

累积变形量对 Ti-Al-Nb 合金棒材显微组织和性能的影响

薛少博, 王国栋, 郭博迪, 李宗泽, 王 静, 杨增辉, 张珂涵, 马保飞

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 以 Ti-Al-Nb 合金为研究对象, 对锻态 Ti-Al-Nb 合金棒坯进行变形量分别为 60%、84% 和 94% 的轧制及相同的热处理, 研究轧制变形量对 Ti-Al-Nb 合金棒材显微组织以及室温和 650 °C 高温力学性能的影响。结果表明: 初始锻态试样的微观形貌以板条状 O 相组织为主, 力学性能呈现出高强度低塑的特征; 轧态棒材经固溶+时效处理后, 显微组织为等轴 α_2 相+针状 O 相的双态组织。当轧制变形量为 60% 时, 棒材组织不均匀, 随着变形量的增加, 晶粒细化, 组织均匀性提升, 塑性提高, 强度降低。

关键词: Ti-Al-Nb 合金; 显微组织; 力学性能; 变形量

中图分类号: TG337.6; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2025)05-013-05

Effect of Cumulative Deformation on Microstructure and Properties of Ti-Al-Nb Alloy Bar

Xue Shaobo, Wang Guodong, Guo Bodi, Li Zongze, Wang Jing, Yang Zenghui, Zhang Kehan, Ma Baofei

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: This study focuses on Ti-Al-Nb alloys. A forged Ti-Al-Nb alloy bar billet was rolled at deformations of 60%, 84%, and 94%, respectively, and then subjected to identical heat treatment to investigate the influence of rolling deformation on the microstructure and mechanical properties of the Ti-Al-Nb alloy at room temperature and 650 °C. The results indicate that the as-forged specimens primarily exhibit a lath-like O phase morphology, showing high strength but low plasticity. After solution and aging treatment, the rolled bars developed a duplex microstructure consisting of equiaxed α_2 phase and acicular O phase. At 60% rolling deformation, the microstructure of alloy becomes nonuniform. As the deformation increases, the grains are refined, the microstructure becomes more uniform, plasticity improves, and strength decreases.

Key words: Ti-Al-Nb alloy; microstructure; mechanical properties; deformation

Ti-Al-Nb 合金因其耐高温、比强度高和比刚度大等特点, 在航空航天领域备受关注, 其长期服役温度范围为 650~750 °C, 短期内可承受高达 800 °C 的高温^[1-3]。与传统的镍基和铁基高温合金相比, Ti-Al-Nb 合金密度降低约 40%^[4]; 与 Ti-Al 合金相比, 其室温塑性、断裂韧性和可加工性能大幅提高^[5-6]。目前, 工业化制备板材、棒材通常采用熔炼—锻造—热轧—热处理的工艺路线^[7]。然而, Ti-Al-Nb 合金相区多且相变机制复杂, 热加工后会出现组织不均匀的现象, 从而影响合金的力学性能。因此, 需要通过热处理优化

组织, 以达到优良的力学性能匹配。

Ti-Al-Nb 合金包含 3 种相: 密排六方结构的 α_2 相, 由于滑移系较少而作为脆性相; 体心立方结构的 B2 相, 作为基体相提供良好的塑性; 有序正交结构的 O 相, 作为主要强化相, 可有效提高强度^[8-13]。不同的组织形态也会影响合金的力学性能。等轴组织具有良好的室温强度和塑性, 但高温蠕变性能和疲劳强度较差; 板条组织具有较高的强度, 但塑性较低; 双态组织性能介于两者之间^[14]。宋丽平等^[15]研究了热处理对 Ti-Al-Nb 合金棒材组织与性能的影响, 发现经退火处理得到的双态组织具有最优的力学性能匹配。

Yang 等^[16]对 Ti-Al-Nb 合金锻造参数进行研究, 发现变形量的增加有效促进了变形存储能量的积累,

收稿日期: 2025-03-04

基金项目: 陕西省重点研发计划项目 (2025CY-YBXM-408)

通信作者: 薛少博 (1989—), 男, 高级工程师。

增加了再结晶的比率。李君珺等^[17]对 Ti-Al-Nb 合金进行热压缩实验,发现相比于温度和应变速率,变形量对 Ti-Al-Nb 合金的影响更大,组织球化率随着变形量的增大近似呈线性增长。Dey 等^[18]对 Ti-Al-Nb 合金板材进行热轧,发现随着变形量的增大,球化 O 相的体积分数增加,织构增强。目前关于轧制变形量对 Ti-Al-Nb 合金棒材组织与力学性能影响的研究较少。为此,以不同轧制变形量的 Ti-Al-Nb 合金棒材为研究对象,经相同工艺热处理后,研究轧制变形量与其显微组织演变及力学性能提升的关联机制,旨在揭示变形量在 Ti-Al-Nb 合金组织调控与性能优化中的关键作用,以期为后续工艺设计提供理论依据。

1 实验

实验材料为经锻造、机加得到的 $\phi 40$ mm Ti-Al-Nb 合金棒坯,其名义成分为 Ti-20.4Al-24.4Nb (原子分数,%)。按照 GB/T 23605—2020 标准测试相变点,确定该 Ti-Al-Nb 合金 $O+B2 \rightarrow \alpha_2+B2+O$ 的相转变温度为 965°C , $\alpha_2+B2+O \rightarrow \alpha_2+B2$ 的相转变温度为 1005°C , $\alpha_2+B2 \rightarrow B2$ 的相转变温度为 1055°C 。

采用孔型轧机对棒坯进行热轧,轧制变形量分别为 60%、84%和 94%,分别制得 $\phi 25.5$ mm、 $\phi 16$ mm、 $\phi 10$ mm 的 Ti-Al-Nb 合金黑皮棒材,依次命名为 1#、2#、3#试样。将轧制后的棒材先在 980°C (α_2+B2+O 相区)进行固溶处理,再在 800°C ($B2+O$ 相区)进行时效处理。热处理设备为高温马弗炉。为防止出现过热现象,采用线切割方式切取试样。金相试样均使用金相砂纸打磨,并进行电解抛光,电解抛光液成分为 $V(\text{甲醇}):V(\text{正丁醇}):V(\text{高氯酸})=60:34:6$ 。采用 JSM-IT500 扫描电子显微镜 (SEM) 进行显微组织观察,研究相同热处理制度下,轧制变形量与显微组织变化的关系。从棒材心部切取拉伸试样,采用 ETM105D 电子万能试验机进行室温及 650°C 拉伸试验,测试标准分别为 GB/T 228.1—2021 和 GB/T 228.2—2015。

2 结果与讨论

2.1 锻态 Ti-Al-Nb 合金棒坯显微组织和力学性能

图 1 为锻态 Ti-Al-Nb 合金棒坯的显微组织,图中白色、灰色和黑色分别为 B2、O 和 α_2 相^[19]。从图 1a 可以看出,合金组织为板条组织,基体 B2 相内分布着大量的板条状 O 相, α_2 相溶解到基体中,这是由于锻造温度在 B2 单相区内,使得 α_2 相转变为 B2 相。由于缺乏 α_2 相的钉扎作用,晶粒在锻造加热过程中会发生合并长大,所以图中未见明显晶界。因锻件尺寸

较大,锻造过程中降温速率较慢,使得冷却过程中析出了尺寸较大的板条 O 相,即初生 O 相,长度约为 $5\ \mu\text{m}$ 。初生 O 相能够增强蠕变强度和延伸率,但屈服强度和抗拉强度降低;而次生的针状 O 相会使得屈服强度和蠕变强度提高,但延伸率降低^[20]。

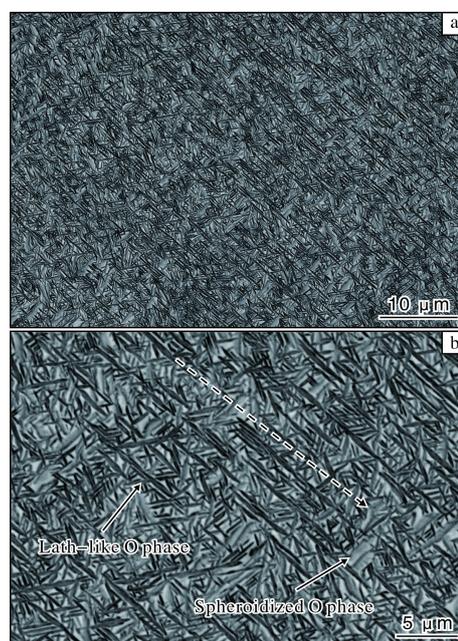


图 1 锻态 Ti-Al-Nb 合金棒坯显微组织

Fig.1 Microstructures of as-forged Ti-Al-Nb alloy bar billet: (a) 2000 \times ; (b) 5000 \times

从图 1b 可以看出, O 相排布有明显的方向性,如虚线箭头所示,其方向沿 45° 方向,即锻造过程中的最大剪应力方向,表明应力能够诱导 O 相的择优析出,并决定其析出方向。此外,组织内有从灰色向白色转变的粗大棒状结构,这是 O 相长大球化的结果。由于降温过程中能量驱动不足,使得 O 相无法完全球化。

表 1 为锻态 Ti-Al-Nb 合金棒坯的力学性能。室温下,合金抗拉强度高达 $1195\ \text{MPa}$,但延伸率仅有 6%。这是由于组织内大量的板条 O 相阻碍了位错运动,位错需绕过或切过析出相,增加变形抗力,提高了抗拉强度。但 O 相尖端容易引起应力集中,萌生微裂纹,进而影响合金塑性。 650°C 下,合金的抗拉强度和屈服强度分别降低至 $897\ \text{MPa}$ 和 $609\ \text{MPa}$,延伸率提升

表 1 锻态 Ti-Al-Nb 合金棒坯的力学性能

Table 1 Mechanical properties of as-forged Ti-Al-Nb alloy bar billet

Temperature	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$
Room temperature	1195	1104	6	10
650°C	897	609	15	46

至 15%。这是由于高温变形时, 细小的板条 α 相无法阻碍 B2 相的变形, 最终与 B2 相协同变形^[14]。

2.2 变形量对 Ti-Al-Nb 合金棒材显微组织的影响

图 2 为不同变形量 Ti-Al-Nb 合金棒材的显微组织。从图 2 可以看出, 经轧制及热处理后, Ti-Al-Nb 合金棒材显微组织呈现三相组织状态。从图 2a 可以明显观察到组织不均匀的现象, 左侧晶粒粗大, 右下角晶粒较小。造成这一现象的原因主要有两方面: ① 1# 试样的变形量仅为 60%, 较小的变形量使得局部存在变形不均匀的现象; ② 右侧细小的组织中存在大量的等轴 α_2 相, 会限制晶粒长大^[21]。此外, 1# 试样组织中存在两种形貌的 α_2 相, 即条状 α_2 相和等轴 α_2 相。条状 α_2 相包裹的晶粒较大, 晶粒尺寸约为 20 μm ; 等轴 α_2 相包裹的晶粒较小, 晶粒尺寸约为 10 μm 。由于晶界处原子排列不规则, 能量密度高, 使得条状 α_2 相沿晶界析出。随着热处理的进行, 条状 α_2 相发生了以晶界分离为模型的球化^[22]。等轴 α_2 相是热轧过程中形成的, 并在热处理过程中球化, α_2 相形成后在低温下析出/分

解反应非常缓慢, 因而能够在低温下稳定存在。由于 α_2 相的钉扎作用, 最终阻碍了晶粒的合并长大。图 2b 中, 晶粒内部析出了大量针状 α 相, 其长度约为 1 μm 。

从图 2b 可知, 变形量为 84% 的 2# 试样组织相对均匀, 呈标准的双态组织形貌, 并且晶粒更加细小, 晶粒尺寸约为 10 μm 。与 1# 试样相比, α 相的形貌及体积分数变化不大, α_2 相分布相对均匀, 呈等轴状并沿晶界分布。随着变形量的增加, 材料内部积累的应力增加, 使晶界处条状 α_2 相发生球化并转变为等轴状 α_2 相。从图 2c 可以观察到, 部分 α_2 相周围生成了 rim-O 相。rim-O 相是 α_2 相与包裹在周围的 B2 相在两相的相界面处发生包析反应, 从而在 α_2 相边缘生成 O 相^[23]。rim-O 相的存在能够有效协调 B2 相与 α_2 相之间的变形, 从而提高断裂韧性和塑性。

从图 2c、2f 可知, 当变形量达 94% 时, 晶粒进一步细化, 尺寸约为 5 μm 。变形量增加导致 α_2 相周围生成了大量的 rim-O 相, 同时针状 α 相尺寸增大, 长度约为 3 μm 。

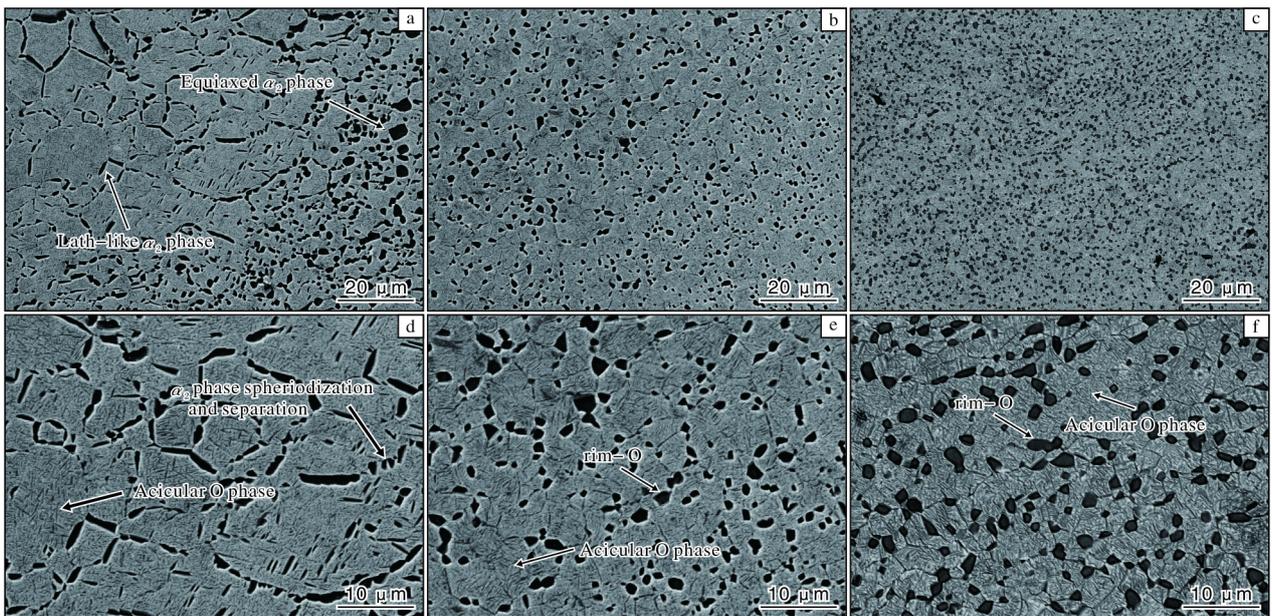


图 2 不同轧制变形量下 Ti-Al-Nb 合金棒材的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti-Al-Nb alloy bar under different rolling deformations: (a, d) 60%; (b, e) 84%; (c, f) 94%

2.3 变形量对 Ti-Al-Nb 合金棒材力学性能的影响

图 3 为 Ti-Al-Nb 合金棒材的室温和 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸性能。从图 3 可以看到, 在室温下, 1# 试样的抗拉强度和屈服强度分别为 1125 MPa 和 1016 MPa, 延伸率为 16.5%; 2# 试样的抗拉强度和屈服强度分别为 1150 MPa 和 1018 MPa, 延伸率为 16%; 3# 试样的抗拉强度和屈服强度为 1074 MPa 和 937 MPa, 延伸率为 19%。在 650 $^{\circ}\text{C}$ 下, 1# 试样的抗拉强度和屈服强度为 811 MPa 和 561.5 MPa, 延伸率为 25%; 2# 试样的抗

拉强度和屈服强度分别为 811 MPa 和 542 MPa, 延伸率为 26%; 3# 试样的抗拉强度和屈服强度为 745 MPa 和 522 MPa, 延伸率为 26.5%。

相比于初始锻态棒坯, 经轧制及热处理后 Ti-Al-Nb 合金棒材强度降低, 塑性提高。热处理后棒材组织为典型的双态组织, 相对于板条组织, B2 相的体积分数提高, 并且 α_2 相和热加工都会使晶粒尺寸相对细化, 因此在强度略有降低的情况下塑性显著提高。

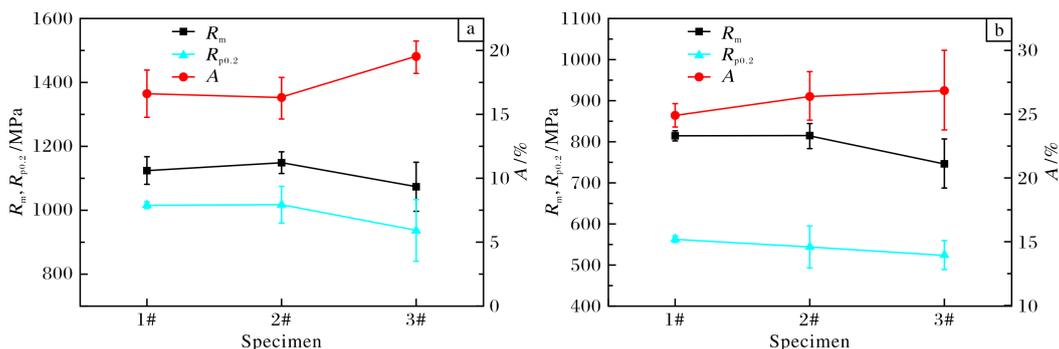


图3 Ti-Al-Nb合金棒材的室温和650 °C高温拉伸性能

Fig.3 Tensile properties of Ti-Al-Nb alloy bars at different temperatures: (a) room temperature; (b) 650 °C

在室温条件下, 1#试样呈现典型的高强低塑力学特性, 其微观组织中大量条状 α_2 相及局部聚集的 α_2 相区域是导致这一现象的根源: 由于 α_2 相为HCP结构, 滑移系较少且原子排列高度紧密, 致使材料呈现显著的脆性特征, 而组织内细小针状O相的弥散分布则有效提升了材料的强度水平。相比之下, 2#试样的O相形态未发生明显变化, 因而力学性能也保持稳定, 未出现明显波动。对于3#试样, 晶粒显著细化的同时, O相发生明显粗化; 另一方面, rim-O相比例上升, 使得 α_2 与B2相界处的协调变形能力增强, 两者共同促进了材料塑性的显著提升。在650 °C高温下, 3种不同变形量试样的力学性能变化趋势与室温下保持一致。其中, 1#和2#试样的性能差异较小, 而3#试样在高温下强度有所降低, 但塑性得到优化。这一现象可归因于650 °C拉伸试验相当于一次弱化版的低温时效过程, 尽管该过程对微观组织结构的影响幅度有限, 但仍能通过调控相界能级与位错运动能力实现性能的优化。

3 结论

(1) Ti-Al-Nb合金经锻造后, 由于锻件尺寸大, 冷却速率较慢, 组织内析出了大量板条O相, 使合金呈现高强低塑的力学特性。

(2) 当轧制变形量较小时, Ti-Al-Nb合金棒材出现了组织不均匀的情况, 存在条状 α_2 相包裹的大晶粒和等轴 α_2 相包裹的小晶粒。随着变形量的提高, 晶粒细化, 组织更均匀, α_2 相转变为等轴状, 并出现大量的rim-O相。

(3) Ti-Al-Nb合金棒材的室温抗拉强度 ≥ 1050 MPa, 屈服强度 ≥ 900 MPa, 延伸率 $\geq 16\%$; 650 °C高温抗拉强度 ≥ 740 MPa, 屈服强度 ≥ 500 MPa, 延伸率 $\geq 25\%$ 。随着轧制变形量的增加, Ti-Al-Nb合金棒材在室温和高温下的强度逐渐降低, 塑性提升。

参考文献 References

- [1] Norris G. Gearing up again[J]. Flight International, 2006, 169(5026): 30-31.
- [2] 蔡建明, 弭光宝, 高帆, 等. 航空发动机用先进高温钛合金材料技术研究与发展[J]. 材料工程, 2016, 44(8): 1-10.
- [3] 刘石双, 曹京霞, 周毅, 等. Ti₂AlNb合金研究与展望[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3106-3126.
- [4] Zhang H Y, Yan N, Liang H Y, et al. Phase transformation and microstructure control of Ti₂AlNb-based alloys: a review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 80: 203-216.
- [5] Leyens C, Peters M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2003.
- [6] Kumpfert J. Intermetallic alloys based on orthorhombic titanium aluminide[J]. Advanced Engineering Materials, 2001, 3(11): 851-864.
- [7] Li D Q, Wright S I, Boehlert C J. The grain boundary character distribution of a fully-orthorhombic Ti-25Al-24Nb(at.%) alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(6): 545-550.
- [8] Tang F, Nakazawa S, Hagiwara M. The effect of quaternary additions on the microstructures and mechanical properties of orthorhombic Ti₂AlNb-based alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329-331: 492-498.
- [9] Balasubramanian S, Anand L. Plasticity of initially textured hexagonal polycrystals at high homologous temperatures: application to titanium[J]. Acta Materialia, 2002, 50(1): 133-148.
- [10] Lin P, Feng A H, Yuan S J, et al. Microstructure and texture evolution of a near- α titanium alloy during hot deformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 563: 16-20.
- [11] Boehlert C J, Miracle D B. Part II. The creep behavior of Ti-Al-Nb O+bcc orthorhombic alloys[J]. Metallurgical and

- Materials Transactions A, 1999, 30(9): 2349-2368.
- [12] Kamat S V, Gogia A K, Banerjee D. Effect of alloying elements and heat treatment on the fracture toughness of Ti-Al-Nb alloys[J]. Acta Materialia, 1998, 46(1): 239-251.
- [13] 李渤渤. 低密度 Ti₂AlNb 基合金板材制备及组织与力学性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2011.
- [14] 王伟. 基于三种典型显微组织的 Ti-22Al-25Nb 合金力学性能研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2017.
- [15] 宋丽平, 徐广胜, 罗怀晓. 热处理工艺对 Ti₂AlNb 合金棒材显微组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2021, 50(6): 144-146.
- [16] Yang Z Y, Liu H W, Cui Z S, et al. Refinement mechanism of centimeter-grade coarse grains in as-cast Ti₂AlNb-based alloy during multi-directional forging[J]. Materials & Design, 2023, 225: 11508.
- [17] 李君珺, 曾卫东, 薛晨. 热变形参数对 Ti₂AlNb 基合金片层组织演变的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(8): 1998-2002.
- [18] Dey S, Suwas S, Funderberger J, et al. Evolution of crystallographic texture and microstructure in the orthorhombic phase of a two-phase alloy Ti-22Al-25Nb[J]. Intermetallics, 2009, 17(8): 622-633.
- [19] Huang Y, Liu Y, Zhang Y, et al. Thermal stability and mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloy with different initial microstructures[J]. Journal of Alloys Compounds, 2020, 842: 155794.
- [20] Duan Q Q, Luan Q D, Liu J, et al. Microstructure and mechanical properties of directionally solidified high-Nb containing Ti-Al alloys[J]. Materials and Design, 2010, 31(7): 3499-3503.
- [21] 李宗泽, 卫俊鑫, 高志荣, 等. 热处理中双尺寸 O 相的变体选择和析出行为[J]. 塑性工程学报, 2025, 32(1): 218-227.
- [22] Margolin H, Cohen P, Edison C. Evolution of the equiaxed morphology of phases in Ti-6Al-4V[C]/Titanium'80: Science and Technology. Pennsylvania: TMS, 1980: 1555-1561.
- [23] Muraleedharan K, Nandy T K, Banerjee D, et al. Transformations in a Ti-24Al-15Nb alloy: Part II. a composition invariant $\beta_{O} \rightarrow O$ transformation[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1992, 23(2): 417-431.

行业动态

2024 年日本钛加工材在各个领域出货量统计

应用领域	国内出货量/t	国外出货量/t	合计/t
化工	64	28	92
电力	77	405	482
海水淡化	0	0	0
电解	1475	489	1964
板式换热器	439	2634	3073
航空	248	1088	1336
汽车	344	617	961
船舶、海洋	32	0	32
能源	0	0	0
建筑、土木	43	8	51
体育用品	116	0	116
生活消费品	361	48	409
医疗	159	542	701
销售业	748	442	1190
其他	243	20	263
合计	4349	6321	10 670

王运锋摘自《チタン》