

高强结构钛合金制备技术特点分析与讨论

周伟, 辛社伟, 王晓, 钱融涛, 闫康, 杨海瑛, 赵圣泽, 侯红苗

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 高强 β 钛合金具有优异的比强度、良好的加工性能、深淬透性以及抗裂纹扩展能力, 已成为航空领域轻量化结构材料的理想选材, 可有效替代高强钢实现构件减重, 是当前航空材料的研究热点。为此, 系统梳理了高强结构钛合金的成分设计原则、锻造加工特点及典型热处理工艺等关键制备技术的研究进展, 以期对相关领域科研人员提供理论参考。

关键词: 高强钛合金; 锻造加工; 热处理

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2025)04-043-06

Analysis and Discussion on Characteristics of Preparation Technologies for High-strength Structural Titanium Alloys

Zhou Wei, Xin Shewei, Wang Xiao, Qian Rongtao, Yan Kang, Yang Haiying, Zhao Shengze, Hou Hongmiao

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

Abstract: High-strength β titanium alloys have become an ideal choice for lightweight structural materials in the aviation field due to their excellent specific strength, good processing performance, deep hardenability, and resistance to crack propagation. They can effectively replace high-strength steel to achieve component weight reduction. As a current research hotspot in aviation materials, this paper systematically reviews the research progress in key preparation technologies such as composition design principles, forging and processing characteristics, and typical heat treatment processes of high-strength β titanium alloys, aiming to provide theoretical references for researchers in related fields.

Keywords: high strength titanium alloy; forging processing; heat treatment

高强钛合金是指室温拉伸强度超过 1100 MPa 的钛合金, 开发之初是为了满足飞机机身减重以及高承载部件的使用。高强钛合金具有优异的比强度、良好的加工性、深淬透性以及优良的抗裂纹扩展能力, 已成为航空领域轻量化结构材料的理想选择, 可有效替代高强钢实现构件减重。航空用料也已成为高强钛合金最主要的应用之一^[1-2]。

20 世纪 50 年代中期, 美国成功研制了首个航空用高强钛合金 Ti-13V-11Cr-3Al, 因其显著的减重效果而被大量用于 SR-71 “黑鸟”飞机。虽然当时钛用量仅占飞机结构质量的 1%, 但是推动了高强钛合金在航空工业中的应用^[3]。从 20 世纪 70 年代开始, 为满足飞机结构钛合金的需求, 各国相继研制了多种高强钛合金。目

前, 具有代表性并在飞机上获得实际应用的高强钛合金主要有 Ti-10-2-3、Ti-15-3、 β -21S、BT22 以及 TB10 等^[4]。但这些高强钛合金的可用强度一般低于 1200 MPa, 进一步提高强度将会使其塑性和韧性等性能恶化。

随着航空工业对飞行器高速化和轻量化需求的日益提升, 超高强结构钛合金 ($R_m \geq 1250$ MPa)^[4-5]的开发和应用已成为当前钛合金领域的重要研究方向。相较于其它钛合金, 超高强钛合金具有更高的强度和足够的韧性, 用作飞机起落架和机身、机翼中的各种重要承力结构件, 可实现更好的减重效果。近年来研制成功并可用于航空大型结构件的超高强钛合金主要有美国的 Ti-5553 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe)、俄罗斯的 VST-55531 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr) 合金以及中国的 Ti-1300、TB17、TB18 等^[6-11]。与 Ti-1023 合金相比, 这些合金拥有较宽的加工窗口和良好的淬透性, 而且对偏析不太敏感。

经过近几十年的发展, 国内外在航空用钛合金研

收稿日期: 2025-01-06

基金项目: 陕西省重点研发计划项目 (2024CY-GJHX-24)

通信作者: 周伟 (1978—), 女, 正高级工程师。

究与应用方面取得了巨大成就,合金的抗拉强度从 1100 MPa 提高到了 1500 MPa 左右,在航空工业上的应用也迅速增加。为此,从成分设计、加工特点、热处理等关键制备技术对高强结构钛合金进行了分析与讨论,以期为广大从事钛合金研究的科技工作者提供参考。

1 成分设计原理

钛合金的强化需要通过合理引入 β 稳定元素并结合时效处理实现。具体而言,在合金中添加适量的 β 稳定元素可形成亚稳 β 相,再通过时效处理使亚稳 β 相析出而达到强化。因此,选择合适的 β 稳定元素并

控制其含量至关重要。表 1 为钛合金中常用 β 稳定元素的临界浓度 C_k 值^[12]。从表 1 可以看出,各元素对 β 相的稳定化作用由强到弱依次为: $\text{Fe} > \text{Mn} > \text{Cr} > \text{Co} > \text{Ni} > \text{Mo} > \text{V} > \text{W} > \text{Nb} > \text{Ta}$ 。

Ta、W 元素熔点高、密度大,容易产生高密度夹杂,一般不添加在对韧性要求高的结构钛合金中。Mn 元素能够提高强度和塑性,但高温时容易产生共析分解,不稳定^[13]。Ni、Co 元素共析转变速度极快,淬火也无法抑制其进行,对合金塑性不利,应尽量避免使用^[14]。因此,高强钛合金中添加的 β 稳定元素主要为 Mo、Nb、V、Cr、Fe、Ta。其中, V、Mo、Nb、Ta 为同晶型 β 稳定元素, Cr、Fe 为共析型 β 稳定元素。

表 1 常用 β 稳定元素的 C_k 值 (%)^[12]

Table 1 C_k values of β stabilization elements

Mo	V	Nb	Ta	Mn	Fe	Cr	W	Co	Cu	Ni
10	15	36	40	6.4	5	7	22	7	13	9

从 β 稳定元素在钛中的扩散能力、固溶强化能力以及对 β 相稳定化作用的影响等因素考虑,同晶型 β 稳定元素 Mo 具有较高的 β 稳定性,可以提高钛合金的耐蚀性及抗氧化性^[15]。V 元素在 α 相中有较大的溶解度,可以固溶强化 α 相,同时降低 α 相的 c/a 比值^[16],有利于 α 相的滑移。慢共析型 β 稳定元素 Cr 在含量较低时,共析反应不易进行,而且有同晶型 β 稳定元素存在时还可对其起到稳定化作用。Fe 元素对 β 钛合金的强化效果最明显,能够强烈稳定 β 相,同时还可以有效降低钛合金成本,但 Fe 元素在铸锭中易形成偏析和 β 斑等冶金缺陷^[17],因而在高强结构钛合金中添加 Fe 元素时要严格控制用量,一般不高于 2%。除了 β 稳定元素, β 钛合金中一般要添加 3%~6% 的 Al 元素,可以强化 α 相;添加 1%~2% 的中性元素 Zr 或 Sn,不仅可以提高抗拉强度,还能降低马氏体相转变温度。

与低合金钢中 C 当量用于预测合金强度及耐蚀性类似, Mo 当量同样可作为 β 钛合金设计与性能评估的重要依据。钛合金的 Mo 当量是调整淬火后亚稳 β 相保留量及其稳定性的关键参数。当合金的 Mo 当量值 ≥ 10 时,淬火处理可有效稳定 β 相,随着 Mo 当量的进一步增加,淬火后合金中保留的亚稳 β 相比例显著提高且合金稳定性增加。但当 Mo 当量过高时,基体稳定,发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变的驱动力降低^[18],反而不利于析出强化,例如 Ti40 合金。西北有色金属研究院葛鹏等人^[19]提出了高强钛合金“临界钼当量+多元复合强化”原则,并利用该原则成功研制出 Ti-B19、Ti-B20、Ti-1300、Ti-1500 等合金。从强化角度考虑,

设计高强结构钛合金的成分时钼当量应选择 12~16,以达到较好的强化效果。

2 加工特点

与密排立方结构的 α 、 $\alpha+\beta$ 钛合金相比,体心立方晶体结构的 β 钛合金可开动的滑移系多,塑性好,具有优异的冷、热变形能力,且不易开裂。但由于 β 钛合金加入了较多的 β 稳定元素,同时固溶了大量 Al 元素,具有较高的层错能^[20],合金存在变形抗力大、应变速率敏感、易产生绝热剪切、锻后组织复杂等问题。

2.1 变形抗力

钛合金的变形抗力比钢高,而且随着温度的降低,其变形抗力迅速上升。图 1 为 Ti-6-2-4-2S (α 型)、Ti-17 ($\alpha+\beta$ 型)、Ti-15-3 (β 型) 三种钛合金变形抗

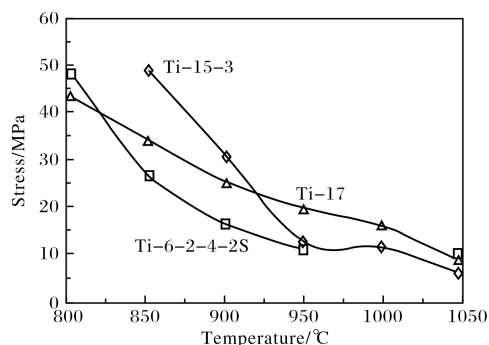


图 1 钛合金变形抗力随温度的变化曲线^[21]

Fig.1 Deformation resistance-temperature curves of titanium alloys

力随温度的变化曲线。从图1可以看出, 变形温度较低时, β 钛合金的变形抗力较 α 、 $\alpha+\beta$ 钛合金高, 温度的小幅下降会带来变形抗力的大幅提高。为了避免高强钛合金在低温锻造时出现变形不深透, 需要采用大型的锻造设备进行加工。

2.2 应变速率敏感性及绝热温升现象

钛合金是应变速率敏感材料, 其中 β 钛合金的应变速率敏感性高于 α 和 $\alpha+\beta$ 钛合金。图2为不同应变速率下 Ti55531 合金的峰值应力-温度曲线^[22]。从图2可以看出, 应变速率从 0.001 s^{-1} 升高到 10 s^{-1} 时, Ti55531 合金的变形抗力增大至原来的4倍, 低温区更高。同时 β 钛合金基体 β 相的 BCC 结构容易发生位错滑移, 导致塑性变形量大, 转化的热能引起的软化也较大, 更容易形成绝热剪切带。图3为 TA2、TB8 和 TC6 三种钛合金应力随时间的变化曲线^[23]。从图3可以看出, 三种钛合金中 TB8 钛合金具有最高的绝热剪切敏感性。

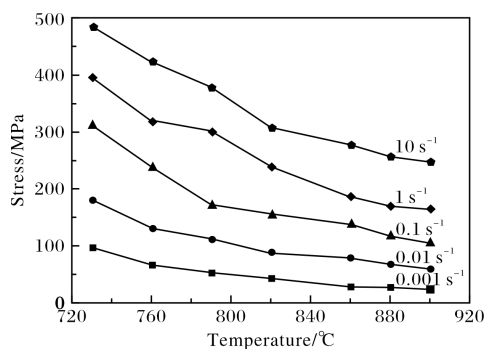


图2 Ti55531 合金不同应变速率下的应力-温度曲线^[22]

Fig.2 Stress-temperature curves of Ti55531 alloy at different strain rates

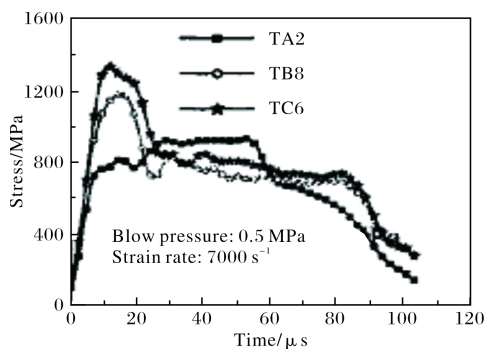


图3 钛合金的应力-时间曲线^[23]

Fig.3 Stress-time curves of titanium alloys

钛合金的导热率低, 大约只有钢的 $1/5$, 在高应变速率下变形易发生绝热剪切 (如图4a所示), 导致材料局部区域温度升高。钛合金在锻造变形时, 中心部位通常是剧烈变形区, 金属内部流动应力大, 大量机

械能短时间内转化为内部热量, 而心部散热条件差, 容易出现过热组织 (见图4b)。采用打击速度较快的锻造设备锻造高强钛合金时, 必须考虑中心热效应的影响。建议锻造时采用打击速度较低的压力机或快锻机。

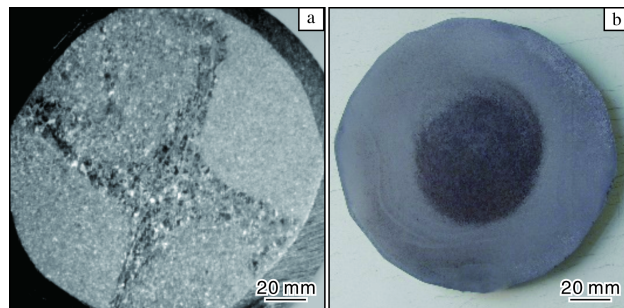


图4 高强钛合金的绝热剪切带和过热组织

Fig.4 Adiabatic shear band (a) and superheated structures (b) of high-strength titanium alloy

2.3 锻后组织

β 钛合金的锻后组织复杂, 很难对 α 相的形貌、含量和尺寸进行定量表征。图5为高强钛合金经 $\alpha+\beta$ 锻造和 β 锻造后的典型组织^[24]。经 $\alpha+\beta$ 锻造后, 细小等轴 α 颗粒弥散分布在 β 基体上, 但 β 转变组织由于太细小辨识度不高。当锻造温度超过合金相变温度时, 由于合金 β 稳定性高, 锻后晶内无明显的析出 α 相, 同时由于变形程度不同, 晶界发生不同程度的变形及破碎。

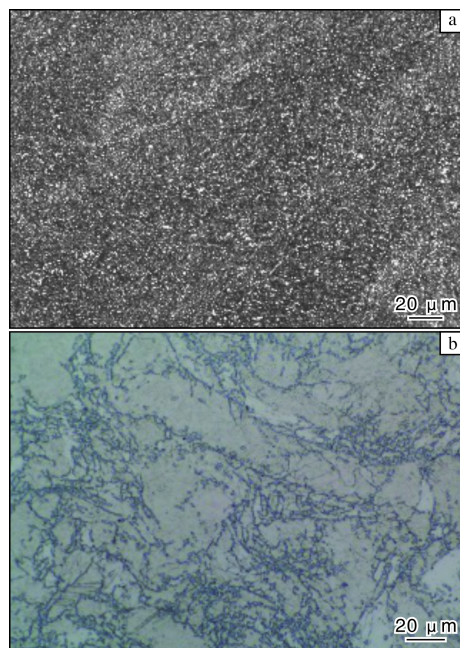


图5 高强钛合金经不同工艺锻造后的显微组织^[24]

Fig.5 Microstructures of high-strength titanium alloys under different forging processes: (a) $\alpha+\beta$ forging; (b) β forging

3 热处理工艺

钛合金的力学性能与显微组织密切相关, 热处理工艺是调控 β 钛合金性能的重要手段。当合金成分一定时, β 钛合金的组织 and 性能对热处理工艺非常敏感。固溶+时效热处理是 β 钛合金生产中最常用的一种热处理工艺, 固溶处理后产生的亚稳 β 相在时效过程中发生分解, 析出细小次生 α 相, 从而达到强化合金的效果。固溶处理后保留的初生 α 相形态、尺度对合金的塑性影响较大, 而时效后析出的次生 α 相弥散度、尺寸则会影响合金的强度^[24]。

固溶温度和冷却方式是钛合金固溶处理的两个重要工艺参数。固溶温度决定 β 晶粒尺寸以及初生 α 相形态和含量。在 $\alpha+\beta$ 区固溶处理时, 随着固溶温度的升高, 初生 α 相含量降低, 尺寸减小。当固溶温度超过合金 β 相变点时, 初生 α 相消失, 组织为等轴 β 晶粒。随着固溶温度的升高和保温时间的延长, 钛合金晶粒尺寸增大, 其变化趋势如图 6 所示。从图 6 可以看出, 在一定温度范围内, 晶粒缓慢长大, 当超过某温度 T 后, 晶粒显著增大, 随后长大趋势渐缓。因此, T 为晶粒粗化温度。通常, 高强钛合金的晶粒粗化温度在 920~960 °C 之间。

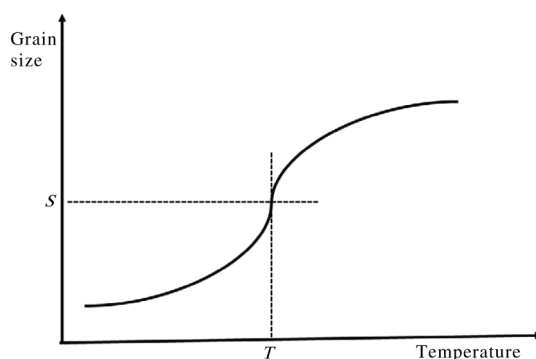


图 6 晶粒尺寸与固溶温度的关系曲线

Fig.6 Relationship between grain size and solution temperature

固溶处理对性能影响的另一个要素为冷却速度。图 7 为高强钛合金 β 相区固溶缓慢冷却后的显微组织^[25]。从图 7 可以看出, 缓慢冷却过程中晶界及晶内析出一次 α 片层, 随着冷却温度的降低, α 片层厚度增大, 含量增加。这种组织变化使得合金的时效强化效果减弱, 强度降低, 塑-韧性提升。基于此效应, 研究人员针对 Ti-5553 合金开发出了 β 退火后缓冷时效 (BASCA) 的热处理工艺, 使得该合金在强度大于 1100 MPa 时, K_{IC} 大于 70 MPa·m^{1/2}, 可满足飞机结构件对材料高强高损伤容限性能的需求^[26]。

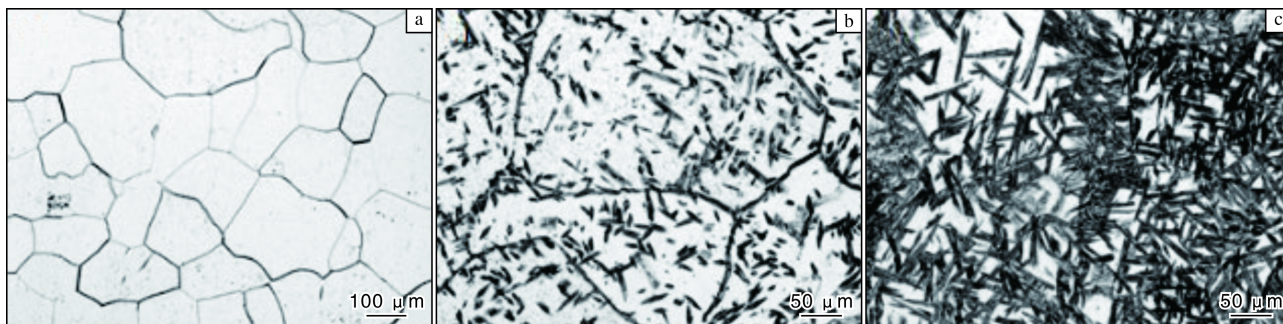


图 7 高强钛合金 β 相区固溶缓慢冷却后的显微组织^[25]

Fig.7 Microstructures of high-strength titanium alloy solution treatment in β phase and slow cooling: (a) solution treatment at 870 °C, air cooling; (b) solution treatment at 870 °C, furnace cooling to 760 °C and then air cooling; (c) solution treatment at 870 °C, furnace cooling to 700 °C and then air cooling

β 钛合金的强化效果主要取决于时效析出的次生相片层尺寸。单从提高强度考虑, 根据 Hall-Petch 公式, 次生相尺寸越小, 强度越高, 低温时效强化效果优于高温时效。通常, β 钛合金的时效温度一般选择在 500~600 °C 之间。出于强度-塑性匹配目的, 不同成分高强钛合金的时效温度可在一定范围内调整。时效温度过低 (<500 °C) 或过高 (>600 °C) 均不利于次生相析出, 导致合金产生不完全析出现象, 如图 8 所示。这种不完全析出对材料的强化作用较弱。

高强钛合金时效强化效果也会受到时效时间的影响。由于 β 钛合金的时效析出存在不完全析出特性, 故欠时效后组织中存在无析出微域, 如图 9 所示。延长时效时间有利于微区次生相的均匀析出, 提高性能的稳定性的, 但也会因次生相尺寸增大导致强度降低。图 10 为高强钛合金强度随时效时间的变化曲线。从图 10 可以看出, 强度随着时效时间的延长出现先增高后降低的变化趋势, 通常高强钛合金的时效时间为 4~6 h。

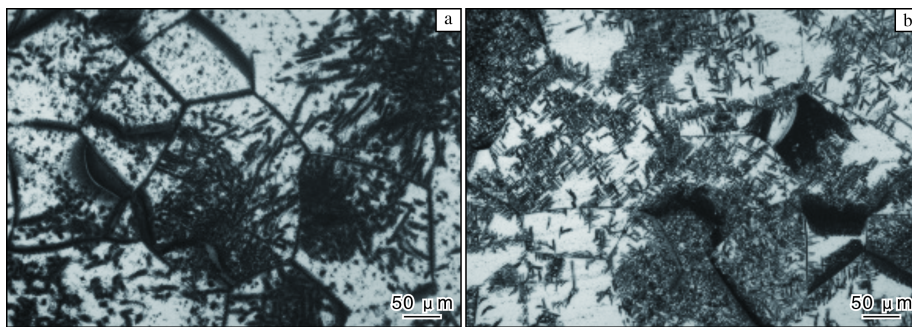


图8 高强钛合金经不同温度时效后的显微组织

Fig.8 Microstructures of high-strength titanium alloy after aging at different temperatures: (a) 490 °C; (b) 650 °C

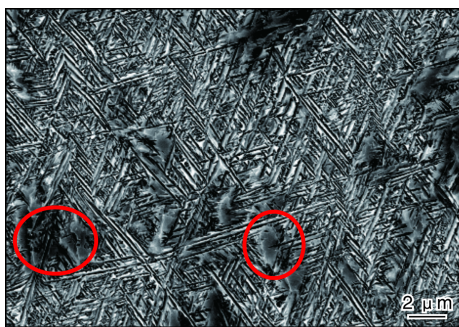


图9 高强钛合金欠时效后的显微组织

Fig.9 Microstructure of high-strength titanium alloy after underaging

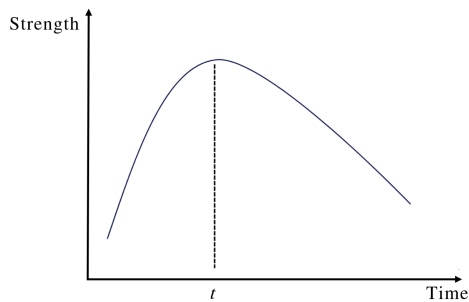


图10 高强钛合金时效时间-强度关系曲线

Fig.10 Relationship between aging time and intensity of high-strength titanium alloy

4 结 语

(1) 高强钛合金凭借优异的力学性能,在航空航天领域的应用日益广泛。随着人们对合金成分、热加工工艺及热处理与组织性能之间关系研究的深入,高强钛合金的性能不断改善,已经达到很高的强度水平(1500 MPa),但存在塑性与韧性偏低的问题。如何获得与高强度相匹配的良好塑、韧性一直是高强钛合金的研究重点和难点。

(2) 航空飞行器对高强钛合金的性能要求不断提高,但由于合金成分设计空间变得越来越小,采用传统加工方法提高合金综合性能的难度越来越大。未来,随着高通量实验、机器学习等成分设计方法以及增材制造等新兴制造技术的不断创新,有望突破高强钛合金强度-塑性-韧性平衡难题。

参考文献 References

- [1] 赵丹丹. 钛合金在航空领域的发展与应用[J]. 铸造, 2014, 63(11): 1114-1117.
- [2] 王鼎春. 高强钛合金的发展与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 958-963.
- [3] 刘奇先, 刘杨, 高凯. 钛合金的研究进展与应用[J]. 航天制造技术, 2011(4): 45-48.
- [4] 付艳艳, 宋月清, 惠松晓, 等. 航空用钛合金的研究与应用进展[J]. 稀有金属, 2006, 30(6): 850-856.
- [5] 商国强, 朱知寿, 常辉, 等. 超高强度钛合金研究进展[J]. 稀有金属, 2011, 35(2): 286-291.
- [6] Jones N G, Dashwood R J, Jackson M, et al. β phase decomposition in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr[J]. Acta Materialia, 2009, 57: 3830-3839.
- [7] Fanning J C, Boyer R R. Properties of Timetal 5553 – a new near-beta alloy for airframe components[J]. Proceedings of the 10th World Conference on Titanium (Germany): 2003, DGM, 2643-2650.
- [8] 汶建宏, 葛鹏, 杨冠军, 等. 热处理工艺对 Ti-1300 合金的组织 and 拉伸性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(8): 1490-1494.
- [9] 彭文雅, 吴学深, 赵春玲, 等. 中温高强 TC11 和 TC19 钛合金锻件组织与性能研究[J]. 钛工业进展, 2023, 40(6): 10-15.
- [10] 李少强, 弓站朋, 李辉, 等. TB18 钛合金热变形行为及动态再结晶机制[J]. 稀有金属材料与工程. 2020, 49(9):

3045-3051.

[11] 张平平, 王庆娟, 高颀, 等. 高强 β 钛合金研究和应用现状[J]. 热加工工艺, 2012, 41(14): 51-55.

[12] 陈强. 新型 β 钛合金 BTi20 组织性能及断裂机理研究[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2017.

[13] 王光荣, 高颀, 刘继雄, 等. β 钛合金成分设计: 理论、方法、实践[J]. 材料导报 A, 2017, 31(2): 44-51.

[14] 辛社伟, 赵永庆, 曾卫东. 钛合金固态相变的归纳与讨论(II)——共析和有序化转变[J]. 钛工业进展, 2008, 25(1): 40-44.

[15] 赵永庆. β 钛合金及其在钛工业中的作用[J]. 钛工业进展, 1995, 12(1): 34-35.

[16] 吴欢, 赵永庆, 葛鹏, 等. β 稳定元素对钛合金 α 相强化行为的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(5): 805-810.

[17] Zeng W D, Zhou Y G. Effect of beta flecks on mechanical properties of Ti-10V-2Fe-3Al alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 1999, 260(1/2): 203-211.

[18] 朱文光, 辛社伟, 吴迪, 等. 高性能 β 钛合金设计研究进展——从经验试错到集成计算[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(6): 2229-2236.

[19] 葛鹏, 赵永庆, 周廉. 超高强结构钛合金成分设计中的钼当量选择与多组元化[C]//中国科协第二届优秀博士生学术年会材料科学技术分会论文集. 苏州: 中国计算机学会, 2004: 504-507.

[20] 武鹤楠, 徐东生, 王皞, 等. 体心立方金属及合金的广义层错能的比较[C]//第十五届全国钛及钛合金学术交流会论文集. 哈尔滨: 中国有色金属学会, 2013: 212-216.

[21] 何瑜, 魏寿庸, 祝瀑. 几种典型钛合金的热变形抗力[J]. 金属学报, 2002, 38(S1): 261-263.

[22] 韩双. Ti55531 钛合金热变形行为研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2018.

[23] 孙坤, 程兴旺, 王富耻. 三类钛合金绝热剪切敏感性研究[C]//第十三届全国钛及钛合金学术交流会论文集. 洛阳: 中国有色金属学会, 2008: 773-776.

[24] 周伟, 辛社伟, 李倩, 等. 锻造工艺对 Ti-1300 合金棒材组织和性能的影响[J]. 钛工业进展, 2021, 38(5): 6-9.

[25] 葛鹏, 周伟, 赵永庆. 热处理制度对 Ti-1300 合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 1068-1072.

[26] 张丰收, 赖运金, 王凯旋, 等. 热处理对 Ti-5553 钛合金棒材组织与性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(6): 1507-1510.

行业动态

2024 年 1—9 月日本海绵钛产销数据统计

时间	海绵钛产量/t	国内出货量/t	国外出货量/t	出货量合计/t
2024 年 1 月	4908	1661	2944	4605
2024 年 2 月	4687	1857	2912	4769
2024 年 3 月	5072	2007	3071	5078
2024 年 4 月	4892	1531	2895	4426
2024 年 5 月	4729	1494	2296	3790
2024 年 6 月	4558	1612	2865	4477
2024 年 7 月	4599	1541	2937	4478
2024 年 8 月	4776	1445	2733	4178
2024 年 9 月	4691	1195	2607	3802
合 计	42 912	14 343	25 260	39 603

王运锋摘自《チタン》