墨烯技术股份有限公司提供,通过机械剥离法制备,其XRD图谱如图1所示。

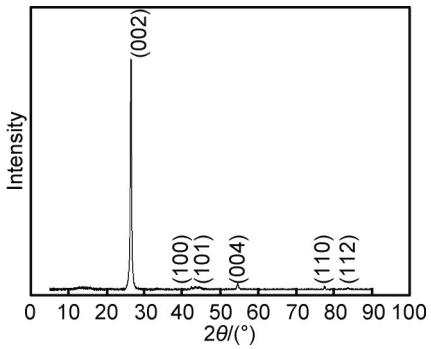


图1　石墨烯XRD图谱

Fig.1　XRD pattern of graphene

1.2　成形方法

实验采用球磨转速为300 r/min、球磨时间为90 min的参数对石墨烯粉末与TC11金属粉末样品进行混合,并分成0%、0.1%、0.2 %、0.3%三组。将4种不同石墨烯含量的复合粉末以最优SLM成形参数(激光功率为290 W、扫描速度为1200 mm/s、扫面间距为0.09 mm)进行打印。扫描策略采用Hatching扫描模式,这种扫描模式下相邻两层的激光扫描方向呈67°夹角,这样能够使相邻层的激光扫描矢量降至最小,从而提高成形件的致密度。SLM实验采用西安铂力特增材技术股份有限公司自主研发的BLT-S200设备。图2为SLM成形过程示意图。4种不同石墨烯含量的成形样品为一组,共成形两组实验样品用于形貌表征与性能测试。

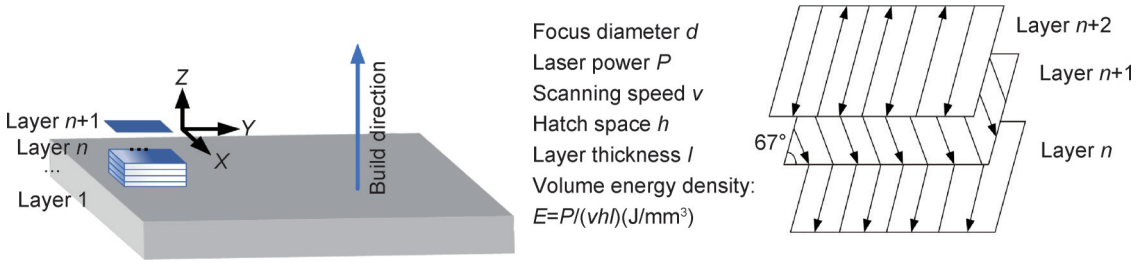


图2　SLM成形过程与激光扫描策略

Fig.2　Schematic diagram of processing

1.3　组织与性能表征

采用BRUKER D8 ADVANCE设备采集样品XRD衍射信息以及相组织,采用型号为FEI VERIOS 460扫描电子显微镜观察试样的显微形貌。TEM制样方法,先在扫描电镜下观察寻找合适的石墨烯片层,在选定的石墨烯上方镀一层Pt进行保护,随后利用FIB将该区域提取出来并减薄,在型号为JEM-F200的透射电镜(工作电压为200 kV)观察GNPs/TC11复合材料的组织形貌。显微维氏硬度实验原理是以压痕单位面积上所承受的载荷来计算硬度值。选用威尔逊显微硬度仪(VH1202)测量试样的显微硬度,测量前将测试表面磨抛至镜面,然后将压头移至测试面施加4.9 N压力,时长为15 s。采用型号为W9W-50万能拉伸机进行拉伸实验,获得材料的拉伸性能参数。采用型号为M-2000A的多功能摩擦磨损实验仪测试摩擦磨损性能。通过滑动磨损过程中不同时间瞬时摩擦力矩计算摩擦因数,获得摩擦因数随时间变化曲线。磨损试样的加工与测试均按照GB/T 12444—2106标准实施,上试样为10 mm×10 mm×19 mm长方体状的GNPs/TC11复合材料,下试样为内径16 mm、外径50 mm的316 L不锈钢摩擦副圆环。在实验过程中,每个实验条件分别进行三组实验,以三次结果的平均值作为最终磨损量,并利用原子力显微镜对磨痕表面进行观察。

表1　磨损测试参数

Table 1　Test parameters of friction-wear

Friction form	Normal load/N	Sliding speed/(r·min^{-1})	experimental time/mm	Surface roughness/μm
Dry friction	50,100	200	20	0.06-0.08

2　结果与分析

2.1　显微组织

图3为四种复合材料界面的XRD图像。这些复合材料的主要物相为六方结构α-Ti以及微量立方结

构β-Ti(红色标记)。四组图中α-Ti的最强衍射峰约为41.02°,对应于PDF卡89-5009晶面(101)的标准峰位(40.25°)。38.5°衍射峰对应于(002)晶面,53.8°衍射峰对应于(102)晶面,63.9°衍射峰对应于(110)晶面,77.1°衍射峰对应于(112)晶面,78.3°衍射峰对应于(201)晶面(图3(a))。对比可知,TC11合金和GNPs/TC11复合材料的衍射峰相似,这表明添加的石墨烯并没有明显地改变TC11合金材料的相组成。然而,在图3(b)所示的局部放大区域中(33°~50°),观察到GNPs/TC11复合材料衍射峰逐渐向高角度偏移。由布拉格方程可知,2θ衍射角越大,则晶格常数越小,这表明石墨烯的加入使得α相发生了晶格畸变使得晶格常数变小。另外,GNPs/TC11复合材料的图谱中并没有出现碳化物的衍射峰,可能主要是由于添加的石墨烯较少,XRD检测仪的检测精度不足以检测出其他相的衍射峰。

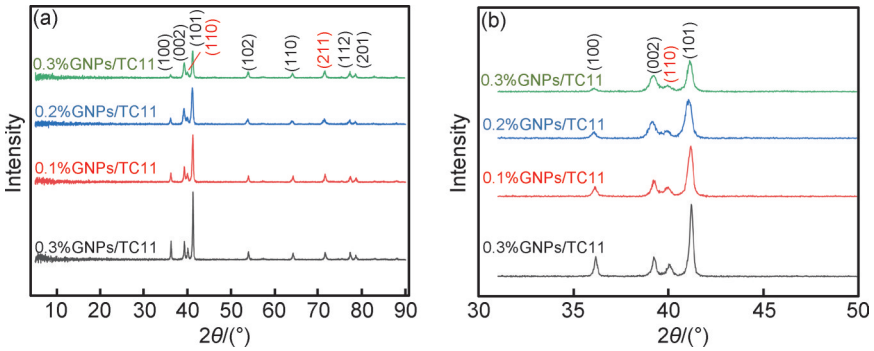


图3 GNPs/TC11复合材料XRD图谱 (a)XRD图谱;(b)XRD局部放大图

Fig.3 XRD images of GNPs/TC11 composites (a)XRD patterns;(b)partial enlarged image of XRD

为了探究石墨烯对SLM成形TC11合金组织的影响规律,对TC11及其GNPs复合材料进行SEM表征。图4为GNPs/TC11复合材料SEM BSE显微组织。当石墨烯含量为0%时,α相粗长棒状。当石墨烯含量为0.1%时,α相尺寸略微减小,长度降低。当石墨烯含量升至0.2%和0.3%时,α相形态转变更加明显,尺寸进一步减小,变为短针状。可以看出,随着石墨烯含量的增加,晶内α相尺寸呈减小趋势,由TC11的粗长棒状转变为0.3%样品的短针状,这说明石墨烯的添加对细化α相起到一定作用。

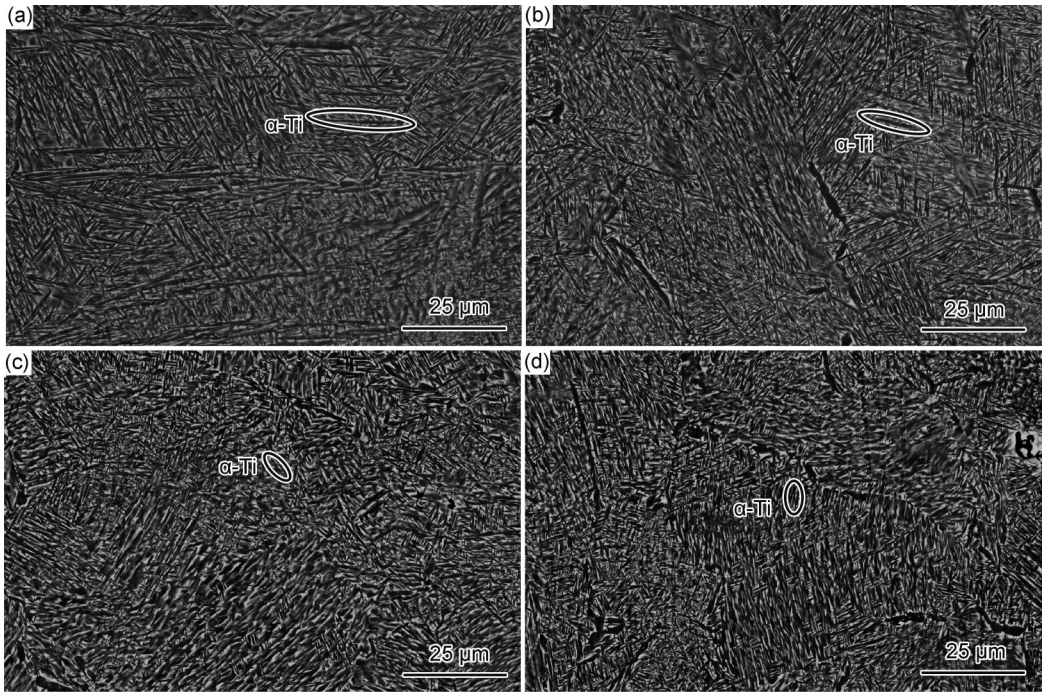


图4 NPs/TC11复合材料SEM BSE图

(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

Fig.4 SEM BSE images of GNPs/TC11 composites

(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

首先，在打印过程中，GNPs与TC11合金基体发生了强烈的合金化。其中，一部分GNPs完全溶解到TC11合金基体中，提高基体C间隙原子含量；此外，一部分面积较大的或是靠近熔池边缘的GNPs仅部分溶解，这就是沉积态GNPs/TC11复合材料中存在石墨烯的原因。同时，上述分析也解释了沉积态GNPs/TC11复合材料中存在的石墨烯面积明显小于原始加入的石墨烯。溶入TC11合金基体的C原子作为α相稳定元素，在后续α相析出过程中阻碍了α相组织的粗化。

其次，由于晶体结构的形貌特性主要取决于两个因素：温度梯度(G)与生长速率(R)。凝固前微观组织的形态用温度梯度与生长速率的比值(G/R)来描述，而熔池的冷却速率则以$G\cdot R$的值表示，这决定了微观组织的尺寸。由于石墨烯具有很高的热传导性，其导热系数为5000 $W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$，远高于TC11钛合金的导热系数(15.24 $W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$)，导致复合材料的$G\cdot R$值比TC11合金更高，且其数值沿熔池的边界到中心逐渐增大，因此石墨烯的加入提高了成形过程中熔池的冷却速率，使得α相细化。

此外，成形过程中石墨烯成为异质形核基底，能够大幅度地增加非匀质形核的数目，当晶核的数量达到一定程度时，能够一定程度上抑制β晶粒的长大，但此处β晶粒细化不明显。另外，由于石墨烯具有本身不可避免的缺陷，使石墨烯的热稳定性变差，容易在高温下发生分解，碳原子固溶到TC11合金中引起晶格畸变，使得复合材料的α相细化效果也随着石墨烯含量的增加而提升。

图5为沉积态0.3%GNPs/TC11复合材料SEM图及其EDS面扫元素分布图，类似地，针对不同相进行点扫，在α相和β相中各取5个点，统计碳含量结果。如表2所示，α相中碳元素原子分数为18.4%、23.1%、13.9%、28.2%和11.4%，β相中碳元素原子分数较低分别为6.7%、7.8%、5.3%、6.4%和7.5%。碳元素仍然在α相中富集，但是基体中的含碳量有所上升。说明碳元素明显富集在α相中，作为GNPs/TC11复合材料中主要的强化相，碳元素的富集能够进一步钉扎α相中的位错，从而提高材料强度。

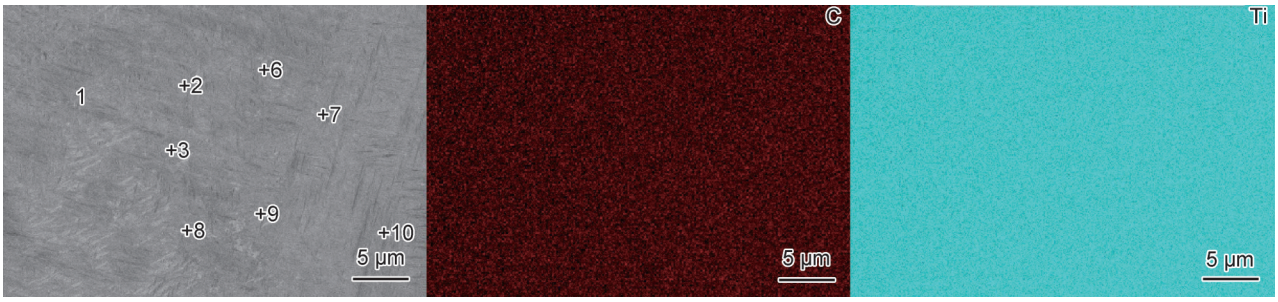


图5　沉积态0.3 %GNPs/TC11复合材料SEM图及EDS面扫元素分布图

Fig.5　SEM image of as-deposited 0.3%GNPs/TC11 composites and EDS mapping

表2　沉积态0.3%GNPs/TC11复合材料各点含碳量统计结果

Table 2　Statistical results of C content at each point of as-deposited 0.3%GNPs/TC11 composites

Serial number	Atomic fraction of carbon/%	Phase
1	6.7	β
2	7.8	β
3	18.4	α
4	23.1	α
5	13.9	α
6	5.3	β
7	6.4	β
8	28.2	α
9	11.4	α
10	7.5	β

TEM可以在较高倍率下对不同元素精确分析，对GNPs/TC11复合材料的一处区域进行EDS面扫，结果如图6所示。表3为C、Ti、Mo、Al、Zr原子的EDS元素分布占比。HAADF的衬度与元素的原子序数密切相关，原子序数越大其亮度越大，图中较亮的区域为β相，富含Mo元素。较暗的区域为α相。从图中可以清晰地显示Mo元素聚集在β相当中，其他元素Ti、Al、Zr均有不同程度的偏聚。说明合金元素在宏观上相对均匀，而在微观上围绕α相周围呈现出不均匀分布状态，这种元素分布的不均匀也有可能对材料强度产生影响。在图6的TEM照片中能够清楚观察到碳原子的偏聚情况，在α相中含量偏高，这说明石墨烯可引入更多的碳原子固溶至基体。从碳原子分布图中可以看出，界面处高亮的部分为碳原子富集区，周围扩散出来的碳原子固溶至TC11合金基体中，进而细化了α相显微组织。这些不同类型的原子团偏聚效应，可钉扎增殖后的位错，阻碍位错滑移。

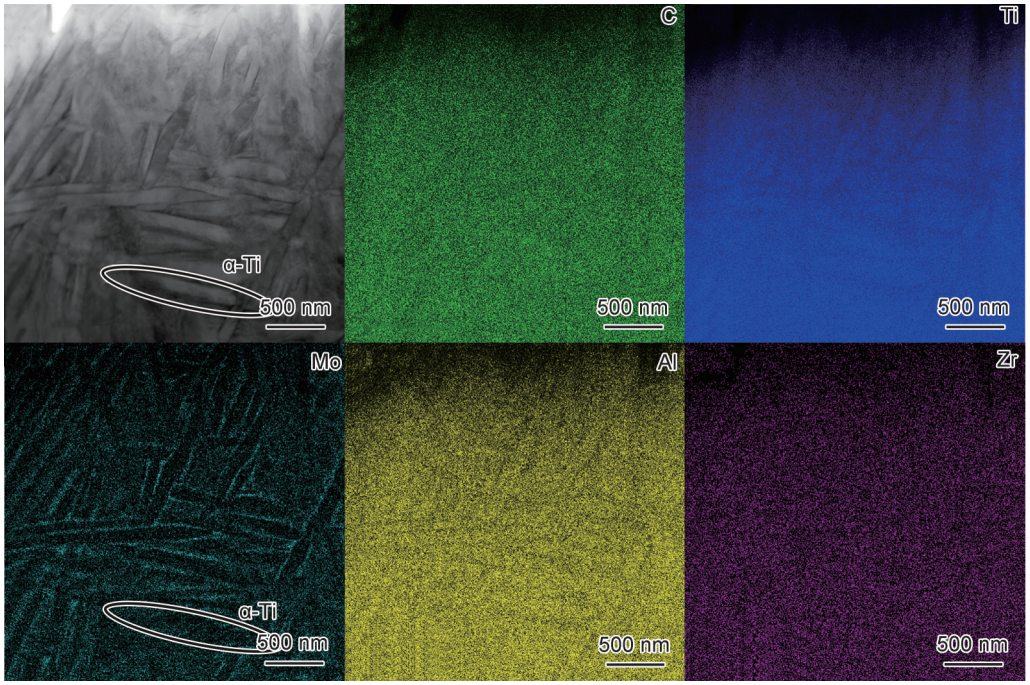


图6 NPs/TC11复合材料HAADF-STEM与EDS结果

Fig.6 HAADF-STEM and EDS images of the GNPs/TC11 composites and EDS mapping

表3 各元素含量占比

Table 3 Proportion of element content

Ti	C	Al	Zr	Mo
80.33	2.66	8.63	1.98	1.51

2.2 性能测试

2.2.1 力学性能

图7为SLM成形GNPs/TC11复合材料在不同石墨烯含量下的力学性能变化规律。由图7(a)可知,TC11试样的显微硬度为418.7HV,而三种GNPs/TC11材料显微硬度分别为426.0HV、464.0HV、464.3HV。此外,如图7(b),(c)所示,GNPs/TC11复合材料的屈服强度和抗拉强度因石墨烯的添加而得到提升,这说明石墨烯的添加有利于SLM-TC11性能的提升,但当石墨烯含量超过0.2%后,性能却反而下降。

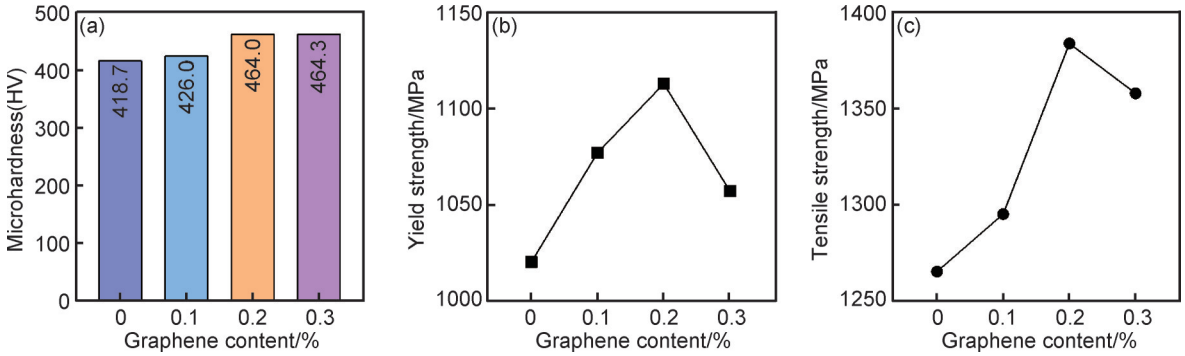


图7 GNPs/TC11复合材料力学性能

(a)显微硬度;(b)屈服强度;(c)抗拉强度

Fig.7 Mechanical properties of GNPs/TC11 composites

(a)microhardness;(b)yield strength;(c)tensile strength

2.2.2 摩擦磨损性能

图8为GNPs/TC11复合材料在不同载荷下随时间和石墨烯含量变化的摩擦性能图。由图8(a-1)可以看出,四种复合材料的摩擦因数先上升,随后开始起伏波动,进入稳定阶段。在实验初期,试样表面实际接触面积极小;当实验进入中期阶段后接触面积逐渐增大并趋于稳定。在稳定阶段,石墨烯含量为0%的GNPs/TC11复合材料摩擦因数最高,摩擦因数随时间波动略大,约600 s后波动幅度明显减小,其原因可能是在摩擦时摩擦副对试样表面的切应力不均匀,

导致摩擦因数不稳定。由图8(a-2)可知，当石墨烯含量为0.1%和0.2%时，稳定阶段的摩擦因数相差不大，其平均数分别为0.281与0.284。当石墨烯含量为0.3%时，试样的平均摩擦因数最小，约为0.268。由此可知，随着石墨烯含量增加，摩擦因数由0.295降低到0.268，石墨烯具有减摩作用。虽然当石墨烯含量为0.2%时，材料的磨损量有少量上升，因为石墨烯含量太少导致石墨烯无法均匀分散在基体中，但是并不影响整体的磨损量下降趋势，对TC11的磨损性能改善起到较好作用。由图8(b-1)可以看出，在100 N载荷条件下，四种复合材料摩擦因数先急剧上升，然后下降到稳定阶段。由图8(b-2)可以看出，石墨烯含量为0%和0.1%时，TC11试样的平均摩擦因数分别为0.339和0.338。当石墨烯含量为0.2%时，其TC11试样摩擦因数降为0.328。当石墨烯含量为0.3%时，TC11试样摩擦因数仅为0.313，降低了约8%。结果表明，石墨烯可减小GNPs/TC11复合材料的摩擦因数，体现出一定的减摩效果，有助于降低复合材料的摩擦因数。

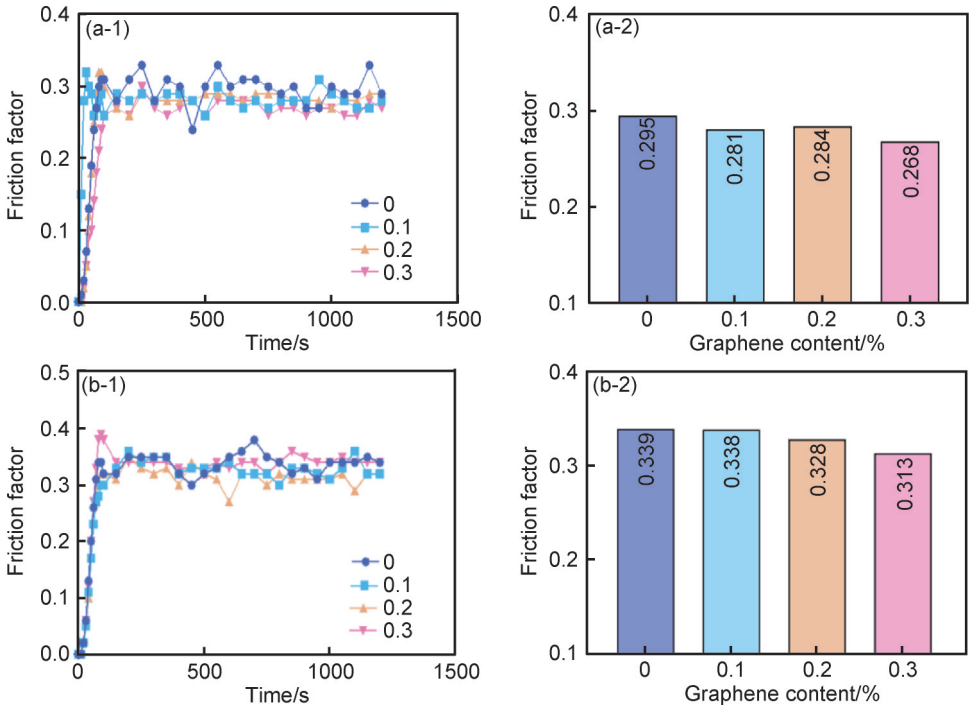


图8　GNPs/TC11复合材料在不同载荷下随时间(1)和石墨烯含量变化(2)的摩擦性能图
(a)50 N;(b)100 N

Fig.8　Friction performance diagrams of GNPs/TC11 composite materials with variation of time(1) and graphene content(2) under different loads
(a)50 N;(b)100 N

图9为GNPs/TC11复合材料在50 N和100 N载荷下的磨痕SEM图像。图9(a-1)为GNPs含量为0%时TC11材料的磨损形貌。由图可知，首先，其表面存在大量细而长的犁沟以及大量的鳞剥层，同时存在少量白色颗粒以及加工成形过程中产生的孔洞。在磨损过程中材料表面脱落的磨屑颗粒嵌入材料表面出现凹坑。其次，后面的颗粒又重复此行为，出现加工硬化现象，产生更多颗粒；而材料表面脱落的磨屑颗粒在法向载荷的作用下，首先嵌入材料表面，滑动时在表面形成犁沟并对材料造成剥落，导致磨损表面犁沟的产生，但磨损较轻，此时TC11钛合金的磨损机理主要为黏着磨损。图9(b-1)为石墨烯含量0.1%时复合材料的磨损形貌，与图9(a-1)类似，呈现出典型的犁沟、黏着痕迹，犁沟数量明显增多，深度也有所增加，但鳞剥层面积明显减小。图9(c-1)为石墨烯含量0.2%时复合材料的磨损情况，其磨损形貌未发生明显变化，鳞剥层面积继续减小，同时表层出现细长的裂纹，可能是磨损过程中在法向载荷作用下，磨屑与材料表面接触相互作用所形成。图9(d-1)为石墨烯含量0.3%时复合材料的表面磨损情况，其表面局部区域存在较多的轻微细小剥落坑。从图9(a-2)可以看出未添加GNPs，磨损表面呈现出犁沟和明显的黏着痕迹以及部分的剥落层。图9(b-2)为GNPs含量为0.1%时TC11钛合金，仍呈现出犁沟和明显的黏着痕迹以及较大面积的剥落层，且剥落层深度较未添加GNPs的深度明显增加，主要为黏着磨损。图9(c-2)为GNPs含量0.2%时TC11钛合金，与图9(a-1)相比，磨损形貌未发生明显变化，呈现出犁沟和明显的

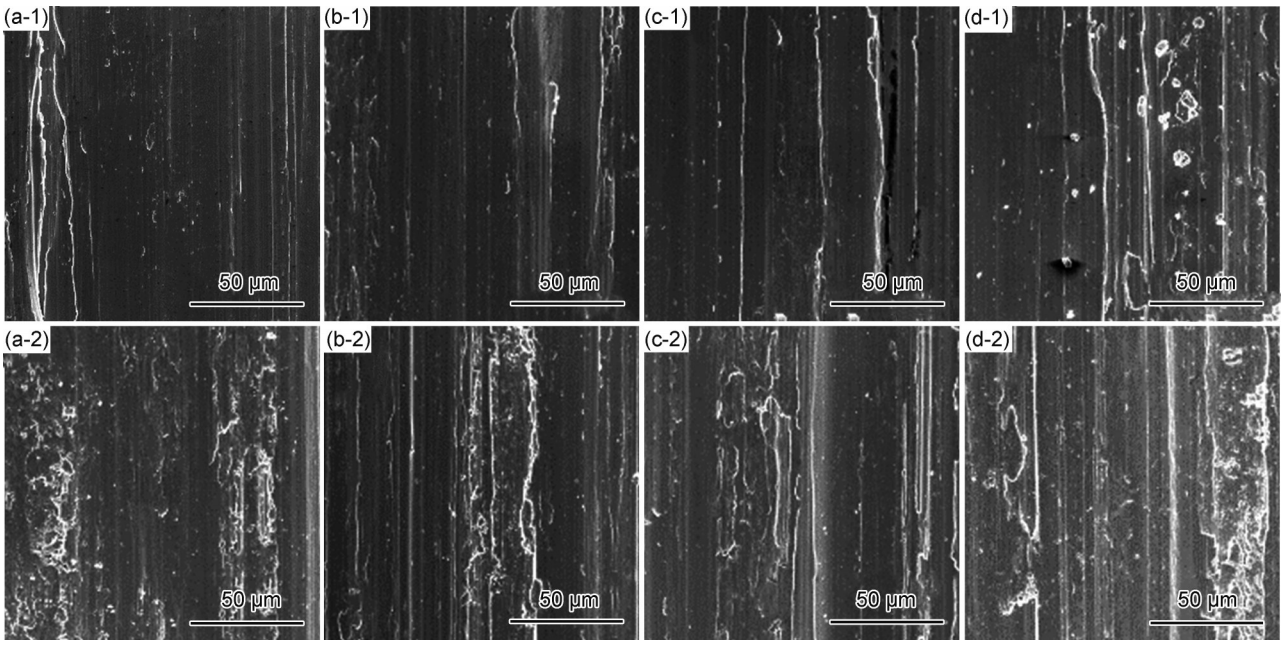


图9 50 N(1)与100 N(2)载荷下的磨痕SEM形貌
(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs
Fig.9 SEM morphology of wear scars under 50 N(1) and 100 N(2)
(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

黏着痕迹及部分的剥落层,主要为黏着磨损机理。图9(d-2)为GNPs含量0.3%时TC11钛合金,磨损表面呈现出犁沟和明显的黏着痕迹以及部分的剥落层。

为进一步观察GNPs/TC11复合材料的表面形貌及其表面粗糙度,采用原子力显微镜(AFM)对磨损后样品表面进行扫描分析,结果如图10所示。图11中截面轮廓曲线变化与三维立体扫描处的各图一一对应。观察图10形貌可知,三维形貌图可以清晰观察到含有不同纳米材料GNPs/TC11复合材料的磨损后的磨痕形貌和磨痕尺寸的变化。图10和图11分别为,

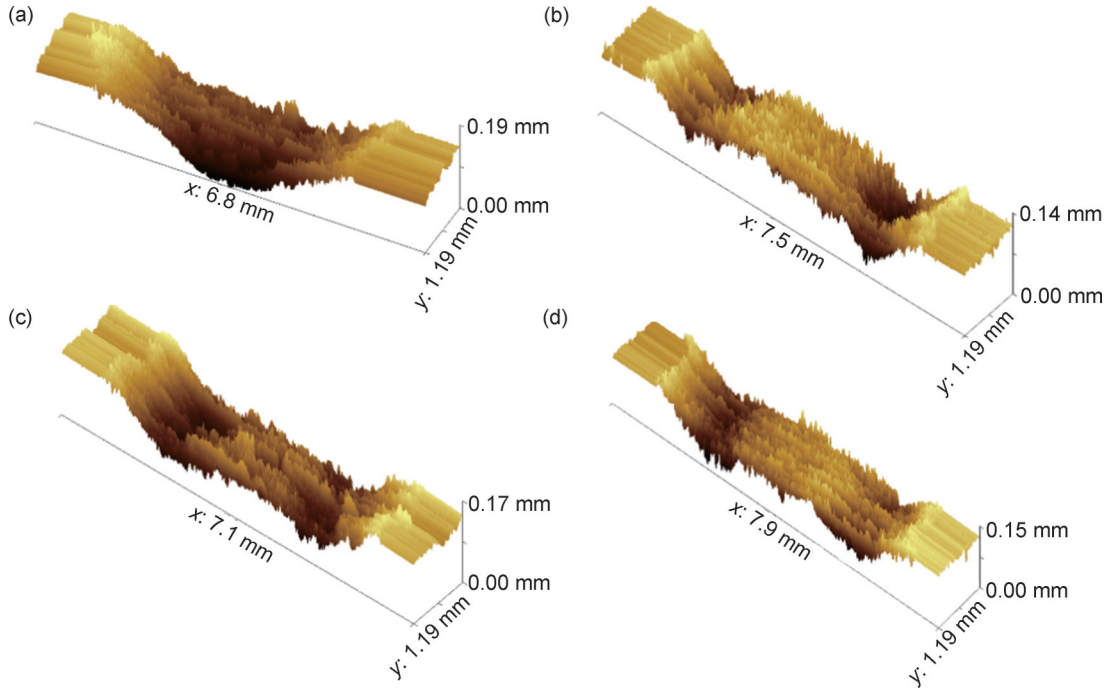


图10 不同石墨烯含量的GNPs/TC11复合材料在50 N载荷下磨损形貌
(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs
Fig.10 Wear morphology of GNPs/TC11 composites with different graphene contents under 50 N
(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

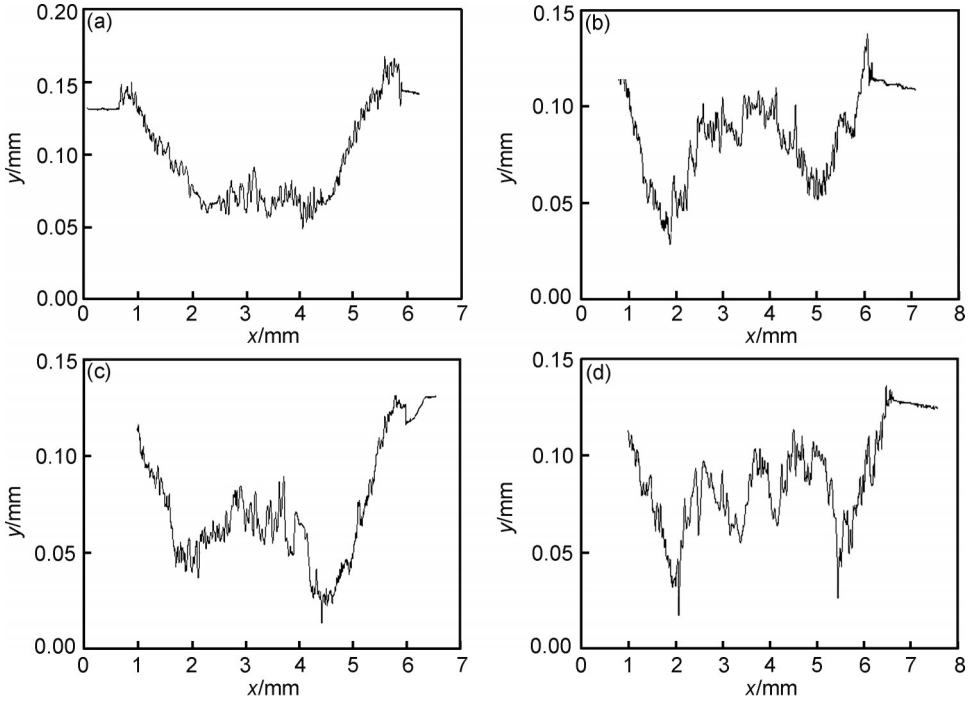


图11　不同石墨烯含量的GNPs/TC11复合材料在50 N载荷下轮廓曲线
(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

Fig.11　Contour curves of GNPs/TC11 composites with different graphene contents under 50 N
(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

在50 N干摩擦条件下四种复合材料的表面形貌及其表面粗糙度。从图10中可以看出未添加GNPs的TC11钛合金三维形貌图,在磨痕中心区域磨损程度较重,磨痕边缘磨损程度较轻,整个磨痕呈现“U”型,凹坑深度约为113 μm,宽度约为5 mm,表面粗糙度为29.89 μm。磨痕表面底部呈现黑色钛合金氧化物。观察图中含有不同添加量的GNPs/TC11钛合金三维形貌图(图10(a)),与未添加GNPs的TC11钛合金三维形貌图相比,在磨痕的中心区域磨损程度较轻,磨痕边缘出现较为严重的磨损,整个磨痕呈现“W”型,磨痕表面底部都分别呈现黑色钛合金氧化物。其中GNPs含量为0.1%的TC11钛合金的凹坑深度分别为95、60 μm,宽度分别约为1.8、1.5 mm,表面粗糙度为17.20 μm(图10(b))。GNPs含量为0.2%的TC11钛合金的凹坑深度分别为95、80 μm,宽度分别约为1.9、2.3 mm,表面粗糙度为18.83 μm(图10(c))。GNPs含量为0.2%的TC11钛合金的凹坑深度分别为104、97 μm,宽度分别约为1.8、1.6 mm,表面粗糙度为18.31 μm(图10(d))。同时可以看到每条磨痕在边缘区域都明显高于金属基体,这是磨屑的堆积和磨痕边缘受挤压造成的,表现出明显的塑性变形特征。

不同石墨稀含量的GNPs/TC11复合材料在100 N载荷下磨损形貌和轮廓曲线如图12、图13所示。由图12和图13可见,在100 N干摩擦条件下,四种复合材料的整个磨痕均呈现“W”型,在磨痕的中心区域磨损程度较轻,磨痕边缘出现较为严重的磨损,磨痕表面底部都分别呈现黑色钛合金氧化物。其中未添加GNPs的TC11钛合金凹坑深度约为114、75 μm,宽度约为1.8、1.7 mm,表面粗糙度为14.79 μm(图12(a))。GNPs含量为0.1%的TC11钛合金的凹坑深度约为90、95 μm,宽度约为1.4、1.7 mm,表面粗糙度为13.38 μm(图12(b))。GNPs含量为0.2%的TC11钛合金的凹坑深度约为84、72 μm,宽度约为1.8、1.5 mm,表面粗糙度为12.70 μm(图12(c))。GNPs含量为0.3%的TC11钛合金的凹坑深度约为100、100 μm,宽度约为2.0 mm、2.2 mm,表面粗糙度为14.38 μm(图12(d))。与50 N干摩擦相比时,每条磨痕的边缘区域都仍明显高于金属基体,这是磨屑的堆积和磨痕边缘受挤压造成的,表现出明显的塑性变形特征。由此可得,在100 N干摩擦条件下,添加GNPs的TC11钛合金与未添加GNPs的钛合金相比磨损程度相差不大,表现出较小的减磨趋势。

所有磨痕底部均出现明显的凸峰,表明在该部位存在黏着磨损,且凸峰越高黏着磨损加剧。随着磨损的进行,磨屑数量增多且在底部中心区域两侧形成一

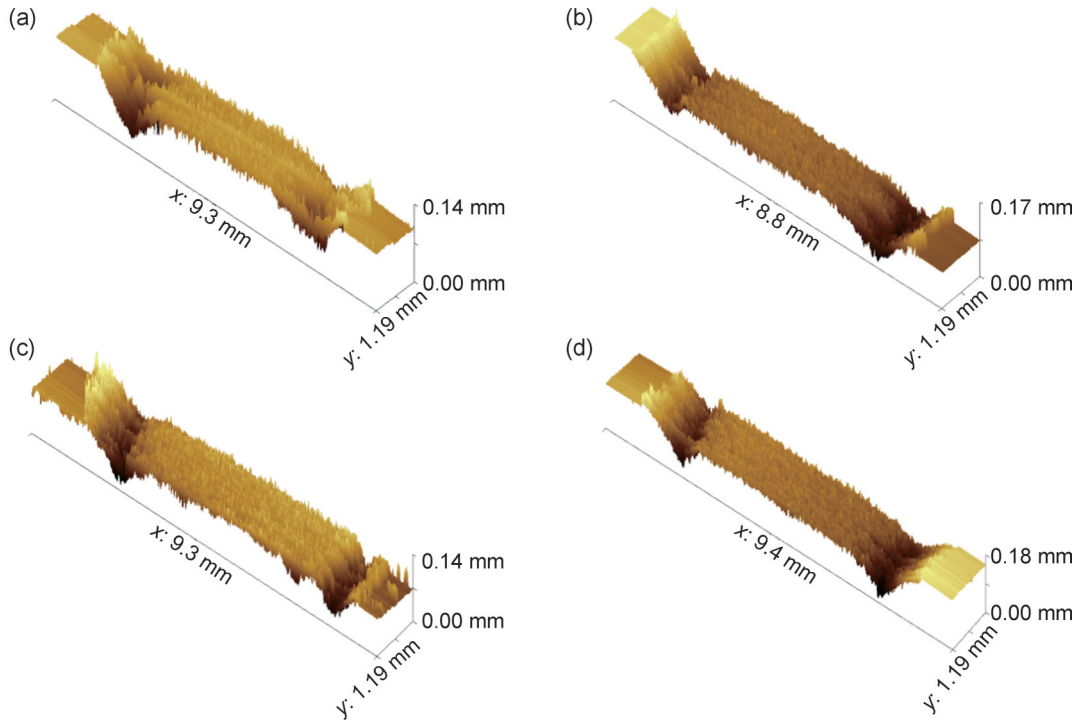


图 12 不同石墨烯含量的GNPs/TC11复合材料在100 N载荷下磨损形貌

(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

Fig.12 Wear morphology of GNPs/TC11 composites with different graphene contents under 100 N

(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

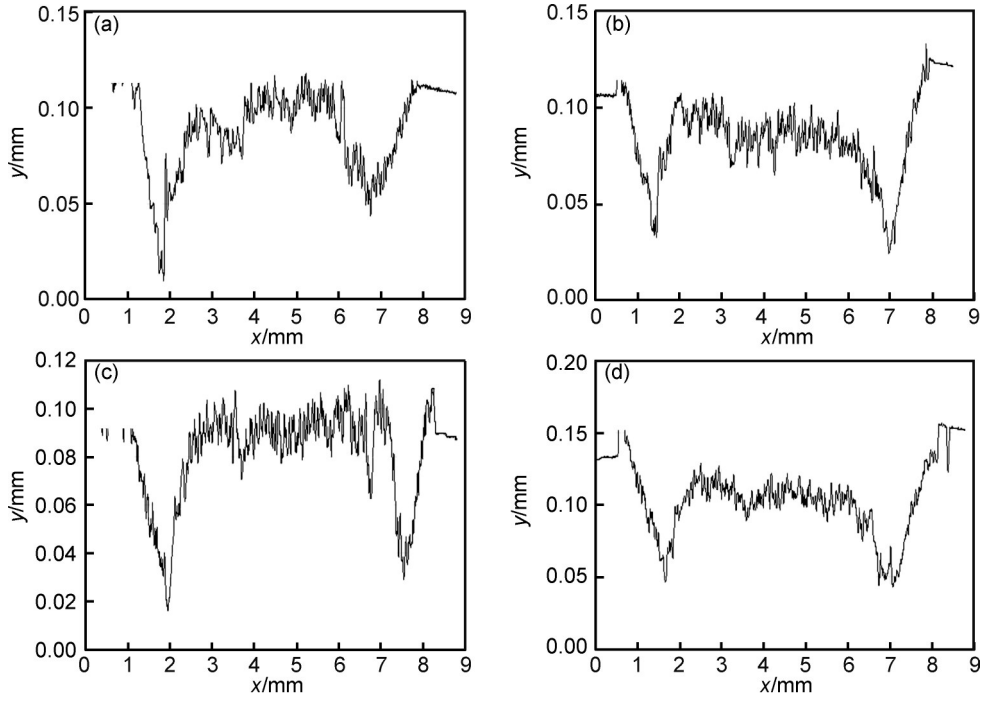


图 13 不同石墨烯含量的GNPs/TC11复合材料在100 N载荷下轮廓曲线

(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

Fig.13 Contour curves of GNPs/TC11 composites with different graphene contents under 100 N

(a)TC11;(b)0.1%GNPs;(c)0.2%GNPs;(d)0.3%GNPs

定量的堆积,继而形成磨粒磨损,加大“W”型磨痕两侧的磨痕深度。同时可以看到,磨痕轮廓的两侧边缘区域均明显高于基体表面,这是由于磨损过程中磨屑产生堆积并在磨痕边缘相互挤压形成的,属于

典型的塑性变形。相比于“U”型磨痕，“W”型磨痕磨损程度更小，磨痕部位凹坑深度及表面粗糙度均明显减小，表明添加石墨烯后，复合材料的减摩性能有所提高，这与石墨烯对 TC11 的强化作用有关。石墨烯加入后，造成颗粒附近凝固不均匀及位错数量增多；晶粒之间会发生振动，振动导致晶粒边界产生位错，而石墨烯又导致晶粒数量增多，进而加剧了晶粒间的振动，所以位错密度进一步增大；大量的不可动位错可以阻碍形变运动导致的几何必须位错，使得硬度与耐磨性能越来越好。石墨烯与 TC11 基体发生化学反应产生的硬质 TiC 颗粒会造成弥散强化，可以承担一部分载荷，减少对试样表面的磨损破坏。

综上所述，未添加 GNPs TC11 钛合金在磨痕中心区域磨损严重，磨痕边缘磨损程度较轻，整个磨痕呈现“U”型，最大深度约为 113 μm；而不同石墨烯添加量的 GNPs/TC11 复合材料磨痕均呈“W”型，磨痕中心区域磨损程度较轻，两侧边缘部位则出现较为严重的磨损。一般来说，相比于“U”型磨痕，“W”型磨痕磨损程度更小。在相同的干摩擦条件下，添加 GNPs 的 TC11 钛合金与未添加 GNPs 的钛合金磨损体积相差不大，磨损性能也相差不大。可见，石墨烯可减小 GNPs/TC11 磨痕的宽度和深度，降低磨损表面粗糙度，并在一定程度上提升材料耐磨性。

3　结论

（1）深入讨论了作为主导强化机制的固溶强化与 α 相细化强化，原理为石墨烯的添加在激光熔池中造成碳元素固溶于 α 相中，促使 α 相细化，并发生碳固溶强化，细化的 α 相导致位错运动行程缩短，有利于位错塞积；并且其他合金元素均有不同程度的偏聚，进一步钉扎了增殖后的位错，阻碍形变位错滑移。

（2）GNPs/TC11 复合材料的显微硬度随着石墨烯含量的增加呈上升规律，而屈服强度与抗拉强度随石墨烯含量提升，呈现先上升后下降的趋势。当载荷为 50 N 时，TC11 的磨损机理主要为黏着磨损，当石墨烯加入 TC11 后，磨痕形状由“U”形转变为“W”形，鳞剥层现象弱化；当载荷为 100 N 时，磨损机理均主要为黏着磨损。磨痕尺寸及摩擦因数有所降低，因此石墨烯添加在复合材料中形成硬质 TiC 颗粒及石墨烯片层结构，一定程度上有助于降低复合材料摩擦因数和表面粗糙度。

参考文献

[1] LU S, SUN J, MA Y, et al. Pre-mixed abrasive waterjet peening with post-low stress milling process and the effect of process parameters on the surface integrity of TC11 titanium alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 478: 130409.

[2] WANG K, FANG Z, LI H, et al. Special interlayer pause strategy for controlling grain morphology and tensile property anisotropy of TC11 alloys fabricated by directed energy deposition technology[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 896: 146273.

[3] GUO W, ZHANG H, ZHOU Q, et al. Microstructure evolution and corrosion behavior of TC11 laser melt deposition additive components after post-heat treatment[J]. Materials Characterization, 2024, 207: 113509.

[4] ATTAR H, BÖNISCH M, CALIN M, et al. Selective laser melting of *in situ* titanium-titanium boride composites: processing, microstructure and mechanical properties[J]. Acta Materialia, 2014, 76: 13-22.

[5] MORSI K, PATEL V V. Processing and properties of titanium-titanium boride (TiBw) matrix composites: a review[J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(6): 2037-2047.

[6] MU X N, CAI H N, ZHANG H M, et al. Interface evolution and superior tensile properties of multi-layer graphene reinforced pure Ti matrix composite[J].Materials & Design, 2018, 140: 431-441.

[7] SINGH J, KUMAR R. Mechanical and fracture behaviour of pristine and defective single/bi-crystal graphene/Ti nanocomposites using molecular dynamics simulations[J]. Computational Materials Science, 2024, 233: 112726.

[8] LIU L, ZHANG H, CHENG X, et al. Graphene nanoplatelets induced laminated heterogeneous structural titanium matrix composites with superior mechanical properties[J]. Ceramics International, 2022, 48(24): 37470-37475.

[9] ZHANG S, CHEN Z, WEI P, et al. Wear properties of graphene/zirconia biphase nano-reinforced aluminium matrix composites prepared by SLM[J]. Materials Today Communications, 2022, 30: 103009.

[10] 张一凡，梁宇，刘永琪，等. 石墨烯增强铜基复合材料显微组织和性能的研究[J]. 铸造技术，2024，45(1)：88-93.
ZHANG Y F, LIANG Y, LIU Y Q, et al. Microstructure and properties of graphene reinforced copper matrix composites[J]. Foundry Technology, 2024, 45(1): 88-93.

[11] 杨欣盛. 石墨烯铝基复合材料热特性模拟研究[D]. 烟台：烟台大学，2022.
YANG X S. Simulation study on thermal properties of graphene/aluminum matrix composites[D]. Yantai: Yantai University, 2022.

[12] WU L, ZHAO Z, BAI P, et al. Wear resistance of graphene nano-platelets (GNPs) reinforced $AlSi_{10}Mg$ matrix composite prepared by SLM[J].Applied Surface Science,2020,503: 144156.

[13] LI X, YI D, LIU B, et al. Graphene-strengthened inconel 625 al-

loy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 798: 140099.

[14] BASTWROS M, KIM G Y, ZHU C, et al. Effect of ball milling on graphene reinforced Al6061 composite fabricated by semi-solid sintering [J]. Composites Part B: Engineering, 2014, 60: 111-118.

[15] 邹君玉. 石墨烯/纯铝复合材料的制备及其性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
ZOU J Y. The preparation and properties of graphene reinforced pure aluminum composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.

[16] GOYAL V, BALANDIN A A. Thermal properties of the hybrid graphene-metal nano-micro-composites: applications in thermal interface materials[J]. Applied Physics Letters, 2012, 100(7): 073113.

[17] TOPSAKAL M, ŞAHIN H, CIRACI S. Graphene coatings: an efficient protection from oxidation[J]. Physical Review B, 2012, 85(15): 155445.

基金项目:国家自然科学基金项目(51505188);江苏省特种设备安全监督检验院科技项目(KJ(Y)2023053);江苏省市场监管局科技项目(KJ21125038)

收稿日期:2024-03-17;**录用日期**:2024-03-29

通讯作者:闫俊霞(1984—),女,副教授,博士,研究方向为增材制造,联系地址:江苏省无锡市蠡湖大道1800号(214122),E-mail: yjx@jiangnan.edu.cn

(本文责编:张宝玲)