引用格式：郭彪，李雪霞，张洪梅，等. 粉末冶金 Ti-Fe-O 合金组织和性能影响[J]. 材料工程，2026，54(7)：222-230.
GUO Biao，LI Xuexia，ZHANG Hongmei，et al. Effects of microstructure and properties of powder metallurgy Ti-Fe-O alloy [J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(7)：222-230.

粉末冶金 Ti-Fe-O 合金组织和性能影响

郭　彪[1]，李雪霞[1]，张洪梅[1,2,3*]，穆啸楠[1,2,3*]，程兴旺[1,2,3]，郑可凡[1]
（1 北京理工大学 材料学院，北京 100081；2 北京理工大学 唐山研究院，河北 唐山 063000；
3 北京理工大学（珠海）材料智能研发实验室，广东 珠海 519088）

摘要：以储量丰富的 Fe_2O_3 为强化剂，纯 Ti 粉为原料，采用球磨混粉、电场辅助热压烧结技术和热轧工艺制备出综合力学性能优异的 Ti-Fe-O 合金。系统研究了 Fe_2O_3 含量和 Ti 粉粒径对 Ti-Fe-O 合金微观组织和准静态拉伸性能的影响规律。研究表明，Fe_2O_3 含量的增加以及 Ti 粉粒径的减小促进了合金中 β 相形成、显著细化了 α 相晶粒。热轧可大幅提升 Ti-Fe-O 合金综合力学性能，其中，强度提升来源于 O 元素的间隙固溶强化、α 相细晶强化以及 β 相中纳米针状次生 α 相的析出强化。在纯 Ti 粒径为 15～45 μm（D_{30}）条件下，热轧态 Ti-0.71%Fe_2O_3（Ti-0.58Fe-0.29O）和 Ti-1.43%Fe_2O_3（Ti-1.08Fe-0.62O）获得了良好的强-塑性匹配效果，两种合金抗拉强度和断后伸长率分别达到 975 MPa，20.6% 和 1128 MPa，18.4%。

关键词：粉末冶金；Ti-Fe-O 合金；Fe_2O_3 粉末；微观组织；力学性能
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000591　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000591
中图分类号：TF124　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)07-0222-09

Effects of microstructure and properties of powder metallurgy Ti-Fe-O alloy

GUO Biao[1]，LI Xuexia[1]，ZHANG Hongmei[1,2,3*]，MU Xiaonan[1,2,3*]，
CHENG Xingwang[1,2,3]，ZHENG Kefan[1]
（1 School of Materials Science and Engineering，Beijing Institute of Technology，Beijing 100081，China；
2 Tangshan Research Institute，Beijing Institute of Technology，Tangshan 063000，Hebei，China；3 Material Intelligence Research and Development Laboratory，Beijing Institute of Technology（Zhuhai），Zhuhai 519088，Guangdong，China）

Abstract：Ti-Fe-O alloy with excellent comprehensive mechanical properties is prepared using resource rich Fe_2O_3 as a strengthening agent and pure Ti powder as raw material，based on ball milling powder mixing，electric field assisted hot pressing sintering technology，and hot rolling process. The impacts of Fe_2O_3 content and the particle size of Ti powder on the microstructure and quasi-tatic tensile properties of the Ti-Fe-O alloys is investigated. The research reveals that an increase in Fe_2O_3 content and a decrease in Ti powder size facilitate the formation of the β phase and refine the α phase grains within the alloy. Hot rolling leads to a significant enhancement in the comprehensive mechanical properties of Ti-Fe-O alloys. The strength improvement is attributed to the interstitial solid-solution strengthening by O elements，grain refinement strengthening resulting from the refinement of the α phase，and the precipitation strengthening of nano-scale acicular secondary α phase within the β phase. Under the condition where the pure Ti particle size ranges from 15 μm to 45 μm（D_{30}），the as-rolled Ti-0.71%Fe_2O_3（Ti-0.58Fe-0.29O）and Ti-1.43%Fe_2O_3（Ti-1.08Fe-0.62O）alloys achieve an excellent strength-plasticity matching effect. Their tensile strengths and elongations at break reach 975 MPa with 20.6% elongation and 1128 MPa with 18.4% elongation，respectively.

Key words：powder metallurgy；Ti-Fe-O alloy；Fe_2O_3 powder；microstructure；mechanical property

Ti及Ti合金具有比强度高、耐腐蚀性好、生物相容性优良等特性，在骨植入材料市场占比已达70%～80%，是现阶段生物医用领域应用的理想植入体材料[1-2]。纯Ti与人骨密度、强度相近，但纯Ti的力学性能较差，且硬度不高，材料在使用过程中可能会发生疲劳磨损、微动磨损等问题引发感染[3]。国内外研究者尝试通过添加合金元素的方法来提高纯Ti强度，其中应用最广泛的Ti合金有以Ti-6Al-4V（TC4）和Ti-6Al-7Nb为代表的α＋β型Ti合金[4]，具有较高的强度、塑性、耐蚀性和成型性，但Al元素会引起骨质疏松和精神紊乱等病症，V元素可引起恶性组织反应，对人体产生毒副作用[5]。此外，Ti合金植入体还存在价格昂贵等问题。

Fe属于置换固溶的强β稳定元素，具有良好的β相稳定效果[6]。Umeda等[7]通过粉末冶金工艺制备Ti-Fe合金，详细分析了Fe在Ti基体中的固溶行为、β相的形成机制以及α-Ti晶粒的细化过程。对Ti-Fe合金的强化机制进行了定量分析，指出Ti-Fe合金的主要强化机制是α-Ti晶粒细化和β-Ti硬质相的分散强化。Guo等[8]通过在Ti中添加不同含量的Fe（1%～5%，质量分数，下同），调控增材制造Ti合金的微观结构，Fe的加入显著促进了柱状晶向等轴晶的转变，提高了β-Ti相的比例，细化了α板条宽度。此外，Niu等[9]研究了不同Fe含量（0%～4%）对Ti-Fe合金的微观结构、力学性能、腐蚀行为和细胞响应的影响。研究结果表明，Ti-Fe合金与纯Ti具有相似的细胞活性和增殖能力，由此表明Fe的加入对细胞响应没有负面影响，具有良好的生物相容性。O属于间隙固溶的强α稳定元素，溶质O通过与螺位错核心的强相互作用对α-Ti有着显著的强化效果[10]，但应用难点在于O元素的脆化效应[11-12]，当O元素含量超过0.32%，Ti合金的塑性会急剧下降[13-14]。近年来，研究者尝试通过改进制备技术和处理工艺，使O元素在Ti基体中获得了较好的应用效果。如Luo等[15]采用粉末冶金法和热挤压工艺制备出Ti-O合金，成功将O元素含量提升至0.62%，其拉伸屈服强度达到800 MPa，同时保持了良好的塑性（断后伸长率＞20%）。Ding等[16]采用激光粉末床熔融3D打印技术，配合定制高氧钛粉（氧含量0.65%，表面氧化层约30 nm），制备出了抗拉强度为1193.3 MPa、断后伸长率为23.3%的Ti-0.67%O合金，实现了强度与塑性的理想平衡。

本工作通过廉价无毒的元素设计，以纯Ti基体中添加Fe、O元素的方式，用Fe元素代替V等元素、O元素代替Al元素[17]，在纯Ti中引入Fe_2O_3。其中Fe_2O_3作为Fe源和O源，资源丰富，原料成本低，甚至可以利用废料回收获取[18]。采用电场辅助热压烧结结合热轧工艺制备α＋β双相高性能Ti-Fe-O合金，系统分析Fe_2O_3含量和纯Ti颗粒尺寸对Ti-Fe-O合金微观组织和力学性能的影响规律。

1　实验材料与方法

1.1　实验材料

采用3种粒径（0～15、15～45 μm和53～105 μm，中位粒径为10、30 μm和80 μm，分别标记为D_{10}、D_{30}和D_{80}）的纯Ti球形粉末为原料，购自中航迈特增材科技（北京）有限公司，其粒度分布和元素含量如表1所示。三氧化二铁（Fe_2O_3）粉末采用水热法制备[19]，其纯度为99.9%，中位粒径为20 nm，原料来源于工业粉末$Fe_2O_3·nH_2O$。

表1　不同粒径纯Ti粉的元素含量（质量分数/%）

Table 1　Elemental content of pure Ti powder with different particle sizes (mass fraction/%)

Element	Fe	O	C	N	H	Ti
D_{10}	0.04	0.16	0.009	0.006	0.001	Bal.
D_{30}	0.08	0.08	0.010	0.021	0.001	Bal.
D_{80}	0.08	0.05	0.010	0.014	0.001	Bal.

1.2　实验方法

将纯Ti粉末和Fe_2O_3粉末按照D_{30} Ti-$x$$Fe_2O_3$（$x$=0.71%、1.43%、2.14%、2.86%、3.57%和4.29%）、D_{10} Ti-1.43%Fe_2O_3和D_{80} Ti-1.43%Fe_2O_3的比例与球磨球（直径为3 mm）以球粉质量比5∶1放入球磨罐中，在行星式球磨机中以280 r·min^{-1}球磨4 h，得到Ti-Fe_2O_3混合粉末。将Ti-Fe_2O_3混合粉末装入外径为55 mm、内径为25 mm的石墨模具中，通过电场辅助热压烧结炉（FAST，FHP-828）进行真空烧结。烧结参数设定为升温速率为100 ℃/min，烧结温度为900 ℃，压力为50 MPa，保温时间为5 min，真空度为5 Pa，烧结完成后随炉冷却至室温。烧结得到的样品在900 ℃下进行热轧，变形量为75%，首道次保温10 min，每道次回炉1～3 min，共10道次，轧后空冷，最终获得Ti-Fe-O合金。采用X射线衍射仪（Rigaku Ultima IV）用于确定样品的晶相组成，采用Cu Kα辐射（波长λ=0.154 nm），管电压为40 kV，管电流为40 mA，扫描速度为1 (°)/min。采用氧氮氢分析仪（NOH836）测量热轧态试样中N、O元素含量。为了研究Fe_2O_3含量和纯Ti颗粒尺寸对微观组织的影响，采用600#～3000# SiC砂纸对烧结态和热轧态样品进行打磨和机械抛光，通过扫描电子显微镜（HITACHI S-4800 N）对其微观形貌进行表征，

并配合能谱仪表征其表面元素分布。采用透射电子显微镜(FEI Tecnai 20 G2)对样品纳观尺度微结构进行表征,透射试样首先经线切割后打磨至厚度为30 μm,然后通过离子减薄仪(Gatan 691,Ar气环境),电压为3.5 kV,时间为25 min。采用配备LasterXtens激光引伸计的万能试验机(Zwick,Roell Z050)对烧结态和热轧态试样进行准静态拉伸性能测试,热轧态试样标距方向与热轧方向平行,应变速率为5×10^{-4} s^{-1},拉伸试样的标距为12 mm,厚度为1.5 mm,每种材料测试3个平行样品,得到拉伸数据。

2 结果与分析

2.1 Ti-$x$$Fe_2O_3$材料的相组成与成分分析

实验过程中粉末态、烧结态和热轧态D_{30} Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=1.43%、2.86%和4.29%)的XRD图谱如图1所示。图1(a)为混合粉体以及D30纯Ti粉末的衍射峰,在混合粉体中存在Fe_2O_3峰(Fe_2O_3(104)),表明球磨过程中Fe_2O_3未发生分解,仍保持较好的晶体结构。烧结得到的Ti-$x$$Fe_2O_3$坯体中并未发现$Fe_2O_3$衍射峰(图1(b)),说明$Fe_2O_3$在烧结过程中发生了一定程度的分解,源自$Fe_2O_3$的Fe和O开始扩散固溶于Ti基体中,部分O元素间隙固溶于α-Ti晶胞八面体空隙中,促使晶格产生膨胀[20],导致α-Ti的(0002)和(1011)峰衍射峰发生小角度的偏移。此外,3种不同Fe_2O_3含量的样品中均未观察到明显的β相衍射峰。

热轧态Ti-$x$$Fe_2O_3$(图1(c))出现明显的β相衍射峰(β(100))。Fe_2O_3分解温度约1200 ℃[21],900 ℃的烧结条件下未能使Fe_2O_3完全分解,导致Fe和O原子的扩散程度受到一定限制,β相未完全形成。热轧的高温塑性变形过程进一步促进Fe_2O_3分解,变形引入的位错和空位作为元素扩散的快速通道,加速Fe_2O_3分解后Fe和O元素的扩散,缺陷的产生和晶格畸变提高了Ti基体的固溶度,推动Fe与Ti原子发生置换固溶,β相的比例进一步上升,衍射峰强度增大。

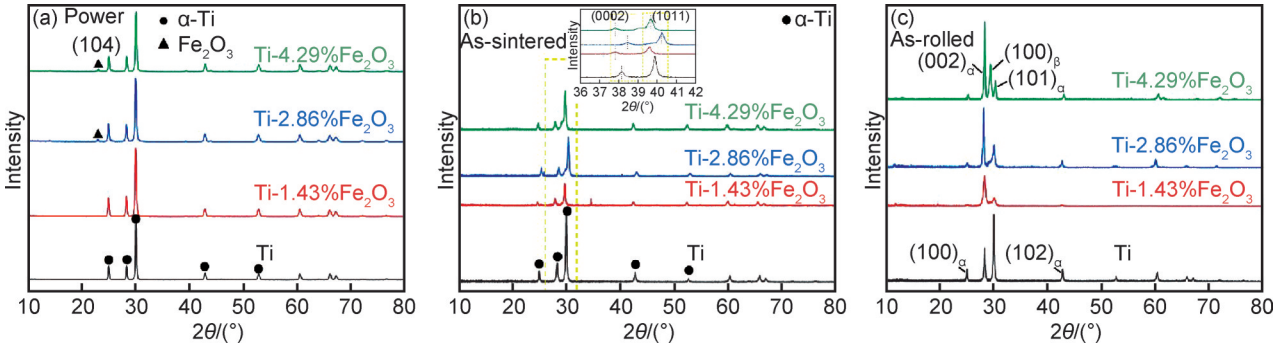


图1 粉末态、烧结态和热轧态D_{30} Ti-$x$$Fe_2O_3$的XRD图谱($x$=1.43%、2.86%和4.29%)

(a)粉末态;(b)烧结态;(c)热轧态

Fig.1 XRD profiles of D_{30} Ti-Fe_2O_3 in powder, sintered, and rolled states (x=1.43%, 2.86%, and 4.29%)

(a)powders; (b)as-sintered; (c)as-rolled

对热轧后D_{30}纯Ti和Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=1.43%、2.86%和4.29%)的O和N元素含量进行测量,如表2所示。O元素的含量随着Fe_2O_3含量的增加而成比例的上升。测得O元素含量(表中O_m)普遍高于理论O(表中O_t)含量(高于0.01%~0.36%),这可能与钛合金球磨过程中常见的吸氧过程有关[22],而球磨后样品的N含量增加相对较少(均低于0.05%)。当Fe_2O_3达到2.86 %后所测得的O含量已高达0.95%。

表2 热轧态D_{30} Ti-$x$$Fe_2O_3$的O和N元素含量(质量分数/%)

Table 2 O and N contents of as-rolled D_{30} Ti-$x$$Fe_2O_3$ (mass fraction/%)

Sample	Ti	Ti-1.43% Fe_2O_3	Ti-2.86% Fe_2O_3	Ti-4.29% Fe_2O_3
Fe_t	0.08	1.08	2.08	3.08
O_t	0.08	0.51	0.94	1.37
O_m		0.62	0.95	1.73
N_m		0.03	0.02	0.04

Note: Fe_t=Fe content in Fe_2O_3 and pure Ti powders; O_t=O content in Fe_2O_3 and pure Ti powder; O_m=measured oxygen content; N_m=measured nitrogen content

2.2 Ti-Fe-O合金微观结构演变

图2为D_{30} Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%~4.29%)样品的SEM微观组织照片。从图中可以看出,烧结态样品中存在少量的烧结微孔(图中虚线圆圈标记),致密度约为96%,这是Fe_2O_3未完全分解导致的。随着Fe_2O_3含量的增加,白亮的β相比例增大,α相晶粒呈现细化趋势。其中,D_{30} Ti-0.71%Fe_2O_3(图2(a))和D_{30} Ti-1.43% Fe_2O_3(图2(b))中的α相晶粒呈现较为粗大的

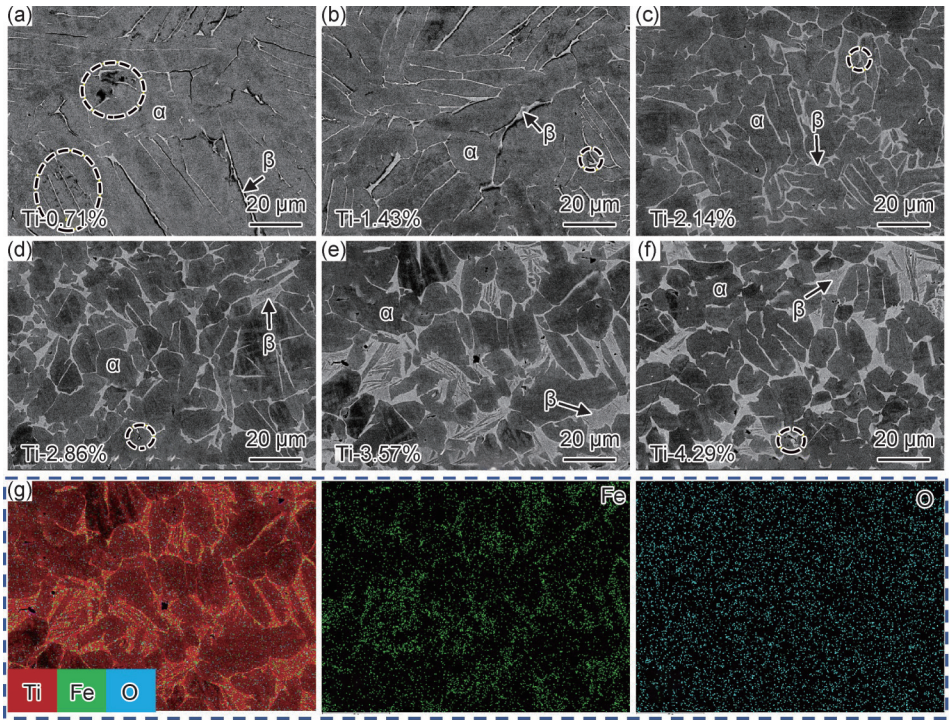


图2　烧结态 D_{30} Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%,1.43%,2.14%,2.86%,3.57%,4.29%)样品 SEM 图(a)～(f)及 D_{30}Ti-3.57%Fe_2O_3EDS 图(g)

Fig.2　SEM images of as-sintered D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%,1.43%,2.14%,2.86%,3.57%,4.29%) (a)-(f) and EDS images of D_{30}Ti-3.57% Fe_2O_3(g)

板条状(α相平均晶粒尺寸约30～50 μm)。随着Fe_2O_3含量的增加,如图2(c)～(f)所示,D_{30} Ti-(2.14%～4.29%)Fe_2O_3烧结态样品中α相晶粒逐渐细化为等轴状(α相平均晶粒尺寸约10～15 μm),晶粒尺寸明显减小,数量增多。在烧结过程中,Fe元素置换固溶于Ti基体,使β相转变温度下降,随着β相的生长,α相周围的β相逐渐连接在一起,将α相隔断,包裹住α相晶粒,使α相晶粒呈现细化后的等轴状。

图3(a)～(f)为对应图2(a)～(f)样品热轧后的SEM微观组织照片。根据前文的相组成和成分分析结果,热轧态D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$样品中$Fe_2O_3$完全分解,Fe和O元素已完全固溶进入Ti基体,此时可称为热轧态Ti-Fe-O合金。与烧结态的形貌相比,热轧后合金的微观形貌发生显著变化,无明显的缺陷和孔隙,合金致密度更高,达到99%以上。α相晶粒沿轧制方向拉长,形成平行于轧制方向的条带状结构,并且在热轧过程中发生破碎,形成亚微米级残余棒状α相。如图3(b)和图3(d)～(f)右上角局部放大照片对比,随着Fe_2O_3含量升高,较为粗大的棒状α相逐渐细化,呈现细密的状态,并且析出了特别细小的针状次生α相(α_s)。

对烧结态和热轧态D_{30}Ti-3.57%Fe_2O_3样品进行EDS面扫分析,如图2(g)和图3(g)所示。代表Fe元素的绿色比较集中分布在白亮的β相区域,代表O元素的蓝色均匀分布在整个测试区域,表明Fe元素有较高的β相稳定能力,在稳定β相中起主导作用。表3统计了烧结态和热轧态样品中β相占比,热轧态样品中β相占比对比烧结态样品提高了超过10%,原本在烧结态中集中分布于β相内的未完全分解的Fe_2O_3,在热轧的作用下进一步分解、扩散并固溶,产生的O元素在β相内激活了次生α相的形核,Fe元素固溶于Ti基体,降低了β相转变温度,促进了β相形成,扩大了β相区。

为了进一步分析热轧态Ti-Fe-O合金β相中α_s的析出行为,采用TEM对轧制态D_{30}Ti-1.43%Fe_2O_3(D_{30}Ti-1.08Fe-0.62O)和D_{30}Ti-2.86%Fe_2O_3(D_{30}Ti-2.08 Fe-0.95O)样品进行表征。如图4(a)所示,在Fe_2O_3含量为1.43%的Ti-1.08 Fe-0.62O合金中,α_s尺寸较大(亚微米级)。随着Fe_2O_3含量增加,α_s尺寸明显减小,在Fe_2O_3含量为2.86%的D_{30}Ti-2.08Fe-0.95 O合金中,观察到β相区域内(对应图3(d)白亮区域)产生高密度纳米α_s相,α_s相平均宽度约10 nm,长度约85 nm。图4(b)局部区域的选区电子衍射斑点显示沿$[2\bar{1}\bar{1}0]$晶带轴的hcp-α_s与$[\bar{1}11]$晶带轴的bcc-β之间满足Burgers取向关系。

以不同粒径纯Ti粉(D_{10}和D_{80})为基体,分别制备的热轧态Ti-1.43%Fe_2O_3样品SEM微观组织照片如图5所示。结合图4(b)可以看出,3种合金的初生α相

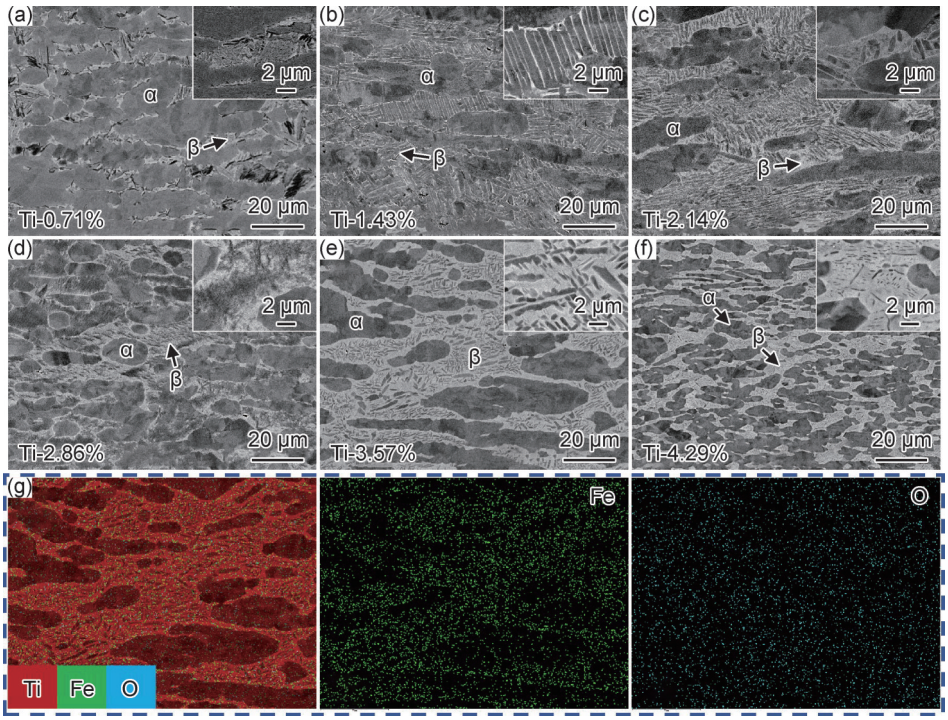


图3 热轧态D_{30}Ti-xFe$_2$O$_3$(x=0.71%,1.43%,2.14%,2.86%,3.57%,4.29%)样品SEM图(a)-(f)及D_{30}Ti-3.57% Fe$_2$O$_3$EDS图(g)

Fig.3 SEM images of as-rolled D_{30}Ti-xFe$_2$O$_3$(x=0.71%,1.43%,2.14%,2.86%,3.57%,4.29%)(a)-(f) and EDS images of D_{30}Ti-3.57% Fe$_2$O$_3$(g)

表3 烧结态和热轧态D_{30}Ti-xFe$_2$O$_3$合金中β相占比

Table 3 Proportion of β phase in sintered and rolled D_{30}Ti-xFe$_2$O$_3$ alloys

β phase	Ti-0.73%	Ti-1.43%	Ti-2.14%	Ti-2.86%	Ti-3.57%	Ti-4.29%
Sintered	10.3	12.7	13.5	15.2	21.1	24.1
Rolled	22.1	25.0	28.1	32.2	37.0	40.5

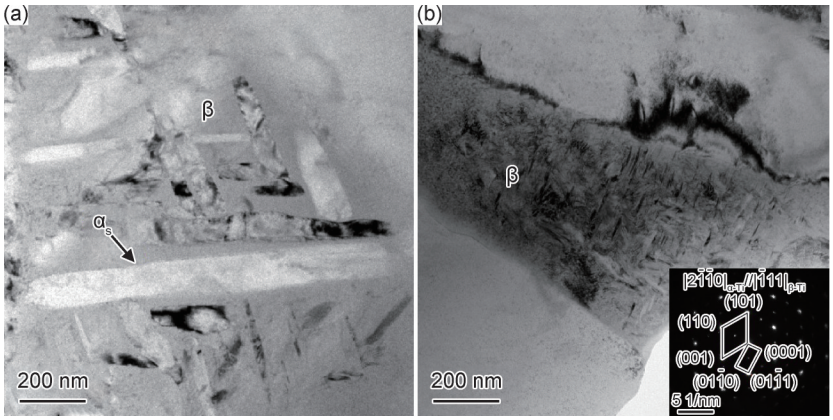


图4 热轧态D_{30}Ti-1.43% Fe$_2$O$_3$(a)及Ti-2.86% Fe$_2$O$_3$(b)样品TEM微观组织照片

Fig.4 TEM images of as-rolled D_{30}Ti-1.43% Fe$_2$O$_3$(a) and Ti-2.86% Fe$_2$O$_3$(b)

形态类似,均呈现出沿轧制方向的条带状分布,且β相占比接近30%。但值得注意的是,由于D_{10}纯Ti粉粒径较小(更容易在球磨中吸氧),且不同纯Ti粉含氧量存在差异(见表1),因此D_{10}纯Ti粉制备的合金相比其他样品,尽管Fe含量相同,但含氧量相对更高。以往研究表明,O元素会较大程度增加α$_s$的形核位点,促进α$_s$形成[23]。因此,3种合金β相转变区形貌和尺寸存在明显的差异,其中D_{10}纯Ti粉制备的合金β相转变区不仅产生亚微米棒状α相,还存在较高密度的纳米α$_s$相。

2.3 Ti-Fe-O合金力学性能分析

对不同Fe$_2$O$_3$含量的烧结态和热轧态Ti-Fe-O合金进行室温准静态拉伸性能测试,得到工程应力-应变曲线如图6(a),(b)所示。热轧使低Fe$_2$O$_3$含量的

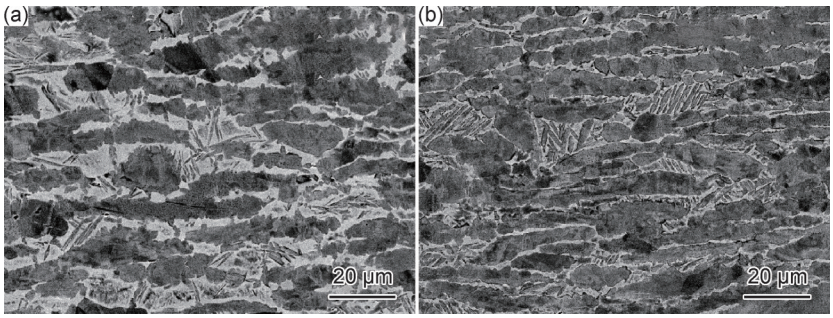


图5　热轧态D_{10}Ti-1.43%Fe_2O_3(a)及D_{80}Ti-1.43%Fe_2O_3(b)样品SEM微观组织照片

Fig.5　SEM images of as-rolled D_{10}Ti-1.43%Fe_2O_3(a) and D_{80}Ti-1.43%Fe_2O_3(b)

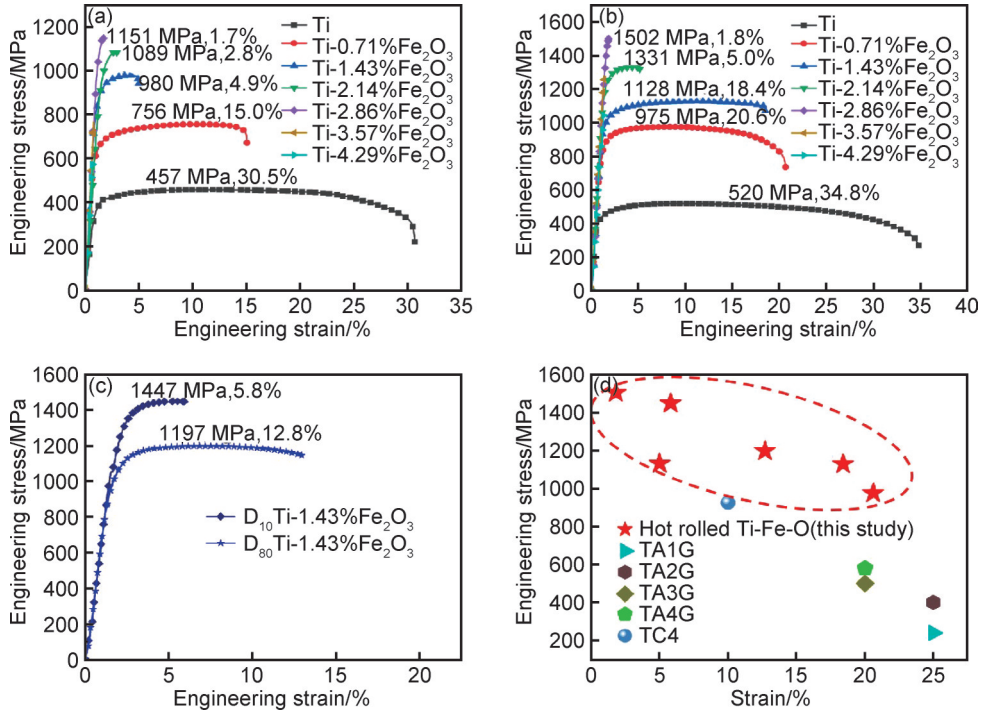


图6　Ti-Fe-O 合金室温准静态拉伸结果

(a)烧结态D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%～4.29%)合金应力-应变曲线;(b)热轧态D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%～4.29%)合金应力-应变曲线;(c)热轧态(D_{10},D_{80})Ti-1.43%Fe_2O_3Ti-Fe-O 合金应力-应变曲线;(d)热轧态 Ti-Fe-O 合金与国标GB/T 13810—2017 中 Ti 及 Ti 合金材料性能对比

Fig.6　Quasi-static tensile results of Ti-Fe-O alloy at room temperature

(a)stress-strain curves of as-sintered D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%-4.29%);(b)stress-strain curves of as-rolled D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%-4.29%);(c)stress-strain curves of as-rolled(D_{10},D_{80})Ti-1.43%Fe_2O_3;(d)as-rolled Ti-Fe-O alloys in the present work comparing with GB/T 13810—2017 standard

Ti-Fe-O 合金综合力学性能得到进一步提升,热轧态D_{30}Ti-0.71%Fe_2O_3(Ti-0.58 Fe-0.29O)抗拉强度和断后伸长率达到975 MPa,20.6%(抗拉强度和断后伸长率相比烧结态样品分别提升了28.9%和37.3%)。热轧态D_{30}Ti-1.43%Fe_2O_3(Ti-1.08 Fe-0.62O)抗拉强度和断后伸长率达到1128 MPa,18.4%(抗拉强度和断后伸长率相比烧结态样品分别提升了15.1%和275.5%)。可以看出,D_{30}Ti-(0.71%,1.43%)Fe_2O_3合金呈现出优异的强塑性匹配效果。热轧态D_{30}Ti-2.14%Fe_2O_3和D_{30}Ti-2.86%Fe_2O_3的抗拉强度对比烧结态提升均超过了20%,达到1331 MPa和1502 MPa,但断后伸长率低于5.0%,塑性相对较差。随着Fe_2O_3含量进一步升高,Ti-3.57%Fe_2O_3和Ti-4.29% Fe_2O_3表现出强烈的脆性现象,与合金中O含量过高有关(O含量分别达到1.15%和1.73%)。过高的O含量不仅会严重扭曲晶格,阻碍位错运动,还会抑制孪生变形模式,导致Ti的塑性大幅下降[24-25]。结合图6(c)中热轧态(D_{10}, D_{80}) Ti-1.43%Fe_2O_3合金和图6(b)中D_{30}Ti-1.43%Fe_2O_3合金的室温准静态拉伸测试结果,可以发现D_{30}Ti-1.43%Fe_2O_3和D_{80}Ti-1.43% Fe_2O_3力学性能

接近，而D_{10}Ti-1.43%Fe_2O_3合金抗拉强度达到1447 MPa，接近高强Ti合金水平，但塑性较差，断后伸长率只有5.8%。主要是由于D_{10}Ti-1.43%Fe_2O_3合金纯Ti粉体中O含量较高，O间隙固溶强化效应强，且α_s相比(D_{30}、D_{80})1.43% Fe_2O_3合金更加细小，细晶强化作用明显。图6(d)对比了本工作所制备的Ti-Fe-O合金与GB/T 13810—2017中的TA1G、TA2G、TA3G、TA4G和TC4合金材料的抗拉强度和断后伸长率。对比发现热轧态D_{30}Ti-0.71% Fe_2O_3和D_{30}Ti-1.43%Fe_2O_3具有良好的强度和塑性的平衡，对比纯Ti和TC4合金展现出一定优势。良好的强塑性匹配和廉价无毒的元素设计使得Ti-Fe-O合金在生物医用材料领域具有潜在的应用价值。

表4统计了热轧态D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%～4.29%)合金的抗拉强度($\sigma_{UTS}$)、屈服强度($\sigma_{0.2}$)和断后伸长率($\varepsilon_f$)，图7展示了屈服强度($\sigma_{0.2}$)随$Fe_2O_3$、Fe和O含量变化的关系。固溶强化对屈服强度的影响分别为328.6 MPa/$x$$Fe_2O_3$(图7(a))、470.0 MPa/$x$Fe(图7(b))和1058.2 MPa/$x$O(图7(c))，对应的$R^2$值(评估拟合质量)分别为0.9665、0.9671和0.9288，均高于0.9，表明实验数据与拟合曲线的偏差非常小。上述结果表明，O的间隙固溶对强度提升的贡献非常明显，是Ti-Fe-O合金强度提升的主要原因。O原子半径较小(约0.066 nm)，易填入α-Ti晶胞八面体空隙中，促使晶格发生畸变，产生应力场阻碍位错运动，增加位错滑移阻力，提升抗拉强度，并且随着O元素含量的提高，强化作用增强。但过量的O固溶易导致合金脆化，降低塑性。根据图3中微观组织照片分析，热轧后产生的微米级残余棒状α相有效提高了合金的强度。细小的棒状α相有效增加了晶界面积，使位错在晶界处塞积，滑移受阻，进而提高了合金的强度。在β相中析出的弥散分布的细小纳米级针状α_s也是提高合金抗拉强度的重要因素。纳米级α_s相尺寸小、分布密集且均匀，可提供更强的钉扎作用，阻碍位错运动，强化Ti-Fe-O合金。α_s相的形成还可能伴随β相中溶质元素的再分配，导致β相基体固溶度变化，间接影响力学性能。考虑到合金烧结和热轧过程中涉及快速升降、温过程，Fe_2O_3热分解时间较短，O元素未完全均匀扩散至基体内部，而主要集中分布在β相中，并在热轧过程中激活α_s的形核，因而在O元素含量超过0.32%的条件下，合金仍保持较好的塑性。此外，引入适当含量的Fe_2O_3，热轧后析出的α_s相存在一定的塑性变形能力(如图4(a)中棒状α_s相内部产生的高密度位错)，可使合金变形更均匀，减少局部应力集中，延长均匀变形阶段，有利于均匀的塑性变形。

表4 热轧态D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$合金室温拉伸性能

Table 4 Tensile properties of as-rolled D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$ at room temperature

Sample	σ_{UTS}/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	ε_f/%
Ti	520	398	34.8
Ti-0.73%	975	790	20.6
Ti-1.43%	1128	907	18.4
Ti-2.14%	1331	1140	5.0
Ti-2.86%	1502	1398	1.8
Ti-3.57%	1280		
Ti-4.29%	1045		

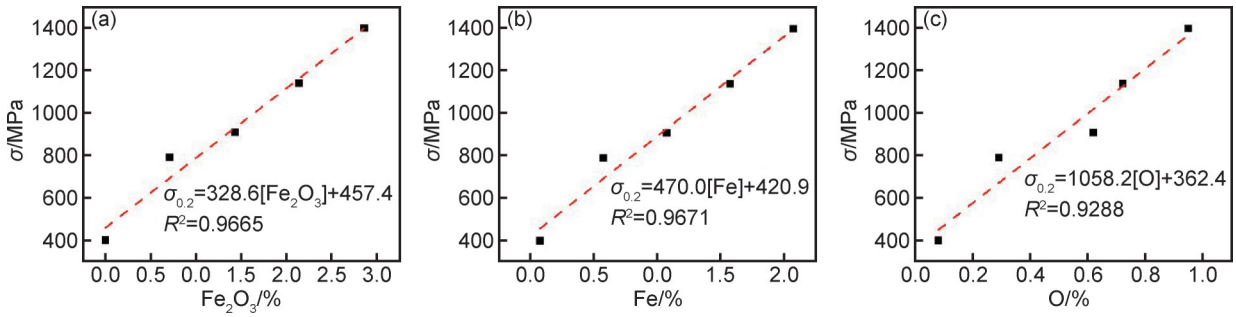


图7 热轧态D_{30}Ti和D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%～2.86%)屈服强度与$Fe_2O_3$含量(a)、Fe含量(b)及O含量(c)的关系

Fig.7 Relationship between yield strength of as-rolled D_{30}Ti and D_{30}Ti-$x$$Fe_2O_3$($x$=0.71%～2.86%) and Fe_2O_3 content(a), Fe content(b), and O content(c)

图8为热轧态纯钛与典型Ti-Fe-O合金拉伸断口形貌。纯Ti的断口出现密集的大韧窝(如图8(a)圆圈所示)，属于韧性断裂，当在Ti基体中加入Fe_2O_3，断裂行为发生改变，拉伸断裂模式逐渐由韧性向脆性转变，D_{30}Ti-1.43%Fe_2O_3合金的断口呈现韧窝和解理的混合(如图8(b)圆圈和矩形圈所示)，为准解理混合型断裂，随着Fe_2O_3含量的增加，D_{30}Ti-4.29%Fe_2O_3合金的断口没有韧窝等韧性断裂特征，几乎由解理组成(如图8(c)所示)，为脆性断裂。

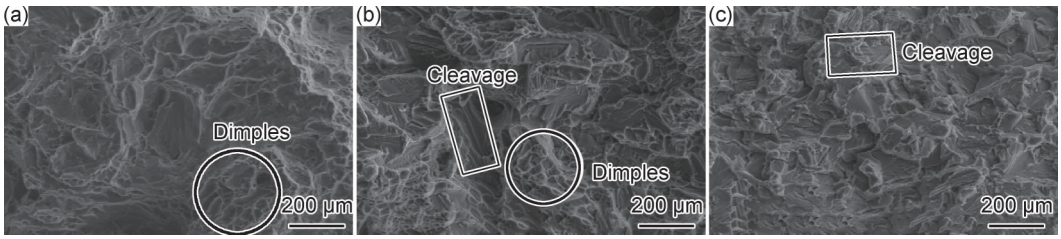


图8　热轧态D_{30}纯 Ti 与 Ti-Fe-O 合金拉伸断口形貌

(a)纯 Ti;(b)Ti-1.43%Fe_2O_3;(c)Ti-4.29%Fe_2O_3

Fig.8　Tensile fracture morphology of as-rolled pure Ti and Ti-Fe-O alloy

(a)pure Ti;(b)Ti-1.43%Fe_2O_3;(c)Ti-4.29%Fe_2O_3

3　结论

(1)通过低速球磨、电场辅助热压烧结和热轧工艺成功将Fe_2O_3引入纯 Ti 中,制备出了具有α+β双相结构和纳米级α_s相的 Ti-Fe-O 合金。Fe_2O_3在烧结和热轧过程中完成分解,产生的 Fe 集中分布于β相,对稳定β相有促进作用。Fe_2O_3含量的增高和 Ti 粉粒径的减小对促进β相的产生以及细化α相晶粒有重要作用。

(2)低Fe_2O_3含量和中等粒径 Ti 粉制备出了具有高强度和高塑性的 Ti-Fe-O 合金。15~45 μm 粒径(D_{30})纯 Ti 粉的 Ti-0.71%Fe_2O_3(Ti-0.58Fe-0.29O)和 Ti-1.43%Fe_2O_3(Ti-1.08 Fe-0.62O)抗拉强度和断后伸长率分别达到 975 MPa,20.6% 和 1128 MPa,18.4%。在医用外科植入物用 Ti 及 Ti 合金方面具有潜在应用价值。

(3)Fe_2O_3对 Ti-Fe-O 合金的增强效果为 328.6 MPa/xFe_2O_3。强化机制主要包括 O 元素间隙固溶强化、α相细化以及β相中纳米级α_s的析出强化。

参考文献

[1] RABBITT D, VILLAPÚN V M, CARTER L N, et al. Rethinking biomedical titanium alloy design: a review of challenges from biological and manufacturing perspectives[J]. Advanced Healthcare Materials, 2025, 14(4): 2403129.

[2] MARIN E, LANZUTTI A. Biomedical applications of titanium alloys: a comprehensive review[J]. Materials, 2024, 17(1): 114.

[3] 刘耀辉. 牙种植体用钛合金显微组织及力学性能的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2018.
LIU Y H. Study on microstructure and mechanical properties of Ti alloy for implants[D]. Shenyang: Northeastern University, 2018.

[4] 于婉琦, 周延民, 赵静辉. 口腔种植体新材料的研究现状[J]. 国际口腔医学杂志, 2019, 46(4): 488-496.
YU W Q, ZHOU Y M, ZHAO J H. Research status of new materials in dental implants[J]. International Journal of Stomatology, 2019, 46(4): 488-496.

[5] ABD-ELAZIEM W, DARWISH M A, HAMADA A, et al. Titanium-based alloys and composites for orthopedic implants applications: a comprehensive review[J]. Materials & Design, 2024, 241: 112850.

[6] CHEN B Y, HWANG K S, NG K L. Effect of cooling process on the α phase formation and mechanical properties of sintered Ti-Fe alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(13/14): 4556-4563.

[7] UMEDA J, TANAKA T, TERAMAE T, et al. Microstructures analysis and quantitative strengthening evaluation of powder metallurgy Ti-Fe binary extruded alloys with (α+β)-dual-phase[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140708.

[8] GUO C B, XIA J, DAI G Q, et al. Enhanced mechanical properties and refined microstructure induced by micron Fe for additive manufactured Ti-Fe alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1033: 181144.

[9] NIU J Z, GUO Y H, LI K, et al. Improved mechanical, biocorrosion properties and *in vitro* cell responses of Ti-Fe alloys as candidate dental implants[J]. Materials Science and Engineering: C, 2021, 122: 111917.

[10] YU Q, QI L, TSURU T, et al. Origin of dramatic oxygen solute strengthening effect in titanium[J]. Science, 2015, 347(6222): 635-639.

[11] BARKIA B, COUZINIÉ J P, LARTIGUE-KORINEK S, et al. *In situ* TEM observations of dislocation dynamics in α titanium: effect of the oxygen content[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 703: 331-339.

[12] LUO S D, SONG T, LU S L, et al. High oxygen-content titanium and titanium alloys made from powder[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 836: 155526.

[13] PAN Y, YANG Y C, ZHOU Q J, et al. Achieving synergy of strength and ductility in powder metallurgy commercially pure titanium by a unique oxygen scavenger[J]. Acta Materialia, 2024, 263: 119485.

[14] YAN M, LIU Y, SCHAFFER G B, et al. *In situ* synchrotron radiation to understand the pathways for the scavenging of oxygen in commercially pure Ti and Ti-6Al-4V by yttrium hydride[J]. Scripta Materialia, 2013, 68(1): 63-66.

[15] LUO H W, WU Y L, DIAO X O, et al. Mechanical properties and biocompatibility of titanium with a high oxygen concentration for dental implants[J]. Materials Science and Engineering: C, 2020, 117: 111306.

[16] DING W W, TAO Q Y, LIU C, et al. Lean design of a strong and ductile dual-phase titanium-oxygen alloy [J]. Nature Materials, 2025, 24(4): 506-512.

[17] SONG T T, CHEN Z B, CUI X Y, et al. Strong and ductile titanium-oxygen-iron alloys by additive manufacturing[J]. Nature, 2023, 618(7963): 63-68.

[18] 王章岭,徐亮,田贵昌,等.氧化铁粉的回收与再利用技术探讨[J].中国冶金,2018,28(10):72-75.
WANG Z L, XU L, TIAN G C, et al. Discussion on recovery and reuse of iron oxide powder[J]. China Metallurgy, 2018, 28(10): 72-75.

[19] VIVEKANANDAN J, VIJAYA PRASATH G, SELVAMURUGAN M, et al. Hydrothermal synthesis of Fe_2O_3 nanoparticles and their electrochemical application [J]. Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 2024, 35(3): 230.

[20] TALLA NOUTACK M S, AMANN F, NOWAK S, et al. Impact of oxygen ordering on titanium lattice parameters[J]. Physical Review Materials, 2024, 8: 013607.

[21] LI X X, ZHANG H M, CHENG X W, et al. Superior mechanical property of Ti-Fe-O material *via* doping low content iron oxide in pure Ti[J]. Materials Characterization, 2025, 222: 114819.

[22] SOUFIANI A M, KARIMZADEH F, ENAYATI M H, et al. The effect of type of atmospheric gas on milling behavior of nanostructured Ti6Al4V alloy [J]. Advanced Powder Technology, 2012, 23(2): 264-267.

[23] WANG S, LIANG Y L, SUN H, et al. Oxygen induced phase transformation in TC21 alloy with a lamellar microstructure [J]. Metals, 2021, 11(1): 163.

[24] WASZ M L, BROTZEN F R, MCLELLAN R B, et al. Effect of oxygen and hydrogen on mechanical properties of commercial purity titanium [J]. International Materials Reviews, 1996, 41(1): 1-12.

[25] REN J Q, WANG Q, LU X F, et al. Effect of oxygen content on active deformation systems in pure titanium polycrystals[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 731: 530-538.

基金项目:国家自然科学基金项目(52301186,52471114);冲击环境材料技术重点实验室基金项目(6142902240401);河北省自然科学基金项目(E2024105014)

收稿日期:2025-10-24;**录用日期**:2025-11-18

通讯作者:穆啸楠(1991—),男,副研究员,博士,研究方向为结构-功能一体化金属基复合材料,联系地址:北京海淀区中关村南大街5号北京理工大学5号教学楼(100081),E-mail: muxn@bit.edu.cn;张洪梅(1979—),女,教授,博士,研究方向为结构-功能一体化金属基复合材料,联系地址:北京海淀区中关村南大街5号北京理工大学5号教学楼(100081),E-mail: zhanghm@bit.edu.cn

(本文责编:张宝玲)