DOI:10.11918/202604032

表面改性技术对材料摩擦磨损性能的影响研究进展

赵辉浩,张雁祥,闫牧夫

(哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院,哈尔滨 150001)

摘 要:摩擦磨损是装备服役过程中导致零部件失效、精度衰减与能量损耗的关键因素。通过调控材料表层的化学成分、相组成、缺陷结构与力学梯度,可在保持基体综合性能的同时显著提升耐磨、减摩、抗疲劳及耐蚀能力。本文围绕渗碳、渗氮、碳氮复合渗、离子注入及类金刚石碳(diamond-like carbon, DLC)涂层5种典型表面改性技术,系统综述其改善材料摩擦磨损性能的研究进展,重点比较不同技术对表层组织演化、硬度分布、摩擦行为与磨损机制转变的影响。现有研究表明,上述技术均可通过表层硬化、梯度支撑、残余应力调控、界面化学状态优化及转移膜稳定化等途径,提高表面承载与抗损伤能力,使磨损率通常降低1~2个数量级,并促使磨损机制由严重黏着磨损、磨粒磨损和塑性变形向氧化磨损、轻微磨粒磨损、疲劳磨损或稳定转移膜控制下的低损伤滑动转变。不同技术在改性深度、载荷适应性与工程适用性方面各自具有不同的特征:渗碳适用于重载深层强化,渗氮具有低温低变形优势,碳氮复合渗兼顾表面高硬与亚表层支撑,离子注入适合高精度零件的近表层功能化设计,DLC涂层则在低摩擦与微米级表面功能化方面表现突出。最后,对复合改性、服役导向设计及多技术协同的发展方向进行了展望。

关键词:表面改性;摩擦磨损;渗碳;渗氮;碳氮复合渗;离子注入;DLC涂层

中图分类号:TH117.1 **文献标志码**:A **文章编号**:0367-6234(2026)08-0010-17

Research progress on effects of surface modification technologies on friction and wear properties of materials

Zhao Huihao, Zhang Yanxiang, Yan Mufu

(School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Friction and wear are key factors causing component failure, accuracy degradation, and energy loss during service. By regulating the chemical composition, phase constitution, defect structure, and mechanical gradient of the material surface layer, the capabilities of wear resistance, friction reduction, fatigue resistance, and corrosion resistance can be significantly improved while maintaining the comprehensive properties of the substrate. Focusing on five typical surface modification technologies including carburizing, nitriding, carbonitriding, ion implantation, and diamond-like carbon (DLC) coatings, this paper systematically summarized the research progress in improving the friction and wear properties of materials and compared the effects of different technologies on surface microstructural evolution, hardness distribution, friction behaviors, and transitions of wear mechanisms. Existing studies indicate that the above technologies can improve surface load-bearing and damage-resistance capabilities through surface hardening, gradient support, residual stress regulation, interfacial chemical state optimization, and transfer film stabilization, usually reducing the wear rate by 1 – 2 orders of magnitude and promoting the transition of wear mechanisms from severe adhesive wear, abrasive wear, and plastic deformation to oxidative wear, mild abrasive wear, fatigue wear, or low-damage sliding controlled by stable transfer films. Different technologies exhibit distinct characteristics in modification depth, load adaptability, and engineering applicability: carburizing is applicable to heavy-load deep strengthening; nitriding has advantages of low temperature and low deformation; carbonitriding balances high surface hardness and subsurface support; ion implantation is suitable for near-surface functional design of high-precision components; DLC coatings perform outstandingly in low friction and micron-scale surface functionalization. Finally, this paper prospected the development directions of hybrid modification, service-oriented design, and multi-technology synergy.

Keywords: surface modification; friction and wear; carburizing; nitriding; carbonitriding; ion implantation; DLC coating

收稿日期:2026-04-13;**录用日期**:2026-05-09;**网络首发日期**:2026-06-16
网络首发地址:https://link.cnki.net/urlid/23.1235.T.20260616.1140.002
作者简介:赵辉浩(1995—),男,博士研究生;张雁祥(1985—),男,教授,博士生导师;闫牧夫(1963—),男,教授,博士生导师
通信作者:张雁祥,hitzhang@hit.edu.cn;闫牧夫,yanmufu@hit.edu.cn

机械零部件的摩擦磨损行为是导致其精度丧失、性能退化乃至最终失效的重要原因之一。围绕不锈钢等工程材料“耐蚀但耐磨不足”的共性问题，Bell 等[1-3]系统开展了低温热化学表面合金化与表面工程研究，指出在不损害材料耐蚀性和基体综合性能的前提下实现表层硬化、耐磨、耐蚀与疲劳性能协同提升，是拓展材料工程服役边界的重要途径。表面改性技术通过在材料表层构建具有特殊化学成分、微观结构和性能梯度的功能层，已成为改善接触界面状态、降低摩擦损失并延长服役寿命的重要技术路径[4-8]。与传统整体强化相比，表面改性更强调表层功能化与基体支撑化的协同设计，因而能够在保证基体韧性或尺寸精度的前提下实现减摩、耐磨、抗疲劳及耐蚀等多重性能优化。近年来，渗碳、渗氮、碳氮复合渗、离子注入及 DLC 涂层在钢铁材料、不锈钢、钛合金和轻质合金等体系中均表现出显著的摩擦学强化潜力，但各技术在改性深度、作用机理、工艺窗口与工程适用性方面又存在明显差异。因此，本文重点围绕“表层组织-力学性能-磨损机制”这一主线，对不同表面改性技术改善材料摩擦磨损性能的机理、优势、局限及适用场景进行比较分析，并给出面向工程服役条件的技术选择思路。

1　渗碳技术

渗碳是典型的热化学表面强化工艺之一，其本质并非单纯提高材料表层含碳量，而是在表面构建兼具高硬度、高抗塑性变形能力和良好亚表层支撑的梯度功能层。对于齿轮、轴承及传动构件等典型摩擦副而言，渗碳处理能够通过提高表层硬度、引入有利残余压应力并优化裂纹萌生与扩展路径，显著改善构件在滑动磨损、磨粒磨损及接触疲劳条件下的服役行为[9]。与整体淬硬相比，渗碳的优势在于实现高硬表层和强韧心部的性能分工，因而在重载传动零件中长期保持重要地位。

1.1　渗碳的基本原理及其摩擦学意义

传统渗碳通常适用于低合金钢和齿轮钢等铁基材料，在奥氏体区通过表面吸附、分解和扩散实现碳向基体内部迁移，随后经淬火形成高碳马氏体硬化层[10-12]。Lü Xuming 等[13]采用双辉等离子体渗碳装置对 Ta 基体进行表面渗碳处理，其装置示意如图 1所示。该系统以石墨靶材作为源极，即第一阴极，用于提供碳源；Ta 基体作为工件极，即第二阴极；真空腔室壁作为阳极。处理过程中，Ar 气被引入真空腔室，首先通过工件极放电对试样表面进行活化和清洗，随后分别接通源极和工件极电源，在二者之间形成电位差并产生双辉放电效应，从而实现碳元素向 Ta 表面的迁移与渗入。而对奥氏体不锈钢等钝化材料，则需采用低温渗碳路径，以避免铬碳化物析出并获得碳过饱和的膨胀奥氏体层[2, 14-16]。由此可见，渗碳的工艺窗口具有显著的材料依赖性：对低合金钢更强调有效渗层深度和表层组织匹配[9]，对不锈钢则更强调在不牺牲耐蚀性的前提下实现表面硬化[1-2, 14-16]。对于传统气体渗碳体系，已有研究表明，稀土添加不仅会影响钢表面对碳原子的吸附与传输行为，还会进一步改变渗碳动力学及渗层形成速率；在 20CrMnTi 钢中，稀土参与后渗碳层的组织和显微硬度分布也会发生明显变化，这说明气氛调控与催渗效应同样是影响最终渗层质量的重要因素[10-12]。

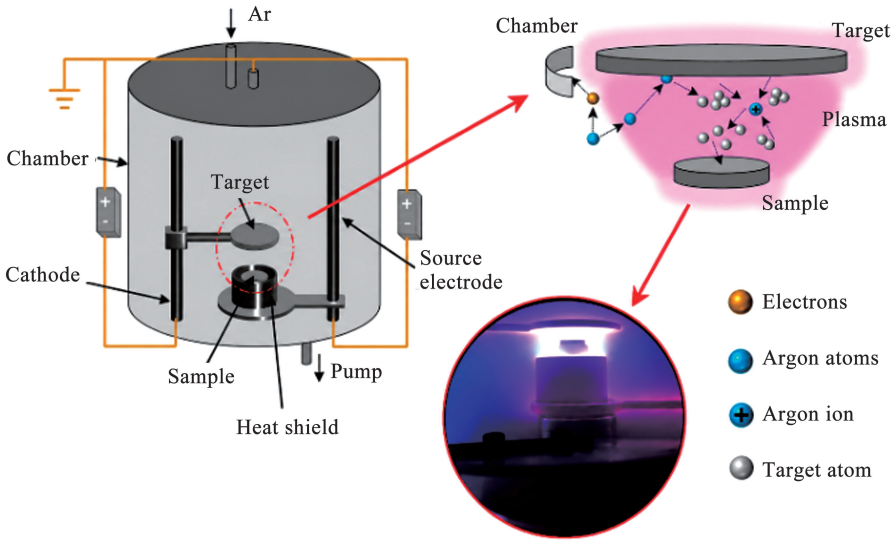


图 1　双层辉光离子表面渗碳技术在 Ta 表面制备 TaC 涂层的装置示意[13]

Fig. 1　Schematic diagram of double-glow plasma surface carburizing technology preparing TaC coatings on Ta surface [13]

从摩擦学角度看,渗碳层对耐磨性的提升主要来源于4个方面:其一,高硬度表层提高了接触区抗塑性变形和抗微切削能力[14];其二,有效渗层深度和硬度梯度有助于提高表层承载能力并延缓亚表层损伤累积[9];其三,适量残余奥氏体可在摩擦或循环载荷作用下发生应变诱发相变,从而起到应力松弛和裂纹钝化作用[17];其四,合理的渗碳工艺可通过优化有效渗层深度、梯度硬度分布及残余应力状态,提高抗裂纹萌生与扩展能力[18]。不过,渗层深度、残余奥氏体含量与表层碳浓度之间需要根据具体服役工况进行协同设计[9,17-18]。

1.2 渗碳层组织结构与摩擦磨损性能

1.2.1 钢铁材料

在低合金钢和齿轮钢中,渗碳后表层通常由高碳马氏体、一定量残余奥氏体及细小碳化物组成,并与心部韧性较高的低碳回火组织共同构成"高硬表层-过渡层-强韧心部"的层级结构[9,17-22]。该结构的摩擦学优势首先来自较深的有效渗层与连续硬度梯度:以AISI 8620为例,随着有效渗层加深,磨料磨损量明显下降,说明渗层深度不仅是热处理指标,也是决定承载能力和耐磨性的关键结构参数[9]。相关齿轮钢渗碳/复合渗研究表明,表层硬度、有效硬化层深度和硬度梯度是影响磨损与疲劳响应的关键因素[18,22];例如,18Cr2Ni4WA钢经渗碳-碳氮复合处理后,表面硬度由671 HV1提高至748 HV1,磨损率由$8.73\times10^{-7}\,mm^3\cdot N^{-1}\cdot mm^{-1}$降至$5.89\times10^{-7}\,mm^3\cdot N^{-1}\cdot mm^{-1}$[23]。但钢铁材料渗碳层的摩擦磨损性能并不能简单归结为硬度越高越好。适量残余奥氏体可通过相变诱发塑性(transformation-induced plasticity, TRIP)效应缓冲局部应力集中,在边界润滑或循环接触条件下延缓裂纹萌生并改善损伤容限[17,21]。若残余奥氏体含量过高,则在循环载荷下更易转变为高密度孪晶马氏体区,反而会形成新的裂纹萌生源[21]。因此,表层碳浓度、残余奥氏体含量、碳化物形态及回火制度之间必须协同控制,才能在抗擦伤、抗磨料磨损和抗接触疲劳之间取得平衡[17,20-21]。近年齿轮钢研究进一步表明,渗碳后的性能提升常可通过更具体的硬度-疲劳-磨损参数来表征。例如,18CrNiMo7-6钢的高周及超高周疲劳性能与有效渗层深度、梯度硬度分布及裂纹萌生位置密切相关[18,22];18Cr2Ni4WA等钢种在边界润滑条件下表现出较低磨损量,也与表层高硬马氏体和次表层支撑层的协同有关[19]。从工程应用看,钢铁材料渗碳层的核心价值并不只是提高表面硬度,而是在较大层深范围内同时实现高承载、高抗接触疲劳和较稳定的磨损响应,这也是其在齿轮、轴承和重载传动件中长期占主导地位的根本原因[9,18-19,22]。

1.2.2 奥氏体不锈钢

对奥氏体不锈钢而言,低温渗碳的核心并不是形成传统高碳马氏体,而是在不破坏耐蚀性的前提下获得碳过饱和的膨胀奥氏体(expanded austenite, S相)层。大量间隙碳固溶引起的晶格膨胀可显著提高表面硬度与抗塑性变形能力,从而降低黏着和微切削倾向[2,14-16]。以AISI 316L为例,低温渗碳后通常形成连续硬化层及由表及里的硬度梯度,其摩擦学性能改善更多表现为磨损率显著下降,而非摩擦系数的同步大幅降低[14,16,24]。从组织-性能关系看,层厚、残余应力与是否保持单一S相结构是决定耐磨-耐蚀协同的关键。Bell等[1-2]及后续综述[25]指出,低温渗碳的价值在于在基本保持钝化能力的同时获得高硬化表层;Ceschini等[14]在316L中观察到连续强化层和平滑硬度梯度,说明"硬化层-基体"的渐变过渡有利于表层承载与界面稳定。近年的研究进一步表明,316L经低温渗碳后疲劳耐久极限可提高22%[26],微动磨损条件下磨损深度、磨损率及摩擦耗散系数最高可下降约1个数量级[27]。对增材制造316L而言,适度延长处理时间可继续提高抗磨损性能,但处理时间过长又可能因表层脆化而削弱摩擦学稳定性[28]。因此,不锈钢低温渗碳的关键难点并不在于单纯提高表面碳浓度,而在于在狭窄的"表面活化-碳势-温度-时间"窗口内稳定获得S相并避免$Cr_{23}C_6$等析出[2,14-16,25,29-30]。复杂构件上的阴影区、冷加工区、焊接热影响区及增材制造缺陷区,会进一步改变碳扩散和析出敏感性,使层厚、残余应力和长期服役稳定性出现空间差异。如何实现复杂表面的均匀活化,避免后续热暴露或复合涂层沉积过程中的敏化,并建立S相长期稳定性的评价方法,仍是不锈钢低温渗碳工程化应用的核心问题[26-30]。

1.2.3 钛及钛铝合金

与铁基材料不同,钛及钛铝合金渗碳的强化机理主要表现为在表面构建以TiC和Ti_2AlC等硬质相为核心的陶瓷化梯度层,从而实现由金属基体向高硬表层的过渡。对Ti-6Al-4V和TiAl等体系的研究表明[31-34],渗碳后表层可形成连续或半连续的TiC/Ti_2AlC强化层,并显著提高抗切削与抗黏着能力。以Ti_2AlNb基合金为例,等离子渗碳后摩擦系数可降至0.10,磨损率仅为基材的1/20[33];刘小萍等[34]对TiAl合金的研究亦表明,离子渗碳后形成的Ti_2AlC主导渗层可使磨损率降低1~2个数量级,并伴随摩擦系数明显下降。因此,钛及钛铝合金

渗碳的价值不只在于表层硬化，更在于通过陶瓷层–韧性基体协同提高抗黏着、抗微切削及界面稳定性。

1.3　渗碳技术的优势、局限与适用场景

总体而言，渗碳仍然是提升钢铁材料摩擦磨损性能相对成熟且具有高工程价值的热化学改性技术之一，尤其适用于齿轮、轴承和重载传动件等要求高承载、高抗接触疲劳和高耐磨性的场合。其突出优势在于能够获得较深的硬化层并为表层提供稳定的强化效果[9]。与此同时，高温渗碳在后续淬火阶段可能伴随明显的热处理变形，尤其会增加齿轮类零件的尺寸精度控制难度[35]；此外，不锈钢体系存在严格的低温工艺窗口，而钛合金体系则面临碳化层生长稳定性与表层脆化风险之间的权衡[31, 34]。

2　渗氮技术

渗氮是低温热化学表面强化中具有代表性的工艺之一，其核心并不只是在表面生成氮化物，而是在材料表层构建兼具高硬度、高抗塑性变形能力和良好基体支撑的功能梯度层。与渗碳相比，渗氮通常在更低温度下进行，因此工件尺寸稳定性更好、处理变形更小，特别适用于模具钢、轴承钢、不锈钢以及部分钛合金等对尺寸精度和表面完整性要求较高的零部件[36–38]。

2.1　渗氮的基本原理及其摩擦学意义

对钢铁材料和不锈钢而言，渗氮通常在 350 ~ 600 ℃范围内进行；而对于钛、锆等活泼金属，为促进 TiN/Ti_2N 或 ZrN/Zr_3N_4 等陶瓷化层形成，处理温度可进一步升高，具体取决于材料体系和目标层结构。活性氮原子在表面吸附后向基体扩散，并与 Fe、Cr、Mo、V、Ti、Al 等元素反应，形成由表及里的化合物层与扩散层。图 2 是具有射频和直流放电模式的等离子体渗氮装置示意图[39]，阴极和阳极分别由不锈钢和铜盘组成，阳极接地。具有自动阻抗匹配功能的 13.56 MHz RF 发生器，利用匹配单元和直流电源产生等离子体。对于铁基材料，典型组织为最外层的 γ'–Fe_4N 和 ε–$Fe_{2-3}N$ 等化合物层，及其下富含间隙氮和弥散氮化物的扩散层[36–38, 40]；对于不锈钢，则更强调在低温条件下获得过饱和的膨胀奥氏体（S 相），以避免 CrN 析出并兼顾耐磨与耐蚀性能[41–44]；对于钛、锆等活泼金属，常形成 TiN/Ti_2N 或 ZrN/Zr_3N_4 等硬质陶瓷化层[36–38]。

从摩擦磨损机理看，渗氮层的强化作用主要来源于 4 个方面：其一，氮化物和过饱和固溶层显著提高表面硬度，抑制犁削与微观切削[38]；其二，有效渗层深度和硬度梯度有助于提高承载能力并改善耐磨性[45]；其三，合理的渗氮工艺有助于通过控制表层脆性层厚度和强化层完整性来延缓裂纹萌生与扩展[46]；其四，对于钛合金等活泼金属，渗氮还可通过改变表面化学状态和磨屑演化过程来缓和黏着磨损[47]。然而，渗氮层并非越硬越好，过厚或过脆的化合物层同样可能在冲击或高接触应力下开裂、剥落，进而诱发磨粒磨损加剧。

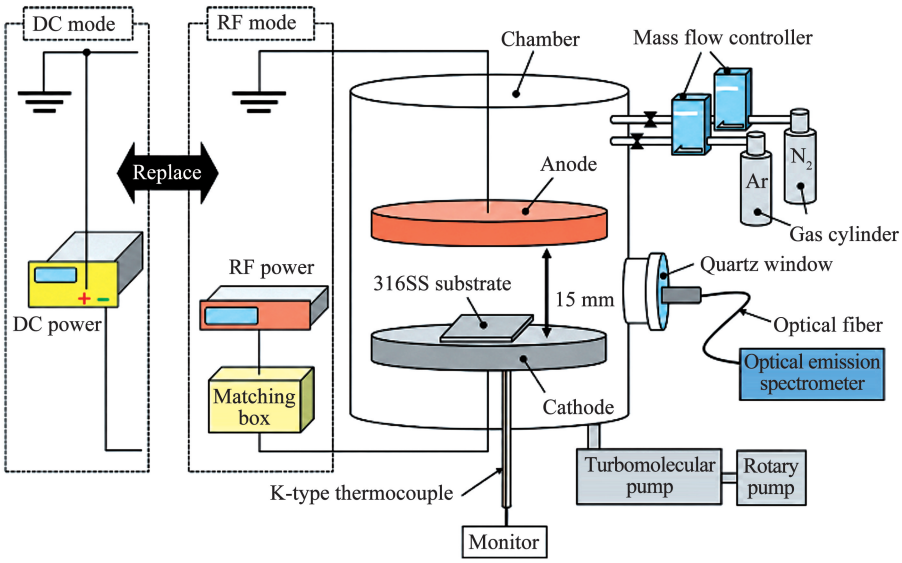


图 2　射频/直流放电模式的等离子体渗氮装置示意[39]

Fig. 2　Schematic diagram of plasma nitriding apparatus with radio frequency/direct current discharge modes [39]

2.2　渗氮层的组织结构与摩擦磨损性能

2.2.1　钢铁材料

在轴承钢、工具钢和调质钢等铁基材料中，渗氮层通常由薄而致密的化合物层和较厚的扩散层组成。化合物层提供高表面硬度和优良的抗黏着能力，扩散层则通过间隙固溶氮、弥散氮化物析出和位

错强化提供亚表层支撑,因此二者的协同是钢铁材料渗氮层获得优异耐磨性的关键。针对 M50NiL 等高性能轴承钢的研究表明[36-37],低温等离子渗氮可在避免基体显著软化的同时获得以扩展 α′-Fe 和 γ′-Fe_4N 为主的强化层,并显著改善耐磨性。对于 42CrMo 等典型调质钢[48],渗氮处理后的摩擦学性能提升并不单纯由表面高硬度决定,而取决于化合物层厚度、扩散层深度及其匹配关系。适度的化合物层能够有效降低黏着和微切削,但过厚的脆性白亮层容易在摩擦过程中产生裂纹与剥落,磨屑反过来成为新的硬质磨粒,使磨损模式重新恶化。因此,钢铁材料渗氮层设计的关键在于化合物层受控化和扩散层有效支撑的协同。

2.2.2　不锈钢

对不锈钢而言,低温渗氮的重点同样不是单纯追求高硬度,而是在抑制 CrN 析出的前提下稳定获得富氮膨胀奥氏体层(S 相)[2-3,38,41,49-50]。S 相通过强间隙固溶和晶格膨胀显著提高近表层硬度与抗黏着/抗犁削能力,其摩擦学性能改善通常表现为磨损率明显下降,而摩擦系数变化则更受对偶材料、载荷与环境影响[38,49-50]。近期研究进一步表明,不同工艺路径对层厚和硬化幅度的影响十分显著。Lopes Dias 等[51]指出,无论 316L 来自激光粉末床熔融(L-PBF)还是金属黏结剂喷射(MBJ)成形,低温等离子渗氮后均可形成厚度接近的 S 相层并显著提高抗磨粒磨损能力;Rao 等[43]研究表明,在 15-5PH 不锈钢中,低温等离子碳氮共渗可在表面硬度与耐蚀性之间获得更优平衡。由此可见,不锈钢低温渗氮的核心瓶颈在于工艺窗口的精确控制,温度通常需控制在约 450 ℃以下的低温区间,但具体上限与钢种成分、处理时间、氮势/碳势及等离子体活性有关。同时还需协调表面清洁状态与处理时间,以避免局部过热或活性过强引发 CrN 析出和贫铬敏化[42-44,52-53]。此外,复杂几何阴影区、焊接区、冷加工区及增材制造缺陷区会导致电场和扩散条件不均,使层厚、残余应力及耐蚀—耐磨协同性能出现明显差异。如何实现复杂构件表面的均匀活化与可预测层厚控制,并建立长期服役条件下的 S 相稳定性评价体系,仍是当前低温渗氮研究的关键问题[49-50,53-54]。

2.2.3　钛合金与锆合金

钛合金和锆合金的渗氮强化更接近于表面陶瓷化,表层形成 TiN/Ti_2N 或 ZrN/Zr_3N_4 等高硬度氮化物层,下方为含间隙氮和亚稳相的扩散区,从而构成由脆硬表层到韧性基体的梯度过渡结构[36-38,55-57]。这种结构可显著提高抗切削和抗黏着能力,是改善钛、锆合金严重黏着磨损倾向的主要原因。对钛合金而言,渗氮层厚度、相组成与耐磨行为之间具有较明确的对应关系。Rossi 等[58]比较 α 型、α+β 型和 β 型钛合金后发现,β 型 TNZ33 可形成 6.3~7.6 μm 厚的渗氮层,并表现出较好的微磨粒磨损抗力;针对增材制造 TC4(Ti-6Al-4V),Zhang 等[59]指出,中空阴极等离子源渗氮后表层形成 TiN/Ti_2N/α-Ti(N)复合结构,磨损机制由自然海水环境下的严重黏着磨损转为以磨粒磨损为主。结合元云岗等[55]和李子哲等[56]的结果可见,提高处理温度和时间通常有利于 TiN/Ti_2N 相生成、硬度提高和磨损量下降,但同时也会增加表层粗化与脆化风险,因此工艺优化必须在表层硬化、梯度过渡和结构稳定性之间取得平衡。对锆合金而言,渗氮除直接生成高硬度氮化锆层外,还常作为后续复合表面工程的基础层。以 Zr-2.5Nb为例[57],等离子渗氮与激光织构复合后,微凹坑有助于形成稳定润滑膜,氮化层则提供抗塑性变形与抗切削支撑,两者协同使摩擦系数和磨损率进一步下降。总体上,钛合金和锆合金渗氮并非简单追求最高表面硬度,而是围绕氮化层厚度、亚表层支撑与裂纹/磨屑演化之间的协调进行设计。

2.3　渗氮技术的优势、局限与适用场景

总体而言,渗氮的主要优势在于处理温度相对较低、工件变形小、表层硬度高,且耐磨性和抗疲劳性能可同步改善[36-37,46]。对于不锈钢等特殊材料体系,低温渗氮还有望在一定程度上兼顾耐磨性与耐蚀性[1-3,38,49-50,60]。其局限在于层深通常小于深层渗碳层,对极高接触应力的长期支撑能力受限[37];此外,不锈钢体系的 CrN 析出风险不容忽视[49-50],钛合金则需关注表层脆化问题[56]。

3　碳氮复合渗技术

本文所称碳氮复合渗处理,是指在同一工序或连续工序中向材料表层引入碳、氮两种间隙原子,并利用二者协同扩散和组织调控作用实现表面强化的热化学处理技术。

其优势并不只是简单叠加渗碳与渗氮的效果,而是在材料表层构建兼具高表面硬度、较深支撑层和稳定摩擦响应的梯度功能层。与单一渗碳相比,该技术能够在保持较大硬化层深度的同时进一步提升表面硬度;与单一渗氮相比,则可通过引入更强的亚表层支撑和更合理的硬度梯度,提高表层在重载或复合接触条件下的抗损伤能力[61-64]。因此,碳氮复合渗特别适用于既要求耐磨减摩,又要求承载能力和尺寸稳定性的关键零部件。

3.1　碳氮复合渗的基本原理及其摩擦学意义

从工艺路径看,碳氮复合渗处理可分为分步双

渗和同步共渗两大类[61-62]。其中，分步双渗强调碳、氮元素在不同处理阶段先后引入，可进一步分为“先渗碳后渗氮”的碳氮双渗和“先渗氮后渗碳”的氮碳双渗[61,63]。碳氮双渗通常先在奥氏体区完成深层渗碳，获得具有良好支撑能力的高碳扩散层，再在较低温度下实施渗氮，使表面形成富氮固溶层、氮化物或碳氮化合物强化层[61,63]；氮碳双渗则可利用预渗氮阶段形成的氮化物、缺陷结构或组织细化效应，改变后续碳扩散和渗层组织演化行为[62-63]。同步共渗则强调碳、氮元素在同一工序内同时向材料表层扩散，主要包括以渗碳为主的碳氮共渗和以渗氮为主的氮碳共渗。与分步双渗相比，同步共渗工艺流程相对简洁，但由于碳、氮在扩散行为、相稳定性及析出反应方面存在相互影响，其组织调控复杂度更高[61-62]。Jafarpour 等[65]采用工业尺度冷壁主动屏等离子体氮碳共渗(ASPNC)反应器对 AISI 316L 和 AISI 304 奥氏体不锈钢进行表面改性处理，其反应器结构如图 3 所示。该装置以固体碳纤维复合材料主动屏作为碳源，在等离子体作用下产生活性 C/N物种，并在不同处理温度下实现试样表面的氮碳共渗改性。

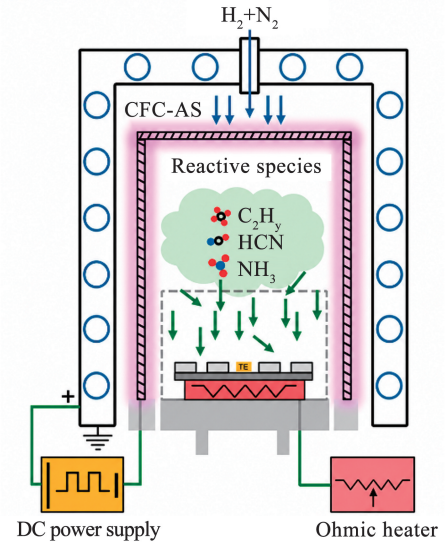


图 3　配备内部加热元件的冷壁主动屏等离子体氮碳共渗反应器示意[65]

Fig. 3　Schematic diagram of cold-wall active-screen plasma nitrocarburizing reactor equipped with internal heating element [65]

从摩擦学机理看，碳氮复合渗的性能提升主要来源于 4 个方面：其一，表层高硬度碳氮化合物、氮化物及含氮马氏体提高了抗犁削和抗微切削能力[61]；其二，层级化的表层/次表层/心部硬度与组织梯度有助于提高表层承载能力并减缓亚表层应力集中[61]；其三，合理的复合渗工艺有助于通过控制表层脆性层厚度和强化层完整性来延缓裂纹萌生与扩展[66]；其四，碳、氮协同可通过改变表面化学状态和磨屑演化缓和黏着磨损，并促使磨损机制向较温和形式转变[64]。

3.2　碳氮复合渗层的组织结构和摩擦磨损性能

3.2.1　钢铁材料

钢铁材料是碳氮复合渗研究最成熟、工程应用最广的体系。对于齿轮钢、轴承钢和热作模具钢，复合渗层通常呈现“富氮表层/化合物层-碳氮过渡层-渗碳支撑层”的层级结构，使表面抗塑性变形与亚表层承载能力得以兼顾[61-62]。JIS-SCM420 低合金钢经碳氮复合渗配合深冷处理后，残余奥氏体减少、表面硬度与压应力同步提高，从而有利于疲劳强度稳定化[67]。M50NiL 钢相关研究报道，碳氮双渗后表面硬度可达 1 000 HV0.1 以上，硬化层深度可接近 1 mm，并伴随摩擦系数和磨损率下降[63]；低碳齿轮钢复合处理研究则表明，相较单一渗碳，碳氮复合处理后硬度梯度更高、磨痕更浅，磨损机制趋于轻微磨粒磨损与氧化磨损[61]。对于 H13 等热作模具钢[62]，同步氮碳共渗若参数控制得当，也可在避免连续脆性白亮层形成的前提下获得致密扩散层。Li 等[68]还指出，渗碳/碳氮复合处理温度会显著影响 18Cr2Ni4WA 钢的层深、残余奥氏体含量和磨损响应，说明该类工艺的最优窗口并非单纯追求最高表面硬度，而是需要在层级组织稳定性与摩擦接触承载能力之间取得平衡。Dong 等[61]对低碳齿轮钢的对比研究则进一步表明，相较单一渗碳，碳氮复合处理后截面组织更致密、硬度梯度更高、磨痕更浅，说明 C/N 协同不仅强化了表层，还改善了次表层支撑和界面损伤演化路径。

3.2.2　不锈钢

不锈钢体系中的碳氮复合渗研究并不局限于奥氏体不锈钢，还涉及双相不锈钢及沉淀硬化不锈钢等多个分支。对不锈钢而言，碳氮复合渗的首要目标并不是盲目追求最高硬度，而是在提高表面耐磨性的同时尽可能维持其耐蚀性。Bell 等[2,25]早期研究及后续关于膨胀奥氏体的综述分析指出，低温碳、氮表面合金化有助于在保持耐蚀性的同时提高表层硬度和耐磨性；近年针对 316L 和 15-5PH 等钢种的研究也表明，层状膨胀奥氏体结构及其残余应力分配状态对耐磨-耐蚀协同至关重要[42-43,52]。以程茹[69]的研究为例，先渗氮后渗碳路线可形成交替分布的富碳层、富氮层和碳氮化物过渡层，有效硬化层深度可增至约 260 μm，并可通过后续热处理调控析出行为。相比之下，先渗碳后渗氮更强调先获得富碳承载层，再通过低温富氮表层提高表面硬度与抗擦伤能力，但若后续渗氮活性过高或时间过长，则更

易在近表层诱发 CrN/$Cr_{23}C_6$ 析出并破坏耐蚀性[42-43,52]。因此,不锈钢碳氮复合渗的关键不在于简单叠加碳与氮,而在于根据目标服役条件选择“层状稳定型”还是“表层强化型”的工艺顺序,并持续抑制粗大析出物导致的贫铬区和脆化。

3.2.3 钛合金

对于钛合金,碳氮复合渗的强化机制更接近于表面陶瓷化。处理过程中,表层可形成 Ti(C,N) 或相关硬质相弥散分布的复合层,并构建从金属基体向表面陶瓷层的梯度过渡结构。以 TA2 工业纯钛为例[70],真空感应碳氮共渗后表层形成以 $C_{0.3}N_{0.7}Ti$ 为主的复合层,表面显微硬度可达 2 236 HV0.25,约为未经处理试样的 4.4 倍[70]。这种高硬陶瓷层使材料在摩擦过程中由严重剥层磨损转向较轻的氧化磨损或轻微磨料磨损。从本文所引 TA2 工业纯钛研究看,该类处理可表现为同步引入 C、N 并原位形成 Ti(C,N)类硬质相的表面陶瓷化过程[70];若分步高温处理不当,则可能带来连续脆性层增厚、热应力累积和界面稳定性下降等问题。因此,钛合金碳氮复合渗更关注陶瓷层厚度、亚表层支撑能力与层内裂纹扩展行为的协同控制。

3.2.4 轻质合金

以 6061 铝合金相关研究为例,低温盐浴氮碳共渗与后续氧化相结合,可形成由 Al_2O_3 氧化膜、AlN/Al_4C_3 化合物层及扩散层组成的多层复合结构[71]。目前关于轻质合金碳氮复合渗的研究仍主要集中于铝合金,镁合金等体系的报道相对较少,这与轻质合金熔点低、热稳定性差以及脆性化合物易连续化等特点密切相关。对 6061 铝合金而言,该多层结构可在中低载与边界润滑条件下提高表面抗黏着和抗微切削能力,并在一定程度上保持基体尺寸稳定性;但在高载或干摩擦条件下,Al_4C_3 吸湿敏感性、脆性层连续化以及软基体支撑不足仍可能诱发表层开裂、剥落和二次磨粒磨损[71]。因此,轻质合金碳氮复合渗更适合作为浅层功能化基础层,并与后续氧化膜、化学镀层或碳基薄膜协同使用,而不宜被简单视为可独立承担重载长寿命耐磨任务的深层强化层。

3.3 碳氮复合渗技术的优势、局限与适用场景

总体来看,碳氮复合渗兼具渗碳“层深较大、承载能力强”和渗氮“表层硬度高、处理温度低”的双重优势,是连接传统深层渗碳与低温表面强化之间的重要技术路线[61]。其突出问题在于工艺变量明显增多,碳势、氮势、处理顺序、保温温度、淬回火制度以及表面预处理都会显著影响最终组织[63];同时,对于同步共渗工艺,若形成连续脆性化合物层或白亮层,往往会在冲击或高接触应力条件下暴露出剥落风险[64]。因此,碳氮复合渗未来的发展重点应是加强与预处理、表面织构或硬质薄膜的协同,以实现更稳定的减摩耐磨表现。

4 离子注入技术

离子注入是一类典型的非平衡表面改性技术,其通过将氮、碳、硼及过渡金属等高能离子在真空条件下加速并注入材料近表层,实现表层成分、缺陷结构与相组成的精确调控。与渗碳、渗氮等热化学扩散工艺相比,离子注入的突出特点并不在于形成深厚的扩散层,而在于可在较低温度甚至近室温条件下,于纳米至亚微米尺度 内构建过饱和固溶体、亚稳相、非晶层、纳米晶层或原位析出强化相,从而在尽量避免工件整体热影响的条件下提升表层功能[72-73]。

4.1 离子注入的基本原理及其摩擦学意义

离子注入通常在高真空腔体中进行。目标元素经电离后,在数十至数百千伏高压电场的加速作用下获得高动能,并垂直或准垂直轰击工件表面。高能离子进入固体后会与基体原子发生连续的弹性碰撞与非弹性碰撞,形成典型的碰撞级联过程,最终停留在距表面数纳米至数百纳米的范围内。因此其工程应用往往更强调表层功能化而非深层支撑强化[72-73]。图 4 为等离子体浸没离子注入基本原理示意图[74]。在脉冲负偏压作用下,等离子体中的氮离子被加速轰击并注入材料表面,随后在近表层发生扩散和结构重排,从而形成改性层并改善材料表面性能。

从摩擦学角度看,离子注入的强化作用主要来源于 4 个方面:其一,注入离子通过形成过饱和固溶体、亚稳相、纳米晶或弥散强化相,提高表层硬度和抗塑性变形能力,从而抑制微观切削与犁削磨损[73];其二,离子注入引起的非平衡缺陷结构、晶格畸变及残余应力状态可优化表层载荷响应方式,并提高其抗损伤能力[75];其三,注入元素可显著改变材料表面的化学组成、表面能及界面反应活性,降低摩擦副之间的黏着倾向,并调控摩擦过程中转移膜或氧化膜的生成与稳定性[73];其四,离子注入在几乎不改变基体整体尺寸和组织的条件下,实现了表层功能化与基体支撑能力的有效分工,使磨损机制由严重黏着磨损、剥落磨损或塑性变形主导,转变为更为温和的磨粒磨损、氧化磨损或轻微疲劳磨损[76]。

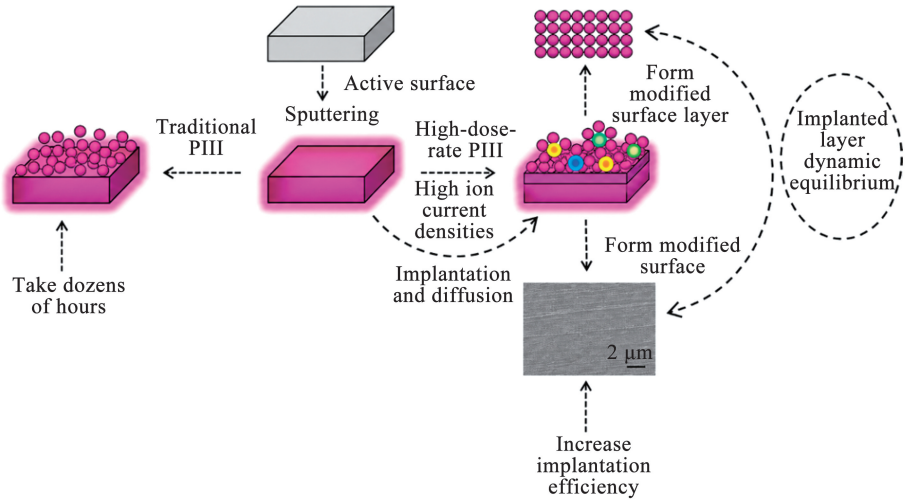


图 4　等离子体浸没离子注入过程示意[74]

Fig. 4　Schematic diagram of plasma immersion and ion implantation process [74]

4.2　离子注入层的组织结构和摩擦磨损性能

4.2.1　钢铁与不锈钢

钢铁材料是离子注入成熟的应用对象之一。对于轴承钢和高强钢，离子注入的优势在于无需明显提高处理温度，即可在近表层形成高硬度强化区，并通过缺陷工程与亚稳组织调控改善摩擦学行为。采用过渡金属预沉积结合离子注入的复合路径[77]，钢铁材料表面还能通过原位反应形成 TaC 和 Ta_2C 等纳米硬质相，从而显著降低摩擦系数并提高耐磨性。不锈钢体系中，离子注入的意义主要体现在低温条件下实现耐磨与耐蚀性能的协同提升。以奥氏体不锈钢为例[78]，氮离子注入能够在较低温度下形成富氮表层改性层，在保持材料表面稳定性的同时提高硬度并减轻严重黏着磨损。离子注入层成分梯度-组织梯度协同演化的特点，在 Jie 等[75]对 M50 钢的研究中得到了较为充分的展示。Ti/N 离子注入后，M50 钢近表层出现明显的 Ti、N 元素梯度分布，并伴随由表及里的显微组织细化和过渡结构形成。这说明离子注入并非简单表面覆盖，而是在纳米至亚微米尺度内重构表层，使其兼具表面强化与亚表层支撑功能，是改善摩擦学响应的重要微观基础。Cao 等[73]指出，氮离子注入可使轴承钢在 NaCl 溶液中的磨损率降低 55.2%；Zhu 等[79]关于航空齿轮钢的研究表明，碳离子注入后磨损率降低 60%，纳米硬度提高 34.86%。在更基础的原子尺度模拟中，Zhu 等[80]发现，当注入剂量达到 6.23×10^{13} ions/cm^2 时，铁素体的强度可提高 39%，说明离子注入对近表层力学响应的改善具有明确的结构起源。对于离子注入与碳基薄膜协同路径，Wei 等[81]还报道了 16Cr3NiWMoVNbE 齿轮钢上离子注入复合碳涂层的低摩擦与超低磨损行为，进一步表明“注入层-过渡层-碳基功能层”协同设计正在成为该技术的重要发展方向。

4.2.2　钛及钛合金

钛合金具有高比强度、良好耐蚀性和生物相容性，但其表面硬度低、黏着倾向强以及耐磨性差。离子注入为钛合金提供了一条典型的低温近表层陶瓷化和表面化学调控路径。通过碳离子注入，Ti-6Al-4V 近表层的最大硬度可提高至 9.25 GPa，且高剂量样品的磨痕宽度最多可降低约 80%[82]。在 0.25 N 载荷下，高剂量样品摩擦系数维持在较低水平的循环寿命可延长至约 6 300 次，而未处理试样在测试初期即迅速升至 0.6 ~ 0.7 的高摩擦状态[82]。若采用碳离子注入，还可在 Ti-6Al-4V 表面形成含石墨碳的表层与 TiC 富集的次表层双层复合结构，使耐磨性进一步改善[82]。与单一非金属离子注入相比，稀土或软金属离子的辅助注入进一步拓展了钛合金离子注入的组织设计空间。例如，钇预注入可在一定程度上促进后续氮离子的注入深度和保持量[83]；银离子注入则能够在表层形成 Ag 相及少量金属间化合物，在提高表层力学性能的同时提供一定的固体润滑效应[84]。

4.2.3　轻质合金

铝合金是离子注入材料在轻质合金中的代表性对象。由于铝基体表面硬度低、屈服强度有限，摩擦过程中极易发生黏着磨损和塑性犁削，因此离子注入在该类材料中的价值主要在于原位构建高硬度强化相并改善近表层承载能力。对 2024 铝合金的等离子体基离子注入研究表明，经 N 和 Ti 的双重改性后，距表面约 100 nm 处硬度可达 9 GPa，较基体提

高约 5 倍;在 1 N 低载干摩擦条件下,摩擦系数可降至 0.2 以下,较基体降低超过 60%,磨损寿命约提高 5 倍[76, 85]。氮离子注入可在表层形成细小弥散的 AlN 相,若进一步引入 Ti 等元素,则有望形成 TiN、AlN 甚至与后续沉积过程耦合的梯度复合层[85-86]。不过,与钢铁材料和钛合金相比,轻质合金离子注入面临改性层与基体承载能力匹配的问题。由于铝基体较软,单一浅层注入层在较高载荷下容易发生局部压塌或早期失效,因此当前更有工程潜力的策略往往是离子注入与沉积、表面预处理或梯度中间层设计相结合[85, 87]。

4.3 离子注入技术的优势、局限与适用场景

总体而言,离子注入技术的核心优势在于处理温度低、尺寸稳定性好、元素选择灵活、表层组织可设计性强,尤其适用于高精度零件、复杂形状构件以及对表层功能化要求高的材料体系[73, 76]。其局限性也十分明显:改性层深度通常为纳米至亚微米级,深层支撑能力不足[75];设备成本较高、批量处理效率相对有限[72];在高剂量条件下还可能出现辐照损伤、缺陷聚集或脆化风险[72]。因此,离子注入未来更有前景的发展方向是与沉积、织构化及梯度中间层构筑等技术协同使用[76, 85, 87]。

5 DLC 涂层技术

类金刚石碳(diamond-like carbon, DLC)薄膜是一类以 sp^2/sp^3 混合杂化键为基本结构特征的非晶碳基涂层,兼具较高硬度、较低界面剪切强度、优异化学稳定性和一定自润滑能力[88-90]。不同于渗碳、渗氮和碳氮复合渗等主要依靠元素向基体内部扩散形成梯度层的热化学处理,DLC 涂层通常通过沉积方式在材料表面构建微米级碳基功能层,其减摩耐磨作用主要来自硬质膜层的抗切削能力、低剪切碳质界面以及摩擦过程中形成的转移膜[88-90]。近年来,DLC 常与渗氮、渗碳或离子注入等前处理联合使用,以扩散层或注入层提高承载能力和膜基结合稳定性,再由 DLC 顶层提供低摩擦与抗磨损功能[91-92]。此外,基于渗碳或渗氮基体催化生长石墨化碳基功能层的研究也逐渐增多,为构建“扩散强化层—碳基减摩层”一体化表面结构提供了新的思路[93-95]。因此,本节将 DLC 作为典型碳基涂层技术进行讨论,重点分析其膜层结构、界面结合、摩擦转移膜及其与扩散强化层复合时的摩擦学行为。

5.1 DLC 涂层的基本原理及其摩擦学意义

DLC 涂层通常通过物理气相沉积(PVD)或等离子体增强化学气相沉积(PECVD/PA-CVD)等方法制备。PVD 便于调控薄膜成分、掺杂元素和多层结构,常用于金属掺杂 DLC、梯度过渡层和复合多层膜的构筑;PECVD 沉积温度较低、成膜均匀性较好,更适用于复杂形状零件和含氢 DLC 薄膜制备[88, 91]。图 5 为 2024 铝合金表面 DLC 膜沉积示意图[96],展示了 Si-C 过渡层形成及乙炔裂解沉积 DLC 膜的过程。

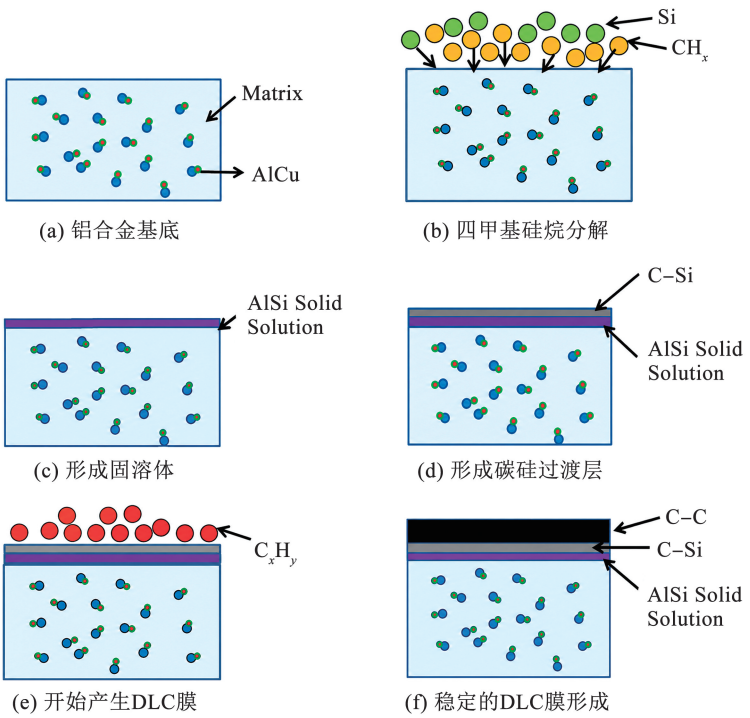


图 5 DLC 膜沉积过程示意[96]

Fig. 5 Schematic diagram of DLC film deposition process [96]

从摩擦学角度看,DLC 涂层的减摩耐磨作用主要来源于 4 个方面:其一,较高的硬度和弹性恢复能力显著提高了表层抗塑性变形和抗微观切削能力,从而降低磨粒磨损和犁削损伤[88];其二,DLC 表面较低的界面剪切强度和化学惰性可有效减弱摩擦副之间的黏着作用[89];其三,摩擦过程中膜层表面可发生局部结构重构,如石墨化转变和转移膜形成等,这些界面演化过程能够持续调节接触区的剪切行为,使摩擦系统由剧烈黏着和反复撕裂转向更温和、更稳定的滑移过程[90];其四,通过过渡层缓冲、元素掺杂及多层/梯度结构设计,DLC 涂层能够改善膜基结合状态和载荷传递路径,提高界面抗开裂与抗剥落能力,从而延缓失效并拓展其在复杂工况下的应用范围[91]。

5.2　DLC 涂层的组织结构和摩擦磨损性能

DLC 涂层的组织结构与摩擦磨损性能高度依赖基体类型、中间层设计、对偶材料以及服役工况。相较于仅关注顶层膜的本征硬度,当前研究更强调膜系结构与应用场景之间的匹配,因此以下分别从钢铁材料、钛合金和轻质合金 3 类基体展开讨论。

5.2.1　钢铁材料

在钢铁材料上,DLC 涂层的首要问题并不是能否降低摩擦系数,而是能否在较高接触应力下保持膜层完整性。因此,仅以摩擦系数大小评价 DLC 效果是不充分的,更应突出过渡层、多层结构和残余应力控制对膜基结合强度与服役寿命的决定性作用。近年来较有代表性的研究普遍采用 Ti、Cr、WC、CrC 或 TiAlN 等过渡层/中间层,以缓和碳膜与钢基体之间的热膨胀和弹性模量失配[97-99]。例如,Flehan 等[100]通过引入 SiAl 中间层,将无氢 DLC 涂层的硬度由 14.5 GPa 提高到 17.8 GPa,并将残余压应力由 0.68 GPa 降至 0.23 GPa;Zhou 等[92]在 AISI 316L 上构建“等离子渗氮 + Cr/WC/DLC”复合膜系后,使磨损率较单一渗氮状态降低约 1 个数量级。与此同时,张诗东[97]在 17-4PH 不锈钢表面制备的 Ti-DLC 梯度膜形成了 TiC 纳米晶镶嵌于非晶碳基质的复相结构,sp^3-C 占比达 59.5%。这种纳米晶强化与非晶碳润滑的协同作用使硬度提升至 48.3 GPa,摩擦系数由 0.78 降至 0.09,磨损率降低约 3 个数量级,磨损机制转变为微切削磨损。钢基 DLC 涂层耐磨性的提升,本质上表现为磨损机制由严重黏着磨损、微切削和局部剥层,转变为较稳定的轻微磨粒磨损或转移膜控制下的低损伤滑动[98-99]。

5.2.2　钛及钛合金

钛合金是 DLC 涂层应用较多的基体之一。其本征问题在于硬度较低、化学活性高、易发生黏着磨损,而 DLC 涂层的低剪切界面和高硬度表层恰好能够有效缓解这一矛盾。然而,钛合金的弹性模量和热膨胀行为与 DLC 差异较大,膜基结合始终是决定其长期可靠性的核心因素。因此,工程研究通过 Ti、TiC、CrC 等梯度过渡层,或进一步引入表面织构设计来提高附着稳定性。在摩擦学表现上,钛合金表面 DLC 涂层的优势还强烈依赖对偶材料[101]。与陶瓷对偶材料配副时,界面较易形成稳定的碳质转移膜,摩擦系数和磨损率通常更低;而与金属对偶材料配副时,界面黏着、局部热积累和膜层破坏更容易发生[101-103]。孙建芳等[101]针对 TC4 表面 DLC 膜的研究表明,与陶瓷对偶材料配副时,实时摩擦系数更低且波动更小,平均摩擦系数和磨损率亦明显低于金属配副体系。进一步的表面织构化研究表明,当凹坑直径为 200 μm、面积率为 20% 时,TC4 表面织构化 DLC 膜的耐磨寿命可较光滑 DLC 膜提高 7.52倍,膜/基结合力最大提高 1.9 倍[103]。这说明对偶材料匹配与表面结构设计均会显著影响碳质转移膜形成、界面应力分布及膜层失效方式。

5.2.3　轻质合金

对于镁合金和铝合金,DLC 的价值不仅在于减摩耐磨,还在于通过表面屏蔽作用改善其环境稳定性。但这类轻质合金的共同难点是基体较软、局部承载能力有限,若直接沉积高硬 DLC,界面附近容易因塑性塌陷或应力集中而导致早期开裂。因此,这一体系更适合“缓冲层/化学镀层 + 过渡层 + DLC 顶层”的复合构型,而不是单一硬质碳膜。在镁合金中,Cui 等[104]比较了 pure-DLC、Cr-DLC 和 Cr-H-DLC 膜在 AZ91D 上的表现,结果表明三类膜层在空气、水和质量分数 3.5% NaCl 溶液中均能显著降低摩擦系数和磨损体积,其中 Cr-DLC 在空气中表现出最低摩擦系数和磨损率,而 Cr-H-DLC 在腐蚀介质中的保护效果更好。在铝合金中,Ni-P 化学镀缓冲层与 DLC 顶层的复合设计能够显著提高薄膜体系的承载能力和附着稳定性[105]。以增材制造 AlSi10Mg 为例,以 DLC 为顶层的多层涂层在低载下的摩擦系数可稳定在 0.20,且在表面粗糙度为 0.47 ~ 4.6 μm 的范围内仍能保持较低摩擦;当载荷提高一个数量级时,摩擦系数和对偶件磨损率分别再下降近 20% 和 70%[105]。不过,当载荷升高、润滑不足或表面缺陷增多时,轻质合金上的 DLC 失效往往首先表现为界面微裂纹、局部剥落和基体塑性挤出,而非单纯顶层磨平[106-107]。因此,这类体系的优化重点应放在中间层韧化、表面粗糙度控制、载荷分配以及润滑条件匹配上。

5.3 DLC 涂层技术的优缺点与发展趋势

DLC 涂层技术的突出优势在于能够在微米级厚度范围内显著改善材料表面的摩擦磨损行为,在适宜对偶材料、环境和膜层结构条件下,摩擦系数可达到 0.05 ~ 0.20,并可显著降低磨损率[88-90],尤其适用于高精度、低润滑或边界润滑条件下的关键摩擦副[89]。其主要短板在于膜基结合力不足、残余内应力高、环境敏感性强以及重载工况下承载能力有限[91,99]。因此,DLC 的后续研究重点不仅是单层膜性能优化,更在于与渗氮、渗碳、离子注入等前处理工艺形成可工业化的复合表面体系,通过中间层设计、扩散层承载与顶层低剪切界面协同来拓展其在重载和复杂服役环境中的应用边界[81,92-95]。

6 表面改性技术的对比分析

6.1 不同材质零部件的性能特点、机制与适用场景对比

对于机械零部件表面改性技术的选择,仅比较“硬度高低”通常是不够的,还需要同时回答 3 个问题:第一,改性层能否显著降低摩擦系数或磨损率;第二,其耐磨减摩机制是依赖深层承载、表层高硬化、近表层化学调控还是低剪切转移膜;第三,这种机制是否与目标零部件的载荷、润滑和环境条件相匹配。基于此,表 1 对 5 类技术在不同材质零部件中的典型性能特点和适用场景进行了对比归纳。

表 1 5 类表面改性技术在不同材质零部件中的性能特点、机制与适用场景对比

Tab. 1 Comparison of performance characteristics, mechanisms, and application scenarios of five types of surface modification technologies in components of different materials

技术	材料/零部件	性能特征与主要机制	适用场景与注意事项
渗碳	齿轮钢、轴承钢、316L 等	钢铁材料渗碳通常形成毫米级硬化层;相关齿轮钢渗碳/复合渗研究表明,表面硬度、有效硬化层深度和硬度梯度是影响磨损与疲劳响应的关键因素,部分文献[9,17-18,21-23]报道的表面硬度可达 700 ~ 900 HV;高碳马氏体、硬度梯度、残余压应力和适量残余奥氏体共同改善滚滑接触承载[9,17-18,21-23];奥氏体不锈钢低温渗碳则主要依靠富碳 S 相提高表面硬度、抗犁削能力和耐磨性[14-16,24]。	适合重载齿轮、轴承和滚滑接触件;不锈钢低温渗碳需防止碳化物析出和贫铬敏化[9,14-17,27-28]。
渗氮	工具钢、轴承钢、不锈钢、钛/锆合金	可形成化合物层 + 扩散层,或不锈钢富氮 S 相、钛/锆氮化物层;氮化物或 S 相提高表面硬度与抗黏着能力,扩散层提供亚表层支撑[36-37,40,49-51,55]。	适合模具、阀件、精密轴类和不锈钢耐磨耐蚀部件;需控制白亮层脆性、CrN 析出及钛合金表层脆化风险[36,49-50,53,55-56]。
碳氮复合渗	齿轮钢、M50NiL、H13、钛/铝合金	兼具表层高硬和次表层支撑;C 元素提供较深支撑,N 元素提高表层抗擦伤能力,层级梯度有助于改善承载和抗裂性能[23,61-64,66-68]。	适合兼顾耐磨、抗擦伤和接触疲劳的齿轮、轴承和模具;需严格控制碳势、氮势、处理顺序与淬回火制度[61-64,66-68]。
离子注入	轴承钢、航空齿轮钢、钛/铝合金	改性层通常为纳米至亚微米级;通过成分/缺陷工程、亚稳相或纳米晶强化调控表面硬度、表面能和摩擦化学行为[72-73,75,79]。	适合高精度、低热影响和近表层功能化场景;重载应用通常需要与涂层、渗层或梯度层复合[72-73,75,81,85-87]。
DLC 涂层	钢件、TC4、铝镁合金、精密摩擦副	在适宜对偶材料、环境和膜层结构条件下,DLC 体系摩擦系数可达 0.05 ~ 0.20;高硬膜层提供抗磨支撑,低剪切碳膜和转移膜提供减摩作用,中间层/扩散层决定抗剥落和承载能力[88-90,95,97,101,105]。	适合边界润滑、低润滑和高精度摩擦副;重载应用宜与渗氮、渗碳或离子注入等前处理复合[88-90,95,105]。

6.2 不同工况下的摩擦学响应差异与磨损机制演化

现有研究对 5 类技术的磨损机制讨论往往停留在“由黏着磨损转为轻微磨粒磨损”这一层面,但若面向机械零部件工程应用,真正需要区分的是:不同改性层在干摩擦、边界润滑和重载滚滑等条件下,转移膜是否稳定、应力峰值位于表层还是亚表层、裂纹是沿层内扩展还是沿界面扩展。表 2 从摩擦界面反应、应力分布和裂纹萌生路径 3 个维度,对各技术的典型差异进行了归纳。

表 2　不同工况下 5 类表面改性层的摩擦学响应、转移膜与裂纹演化差异

Tab. 2　Differences in tribological responses, transfer films, and crack evolution of five types of surface modification layers under different service conditions

工况	典型摩擦学响应	关键风险与选型建议
干摩擦	渗碳依靠深硬化层和硬度梯度承载[9, 17–18, 21]；渗氮通过化合物层/扩散层抑制黏着和犁削[36–38, 40, 46]；碳氮复合渗兼顾表层高硬与次表层支撑[61–64, 68]；离子注入可降低近表层黏着[72–73, 75–76, 79]；DLC 主要依靠低剪切碳质界面和转移膜减摩[88–90, 95, 101]。	渗氮白亮层、DLC 界面缺陷和离子注入层磨穿是主要失效风险；高载干摩擦宜优先考虑深层支撑或复合层设计。
边界润滑	渗碳适合滚滑接触并需控制擦伤、微点蚀和接触疲劳[9, 18, 22]；渗氮和碳氮复合渗可提高抗擦伤能力[36–38, 40, 47–48, 61, 63, 67–68]；离子注入适合轻载精密界面；高面压支撑有限[72–73, 75]；DLC 对润滑添加剂兼容性、湿度和转移膜稳定性敏感[88–90, 106–107]。	应结合润滑剂、对偶材料和接触应力选择工艺；DLC 在边界润滑下需重视转移膜和膜基结合。
重载/冲击	渗碳的层深、硬度梯度和残余应力决定裂纹扩展[9, 18, 22–23, 35]；碳氮复合渗比单一渗氮具有更强次表层支撑[36–37, 48, 61–64, 66–68]；离子注入和 DLC 单独使用时承载有限[72–73, 75–76, 81, 85–87, 91, 100, 104–107]。	重载条件下不宜只追求表层硬度，应优先考虑层深、界面强度、残余应力和基体支撑能力。
腐蚀磨损	不锈钢低温渗碳/渗氮需保持 S 相并避免碳化物、CrN 析出[14–16, 25–30, 38, 41–44, 49–54, 60]；离子注入和 DLC 可调控表面反应或提供屏蔽，但保护层较浅或易受针孔影响[73, 78, 84, 104–107]。	腐蚀磨损场景应综合评价耐蚀性、膜层缺陷、边缘效应和长期服役稳定性。

总体而言，渗碳更偏向“深层承载型”强化，其优势在于通过较深硬化层和硬度梯度承受滚滑接触中的亚表层应力；渗氮更偏向“高硬表层型”强化，对抗擦伤和抗黏着更有效，但对白亮层/化合物层脆性更敏感；碳氮复合渗则通过层级梯度把表层高硬与次表层支撑结合起来；离子注入强调近表层成分、缺陷和表面化学调控，优势主要体现在轻载、精密或复合前处理场景；DLC 涂层则是典型的低剪切界面策略，其摩擦学响应高度依赖转移膜形成、对偶材料以及环境湿度/润滑状态。

6.3　工艺成本、处理效率与工业化成熟度对比

若从工程化落地角度看，工艺优选往往不是“哪一种技术理论性能最好”，而是“哪一种技术在目标寿命、目标成本和目标制造节拍下最合适”。因此，除硬度和磨损率之外，还必须同时考虑设备投入、批量处理效率、尺寸精度风险和对复杂构件的适应性。表 3 给出了面向机械零部件选型时更具实用性的半定量比较。

表 3　5 类表面改性技术的工程化关键指标对比

Tab. 3　Comparison of key engineering indicators of five types of surface modification technologies

技术	工艺周期/成本/效率	层深与变形风险	工程选型评价
渗碳	典型为小时级至数十小时；成本中等、批量效率高、工业化成熟度很高[9, 12, 18]。	钢件渗碳层通常为毫米级，低温不锈钢渗碳层多为微米级；层深和变形风险取决于材料成分、温度、时间、碳势及后续淬回火制度[9, 18, 26–28]。	深层承载优势突出，适合重载传动；需控制变形、残余奥氏体和后续精整成本[9, 18, 35]。
渗氮	通常为数小时至数十小时；成本中等、效率中等、工业化成熟度高[36–38, 40, 49–50]。	层深通常为数十至数百微米量级，具体取决于材料体系、温度、时间、氮势及等离子体活性；变形风险较低[36–38, 40–41, 49–50, 52–55]。	适合精密耐磨件；关键是控制白亮层脆性、扩散层支撑和 S 相稳定性[36–38, 40–44]。
碳氮复合渗	同步工艺相对较短，分步工艺通常为小时级至数十小时；成本中–较高[61–64, 66–68]。	层深通常为百微米至毫米级，具体受 C/N 势、温度、处理顺序和淬回火制度影响显著[61–64, 66–68]；变形风险中等，主要与处理温度、保温时间及后续淬回火过程有关[61, 63, 68]。	兼顾抗擦伤、承载和接触疲劳，但变量多、工艺窗口更复杂[61–64, 66–68]。
离子注入	通常为批处理小时级；设备成本高、批量效率相对较低[72, 75]。	改性层通常为数十至数百纳米；变形风险很低[72–73, 75, 79–80]。	适合低热影响近表层功能化；重载场景需与涂层、渗层或梯度层复合[72–73, 75–76, 79–80, 83–84, 86–87]。
DLC 涂层	通常为小时级沉积；成本中–高、批量效率较高、工业化成熟度较高[88–91, 100]。	膜厚通常为微米级；变形风险很低，但膜基结合、残余应力和中间层设计对服役稳定性高度敏感[88–91, 100, 105]。	适合低润滑和高精度摩擦副；重载应用依赖中间层、扩散层或织构化设计[101–102, 104–107]。

注：表中的工艺周期、层深和成本/成熟度评价为基于文献报道、工艺特征和工业应用情况的综合性、半定量归纳，仅用于横向选型参考；实际数值会随材料成分、零件尺寸、设备类型、气氛/压力和后续热处理制度而变化，并不代表单篇实验文献中的固定数值。

7 结论与展望

本文围绕渗碳、渗氮、碳氮复合渗、离子注入及DLC涂层五种典型表面改性技术,系统梳理了其改善材料摩擦磨损性能的组织基础、作用机制、典型性能表现及工程适用边界。总体来看,5类技术均可通过调控材料表层化学成分、相组成、缺陷结构、残余应力和力学梯度来提高表面承载能力与抗损伤能力,并在不同程度上降低磨损率、减缓界面黏着和塑性变形,从而促使磨损机制向氧化磨损、轻微磨粒磨损、疲劳磨损或转移膜控制下的低损伤滑动转变。但各技术的优势并不相同:渗碳适合高载荷和滚滑接触下的深层承载;渗氮适合低变形、高表面硬度和抗擦伤需求;碳氮复合渗适合同时要求表层高硬与亚表层支撑的齿轮、轴承和模具类零件;离子注入适合高精度、低热影响和近表层功能化场景;DLC涂层则更适合低剪切、乏油润滑或边界润滑条件下的减摩耐磨需求。

展望未来,表面改性技术的发展重点不应仅停留在“单项性能更高”,而应转向“面向服役工况的系统设计”。一方面,需要建立温度、气氛/介质活性、层结构、残余应力与摩擦学行为之间的定量关联模型,并结合原位表征、服役模拟和数据驱动方法形成可用于工艺窗口快速筛选的材料数据库;另一方面,需要把不同工况下的转移膜形成、界面反应、应力再分布和裂纹扩展路径纳入统一分析框架,以提高磨损寿命预测和失效模式判断的可靠性。对于复合改性与多技术协同而言,未来应重点关注不同功能层之间的载荷传递、界面稳定性和热/力/化学耦合失效问题,避免将多种工艺简单叠加而忽视层间匹配。

更具体地看,后续研究可从4个方面展开:其一,针对低温渗碳/渗氮和碳氮复合渗,发展气氛成分、离子活性与层结构演化的原位监测和闭环控制方法,提高S相或相关过饱和层的稳定可制造性;其二,针对“扩散层+薄膜层”复合表面体系,构建界面残余应力调控、中间层梯度设计和多尺度附着强度评价方法,降低“蛋壳效应”和早期开裂剥落风险;其三,围绕边界润滑、干摩擦、腐蚀磨损与重载滚滑等典型工况,建立包含转移膜演化、摩擦化学反应与裂纹路径竞争关系的服役评价体系;其四,在工程推广层面,将工艺成本、处理节拍、后续精整需求和全寿命可靠性纳入同一选型框架,形成面向具体零部件的工艺—结构—性能—成本协同优化方法。

参考文献

[1] Bell T. Surface engineering of austenitic stainless steel[J]. Surface Engineering, 2002, 18(6): 415. DOI: 10.1179/026708402225006268

[2] Bell T, Sun Yong. Low-temperature plasma nitriding and carburising of austenitic stainless steels[J]. Heat Treatment of Metals, 2002, 29(3): 57

[3] Zhang Zhiliang, Bell T. Structure and Corrosion Resistance of Plasma Nitrided Stainless Steel[J]. Surface Engineering, 1985, 1(2): 131. DOI: 10.1179/sur.1985.1.2.131

[4] Yan Mufu, Zhu Yandan, Zhang Cangshuo, et al. Microstructure and mechanical properties of copper-titanium-nitrogen multiphase layers produced by a duplex treatment on C17200 copper-beryllium alloy [J]. Materials & Design, 2015, 84: 10. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.06.130

[5] Yan Mufu, Wang Yuxiao, Chen Xiongtu, et al. Laser quenching of plasma nitrided 30CrMnSiA steel[J]. Materials & Design, 2014, 58: 154. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.01.052

[6] Yan Mufu, Zhang Cangshuo, Sun Zhiyin. Study on depth-related microstructure and wear property of rare earth nitrocarburized layer of M50NiL steel[J]. Applied Surface Science, 2014, 289: 370. DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.10.169

[7] Wang Langping, Huang Lei, Wang Yuhang, et al. Duplex diamond-like carbon film fabricated on 2Cr13 martensite stainless steel using inner surface ion implantation and deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(14): 3391. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.12.004

[8] Yan Mufu, Liu Ruiliang. Influence of process time on microstructure and properties of 17-4PH steel plasma nitrocarburized with rare earths addition at low temperature[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(20): 6065. DOI: 10.1016/j.apsusc.2010.03.121

[9] Izciler M, Tabur M. Abrasive wear behavior of different case depth gas carburized AISI 8620 gear steel[J]. Wear, 2006, 260(1/2): 90. DOI: 10.1016/j.wear.2004.12.034

[10] Yan Mufu, Liu Zhiru. Study on microstructure and microhardness in surface layer of 20CrMnTi steel carburised at 880℃ with and without RE[J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 72(1): 97. DOI: 10.1016/S0254-0584(01)00321-2

[11] Yan Mufu. Study on absorption and transport of carbon in steel during gas carburizing with rare-earth addition[J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 70(2): 242. DOI: 10.1016/S0254-0584(00)00498-3

[12] Yan Mufu, Pan Wei, Bell T, et al. The effect of rare earth catalyst on carburizing kinetics in a sealed quench furnace with endothermic atmosphere[J]. Applied Surface Science, 2001, 173(1/2): 91. DOI: 10.1016/S0169-4332(00)00889-8

[13] Lü Xuming, Wei Dongbo, Huang Xiaopu, et al. The effects of surface plasma carburization on the microstructure and molten salt corrosion resistance of Ta[J]. Coatings, 2024, 14(12): 1570. DOI: 10.3390/coatings14121570

[14] Ceschini L, Chiavari C, Lanzoni E, et al. Low-temperature carburised AISI 316L austenitic stainless steel: wear and corrosion behaviour[J]. Materials & Design, 2012, 38: 154. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.02.019

[15] Cao Y, Ernst F, Michal G M. Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature[J]. Acta Materialia, 2003, 51(14): 4171. DOI: 10.1016/S1359-6454

(03)00235 - 0

[16] Sun Yong, Li Xiaoming, Bell T. Low temperature plasma carburising of austenitic stainless steels for improved wear and corrosion resistance[J]. Surface Engineering, 1999, 15(1): 49. DOI: 10.1179/026708499322911647

[17] Roy S, Sundararajan S. The effect of heat treatment routes on the retained austenite and tribomechanical properties of carburized AISI 8620 steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 308: 236. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.06.095

[18] Qin Shengwei, Zhang Chenghao, Zhang Bang, et al. Effect of carburizing process on high cycle fatigue behavior of 18CrNiMo7 - 6 steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 16: 1136. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.12.074

[19] 于燕, 赵宇, 刘喜明, 等. 18Cr2Ni4WA 钢渗碳层边界润滑磨损特性[J]. 金属热处理, 2000(1): 27
Yu Yan, Zhao Yu, Liu Ximing, et al. Wear characteristics of carburized layer of 18Cr2Ni4WA steel under boundary lubrication condition[J]. Heat Treatment of Metals, 2000(1): 27. DOI: 10.13251/j.issn.0254 - 6051.2000.01.009

[20] 李克凡, 陈正周, 于爱兵, 等. 回火温度对 20CrMnTi 渗碳淬火钢组织和摩擦磨损性能的影响[J]. 热加工工艺, 2024, 53(18): 33
Li Kefan, Chen Zhengzhou, Yu Aibing, et al. Effect of tempering temperature on microstructure and friction and wear properties of 20CrMnTi carburized and quenched steel [J]. Hot Working Technology, 2024, 53(18): 33. DOI: 10.14158/j.cnki.1001 - 3814.20223090

[21] 任向红, 朱金华, 李永胜, 等. 三种渗碳钢中残余奥氏体在冲击磨损中的行为[J]. 材料热处理学报, 2008, 29(6): 158
Ren Xianghong, Zhu Jinhua, Li Yongsheng, et al. Behavior of retained austenite in three kinds of carburized steels during impact wear[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2008, 29(6): 158. DOI: 10.13289/j.issn.1009 - 6264.2008.06.037

[22] Yang Shaopeng, Cheng Peifeng, Hu Fangzhong, et al. Very high cycle fatigue properties of 18CrNiMo7 -6 carburized steel with gradient hardness distribution [J]. Coatings, 2021, 11(12): 1482. DOI: 10.3390/coatings11121482

[23] Wang Xiaonan, Chen Ke, Li Qingda, et al. Effect of novel carburizing-carbonitriding heat treatment on the microstructure, surface hardness, and wear resistance of 18Cr2Ni4WA steel[J]. Materials Today Communications, 2025, 46: 112610. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.112610

[24] Sun Yong, Bell T. Dry sliding wear resistance of low temperature plasma carburised austenitic stainless steel[J]. Wear, 2002, 253(5/6): 689. DOI: 10.1016/S0043 - 1648(02)00170 - 9

[25] Borgioli F. Low-temperature thermochemical treatments of face-centered cubic alloys: new perspectives for expanded austenite from austenitic stainless steels to high-entropy alloys [J]. MetalMat, 2025, 2(3): e70013. DOI: 10.1002/metm.70013

[26] Peng Yawei, Liu Zhe, Chen Chaoming, et al. Effect of low-temperature surface hardening by carburization on the fatigue behavior of AISI 316L austenitic stainless steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 769: 138524. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138524

[27] Sun Lu, Li Yuandong, Cao Chi, et al. Effect of low-temperature plasma carburization on fretting wear behavior of AISI 316L stainless steel [J]. Coatings, 2024, 14(2): 158. DOI: 10.3390/coatings14020158

[28] Kaciulis S, Lanzutti A, Mezzi A, et al. Low temperature plasma carburizing of additive manufactured 316L steel: the effect of treatment time on tribological behavior[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 36: 9962. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.05.219

[29] Illing C, Ren Z, Ernst F. Low-temperature carburization: ex situ activation of austenitic stainless steel[J]. Metals, 2023, 13(2): 335. DOI: 10.3390/met13020335

[30] Montanari R, Lanzutti A, Richetta M, et al. Plasma carburizing of laser powder bed fusion manufactured 316L steel for enhancing the surface hardness[J]. Coatings, 2022, 12(2): 258. DOI: 10.3390/coatings12020258

[31] 陈飞, 周海, 张跃飞, 等. 钛合金表面加弧辉光离子无氢渗碳层的摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2005, 25(2): 121
Chen Fei, Zhou Hai, Zhang Yuefei, et al. Friction and wear behavior of hydrogen-free carburized layer on titanium alloy surface by glow discharge plasma[J]. Tribology, 2005, 25(2): 121. DOI: 10.16078/j.tribology.2005.02.006

[32] Luo Yong, Ge Shirong, Liu Hongtao, et al. Microstructure analysis and wear behavior of titanium cermet femoral head with hard TiC layer[J]. Journal of Biomechanics, 2009, 42(16): 2708. DOI: 10.1016/j.jbiomech.2009.08.003

[33] 袁成逸, 梁文萍, 缪强, 等. Ti2AlNb 基合金等离子渗碳层的组织结构与摩擦性能[J]. 稀有金属与硬质合金, 2010, 38(4): 28
Yuan Chengyi, Liang Wenping, Miao Qiang, et al. Microstructure and friction properties of plasma carburized layer on Ti2AlNb-based alloy[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2010, 38(4): 28

[34] 刘小萍, 张海军, 葛培林, 等. TiAl 合金离子渗碳摩擦磨损性能研究[J]. 材料科学与工艺, 2011, 19(2): 64
Liu Xiaoping, Zhang Haijun, Ge Peilin, et al. Friction and wear properties of TiAl alloy by plasma carburizing[J]. Materials Science and Technology, 2011, 19(2): 64

[35] Atraszkiewicz R, Januszewicz B, Kaczmarek L, et al. High pressure gas quenching: distortion analysis in gears after heat treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 558: 550. DOI: 10.1016/j.msea.2012.08.047

[36] Yan Mufu, Chen Baofeng, Li Ba. Microstructure and mechanical properties from an attractive combination of plasma nitriding and secondary hardening of M50 steel[J]. Applied Surface Science, 2018, 455: 1. DOI: 10.1016/j.apsusc.2018.04.213

[37] Yan Mufu, Wang Xing′an, Liu Ruiliang, et al. Kinetics and wear behaviour of M50NiL steel plasma nitrided at low temperature[J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(3): 370. DOI: 10.1080/02670836.2016.1213027

[38] Sun Yong, Bell T. Sliding wear characteristics of low temperature plasma nitrided 316 austenitic stainless steel[J]. Wear, 1998, 218(1): 34. DOI: 10.1016/S0043 - 1648(98)00199 - 9

[39] Hirano M, Miura K, Ohtsu N. Hydrogen-free plasma nitriding process for fabrication of expanded austenite layer on AISI 316 stainless steel surface[J]. Materials, 2025, 18(1): 140. DOI: 10.3390/ma18010140

[40] Li Junming, Shao Hongyong, Lu Kai. A review of the corrosion and wear resistance mechanisms of gas nitriding on steel[J]. iScience, 2026, 29(3): 115048. DOI: 10.1016/j.isci.2026.115048

[41] Mändl S, Oh H, Hristov D, et al. Stability of expanded austenite during annealing in vacuum[J]. Materials, 2025, 18(3): 546. DOI: 10.3390/ma18030546

[42] Xue Yue, Zhai Lian, Xu Yujie, et al. Low-temperature nitrocarburized 316L stainless steel: Residual stress and mechanical properties[J].

Surface and Interfaces, 2025, 62: 106247. DOI: 10.1016/j.surfin.2025.106247

[43] Rao B V S, Vijey I, Srinivasulu K, et al. Low-temperature plasma nitrocarburizing of 15-5PH stainless steel for optimized surface hardness and corrosion resistance[J]. Journal of Materials Science: Materials in Engineering, 2025, 20(1): 149. DOI: 10.1186/s40712-025-00386-6

[44] Mändl S, Manova D. Comparison of nitriding behavior for austenitic stainless steel 316Ti and super austenitic stainless steel 904L[J]. Metals, 2024, 14(6): 659. DOI: 10.3390/met14060659

[45] Novák P, Vojtěch D, Šerák J. Wear and corrosion resistance of a plasma-nitrided PM tool steel alloyed with niobium[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(18/19): 5229. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.06.023

[46] Kaba M, Altay M, Akyildiz E, et al. Surface degradation of nitrided hot work tool steels under repeated impact-sliding contacts: Effect of compound layer[J]. Wear, 2022, 498/499: 204300. DOI: 10.1016/j.wear.2022.204300

[47] Yildiz F, Yetim A F, Alsaran A, et al. Plasma nitriding behavior of Ti6Al4V orthopedic alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(11): 2471. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.08.004

[48] 卢金鹏. 42CrMo 钢表面的非稳态氮扩散行为及摩擦学研究[D]. 烟台: 烟台大学, 2024
Lu Jinpeng. Study on unsteady nitrogen diffusion behavior and tribology of 42CrMo steel surface[D]. Yantai: Yantai University, 2024. DOI: 10.27437/d.cnki.gytdu.2024.000745

[49] Li C X, Bell T. Sliding wear properties of active screen plasma nitrided 316 austenitic stainless steel[J]. Wear, 2004, 256(11/12): 1144. DOI: 10.1016/j.wear.2003.07.006

[50] Li C X, Bell T. Corrosion properties of active screen plasma nitrided 316 austenitic stainless steel[J]. Corrosion Science, 2004, 46(6): 1527. DOI: 10.1016/j.corsci.2003.09.015

[51] Lopes Dias N F, Urbanczyk J, Stangier D, et al. Plasma nitriding of additively manufactured 316L austenitic stainless steel produced by laser power bed fusion and metal binder jetting[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2026, 41: 4056. DOI: 10.1016/j.jmrt.2026.02.042

[52] Zhang Manman, Zhai Lian, Xue Yue, et al. Unusual intermediate layer precipitation in low-temperature salt bath nitrocarburized 316L austenitic stainless steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 494: 131521. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.131521

[53] Andriunas P, Cerapaite-Trusinskiene R, Galdikas A. Modeling of plasma nitriding of austenitic stainless steel through a mask[J]. Coatings, 2024, 14(8): 1014. DOI: 10.3390/coatings14081014

[54] Martínez-Baltodano F, Díaz-Guillén J C, López-Ojeda L, et al. Study of surface treatment by lonic plasma and self-protective pastes of AISI 304 and 316L stainless steels: chemical, microstructural, and nanohardness evaluation[J]. Lubricants, 2025, 13(5): 195. DOI: 10.3390/lubricants13050195

[55] 元云岗, 康嘉杰, 岳文, 等. 不同温度下等离子渗氮后 TC4 钛合金的摩擦磨损性能[J]. 材料工程, 2020, 48(2): 156
Yuan Yungang, Kang Jiajie, Yue Wen, et al. Friction and wear properties of plasma nitrided TC4 titanium alloy at different temperatures[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(2): 156. DOI: 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.000367

[56] 李子哲, 袁兴栋, 方同辉, 等. 纳米化诱导 TC4 合金表面低温等离子渗氮研究[J]. 山东建筑大学学报, 2023, 38(5): 98
Li Zizhe, Yuan Xingdong, Fang Tonghui, et al. Study on low temperature plasma nitriding of TC4 alloy surface induced by nanocrystallization[J]. Journal of Shandong Jianzhu University, 2023, 38(5): 98. DOI: 10.12077/sdjz.2023.05.013

[57] 张炳凯. 等离子渗氮/激光织构化改善 Zr-2.5Nb 表面摩擦磨损性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2017
Zhang Bingkai. Study on improving friction and wear properties of Zr-2.5Nb surface by plasma nitriding/laser texturing [D]. Shenyang: Northeastern University, 2017. DOI: 10.27007/d.cnki.gdbeu.2017.000097

[58] Rossi M C, Bazaglia Kuroda P A, Solano De Almeida L, et al. A detailed analysis of the structural, morphological characteristics and micro-abrasive wear behavior of nitrided layer produced in α (CP-Ti), α + β (Ti-6Al-4V), and β (TNZ33) type Ti alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 2399. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.10.109

[59] Zhang Lei, Wang Zhengwei, Wu Shuchong, et al. Corrosion and wear-corrosion behavior of the nitrided layer on selective laser melting fabricated TC4 alloy by hollow cathodic plasma source nitriding[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 39: 5891. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.10.239

[60] Sun Yong, Bell T, Kolosvary Z, et al. The response of austenitic stainless steels to low-temperature plasma nitriding[M]. Stainless Steel 2000. [S.l.]: CRC Press,2020: 65. DOI: 10.1201/9780367814151-8

[61] Dong Yuqi, Cui Xiufang, Li Jian, et al. Effect of carburizing nitriding compound treatment on microstructure evolution and properties of low carbon gear steel[J]. Materials Chemistry and Physics, 2025, 337: 130489. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2025.130489

[62] 廖永发, 尚勇, 李杨, 等. 空心阴极离子源氮碳共渗改性 H13 钢的摩擦性能[J]. 金属热处理, 2025, 50(1): 325
Liao Yongfa, Shang Yong, Li Yang, et al. Friction properties of H13 steel modified by hollow cathode ion source nitrocarburizing [J]. Heat Treatment of Metals, 2025, 50(1): 325. DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2025.01.049

[63] 王兴安. M50NiL 钢高硬度深渗层碳氮双渗工艺与性能[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017
Wang Xing'an. Technology and properties of high hardness deep layer carbonitriding for M50NiL steel[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017

[64] Wen Dongcherng. Erosion and wear behavior of nitrocarburized DC53 tool steel[J]. Wear, 2010, 268(3/4): 629. DOI: 10.1016/j.wear.2009.10.012

[65] Jafarpour S M, Martin S, Schimpf C, et al. Comparative plasma nitrocarburizing of AISI 316L and AISI 304 steels using a solid carbon active screen: differences in the developing microstructures [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2024, 55: 1588. DOI: 10.1007/s11661-024-07351-6

[66] Zhang Jiwang, Lu Liantao, Shiozawa K, et al. Effects of nitrocarburizing on fatigue property of medium carbon steel in very high cycle regime[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(22/23): 7060. DOI: 10.1016/j.msea.2011.05.029

[67] Kim M, Umezawa O. Influence of carbonitriding and sub-zero treatment on the microstructure and fatigue strength of JIS-SCM420 low-alloy steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 923: 147751. DOI: 10.1016/j.msea.2024.147751

[68] Li Qingda, Chen Ke, Chen Qiyuan, et al. Effect of carburizing and carbonitriding temperatures on the microstructure and wear resistance of 18Cr2Ni4WA steel with carburizing-carbonitriding heat

treatment[J]. Steel Research International, 2025, 96(11): 95. DOI: 10.1002/srin.202401078

[69]程茹. 奥氏体不锈钢真空热处理渗层组织性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2022
Cheng Ru. Study on microstructure and properties of vacuum heat treatment permeation layer on austenitic stainless steel [D]. Shenyang: Northeastern University, 2022. DOI: 10.27007/d.cnki.gdbeu.2022.002036

[70]向庆, 姜雪婷, 伍良银, 等. TA2 钛合金真空感应碳氮共渗组织及耐磨损和耐腐蚀性能[J]. 金属热处理, 2022, 47(2): 99
Xiang Qing, Jiang Xueting, Wu Liangyin, et al. Microstructure, wear resistance and corrosion resistance of TA2 titanium alloy after vacuum induction carbonitriding[J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(2): 99. DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2022.02.018

[71]李冰月. 6061 铝合金低温盐浴碳氮共渗工艺及摩擦磨损性能研究[D]. 无锡: 江南大学, 2018
Li Bingyue. Study on low temperature salt bath carbonitriding process and friction and wear properties of 6061 aluminum alloy [D]. Wuxi: Jiangnan University, 2018

[72]陈善华, 强天俊. 离子注入材料表面摩擦磨损性能的研究进展[J]. 热加工工艺, 2011, 40(10): 155
Chen Shanhua, Qiang Tianjun. Research progress on friction and wear properties of material surface by ion implantation[J]. Hot Working Technology, 2011, 40(10): 155. DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.2011.10.060

[73]Cao Zhenyang, Liang Xiaoqing, Luo Sihai, et al. Improvement of nitrogen ion implantation on the wear and corrosion resistance of bearing steel in NaCl solution[J]. Vacuum, 2024, 222: 112995. DOI: 10.1016/j.vacuum.2024.112995

[74]Miao Bin, Zhang Jinming, Guo Jiaxu, et al. Understanding the microstructure evolution of 8Cr4Mo4V steel under high-dose-rate ion implantation[J]. Materials, 2023, 16: 5876. DOI: 10.3390/ma16175876

[75]Jie Jin, Shao Tianmin. Graded microstructure and mechanical performance of Ti/N-implanted M50 steel with polyenergy[J]. Materials, 2017, 10(10): 1204. DOI: 10.3390/ma10101204

[76]Liao Jiaxuan, Xia Lifang, Sun Mingren, et al. The tribological properties of a gradient layer prepared by plasma-based ion implantation on 2024 aluminum alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 183(2/3): 157. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2003.10.003

[77]李忠文, 唐光泽, 马欣新, 等. GCr15 表面钽沉积及碳离子注入的摩擦性能的研究[J]. 核技术, 2009, 32(6): 423
Li Zhongwen, Tang Guangze, Ma Xinxin, et al. Friction properties of GCr15 steel surface with tantalum deposition and carbon ion implantation[J]. Nuclear Techniques, 2009, 32(6): 423

[78]白彬, 张鹏程, 邹觉生, 等. 316L 不锈钢氮离子注入层的高温摩擦磨损特性[J]. 摩擦学学报, 2001, 21(2): 94
Bai Bin, Zhang Pengcheng, Zou Juesheng, et al. High temperature friction and wear characteristics of nitrogen ion implanted layer on 316L stainless steel[J]. Tribology, 2001, 21(2): 94. DOI: 10.16078/j.tribology.2001.02.004

[79]Zhu Jiangping, Shao Wen, Jiang Tingting, et al. Carbon ion implantation for wear reduction in aerospace gear steel: multiscale insights from characterization and atomistic simulations [J]. Tribology International, 2026, 218: 111716. DOI: 10.1016/j.triboint.2026.111716

[80]Zhu Jiangping, Shao Wen, Huang Weiwei, et al. Mechanical response of carbon ion implanted ferrite via atomic simulations[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2025, 285: 109837. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2024.109837

[81]Wei Xiaoli, He Ruifang, Zhang Bin, et al. Study on the preparation and tribological performance of ion-implanted composite carbon coatings[J]. Diamond and Related Materials, 2025, 159: 112800. DOI: 10.1016/j.diamond.2025.112800

[82]Pierret C, Maunoury L, Monnet I, et al. Friction and wear properties modification of Ti-6Al-4V alloy surfaces by implantation of multi-charged carbon ions[J]. Wear, 2014, 319(1): 19. DOI: 10.1016/j.wear.2014.07.001

[83]王浪平, 汤宝寅, 王小峰, 等. 钇的预注入对 Ti-6Al-4V 合金氮等离子体浸没离子注入行为的影响[J]. 中国稀土学报, 2000, 18(4): 337
Wang Langping, Tang Baoyin, Wang Xiaofeng, et al. Effect of yttrium pre-implantation on nitrogen plasma immersion ion implantation behavior of Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of the Chinese Society of Rare Earths, 2000, 18(4): 337

[84]刘洪喜, 蒋业华, 周荣, 等. TC4 合金表面全方位离子注入 Ag 的耐摩擦磨损和抗腐蚀性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(12): 2126
Liu Hongxi, Jiang Yehua, Zhou Rong, et al. Frictional wear resistance and corrosion resistance of Ag/Ti-6Al-4V alloy system treated by plasma immersion ion implantation technique (PIII)[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(12): 2126

[85]廖家轩, 夏立芳. 氮及钛等离子体基离子注入铝合金表面改性层的摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2001, 21(1): 10
Liao Jiaxuan, Xia Lifang. Friction and wear behavior of surface modified layer on aluminum alloy by plasma source ion implantation of nitrogen and titanium[J]. Tribology, 2001, 21(1): 10. DOI: 10.16078/j.tribology.2001.01.003

[86]战再吉, 马欣新, 冯莉丽, 等. 铝合金等离子体淹没离子注入氮层的摩擦磨损性能研究[C]//第六届全国摩擦学学术会议论文集. 西安:[s.n.], 1997
Zhan Zaiji, Ma Xinxin, Feng Lili, et al. Study on friction and wear properties of nitrogen layer on aluminum alloy by plasma immersion ion implantation[C]//Proceedings of the 6th National Tribology Academic Conference. Xi'an:[s.n.], 1997

[87]王浪平, 王宇航, 王小峰, 等. 铝合金、钛合金的全方位离子注入与沉积复合处理工艺研究[J]. 核技术, 2007, 30(12): 991
Wang Langping, Wang Yuhang, Wang Xiaofeng, et al. Combined treatment of aluminum and titanium alloys by plasma immersion ion implantation and deposition [J]. Nuclear Techniques, 2007, 30(12): 991

[88]Erdemir A, Donnet C. Tribology of diamond-like carbon films: recent progress and future prospects[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2006, 39(18): R311. DOI: 10.1088/0022-3727/39/18/R01

[89]Erdemir A. The role of hydrogen in tribological properties of diamond-like carbon films[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 146/147: 292. DOI: 10.1016/S0257-8972(01)01417-7

[90]Sánchez-López J C, Erdemir A, Donnet C, et al. Friction-induced structural transformations of diamondlike carbon coatings under various atmospheres[J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 163/164: 444. DOI: 10.1016/S0257-8972(02)00641-2

[91]Guo Chaoqian, Pei Zhiliang, Fan Di, et al. Microstructure and tribomechanical properties of (Cr, N)-DLC/DLC multilayer films deposited by a combination of filtered and direct cathodic vacuum arcs[J]. Diamond and Related Materials, 2015, 60: 66. DOI:

10.1016/j.diamond.2015.10.019

[92] Zhou Zhiqiang, Sun Deen, Li Hongwei, et al. Wear performance of plasma nitrided and DLC coated AISI 316L stainless steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 515: 132672. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2025.132672

[93] Xie Jinming, Li Jie, Fu Qixuan, et al. Graphite-like carbon films catalytically grown on a carburized substrate with an antenna structure at the interface: experiments and first-principles calculations[J]. Applied Surface Science, 2023, 639: 158095. DOI: 10.1016/j.apsusc.2023.158095

[94] Li Jie, Sun Lei, Xie Jinming, et al. Catalytic growth of high-performance graphite-like carbon films on a nitrided substrate: experimental study and first-principles calculations[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2023, 15(42): 49814. DOI: 10.1021/acsami.3c10944

[95] Yao Jiawei, Ma Yiming, Cong Peiwu, et al. The influence of plasma-carburizing temperature on the microstructure and properties of DLC/Carbonitride wear-resistant and friction-reducing functional layer[J]. Coatings, 2025, 15(8): 966. DOI: 10.3390/coatings15080966

[96] Yang Li, Li Tong, Shang Baihui, et al. The influence of deposition temperature on the microscopic process of diamond-like carbon (DLC) film deposition on a 2024 aluminum alloy surface[J]. Crystals, 2024, 14: 950. DOI: 10.3390/cryst14110950

[97] 张诗东. 17-4PH钢表面沉积Ti-DLC自润滑薄膜微结构与摩擦学行为[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2024
Zhang Shidong. Microstructure and tribological behavior of Ti-DLC self-lubricating films deposited on 17-4PH steel[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2024. DOI: 10.27061/d.cnki.ghgdu.2024.000035

[98] 杜娟, 高深远, 虞文军, 等. DLC薄膜对A100钢摩擦学及力学性能影响研究[J]. 中国表面工程, 2025, 38(4): 221
Du Juan, Gao Shenyuan, Yu Wenjun, et al. Effect of DLC film on tribological and mechanical properties of A100 steel[J]. China Surface Engineering, 2025, 38(4): 221

[99] Sulaiman M H, Farahana R N, Bienk K, et al. Effects of DLC/TiAlN-coated die on friction and wear in sheet-metal forming under dry and oil-lubricated conditions: experimental and numerical studies[J]. Wear, 2019, 438/439: 203040. DOI: 10.1016/j.wear.2019.203040

[100] Flehan A, Yang W, Li H, et al. Enhanced mechanical and tribological properties of hydrogen-free DLC coating by introducing SiAl interlayer[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 498: 131810. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2025.131810

[101] 孙建芳, 唐邕涛, 苏峰华, 等. 钛合金表面DLC薄膜的制备及其与不同材料配副的摩擦学性能研究[J]. 摩擦学学报, 2021, 41(6): 953
Sun Jianfang, Tang Yongtao, Su Fenghua, et al. Preparation of DLC film on titanium alloy surface and its tribological properties against different counterparts[J]. Tribology, 2021, 41(6): 953. DOI: 10.16078/j.tribology.2020231

[102] 蒋书文, 尹光福, 郑昌琼, 等. 钛合金表面类金刚石碳梯度薄膜的摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2001, 21(3): 167
Jiang Shuwen, Yin Guangfu, Zheng Changqiong, et al. Friction and wear behavior of diamond-like carbon gradient films on titanium alloy surface[J]. Tribology, 2001, 21(3): 167. DOI: 10.16078/j.tribology.2001.03.002

[103] 崔坤杰, 孙耀, 陈祖亮, 等. TC4表面织构化DLC薄膜摩擦学特性研究[J]. 表面技术, 2025, 54(1): 161
Cui Kunjie, Sun Yao, Chen Zuliang, et al. Tribological properties of textured DLC films on TC4 surface[J]. Surface Technology, 2025, 54(1): 161. DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2025.01.015

[104] Cui Xuejun, Ning Chuangming, Shang Lunlin, et al. Structure and anticorrosion, friction, and wear characteristics of pure Diamond-Like Carbon (DLC), Cr-DLC, and Cr-H-DLC films on AZ91D Mg alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(2): 1213. DOI: 10.1007/s11665-019-3854-8

[105] Salerno E, Casotti D, Gualtieri E, et al. Friction and wear characteristics of DLC-terminated coatings deposited on AlSi10Mg alloy produced by Additive Manufacturing[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 494: 131422. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.131422

[106] Wu Luji, Bai Zhongchao, Hao Qingle, et al. Improving wear resistance of DLC-coated metal components during service: a review[J]. Lubricants, 2025, 13(6): 257. DOI: 10.3390/lubricants13060257

[107] Mcmaster S J, Kosarieh S, Liskiewicz T W, et al. Fretting wear of lubricated DLC coating systems[J]. Frontiers in Mechanical Engineering, 2025, 11: 1584451. DOI: 10.3389/fmech.2025.1584451

(编辑 赵丽莹)