

激光增材制造高温合金复合材料研究进展

任庆国, 姚志浩, 董建新, 叶献文

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: 对增材制造技术在高温合金复合材料中的研究进行了系统全面地梳理归纳, 综述了增材制造高温合金复合材料的粉末混合、冶金过程以及强化机制, 并且在增材制造高温合金复合材料显微组织、缺陷及其性能方面进行详细对比分析。在此基础上, 分析了增材制造高温合金复合材料研究现状及进展, 并且对高温合金复合材料新增增强相设计、增强相添加方式及其对蠕变、疲劳性能的影响机制等的研究进行了展望。希望对增材制造高温合金复合材料的研究和发展提供参考。

关键词: 增材制造; 高温合金; 复合材料; 强化机制; 显微组织; 材料性能

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)10-3617-13

随着航空业的高速发展, 亟需研发新一代先进航空发动机。为获得更高的发动机推重比, 涡轮进气温度不断提高^[1], 这对现有航空发动机热端部件材料带来挑战。镍基高温合金因具有卓越的性能, 如优异的高温强度、韧性、延展性、抗氧化性和耐腐蚀性, 因此广泛应用于航空、航天、军事、海洋、化工和石化行业^[2]。特别是在航空发动机领域中, 镍基高温合金是应用最广泛的热端部件材料^[3], 但现有合金难以满足更高推重比发动机对材料的要求, 对于高性能镍基高温合金材料的需求愈发迫切。利用激光增材制造方法研制复合高温合金材料, 加之增材制造技术可对航空发动机结构优化, 进而提高航空发动机推重比^[4]。因此, 使用增材制造技术研究设计高性能高温合金已成为重要的研究发展方向。

增材制造技术具有直接从原料(通常是粉末材料)制造致密零件的优势。由于几何设计和工艺操作的高度自由度, 增材制造技术展现了对具有任意配置的用户定义三维零件进行净成形的卓越能力。更为重要的是增材制造技术由于其非传统的材料增量制造理念以及激光工艺的高度非平衡冶金特点, 以及独特的微观结构和性能为开发新材料、复杂结构提供了一种有益方法^[5]。激光增材制造技术主要包括以同步送粉为主要技术特征的激光熔化沉积(laser melting deposition, LMD)和以粉末床为主要技术特征的选区激光熔化(selective laser melting, SLM) 2 种方法。激光熔化沉积技术是将增材制造的叠层制造原理和激光熔覆技

术有机结合起来的一种典型增材制造工艺, 以金属粉末为原材料, 通过激光熔化、快速凝固、逐层沉积成型金属零件^[6]。选区激光熔化利用高能激光束将金属粉末完全熔化, 然后快速冷却成型得到高致密度、高精度的金属零件。SLM 技术可以实现力学性能优于铸件的高复杂性构件的直接制造, 成型件精度较高, 表面稍经处理即可达到使用精度要求, 适合制造内部结构复杂且传统方法很难加工的复杂工件^[7]。

在增材制造领域中使用的高温合金大多是高温强度较低的高温合金如 GH4169、GH3536 等, 使用高强度高温合金作为增材制造材料在制造过程中往往会出现裂纹等缺陷^[8-9]。因此, 为缓解或消除增材制造高强度高温合金中的裂纹, 并对高温合金进行优化设计, 增材制造技术已经成为发展新型高性能高温合金的重要方法。研究表明, 增材制造高温合金复合材料可以显著改善基体高温合金的高温力学性能^[10-16], 优化比强度、疲劳性能、断裂韧性、耐磨性以及传统材料无法实现的低热膨胀系数, 被认为是重要的结构材料。以粉末原料形式加入增强相以获得金属基复合材料被广泛认为是最具成本效益 and 环境保护的策略之一^[11]。同时, 增材制造高温合金中所添加的增强相能够显著缓解消除合金增材制造过程中的裂纹产生^[12-13]。

鉴于此, 本文较为系统地综述了增材制造高温合金复合材料的制备及冶金过程, 总结分析了增材制造高温合金复合材料的不同强化机制; 此外, 在增材制造高温合金复合材料组织及性能方面也开展了探究工

收稿日期: 2022-10-05

基金项目: 国家自然科学基金(51771017, 52271087)

作者简介: 任庆国, 男, 1994 年生, 硕士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: ren_qingguo@163.com

作，最终归纳提出了增材制造高温合金复合材料的未来发展前沿方向。本文将为增材制造高温合金复合材料的研究发展提供数据和参考。

1 增材制造高温合金复合材料制备与冶金过程

1.1 复合粉末制备

对于高温合金复合材料增材制造粉末，通常使用的是将基体高温合金粉末和增强相粉末相混合的方法来制备。基体高温合金粉末需要满足 SLM 或 LMD 工艺要求。对于增强相有研究报道，颗粒增强高温合金复合材料强化效果随着强化颗粒尺寸的减小而提高，但是，当尺寸达到亚微米和纳米级时，高表面积与体积比以及强大的范德华力使增强材料聚集并形成簇^[14]。这意味着如何将增强颗粒均匀分散在高温合金粉末中成为首要问题。目前，高能球磨法及高速混合法等物理混合方法广泛用于分散增材制造复合粉末。需要注意的是，增强相一般选用 100 nm~10 μm 大小粉末，粉末过于细小将导致混粉过程无法有效地将增强相和基体粉末混合均匀，而过大的粉末会在增材制造过程中无法充分和基体熔合导致材料力学性能下降。

高能球磨法是分散亚微米增强颗粒的常用方法之一。使用球磨方法混合增材制造复合粉末能够得到均匀混合的复合粉末，如图 1b^[15]所示，为混合均匀的复合粉末表面形貌；图 1a 为增材制造所使用的原始球形高温合金粉末。但需要注意，由于球磨的强烈碰撞冲击，这种混合过程产生的高能量会改变基体球形颗粒的形状，破坏其表面形态和球形度，使其流动性变差^[16]。Tan 等^[17]通过球磨法混合复合粉末后发现，大部分粉末颗粒破碎并焊接在一起，导致形状不规则的机械合金化粉末并且导致粉末尺寸增大。如图 2 所示，球磨前的粉体粒径为 2~400 μm（图 2a），球磨后粉体粒径为 30~600 μm（图 2b）。因此，为防止在研磨过程中粉末的过度冷焊，通常添加 0.5%(体积分数)的乙醇到研磨室中^[18]。另外，每运行一段时间后进行停止冷却以防止过热也是一种有效方法^[19]。

球磨法混合复合粉末所需时间较长，并且混合过程中的机械合金化过程容易导致粉末变形，因此新的机械混合方法—高速混合方法也广泛应用在增材制造高温合金复合粉末制备中。与球磨法相比，高速混合法制备混合均匀的粉末所需时间仅需几十分钟，相比球磨法的几十小时极大地提高了效率，Han 等^[20]使用高速混合方法成功制备均匀混合的高温合金复合粉末，研究结果表明，作为增强相的 WC 团簇被成功地分散在 Hastelloy X 高温合金（简称 HX 高温合金）粉

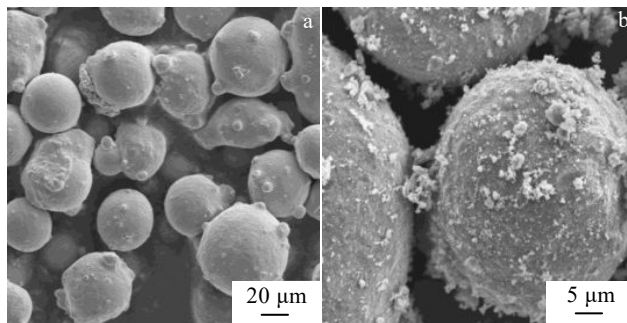


图 1 增材制造用高温合金粉末和混合均匀的高温合金复合材料粉末典型形貌

Fig.1 Typical morphologies of superalloy powder (a) and well mixed superalloy composite powder (b) for additive manufacturing^[15]

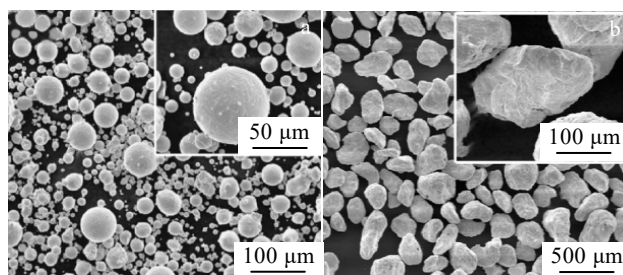


图 2 增材制造用高温合金复合材料粉末球磨处理前后形貌及粉末尺寸分布

Fig.2 Morphologies and size distributions of superalloy composites powder before (a) and after (b) ball milling^[17]

末表面，这表明高速混合过程能够通过克服范德华力分离粉末团簇。应该注意的是，使用高速混合方法不能混合大质量分数增强相的复合粉末。Han 等^[21]通过添加不同质量分数的 TiC 纳米颗粒到 HX 高温合金中，发现 3% TiC 纳米颗粒为适用于 HX 高温合金的最高含量。这是因为当 TiC 含量大于 3%时，粉末原料中有显著的 TiC 纳米颗粒团聚，说明高速混合技术无法破坏高质量分数 TiC 纳米颗粒所形成的团簇。

1.2 冶金过程及机制

1.2.1 马兰戈尼效应 (Marangoni effect)

在激光增材制造过程中，激光束的空间强度分布遵循高斯分布，使表面熔池的中心和边缘之间会产生陡峭的热梯度。由于表面张力是温度的函数，温度梯度和化学浓度梯度的存在会导致熔池中心和边缘之间的表面张力发生相应的变化，从而形成马兰戈尼效应并产生液体毛细力^[22]。马兰戈尼效应源自熔池表面的

张力梯度，熔融流体倾向于从熔池中的高温区域流向相对较冷的区域。马兰戈尼效应引起的熔池强烈搅拌为熔融复合材料混合均匀提供了重要的驱动力，从而改善复合材料的液固润湿特性和致密度^[15]。

在增材制造高温合金复合材料中，熔融液体在马兰戈尼效应的作用下流动并润湿固体颗粒。随后，液体毛细力作用在增强相上并加速它们的运动和重排，而不是进一步将它们聚集在一起，这利于颗粒增强体在最终固化复合材料整个枝晶间基体中的均匀分布。因此，增强相的分布状态主要取决于增强相与动态马兰戈尼效应之间的相互作用。马兰戈尼效应的强度可以通过马兰戈尼无量纲数 (Ma) 来进行估计^[23]：

$$Ma = \frac{\Delta\sigma L}{\mu V_k} \quad (1)$$

其中， $\Delta\sigma$ 是马兰戈尼效应的表面张力差， L 是自由表面的长度， μ 是动态粘度， V_k 是运动粘度。可以很明显地总结出马兰戈尼效应的强度与熔池内的动态粘度成反比的结论。而熔池的动态粘度 μ 与温度有很强的相关性，可以定义为^[24]：

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{kT}} \gamma \quad (2)$$

其中， m 是原子质量， k 是玻尔兹曼常数， T 是熔池的温度， γ 是液体的表面张力。在较低的熔池温度下，熔融液体的动态粘度增加。随着施加的激光能量增加，由粘度降低引起的马兰戈尼效应强化有效地促进了增强相的重排，避免了增强相的团聚，有利于增强相在整个最终凝固的基体中均匀分布。

1.2.2 添加相影响

增材制造高温合金复合材料粉末的物理性质会因增强相的添加而产生变化^[25]，特别是复合粉末的激光吸收和热导率。当增强相附着在金属粉末表面时，增材制造复合粉末的激光吸收率和有效热导率发生改变。与原始金属粉末相比，附着的细颗粒使表面更粗

糙，从而提高了激光吸收率^[26]。并且，无论增强相的热导率高于还是低于基体，添加增强相都能够降低粉末材料的热导率，因为增强相覆盖在金属粉末的表面形成界面热阻^[27]，导致需要更高的激光能量密度来完全熔化复合粉末。因此复合粉末原料的物理性质的变化对增材制造高温合金复合材料的凝固过程有着显著影响。

Zhang 等^[28]研究发现在 HX 高温合金中添加 TiB_2 颗粒后，材料成型的最佳激光能量密度降低。通过计算较低激光能量密度值下未熔化颗粒的比例发现，纯 HX 高温合金 (图 3a) 和 2% TiB_2 /HX 复合材料 (图 3b) 中未熔化区域的比例分别为 3.15% 和 1.58%。表明在相同的激光能量密度下，2% TiB_2 /HX 复合材料样品中的未熔化区域要小得多，说明添加 2% TiB_2 后，激光吸收率提高，复合粉末熔化更充分。

Ma 等^[29]发现添加纳米颗粒可以显著降低复合体系的热影响区且增加了熔化区，图 4 展示了镍基纳米复合材料在激光照射下的特殊熔化和凝固特性。这种异常现象主要是由于纳米颗粒可以降低系统的热导率，从而减少向基板的热传递。同时，纳米颗粒可以增加熔体的粘度，抑制热毛细流动，进而减少熔池中的热对流。

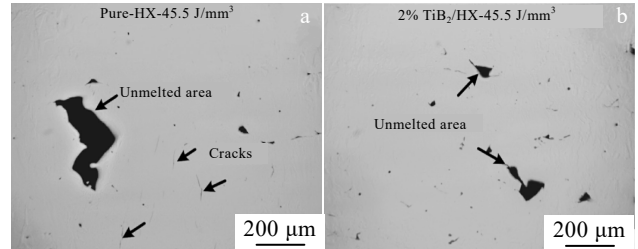


图 3 有无增强颗粒的增材制造高温合金中的未熔化区情况
Fig.3 Unmelted area in the additive manufactured pure HX (a) and 2% TiB_2 /HX composite (b) at the same laser power density^[28]

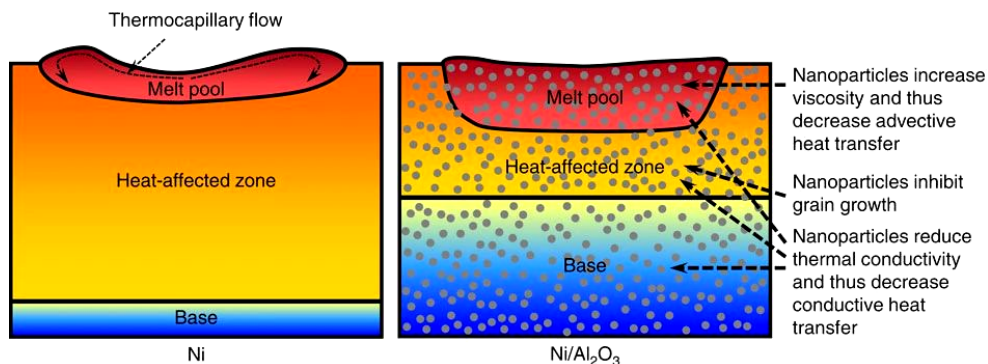


图 4 镍基高温合金复合材料增材制造过程中纳米颗粒的冶金改性机理

Fig.4 Mechanism for metallurgical modification by nanoparticles during laser melting of Ni-based composites^[29]

2 增材制造高温合金复合材料强化机制

2.1 细晶强化 (fine grain strengthening)

在增材制造高温合金复合材料中, 纳米增强相起到了异质成核剂的作用并促进了形核, 熔池含有足够的形核质点, 固液界面前沿新晶粒的异质形核会增加, 从而形成细晶, 产生细晶强化。复合材料晶粒细化程度是由两方面原因决定, 即增材制造过程中快速凝固产生的超细结构和均匀分散的增强相颗粒对金属基体晶体生长的钉扎效应。增强相颗粒的存在影响了凝固过程中基体的结晶成核和结晶生长。熔池中的增强相颗粒倾向于对晶粒和相界的移动产生拖曳/钉扎效应^[30]。因此, 凝固体系中的熔体形核率提高且晶粒长大缓慢, 有利于细晶结构的形成。

激光快速熔化凝固过程产生的超细结构受到成核颗粒和溶质 2 个主要因素的影响, 晶粒大小 d 可以表示为^[31]:

$$d = \frac{1}{\sqrt[3]{f\rho_v}} + \frac{D\Delta T_n}{vQ} \quad (3)$$

式中, ρ_v 为成核粒子的体积数密度; f 表示活化粒子的分数; D 为扩散系数; v 代表晶体生长速度; ΔT_n 是活性成核所需的过冷度, Q 是生长限制因子。根据式 (3) 可知, 增加成核粒子的数量密度也可以大大细化增材制造合金的微观结构。

添加的增强相颗粒为异相形核提供了额外的条件, 并且由于晶核位置更多, 外延生长变得不明显, 导致增材制造形成的柱状晶向等轴晶转变。此外, 晶粒细化使纳米复合材料样品中的晶界更多, 增强了晶界的凝聚力, 这在消除晶间微裂纹中起着至关重要的作用^[21]。同时, 基于 Hall-Petch 理论^[32], 细晶强化是复合材料中的一种重要强化机制。

2.2 热膨胀失配强化 (coefficient of thermal expansion, CTE)

由于高温合金基体和增强相颗粒之间的热膨胀系数不匹配, 并且基体和增强相粒子之间的热膨胀差异随着温度的增加而增加, 增强相颗粒和基体界面附近的区域表现出更高的位错密度, 这种热膨胀系数不匹配是复合材料位错显著增加的主要原因。位错密度可以用式(4)表达^[33]:

$$\rho_d = \frac{A\Delta\alpha\Delta T V_p}{bd_p(1-V_p)} \quad (4)$$

式中, b 是伯氏矢量, A 是每个纳米颗粒的总表面积, $\Delta\alpha\Delta T$ 是热失配应变, d_p 和 V_p 是纳米颗粒的平均尺寸和体积分数。可以看出, 复合材料的整体位错密度与基体同增强相之间的热失配成正比。更进一步, 复合

材料的强度增幅与位错密度有式(5)所示关系^[33]:

$$\Delta\sigma_c = \beta G_m b \sqrt{\rho_d} \quad (5)$$

式中, β 是常数, G_m 是剪切模量, b 是伯氏矢量。显然, 复合材料的强度增幅随着位错密度的增加而增加。这意味着增强相与基体之间的热膨胀系数不匹配导致的位错密度增加是一个不可忽略的提高复合材料强度的机制。

相关研究表明这种热膨胀系数不匹配强化在多种不同增强相强化高温合金中存在。Ma 等^[34]的研究证明 TiC 颗粒周围的基体经历了固-液-固转变过程, René104/TiC 界面经历了从压应力到拉应力的转变, 进一步增加了界面处的位错密度。Chen 等^[17]通过向 K418 高温合金中添加纳米石墨烯片发现, 添加石墨烯导致位错密度更高。基体和石墨烯之间的热膨胀系数和弹性模量的巨大差异导致凝固过程中产生了残余应力, 从而导致石墨烯附近的位错密度增加。Han 等^[20]利用 EBSD 分析 WC 颗粒增强 HX 高温合金发现, 与纯 HX 高温合金相比, 增材制造复合材料样品中检测到更高的位错密度。

2.3 奥罗万强化 (Orowan strengthening)

增材制造高温合金复合材料中奥罗万强化机制同样重要。复合材料中纳米增强颗粒可以作为晶体中的钉扎点, 阻止位错的运动, 降低了位错迁移, 如图 5^[19]所示。在整个基体中均匀掺入超细增强颗粒是阻止位错运动的有效方法, 或者使位错在能量上不倾向于移动, 增材制造高温合金复合材料零件的强化效果因此得以实现。弥散强化颗粒对强度的贡献可以按式(6)计算^[33]:

$$\sigma_y = \frac{0.84MG_m b}{L_m - d_p} \quad (6)$$

式中, M 是泰勒因子, L_m 是平均粒子间距离, b 是伯氏矢量, G_m 是剪切模量, d_p 是粒子的平均尺寸。相关研究表明, 奥罗万环是低纵横比的 MC 碳化物增强的金属基复合材料中最重要的强化机制之一^[35]。

2.4 承载强化 (load-bearing strengthening)

承载强化是另一种可以提高增材制造高温合金复合材料力学性能的机制。由于增材制造过程中激光照射引起的温度低于增强相粒子的熔点温度, 因此高温合金完全熔化并迅速凝固, 而增强相纳米颗粒基本保持固态。由于纳米级连接和快速凝固, 增强相粒子和高温合金基体之间在原子水平上实现了强键合, 如图 6 所示^[21]。这种强共格键将促进界面处的负荷从高温合金基体转移至高强度增强相上从而进一步增加纳米复合材料的强度。承载强化可以用式(7)估算^[36]:

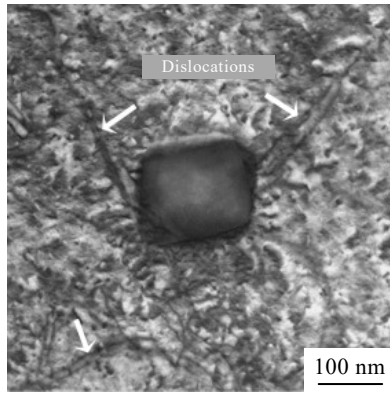


图 5 增材制造高温合金复合材料中增强相与位错的交互作用

Fig.5 TEM micrograph showing the interaction between the reinforcing phase and the dislocations in additive manufactured superalloy composites^[19]

$$\Delta\sigma_{\text{load}} = \frac{1}{2}V_p\sigma_m \quad (7)$$

式中, V_p 是颗粒的体积分数, σ_m 是基体的屈服强度。可以看出, 随着增强相颗粒体积分数的增加, 复合材料的承载强化变得更加重要。

Lv 等^[37]通过研究 TiC 颗粒增强 CM247LC 合金发现, 颗粒的承载强化和奥罗万强化是 TiC/CM247LC 纳米复合材料的主要强化机制。使用 HRTEM 观察 TiC 颗粒与基体界面, 未观察到缺陷, 说明 TiC 颗粒与 CM247LC 基体的原子水平结合可以有效促进界面处的载荷转移, 从而提高复合材料的力学性能。承载强化在增材制造金属基复合材料中广泛存在。Xi 等^[38]通过研究激光粉床熔融的 ZrC+TiC 增强 Al 基复合材料发现, 承载强化机制能够使金属复合材料强度提升约 39 MPa。

增材制造高温合金复合材料中的强化机制是其性能提升的关键。强化相的添加导致的细晶强化对增材制造复合材料的力学性能有着重要影响。增材制造高温合金复合材料中热失配强化及奥罗万强化机制导致其位错密度增加, 同时使其位错滑移受到阻碍, 这对于强度的影响作用显著。另外, 复合材料特有的载荷转移强化机制对于增材制造高温合金复合材料强度的变化同样重要。

3 增材制造高温合金复合材料显微组织与冶金缺陷

3.1 组织特征及形成机制

3.1.1 晶粒特征

在高温合金复合材料增材制造过程中, 高能量密

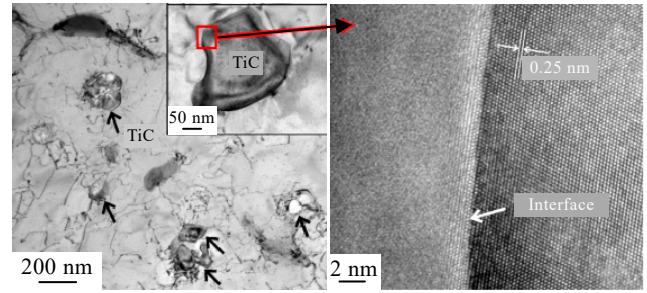


图 6 增材制造高温合金复合材料中增强相与基体的共格连接

Fig.6 Bright-field TEM images of additive manufactured 3% TiC/HX nanoparticles composites, showing the coherent interface between the matrix and TiC nanoparticles^[21]

度的激光与金属材料发生剧烈的交互作用, 材料表面局部区域快速加热随即快速冷却, 因此通常具有很高的温度梯度和冷却速率。基于经典凝固理论, 晶粒的微观结构主要由给定合金熔池中局部凝固条件决定, 包括温度梯度 G 和凝固速率 V , G/V 比值控制凝固模式, G/V 比值越大, 显微组织越倾向于形成柱状晶; 而 G 与 V 的乘积控制晶粒大小, G 与 V 的乘积越大, 最终的显微组织越细小。因此增材制造高温合金的显微组织主要是从基体沿着沉积方向外延生长的细小柱状晶粒, 且穿过了多层沉积层, 晶粒内部为细小的树枝晶。

增材制造高温合金复合材料显微组织主要影响因素为增强相颗粒能否为高温合金凝固形核充当异质点。增强相颗粒在凝固过程中充当异质形核质点促进了柱状晶向等轴晶的转变, 未添加增强相合金的显微组织是平行于构建方向的柱状晶粒, 添加增强相的合金的显微组织则显示出大量晶粒尺寸更细的等轴晶粒, 而这也导致 $\langle 001 \rangle$ 织构减少^[39]。添加增强相后导致晶粒细小也是原始合金中裂纹减少或消除的重要原因^[20]。值得注意的是, 添加增强相颗粒并不能防止元素偏析, 微裂纹的消除是由热应力的降低引起的。与枝晶间区域相比, 在晶界处熔融液体更容易完成补充, 使得晶界能够增强晶粒的粘附力。此外, 大量的晶界使热应力引起的应变更加均匀。因此, 即使在纳米复合材料中发生了元素偏析, 也消除了热裂。这一发现也与在镍基铸造高温合金研究中发现的晶界增加有助于耐热裂性提高相一致^[40]。

Han 等^[21]利用 EBSD 分析纳米复合材料的晶粒发现, 纳米复合材料中形成的晶粒小于纯 HX 高温合金中的晶粒, 发现添加质量分数 3% TiC 纳米颗粒能够细化纳米复合材料中的晶粒并增加晶界, 并且消除 HX 高温合金中的显微裂纹。Wei 等^[39]通过向 René 104 中

添加纳米 TiC 颗粒发现, 随着纳米 TiC 的引入, 平均晶粒尺寸显著减小了 77.9% (从 70.9 μm 降至 15.7 μm), 大角度晶界的比例从 27.6% 增加到 73.7%, 这是由于柱状晶向等轴晶粒转变 (图 7) 导致的锯齿形晶界增加, 使得大角度晶界比例显著增加。增材制造过程中 TiC 纳米颗粒与固液界面的相互作用及其扩散是晶粒细化和晶界变形的主要原因^[41]。同时, TiC 纳米颗粒在 René 104 基体中的均匀分散对晶界施加钉扎压力, 并可缓解增材制造过程中重复加热导致的晶粒长大^[42]。Zhang 等^[28]通过研究添加 2% TiB₂ 颗粒到 HX 高温合金中后晶粒尺寸和晶体取向的变化发现, 纯 HX 的晶粒尺寸大于复合材料样品的晶粒尺寸; 柱状晶粒在纯 HX 高温合金中占主导地位, 而在增材制造的复合材料样品中形成了许多几乎等轴的晶粒。复合材料样品中柱状晶粒的数量和尺寸减小, 表明 TiB₂ 颗粒在异相形核和晶粒细化中起重要作用。

3.1.2 界面层组织

在增材制造过程中, 高温合金粉末由于熔点较低能够完全熔化, 而添加的强化相由于具有较高的熔点, 只有表面层能够熔化。这样, 释放的原子和激光能量为梯度界面和扩散层的形成提供了物质和能量条件。增强相熔化释放的原子与基体原子相结合, 形成增强相与基体之间的梯度界面。一些增强相原子通过梯度界面扩散, 形成扩散区。当以能量密度较低的激光照射时, 由于能量不足使得梯度界面难以成形。随着激光能量密度越来越高, 熔池中聚集的能量也越来越多, 因此更多的原子被释放到熔池中。因此, 这 2 个条件为梯度界面的形成提供了物质和能量基础^[43]。梯度界面可以有效改善陶瓷/基体界面的润湿行为, 平衡两者的硬度差异, 并起到传递载荷、调节变形行为的作用。

Hong 等^[44]使用激光增材制造工艺制备 TiC 颗粒增强 In718 高温合金, 发现 TiC 增强相与基体之间形成了一个厚度为 0.8~1.4 μm 的连贯界面层。如图 8 所示, 基体中强碳化物形成元素 Nb 和 Mo 与 TiC 颗粒

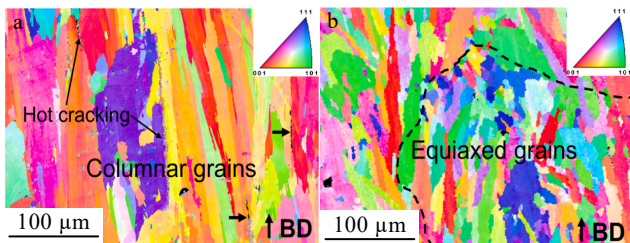


图 7 增材制造的 René 104 和 TiC/René 104 中晶粒形貌 IPF 图

Fig.7 IPFs of grains in as-printed René 104 alloy (a) and TiC/René 104 composites (b)^[39]

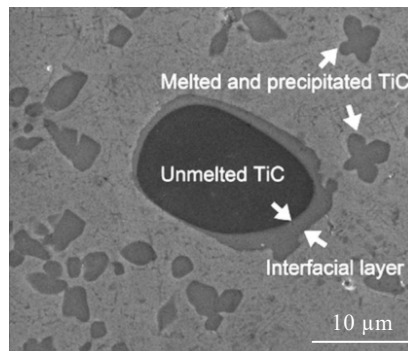


图 8 增材制造高温合金复合材料中的界面层微观组织
Fig.8 Microstructure of the interfacial layer in laser additive manufactured TiC/Inconel 718 composites^[44]

表面溶解的 Ti 和 C 发生反应而形成连贯界面层, 该界面层为 (Ti, M)C (M 为 Nb 和 Mo)。但当激光能量密度超过 160 kJ/m 时, 没有发现在增强颗粒和基体之间形成界面层, 并且增强相平均尺寸减小 2.6 μm 。

Rong 等^[45]通过增材制造制备 WC 增强 In718 高温合金, 研究了界面层的形成机制, 如图 9 所示。在增材制造过程中, W 和 C 原子由于表面熔化从 WC 颗粒中释放出来, 并与 Ni、Cr、Fe 这 3 种最丰富的元素发生反应, 导致原位梯度界面层形成 (W, M)C₃ (M: Ni, Cr, Fe) 碳化物。随着更多的激光能量输入, 更多的 C 和 W 原子被释放到熔池中, 从而导致 (W, M)C₃ 碳化物渐变界面层的平均厚度增加。同时, 更多的 C、W 原子从渐变界面层中扩散出来, 与基体中的 Ni、Cr、Fe、Nb 元素发生反应, 形成第 2 类扩散层 (W, M)C₂ 碳化物。在化学扩散过程中, 更多的 W 和 C 原子从增强相向基体的移动以及 Ni、Cr、Fe 原子从基体向颗粒表面的移动受到限制。并且随着扩散距离的增加, 扩散阻力也在增加。因此, 梯度界面层中 W 和 C 含量较多, Ni、Cr、Fe 含量较少, 而在扩散层, 情况正好相反。

3.1.3 析出相

增材制造高温合金复合材料中基体的析出相较于未添加增强相的高温合金并无太多差异, 最大的差异主要在于部分溶解的增强相与基体结合形成新析出相。另外, 增强相的不同对最终的新析出相也存在影响。由于添加的增强相的尺寸很小 (一般为纳米级^[46]), 如图 10 所示, 因此使用 XRD 技术几乎无法检测出是否含有相应的峰, 只能通过 SEM、EDS 和 TEM 等方法确定^[47]。

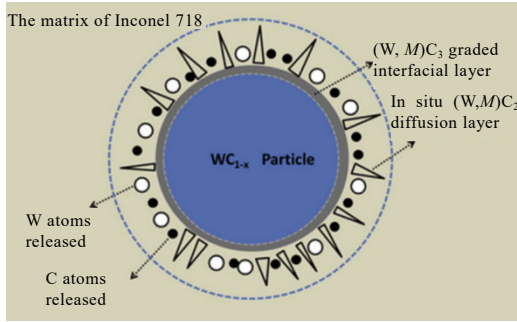


图 9 增材制造的 WC/In718 高温合金复合材料中界面梯度层生成机理示意图

Fig.9 Schematic diagram of the generation mechanism of the graded interfacial layer in the additive manufactured WC/In718 superalloy composite^[45]

增材制造的高温合金复合材料中，增强相尺寸相比原始强化相尺寸有所减小。Chen 等^[15]使用尺寸为 5~7 μm 的 TiC 颗粒制备 TiC/In625 高温合金复合材料，研究发现增材制造制备后的 TiC 增强相的表面变得明显平滑，并且在整个基体中的分布变得更加均匀。同时 TiC 增强相细化，其平均直径为几百纳米，这表明在增材制造过程中 TiC 颗粒部分溶解。这种增强相细化的现象在其他增材制造的金属基复合材料中同样存在，Zou 等^[48]使用增材制造方法制备平均直径为 6 μm 的 SiC 颗粒增强的 316L 不锈钢发现，微米级的 SiC 增强相基本消失，经过增材制造过程 SiC 颗粒细化为纳米级强化相。

Deng 等^[49]在使用石墨烯为增强相时，发现添加石墨烯可以促进其他沉淀相（富含 Nb 和 Mo 的 MC 碳

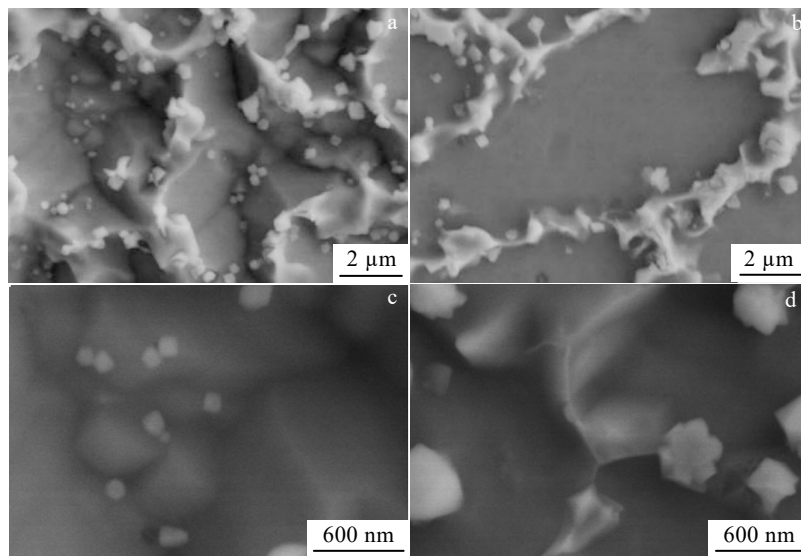


图 10 增材制造高温合金复合材料中的 TiC 增强相 SEM 形貌

Fig.10 High-magnification FE-SEM images showing the typical morphologies of TiC reinforcing particles in additive manufactured superalloy composites: (a) nano-TiC, (b) micro-TiC, (c) TiC inside the grain in Fig.10a, and (d) TiC on the grain boundary in Fig.10a^[46]

化物) 的形成。随着石墨烯含量从 0%增加到 0.1%，沉淀物的体积分数从 0.5%增加到 1.8%。这是由于在高强度激光束照射下，石墨烯中的 C-C 键可以部分断裂形成解离 C，解离的 C 可以与 Mo、Cr 和 Nb 反应并产生碳化物，从而导致碳化物的数量将随着石墨烯的添加而增加。另外，NbC 和 Laves 相普遍存在于 C 含量为 0.1%的激光熔覆 In625 涂层中，并且 NbC 在复合材料涂层中占主导地位，原因在于具有不同 C 含量的 In625 高温合金凝固序列不同。

Chen 等^[50]使用 TEM 研究了碳纳米管在增材制造高温合金复合材料中的存在形式，研究发现碳纳米管存在

一定程度地分解。如图 11a 所示，可以发现长且近乎完整的碳纳米管。然而，大多数多壁碳纳米管被破坏并转化为碳纳米同素异形体，图 11b 显示了碳纳米管被破坏并转化为石墨烯的典型现象。此外，还观察到典型的石墨烯纳米片，如图 11c。如图 11d 中的虚线区域所示，一些碳纳米管已经塌陷并相互焊接。此外，球形纳米颗粒也可以被广泛观察到(如图 11e)，这种球形纳米颗粒可以认为是纳米金刚石或碳纳米管到金刚石之间的纳米过渡相。

3.2 冶金缺陷及形成机制

增材制造高温合金复合材料的冶金缺陷可分为增材制造原有缺陷和增强相导致的新增缺陷两部分。增

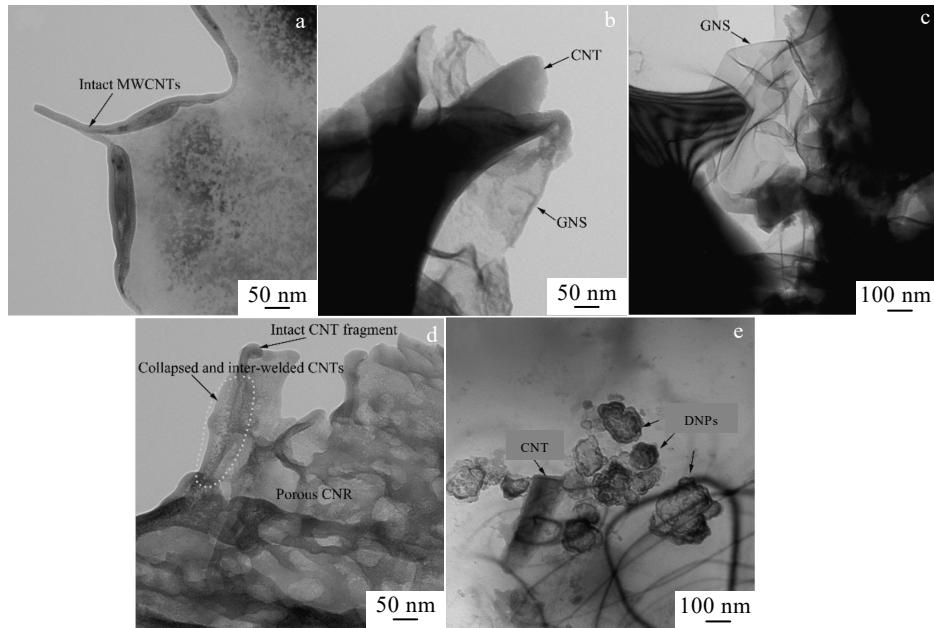


图 11 激光熔覆的碳纳米管/In718 复合材料的 TEM 照片

Fig.11 TEM micrographs of multi-walled carbon nanotubes (MWCNTs) transformation in laser powder deposited MWCNTs/ In718 coating: (a) intact MWCNTs, (b, c) graphene nano sheets (GNSs), (d) porous carbon nano ribbon (CNR), and (e) diamond-like nano particles (DNPs)^[50]

材制造原有缺陷主要为在增材制造过程中产生的缺陷，如气孔和未熔合缺陷等。这些缺陷主要与增材制造过程中能量输入及基体合金性质有关，增强相的添加对其影响有限。增强相添加所导致的缺陷主要为增材制造过程中增强相团聚成簇而导致的缺陷，这在未添加增强相的增材制造高温合金中不存在。需要注意的是，无论是否添加增强相，增材制造过程中均会出现裂纹缺陷，但其形成机理存在差异。

3.2.1 增强相团聚

在增材制造过程中，当添加的纳米增强相含量超过一定阈值时，可能会产生直径通常大于 30 μm 的不规则形状缺陷，这些缺陷为纳米增强相团聚，如图 12 所示^[21]。这些具有不规则形状的增强相团聚比气孔小，它们的形成可能归因于增材制造过程中的马兰戈尼效应^[22]。另外，在激光能量密度较低的情况下，增材制造复合材料中的具有原始不规则形状的增强相也会在凝固过程中发生严重的团聚，这是由于在能量低的情况下，马兰戈尼效应不足以将增强相分散均匀^[21]。

3.2.2 热裂

在增材制造高温合金复合材料的增强相选择上，不同的增强相对热裂的消除效果是存在差异的。选择能够抑制晶粒长大、充当异质形核质点的增强相时(如 TiC、TiB₂)，由于可以细化晶粒使得增材制造过程中

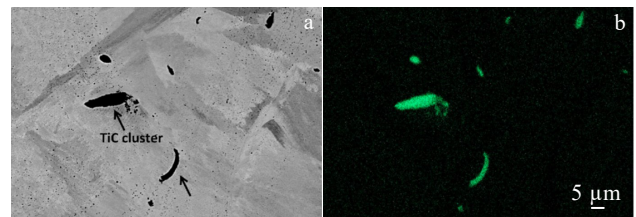


图 12 激光粉末熔融的高温合金纳米复合材料样品中 TiC 团聚的微观结构

Fig.12 Microstructure of agglomerated TiC clusters in the superalloy nanocomposite sample by additive manufacturing: (a) SEM image and (b) EDX image^[21]

的热应力更加均匀，从而能够缓解或消除热裂纹^[21]。当使用的增强相不能起到作为异质形核点的作用时(如 WC)，则亚微米级 WC 颗粒容易在晶界处聚集，很容易产生微裂纹，添加的 WC 颗粒成为诱发开裂的形成机制之一。如图 13 所示，它们是晶间裂纹，亚微米 WC 颗粒团聚与偏析的碳化物共同导致晶界更容易开裂，当累积的热残余应力足以拉开晶粒时，就会发生热裂^[20]。

4 增材制造高温合金复合材料性能

目前，增材制造高温合金复合材料性能研究集中

在室温拉伸、硬度及耐磨性上，在蠕变、持久及疲劳等性能上研究很少。在室温拉伸性能上，增强相添加所引起的细晶强化、热失配强化、位错钉扎作用及对载荷的转移使得增材制造高温合金复合材料的室温强度及硬度有较大的提升；增强相对于塑性的影响主要取决于复合材料内部裂纹情况，如果增强相的添加能够改善缓解高温合金内部裂纹情况，则其塑性能够得到改善，反之塑性变化不大甚至降低。整体上，增强相的添加能够提高增材制造高温合金复合材料的耐磨性能，主要归因于其硬度的提升、独特的界面层组织及增强相本身对耐磨性的影响。如表 1 所示，为几种增材制造高温合金复合材料的具体性能表现。

4.1 室温拉伸性能

Chen 等^[50]使用碳纳米管增强 In718 高温合金，发

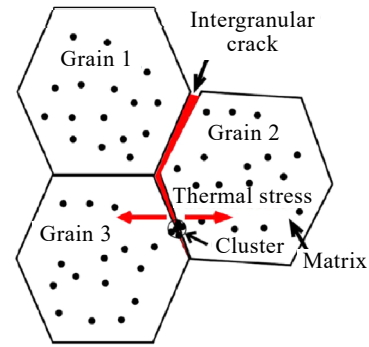


图 13 晶间微裂纹形成示意图

Fig.13 Schematic diagram of intergranular microcrack formation in superalloy composites^[20]

表 1 典型增材制造高温合金复合材料室温拉伸性能及硬度

Table 1 Tensile properties and hardness of typical superalloy composites by additive manufacturing

Matrix	Reinforcement	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Hardness, HV/ $\times 9.8$ MPa	Refs.
Hastelloy X	TiC	830 \pm 2	1150 \pm 3	12 \pm 1.4	-	[21]
In718	TiC	774.26	1029	12.32	-	[47]
In625	TiC	659.3	1077.3	20.7	-	[15]
In625	MWCNT	788 \pm 29	998 \pm 34	19.1 \pm 0.1	-	[51]
K418	GNPs	1078.17	1200	10.3	-	[18]
In718	TiC	-	-	-	419	[52]
In718	WC	-	-	-	393.2	[43]

Note: MWCNT: multi-wall carbon nanotube; GNPs: graphene nanoplatelets

现增材制造的复合材料的屈服强度和极限抗拉强度均得到增强。与增材制造 In718 高温合金相比，添加 10% 碳纳米管的高温合金 In718 复合材料屈服强度提高了 26.3%，极限抗拉强度提高了 16.7%。但是高温合金 In718 复合材料的伸长率从 22.7% 下降到约 14.7%。碳纳米管增强 In718 高温合金复合材料强度性能的明显增加不仅由于碳纳米管增强相的添加，同时也归因于碳纳米管受热分解导致 Laves 相形成的增加。共晶 Laves 相被称为硬而脆的相，它可以提升强度性能，但也会降低材料的塑性与延展性。

Cheng^[53]研究了 Y_2O_3 作为第二相增强 HX 高温合金。研究发现， Y_2O_3 掺杂试样的极限抗拉强度从 982 \pm 66 MPa 显著提高到 1405 \pm 26 MPa，同时屈服强度从 820 \pm 46 MPa 提高至 1130 \pm 25 MPa。此外，其总伸长率也从 22.7% \pm 1.7% 提高到 27.7% \pm 0.5%，这种现象主要归因于 Y_2O_3 添加相导致的晶胞和晶粒的细化以及复合增强高温合金内部显微裂纹的消除。

Chen^[17]通过添加石墨烯到 K418 高温合金中发现样品的柱状晶粒转变为近似等轴晶粒。添加 0.1% 石墨烯后，增材制造制备的 K418 样品的屈服强度从 912 MPa 增加到 1078 MPa；最大拉伸强度由 1018 MPa 提升到 1200 MPa；同时，应变延伸率从 7.13% 增加到 10.3%。石墨烯增强 K418 高温合金的主要强化机制为晶粒细化、基体向石墨烯的承载转移强化、位错强化和奥罗万强化。此外，石墨烯/K418 复合材料延展性提高的关键在于其降低了复合材料开裂敏感性。

4.2 硬度

受益于增材制造高温合金复合材料的多种强化方式，其硬度较未添加强化相的高温合金有较大提升。Michael 等^[54]通过增材制造方法构建功能梯度金属基复合材料。研究发现，显微硬度随着 TiC 含量的增加有显著改善。当 TiC 进入熔池时，不规则分散的 TiC 颗粒提供晶粒成核点，晶粒开始在这些位置形成。并且，快速冷却和 TiC 颗粒的存在又限制了大晶体的生

长, 导致在凝固时进一步细化。同时, TiC 颗粒的存在及其导致的位错增加使材料塑性变形困难。这样在多种因素作用下, 材料的硬度显著增加。

Cao 等^[55]研究了激光增材制造制备高温合金复合材料 TiC/In625 中单个熔池不同区域的微观结构演变和显微硬度差异的机制。研究发现, 单个熔池不同部位显微硬度存在显著差异, 如图 14 所示。研究认为影响显微硬度变化的因素可归纳为晶粒尺寸、TiC 增强相和固溶强化 3 个方面。晶粒尺寸的影响主要体现在胞状晶粒区和柱状枝晶区不同区域的显微硬度。熔池中间部位为细小的晶粒而边缘部位为柱状枝晶区, 这种现象是硬度存在差异的原因之一。此外, 大量的超细 TiC 增强粒子均匀分布在胞状晶粒区域, 与 TiC 粒子明显粗化且分布不均匀的柱状枝晶区域相比, 其显微硬度较高。同时, Mo 和 Nb 在胞状晶粒区的晶界中表现出相对较高的浓度, 这种较高的 Mo 和 Nb 能够引起显著的晶格畸变, 从而增加了位错运动的阻力, 使其难以运动, 导致显微硬度提高。

4.3 耐磨性

强化相添加导致的增材制造高温合金复合材料致密度提高、均匀分散的细小微观结构、独特的界面层组织和提高的显微硬度被认为是耐磨损性能提高的原因^[52,56-57]。当输入能量密度不足时, 增材制造高温合

金复合材料致密度较差, 磨损表面粗糙, 所添加的增强相充当磨粒, 偏析的增强相颗粒与基体之间在切向力的作用下倾向于发生犁削, 从而在磨损表面产生深平行槽, 这时复合材料的磨损机制为磨粒磨损。当增材制造输入能量密度增加后, 复合材料致密度增加并且增材制造所形成的柱状晶细化, 导致材料磨损表面变得相对粗糙, 仅存在材料分层和剥落, 磨损机制从磨粒磨损转变为粘着磨损。当输入能量密度达到最佳时, 可以获得几乎完全致密的复合材料, 并且精细的显微组织及硬度的提高对材料耐磨损性能的提高明显; 除此之外, 分布均匀的增强相在材料中起到支撑网作用, 提高材料的耐磨损性能。

增材制造高温合金复合材料中特有的梯度界面对提高高温合金复合材料零件的耐磨损性能具有非常重要的作用^[43]。如图 15a 显示, 当增材制造颗粒增强高温合金试样没有形成渐变界面, 在摩擦磨损过程中, 密度较小的组织会在粗糙表面产生磨屑, 导致复合材料零件的裂纹萌生和扩展。一些裂纹沿着增强相的界面传播, 一些裂纹直接穿过增强相, 导致摩擦系数的剧烈波动和随之而来的高磨损率。相反如图 15b 所示, 当高温合金复合材料致密, 具有较少微孔, 增强颗粒周围有新型渐变界面, 在磨损过程中, 裂纹扩展时在渐变界面处停止进行。总之, 在增材制造过程中通过促进复合材料过渡界面的形成, 可以明显改善复合材料的磨损性能。

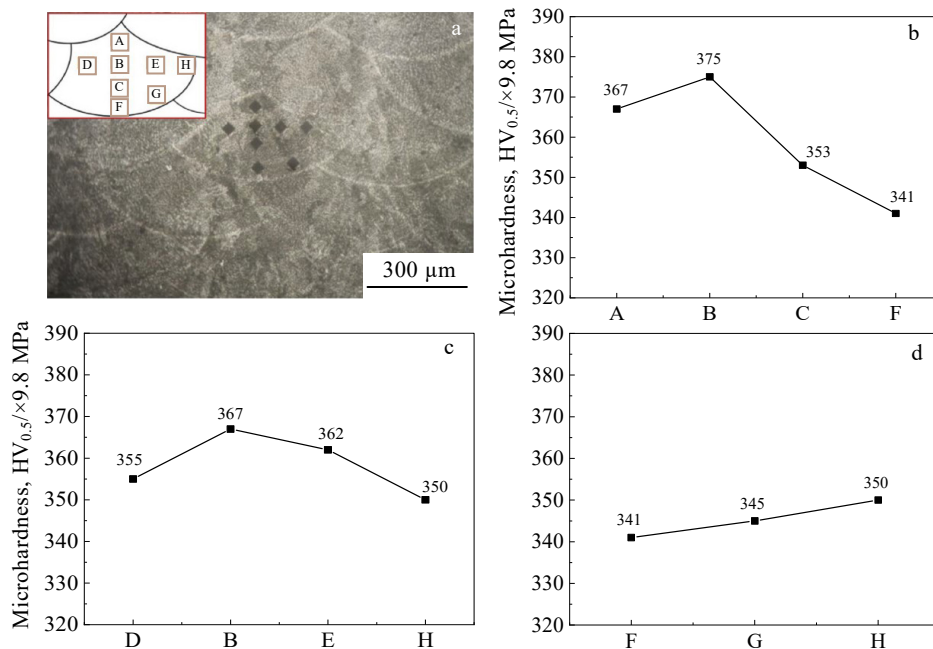


图 14 增材制造 TiC/In625 高温合金复合材料的熔池中不同区域的显微硬度

Fig. 14 Indentation morphologies of different regions in the molten pool (schematic diagram showing the various indentation positions of microhardness test) for the additive manufactured TiC/ In625 composites (a); microhardness distribution curves along route 1 (b), route 2 (c), and route 3 (d)^[55]

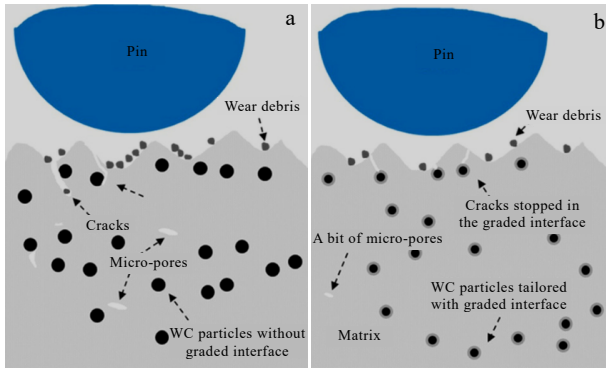


图 15 增强颗粒和基体之间的梯度界面层对高温合金复合材料磨损性能的影响示意图

Fig.15 Schematic illustration showing the effects of graded interfacial layer tailored between reinforcing particles and matrix on wear performance of superalloy composites: (a) no graded interfacial layer, (b) with tailored graded layer^[43]

当使用石墨烯片作为增强相制备增材制造高温合金复合材料时,能够有效减小增材制造复合材料的摩擦系数^[49]。Deng 使用激光熔覆方法制备石墨烯增强 In625 高温合金,通过比较磨损试验结果发现,无论在室温还是高温下,复合 In625 材料的摩擦系数和磨损率均有所降低。一方面,由于添加的石墨烯片提高了热导率,使得增材制造过程的热影响区尺寸更小,导致 In625 高温合金复合材料试样底部区域的硬度更高;另一方面,在磨损表面上的褶皱、平铺和滚动的石墨烯片,使得复合材料的磨损性能能够受益于石墨烯层之间的润滑而变好。

综上所述,增材制造高温合金复合材料较基体高温合金室温强度提升明显,而塑性方面主要受到组织和缺陷的影响,增强相导致原始合金缺陷消除是获得良好塑性的重要机制。添加增强相使增材制造高温合金复合材料硬度有很大提升,这受益于其多种强化机制的共同作用。增材制造高温合金复合材料的耐磨性同样较为优异,这归因于磨损机制的改变、独特的界面层组织及增强相本身对耐磨性的影响。

5 未来发展趋势

目前,增材制造高温合金复合材料是研究增材制造高温合金并拓展其应用的重要方向之一。由于高温合金增材制造是一个新兴领域,导致其复合材料增材制造的研究也处于起始阶段。因此,在全面论述增材制造高温合金复合材料的基础上,对该研究方向发展

趋势进行展望:

1) 球磨法及高速混合法等机械混合方法虽能够获得混合均匀的复合材料粉末,但是在混合过程中容易产生冷焊等缺陷。因此,寻找更适合的混合方法有着重要意义。例如,在增材制造保护气体中添加反应气体使其与金属粉末反应生成增强相的原位合成法,这种方法已经在 Al、Ti 基合金中有相应研究^[58-59]。

2) 增材制造高温合金复合材料存在多种强化机制。因此,基于强化机制的增强相选择是获得新型增材制造高温合金复合材料的重要途径。Tan 等^[60]利用异质形核理论设计选择全新增强相 LaB_6 用来细化 AlSi10Mg 组织,研究结果发现, LaB_6 添加相能够促进晶粒从树枝晶向等轴晶转变,并且获得全部的等轴晶。

3) 目前,对于增材制造高温合金复合材料性能的研究集中在室温拉伸、硬度及耐磨性上,而对于蠕变与疲劳性能及机理的研究报道很少。有报道表明,纳米级的强化相对于高温合金具有强化作用,当强化相达到一定尺寸时将材料的疲劳蠕变性能产生破坏作用^[61-62]。因此,蠕变及疲劳性能的研究对于其应用及发展影响深远,需要重点关注。特别是强化相成分、含量及增材制造后强化相大小对蠕变疲劳性能的影响。

6 结束语

增强相的添加对于增材制造高温合金复合材料的粉末制备、冶金过程、强化机制、显微组织与缺陷和性能等方面均会产生重要影响。本文在以上方面进行全面综述,总结了增材制造高温合金复合材料相关规律,以期对后续研究与应用提供思路。并在此基础上对增材制造高温合金复合材料的未来发展趋势进行展望。

1) 增材制造高温合金复合材料具备良好的均匀性和致密度,这归因于混合良好的复合粉末和增材制造过程中的马兰戈尼效应。增材制造已经成为一种全新高效制备高温合金复合材料的技术。

2) 增材制造高温合金复合材料存在细晶强化、热膨胀失配强化、奥罗万强化及承载强化机制。利用强化机制研究新型高温合金复合材料具有巨大潜力。

3) 添加强化相来缓解消除增材制造高温合金中的显微裂纹已经成为一种重要方法,这对于扩大高温合金的增材制造制备及应用有重要作用。

4) 在多种机制的作用下,增材制造高温合金复合材料的室温屈服强度、极限抗拉强度、硬度及耐磨性等均可获有效提升,增材制造高温合金复合材料具有广阔的应用前景。

参考文献 References

- [1] Jiang Yijun(江义军). *Journal of Aerospace Power(航空动力学报)*[J], 2001, 16 (2): 103
- [2] Wang Huiyang(王会阳), An Yunqi(安云岐), Li Chengyu(李承宇) et al. *Materials Reports(材料导报)*[J], 2011, 25(S2): 482
- [3] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006: 1
- [4] Lin Xin(林鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Materials China(中国材料进展)*[J], 2015, 34(9): 684
- [5] Gu D D. *Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials*[M]. Berlin: Springer-Verlag, 2015: 303
- [6] Wu Kai(吴楷), Zhang Jinglin(张敬霖), Wu Bin(吴滨) et al. *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2017, 29(12): 953
- [7] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 74: 401
- [8] Sun Xiaofeng(孙晓峰), Song Wei(宋巍), Liang Jingjing(梁静静) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2021, 57(11): 1471
- [9] Zhao Xiaoming(赵晓明), Chen Jing(陈静), He Fei(何飞) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(2): 216
- [10] Cooper D E, Blundell N, Maggs S et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2013, 213(12): 2191
- [11] Gu D D, Shen Y F. *Journal of Materials Research*[J], 2009, 24(11): 3397
- [12] Zhang D Y, Prasad A, Bermingham M J et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(9): 4341
- [13] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M et al. *Nature*[J], 2017, 549(7672): 365
- [14] Zhao S M, Shen X F, Yang J L et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2018, 103: 239
- [15] Chen H, Gu D D, Dai D H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 635: 118
- [16] Xia M J, Gu D D, Ma C L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 747: 684
- [17] Tan L M, Wang G W, Guo Y et al. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2020, 15(S1): 555
- [18] Chen Z, Wei P, Zhang S Z et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 769: 138 484
- [19] Wang T Q, Meng Q S, Araby S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 882: 160 724
- [20] Han Q Q, Gu Y C, Gu H et al. *Journal of Materials Science*[J], 2021, 56(2): 1768
- [21] Han Q Q, Gu Y C, Huang J et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2020, 202: 108 442
- [22] Lei Y P, Murakawa H, Shi Y W et al. *Computational Materials Science*[J], 2001, 21(3): 276
- [23] Arafune K, Hirata A. *Journal of Crystal Growth*[J], 1999, 197(4): 811
- [24] Takamichi I, Roderick I L G. *The Physical Properties of Liquid Metals*[M]. Oxford: Clarendon Press, Oxford, 1993: 147
- [25] Yu W H, Sing S L, Chua C K et al. *Progress in Materials Science*[J], 2019, 104: 330
- [26] Ma C, Zhao J Z, Cao C Z et al. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*[J], 2016, 138(12): 121 001
- [27] Ordonez-Miranda J, Yang R G, Alvarado-Gil J J. *Nanoscale Thermoelectrics*[M]. Switzerland: Springer Cham, 2014: 93
- [28] Zhang Z H, Han Q Q, Yang S Z et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 817: 141 416
- [29] Ma C, Chen L Y, Cao C Z et al. *Nature Communications*[J], 2017, 8(1): 14 178
- [30] Pelleg J, Ashkenazi D, Ganor M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 281(1-2): 239
- [31] Wang F, Liu Z L, Qiu D et al. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(1): 360
- [32] Galindo-Nava E I, Connor L D, Rae C M F. *Acta Materialia*[J], 2015, 98: 377
- [33] Tjong S C. *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2013, 74(10): 281
- [34] Ma C L, Gu D D, Dai D H et al. *Materials & Design*[J], 2018, 157: 1
- [35] Huo H, Tjong S C. *Advanced Engineering Materials*[J], 2007, 9(7): 588
- [36] Sanaty-Zadeh A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 531: 112
- [37] Lv Y T, Zhang Z, Zhang Q et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 858: 144 119
- [38] Xi L X, Feng L L, Gu D D et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 4645
- [39] Wei B, Liu Z M, Cao B et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 881: 160 413
- [40] Zhou Y Z, Volek A. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(12): 2169
- [41] Wang K, Jiang H Y, Jia Y W et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 103: 252
- [42] Gao C, Wu W, Shi J et al. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 101 378
- [43] Rong T, Gu D D, Shi Q M et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2016, 307: 418

- [44] Hong C, Gu D D, Dai D H *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2013, 54: 98
- [45] Rong T, Gu D D. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 680: 333
- [46] Gu D D, Cao S N, Lin K J. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*[J], 2017, 139(4): 041 014
- [47] Yao X L, Moon S K, Lee B Y *et al.* *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*[J], 2017, 18(12): 1693
- [48] Zou Y M, Tan C L, Qiu Z G *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2021, 41: 101 971
- [49] Deng P S, Yao C W, Feng K *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 335: 334
- [50] Chen Y, Lu F G, Zhang K *et al.* *Carbon*[J], 2016, 107: 361
- [51] Wang P, Zhang B C, Tan C C *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 112: 290
- [52] Jia Q B, Gu D D. *Journal of Materials Research*[J], 2014, 29(17): 1960
- [53] Cheng X P, Zhao Y N, Qian Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 824: 141 867
- [54] Michael Wilson J, Shin Y C. *Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 207: 517
- [55] Cao S N, Gu D D, Shi Q M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 692: 758
- [56] Cao S N, Gu D D. *Journal of Materials Research*[J], 2015, 30(23): 3616
- [57] Gu D D, Hong C, Jia Q B *et al.* *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2013, 47(4): 045 309
- [58] Riquelme A, Rodrigo P, Escalera-Rodriguez M D *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 46: 271
- [59] Zhu Lei(朱磊), Wu Wenjie(吴文杰), Fan Shuqian(范树迁) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(6): 2151
- [60] Tan Q Y, Zhang J Q, Mo N *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2020, 32: 101 034
- [61] Yang Jinxia(杨金侠), Wei Wei(魏薇), Liu Lu(刘路) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(4): 975
- [62] Yao Z H, Hou J, Chen Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 860: 144 242

Research and Development Progress in Superalloy Composites by Laser Additive Manufacturing

Ren Qingguo, Yao Zhihao, Dong Jianxin, Ye Xianwen

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The research and development progress of additive manufacturing technology in superalloy composites are comprehensively summarized in this paper. The powder mixing, material metallurgical process and strengthening mechanism of superalloy composites made by additive manufacturing are systematically reviewed. Moreover, the microstructure, defects and the properties of superalloy composites by additive manufacturing are analyzed and compared in detail. On this basis, the research status of additive manufactured superalloy composites is summarized, the directions of future development are forecasted, which may include the design of new strengthened phases, the addition mode of reinforcing phases and the influence on creep and fatigue properties of superalloy composites. This paper will be helpful to the research and development of superalloy composites by additive manufacturing.

Key words: additive manufacturing; superalloy; composites; strengthening mechanism; microstructure; properties

Corresponding author: Yao Zhihao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: zhihaoyao@ustb.edu.cn