

冷喷涂增材制造钛及钛合金涂层研究进展

杨 蕾¹, 王 云², 赵福才¹

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 西部钛业有限责任公司, 陕西 西安 710201)

摘 要: 钛及钛合金因具有密度低、比强度高、耐腐蚀性优异等特点, 广泛应用于航空航天和海洋工程等领域。增材制造技术的发展为钛及钛合金复杂构件的制备提供了新途径, 冷喷涂作为一种固态增材制造技术, 凭借其沉积温度低、喷涂速度快、热影响小等优势而备受关注。本文综述了冷喷涂增材制造钛及钛合金涂层的研究现状, 介绍了喷涂粉末特性及其对沉积行为的影响, 分析了冷喷涂沉积体的组织与性能特点, 总结了原位增强和后处理等强化手段的作用机制与效果, 为工艺改进和应用拓展提供参考。

关键词: 增材制造; 钛及钛合金; 涂层; 粉末形貌; 组织; 后处理

中图分类号: TG174.442; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)11-2980-13

1 引 言

钛及钛合金因其优异的耐腐蚀性、高比强度以及良好的生物相容性, 被广泛应用于石油化工^[1]、海洋工程^[2]、航空航天^[3]和生物医疗^[4]等领域, 如制备海洋探测器外壳、航空发动机关键部件及医疗植入装置等。然而, 钛及钛合金的导热性差、高温塑性低, 使其在传统加工过程中易出现变形困难、刀具磨损严重等问题^[5]。同时, 其高化学活性又导致材料在切削和焊接中极易发生氧化, 因此通常需在真空或惰性气氛下加工, 显著提高了制造成本, 限制了材料的应用范围。近年来, 高性能部件制造与修复的需求不断上升, 增材制造因材料利用率高、复杂结构成形与快速成形能力强而备受关注。与传统减材加工技术相比, 增材制造显著降低了材料的浪费, 且具有设计灵活、周期短等优势, 已在航空航天和生物医疗等领域得到广泛应用。然而, 以激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, L-PBF)、电子束粉末床熔融(electron beam powder bed fusion, EB-PBF)、等离子喷涂以及电弧增材制造^[6]等为代表的增材制造工艺通常伴随着高温熔融过程, 这对于高化学活性的钛及钛合金而言, 会带来氧化、生成中间相以及热应力集中等问题, 在成形过程中易产生裂纹与变形^[7]。此外, 当进行涂层制备与部件修复时, 此类高温工艺将会对基体产生热影响, 既严重影响涂层与基体的结合, 又会对基体组织与性能造成不利影响, 因此, 基于高温熔融原理的加工技术在钛及钛合金加工中的适用性受到限制。

冷喷涂技术由俄罗斯科学院理论与应用力学研究所在20世纪80年代中期开发的一种涂层制备工艺, 目前常用于新零件与涂层制备、部件修复等^[3]。在冷喷涂过程中, 金属粉末在预热高压气体带动下高速撞击金属基体, 在此过程中, 金属粒子会产生强烈塑性变形并沉积在基体表面, 从而实现涂层的制备^[8], 其原理如图1所示^[9]。与L-PBF、EB-PBF和等离子喷涂等增材制造工艺相比, 冷喷涂增材制造技术的加工温度低, 可显著减少加工过程中的氧化, 且具有成形速度快、产品尺寸不受限制、灵活性高和结合好等优势^[9-10]。冷喷涂增材制造(cold spray additive manufacturing, CSAM)工艺流程包含以下

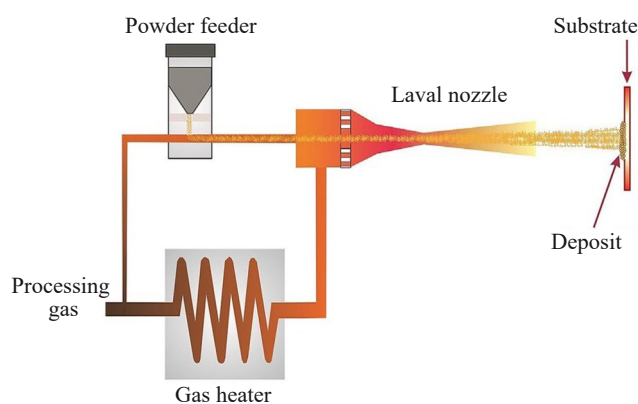


图1 冷喷涂系统与沉积层制备原理示意图

Fig.1 Schematic diagram of the cold spray system and working principle of deposition layer^[9]

收稿日期: 2025-11-15

基金项目: 国家自然科学基金重点项目(52434009, 51874225); 陕西省科技厅项目(2020ZDLGY13-10)

作者简介: 杨 蕾, 女, 工程师, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: yjgcyl@163.com

4 部分：(1)喷砂：通常选用粒径为 5~50 μm 的金属粉末作为原料，基体表面需通过喷砂处理去除杂质和氧化膜，同时增加表面粗糙度，有利于增强颗粒与基体的结合强度；(2)气体预热：通常采用氮气或氦气作为加速和预热气体，将气体预热至 300~1000 $^{\circ}\text{C}$ ，以提高颗粒的飞行速度和沉积能力；(3)喷涂：预热后的高温高压气体驱动粉末通过 Laval 喷嘴高速喷出，颗粒在未熔化状态下撞击基体表面，发生剧烈塑性变形并沉积。喷枪按照预设路径扫描移动，实现涂层或沉积体的逐层构建。(4)后处理：沉积完成后，可根据性能需求对沉积体进行热处理、表面重熔、热等静压等后处理强化操作，以进一步提高涂层的致密度、结合强度及综合性能。

作为一种新型低温固态沉积工艺，该技术在钛、铝等活泼金属的加工领域展现出巨大的潜力，引起了各国研究人员的广泛关注^[1]。目前冷喷涂已被应用于金属表面改性、损伤修复和大型部件制造。如图 2 所示，使用 CSAM 技术可以实现 TC4 轴对称部件与锥形部件的快速生产以及 S-92 直升机变速箱部件的修复，且修复后部件表现出良好的耐磨性与耐蚀性，延长了部件使用寿命^[12]。

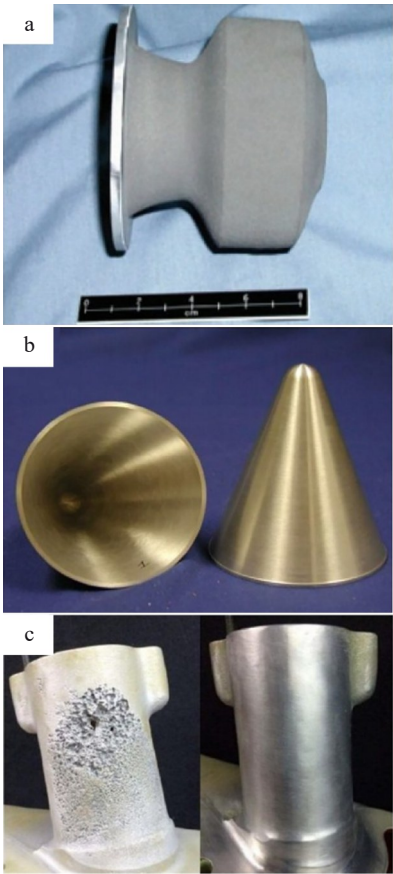


图2 CSAM与修复应用示例

Fig.2 Examples of CSAM and repair applications^[12]: (a) CSAM TC4 axisymmetric component; (b) CSAM TC4 conical component; (c) cold spray repair of gearbox component from the S-92 helicopter

此外，CSAM 工艺还可用于部件的改装，如图 3 所示，改装后新增成形区域与基体结合良好，且对原部件无明显的热影响。CSAM 具有制造复杂结构部件的能力，显著拓宽了其应用范围^[13]。近年来，钛及钛合金 CSAM 的研究持续升温，在沉积特性、显微组织调控及性能提升等方面取得了一系列进展。本文将从粉末特性与沉积行为、组织与性能、强化手段等方面，系统介绍钛及钛合金 CSAM 技术的发展现状与关键技术瓶颈，以期对相关领域研究与工程应用提供参考。

2 粉末与冷喷涂工艺

粉末原始特性与冷喷涂工艺对冷喷涂成形质量起关键作用。具体而言，粉末的成分、相组成、粒径分布及形貌直接影响加速效率、变形能力以及基底或层间的结合机制^[14]；而气体种类、喷涂温度与压力、喷嘴结构、喷涂距离、喷射角度及送粉速率等冷喷涂工艺参数则共同决定了粒子的最终沉积行为、塑性变形程度及涂层的致密性与结合强度^[15]。因此，为全面理解和优化冷喷涂钛及钛合金涂层的成形机制，本节将从粉末特性与喷涂工艺两个方面进行系统阐述。

2.1 粉末原料

2.1.1 钛及钛合金成分与组织

金属粉末作为原材料对冷喷涂过程的发展起决定性作用，进而影响成形件的质量。一般而言，按照成分与组织不同，可将钛合金分为工业纯钛、 α 型钛合金、 $\alpha+\beta$ 型钛

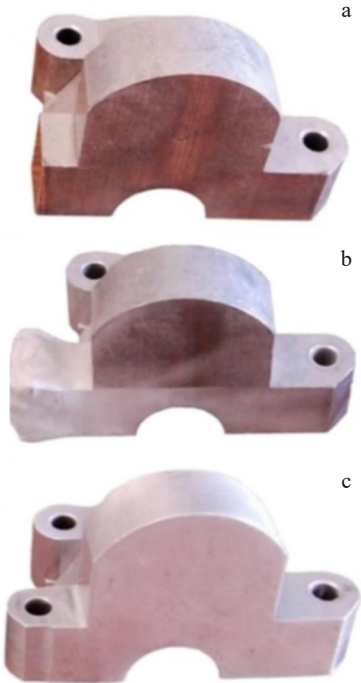


图3 冷喷涂技术改装轴承盖示例

Fig.3 Examples of cold spray technique for retrofitting bearing cap^[13]: (a) original component; (b) sprayed component; (c) machined component

合金和 β 型钛合金 4 类。

钛及钛合金的晶体结构与力学性能对冷喷涂沉积行为有着重要影响,一般而言,塑性变形能力越好,沉积体致密度越高。工业纯钛与 α 型钛合金以密排六方(hcp)晶体结构的 α 相为主。由于hcp结构的滑移系较少,其在室温下的塑性变形能力相对较差,且加工硬化率高; β 型钛合金则主要由体心立方(bcc)晶体结构的 β 相构成。bcc结构拥有更多的滑移系,这使得 β 相具备良好的塑性变形能力。其变形机制也更为多样,除了常规的位错滑移,还可能涉及孪生以及应力诱导相变等,从而获得优异的综合力学性能。 $\alpha+\beta$ 型钛合金是兼具 α 相和 β 相的双相合金,其性能可通过调整两相的比例、分布和形态进行大范围调控。这类合金试图在强度与塑性之间取得平衡,其中, α 相作为主要强化相,而 β 相则保证了合金基本的塑性变形能力。从 α 型、 $\alpha+\beta$ 型到 β 型钛合金,随着 β 相含量的增加,合金的塑性变形能力和加工工艺性也随之提升,其根本原因在于 β 相的bcc晶体结构比 α 相的hcp结构更易于发生塑性变形^[16]。

表 1 列出了各类钛合金的典型牌号、主要合金元素及优缺点^[17-18]。根据合金元素在钛合金中的功能,可将其分为以下 3 类^[19-20]: 1) α 相稳定元素: 如 Al、N、O 和 C 等,可扩大 α 相区,提高 α 相在室温下的比例,改善合金的高温性能与耐蚀性; 2) β 相稳定元素: 如 V、Mo、Fe、Cr、Ni、Mn 和 Nb 等,有助于扩大 β 相区,降低 β 转变温度,改善钛合金的淬透性与可加工性; 3) 中性元素: 如 Zr、Si 等,此类元素对 α 、 β 相稳定性的影响通常不大,主要通过固溶强化改善合金的综合性能。如 TC4 合金的强度通常在 895~1100 MPa,延伸率为 10%~14%,而 TA1 的强度仅为 345~490 MPa,延伸率可达到 20%~30%。这意味着在冷喷涂过程中,TC4 粉末更难发生充分塑性变形,从而导致沉积体致密度较差^[21]。

2.1.2 粉末形貌

除了粉末的成分与相组成,表面形貌与粒径同样深

刻影响冷喷涂过程中钛颗粒的飞行速度、变形行为和沉积效率。粉末粒径通常选用 5~50 μm ,较细的粉末更容易被加速,但粒径过小则容易随气流逸散;粗粉则难以达到临界速度^[22]。一般而言,球形粉末的流动性好,但离开喷嘴速度相对偏低;不规则形状粉末由于阻力更大,可获得更高的飞行速度,有利于提高沉积致密度和结合强度。

Wong 等^[23]采用不规则和球形两种 Ti 粉分别进行冷喷涂,结果发现前者制备的沉积体更加致密,结合强度更高,原因是不规则的形状可带来更高的飞行速度,但需要注意的是,此类粉末在喷涂过程中更易发生氧化,且流动性较差。综合考虑,中等粒径的球形钛粉能够兼顾飞行速度与沉积体的致密度,是冷喷涂的理想选择。而不规则粉末则因其相对更低的制备成本,在特定应用场景中具有独特的价值。

2.1.3 粉末制备方法

目前冷喷涂用钛及钛合金粉末的主流制备方法有氢化脱氢法(hydride dehydrogenation, HDH)、气雾化法(gas atomization, GA)和等离子旋转电极法(plasma rotating electrode process, PREP)等,其中 GA 包括真空感应熔炼气雾化法(vacuum induction melting gas atomization, VIGA)、电极感应熔炼气雾化法(electrode induction melting gas atomization, EIGA)与高频感应熔炼气雾化技术(wire induction heating gas atomization, WIGA)^[24]。这些方法可制备出不规则形状粉末或球形粉末,表 2 列举了它们的主要特点^[24-27]。

HDH 法是制备钛粉末的传统工艺之一,其原理是通过钛与氢的反应,使海绵钛氢化得到脆性氢化钛,再通过机械粉碎制成粉末,随后在高温真空条件下脱氢,最终得到钛粉末。该方法的工艺流程简单,生产效率高,成本低,是钛粉制备的主要手段之一,但其粉末纯度与粒径均匀性均不及 GA 法^[28]。

GA 法通过高速高压气流冲击熔融金属液流,使其破碎成液滴并冷却凝固成粉末。主要有 VIGA 法、EIGA

表 1 各类钛合金主要合金元素、性能特点及应用

Table 1 Main alloying elements, performance characteristics, and applications of various titanium alloys^[17-18]

Category	Representative alloy	Main alloying elements	Advantage	Main Application
Commercially pure titanium	TA1, TA2, TA3	O, Fe	Excellent corrosion resistance and weldability	Chemical equipment and seawater desalination facilities
α -type titanium alloy	TA6, TA7	Al, Sn, Fe	Excellent high-temperature strength, oxidation resistance, and corrosion resistance	Petrochemical industry and marine engineering
$\alpha+\beta$ -type titanium alloy	TC1, TC2, TC4	Al, V, Mo, Mn	Excellent comprehensive properties and heat-treatable strengthening capability	Aerospace and biomedical engineering
β -type titanium alloy	TB2, TB3	Mo, V, Ta	High strength, good plasticity, and easy processing	Aerospace, marine, and high-strength components

表 2 不同粉末制备技术的主要特点
Table 2 Main characteristics of different powder preparation techniques^[24-27]

Technique	Powder morphology	Particle size distribution	Impurity level	Production efficiency	Production cost
HDH	Irregular	Broad	Very high	High	Low
VIGA	Spherical	Broad	High	High	Low
EIGA	Spherical	Broad	Low	Low	High
WIGA	Spherical	Narrow	Low	High	Low
PREP	Spherical	Narrow	Low	Low	Very high

法与 WIGA 法，图 4 展示了这 3 种典型 GA 制粉方法的原理^[27]。

VIGA 法原理如图 4a 所示，该方法使用感应炉在真空环境中熔化海绵钛或钛合金，使用高压气体冲击金属液流从而实现雾化。它具有产量大、细粉收得率高、粉末粒径分布宽、球形度高以及适用性广等特点，目前已得到广泛应用^[29]。然而，因熔体与坩埚接触时间长，导致粉末中杂质元素的含量较高^[30]。因此，德国 ALD 公司发明了 EIGA 法，原理如图 4b 所示。该方法利用感应线圈直接加热金属棒材，使其瞬间升温至熔点，熔融液体沿着金属棒流下并进入喷气嘴中心，通过超高速氩气冲击破碎而成为液滴，并冷凝为金属粉末^[31]。和 VIGA 法相比，EIGA 法的主要优点是整个熔炼过程中未使用坩埚，仅通过感应来实现加热，因此可有效避免加工过程中的坩埚污染，显著减少杂质的掺入，具有良好的适应性，可制备钛、铝等高活性金属粉末。

然而，EIGA 法存在电极尺寸受限和细粉收得率低等问题。这两种气雾化法也是目前最为常见的高质量球形钛粉制备方法。研究人员通过吸取国内外技术的优点（非接触、无污染电极感应熔炼、原料设计为丝材、连续送料、紧耦合惰性气体雾化）、克服其缺点，提出了钛丝高频感应熔化气雾化技术（WIGA），原理如图 4c 所示。该技术采用送丝机实时送丝、无坩埚电极感应熔化与紧耦合惰性气体雾化相结合的工艺思路，制备高品质超细钛合金金属粉末。WIGA 工艺最大限度地减少了钛金属液从熔化位置到雾化位置的热量损失，保证了钛液雾化的过

热度，实现钛及钛合金雾化的高细粉收得率，可实现钛及钛合金丝材的工业化快速、连续送料，避免了等离子火炬雾化生产效率较低的问题^[24]。

PREP 法由美国核金属公司于 1974 年研发，其工艺原理详见图 5^[32]。先在成形仓中通入惰性气体保护，等离子枪置于合金棒端面，高速旋转的合金棒端面在高温等离子弧作用下迅速熔化，产生熔融的液膜，后者在离心作用下与合金棒材分离，并在成形仓中分散成细小的液滴，最后在表面张力作用下冷却为球形粉末。PREP 法制备的粉末球形度高、表面光洁、无卫星粉且粒径分布窄，是制备高品质球形粉末的重要方法之一^[33]。然而该法受限于合金棒尺寸，产量有限，且设备昂贵，成本较高^[34]。

2.2 冷喷涂工艺

冷喷涂工艺对涂层的成形效率与质量十分关键。常见影响因素有喷嘴结构、气体种类、温度、压力和喷涂距离等。由于钛及钛合金的弹性模量高，其临界速度远高于铝、铜等材料，因此工艺窗口更窄，参数要求更苛刻^[35-37]。

2.2.1 喷嘴设计

冷喷涂工艺通常采用收缩-扩张型喷嘴（Laval 喷嘴），通过调整喷嘴的几何尺寸可以控制驱动气流的加速^[38]。在冷喷涂过程中气体的加热温度通常在 300~1000 ℃，该温度远低于钛粉的熔点，且高温气流与粉末颗粒接触的时间短暂，因此该温度主要起提高粒子飞行速度的作用，Laval 喷嘴的几何尺寸主要根据对气体的加速效果来判断。

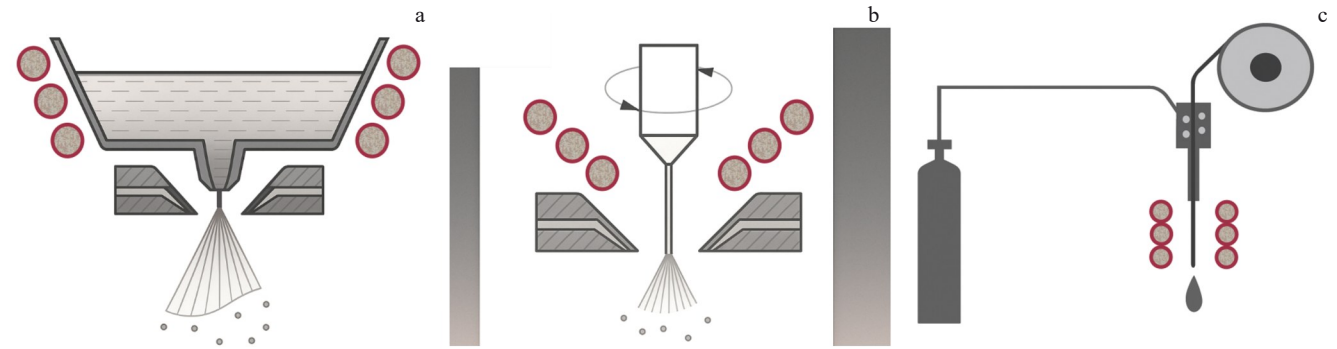


图 4 气雾化法制备钛粉原理示意图
Fig.4 Schematic diagrams of the principle for preparing titanium powder by GA techniques^[27]: (a) VIGA; (b) EIGA; (c) WIGA

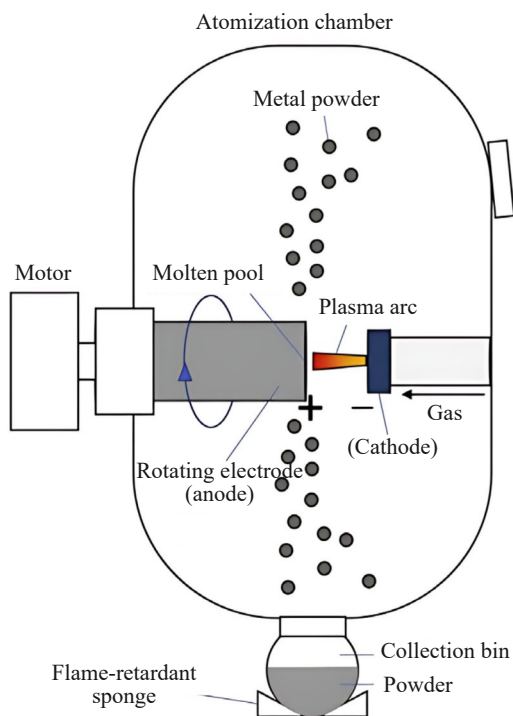


图5 PREP 工艺原理示意图

Fig.5 Schematic diagram of the principle of PREP process^[32]

2.2.2 喷涂距离

喷涂距离指喷枪喷嘴与基体表面之间的距离,直接影响金属颗粒在基体上沉积时的速度与温度。距离过大时,会降低粒子飞行过程中的沉积效率,过小则影响沉积体厚度,因此需将喷距控制在涂层厚度允许的范围内^[39]。

2.2.3 喷涂气体类型

气体类型对于金属粒子的加速起到了重要的作用,冷喷涂常用的气体有空气、氮气与氦气^[40]。气体类型与气体速度(u)的关系如公式(1)所示:

$$u = M \sqrt{\gamma R T} \quad (1)$$

式中, M 为马赫数, γ 为比热比, R 为气体常数, T 为气体温度^[41]。氦气的 γ 值为1.66,而氮气与空气的 γ 值仅为1.40,并且氮气与氦气的 R 值分别为296.8和2078.2 J·kg⁻¹·K⁻¹。可以看出,使用氦气能够带来更高的气体速度。然而,氦气不仅成本高昂,而且属于不可再生资源,因此通常选用氮气作为工作气体。

2.2.4 气体温度与压力

气体温度与压力是冷喷涂工艺的主要参数。气体压力直接影响金属粉末从喷嘴喷出的速度,足够高的压力是保证钛粉被加速至临界速度的首要条件。需要指出的是,尽管气体压力对气流速度的影响不大,但当气体压力增加时,气体密度也将随之增大,增强气流对粉末的拖曳效果,从而提升粉末速度。增加气体温度会使气体充分膨胀,从而增加气流速度,同样可提高钛粉的速度^[42]。并且,冷喷涂与热喷涂的最大差别在于加工温度,二者颗粒

运动速度与加工温度的比较如图6所示^[43]。冷喷涂过程中的温度普遍低于1000℃,因此在沉积时粉末仍为固态,通过高速撞击使粉末颗粒发生强烈塑性变形而实现沉积,而常见的增材制造工艺通常将原材料加热至熔融状态,这种固态低温沉积特性可以显著减少加工过程中的氧化。

2.2.5 送粉速率

送粉速率同样会影响沉积。Pelletier等^[44]发现,过高的送粉量会导致金属粉末在喷涂过程中发生碰撞干扰,沉积体孔隙率升高,沉积效率显著降低。因此,适当降低送粉速率有助于提高沉积体质量。

3 组织与性能

通过冷喷涂工艺形成的钛及钛合金涂层具有典型的固态高速撞击沉积结构,其显微组织与性能既不同于传统的加工工艺,也有别于高温熔融沉积工艺。颗粒在超声速气流的作用下撞击基体并发生剧烈塑性变形,形成大量细晶、孪晶与亚晶界等结构。与此同时,因钛合金本身的临界沉积速度高,涂层内不可避免地存在孔隙和未完全结合界面等缺陷。这些组织特征直接影响了冷喷涂涂层的力学性能、耐蚀性等。

3.1 显微组织

3.1.1 冷喷涂结合机理与组织特点

冷喷涂钛及钛合金颗粒以超音速撞击基体/沉积层时,通过独特的机械-冶金结合机理实现沉积。当颗粒速度超过临界值时,撞击界面会产生极高的应变速率,并导致局部发生剧烈的塑性变形。由于冷喷涂属于瞬时加载过程,变形热未及时扩散,局部温度迅速升高,因此界面区域被视为绝热剪切带,这一过程被称为绝热剪切失稳。在变形区域内部,热软化速率超过应变造成的加工硬化速率,使得变形进一步集中,最终导致氧化膜断裂与剥离,暴露出新鲜金属。在撞击压力与温升的共同作用下,接触区域发生原子扩散并实现冶金结合,从而实现颗粒的有效沉积^[45]。图7为典型的冷喷涂纯钛涂层的电子背

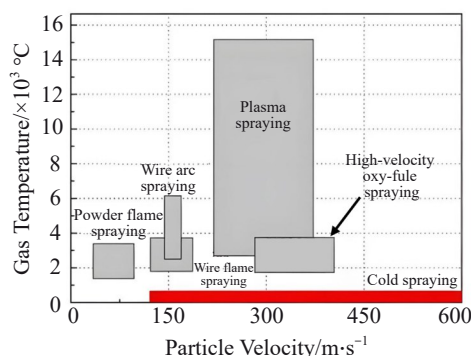


图6 不同喷涂工艺的气流温度与颗粒速度

Fig.6 Comparison of gas temperature and particle velocity among different spray processes^[43]

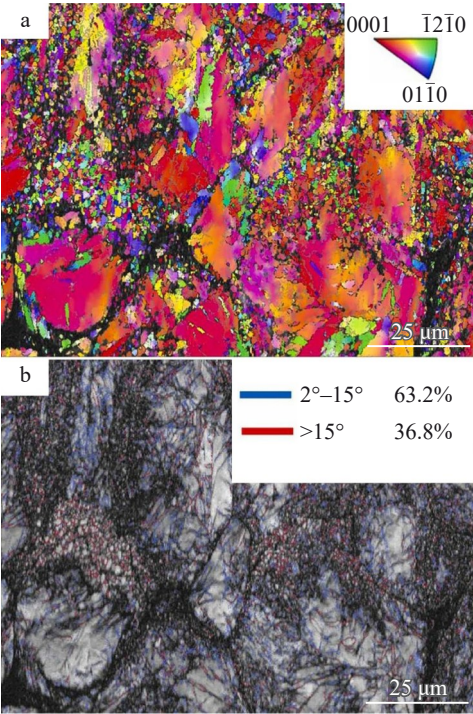


图 7 冷喷涂纯钛涂层 EBSD 结果

Fig.7 EBSD results of cold-sprayed commercially pure titanium coating^[46]: (a) inverse pole figure; (b) grain boundary distribution map

向散射衍射 (EBSD) 结果^[46], 沉积颗粒受到冲击变形后, 其外围区域发生严重塑性变形, 形成了超细等轴晶粒区域。相比之下, 颗粒中心区域变形程度较小, 仍保留着尺寸较大的原始晶粒。并且, 由于颗粒未能充分塑性变形, 产生了大量的不规则孔隙。这种非均匀晶粒分布是冷喷

涂沉积体特有的组织特征, 显著影响沉积体的性能。一方面, 高密度位错与大量细晶有助于提高显微硬度, 另一方面, 大量孔隙会对材料塑性产生不利影响, 因此, 深入理解冷喷涂沉积过程中的显微组织演化机制, 对提升冷喷涂钛沉积体的整体性能有重要意义。

3.1.2 材料特性对组织的影响

冷喷涂沉积体通常呈现层叠的颗粒堆积结构, 这是由于颗粒在冷喷涂过程中发生了强烈的塑性变形, 而塑性变形程度取决于材料特性与工艺参数。如果工艺参数适当、颗粒塑性变形充分, 颗粒之间将会紧密贴合, 发生冶金结合。反之, 如果颗粒塑性变形不足, 颗粒间将会产生未结合界面, 在多个颗粒之间形成不规则孔隙, 如图 8 所示^[47]。从图 8c–8d 可以看出, Hussain 等^[47]将气体温度从 600 °C 提升至 800 °C 后, 孔隙率显著下降 (由 11.3% 降至 5.9%)。但在涂层内部仍存在大量未结合界面和不规则孔隙, 部分颗粒呈现出球形或近球形, 说明在冷喷涂过程中钛难以发生充分的塑性变形。与 Al、Cu 等面心立方金属相比, 钛具有密排六方 (hcp) 结构, 滑移系有限, 在低温下更难产生塑性变形, 而钛合金的强度更高、塑性较差, 因此冷喷涂钛及钛合金沉积体内部通常存在大量未结合界面与孔隙等缺陷, 从而严重影响其力学性能与耐腐蚀性。由于钛及钛合金难以发生足够的塑性变形, 因此近年来研究人员试图通过调整工艺参数来制备高致密度的钛沉积体。冷喷涂钛涂层的孔隙率受气体类型、温度及压力的协同调控, 如 Christoulis 等^[48]对比了氮气与氦气对钛涂层的影响, 发现使用氦气时孔隙率仅为 0.8%。而 Daroonparvar 等^[49]使用更高的气体温度与压力 (800~

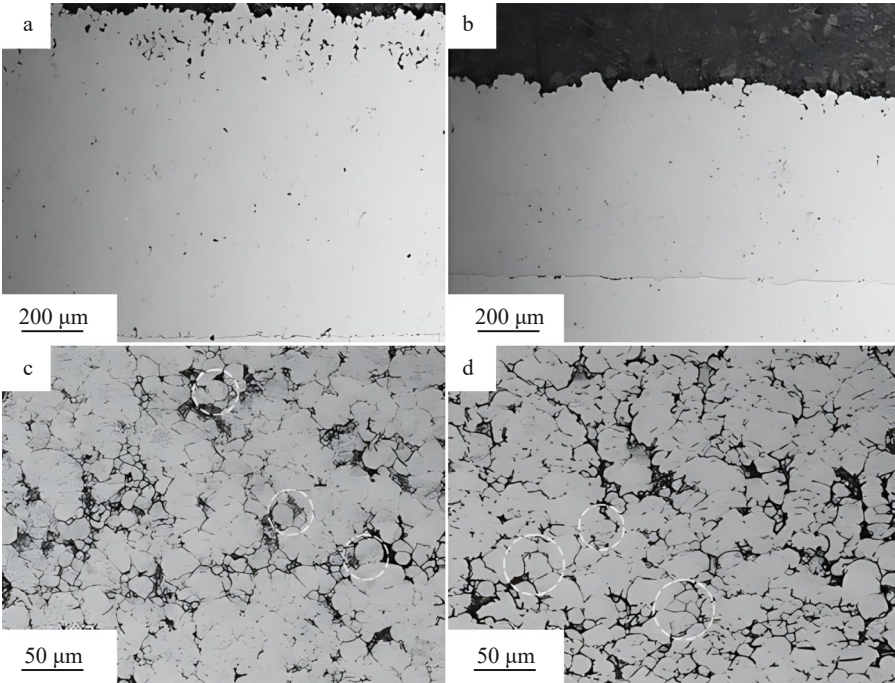


图 8 钛涂层沉积在钢基体上的显微组织

Fig.8 Microstructures of titanium coating deposited on the steel substrate^[47]: (a, c) 600 °C, 4 MPa, N₂; (b, d) 800 °C, 4 MPa, N₂

1000 ℃, 4.8 MPa)制备出的钛涂层孔隙率仅为0.5%,但这会带来成本提升、氧化加剧等问题,且需消耗不可再生资源。表 3 列举了近年来冷喷涂钛涂层的孔隙率数据^[50]。

3.1.3 “南极问题”

“南极问题”指的是冷喷涂过程中的颗粒底部氧化物残留问题,其形成机理如图 9 所示^[51]。由于钛及钛合金颗粒表面会存在一层氧化膜,当粒子发生碰撞时,局部发生瞬时应变,而硬质的氧化膜并不会随内部未氧化的金属一起延伸,而是在变形过程中破碎,颗粒内部的未氧化金属暴露出来。此外,由于界面处发生了绝热剪切失稳,产生了极高的界面温升,在压应力的作用下,未氧化金属表面与基体表面产生紧密接触,从而形成冶金结合^[52-53]。然而,氧化膜破碎主要发生在较高应变区域,颗粒与基体接触的部分应变较小,使连续的圆形片状氧化膜得以保留。由于钛及钛合金的塑性变形能力有限,这种成片的氧化膜被大量保留下来,如图 10 所示。片状氧化层会导致冷喷涂沉积体内部存在大量未结合界面,其结合强度远低于冶金结合区域的结合强度。Ichikawa 等^[51]发现,颗粒底部区域的氧化层几乎未被破坏,导致涂层局部的结合强度下降,即使其他部分结合良好,整体结合强度也会受到限制。

3.2 性能

3.2.1 力学性能

冷喷涂钛及钛合金沉积体的力学性能取决于其致密度与微观组织等。

沉积体通常具有高的显微硬度,这得益于颗粒在高速撞击下发生剧烈塑性变形而造成的加工硬化与晶粒细

化。有研究指出^[11],冷喷涂纯钛涂层的硬度约为 150~368 HV,而冷喷涂 TC4 涂层的显微硬度可达 357~425 HV,均高于相应的块材材料。Li 等^[54]在制备 TA2 钛涂层时,发现将气体温度提升至 900 ℃后,涂层显微硬度可达到 247 HV_{0.5},原因是在较高温度下,粒子碰撞过程中的材料的热软化效应增强,有助于位错的滑移与增殖,从而促使沉积颗粒发生更加充分的塑性变形,提高了涂层的致密度。并且更高的应变促使晶粒进一步细化,晶粒细化后晶界数量增多,可有效阻碍位错运动。二者共同作用,进一步提升了涂层的硬度。

冷喷涂沉积体的抗拉强度与塑性通常显著低于同成分锻件^[55]。Kondas 等^[56]研究发现,当 TC4 沉积体未进行后处理时,其抗拉强度与延展性仅为锻造样品的 8%~30%,主要在颗粒界面处发生脆性断裂。这一性能差异主要源于冷喷涂沉积体独特的显微组织。在冷喷涂过程中,粉末颗粒在未熔化的状态下沉积,因此粉末表面的氧化膜并未完全去除,这些氧化膜阻碍了粉末之间产生紧密的冶金结合,在沉积体内部形成了大量的未结合界面缺陷,如前文中提到的“南极问题”。此外,由于粉末难以产生充足的塑性变形,从而导致沉积体内部存在大量孔隙,这些孔隙在载荷的作用下会形成应力集中区,导致裂纹沿颗粒边界处扩展,从而呈现出以孔隙与界面开裂为主的脆性断裂。

在摩擦载荷作用下,冷喷涂沉积体由于塑性不足,存在大量未结合界面,容易在颗粒间的未结合界面处萌生裂纹或者发生剥离,从而导致材料从表层脱落,显著降低沉积体耐磨性能。近年来,研究人员通过后续处理或添加硬质相的方式显著改善了冷喷涂钛合金的摩擦磨损性

表 3 冷喷涂钛涂层的工艺参数和相应特性

Table 3 Process parameters and corresponding characteristics of cold-sprayed titanium coatings^[51]

Powder morphology	Propellant gas	Gas pressure/MPa	Gas temperature/℃	Thickness/μm	Porosity/%
Spherical	N ₂	3	550	700	10.4
		2.5	600	About 1000	9.5
		4	600	About 1000	11.3
		3	300	605	20
		3	600	1344	6.4
		4	800	1172	1.8
		3	300		17
		3	500	500-2000	8
		4	800		1.8
		4	1000	500-1500	About 0.2
		5	1000	About 200-300	0.5
	He	1.5	600	About 1500	0.2
		4	350	>1000	0
Irregular	N ₂	2.5	450	100-300	About 10
		2	350-650	-	1.6-10.3
		2.4	600	-	About 8.8

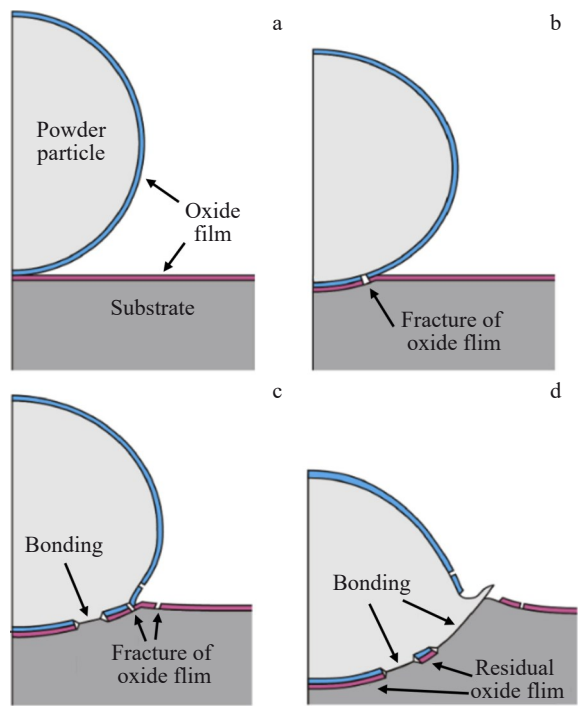


图9 冷喷涂过程中高速碰撞诱导粒子表面氧化膜破碎的界面结合形成机制示意图

Fig.9 Schematic diagrams of the interfacial bonding mechanism of oxide film fragmentation on the particle surface induced by high-velocity impact in cold spraying^[51]: (a) initial contact; (b) impact moment; (c) local bonding; (d) formation of bonding region with retention of partial oxide film

能。Xu等^[57]通过在TC4粉末中引入硬质WC颗粒,不仅使沉积体孔隙率降至1%以下,其磨损量也比TC4基体下降了一个数量级。此外,冷喷涂过程中引入的残余压应力也可在一定程度上抑制裂纹萌生,改善疲劳性能^[58]。这些研究为提升冷喷涂钛沉积体在摩擦磨损工况下的服役能力提供了有效途径。

3.2.2 耐蚀性能

钛及钛合金自身具有优异的耐蚀性能,当冷喷涂钛涂层足够致密时,其耐蚀性能也有着优秀的表现。冷喷涂特有的固态低温沉积特性,使其制备的耐腐蚀钛涂层氧含量极低,因此耐蚀性能接近于传统工艺制备的块状钛材。Li等^[54]研究发现,当冷喷涂制备的TA2涂层孔隙率降至1%以下时,在40 MPa高静水压力的海水环境中,其自腐蚀电流密度可低至 $10^{-7} \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}$ 量级,这与TA2钛板相当,表明涂层在深海高压下仍然具有与钛合金材料相当的腐蚀防护效果。然而,若涂层孔隙率较高,则会出现贯通孔隙,腐蚀介质将沿着孔隙通道直达基体,引发局部腐蚀,从而显著降低沉积体的腐蚀防护效果。因此,提高涂层致密度、消除贯通孔隙是保证冷喷涂钛涂层耐蚀性的关键措施^[46]。

4 强化手段

冷喷涂工艺通过高速固态粒子撞击来实现金属沉积,可避免熔化所带来的氧化与热影响问题,是实现钛及

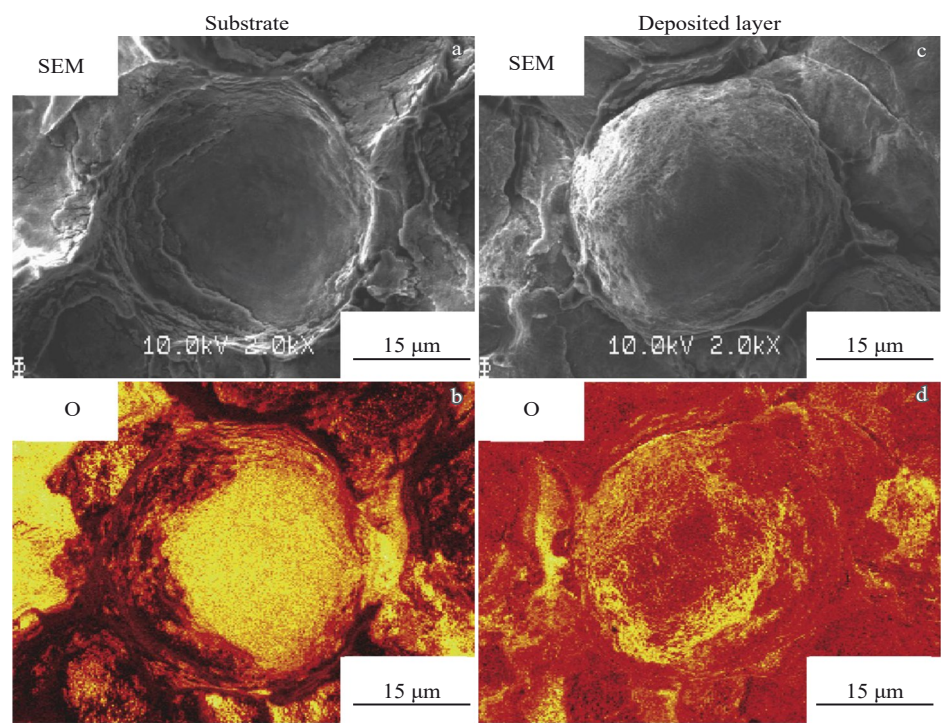


图10 钛粉末撞击A5052铝合金基体后留下的印记与残留在基体上的粉末

Fig.10 Marks left by titanium particles impacting A5052 aluminum alloy substrate and particles remaining on the substrate^[53]: (a, c) SEM images; (b, d) oxygen element distribution

钛合金表面修复与增材制造的理想途径。然而,由于钛材料具有高强度、低塑性等特点,使其在冷喷涂过程中的塑性变形不足,易形成未结合界面、孔隙等微观缺陷,导致沉积体致密度、力学性能与服役稳定性难以满足应用需求^[35]。此外,在高强钛合金沉积过程中“南极问题”尤为突出,会产生大量未结合界面,不但严重影响沉积体的延展性,而且有可能成为腐蚀介质渗入的通道,显著影响其耐蚀性^[50-53]。为了克服上述问题,提高致密度、微观组织均匀性及结合质量,研究者提出了多种强化手段。

4.1 过程强化

4.1.1 激光辅助冷喷涂

激光辅助冷喷涂(laser-assisted cold spray, LACS)是由英国剑桥大学 William O'Neill 教授及课题组首次提出^[59]。通过在冷喷涂系统的基础上引入激光束以及温度控制系统,利用激光照射对基板与已沉积颗粒进行加热,利用原位加热来促进金属粒子冲击基体而产生塑性变形与冶金结合^[59]。图 11 为 LACS 系统的主要组成部件^[60]。LACS 可显著提高材料的沉积效率与涂层致密度。Boruah 等^[61]采用 LACS 来制备 TC4 涂层,发现涂层孔隙率仅为 0.4%,远低于冷喷涂 TC4 涂层的 2.3%,其显微组织如图 12 所示。然而,与冷喷涂相比,LACS 对激光设备

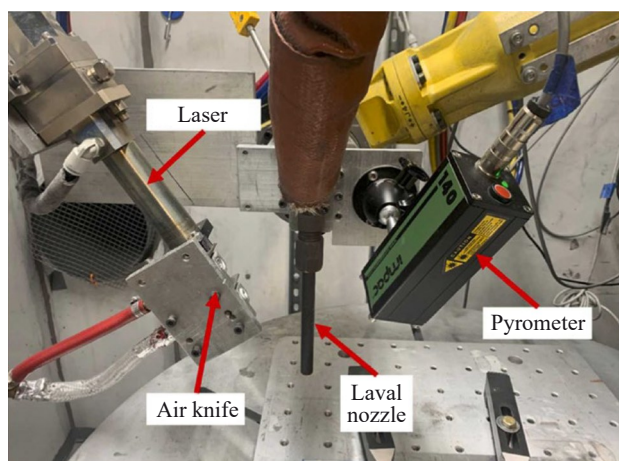


图 11 LACS 系统元件布局图

Fig.11 Component layout diagram of LACS system^[60]

的控制精度有很高的要求,加工温度升高会导致钛及钛合金沉积体氧化。此外,激光产生的高热应力可能会使钛涂层发生变形或分层。

4.1.2 原位微锻造冷喷涂技术

原位微锻造辅助冷喷涂工艺(in-situ micro-forging assisted cold spray, MF-CS)由 Luo 等^[62]首先提出,可有效提高沉积体致密度,其原理如图 13 所示^[63]。与传统冷喷涂工艺相比,MF-CS 在喷涂粉末中加入了大尺寸(150~300 μm)的硬质微锻颗粒,其具有更高的动能,因此在喷涂过程中将会撞击已沉积颗粒,通过原位的微锻造效应使已沉积颗粒进一步发生塑性变形,从而实现沉积体的致密化。此外,由于大尺寸硬质微锻颗粒的速度低于临界速度,因此几乎不会发生沉积。MF-CS 工艺可以在不使用氦气和高温高压条件下制备出高密度钛涂层,显著降低了加工成本。Luo 等^[64]研究表明,与传统的冷喷涂工艺相比,MF-CS 技术制备的钛涂层与 TC4 涂层的孔隙率分别从 13.7% 和 15.3% 下降至 0.3% 和 0.7%。但将 70vol% 大尺寸颗粒混入喷涂粉末后,在钛涂层内部发现了 2.3vol% 的大尺寸硬质颗粒。这可能会导致涂层内部发生电偶腐蚀,从而影响其使用寿命。为了避免电偶腐蚀,有研究人员尝试选择成分相近的颗粒。如 Wei 等^[50]使用电位接近的大尺寸 TC4 颗粒与钛粉混合,制备出耐腐蚀的高致密钛合金涂层,发现在添加 30vol% TC4 时,钛合金涂层的孔隙率仅为 0.2%,如图 14 所示。综上,原位微锻造辅助冷喷涂工艺能够显著提升涂层致密度,是冷喷涂钛基涂层的有效手段之一,但该方法会在涂层内部引入其他元素。

4.2 后处理强化

4.2.1 热处理

热处理是最经济、有效的冷喷涂沉积体强化手段。其强化机制简单,高温使原子发生扩散,促进了粒子的冶金结合,并且诱导沉积体发生再结晶与晶粒长大,因此显著改善沉积体的力学性能。Zhao 等^[65]研究发现,退火处理后冷喷涂钛沉积体的抗拉强度提高至 780 MPa,延展性则提升至 4.67%,但仍低于锻造纯钛,这归因于退火后

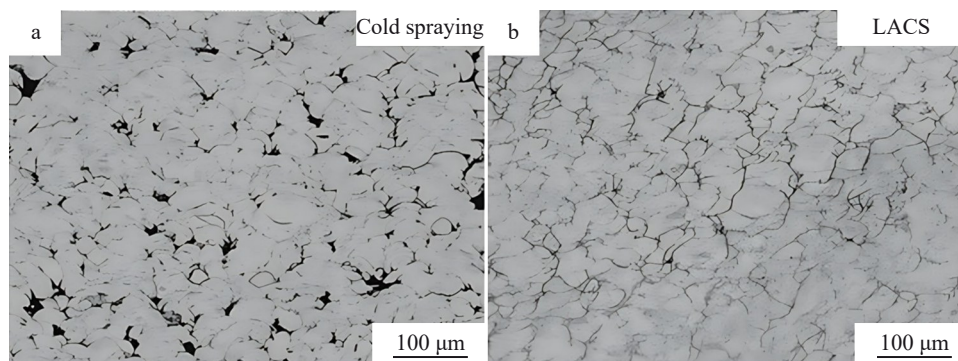


图 12 TC4 沉积体的光学显微图片

Fig.12 Optical microscopic images of TC4 deposits prepared by cold spraying (a) and LACS (b)^[61]

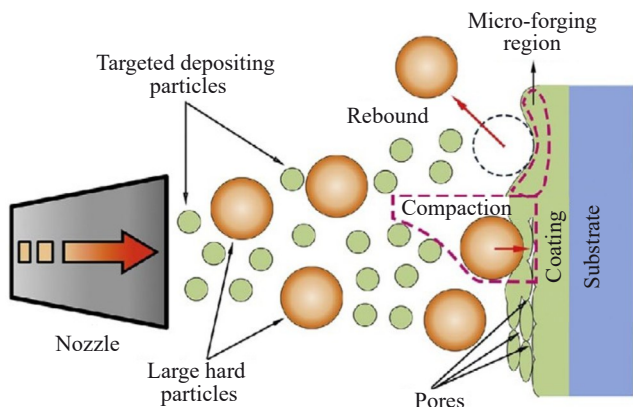


图 13 MF-CS 工艺原理图
Fig.13 Schematic diagram of MF-CS process^[63]

沉积体内部大尺寸的不规则孔隙无法完全消除，会转变为椭圆形孔隙。因此，热处理难以消除大尺度孔隙，更适用于塑性变形充分、孔隙率低的沉积体，可显著消除颗粒之间的氧化层，提高塑性。总体而言，对于冷喷涂钛及钛合金沉积体，热处理是最成熟、经济的后处理强化方法，未来将继续发挥重要作用。

4.2.2 表面重熔

表面重熔工艺通过高能束流对冷喷涂沉积体表面进行快速熔化、凝固而实现表面改性。其原理是通过瞬间熔化沉积体表面，达到填充孔隙、消除未结合界面的目的，在表面形成一层致密的重熔层。根据热源的不同可将其划分为激光重熔与电子束重熔。激光重熔通常使用高功率激光扫描沉积体表面，因其加热集中、扫描速度快，重熔层厚度通常达到数十或数百微米。Astarita 等^[66]采用激光重熔工艺来处理纯钛涂层，发现在表面上形成了 0.7 mm 厚的致密重熔层，且组织转变为细针状马氏体，显著提高了硬度和耐磨性，但存在残余应力过高、热影响区较大等问题。李文亚等^[55]提出通过电子束重熔对冷喷涂钛进行后处理强化，由于电子束具有扫描速度快、冷却慢等特点，和激光重熔相比可显著降低残余应力对涂层的影响。此外，真空环境可以有效阻止加工过程中

涂层的氧化。研究发现，电子束重熔后的纯钛涂层在 10wt% HCl 溶液中可为基体提供 24 h 的腐蚀防护，重熔之后涂层的耐蚀性高于纯钛块体，原因是组织均匀性更高，其原理如图 15 所示^[46]。Wei 等^[46]的研究结果表明，电子束重熔作为一种有效的手段，能够在不引入氧化、不降低涂层结合强度的前提下，大幅提升冷喷涂钛涂层的表面致密度和抗腐蚀能力。与激光相比，电子束重熔在真空中进行，可避免氧化污染，具有良好的能量利用率，但设备成本更高。综合而言，表面重熔技术适用于对冷喷涂钛涂层表面性能要求极高的场合，既能保留基体优势，又可赋予涂层表层优异的耐蚀性和耐磨性。

4.2.3 热轧

热轧是在高温下通过轧辊对冷喷涂沉积层施加压力，使其压实和变形，从而实现涂层与基体的致密化。通过热轧可对沉积层进行大面积二次塑性压实^[67]。Zhao 等^[68]将冷喷涂 TA2 涂层与 Q235 钢板经热轧制成钛/钢复合板，研究发现热轧可消除冷喷涂钛涂层中的孔隙与分层缺陷，在钛颗粒之间以及钛与钢基体之间产生了连续的冶金结合，显著提高了复合板的整体韧性。然而，热轧会引起工件变形，操作相对复杂，更适用于大尺寸板材的制备。此外，热轧需要高温加热和多道次变形，可能会产生氧化与残余应力。尽管如此，热轧作为冷喷涂钛涂层的有效后处理强化工艺，在提升涂层致密度、强度和韧性方面效果显著，被认为是修复冷喷涂沉积体内部缺陷、制备高性能钛复合材料的可行途径。

4.2.4 搅拌摩擦加工

搅拌摩擦加工是一种基于固态塑性变形的表面改性方法，已被应用于冷喷涂沉积体的强化。其原理是将高速旋转的搅拌头插入材料表层，利用摩擦热与机械搅拌作用使材料发生剧烈塑性变形，从而获得均质细晶结构。当将其应用于冷喷涂沉积体表面时，强烈的搅拌作用可使原本松散的喷涂颗粒发生剧烈塑性变形，并且破碎重新分布，原有的未结合界面在此过程中被消除，从而形成致密、均匀且细小的等轴再结晶组织，同时提高沉积体的强度与韧性。Khodabakhsh 等^[69]对冷喷涂钛涂层进行搅

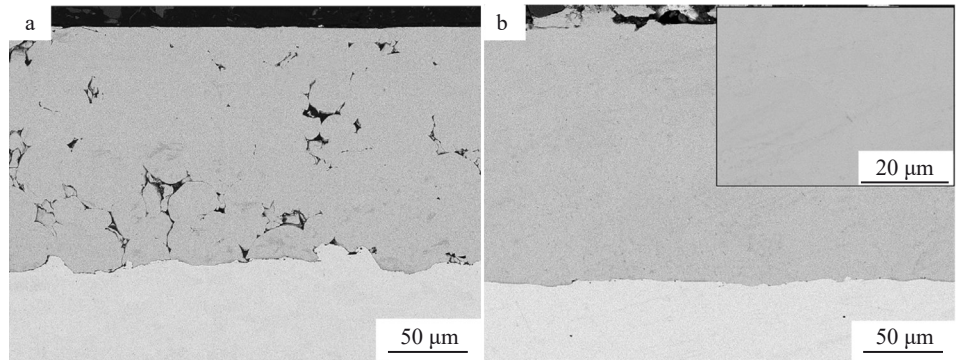


图 14 传统冷喷涂纯钛涂层和 Ti/30TC4 涂层的显微组织
Fig.14 Microstructures of cold-sprayed pure Ti coating (a) and Ti/30TC4 coating (b)^[50]

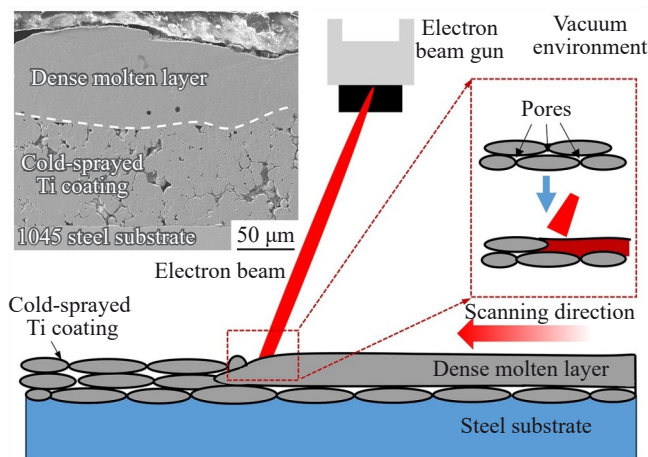


图 15 电子束重熔原理图

Fig.15 Schematic diagram of electron beam modification^[46]

拌摩擦加工处理,发现搅拌区内涂层由原本的层状结构转变为致密的锻造态组织,显微硬度提高一倍,且在涂层与基体间形成了良好的冶金结合。由此可见,搅拌摩擦加工可应用于高孔隙率的冷喷涂钛沉积体,能够同时提高沉积体的塑性与强度,但主要适用于平面或规则的曲面,有可能造成基体材料与涂层的混合,需考虑其对涂层性能的影响。

5 总结与展望

1)冷喷涂作为近年来发展迅速的固态低温沉积技术,在钛及钛合金增材制造与表面工程领域展现出独特优势。与传统热喷涂和熔焊方法相比,冷喷涂能够在低温条件下实现高速颗粒沉积,减少钛及钛合金易氧化、难加工等特性带来的不利影响,从而保持材料原有的组织与性能,为钛及钛合金在航空航天、海洋工程等领域应用提供重要技术路径,具有巨大应用潜力。

2)由于钛及钛合金自身的高强度、低塑性等材料特性,沉积体常存在一定的孔隙与缺陷。针对上述问题,通过使用氦气、调整温度与压力等工艺参数,可在一定程度上降低孔隙率,但仍存在沉积体塑性较差、结合不良等问题。近年来提出了激光预热、原位微锻造等强化方法,可显著提高材料的组织致密性、结合强度和延展性。

3)从粉末特性与冷喷涂钛及钛合金组织性能出发,对成形机理、缺陷产生机制、强化方法等进行了系统梳理,以期后续工艺改进和应用拓展提供理论支撑。未来研究可在低成本钛粉末制备及数值仿真模型构建等方面深入展开,以实现沉积体致密度的精准预测,从而降低工艺开发成本并提高参数设计效率。

4)近年来发展的表面重熔后处理强化技术已展现出显著的致密化效果,可使冷喷涂钛沉积体具备优异的耐腐蚀性和生物相容性,满足医疗功能涂层的应用需求。随着冷喷涂钛及钛合金研究的深入与性能优化方法的完

善,冷喷涂钛及钛合金技术未来将在医疗植入物制造、航空航天结构件修复、腐蚀防护等领域展现出更为广阔的应用前景。

参考文献

References

- [1] Wang L, Zhao X H, Wang X D *et al.* *Coatings*[J], 2024, 14(8): 941
- [2] Yang J Y, Song Y W, Dong K H *et al.* *Corrosion Reviews*[J], 2022, 41(1): 5
- [3] Li C J, Wang H T, Yang G J *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2011, 20(1): 227
- [4] Marin E, Lanzutti A. *Materials*[J], 2024, 17(1): 114
- [5] Pimenov D Y, Mozammel M, Gupta K *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 11: 719
- [6] Wang J, Lin X, Xue A T. *Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2020, 49(3): 857
- [7] Ma W, Xu X, Xie Y S *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2024, 477: 130383
- [8] Assadi H, Kreye H, Gärtner F *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 116: 382
- [9] Grigoriev S, Okunkova A, Sova A *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 268: 77
- [10] Gärtner F, Schmidt T, Stoltenhoff T *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2006, 8(7): 611
- [11] Li W Y, Cao C C, Yin S. *Progress in Materials Science*[J], 2020, 110: 100633
- [12] Xie X L, Yin S, Raelison R N *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 86: 20
- [13] Yin S, Cavaliere P, Aldwell B *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2018, 21: 628
- [14] Kafle A, Lu S, Silwal R *et al.* *Metals*[J], 2025, 15(2): 187
- [15] Kafle A, Silwal R, Koirala B *et al.* *Materials*[J], 2024, 17(22): 5431
- [16] Zhang Xiaoyuan(张晓园), Li Fuguo(李付国), Du Yuxuan(杜予暄) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(11): 2911
- [17] Najafizadeh M, Yazdi S, Bozorg M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds Communications*[J], 2024, 3: 100019
- [18] Anonymous. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2007(12): 49
- [19] Faraz J S, Dhirajlal R C, Ahmed K M *et al.* *ACS Omega*[J], 2022, 7(34): 29526
- [20] Chen L Y, Ding Y H, Ji R Y *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2025, 35: 581
- [21] Kondas J, Guagliano M, Bagherifard S *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2024, 33(8): 2672
- [22] Zhang Z M, Li W Y, Yang J W *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2024, 478: 130492
- [23] Wong W, Vo P, Irissou E *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2013, 22(7): 1140
- [24] Zheng Mingyue(郑明月), Zhang Shaoming(张少明), Hu Qiang(胡强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 1819

- [25] Zhao Xiaohao(赵霄昊), Wang Chen(王 晨), Pan Feifei(潘霏霏) *et al. Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2019, 29(6): 71
- [26] Sun Nianguang(孙念光), Chen Binke(陈斌科), Xiang Changshu(向长淑) *et al. Heavy Machine*(重型机械)[J], 2019(5): 36
- [27] Guo Guanghao(郭广浩), Tang Chaolan(唐超兰), Chu Ruikun(楚瑞坤) *et al. Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金技术)[J], 2022, 40(4): 340
- [28] Guo Zhimeng(郭志猛), Zhang Ce(张 策), Wang Haiying(王海英) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2019, 36(5): 41
- [29] Liu Chang(刘 畅). *Flow and Heat-Transfer Mechanisms of Liquid Metal in the Guide Tube During Gas Atomization Powder Production*(气体雾化制粉过程中金属熔体在导流管内的流动与传热机理研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020
- [30] Tian Cao(田 操), Chen Zhuo(陈 卓), Liu Bangtao(刘邦涛) *et al. Journal of Heilongjiang University of Science and Technology*(黑龙江科技大学学报)[J], 2020, 30(2): 214
- [31] Zhang Ning(张宁), Chen Suiyuan(陈岁元), Yu Xiao(于 笑) *et al. Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2016, 15(4): 277
- [32] Cui Y J, Zhao Y F, Haruko N *et al. Powder Technology*[J], 2020, 376: 363
- [33] Guo R P, Xu L, Zong Y P *et al. Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2017, 30(8): 735
- [34] Tang Huiping(汤慧萍). *Powder Metall Technology*(粉末冶金技术)[J], 2023, 41(1): 2
- [35] Xiong Tianying(熊 天 英), Wang Jiqiang(王 吉 强). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(4): 537
- [36] Zhou Chouting(周愁庭), Ma Yu'e(马玉娥), Yang Zexuan(杨泽轩) *et al. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2024, 45(12): 301
- [37] Wiehler L, Capan J, Arabgol Z *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2024, 34(2): 1
- [38] Cao C C, Li W Y, Zhang Z M *et al. Coatings*[J], 2022, 12(2): 210
- [39] Wojciech Ż, Rafał M, Janusz M *et al. Materials*[J], 2021, 14(19): 5492
- [40] Perez-Andrade L I, Bhattiprolu S V, Williams M S *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 422: 128011
- [41] Zheng Mengmeng(郑 萌 萌), Liu Xuanqin(刘 轩 漆), Cai Huangyue(蔡黄越) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2025, 44(8): 731
- [42] Li C J, Yang G J. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2013, 39: 2
- [43] Papyrin A N, Alkhimov A P, Kosarev V *et al. International Thermal Spray Conference (ITSC 2001)* [C], Singapore: ASM International, 2001: 423
- [44] Pelletier J L. *Development of Ti-6Al-4V Coating onto Ti-6Al-4V Substrate Using Low Pressure Cold Spray and Pulse Gas Dynamic Spray*[D]. Ottawa: University of Ottawa, 2013
- [45] Assadi H, Gärtner F, Stoltenhoff T *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(15): 4379
- [46] Wei Y K, Zhang W H, Chu X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1036: 181978
- [47] Hussain T, McCartney D G, Shipway P H *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2011, 20(1): 260
- [48] Christoulis D K, Guetta S, Guipont V *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2011, 20(3): 523
- [49] Daroonparvar M, Khan M U F, Saadeh Y *et al. Corrosion Science* [J], 2020, 176: 109029
- [50] Wei Y K, Zhang W H, Zhang J *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2023, 473: 130002
- [51] Ichikawa Y, Tokoro R, Tanno M *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 164: 39
- [52] Głowacka H M, Cios G, Denoirjean A *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2024, 34(2): 1
- [53] Dong X X, Liu J Y, Liu M J *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2026, 245: 110
- [54] Li Z Y, Wang N, Li S H *et al. Coatings*[J], 2023, 13(11): 1894
- [55] Li Wenya(李文亚), Cao Congcong(曹聪聪), Yang Xiawei(杨夏炜) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(11): 53
- [56] Kondas J, Guagliano M, Bagherifard S *et al. Additive Manufacturing Letters*[J], 2024, 9: 100199
- [57] Xu Y X, Ge J J, Li W Y. *Tribology International*[J], 2024, 192: 109218
- [58] Lv Z, Lubin S, Guillermo S M J *et al. Additive Manufacturing* [J], 2022, 56: 102914
- [59] Bray M, Cockburn A, O'Neill W. *Surface and Coatings Technology*[J], 2009, 203(19): 2851
- [60] Boese S, Sevinsky A, Avval A N *et al. Additive Manufacturing* [J], 2024, 95: 104548
- [61] Boruah D, McNutt P, Sharma D *et al. Metals*[J], 2023, 13(10): 1640
- [62] Luo X T, Yao M L, Ma N *et al. Materials & Design*[J], 2018, 155: 384
- [63] Wei Y K, Li Y J, Zhang Y *et al. Corrosion Science*[J], 2018, 138: 105
- [64] Luo X T, Wei Y K, Wang Y *et al. Materials & Design*[J], 2015, 85: 527
- [65] Zhao Z P, Wang Y D, Wang J Q *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2025, 36: 9283
- [66] Astarita A, Genna S, Leone C *et al. Procedia CIRP*[J], 2015, 33: 452
- [67] Yin S, Fan N S, Huang C J *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 170: 47
- [68] Zhao Z P, Tariq N U H, Tang J R *et al. Materials & Design*[J], 2020, 185: 108249
- [69] Khodabakhshi F, Marzbanrad B, Shah L H *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2019, 28(6): 1185

Recent Advances in Cold Spray Additive Manufacturing of Titanium and Titanium Alloy Coatings

Yang Lei¹, Wang Yun², Zhao Fucai¹

(1. College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Western Titanium Technologies Co., Ltd, Xi'an 710201, China)

Abstract: Titanium and titanium alloys, owing to their low density, high specific strength, and excellent corrosion resistance, are widely used in aerospace and marine engineering. The development of additive manufacturing has enabled new approaches for fabricating complex titanium and titanium alloy components. As a solid-state additive manufacturing technique, cold spray has attracted considerable attention for its advantages of low deposition temperature, high spraying velocity, and minimal thermal effects. The current research status of cold spray additive manufacturing of titanium and titanium alloy coating was reviewed. The characteristics of feedstock powders and their influence on deposition behavior were introduced. The microstructure and properties of cold-sprayed deposits were analyzed, and the mechanisms and effects of strengthening strategies such as in-situ reinforcement and post-processing were summarized, providing a reference for process improvement and application expansion.

Key words: additive manufacturing; titanium and titanium alloys; coating; powder morphology; microstructure; post-processing

Corresponding author: Wang Yun, Senior Engineer, Western Titanium Technologies Co., Ltd, Xi'an 710201, P. R. China, Tel: 0086-29-86968610, E-mail: 18066858880@189.cn