引用格式：张雪华，杨祎璠，高建平，等. 钛材在氢能领域应用的研究进展[J]. 中国材料进展，2026，45(10)：1071-1085.
ZHANG X H，YANG Y F，GAO J P，*et al*. Research Progress in the Application of Titanium Materials for Hydrogen Energy[J]. Materials China，2026，45(10)：1071-1085.

钛材在氢能领域应用的研究进展

张雪华，杨祎璠，高建平，刘南君，王 星，石立超，
殷 涛，李禹辰，黄张洪
（西部金属材料股份有限公司，陕西 西安 710201）

摘 要：氢能作为实现“双碳”目标的核心清洁能源，其应用场景往往伴随着高压、强酸、低温及长期循环服役等多重极端工况，这对氢能产业链核心装备中关键的结构与功能材料提出了极为严苛的技术要求。钛及钛合金凭借优异的耐蚀性、高比强度、良好低温韧性等优势，成为参与氢能“制-储-输-用”全链条的关键材料。系统综述了钛材在质子交换膜电解水制氢、高压/固态储氢、管道输氢、燃料电池等核心环节的应用现状和技术进展，围绕富氢环境中的氢脆问题、含氧酸环境中的氧化问题和复杂构件中的成形难题，重点归纳与评述了钛合金成分优化设计、抗氢脆调控技术、表面改性技术及成形制造技术的研究进展，以期为推动钛基材料在氢能产业中的规模化应用提供理论支撑与技术参考。

关键词：钛材；氢能；质子交换膜电解槽；燃料电池；抗氢脆；耐腐蚀；精密成形
中图分类号：TG146.23；TK91 **文献标识码**：A **文章编号**：1674-3962(2026)10-1071-15

Research Progress in the Application of Titanium Materials for Hydrogen Energy

ZHANG Xuehua，YANG Yifan，GAO Jianping，LIU Nanjun，WANG Xing，SHI Lichao，
YIN Tao，LI Yuchen，HUANG Zhanghong
（Western Metal Materials Co.，Ltd.，Xi’an 710201，China）

Abstract：Hydrogen energy，as a core clean energy for achieving the “dual carbon” goals，often involves multiple extreme operating conditions in its application scenarios，including high pressure，strong acidity，low temperature and long-term cyclic service. This imposes extremely stringent technical requirements on the key structural and functional materials in the core equipment of the hydrogen energy industry chain. Titanium and its alloys are critical materials for the full industrial chain of hydrogen energy production-storage-transportation-utilization due to excellent corrosion resistance，high specific strength and good low-temperature toughness. This paper systematically reviews the application progress of titanium materials in key areas of the hydrogen energy industry. These key areas include proton exchange membrane water electrolysis，high-pressure/solid-state hydrogen storage，hydrogen pipelines transportation and fuel cell. The review focuses on hydrogen embrittlement issues in hydrogen-rich environments，oxidation problems in oxygen-containing acidic environments，and forming challenges in complex components. It emphasizes the recent progress in titanium alloy composition design，anti-hydrogen embrittlement regulation，surface modification and forming technologies. The aim is to provide theoretical support and technical references for promoting the large-scale application of titanium-based materials in the hydrogen energy industry.

Key words：titanium materials；hydrogen energy；proton exchange membrane electrolyzer stack；fuel cell；anti-hydrogen embrittlement；corrosion resistance；precision forming

收稿日期：2026-03-31 **修回日期**：2026-06-16
基金项目：陕西省重点研发计划项目(2024CY-JJQ-76)；陕西省青年人才托举计划项目(20230406)；秦创原发展股份有限公司项目(QCYHT-JS-2024102)
第一作者：张雪华，女，1982 年生，高级工程师
通讯作者：黄张洪，男，1979 年生，正高级工程师，Email：zhh0425@163.com
DOI：10.7502/j.issn.1674-3962.202603021

1 前 言

在全球能源转型与“碳中和”战略的双重驱动下，氢能凭借清洁无污染、氢电互转效率高等独特优势，已成为构建未来低碳能源体系的核心组成部分之一，是推动能源转型、提升国家产业竞争力的重要战略能源[1]。现

有的氢能产业链以“制-储-输-用”作为核心链路，串联上游制备、中游储运加注、下游多元应用，形成了一整套完整的能源生态[2]。然而在实际服役过程中，氢能全产业链核心装备长期存在高压、强酸、低温及长期循环服役等多重极端工况，对相关材料的性能提出了极高的要求[3]。材料的选择与性能优化已成为制约氢能产业规模化发展的关键瓶颈之一。近年来，钛及钛合金以兼具优异的耐蚀性、高比强度、良好的低温韧性等显著特性，在氢能领域备受关注，其优势主要体现在以下方面。

(1)耐腐蚀与钝化特性

钛在较宽的 pH 和腐蚀电位范围内极易形成致密稳定的 TiO_2 钝化膜，使其耐腐蚀性能远优于不锈钢与铝材，其 E-pH 腐蚀相图如图 1 所示[4]。质子交换膜(proton exchange membrane，PEM)电堆、氢燃料电池以及过氧化氢发生器等装备常工作在强酸性(pH 为 0~5)和高电位(0.6~2 V)环境中，在此类工况下，金属钛的服役寿命相较于不锈钢和铝材有显著提升[5]。

(2)高比强与轻量化

钛的比强度位居结构材料前列，密度约为 4.5 g·cm^{-3}，仅为钢的 57%(钢约 7.8 g·cm^{-3})，但强度与钢相当，是航空航天及氢能装备减重增效的理想材料。以工业纯钛 TA2 为例，其屈服强度≥275 MPa、延伸率≥20%，在保持良好塑性的同时可实现轻量化目标[6]。因此，钛及钛合金用于高压储氢容器、车载燃料电池堆、航空航天氢能系统可大幅减重，提升储氢质量密度[7]。

(3)低温与极端环境适应性

工业纯钛与部分钛合金在液氢温区仍可保持良好塑性，且无低温脆性，是液氢储运、航天氢能系统的优选结构材料[8]。传统氢能领域使用的石墨、不锈钢与纯钛

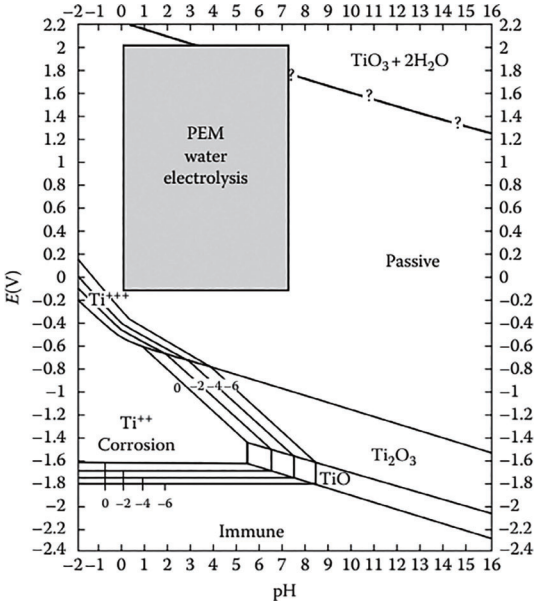


图 1 钛-水体系的 E-pH 相图[4]

Fig. 1 E-pH phase diagram of the titanium-water system[4]

的性能对比见表 1[6, 8]。由表中可知，钛材在耐蚀性、强度、硬度和可加工性上均表现良好，是氢能高端装备最具优势的关键材料。然而，钛材在富氢环境中易氢脆、在含氧酸介质中易氧化、复杂构件难成形等问题严重制约了它在氢能领域的大规模应用。近年来，国内外科研机构及企业围绕 PEM 电解槽钛极板及多孔传输层、高压储氢容器、液氢输送管道及燃料电池双极板等氢能核心部件，针对以上问题开展了大量研发攻关与工程化应用探索。基于此，本文系统梳理钛材在氢能领域的应用场景、关键核心技术、产业发展现状及现存挑战，以期为钛材在氢能领域的规模化应用提供理论与实践参考。

表 1 石墨、不锈钢(316L)和纯钛(TA2)在氢能领域相关性能对比[6, 8]

Table 1 Comparison of hydrogen energy related properties of graphite, stainless steel (316L) and pure titanium (TA2)[6, 8]

Properties	Graphite	Stainless steel (316L)	Pure titanium (TA2)
Hardness/HV	<30	170~190	110~120
Density/(g·cm^{-3})	2.09~2.23	8	4.51
Tensile strength/MPa	80~120	485~620	335~450
Conductivity/(S·m^{-1})	1×10^4~1×10^5	~1.5×10^6	~2.4×10^6
Corrosion resistance	Excellent resistance to acids, alkalis and oxidative corrosion	Prone to corrosion in high-potential acidic environments	Excellent resistance to acids, alkalis and oxidative corrosion (close to that of graphite)
Processability	Poor	Very good	Good

2 钛材在氢能全产业链应用现状

钛材因其优异的耐蚀性和导电性、高比强度和结构稳定性以及较好的机械加工性能，在氢能产业链的制氢、储氢、输氢、加氢及用氢等关键环节均展现出广阔的应用前景，已成为支撑氢能产业高质量发展的核心基础材料之一。

2.1　制氢环节：质子交换膜电解水制氢核心部件

PEM 电解水制氢技术是绿氢制备的核心技术路线之一，具有响应速率快、冷启动时间短和氢气纯度高等优势，可适配波动性较大的风电和光伏产生的绿电，能够完美契合可再生能源耦合制氢的核心需求[9]。PEM 电堆由膜电极、双极板、多孔传输层、端板、集流板、密封垫和紧固件等部件构成，结构如图 2 所示[10]。

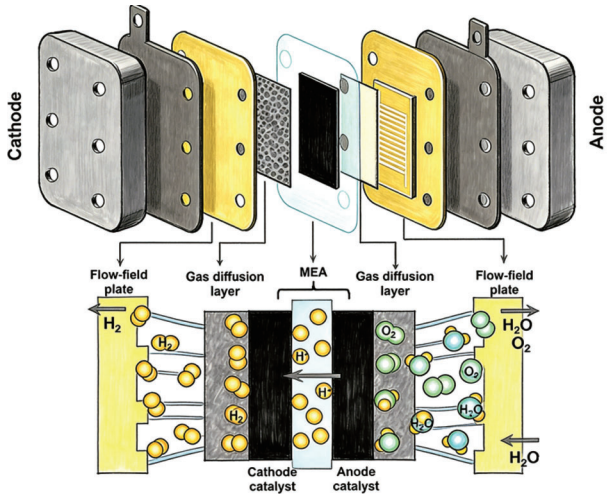


图 2　质子交换膜电解槽结构图[10]

Fig. 2　Structure diagram of proton exchange membrane electrolyzer stack[10]

2.1.1　钛双极板

双极板是 PEM 电堆的关键核心部件之一，主要承担气液反应物与产物传输、电子传导及电解堆整体结构支撑等重要功能。在强酸性(pH 为 2~4)、高电位(1.5~2 V)及强氧化性的服役工况下，双极板极易发生腐蚀失效，因此，双极板候选材料需同时具备良好的导电性与优异的耐蚀性[11]。金属材料兼具良好的导电导热性、结构强度和可加工性能，是研究和应用最多的双极板材料[12]。常见双极板用金属材料的耐腐蚀和导电特性如图 3 所示。由于 PEM 电解槽的设计寿命长达 80 000 h 以上，长期服役环境对双极板的抗腐蚀穿孔能力提出了严苛要求，因此，候选材料优先选用易形成稳定钝化膜的阀金属[13]，主要包括 Ta，Nb，Ti 等。在电解水制氢环境下，阀金属表面自发生成致密的氧化膜，阻止腐蚀持续进行。Lædre 等[12]的研究表明，Ta，Nb 和 Ti 金属在高电位下可氧化生成 Ta_2O_5、Nb_2O_5、TiO_2 致密钝化膜，经 2 V 恒电位极化测试后，其腐蚀电流密度分别为 10，20 和 170 μA·cm^{-2}，界面接触电阻(Interface contact resistance，ICR)分别为 75，151 和 24 mΩ·cm^2。其中，Ta 和 Nb 虽然腐蚀电流密度较低，但长期服役后，其 ICR 较高，而 Ti 虽然耐蚀性略逊于 Ta 和 Nb，但其导电性较好。可见 Ta，Nb 和 Ti 等金属的耐蚀性和导电性存在倒置关系，具有此消彼长的特点。考虑到 Ta 和 Nb 的成本为 Ti 的 20~30 倍，钛材成为目前最具商业应用潜力的 PEM 电解槽双极板候选材料。然而，钛双极板虽在阳极侧高电位下易氧化生成 TiO_2 钝化膜，但在阴极侧临氢环境下易生成氢化钛(TiH_x)，会导致双极板氢脆开裂。因此，亟需开发抗电化学氧化和氢脆的涂层材料来提升钛双极板使用寿命。

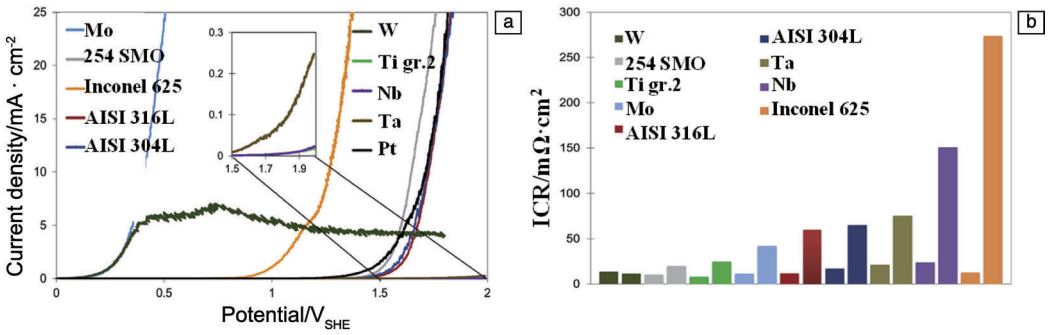


图 3　双极板候选材料的耐腐蚀(a)和导电(b)特性[12]

Fig. 3　The corrosion resistance (a) and electrical conductivity (b) properties of the candidate materials for bipolar plates[12]

2.1.2　钛多孔传输层

多孔传输层介于膜电极和双极板之间，作用是将双极板流场中的水传输到膜电极催化层，将催化层产生的氧气排出到双极板，促进阳极催化层产生的电子快速导出，是影响 PEM 电解槽性能的关键部件之一[14-16]。目前满足使用要求的多孔传输层材料主要有钛纤维毡、钛烧结板和钛网等[4, 17]。张萍俊等[18]研究了钛纤维毡、粉末烧结钛板和碳纸 3 种材料用作阳极气体多孔传输层对电解水性能的影响，发现钛纤维毡孔隙率和孔径较大，电解性能优于粉末烧结钛板和碳纸。随后，研究者们[19-21]进一步研究了钛纤维毡厚度、孔隙率、孔径、涂层类型等对 PEM 电解槽性能的影响。随着钛纤维毡厚度从 2 降至 0.5 mm，气液传输的距离缩短，电解池的过电位降低 120 mV。钛纤维毡平均孔径大于 10 μm 时，电解水性能

随着孔径的减小而提高。钛纤维毡涂覆铱涂层则可降低多孔传输层的接触电阻，从而提高电解效率(图 4)[21]。主要的钛纤维毡生产公司有比利时 BEKAERT 公司和西安菲尔特金属过滤材料股份有限公司等[22]。Grigoriev 等[23]研究了钛粉粒径对粉末烧结钛板多孔传输层性能的影响，发现直径为 50~70 μm 的球形钛粉烧结的多孔传输层的孔隙尺寸为 12~13 μm，其毛细阻力较小，有利于气泡传输。Xu 等[24]研究了粉末烧结钛板多孔传输层的孔径、孔隙率、厚度等结构特性与气液传输特性之间关系，发现孔径和孔隙率的增大有利于气液传输，但不可避免地减小了多孔传输层与膜电极催化层之间的接触面积，导致接触电阻增大，进而增加了电解池能耗。为克服上述问题，高建平等[25]首次将钛粉与钛纤维毡复合制备了微孔多孔传输层，钛纤维毡基材保持了较高的孔隙率，表层孔隙率较低的钛粉层降低了表面粗糙度，优化后的 0.4 mm 多孔传输层与膜电极的接触面积提高了 22.8%，促使接触电阻降至 5.26 $m\Omega \cdot cm^2$。同时，构建的 6~32 μm 小孔径通道为液体水传输提供了通道，促进了气液协同传输，目前已实现了宽幅超 500 mm 的大规格微孔钛毡批量化生产。

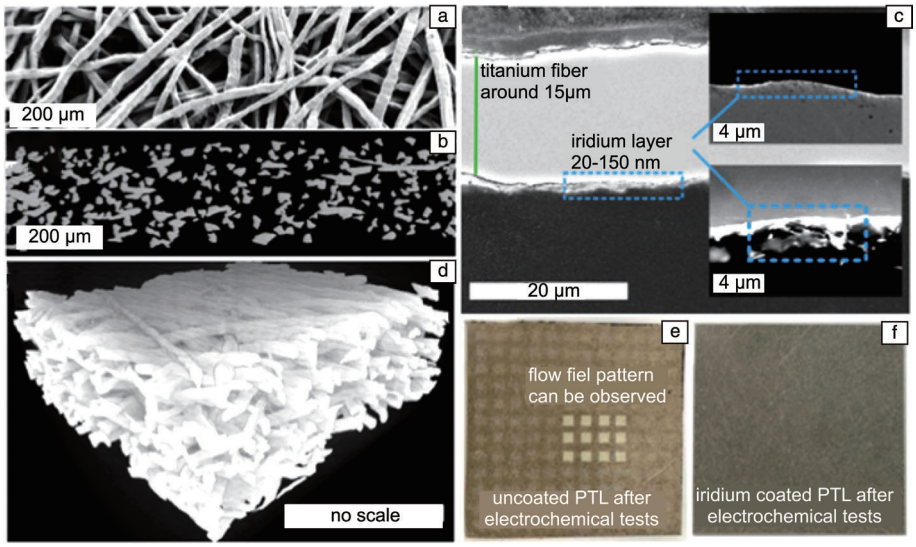


图 4 铱涂覆多孔传输层(Ir-PTL)扫描电子显微镜照片(a~c)；Ir-PTL 纳米计算机断层扫描照片(d)；电化学测试后未涂覆 Ir-(e)和涂覆 Ir-(f)PTL 的照片[21]

Fig. 4 Scanning electron microscopy images of iridium-coated porous transport layer (Ir-PTL) (a~c); nano-computer tomography image of Ir-PTL (d); images of Ir-uncoated (e) and Ir-coated (f) PTL after electrochemical measurements, respectively[21]

2.2 储氢环节：高压储氢与固态储氢部件

储氢技术作为氢能产业链的核心枢纽，直接影响氢能的安全存储、高效运输与规模化应用，是制约氢能产业商业化落地的关键瓶颈之一。目前，钛金属参与的国内外主流储氢技术路线主要分为高压气态储氢与固态储氢两大类，二者在技术特性与应用场景上各有侧重。

2.2.1 钛基高压储氢容器

高压气态储氢是将氢气在 35 或 70 MPa 的高压条件下压缩储存，具有充放氢速率快、系统结构简单、工作温度范围宽等优势，已成为车载燃料电池、加氢站等领域的主流储氢技术路线。氢气经压缩机组加压冷却后，进入冷却器进一步降温至规定充入温度，最终注入储氢瓶完成储存[26]。钛合金凭借优异的抗氢脆性能、高比强度与耐腐蚀性能，可作为高端、特种场景下高压储氢瓶的内胆材料，可有效提升储氢容器的安全性与轻量化水平。在车载 70 MPa 高压储氢瓶领域，丰田 Mirai、现代 NEXO 及国内红旗、上海汽车等品牌的燃料电池乘用车，均采用 Ti-6Al-4V 钛合金内衬+碳纤维缠绕的制备工艺，与钢材内衬相比，储氢瓶质量减轻约 50%，成功实现轻量化设计目标[27]。

2.2.2 钛基固态储氢材料

固态储氢通过物理吸附或化学结合将氢气固定于固体材料，具有体积储氢密度高、本征安全性高、操作压力低的优势，是氢能规模化应用的关键技术方向。钛材凭借优异的氢亲和力、晶格相容性、结构稳定性与抗毒化能力，成为制备高性能储氢合金、改性其他储氢体系及制备储氢容器的关键核心材料[28]。目前，常见的钛基固态储氢材料按晶体结构特征可分为 AB 型与 AB_2 型两大体系。AB 型钛基储氢合金主要为 TiFe 基合金，AB_2 型钛基储氢合金主要为 Ti-Mn/V/Zr/Ni 基多元合金。TiFe 基储氢合金凭借成本低廉、体积储氢密度高、可逆吸放氢性能优异等优势，成为常温储氢体系中极具应用

潜力的候选材料。然而，TiFe 合金存在活化困难、易毒化和循环性能差的难题，研究人员多采用元素替代、机械球磨、高压扭转、添加催化剂、开发新的制备技术等多种方式对储氢合金进行改性处理。Wei 等[29]采用多元合金化的成分设计策略，成功制备出改性 TiFe 基储氢材料($Ti_{1.2}Fe_{0.8}Mn_{0.2}La_{0.008}$)，实现了零孕育期单次活化，总活化时间仅为 90 min，理论储氢容量可达 1.8%～2.0%(质量分数)，在 100 次吸放氢循环后，容量保持率仍高达 94.5%，可在常温下稳定工作，且体积储氢密度优势突出。Li 等[30]通过真空电弧熔炼技术制备了添加 Pr 元素的 Ti-Fe-Mn 多元储氢合金。Pr 元素的加入促进了晶粒细化，增加了比表面积，同时引入了大量的晶界和缺陷，从而有效优化了氢扩散通道，相关的活化机理与性能如图 5 所示。Ti-Mn 基 AB_2 型 Laves 相储氢合金凭借较高的储氢容量、优异的吸放氢动力学性能及适中的成本，在固态储氢领域具有重要的研究价值与广阔的应用前景。Ke 等[31]采用真空电弧熔炼法制备了 $Ti_{0.85}Zr_{0.15}V_{0.25}Mn_{1.7-x}Ni_x$ 系列多元储氢合金，研究表明，该系列合金均为单一 C14 型 Laves 相结构，无杂相存在且元素分布均匀，Ni 掺杂可有效调控合金的晶格参数与晶粒尺寸。其中，在 25 ℃时无 Ni 掺杂合金在 1 min 内可吸收 1.79%(质量分数)的氢气；当 $x=0.2$ 时，合金的综合性能最优，在 35 ℃时最大吸氢容量可达 2.06%(质量分数)，脱氢活化能低至 23.842 kJ·mol^{-1}，吸放氢动力学性能优异。Ni 掺杂进一步提升了吸氢容量，所有样品均能在约 250 s 内达到放氢平衡，且脱氢过程由氢扩散过程控制。陈长聘等[32]系统研究了 $Ti_{0.8}Zr_{0.2}Mn_{2-x}Cr_x$、$Ti_{0.9}Zr_{0.2}Mn_{1.8}V_{0.2}$ 及 $Ti_{0.9}Zr_xMn_{1.8-y}Cr_yV_{0.2}$ 等 Ti-Mn 基 AB_2 型储氢合金，结果表明，上述合金的主相均为 C14 型 Laves 相，Zr 原子对占据 A 位置的 Ti 原子的取代占比可显著改善合金的活化性能与吸放氢容量。综合来看，通过 Zr，V，Cr，Ni 等多元素协同掺杂与晶格精细调控，可定向优化 Ti-Mn 基 Laves 相合金的相结构、吸放氢热力学性能与动力学性能，从而为开发高容量、快动力学特性的 AB_2 型钛基储氢合金提供了可行的技术思路与实验依据。

2.3　输氢与加注环节：管道及核心零部件

在“西氢东输”能源结构布局下，长距离规模化安全输氢是制约氢能产业化发展的核心瓶颈[33]。当前全球管道输氢发展存在显著不均衡性，国际层面已实现规模化布局，欧洲建成长约 1770 km 的输氢管道，美国建成的输

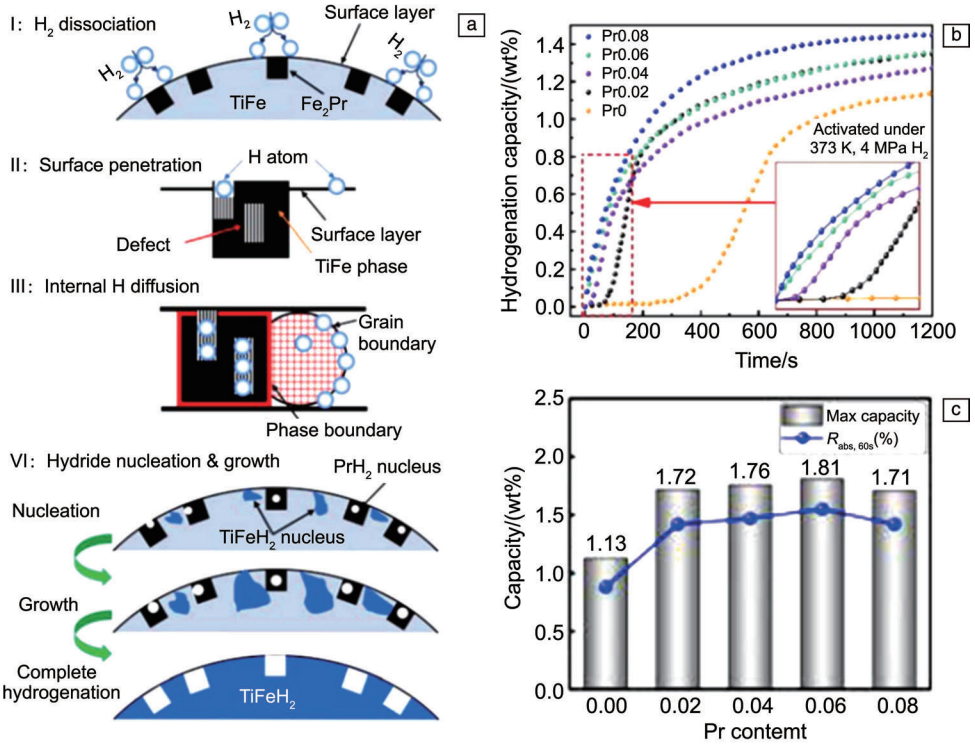


图 5　$Ti_{1.1-x}Pr_xFe_{0.8}Mn_{0.2}$ 合金的储氢性能[30]：(a)合金的储氢机制示意图，(b)不同 Pr 含量($x=0$，0.02，0.04，0.06，0.08)时合金的活化曲线，(c)合金活化 60 s 时的氢吸附饱和比

Fig. 5　Hydrogen storage property of $Ti_{1.1-x}Pr_xFe_{0.8}Mn_{0.2}$ alloy[30]: (a) schematic illustration of the hydrogen storage mechanism, (b) activation curves of alloys with different Pr contents ($x=0$, 0.02, 0.04, 0.06, 0.08), (c) hydrogen adsorption saturation ratios of alloy after activation for 60 s

氢管道总长约 2720 km，且多个国家已开展最高掺氢比例达 20%的天然气管道掺氢示范运行[34]。我国管道输氢整体建设规模较小，截至目前仅建成约 400 km 输氢管道，产业仍处于起步验证阶段，但近年发展增速显著[35]，预计到 2030 年中国氢气长输管道总里程将达 3000 km。我国掺氢输送技术发展较为缓慢，主要技术瓶颈为输氢管道材料与氢的相容性，主要表现在氢脆效应、材料性能退化及缺陷容限特征等方面[36]。

管道输氢常用耐蚀钢，研究表明 X80 钢在 10 MPa 氢气环境中的断裂韧性下降达 42%，断口由韧性韧窝转变为解理和准解理混合断裂形貌[37]。钛管材在高压输氢、电解的特殊环境下结构稳定，无金属离子析出污染氢气。同时钛表面会自动形成致密稳定的氧化保护膜，可隔绝氢气与腐蚀介质侵蚀，在含氯离子的沿海输氢场景中，使用寿命是不锈钢的 3~5 倍[38]。薛红军[39]针对深海高压输氢场景的特殊需求，在 Ti-6Al-4V 合金基础上添加 Mo，Nb，Gd 元素，结合超声波辅助多级固相旋转挤压成形工艺，制备出深海耐高压抗氢脆钛合金管，该合金管通过形成超细晶粒与表面复合氧化膜，构建起内部氢缓冲与表面氢钝化的双重抗氢脆机制，可完美适配深海高压输氢的苛刻工况。此外，在加氢站加注环节，Lu 等[40]采用 5%(质量分数)Ti 掺杂碳纳米管复合工艺，制备出高性能氢气净化滤芯。该滤芯在 3 MPa 工况下，对 CO、H_2S 等有害杂质的过滤效率可达 99.99%，储氢量保持在 8.04%(质量分数)，且使用寿命超过 5000 次加注循环，有效降低了加氢站的维护成本。上述研究从材料设计、表面改性、工艺创新及元件研发等多个维度，推动了输氢与加注环节管道及零部件性能的提升，为氢能储运技术的工业化发展奠定了坚实的基础。

钛合金输氢管道焊缝因组织非均匀性、残余应力集中与氢偏聚的叠加效应，是高压输氢管道系统中氢脆失效的最高危区域。临氢环境下的疲劳寿命是钛合金输氢管道长周期服役的核心性能指标。在焊缝临氢疲劳损伤机制方面，Pittinato[41]系统测定了 Ti-6Al-4V ELI 焊接接头的氢环境疲劳裂纹扩展速率，证实焊缝金属的氢致裂纹扩展速率是母材的 2~3 倍，且低温下由氢化物脆性机制主导，裂纹扩展速率更高。Schutz 等[42]针对海上输油管道用 Grade 29 钛合金焊接接头，在 135 ℃酸性含硫含氢工况下完成了全维度工程认证，验证了高 β 相含量的双相钛合金焊缝在高温临氢环境下的长期服役可靠性，为输氢管道工程应用提供了完整的性能基准数据。通过内壁涂层阻断氢原子向钛基体渗透，是延缓管道氢脆、延长服役寿命的重要技术路径。氧化物与氮化物涂层是目前研究较成熟的钛合金内壁涂层体系。Sypchenko 等[43]发现磁控溅射 Al_2O_3 薄膜存在显著的“氢滞留效应”：氢原子先在涂层内部累积约 3 h 达到饱和，之后才向钛基体渗透，相当于为管道提供了初期防护窗口期。Örnek 等[44]通过第一性原理计算证实，六方晶型 TiAlN 涂层的氢扩散能垒高达 276 kJ·mol^{-1}，远高于立方晶型，其氢吸收过程高度吸热，常温下氢渗透概率极低，是极具潜力的新型阻氢涂层体系。上述研究为高压长距离输氢管道的服役安全评价、寿命提升与工程化应用提供理论依据与技术参考，对提升氢能储运体系的可靠性与安全性具有重要价值。

2.4 用氢环节：燃料电池双极板

PEM 燃料电池是以氢气或净化重整气为燃料，空气或纯氧为氧化剂，直接将化学能转化成电能的装置，其能量转换效率不受卡诺循环的限制，电池组的发电效率可达 50%以上，并且唯一产物为水，对环境十分友好。双极板是燃料电池的核心部件之一，占整个电堆总质量的 60%~80%和电堆成本的 30%~45%[45]。目前商业化最好的双极板主要是石墨双极板和金属双极板[46]。石墨双极板具有良好的耐蚀性与导电性，但存在脆性大、加工成本高的弊端，不利于大规模车载应用。相比之下，金属双极板兼具高强度与优良的气密性，可通过冲压等成形工艺实现 0.1~0.5 mm 的薄型化设计，从而显著提升电堆的功率密度并降低制造成本[47, 48]。

金属双极板材料包括不锈钢、钛及钛合金、铝合金等，均受到广泛的研究与关注。3 种金属材料在燃料电池工况环境下均会通过钝化作用形成氧化膜，但不锈钢与铝合金表面形成的氧化膜因局部致密性不足或自身化学稳定性较差，在燃料电池酸性环境中易发生溶解或穿孔[49]，导致 Fe，Cr，Al 等有害离子析出，引发催化剂中毒。钛材表面形成的致密 TiO_2 膜在燃料电池酸性环境中仍具有极高的化学稳定性，因此展现出优异的耐蚀性[50]，然而 TiO_2 钝化膜的存在对双极板的导电性提升提出了更大的挑战。在产业应用层面，丰田 Mirai、现代 NEXO 等主流燃料电池车型已采用金属双极板技术路线。第一代 Mirai 燃料电池采用钛双极板，流场结构为 3D 网状流场结构，相较于直流道双极板，其电堆质量功率密度和体积功率密度有了大幅提升[51]，然而该网状流场需通过复杂的机械加工制备，导致生产成本较高。因此，第二代 Mirai 的燃料电池钛双极板采用波浪形流场结构(图 6a)，通过精密冲压技术制备，电堆运行寿命已超过 20 000 h[52]。与不锈钢相比，双极板用钛箔材的延伸率较低，冲压流道易产生裂纹，阻碍了钛双极板的规模化应用。西部金属材料股份有限公司(下文统称为西部材料)燃料电池团队对标日本丰田钛双极板技术要求，系统研究了高纯钛铸锭真空熔炼、高延伸率精密轧制和退火工艺，制备出了高延伸率钛箔材。在此基础上，进一步研究了钛双极板精

密冲压、高气密性焊接和高真空镀膜等全流程制备技术，解决了钛双极板成形难题[53]。开发的氢燃料电池专用钛箔性能和成本见表 2[53]，自主开发的钛双极板(图 6b)[52]成本接近不锈钢双极板的，预测使用寿命超过 20 000 h，较不锈钢双极板增加约 50%。

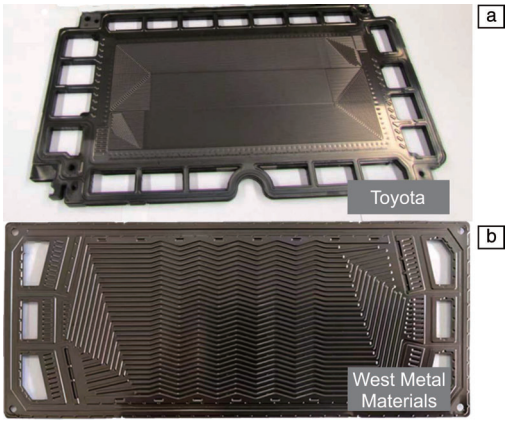


图 6　丰田集团(a)和西部金属材料股份有限公司(b)的钛双极板对比[52]

Fig. 6　Comparison of titanium bipolar plates from Toyota Group (a) and West Metal Materials Co., Ltd. (b)[52]

表 2　氢燃料电池专用钛箔的性能和成本[53]

Table 2　Performance and cost of titanium foil for hydrogen fuel cells[53]

Properties	Toyota	Western Metal Materials Co., Ltd.
Thickness/mm	0.1~0.12	0.1
Percentage elongation after fracture $A_{50\ mm}$/%	>39%	>40%
Cost /(¥·kg^{-1})	600~800	230~300

随着复杂流场研究的深入，韩国等研究机构采用了成形更加便捷的商业泡沫金属、泡沫石墨做双极板流场，利用金属多孔材料高透气性、优异的传质传热性能以及可加工性能，提升了燃料电池的反应效率和性能[54]。西北有色金属研究院和西部材料研究了多孔金属流场双极板在 PEM 燃料电池中的应用，发现多孔金属传输路径多且短，整体压力降小于传统流场，能够提升气体分布均匀性和传质强度，从而提高了空气和氢气的利用率[55-57]。

3　钛材应用存在的问题及技术攻关方向

在氢能装备中，钛材在富氢环境下的氢脆失效、含氧酸介质中的氧化腐蚀以及复杂构件的精密成形难题，已成为制约它在氢能领域规模化应用的核心瓶颈。本节围绕上述关键技术难题，系统综述钛合金成分设计与抗氢脆调控技术、表面改性技术及精密成形制造技术的最新研究进展，梳理当前研究热点与现存挑战，为钛基氢能装备的工程化应用提供理论支撑与技术参考。

3.1　钛合金成分设计与抗氢脆调控技术

典型的高强钢氢脆通常为氢致延滞断裂，氢以原子形态扩散至应力缺陷处结合成氢分子，形成高压与应力叠加，逐步扩展裂纹最终引发延迟断裂，整个过程需要孕育期。与高强钢的典型氢脆机制不同，钛及钛合金的氢脆表现为氢化物致脆。钛材中具有密排六方晶体结构的 α 相，其晶格中可供氢原子嵌入的间隙位点数量有限，这使得氢在 α 相中的固溶度较低且扩散速率缓慢。当基体内氢含量突破临界点时，脆性钛氢化物相会快速析出，且该析出过程通常伴随明显的体积膨胀与晶格畸变[58]。钛材在塑性变形的过程中，脆性钛氢化物极易成为微裂纹的优先形核核心，而氢化物与 α 相之间的相界面则是裂纹快速扩展的主要通道，最终导致钛材在富氢服役环境下的力学性能急剧下降，并引发脆性断裂失效[59]。

氢能“制-储-输-用”全产业链均面临高压、强腐蚀、动态载荷等严苛工况，加剧了钛材的氢脆风险。近年来，国内外研究者围绕氢脆诱发机理的原子尺度认知及抗氢脆材料设计与工艺调控开展了大量研究工作，为钛基氢能装备的可靠性设计提供了重要理论与技术支撑。

钛合金的氢脆行为具有显著的环境依赖性与组织依赖性。氢含量、环境酸碱度、气氛含水量对氢脆发生有明显影响。钛表面完整氧化膜是阻止吸氢防氢脆的有效屏障。干氢气气氛中钛吸氢最强，添加 2%质量分数的水即可显著抑制吸氢。在室温附近及高压氢环境下，氢原子易在应力集中区域(如晶界、α/β 相界面、位错线及缺陷处)发生选择性富集，导致局部塑性下降，并通过氢化物析出致脆、氢促进局部塑性变形等典型机制，诱发裂纹的萌生与扩展[60, 61]。尤其对于高强 $\alpha+\beta$ 双相钛合金，由于氢在 β 相中的固溶度远高于在 α 相中的，α/β 两相界面成为氢原子的优先陷阱位点与裂纹扩展的主要路径，显著加剧材料的氢脆敏感性。研究者逐步厘清了氢原子在钛合金特定晶面、缺陷处的偏聚能与扩散能垒特征(图 7)。针对 δ-TiH_2 的专项研究进一步发现，氢原子在晶格中从八面体位点向四面体位点的占位转变，可导致钛合金力学性能从脆性向强韧性转变，这一发现为深入理解氢化物的断裂韧性机制提供了全新视角[61]。

当前抗氢脆调控技术主要围绕合金成分优化设计和显微组织精细调控等放线展开，协同作用可实现材料抗氢脆性能与综合力学性能的同步提升。合金成分优化设计的核心思路是通过合金元素调控优化合金相结构稳定性与氢固溶/扩散行为，从而抑制氢致损伤。在成分调控领域，近年来低氢脆钛合金的研发主要以调控 Nb，Mo，Zr 为代表的 β 稳定元素或中性元素的种类和含量为主。

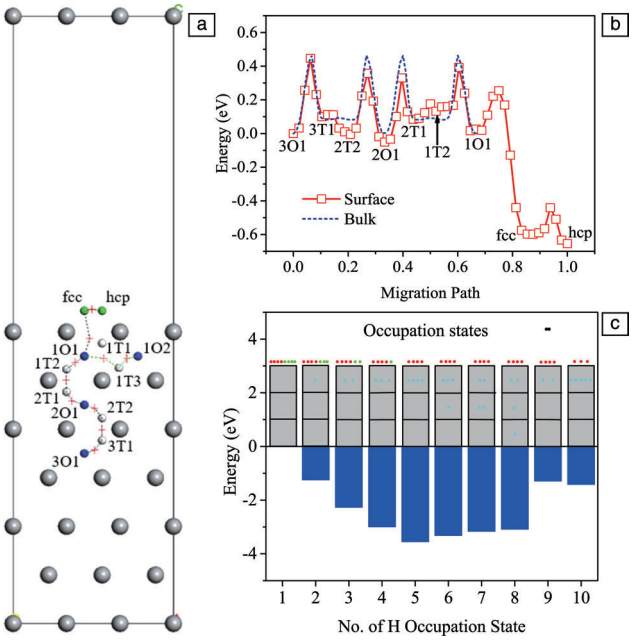


图 7 氢原子在 3×3 HCP 结构钛的(0001)晶面上的迁移(蓝色为八面体间隙、白色为四面体间隙)(a)，不同占位的氢原子迁移的能量分布曲线(b)，不同占位氢原子的系统能量(c)[61]

Fig. 7 Migration of H atom on the (0001) surface of 3×3 HCP-Ti (blue and white balls represent octahedral and tetrahedral voids, respectively) (a), energy profiles of different sites for the H migrations (b), system energy with H atoms locating at different sites[61]

Tal-Gutelmacher 等[62] 通过对比 Ti-6Al-4V、β-21S 与 Ti-20Nb 3 种钛合金在高逸度(电化学)充氢条件下的氢脆行为发现：Ti-6Al-4V 的氢致开裂与脆性氢化物的形成及断裂密切相关，且受β相组织分布显著影响；β-21S 钛合金表现出更优异的抗氢致开裂能力；而 Ti-20Nb 合金在充氢过程中发生氢诱导相变，伴随力学响应特性的显著变化。显微组织精细调控是通过优化热处理与塑性变形工艺，制备具有高抗氢脆特性的显微组织，实现材料力学性能与抗氢脆性能的协同提升。对钛材进行细晶强化与纳米晶化处理，不仅可显著提升钛合金的比强度，还可通过改变材料内部缺陷结构与界面特征，调控氢原子的活化、扩散及氢致损伤演化过程[63, 64]。Long 等[65] 通过球磨-放电等离子烧结工艺制备的超细晶 Ti-6Al-4V 合金强度得到显著提升，表明“纳米粉末制备-快速致密化”工艺具备可扩展的组织设计窗口。此外，热氢加工/热氢处理技术通过将氢作为临时合金元素引入钛材，利用氢对β相的稳定作用、诱导相变与缺陷演化，在脱氢后获得细化的显微组织，可同时实现组织调控与加工性能提升。Senkov 与 Froes 等[66, 67] 对该技术的作用机理与工艺窗口进行了系统总结，为含氢服役钛材的“细晶/缺陷工程”提供了非纯机械加工的创新路径。

3.2 表面改性技术

在氢能装备中，钛双极板、多孔传输层及输氢管道的服役稳定性直接决定装备的运行效率与使用寿命。目前研究机构已开发多种涂层材料用于提升双极板的耐蚀性与导电性，主要包括贵金属涂层、碳基涂层和过渡金属化合物涂层。

3.2.1 贵金属涂层

贵金属涂层凭借其卓越的化学惰性与高本征电导率，可同时实现强耐蚀性与高导电性的双重需求，其中 Pt 因成本低于 Ir 与 Au，成为目前商业应用最成熟的双极板涂层材料。Pt 涂层的制备方法主要包括电镀法与磁控溅射法，电镀法具有制备速率快、操作简便的优势，但其涂层均匀性高度依赖涂层厚度，当涂层厚度小于 0.2 μm 时，易形成非连续的岛状 Pt 颗粒，导致涂层均匀性以及与基体结合力显著下降[68]。磁控溅射法制备的 Pt 涂层均匀致密，涂层厚度可低至 10 nm。Wang 等[69] 将 Pt 的 *E*-pH 腐蚀相图与 PEM 电堆、燃料电池的实际工况环境进行叠加，从热力学角度系统研究了 Pt 涂层在电解水环境下的服役稳定性(图 8)。Ding 等[70] 系统探讨了镀铂钛双极板在不同 pH 值、不同温度及较高电解电位(0.6～1.8 V)下的服役性能与稳定性。结果表明，在 1.0 V 恒电位下经过 10 h 稳定性测试后，Pt 涂层的腐蚀电流密度降至 0.09 μA·cm^{-2}，远低于钛基体的 10^{-5} A·cm^{-2}；测试后涂层的 ICR 为 1.5 mΩ·cm^2，均低于美国能源部设定的指标要求(腐蚀电流密度≤1 μA·cm^{-2}、ICR≤10 mΩ·cm^2)，展现出优异的服役稳定性。

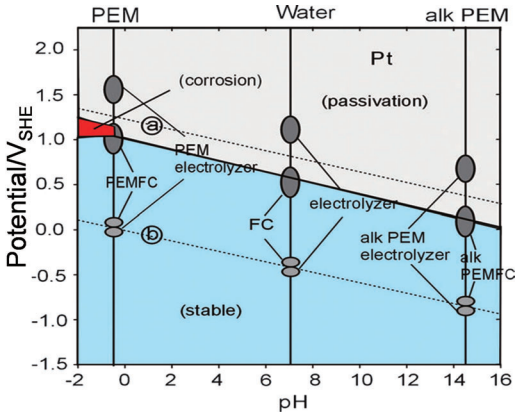


图 8 Pt 的 *E*-pH 相图[69]

Fig. 8 *E*-pH phase diagram of Pt[69]

3.2.2 碳基涂层

燃料电池双极板涂层应用最成熟的是非晶碳涂层(a-C)，包括纯非晶碳涂层、金属掺杂非晶碳涂层等。该涂层材料由 sp^2 结构(类石墨)和 sp^3 结构(类金刚石)杂化而成，其中 sp^2 通过离域 π 键连接，具有良好的韧性和

导电性，但其摩擦系数低、结构疏松。而 sp^3 碳结构致密、硬度高，在酸碱和氧化环境中保持稳定，具有优异的耐蚀性。合理调控 sp^2/sp^3 比率对涂层致密性、导电性和耐蚀性至关重要[71, 72]。在碳膜中掺杂 Ti，Zr，Cr，Ta 和 Nb 等金属元素，能够形成导电的金属碳化物，可有效填补碳膜间隙，提高膜层综合性能[73-75]。Hou 等[76]通过封闭场不平衡磁控溅射离子镀技术，沉积了不同含量 Cr 掺杂的非晶碳涂层。不同 Cr 含量可调控 sp^2/sp^3 比率，同时可以细化晶粒、降低涂层粗糙度，从而提高涂层导电性和耐蚀性，但是 Cr 含量超过一定值后反而会降低涂层性能。此外，Cr 与 C 反应生成 CrC 相，可进一步提升涂层导电性和耐蚀性。哈尔滨工业大学孔凡涛团队[77]采用磁控溅射技术在 Ti/TiO_2 基体上制备碳薄膜，再进行真空热处理，合成 TiC_x/C 复合涂层，Ti 基体表面的 TiO_2 完全反应生成 TiC，形成 C 包裹 TiC 颗粒的薄膜，其 sp^2 杂化可提高涂层的导电性，而 TiC 相有助于提升耐蚀性，二者协同使该复合涂层的腐蚀电流密度和 ICR 分别低至 0.74 μA·cm^{-2} 和 2.34 mΩ·cm^2。

3.2.3　过渡金属化合物涂层

采用过渡金属化合物涂层替代贵金属涂层，是降低 PEM 电堆和燃料电池成本、推动其工程化应用的重要途径。过渡金属化合物涂层包括过渡金属氮化物、过渡金属碳化物、过渡金属氧化物等。其中过渡金属氮化物主要包括钛氮化物、铬氮化物、铌氮化物及钽氮化物等。Yi 等[78]采用磁控溅射技术在 SS316L 不锈钢双极板表面分别制备了 TiN 与 ZrN 涂层，测试结果表明，二者的腐蚀电流密度分别为 0.099 与 0.209 μA·cm^{-2}，说明 TiN 涂层的耐蚀性优于 ZrN 涂层；在 0.6 V 恒定电位极化后，TiN 涂层的 ICR 值增大约 7 倍，而 ZrN 涂层的 ICR 值增大 5.8 倍，达到 109.2 mΩ·cm^2，远超美国能源部指标要求。Ye 等[79]采用磁控溅射技术在钛双极板表面分别制备了 Ta/TaN、Nb/NbN、Cr/CrN 3 种金属氮化物复合涂层，测试结果显示，3 种涂层的腐蚀电流密度由低到高依次为 Ta/TaN<Nb/NbN<Cr/CrN，ICR 值由低到高依次为 Ta/TaN<Cr/CrN<Nb/NbN。西安交通大学和西部材料的联合研究团队[80, 81]通过阳极氧化原位生成 TiO_2 纳米阵列管（TiO_2 NPAs），随后在氮等离子体中掺杂生成 $TiON_x$，最后通过磁控溅射沉积 TiN 后生成 $TiON_x$/TiN 复合涂层，该复合涂层腐蚀电流密度和接触电阻分别低至 0.17 μA·cm^{-2} 和 6.75 mΩ·cm^2，在 1 A·cm^{-2} 电流密度下，电解水效率从纯钛基底的 64.35% 提升至 77.89%（图 9），大幅降低了电解水制氢电耗。

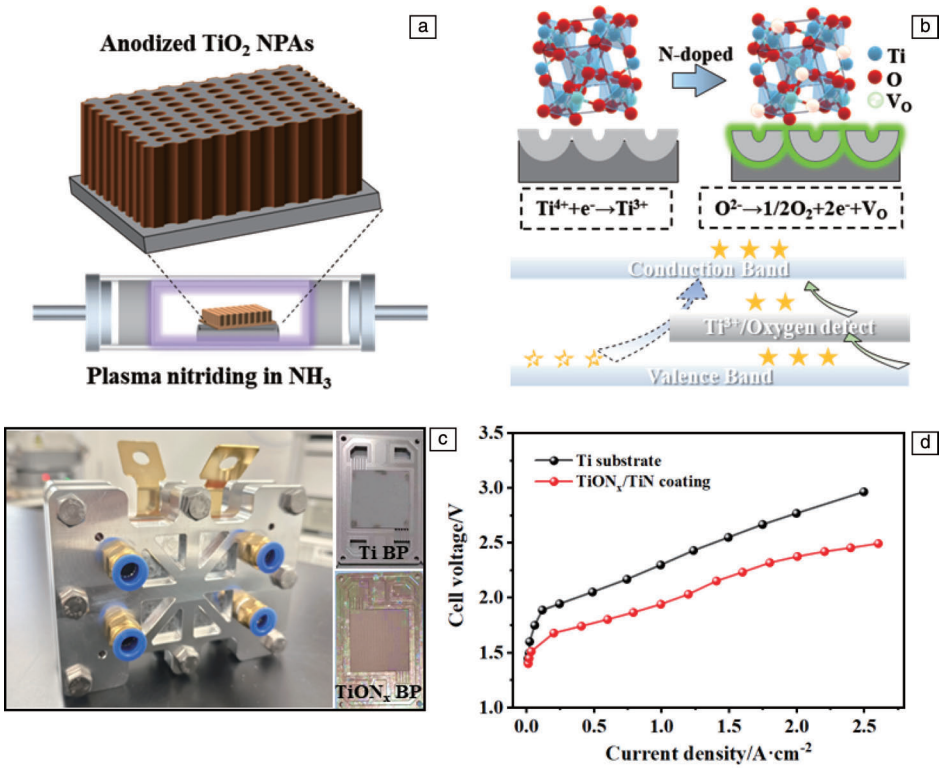


图 9　$TiON_x$/TiN 涂层制备示意图（a），缺陷掺杂提升 $TiON_x$ 导电性能机制图（b）[80]；PEM 电解槽及双极板结构照片（c），电解水制氢小室极化曲线（d）[81]

Fig. 9　Schematic of $TiON_x$/TiN coating preparation (a), mechanism diagram of enhancing the conductivity of $TiON_x$ through defect doping (b)[80]; structures of bipolar plates and PEM electrolyzer (c), polarization curve of water electrolysis (d)[81]

过渡金属碳化物涂层具有优异的疏水性、抗氢渗透性、导电性与耐蚀性，已成功应用于 PEM 燃料电池双极板[82-84]。由于过渡金属碳化物与基体金属的晶格参数、热膨胀系数差异较大，易出现晶格失配等问题，因此常引入过渡层以提升涂层与基体的结合力，进而提高涂层耐久性。Li 等[85]通过磁控溅射技术，在不锈钢表面依次沉积 Cr 打底层、Ta 过渡层、TiC 防护层及碳封顶层，形成 Cr/Ta/TiC/C 复合涂层(图 10)。其中，Ta 元素通过热扩散进入 TiC 层，并与碳元素反应形成 TaC，有效封闭了 TiC 涂层的晶界缺陷，增强了 TiC 涂层的化学稳定性，其腐蚀电流密度与接触电阻满足美国能源部指标要求。

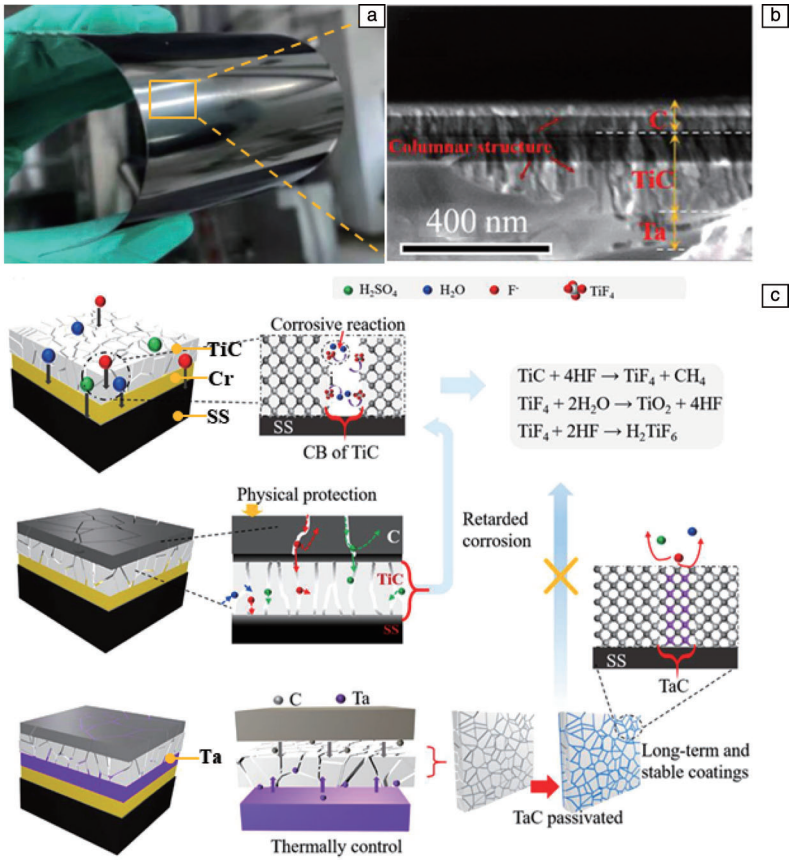


图 10 Cr/Ta/TiC/C 复合涂层形貌(a，b)及其腐蚀防护机制示意图(c)[85]

Fig. 10 Morphology of Cr/Ta/TiC/C composite coating (a, b) and schematic diagram of its corrosion protection mechanism (c)[85]

过渡金属氧化物涂层具有出色的化学稳定性，可显著降低材料在酸性环境中的腐蚀速率和氢扩散速率。Ti_nO_{2n-1} 系列导电陶瓷材料具有独特的物理、化学及电化学性能，其晶体结构中的氧缺陷不仅赋予材料陶瓷特性，还使它具备类金属的导电性能，在燃料电池与 PEM 电堆双极板涂层领域具有广阔的应用前景。Wakayama 等[86]通过磁控溅射法将 Ti_4O_7 靶材成功沉积于 PEM 电解堆钛双极板表面，测试结果表明，Ti_4O_7 涂层在 2 V 恒电位下经过 6 h 氧化后，接触电阻基本无升高，仍维持在 4~5 mΩ·cm^2，拉曼光谱中未出现 TiO_2 特征峰，表明该涂层具有优异的抗氧化能力与导电稳定性。与 Pt 涂层相比，Ti_4O_7 涂层的腐蚀电流密度显著降低；在 3 A·cm^{-2} 电流密度下，采用 Ti_4O_7 涂层钛双极板的电解小室电压约为 1.8 V，远低于纯钛双极板的 2.8 V，性能与 Pt 涂层钛双极板相近，因此该涂层在替代贵金属涂层方面具有巨大的应用潜力。

综上对比发现，PEM 电堆钛双极板和多孔传输层常用的涂层为贵金属 Pt 涂层，PEM 燃料电池钛双极板常用碳涂层，过渡金属化合物可作为过渡层或掺杂相降低贵金属用量，提高碳涂层的耐高电位性能，是热门的研究方向，不同涂层材料体系性能和应用对比见表 3[70, 77, 80]。

3.3 精密成形制造技术

钛材在氢能领域的规模化应用长期受制于复杂构件的成形难度。突破传统制造模式的局限，发展精密、高效的成形与制造技术，是推动钛基氢能装备产业化的核心路径，也是当前钛材氢能应用研究的重点方向之一。

3.3.1 超薄钛板高速冲压与精密成形技术

燃料电池与 PEM 电解槽金属双极板是钛材在氢能领域应用量最大的关键部件之一，其典型制造工艺为分别

表 3　不同涂层材料体系对比汇总表[70, 77, 80]

Table 3　Summary and comparison of different coating material systems[70, 77, 80]

Propertie	Precious metal coating	Transition metal compound coating	Carbon-based coating
Application scenarios	PEMEC	PEMEC & PEMFC	PEMFC
Potential/V	>1.5	<1.8	<1.2
Corrosion current density /($\mu A \cdot cm^{-2}$)	<0.1	0.1~1	0.1~1
ICR/($m\Omega \cdot cm^2$)	<1.5	2~10	>5
Cost	High	Medium	Low
TRL	8	5	8
SWOT	Highly conductive and anti-corrosion, but high cost	Good corrosion resistance but poor conductivity	Highly conductive and corrosion-resistant, excluding PEMEC

Notes: PEMEC represents proton exchange membrane electrolyzer cell; PEMFC represents proton exchange membrane fuel cell; ICR represents interface contact resistance; SWOT represents superiority, weakness, opportunity threats; TRL represents technology readiness level

采用厚度仅 0.1 mm 的超薄钛箔和 0.3~0.5 mm 的钛带材，通过高速冲压或辊压成形制备具有复杂微流道结构的双极板。该工艺需同时满足高效率与高精度的双重要求，是氢能钛部件规模化生产的关键环节。然而，超薄钛箔带材具有显著的各向异性与高屈强比，在冲压成形过程中板料塑性流动不均匀，极易在流道圆角、深宽比较大的区域产生破裂、起皱或过度减薄等成形缺陷[87]。其次，钛材的弹性模量相对较低(约 110 GPa)，成形后回弹现象严重，导致微流道几何尺寸精度难以控制，进而影响双极板的气密性与电堆堆叠一致性[88]。

针对上述技术难题，目前采用多工步级进冲压或液压成形与冲压相结合的复合工艺，有效分配板料变形量，提升微流道深宽比，并改善壁厚均匀性。三阶段冲压工艺被证实可显著提升成形深度与形状精度，降低板料减薄率[89]。橡胶液压成形与温热冲压的复合工艺，则利用流体均布压力的特点与加热降低材料屈服强度的优势，可实现更复杂微结构的成形，并有效抑制破裂缺陷[90]。此外，通过有限元法的数值模拟可精准预测板料在不同组织取向、成形角度与工艺路径下的回弹行为。通过优化模具设计、调整冲压速率、引入变压边力等策略，可实现回弹量的有效控制，满足双极板的装配精度要求[91]。冲压速率和成形温度是影响超薄钛板冲压成形质量的关键工艺参数。研究表明，适当提高冲压速率可利用材料的高应变率效应改善其成形性，但需平衡模具热效应与设备振动带来的不利影响。对于特定钛合金，在 200~400 ℃温区进行温热冲压，可大幅降低材料变形抗力与回弹量，但需解决高温环境下的润滑难题与模具材料匹配问题[92]。李金哲等[93]采用模具加热冲压试验法对厚度为 0.1 mm 的超薄钛箔进行冲压，实现了超薄钛双极板的微流道精密成形，高温成形的双极板在流道深度大幅增加的同时流道局部壁厚集中减薄现象也有所改善(图 11)。

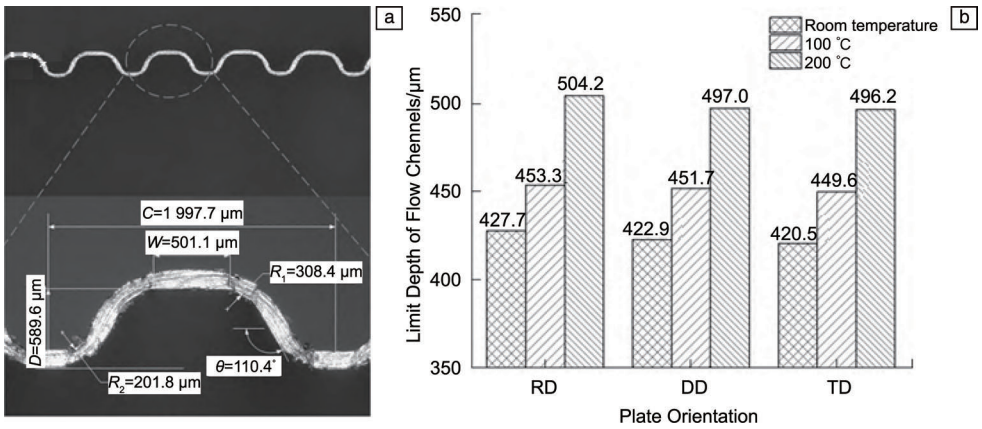


图 11　沿横向取向板材所成形的钛双极板流道尺寸(a)，不同温度和板材取向制备的钛双极板流道极限深度对比(b)[93]

Fig. 11　The flow channel dimensions of the titanium bipolar plates formed along the transverse direction-oriented plates (a), comparison of the limit depth of the flow channels of titanium bipolar plates with different temperatures and plate orientation (b)[93]

3.3.2 增材制造与近净成形技术

对于固态储氢容器多孔骨架、燃料电池流场双极板、氢泵叶轮等具有复杂内部结构的器件，通过传统减材制造或冲压工艺制造往往存在成形困难、材料利用率低、生产周期长等问题。增材制造中的选区激光熔化与电子束熔化技术，可自由设计和加工复杂几何结构，具有材料利用率高、生产周期短等显著优势[94-96]，在氢能领域定制化生产中具有一定的应用潜力。该技术可快速验证流场设计，进行数 10 片量级的产品试制。此外可对拓扑流场结构的双极板进行加工，改善气体分布与水热管理效率，进而提升燃料电池性能。Yang 等[97]通过选区激光熔化技术制造了 PEM 电解槽钛双极板，制备方法如图 12 所示。在固态储氢领域，增材制造技术可高效制备多孔钛基储氢载体，为固态储氢合金提供兼具高比表面积与优异导热性能的一体化支撑骨架，加速储氢过程的吸放氢动力学响应速度，抑制循环过程中储氢合金的粉化失效行为，提升储氧装备循环使用寿命。同时，在新型氢能装备研发阶段，增材制造技术可快速制备功能原型件，加速设计迭代与性能验证，有效降低研发成本与周期。增材制造技术在小批量、定制化氢能部件生产中具有显著的成本优势，但对于大规模标准化部件(如年产万片双极板)，其生产效率与成本竞争力仍不及高速冲压工艺[98]。此外，增材制造部件的表面粗糙度高、内部残余应力大与孔隙缺陷多等问题，需通过热等静压、机加工等后处理工艺进一步优化，以满足氢能装备的服役要求。

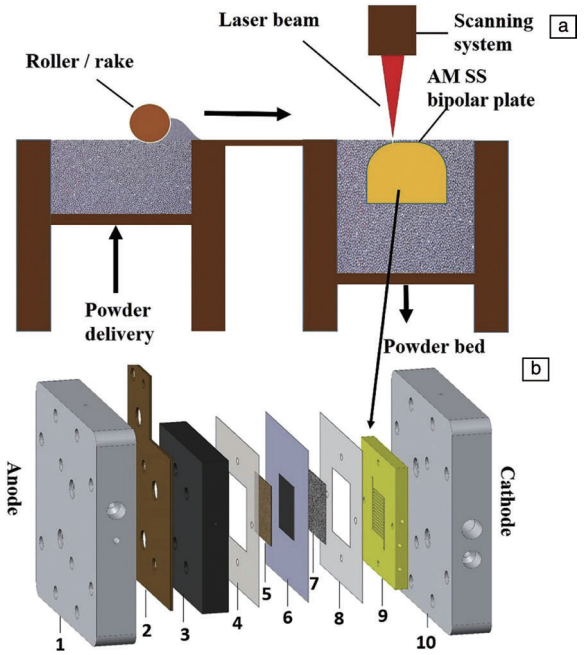


图 12 选区激光熔化技术增材制造的钛双极板示意图(a)，质子交换膜电解槽结构示意图(b)[97]

Fig. 12 Schematic diagram of additive manufacturing of titanium bipolar plates prepared by selective laser melting technology (a), schematic diagram of proton exchange membrane electrolyzer stack (b)[97]

粉末冶金近净成形技术是另一种重要的复杂钛构件制备技术，通过钛粉压制烧结或金属注射成形工艺，可直接获得接近最终形状的坯件，后续仅需少量机加工即可达到使用精度，材料利用率达 95%以上，远高于传统机加工的 10%~20%[99]。该技术已被用于制备氢能系统中的部分连接件、阀体等构件，其核心技术挑战在于控制钛粉氧含量与杂质元素对最终产品性能的影响，以及如何实现烧结体的全致密化、无孔隙化。

目前，借助高速冲压、增材制造、近净成形等先进工艺已可实现钛合金构件的精密成形。然而，成形过程中仍难以避免内部缺陷、回弹控制困难、构件易产生孔隙以及残余应力等问题，制约了钛合金构件的性能稳定性与服役可靠性。未来需围绕上述关键问题开展深入研究，进一步提升钛合金在氢能领域的工程应用水平。

4 结 语

钛及钛合金凭借优异的耐蚀性、高比强度、良好低温韧性等综合性能，在电解槽、燃料电池、高压及液氢储运装备等氢能关键设备中展现出不可替代的工程应用价值。然而，在复杂服役工况下，钛及钛合金的长期可靠性仍面临诸多挑战。现阶段已通过合金成分设计和微观组织调控，有效降低了钛在临氢环境下的氢脆风险，同时，阐明了富氢环境中的氢脆作用机理与防护原理。但氢原子在钛裂纹尖端的富集规律、氢化物形成的相变机制、氢脆在线监测和寿命预测模型构建等方面仍不清晰，亟待在未来研究中予以突破。针对含氧酸等强腐蚀环境下的氧化腐蚀问题，通过构筑贵金属及过渡金属化合物涂层可显著提高钛合金的化学稳定性，但贵金属涂层受限于资源稀缺与成本高昂，而过渡金属化合物涂层普遍存在膜基结合力不足、内部缺陷较多、长期高电位服役易氧化失效等瓶颈，仍需对涂层的综合性能开展系统性优化研究。针对钛双极板等复杂构件成形困难的问题，借助高速冲压、增材制造及近净成形等先进工艺，已初步实现钛合金复杂构件的精密制备。但在冲压成形缺陷控制、残余应力调控等方面仍存在不足，制约了其工程化应用。未来仍需聚焦抗氢脆钛合金成分设计、高导电强耐蚀涂层制备以及大规格钛双极板精密塑性成形等方向持续攻关，推动材料向低成本和高性能化发展。随着关键技术突破与规模化应用落地，氢能装备成本将大幅降低，从而加速氢能商业化进程。

参考文献 References

[1] 王凡，李丹丹，陈梅涛，等. 石油石化绿色低碳[J]，2024，9

(6)：10-15.
WANG F，LI D D，CHEN M T，*et al*. Green Petroleum & Petrochemicals[J]，2024，9(6)：10-15.
[2] 陆晓如. 中国石油石化[J]，2025(20)：13.
LU X R. China Petrochem[J]，2025(20)：13.
[3] 卫飞彬. 高电密下高耐蚀性钛基阳极的制备及其电催化性能研究[D]. 北京：北京化工大学，2022.
WEI F B. Preparation of High Corrosion Resistant Titanium-Based Anodes Under High Current Density and Study on Their Electrocatalytic Performance[D]. Beijing：Beijing University of Chemical Technology，2022.
[4] DOAN T L，LEE H E，SHAH S S H，*et al*. International Journal of Energy Research[J]，2021，45(10)：14207-14220.
[5] 王泽政，查小琴，房坤，等. 表面技术[J]，2026，55(1)：157-176.
WANG Z Z，ZHA X Q，FANG K，*et al*. Surface Technology[J]，2026，55(1)：157-176.
[6] 梁远长，常乐，周昌玉. 钢铁钒钛[J]，2022，43(2)：41-47.
LIANG Y C，CHANG L，ZHOU C Y. Iron Steel Vanadium Titanium[J]，2022，43(2)：41-47.
[7] 郑博龙，杨哲. 有色金属加工[J]，2025，54(5)：1-5.
ZHENG B L，YANG Z. Nonferrous Metals Processing[J]，2025，54(5)：1-5.
[8] 裴普成，李子钊，任棚，等. 清华大学学报(自然科学版)[J]，2021，61(10)：1025-1038.
PEI P C，LI Z Z，REN P，*et al*. Journal of Tsinghua University (Science and Technology)[J]，2021，61(10)：1025-1038.
[9] 周俊键，张学习，钱明芳，等. 航空材料学报[J]，2024，44(2)：72-86.
ZHOU J J，ZHANG X X，QIAN M F，*et al*. Journal of Aeronautical Materials[J]，2024，44(2)：72-86.
[10] DAVIES D P，ADCOCK P L，TURPIN M，*et al*. Journal of Applied Electrochemistry[J]，2000，30：101-105.
[11] ROJAS N，SÁNCHEZ-MOLINA M，SEVILLA G，*et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J]，2021，46(51)：25929-25943.
[12] LÆDRE S，KONGSTEIN O E，OEDEGAARD A，*et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J]，2017，42(5)：2713-2723.
[13] LOHRENGEL M M. Materials Science & Engineering R：Reports[J]，1993，11(6)：243-294.
[14] DOAN T L，LEE H E，KIM M，*et al*. Journal of Power Sources[J]，2022，533：231370.
[15] SCHULER T，de BRUYCKER R，SCHMIDT T J，*et al*. Journal of the Electrochemical Society[J]，2019，166(4)：270-281.
[16] SCHULER T，SCHMIDT T J，BÜCHI F N. Journal of the Electrochemical Society[J]，2019，166(10)：555-565.
[17] 汪兴兴，倪红军，朱昱，等. 电源技术[J]，2012，36(7)：988-1010.
WANG X X，NI H J，ZHU Y，*et al*. Chinese Journal of Power Sources[J]，2012，36(7)：988-1010.
[18] 张萍俊，孙树成，俞红梅，等. 可再生能源[J]，2019，37(10)：1429-1433.
ZHANG P J，SUN S C，YU H M，*et al*. Renewable Energy Resources[J]，2019，37(10)：1429-1433.
[19] WEBER C C，SCHULER T，de BRUYCKER R，*et al*. Journal of Power Sources Advances[J]，2022，15：100095.
[20] ITO H，MAEDA T，NAKANO A，*et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J]，2012，37(9)：7418-7428.
[21] LIU C，CARMO M，BENDER G，*et al*. Electrochemistry Communications[J]，2018，97：96-99.
[22] LIU Y，DIANKAI Q，XU Z T，*et al*. ACS Applied Materials & Interfaces[J]，2024，16(36)：47357-47367.
[23] GRIGORIEV S A，MILLET P，VOLOBUEV S A，*et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J]，2009，34(11)：4968-4973.
[24] XU C Y，WANG J，WANG J Z，*et al*. Applied Energy[J]，2024，357：122541.
[25] 高建平，王锡奎，王星，等. 稀有金属材料与工程[J]，2025，54(10)：2533-2540.
GAO J P，WANG X K，WANG X，*et al*. Rare Metal Materials and Engineering[J]，2025，54(10)：2533-2540.
[26] 李建勋. 煤气与热力[J]，2020，40(5)：15-20.
LI J X. Gas & Heat[J]，2020，40(5)：15-20.
[27] HUA T Q，ROH H S，AHLUWALIA R K. International Journal of Hydrogen Energy[J]，2017，42(40)：25121-25129.
[28] 苑慧萍，李志念，沈浩，等. 中国材料进展[J]，2023，42(2)：98-104.
YUAN H P，LI Z N，SHEN H，*et al*. Materials China[J]，2023，42(2)：98-104.
[29] WEI X T，CHEN W G，HE X Y，*et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J]，2026，208：153293.
[30] LI C，LIU B J，LI Y F，*et al*. Journal of Materials Research and Technology[J]，2023，23：4566-4575.
[31] KE D D，ZHANG B，ZHAO X，*et al*. Journal of Alloys and Compounds[J]，2026，1056：186481.
[32] 陈长聘，耿伟贤，陈昀，等. 稀有金属材料与工程[J]，2001，30(1)：31-34.
CHEN C P，GENG W X，CHEN J，*et al*. Rare Metal Materials and Engineering[J]，2001，30(1)：31-34.
[33] 姜海，刘柯沁，熊力，等. 新能源科技[J]，2025，6(5)：9-17.
JIANG H，LIU K Q，XIONG L，*et al*. Journal of Energy Science and Technology[J]，2025，6(5)：9-17.
[34] 朱凯，董国庆，曲彦东，等. 油气与新能源[J]，2025，37(5)：125-136.
ZHU K，DONG G Q，QU Y D，*et al*. Petroleum and New Energy[J]，2025，37(5)：125-136.
[35] 本刊讯. 中国石油和化工[J]，2025(5)：9.
Editor. China Petroleum and Chemical Industry[J]，2025(5)：9.
[36] 徐文东，刘一成，蔡振培，等. 现代化工[J]，2019，39(12)：11-15.

XU W D, LIU Y C, CAI Z P, *et al*. Modern Chemical Industry[J], 2019, 39(12): 11-15.

[37] 于洋, 李彦苹, 周军, 等. 石油与天然气化工[J], 2024, 53(5): 129-137.
YU Y, LI Y P, ZHOU J, *et al*. Chemical Engineering of Oil & Gas [J], 2024, 53(5): 129-137.

[38] 李阳, 李翔, 张圆, 等. 现代制造技术与装备[J], 2024, 60(5): 27-29.
LI Y, LI X, ZHANG Y, *et al*. Modern Manufacturing Technology and Equipment[J], 2024, 60(5): 27-29.

[39] 薛红军. 一种深海耐高压抗氢脆钛合金管及其制造方法: CN121272254A[P]. 2026-01-06.
XUE H J. A High-Pressure and Hydrogen Embrittlement Resistant Titanium Alloy Tube for Deep Sea and Its Manufacturing Method: CN121272254A[P]. 2026-01-06.

[40] LU Y J, QIN Z T, YANG R, *et al*. Scientific Reports[J], 2025, 15: 42102.

[41] PITTINATO G F. Metallurgical Transactions[J], 1972, 3(1): 235-243.

[42] SCHUTZ R W, ROMBADO G, BAKER D A, *et al*. American Society of Mechanical Engineers[J], 2018, 51241: V005T04A075.

[43] SYPCHENKO V S, KISELYOVA E S, SIGFUSSON T I, *et al*. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies[J], 2018, 5(12-95): 25-30.

[44] ÖRNEK C, FECHTE-HEINEN R. Journal of Heat Treatment and Materials[J], 2024, 79(6): 311-337.

[45] MIDDELMAN E, KOUT W, VOGELAAR B, *et al*. Journal of Power Sources[J], 2003, 118(1/2): 44-46.

[46] 肖宽, 潘牧, 詹志刚, 等. 电源技术[J], 2018, 42(1): 153-156.
XIAO K, PAN M, ZHAN Z G, *et al*. Chinese Journal of Power Sources[J], 2018, 42(1): 153-156.

[47] HOSSEIN T, MOHAMMAD M B. Iranian Journal of Hydrogen & Fuel Cell[J], 2022, 1(2022): 1-18.

[48] MINH T T, DAE H L, KO W L, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2022, 47(94): 40008-40025.

[49] LI Y, MMENG H, WANG L, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2019, 44(39): 21819-21843.

[50] TOAN MP, KYUNGMIN I, JINSOO K. Applied Surface Science[J], 2023, 611(Part B): 155740.

[51] KONNO N, MIZUNO S, NAKAJI H, *et al*. SAE International Journal of Alternative Powertrains[J], 2015, 4(1): 123-129.

[52] BORUP R L, MORE K L, MYERS D J. Fuel Cell Performance and Durability Consortium Update to USCAR Analysis of Toyota Mirai Components Provided by USCAR[R]. Los Alamos: Los Alamos National Laboratory, 2018.

[53] 杨帅, 卢广轩, 张启飞, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2025, 54(8): 2079-2085.
YANG S, LU G X, ZHANG Q F, *et al*. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2025, 54(8): 2079-2085.

[54] PARK J E, LIM J, KIM S, *et al*. Electrochimica Acta[J], 2018, 265(5): 488-496.

[55] 李伟, 李争显, 刘林涛, 等. 材料工程[J], 2020, 48(5): 31-40.
LI W, LI Z X, LIU L T, *et al*. Journal of Materials Engineering[J], 2020, 48(5): 31-40.

[56] YAN Q, LU G X, LI S L, *et al*. International Journal of Electrochemical Science[J], 2025, 20(2): 100927.

[57] 李士玲, 卢广轩, 颜俏, 等. 电池[J], 2025, 55(4): 712-717.
LI S L, LU G X, YAN Q, *et al*. Dianchi[J], 2025, 55(4): 712-717.

[58] YAN H X, KIM J, TASAN C C. Acta Materialia [J], 2022, 226: 117562.

[59] DECONINCK L, VIDALLER M T V, QUEJIDO E B, *et al*. Additive Manufacturing[J], 2023, 76: 103768.

[60] 赵有鹏, 刘晓勇, 刘辉, 等. 物理学报[J], 2024, 73(21): 216103.
ZHAO Y P, LIU X Y, LIU H, *et al*. Acta Physica Sinica [J], 2024, 73(21): 216103.

[61] WANG C M, CHANG L J, MA Y J, *et al*. Applied Surface Science [J], 2023, 621: 156871.

[62] TAL-GUTELMACHER E, ELIEZER D. Journal of Alloys and Compounds[J], 2005, 404-406: 621-625.

[63] TAL-GUTELMACHER E, ELIEZER D. JOM[J], 2005, 57: 46-49.

[64] CHAPMAN T P, DYE D, RUGG D. Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences[J], 2017, 375(2098): 20160418.

[65] LONG Y, ZHANG H Y, WANG T, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 585: 408-414.

[66] SENKOV O N, JONAS J J, FROES F H. JOM[J], 1996, 48: 42-47.

[67] FROES F H, SENKOV O N, QAZI J I. International Materials Reviews[J], 2004, 49(3/4): 227-245.

[68] KISTI M, UYSAL S, KAYA M F. Fuel[J], 2022, 324: 124775.

[69] WANG Q, CHA C S, LU J T, *et al*. Physical Chemistry Chemical Physics[J], 2009, 11(4): 679-687.

[70] DING Y Y, LUO X J, CHANG L Q, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2025, 103: 576-588.

[71] LARIJANI M M, YARI M, AFSHAR A, *et al*. Journal of Alloys and Compounds[J], 2011, 509(27): 7400-7404.

[72] GAO P P, XIE Z Y, OUYANG C, *et al*. Nano-Micro Letters[J], 2018, 13(7): 931-935.

[73] LIU M, XU H F, FU J, *et al*. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials[J], 2016, 23(7): 844-849.

[74] MI B S, CHEN T J, MA X, *et al*. Vacuum[J], 2024, 228: 113496.

[75] BI F F, LI X B, YI P Y, *et al*. International Journal of Hydrogen

Energy[J], 2017, 42(20): 14279-14289.

[76] HOU K, YI P Y, LI X B, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2021, 46(60): 30841-30852.

[77] MENG W, ZHU H F, WANG X P, *et al*. Metals[J], 2022, 12(5): 771.

[78] YI P, ZHU L J, DONG C F, *et al*. Surface and Coatings Technology[J], 2019, 363: 198-202.

[79] YE H T, TU Z K, LI S. Journal of Power Sources[J], 2024, 595: 234052.

[80] GAO J P, LV Y J, SUN W Q, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2025, 122: 117-124.

[81] GAO J P, WANG X, LIU K, *et al*. Applied Surface Science Advances[J], 2025, 30: 100865.

[82] WANG L, TAO Y K, ZHANG Z, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2019, 44(10): 4940-4950.

[83] XU X Z, GOU Y, ZHAN X, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2024, 55: 98-109.

[84] XU J, LI Z Y, XU S, *et al*. Journal of Power Sources[J], 2015, 297: 359-369.

[85] LI J L, XU Z L, LI Y J, *et al*. Journal of Materials Science[J], 2021, 56: 8689-8703.

[86] WAKAYAMA H, YAMAZAKI K. ACS Omega[J], 2021, 6: 4161-4166.

[87] KARACAN K, CELIK S, TOROS S, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2020, 45(60): 35149-35161.

[88] XU Z T, LI Z P, ZHANG R, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2021, 46(19): 11092-11103.

[89] XIE Y F, FANG X, WANG C J, *et al*. Materials[J], 2024, 17(5): 1071.

[90] 李金哲. 超薄钛燃料电池双极板微流道的精密成形研究[D]. 太原：太原理工大学, 2022.
LI J Z. Research on Precision Forming of Microchannels in Ultra-Thin Titanium Fuel Cell Bipolar Plates[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2022.

[91] ZHANG Z X, WU Y X, HU X Y, *et al*. Journal of Physics: Conference Series[J], 2025, 3104: 12071.

[92] LI H, CHEN S F, ZHANG S H, *et al*. Materials[J], 2022, 15(16): 5586.

[93] 李金哲, 王琪, 林鹏, 等. 现代制造工程[J], 2022(9): 9-14.
LI J Z, WANG Q, LIN P, *et al*. Modern Manufacturing Engineering[J], 2022(9): 9-14.

[94] DZOGBEWU T C. Manufacturing Review[J], 2020, 7: 35.

[95] MESECKE L, MEYER I, OEL M, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2025, 113: 198-219.

[96] CELIK S, TIMURKUTLUK B, AYDIN U, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2022, 47(89): 37956-37966.

[97] YANG G Q, MO J K, KANG Z Y, *et al*. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2017, 42(21): 14734-14740.

[98] ASAMI K, ROTH S, HÜNTING J, *et al*. Journal of Experimental and Theoretical Analyses[J], 2025, 3(2): 12.

[99] BOLZONI L, RUIZ-NAVAS E M, GORDO E. Materials & Design[J], 2014, 60: 226-232.