

TiC/Ti 层状复合材料组织与力学性能研究

吴昊¹, 张龙¹, 于佳石^{2,3}, 霍望图², 陈昊¹

(1. 西安诺博尔稀贵金属股份有限公司, 陕西 西安 710201)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘要:为了平衡钛基复合材料(titanium matrix composites, TMCs)的强度和延展性,通过电泳沉积将氧化石墨烯(graphene oxides, GOs)沉积到Ti箔表面,然后进行放电等离子烧结(spark plasma sintering, SPS)制备了具有层状结构的原位TiC/Ti复合材料,并对复合材料进行冷轧和退火处理从而进一步优化复合材料的综合力学性能。结果表明,烧结过程中,Ti箔表面的GOs与Ti基体反应形成了原位TiC,从而形成了TiC/Ti层状复合材料,随着沉积时间的增加,分布在Ti层之间的TiC的含量增加;复合材料经过冷轧和退火后,退火态材料的晶粒为等轴晶,且TiC仍然保持层状分布特征。沉积时间120 s时,烧结态材料的抗拉强度(UTS)为555 MPa,伸长率(δ)为15%;退火态材料的抗拉强度为568 MPa,伸长率为27%,相比于烧结态材料,退火态材料达到了较好的强塑性匹配。此外,基于微观组织及断裂行为的分析对复合材料的强韧化机制进行了讨论。

关键词:钛基复合材料;层状结构;力学性能;显微组织

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)06-2205-07

钛基复合材料(titanium matrix composites, TMCs)由于其优异的比强度和比刚度、突出的抗蠕变性能和耐腐蚀性能在航空航天、汽车工业和军事领域受到越来越多的关注^[1-4]。钛基复合材料中常用的增强体包括TiC^[5]、SiC^[6-7]、TiB晶须^[8]、Al₂O₃^[9]等。其中原位合成的TiC有着较高的强度和模量,更重要的是它与Ti基体热膨胀系数相似从而有利于降低界面应力,与Ti基体形成良好的界面结合,因此TiC被作为TMCs的理想增强体^[10]。Hayat等人^[11]成功制备了TiC/Ti复合材料,与纯Ti相比,复合材料的强度有较大提升。TMCs通常采用粉末冶金或熔炼方法制备,这些TMCs中的增强体均匀分布,随增强体体积分数提高复合材料的强度显著提升,但往往伴随着延展性损失^[12-13]。

为了提高TMCs的延展性,材料科学家制备了增强体非均匀分布的复合材料^[14]。Huang等人^[15]采用粉末冶金的方法制备了TiB和TiC网状分布的TMCs,根据Hashin-Shtriman(H-S)理论,当增强体呈网状分布时复合材料的屈服强度和弹性模量接近H-S的上限值。Duan等人^[16]通过粉末冶金和热轧的方法制备了Ti-(TiBw+La₂O₃)/Ti层状复合材料,其伸长率显著提升。最近,报道了一种制备层状结构金属基复合材料的方法,该方法

以Cu箔为原料,通过电泳沉积工艺将碳纳米管(carbon nanotubes, CNTs)沉积到Cu箔表面,随后进行烧结和轧制,成功制备出层状CNT/Cu复合材料,与纯Cu相比,复合材料具有更高的强度和断裂韧性^[17-18]。与CNT相比,氧化石墨烯(graphene oxides, GOs)具有更大的比表面积以及更高的沉积效率^[19],受电泳沉积工艺的启发,本研究提出一种在Ti箔表面沉积GOs并利用烧结过程中GOs和Ti基体之间原位反应生成TiC来制备TiC/Ti层状复合材料的方法。为进一步优化层状复合材料的综合力学性能,对烧结态TiC/Ti复合材料进行冷轧和退火处理来调控复合材料的晶粒组织和TiC的分布特征。力学性能测试表明,与烧结态相比,退火态复合材料展现出更优异的综合力学性能,结合退火态复合材料的显微组织特征并对其强韧机制进行了详细讨论。

1 实验

本试验所用厚度为100 μ m的商业纯Ti箔由宝鸡锦绣稀有金属材料有限公司提供,GOs由Hummers法制备^[20],本课题组之前的研究已展示了GOs的褶皱形态以及拉曼光谱^[21]。TiC/Ti层状复合材料具体制备方法为:将GOs分散在C₂H₅OH超声浴中,形成0.6 g/L的混合

收稿日期: 2022-06-06

基金项目: 陕西省重点研发计划(2020GY-292); 陕西省自然科学基金基础研究计划(2022KJXX-82)

作者简介: 吴昊,男,1994年生,硕士,西安诺博尔稀贵金属股份有限公司,陕西西安710065, E-mail: whigim@163.com

悬浮溶液。用 HF:HNO₃:H₂O=1:3:8 (体积比) 混合溶液处理 Ti 箔, 去除表面杂质和氧化物。在电泳沉积过程中分别采用 Ti 箔和 Cu 箔作为阴极和阳极, 沉积电压为 120 V, 沉积时间为 30~120 s。将单面沉积 GOs 的 Ti 箔堆叠到石墨模具中, 并在真空 (10⁻³ Pa) 条件下进行烧结, 压力为 40 MPa, 900 °C 保温 5 min, 最终烧结坯的尺寸为 50 mm×50 mm×2 mm。不同沉积时间的材料样品标记为 30S、60S、和 120S, 之后对这些样品进行 70% 变形量冷轧 (轧制 7 道次, 每道次变形量 10%) 和 650 °C 保温 15 min 退火处理。未沉积 GOs 的钛箔也堆叠到石墨模具中采用同样的 SPS 工艺烧结, 烧结态纯钛的组织力学性能数据在之前的研究中已报道^[21]。采用扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM, 型号 JSM-7500F) 对材料的微观结构进行表征, 并用配备的牛津 X-Max50 能谱仪进行 EDS 元素组成分析。利用 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD) 对样品的进行物相分析。Ti 基体晶粒组织和 TiC 增强相的分布利用配有电子背向散射衍射 (electron backscattered diffraction, EBSD) 探头的 SEM (Zeiss Gemini 500) 表征。EBSD 样品用砂纸机械抛光, 然后在 90% 冰乙酸和 10% 高氯酸 (体积分数) 的混合溶液中电解抛光, 抛光电压为 60 V, 抛光时间为 15 s。在 UTM5105X 万能试验机上完成拉伸试验, 拉伸速率为 1 mm/min。烧结态和退火态复合材料拉伸样品的平行长度为 16 mm (引伸计标距 10 mm), 宽度为 4 mm, 厚度约为 2 mm, 每种情况的拉伸试验重复 3 次。

2 实验结果

2.1 显微组织

图 1 为 Ti 箔表面 GOs 形貌和对应的烧结态 TiC/Ti 复合材料 SEM 照片。其中图 1a~1c 分别为 Ti 箔表面不同沉积时间 GOs 的形貌, 沉积时间较短 (30 s) 时, Ti 箔表面沉积的 GOs 离散分布, 并不能完全覆盖钛箔表面 (图 1a); 随沉积时间的增加, Ti 箔表面沉积 GOs 数量增加 (图 1b), 当沉积时间增加到 120 s 时, 可以看到 GOs 均匀贴合在整个 Ti 箔表面, 并且出现重叠的现象 (图 1c)。图 1d~1f 分别为烧结态 TiC/Ti 复合材料的显微组织。从烧结后的组织中可以明显观察到 Ti 层之间的分界线, 且随沉积时间增加, 形成的界面层变厚 (图 1f)。根据图 2 中烧结态 TiC/Ti 复合材料的 XRD 图谱可以看出沉积时间 120 s 样品中同时存在纯 Ti 和 TiC 的衍射峰, 这充分证明在烧结过程中 Ti 与 GOs 反应生成了 TiC, 由此确定 Ti 层之间形成界面化合物的主要成分是 TiC。Choi 等人^[22]研究了 Ti 和 C 之间的反应, 发现 TiC 相在 685 °C 时即可形成。Dong 等人^[23]研究了还原氧化石墨烯 (reduced graphene oxide, rGO) 与 Ti 之间的反应温度, 表明 900 °C 时 Ti 与 rGO 已经完全反应生成 TiC, 且 TiC 在 TMCs 的体系中稳定性较高^[24]。

为了进一步分析 TiC/Ti 复合材料的组织结构, 对烧结态 TiC/Ti 复合材料进行 EBSD 分析。图 3a~3c 分别为烧结态沉积时间 30、60、120 s 样品的反极图, 图 3c1 为图 3c 对应的相分布图, 其中黑色代表 α-Ti 相、红色

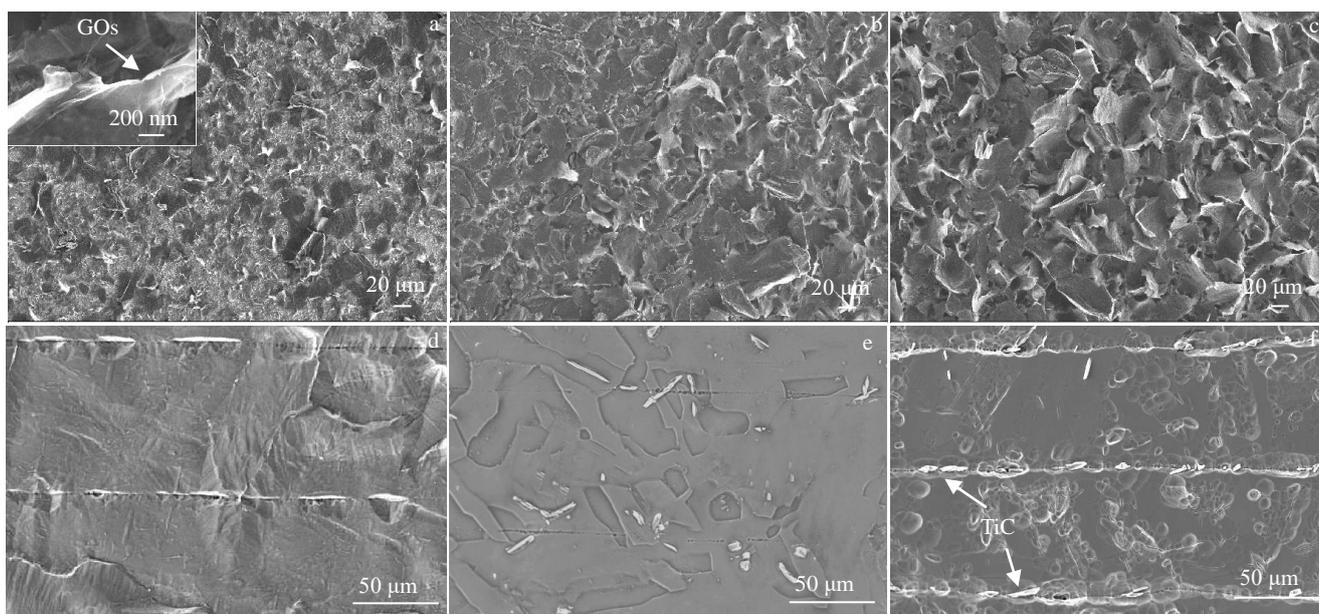


图 1 不同沉积时间下 Ti 箔表面 GOs 形貌和烧结态 TiC/Ti 复合材料的显微组织

Fig.1 Morphologies of deposited GOs on Ti foil surface (a-c) and microstructures of sintered TiC/Ti composite samples (d-f) at different deposition time: (a, d) 30 s, (b, e) 60 s, and (c, f) 120 s (the inset in Fig.1a shows the magnified morphology of deposited GOs)

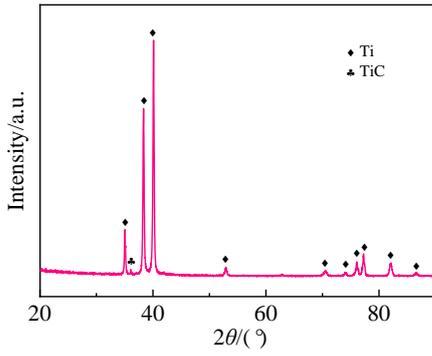


图2 TiC/Ti复合材料的XRD图谱
Fig.2 XRD pattern of the TiC/Ti composites

代表 TiC 相, 也证明了原位反应已生成 TiC 且 TiC 呈层状分布, 界面处形成的 TiC 能有效地阻止晶粒跨过界面层继续长大, 有利于细化晶粒。另外, 从图 3c1 中可以发现在 Ti 基体的内部出现少量的 TiC, 这说明在烧结过程中 C 原子会扩散到层内。

将烧结态沉积时间 30、60、120 s 复合材料进行 70% 变形量冷轧处理并经过 650 °C 保温 15 min 退火, 退火态材料的组织形貌如图 4 所示。材料经过冷轧变形以及再结晶退火后, 退火态材料的晶粒明显等轴化 (图 4a~4c), 而且 TiC 仍然保持着层状分布特征。相比于烧结态材料, 退火态材料中 TiC 层的连通性降低, 且相邻 TiC 层

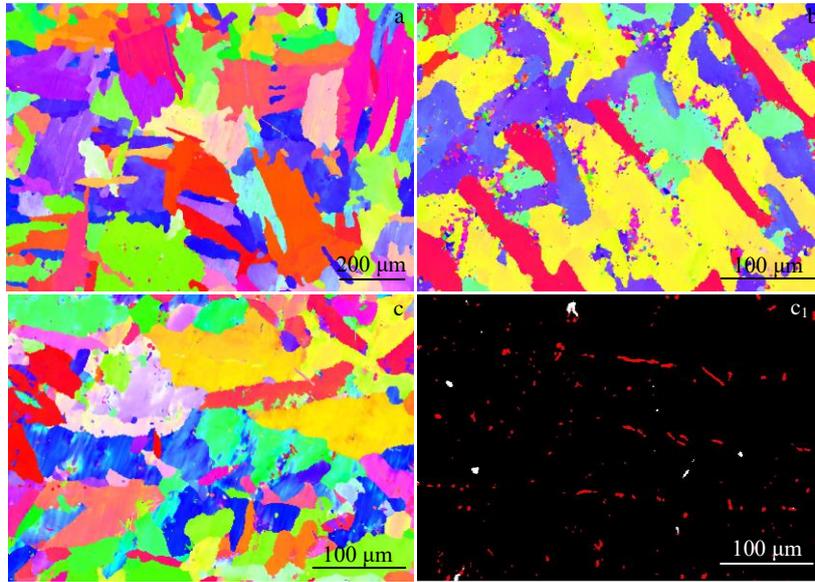


图3 烧结态 TiC/Ti 复合材料样品的 EBSD 分析

Fig.3 EBSD analysis of the sintered TiC/Ti composites samples: (a) 30S, (b) 60S, and (c, c₁) 120S (the red and black colors in Fig.3c₁ represent TiC and α-Ti, respectively)

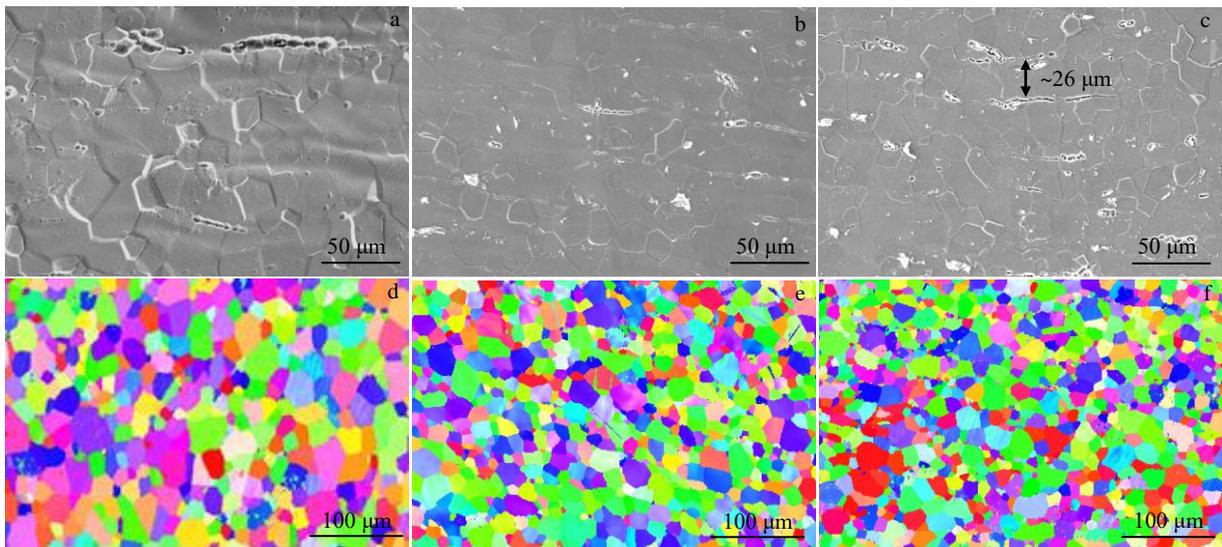


图4 退火态 TiC/Ti 复合材料样品的 SEM 形貌和 EBSD 分析

Fig.4 SEM morphologies (a-c) and EBSD analysis (d-f) of annealed TiC/Ti composite samples: (a, d) 30S, (b, e) 60S, and (c, f) 120S

间厚度小于烧结态材料（烧结态材料 TiC 层间厚度为约 70 μm ，退火态材料层间厚度为约 26 μm ）。图 4d~4f 分别为退火态样品的反极图。经过退火后，材料已经完成了再结晶，晶粒为细小的等轴晶；同时，随沉积时间增加，退火态材料的晶粒尺寸也逐渐减小（30S、60S、120S 样品的平均晶粒尺寸分别为 22.7、16.3、13.5 μm ）。

2.2 力学性能

图 5 为 TiC/Ti 复合材料的室温拉伸应力-应变曲线。由图 1、图 3 及图 4 的微观组织可知，复合材料中的 TiC 均平行于拉伸方向分布。本课题组之前的研究报道了烧结态纯钛的屈服强度（YS）和抗拉强度（UTS）分别为 324 MPa 和 428 MPa^[21]，由图 5a 中烧结态复合材料的应力-应变曲线结果表明，随沉积时间的增加，烧结态材料的屈服强度（YS）和抗拉强度（UTS）不断增加，其中烧结态 120S 样品的 YS 和 UTS 分别达到了 413 MPa

和 555 MPa，但是伸长率明显恶化。图 5b 为退火态复合材料的应力-应变曲线。随沉积时间的增加，退火态材料的强度也呈现不断增加的趋势。相比于烧结态 120S 样品，退火态 120S 样品的 YS(477 MPa)和 UTS(568 MPa)分别提高了 15.5%和 2.3%，同时，伸长率也由 15%提高到了 27%，达到了较好的强塑性匹配。因此，对层状复合材料进行轧制退火处理，进一步调控复合材料的组织和层状分布特征，可以实现复合材料强度和塑性的进一步改善。

2.3 断口形貌

拉伸试验后材料的断口形貌如图 6 所示。其中图 6a~6c 分别为烧结态材料的断口形貌，随沉积时间的增加，复合材料断口中韧窝尺度变小，且出现一些微裂纹。值得注意的是，在裂纹中可以发现原位自生的 TiC 相，这说明裂纹多发生在 Ti 基体和 TiC 之间的界面处。

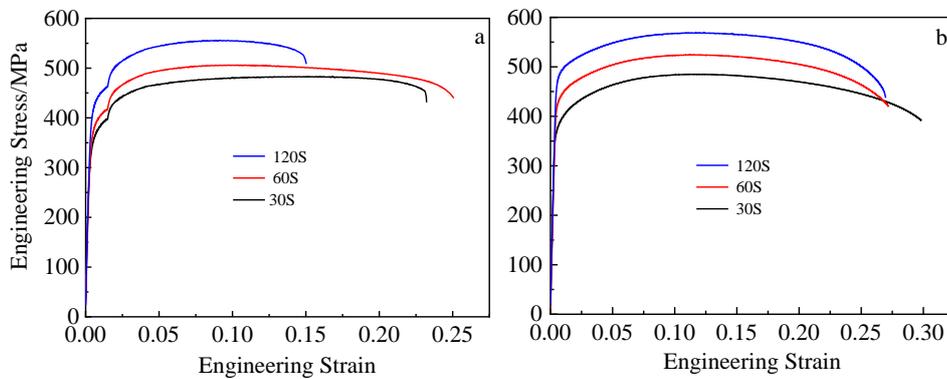


图 5 烧结态及退火态 TiC/Ti 复合材料样品拉伸试验测试结果

Fig.5 Engineering stress- engineering strain curves of the sintered (a) and annealed (b) TiC/Ti composite samples

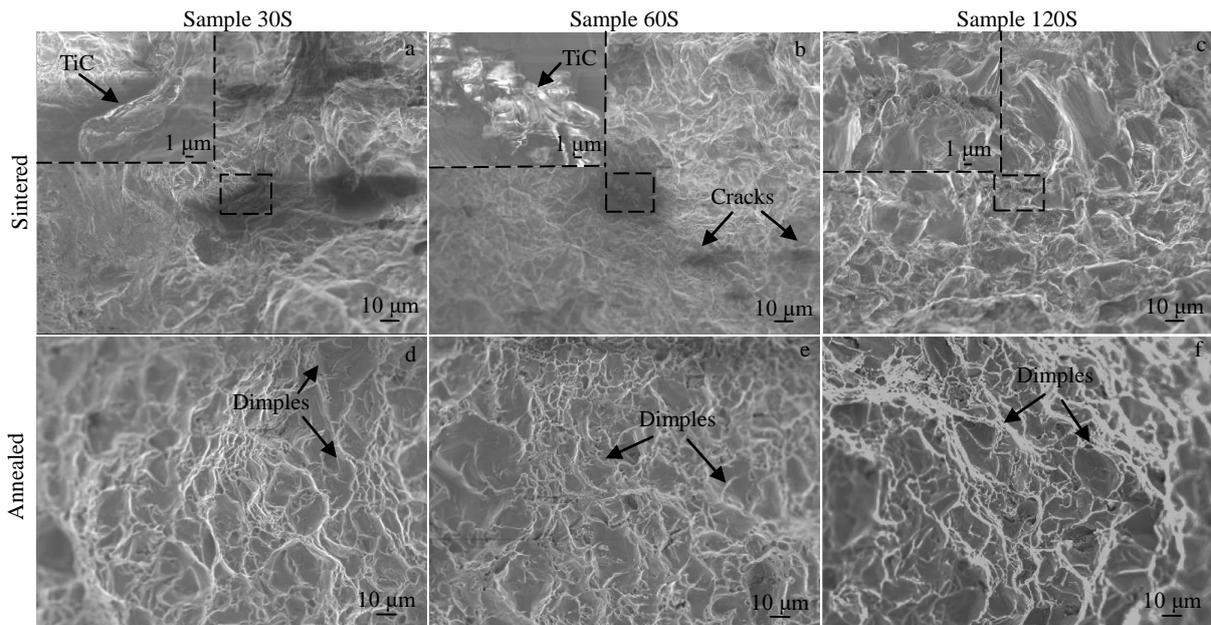


图 6 TiC/Ti 复合材料样品断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of the TiC/Ti composite samples (the insets in Fig.6a-Fig.6c show the high magnification images of marked regions)

一方面,由于Ti基体和TiC的变形能力不协调,在拉伸过程中界面处容易产生应力集中,因此TiC附近容易萌生裂纹^[25]。另一方面,在复合材料断口表面可以发现TiC一部分牢固地嵌入Ti基体中,另一部分被拉出基体外(图6a~6b),表明界面TiC起很好的连接作用从而能有效地传递载荷。图6c为沉积时间120 s样品的断口形貌,由于TiC体积分数不断增大,在界面形成了连续微孔,连续微孔容易连接成裂纹,使局部区域的界面脱粘,造成复合材料塑性降低。图6d~6f分别为退火态材料的拉伸断口形貌,有别于烧结态材料,退火态材料的断口未出现界面脱粘现象,而是形成大量尺寸均匀的韧窝,进一步表明烧结态材料经过轧制退火后塑性得到明显改善。

3 讨论

3.1 烧结态材料微观组织及力学行为分析

本研究中烧结态材料中的TiC(图1~图3)是由Ti与GOs中的C原位反应合成,Mu等人^[26]详细研究了Ti与二维碳纳米材料—石墨烯纳米片(graphene nanoplates, GNPs)的交互作用并详细阐明了原位TiC的生长过程,其生长分为初始形成、快速致密化和TiC层完全致密化3个阶段。本研究烧结态复合材料中的原位TiC也遵循相似的生长机制:TiC晶核在平行于GOs-Ti界面的方向生长,直至形成连续的TiC层,当外层TiC达到致密状态时,GOs中的C原子穿过TiC层到达Ti基体并发生原位反应使TiC继续生长,直至GOs全部转变为原位TiC。

由图1的SEM结果表明,随沉积时间的增加,界面TiC层变厚且更连续,有助于阻止Ti晶粒穿过界面层继续生长,从而细化Ti晶粒(图3)。烧结态材料的屈服强度和抗拉强度随沉积时间的增加而不断提高(图5a),根据本课题组之前针对TiC/Ti层状复合材料强化机制的相关研究^[27]可知,图5a中烧结态材料强度提升归因于细晶强化、固溶强化、载荷传递所带来的额外强化以及热错配强化。

TiC的分布形式显著影响复合材料的断裂行为。金云学等人^[28]对TiC均匀分布的Ti-0.4%TiC复合材料的断裂过程进行了原位观察并发现,随着外加应力的增加,处于有利位向的微裂纹不断扩展,并与周围的裂纹连接形成主裂纹,当裂纹扩展受阻时,裂纹前方TiC/Ti界面附近形成大量新的裂纹,并通过相互连接等方式向前扩展,裂纹扩展到一定程度后试样全面失稳而快速断裂;Tan等人^[25]研究了TiC/Ti层状复合材料的断裂行为,当层状复合材料受外加应力时,TiC层中心出现分层破坏,随应力的增加,Ti层的塑性变形能钝化TiC层裂纹,此外,层状结构导致的裂纹偏转、分层和裂纹桥接也能显著消

耗断裂能量,提高材料的韧性,本课题组之前的研究^[27]也发现TiC/Ti层状复合材料具有良好的抗裂纹扩展能力。本研究中复合材料的TiC层属于脆性层,Ti基体是延性层,当复合材料受到拉伸应力时,由于TiC层与Ti基体之间发生不协调变形导致界面处产生较大应力,裂纹容易在界面处萌生。随TiC体积分数的增加,Ti基体的连通性降低,界面处形成的微孔很容易连接形成裂纹(图6c)并加速裂纹扩展,导致沉积时间120 s样品的伸长率显著降低。

3.2 退火态材料的微观组织及力学行为分析

烧结态材料在轧制过程中晶粒沿轧制方向逐渐拉长,与基体结合的TiC也开始沿轧制方向逐渐铺展,70%变形量的轧制导致材料厚度下降,TiC层间厚度也随之下降。表1列出了烧结态和退火态沉积时间120 s样品中TiC的形貌和分布特征。轧制态材料经再结晶退火后,TiC仍保留了层状分布特征,但是有别于烧结态材料,由于轧制变形的影响,退火态材料中条状TiC得到破碎连通性降低(图4c),烧结态材料中条状TiC最大长度约30 μm ,而退火态复合材料中TiC最大长度约为10 μm (表1)。轧制变形后TiC的有效破碎导致Ti基体连通性提高,在受到拉伸应力时,TiC/Ti界面处产生的微裂纹很容易被Ti基体的塑性区钝化,因而基体的连通性显著影响复合材料的塑性。烧结态沉积时间120 s样品的基体连通性显著低于沉积时间30 s样品,裂纹在扩展过程中较难被基体钝化,导致烧结态沉积时间120 s样品的伸长率最低;而退火态沉积时间120 s样品中的TiC得到充分破碎,使基体保持较高的连通性,因此退火态沉积时间120 s样品的伸长率仅略低于退火态沉积时间30 s样品。此外,退火态材料的晶粒尺寸相对于烧结态材料也得到了细化,晶粒细化有利于材料强度的提升。因此,将烧结态材料经过冷轧和退火处理,通过调控晶粒组织和TiC的分布,使退火态材料到达了较好强塑性匹配。

表2列出了几种针对TMCs塑韧性改善的常用方法以及复合材料的力学性能。Liu等人^[29]对SPS烧结的复合材料进行热处理使TiBw晶须在GNPs上形核进而增强了Ti与GNPs的界面结合强度,复合材料展现了良好的强塑性匹配。黄等人^[30]通过提高挤压比(由9:1到16:1)

表1 样品120S中TiC的形貌和分布特征

Table 1 Morphology and distribution characteristics of TiC in 120S sample

State	Maximum length/ μm	Morphology	Distribution characteristic
Sintered	30	Granular and stripy	Layered distribution
Annealed	10	Granular	Layered distribution

表 2 钛基复合材料的力学性能

Table 2 Mechanical properties of TMCs

Sample	UTS/MPa	δ /%	Method	Ref.
TiC/Ti	555	15	SPS	This work
TiC/Ti	568	27	Cold rolling+annealing	
(GNPs+TiBw)/Ti	701	10.1	SPS	[29]
(GNPs+TiBw)/Ti	789	22	Heat treatment	
TiBw/TC4	1108	8.3	Extruding	[30]
TiBw/TC4	1206	12	Extruding	
TiBw/Ti	908	4	Sintering	[31]
TiBw/Ti	1068	6.3	Rolling	
TiB/Ti	683	15.2	Sintering	[32]
TiB/Ti	735	21.4	Sintering	
(TiC+TiB)/Ti	834	1.2	Selective laser melting	[33]
(TiC+TiB)/Ti	946	4.8	Selective laser melting	
Ti-TiB/Ti	569	12.7	Diffusion welding	[34]
Ti-TiB/Ti	538	18	Diffusion welding	

使 TiBw/TC4 复合材料的伸长率由 8.3% 提高到 12%，力学性能的改善得益于挤压变形过程带来的增强相破碎、网状结构参数改变以及基体组织细化。Huang 等人^[31]发现对 TiBw/Ti 复合材料进行轧制可进一步分散 TiBw 和降低 TiBw 的长径比，进而优化复合材料的综合性能。Wang 等人^[32]采用真空烧结方法制备了原位 TiB/Ti 复合材料，通过调控增强体体积分数的优化了复合材料的伸长率。Zhou 等人^[33]采用激光选区熔化技术 (selective laser melting, SLM) 制备了原位 (TiC+TiB)/Ti 复合材料，并通过调整增强体含量进而调控了复合材料的微观结构 (由板条状到树枝状)，实现了复合材料塑韧性改善的目标。Liu 等人^[34]通过扩散焊接的方法制备了一系列不同 Ti 层厚度的 Ti-TiB/Ti 复合材料，通过增加 Ti 层厚度可使复合材料的伸长率显著提高，但不可避免地带来了强度的降低。值得注意的是，本研究采用传统冷轧和退火工艺，使 TiC/Ti 复合材料在强度稍微提升的同时伸长率由 15% 提高到 27%，获得了优异的强塑性匹配。烧结态复合材料断口存在明显的界面脱粘现象 (图 6c)，而退火态复合材料呈现典型的韧性断裂特征 (图 6f)，表明冷变形并退火后材料塑性改善得益于 TiC 的有效破碎及 Ti 基体连通性的提高。

4 结 论

1) 随沉积时间/增强体体积分数的增加，烧结态 TiC/Ti 复合材料的强度不断提高。大尺寸长条状 TiC 的存在导致烧结态沉积时间 120 s 样品的塑性显著恶化。

2) 烧结态材料经过冷轧退火后晶粒变为等轴晶，长条状 TiC 得到有效破碎，退火态材料中的 TiC 仍保持层

状分布特征。

3) 相比于烧结态材料，退火态层状 TiC/Ti 复合材料强度稍微提高的同时伸长率也得到了改善 (沉积时间为 120 s 退火态样品保持较高强度的同时伸长率由 15% 提高到 27%)。塑性的提高得益于 TiC 相有效破碎及 Ti 基体连通性提高。

参考文献 References

- [1] Zhang Di(张 荻), Zhang Guoding(张国定), Li Zhiqiang(李志强). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(4): 1
- [2] Xiang Juan(项 娟), Han Yuanfei(韩远飞), Liu Jiayu(刘家瑜) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 901
- [3] Zhang Changjiang(张长江), Lin Sibao(林思波), Zhang Shuzhi(张树志) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 185
- [4] Lü Weijie(吕维洁). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(4): 41
- [5] Mu X N, Cai H N, Zhang H M et al. *Materials & Design*[J], 2018, 140: 431
- [6] Sivakumar G, Ananthi V, Ramanathan S. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 21(1): 82
- [7] Liu Y, Dong L L, Lu J W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 819: 152 953
- [8] Yan Z, Chen F, Cai Y et al. *Powder Technology*[J], 2014, 267: 309
- [9] Shi S, Cho S, Goto T et al. *Materials Today Communications*[J], 2020, 25: 101 522

- [10] Zhang F M, Wang J, Liu T F *et al. Materials & Design*[J], 2020, 186: 108 330
- [11] Hayat M D, Singh H, He Z *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2019, 121: 418
- [12] Ni D R, Geng L, Zhang J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 478(1-2): 291
- [13] Saba F, Zhang F, Liu S L *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2019, 167: 7
- [14] Agrawal P, Sun C T. *Composites Science and Technology*[J], 2004, 64(9): 1167
- [15] Huang L J, Geng L, Peng H X *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2010, 527: 6723
- [16] Duan H Q, Han Y F, Lu W J *et al. Materials & Design*[J], 2016, 99: 219
- [17] Meng L L, Wang X J, Ning J L *et al. Carbon*[J], 2018, 130: 222
- [18] Meng L L, Wang X J, Hu X S *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2019, 116: 138
- [19] Askarnia R, Ghasemi B, Fardi S R *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 403: 126 410
- [20] Wang C F, Li J, Sun S F *et al. Composites Science and Technology*[J], 2016, 135: 46
- [21] Wu H, Lei C X, Du Y *et al. Ceramics International*[J], 2021, 47(8): 11423
- [22] Choi Y, Rhee S W. *Journal of Materials Science*[J], 1993, 28(24): 6669
- [23] Dong L L, Xiao B, Liu Y *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44(15): 17 835
- [24] Wang M M, Lu W J, Qin J N *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54(11): 1955
- [25] Tan Y D, Xu L Y, Xu Z Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767: 138 296
- [26] Mu X N, Zhang H M, Chen P W *et al. Carbon*[J], 2021, 175: 334
- [27] Lei C X, Du Y, Zhu M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 812: 141 136
- [28] Jin Yunxue(金云学), Li Jungang(李俊刚). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(5): 764
- [29] Liu L, Li Y K, Zhang H M *et al. Ceramics International*[J], 2021, 47(3): 4338
- [30] Huang Lujun(黄陆军), Geng Lin(耿林). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2016, 35(9): 12
- [31] Huang L J, Cui X P, Geng L, *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22: s79
- [32] Wang L, Zhang L, Luo L S *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(3): 6343
- [33] Zhou Y, Yang F, Chen C G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 911: 165 042
- [34] Liu B X, Huang L J, Wang B, *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 617(3): 115

Microstructure and Mechanical Properties of TiC/Ti Composites with Laminated Structure

Wu Hao¹, Zhang Long¹, Yu Jiashi^{2,3}, Huo Wangtu², Chen Hao¹

(1. Xi'an Noble Rare Metal Materials Co., Ltd, Xi'an 710201, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: In order to balance the strength and ductility of titanium matrix composites (TMCs), the graphene oxides (GOs) were electrophoretically deposited on pure Ti foils, then the deposited Ti foils were treated by spark plasma sintering (SPS) process, and finally the in-situ TiC/Ti composites with layered structures were obtained. In order to further ameliorate the comprehensive mechanical properties, the sintered composites were subjected to cold rolling and annealing. Results show that GOs on the Ti foil surface reacts with Ti matrix to form the in-situ TiC phases during sintering process, thus forming TiC/Ti layered composites. With increasing the deposition duration, the content of TiC distributed between Ti layers is increased. After cold rolling and annealing, the grains of annealed composites are equiaxed, and the TiC still presents the layered distribution characteristic. When the deposition duration is 120 s, the ultimate tensile strength (UTS) and the elongation (δ) of sintered material are 555 MPa and 15%, respectively; UTS and δ of annealed material are 568 MPa and 27%, respectively. Compared with the sintered materials, the annealed material achieves good strength-plasticity synergy. In addition, the strengthening and toughening mechanisms of composites were discussed based on the analysis of microstructure and fracture behavior.

Key words: titanium matrix composites; laminated structure; mechanical property; microstructure