

微织构对 Ti150 合金锻件拉伸性能的影响

彭文雅¹, 潘波², 赵春玲¹, 李钢¹, 查小晖¹, 油如月¹, 季显坤¹

(1. 中国航发湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412002)

(2. 中国人民解放军 31621 部队, 北京 101121)

摘要: 利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)和电子背散射衍射(EBSD)等研究了 Ti150 合金锻件 3 个典型位置处的显微组织、微织构和拉伸性能。结果表明, 锻件心部存在强微织构, 表现为由晶体取向相近晶粒组成的条带状“宏区”, 边缘和弧面等靠近外轮廓区域的微织构较弱; 微织构较强区域的 β 转变组织内次生 α 相呈平行排列的集束状, 而微织构较弱区域的次生 α 相呈编织排列; 条带状“宏区”和 β 转变组织中的集束状次生 α 相均相当于粗大晶粒, 增大了位错滑移距离, 界面强化效应减弱, 导致锻件心部的强度明显低于靠近外轮廓的区域。

关键词: Ti150 合金; 锻件; 微织构; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号: TG146. 23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2022)03-001-06

Effect of Micro-texture on Tensile Properties of Ti150 Alloy Forging

Peng Wenya¹, Pan Bo², Zhao Chunling¹, Li Gang¹, Zha Xiaohui¹, You Ruyue¹, Ji Xiankun¹

(1. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, China)

(2. 31621 Unit, People's Liberation Army of China, Beijing 101121, China)

Abstract: The microstructure, micro-texture and tensile properties of Ti150 alloy forging were researched by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), electron back-scattered diffraction (EBSD) and ect. The results indicate that there is a strong micro-texture in the center of the forging, which is characterized by banded grains with similar crystal orientation, while the micro-texture in the regions close to the outer contour such as the edge and camber surface is weak. The secondary α phase in the transformed β phase with strong micro-texture is arranged in parallel cluster structure while the secondary α phase in the weak texture region is arranged with net structure. The structures of band-like macro-region and cluster secondary α phase in transformed β phase are equivalent to coarse grains, which increase the dislocation sliding distance and decrease the interface-strengthening effect. So the tensile strength in the center of Ti150 alloy forging is significantly lower than that in the outer countour region.

Key words: Ti150 alloy; forging; micro-texture; microstructure; tensile properties

近 α 型高温钛合金是制造航空发动机的重要结构材料, 在其设计使用温度下具有超过高温合金和钢的比强度, 适合用来制造高温服役条件下的各类静子件和转子件^[1-5]。IMI834 合金(国内牌号为 Ti150)是 IMI 公司和罗罗公司联合研制的一种 600 °C 高温钛合金, 已在 Trent700、EJ200、PW350 等发动机上成功应用。从 20 世纪 80 年代至今, 众多研究

人员对 Ti150 合金的合金元素作用机制^[6]、组织演变^[7-10]、晶体取向分布^[11-13]、力学性能及变形行为特征^[14-16]等进行了较为全面和深入的研究。

为获得满足设计要求的力学性能, 需通过热加工和热处理来调控锻件的宏、微观组织和晶体取向分布。双态组织 Ti150 合金的强塑性及高温蠕变持久性能具有良好匹配。Singh 等^[17]对初生 α 相含量与拉伸变形行为的相关性进行了分析, 发现随着固溶温度的降低, 初生 α 相体积分数和尺寸均增加, β 转变组织的尺寸和 α 板条厚度均减小, 加工硬化率

持续增加,但强度先增加后降低,因此需选择合适的固溶温度以获得适当比例的初生 α 相。 α -Ti为密排六方结构(hcp),不同方向上的变形能力存在明显差异,因此织构对近 α 型高温钛合金的力学性能有着显著影响。Torster等^[18]研究了织构类型对Ti150合金高温拉伸性能的影响,发现当 α 相的(0002)晶面形成与加载方向垂直的集中取向时,拉伸强度和疲劳强度均较高。随着电子背散射衍射(EBSD)等检测技术的发展,局部晶体取向分布均匀性对钛合金力学性能的影响得到越来越多的关注。Gey等^[12]对IMI834合金锻件不同区域的晶体取向分布进行了分析,发现锻件不同位置的织构和微织构均存在较为明显的差异;分析不同区域的变形过程,发现较大的压缩变形量可弱化织构和微织构。由于大规格钛合金锻件中不同位置的变形量差异较大,因此必然存在不同程度的微织构问题。随着研究的深入和锻造工艺水平的提高,高温钛合金锻件组织均匀性逐步改善,研究重点向精细的晶体取向控制方面发展,尤其是随着保载疲劳性能研究的深入^[19-21],高温钛合金锻件中的微织构受到越来越多的重视。这些研究集中于微织构的表征、形成机理及其对疲劳失效行为的影响,针对微织构与宏微观组织的关联性及其对拉伸性能影响的研究较少。

以Ti150合金锻件为实验对象,对锻件典型区域的宏微观组织、晶体取向分布、室温和600℃拉伸性能进行对比研究,揭示微织构与宏微观组织、拉伸性能之间的关系,以期为进一步优化锻造工艺、实现组织性能的精准控制提供依据。

1 实验

实验材料为经3次真空自耗电弧熔炼的Ti150合金铸锭,名义成分为Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C(质量分数, $w/\%$)。Ti150合金铸锭经单相区开坯、两相区多火次锻造后,制成 $\phi 230$ mm棒材。棒材经两相区改锻、制坯,最终得到形状及尺寸如图1所示的锻件。锻件在1030℃保温2 h后油冷,然后在700℃保温2 h后空冷,获得双态组织。

对锻件纵剖面进行宏微观组织及晶体取向分析。首先对锻件纵剖面进行低倍组织观察,然后选边缘、弧面和心部3个位置进行金相组织观察和晶体取向分析。低倍组织试样采用HF、HNO₃、H₂O混合溶

液(体积比1:2:50)进行腐蚀。金相试样表面经2000#砂纸精磨、SiO₂乳浊液抛光处理后,采用HF、HNO₃、H₂O混合溶液(体积比1:2:80)进行浸蚀。在金相试样基础上反复进行“腐蚀-抛光”,以消除表面应力层。采用扫描电子显微镜(SEM)附带的电子背散射衍射仪(EBSD)探头逐点采集试样的晶体取向信息,利用Channel 5软件进行数据处理。

在锻件边缘、弧面和心部3个位置沿弦向(TD)切取拉伸试样,测试室温和600℃拉伸性能。拉伸试样平行段直径为5 mm,标距长度为30 mm,拉伸过程中屈服前变形速率为0.005 min⁻¹,屈服后变形速率为0.05 min⁻¹。

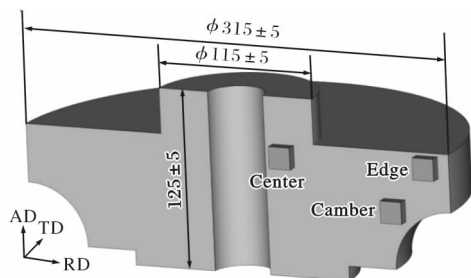


图1 Ti150合金锻件形状及取样位置示意图

Fig. 1 Shape of Ti150 alloy forging and schematic diagram of sampling locations

2 结果与讨论

2.1 低高倍组织

Ti150合金锻件纵剖面低倍组织为典型的模糊晶组织,如图2所示。锻件纵剖面中部区域有较为明显的“S”形锻造流线,靠近锻件外缘轮廓区域的流线特征不明显。

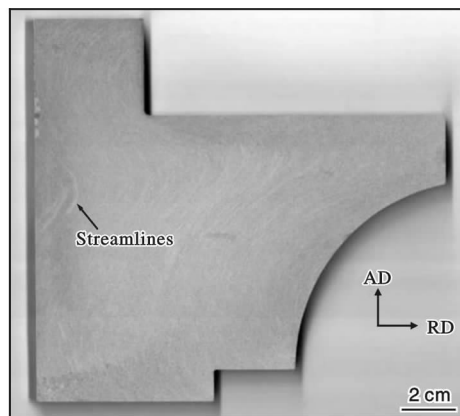


图2 Ti150合金锻件纵剖面低倍组织

Fig. 2 Macrostructure on AD-RD plane of Ti150 alloy forging

对图 1 所示锻件边缘、弧面和心部 3 个典型位置的金相组织进行观察，结果见图 3。从图 3 可以看出，锻件边缘、弧面和心部均为双态组织，等轴状初生 α 相均匀分布于 β 转变组织基体上，体积分数均在 15% 左右。采用割线法测得 3 个位置的原始 β

晶粒尺寸为 $80 \sim 95 \mu\text{m}$ 。

从图 3 还可以看出，边缘和弧面处 β 转变组织中的 α 板条呈编织排列，心部 β 转变组织中 α 板条呈集束状，贯穿整个晶粒；3 个位置次生 α 板条厚度没有明显差异。

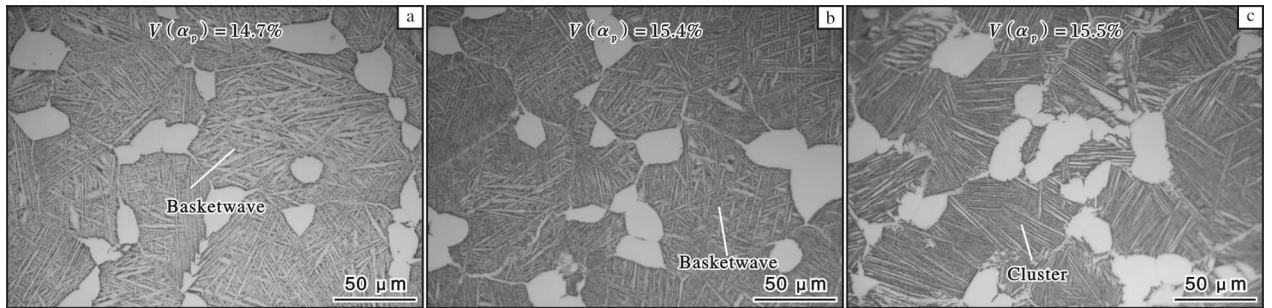


图 3 Ti150 合金锻件纵剖面不同位置的金相组织

Fig. 3 Metallographic structures on AD-RD plane in different locations of Ti150 alloy forging: (a) edge; (b) camber; (c) center

2.2 晶体取向

Ti150 合金锻件 3 个典型位置的 EBSD 分析结果见图 4。由图 4a、4b 可见，锻件边缘和弧面位置的晶粒取向分布较为均匀，未见明显的取向相近晶粒聚集。从图 4c 可见，取向相近晶粒聚集而成的条带（图中黑色虚线所示区域）长度可达 2 mm 左右，宽度约 $500 \mu\text{m}$ 。此类条带即为“宏区”（Macro-zone），表明组织中存在较强的微结构。

由反极图 (inverse pole figure, IPF) 可见，不同

位置的织构强度相当，最大极密度约为 2，但晶体集中取向存在差异，边缘位置主要为 $[0001]_{\alpha}$ 平行于弦向的集中取向，弧面和心部位置的晶体存在多个集中取向，且心部位置的集中取向更多元化。对心部各个“宏区”的弦向反极图进行分析，结果如图 5 所示。从图 5 可见，不同“宏区”的晶体取向存在明显差异，A 区为 $[01\bar{1}0]_{\alpha}$ 与弦向接近平行的集中取向，B 区为 $[0001]_{\alpha}$ 基本平行于弦向的集中取向，C 区为 $[\bar{1}210]_{\alpha}$ 接近平行于弦向的集中取向。

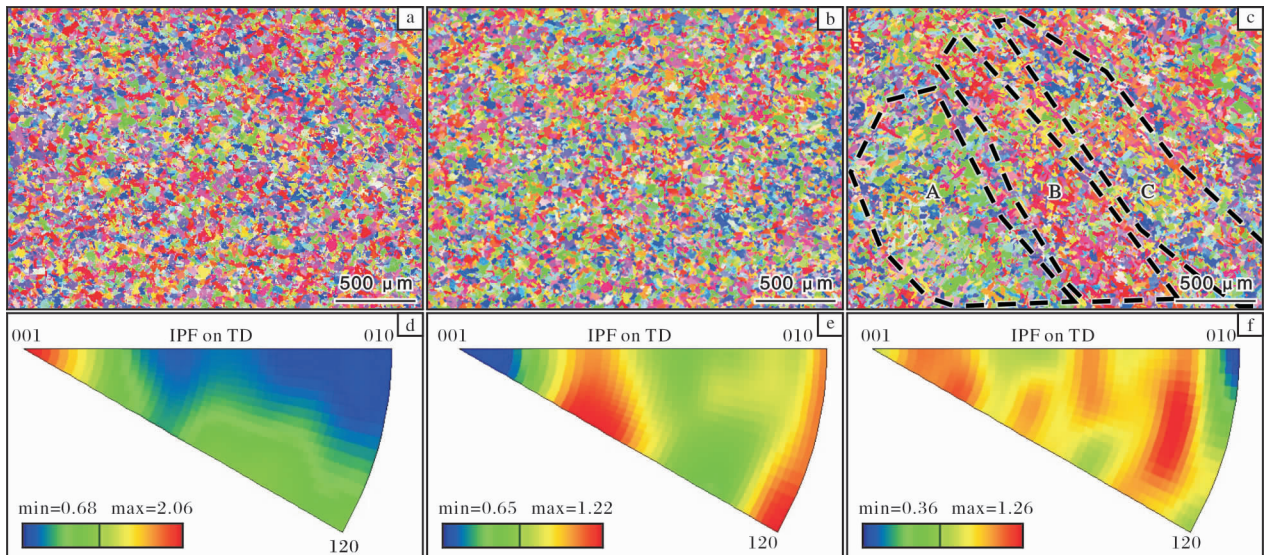


图 4 Ti150 合金锻件不同位置的晶体取向分布图及沿弦向的反极图

Fig. 4 Crystal orientation distribution maps and IPF on TD in different locations of Ti150 alloy forging: (a, d) edge; (b, e) camber; (c, f) center

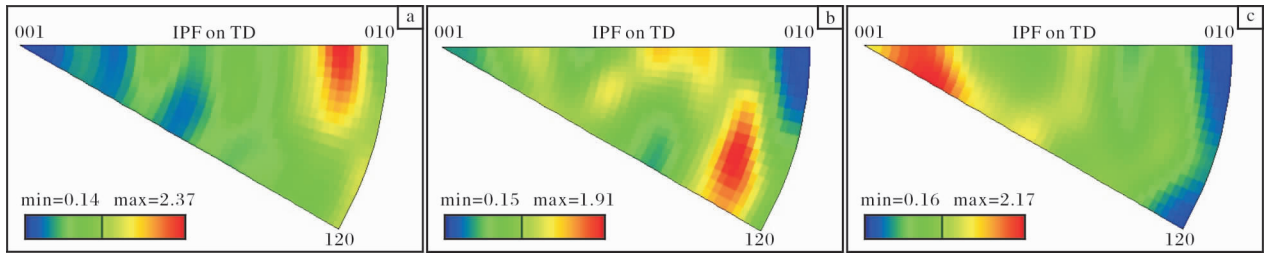


图5 心部位置各个“宏区”的弦向反极图

Fig. 5 IPF on TD of different macrozones in center area: (a) zone A; (b) zone B; (c) zone C

2.3 拉伸性能

表1和表2分别是Ti150合金锻件不同位置的室温和高温(600℃)拉伸性能。从表1可以看出,锻件边缘的室温强度最高,弧面位置次之,心部最低,心部与边缘的强度差可达80MPa以上。600℃拉伸性能也表现出相近规律,但不同位置的强度差值较室温明显收窄。

表1 Ti150合金锻件不同位置的室温拉伸性能

Table 1 Room temperature tensile properties in different locations of Ti150 alloy forging

Location	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	$Z/\%$
Edge	920	1040	11	12.5
	935	1050	8.5	16.5
Camber	890	990	11	15
	900	1020	14	14
Center	840	960	14	24
	850	960	14	24

表2 Ti150合金锻件不同位置的600℃拉伸性能

Table 2 Tensile properties at 600℃ in different locations of Ti150 alloy forging

Location	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	$Z/\%$
Edge	530	655	22	53
	540	670	18	51
Camber	525	675	24	54
	525	675	21	50
Center	510	630	17	51
	510	630	20	47

2.4 微织构对显微组织的影响

β 转变组织是固溶热处理后的 β 相在冷却过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变形成的,该相变属于扩散型固态相变,经历形核和长大过程。因此, β 转变组织中的 α 板条形态受冷却速率影响较大,在快速冷却条件下,长大过程被抑制,容易形成方向不同的细 α 板条,

反之则容易形成较为粗大的 α 板条集束。本研究中,不同金相试样的取样位置与锻件表面的距离相同,固溶处理后冷却速率接近,因此 α 板条厚度未见明显差异,但排列方式却存在明显差异,表明3个不同位置的原始 β 晶粒在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中发生了不同的变体选择。

$\beta \rightarrow \alpha$ 相变生成的 α 相与 β 母相保持如下 Burgers 取向关系: $\{110\}_\beta // \{0001\}_\alpha$, $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$, 因此,同一 β 相转变形成的 α 相可能存在12种不同取向的变体。理想情况下,相变过程形成的 α 板条取向均匀随机,而实际相变过程中,新生成的 α 板条取向会受到初生 α 相取向的影响,通常会形成与其相近的取向。此外,相邻 β 相晶粒取向相近时,为使界面能量最低,晶粒中的次生 α 相倾向于形成相近取向,若原始 β 晶粒存在较强的微织构,则会遗传至 β 转变组织^[22, 23]。由此可见,图4c中的“宏区”即微织构的形成是初生 α 相取向以及由此引起的次生 α 相变体择优选择的结果。结合扩散型相变的特点,变体选择导致其他变体的析出被抑制,取向单一的次生 α 相形核、长大,最终形成贯穿整个原始 β 晶粒的 α 集束。边缘和弧面位置的“宏区”尺寸明显较小(图4a、4b),表明 α 相取向分布相对分散,与之对应的是 β 转变组织内形成编织排列的次生 α 相;而心部“宏区”尺寸明显较大(图4c),表明存在较强微织构,“宏区”内取向相近的 α 相相对集中,诱发 β 转变组织内形成平行排列的集束状次生 α 相。

2.5 微织构对拉伸性能的影响

根据 Hall-Petch 关系,材料的屈服强度与位错运动至界面发生塞积所经过的距离有关,一般认为该距离为晶粒直径或多边形化的线尺寸。如果存在晶粒取向相近的“宏区”,位错在一个“宏区”中运动时受到的阻力有限,不足以形成较强的塞积,直至

运动到晶粒取向与该“宏区”取向差异较大的界面处才能形成较强的塞积, 因此, 单个“宏区”可被认为是一个变形单元, 与单个晶粒等效。由于锻件心部存在的“宏区”宽度可达 500 μm 左右(图 4c), 明显高于正常等轴 α 相的晶粒尺寸, 因此可认为心部存在粗大晶粒, 导致其拉伸性能明显低于边缘和弧面区域。

此外, 当双态组织由等轴初生 α 相与编织状 β 转变组织组成时, 单个 α 板条可视为一个变形单元, 位错穿过一个 α 板条后在下一板条界面处即可形成较强的位错塞积, 导致屈服强度增大。较强的微织构导致 α 板条形成集束状, 当双态组织由等轴初生 α 相与集束状次生 α 相组成时, 平行排列的 α 板条集束因其具有相同晶体取向可视为一个晶粒, 因此 α 板条集束可被视为是一个变形单元, 位错运动至不同取向的 α 板条集束界面时才能形成较强塞积, 导致强度偏低。

Ti150 合金锻件不同位置的高温拉伸强度差异低于室温拉伸强度差异, 主要是由于随着拉伸温度的升高, 不同滑移系的临界分切应力(critical resolved shear stress, CRSS)之间的差异减小^[24]。 α -Ti 中基面 a 滑移、柱面 a 滑移和锥面 a + c 滑移是最容易开动的 3 个滑移系, 室温下, 基面 a 滑移和柱面 a 滑移的 CRSS 显著低于锥面 a + c 滑移, 相差幅度可达数倍, 开动的滑移系较少, 微织构强的区域变形不协调, 与微织构弱的区域强度差异较大; 而在高温下, 3 个滑移系的 CRSS 接近, 启动的滑移系数目增加, 微织构影响减弱。因此, Ti150 合金锻件不同位置拉伸强度的差异可以通过微织构差异得到合理解释。

3 结 论

(1) Ti150 合金锻件为双态组织, 边缘和弧面位置的 β 转变组织由编织状排列的 α 板条组成, 而心部位置的 β 转变组织由 α 板条集束组成。

(2) Ti150 合金锻件边缘和弧面位置的微织构较弱, 靠近心部位置的微织构较强, 表现为由相近晶体取向晶粒聚集而成的条带状“宏区”。

(3) Ti150 合金锻件中微织构的强弱对 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中 α 相的变体选择有明显影响。微织构强的区域易形成 α 板条平行排列的集束状 β 转变组织, 微织构弱的区域易形成 α 板条编织排列的 β 转变组织。

(4) Ti150 锻件心部存在的“宏区”(即微织构)和 β 转变组织中的集束状次生 α 相均相当于粗大晶粒, 使位错运动距离增大, 导致锻件心部位区域的强度明显低于边缘和弧面区域。

参考文献 References

- [1] Boyer R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1996, 213(1/2): 103 - 114.
- [2] Banerjee D, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(3): 844 - 879.
- [3] 王清江, 刘建荣, 杨锐. 高温钛合金的现状与前景 [J]. *航空材料学报*, 2014, 34(4): 1 - 26.
- [4] 金和喜, 魏克湘, 李建明, 等. 航空用钛合金研究进展 [J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(2): 280 - 292.
- [5] 刘莹莹, 陈子勇, 金头男, 等. 600 $^{\circ}\text{C}$ 高温钛合金发展现状与展望 [J]. *材料导报*, 2018, 32(11): 1863 - 1869.
- [6] Mishra H, Ghosal P, Nandy T K, et al. Influence of Fe and Ni on creep of near α -Ti alloy IMI834 [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 399(1/2): 222 - 231.
- [7] Vo P, Jahazi M, Yue S. Recrystallization during beta working of IMI834 [J]. *Advanced Materials Research*, 2007, 15 - 17: 965 - 969.
- [8] Germain L, Gey N, Humbert M, et al. Texture heterogeneities induced by subtransus processing of near α titanium alloys [J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(16): 4298 - 4308.
- [9] Vo P, Jahazi M, Yue S. Recrystallization during thermo mechanical processing of IMI834 [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39A: 2965 - 2980.
- [10] Fan X G, Yang H, Gao P F, et al. The role of dynamic and post dynamic recrystallization on microstructure refinement in primary working of a coarse grained two-phase titanium alloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 234: 290 - 299.
- [11] Uta E, Gey N, Bocher P, et al. Texture heterogeneities in α_p/α_s titanium forging analyzed by EBSD-relation to fatigue crack propagation [J]. *Journal of Microscopy*, 2009, 233(3): 451 - 459.
- [12] Gey N, Bocher P, Uta E, et al. Texture and microtexture variations in a near- α titanium forged disk of bimodal microstructure [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 2647 - 2655.
- [13] Moreau A, Toubal L, Bocher P, et al. Evaluation of macrozone dimensions by ultrasound and EBSD techniques [J]. *Materials Characterization*, 2013, 75: 115 - 128.
- [14] Bache M R, Cope M, Davies H M, et al. Dwell sensitive

- fatigue in near alpha titanium alloy at ambient temperature [J]. International Journal of Fatigue, 1997, 19(93): 83-88.
- [15] Thomsen M L, Hoepfner D W. The effect of dwell loading on the strain accumulation behavior of titanium alloys[J]. International Journal of Fatigue, 1998, 20(4): 309-317.
- [16] Sackett E E, Germain L, Bache M R. Crystal plasticity, fatigue crack initiation and fatigue performance of advanced titanium alloys[J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29(9/10/11): 2015-2021.
- [17] Singh A, Balasundar I, Gautam J P, et al. Effect of primary α phase fraction on tensile behavior of IMI 834 alloy[J]. Procedia Structural Integrity, 2019, 14: 78-88.
- [18] Torster F, Andres C, Lütjering G, et al. Correlation between texture and high temperature mechanical properties of the titanium alloy IMI834[J]. Zeitschrift für Metallkunde, 1999, 90(3): 174-181.
- [19] 张明达, 曹京霞, 隋楠, 等. 高载荷作用下 Ti6242 钛合金低周疲劳和保载疲劳损伤行为分析[J]. 航空材料学报, 2019, 39(1): 55-61.
- [20] Qiu J K, Ma Y J, Lei J F, et al. A comparative study on dwell fatigue of Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo($x=2$ to 6) alloys on a microstructure-normalized basis [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(13): 6075-6087.
- [21] Bache M R. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions[J]. International Journal of Fatigue, 2003, 25(9/10/11): 1079-1087.
- [22] Zhao Z B, Wang Q J, Liu J R, et al. Effect of heat treatment on the crystallographic orientation evolution in a near- α titanium alloy Ti60 [J]. Acta Materialia, 2017, 131: 305-314.
- [23] Zhao Z B, Wang Q J, Liu J R, et al. Effect of β (110) texture intensity on α -variant selection and microstructure morphology during $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation in near α titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 126: 372-382.
- [24] Li H, Mason D E, Bieler T R, et al. Methodology for estimating the critical resolved shear stress ratios of α -phase Ti using EBSD-based trace analysis[J]. Acta Materialia, 2013, 61(20): 7555-7567.

行业动态

宝钛股份 6300 t 钛合金挤压生产线热负荷试车成功

据中国重型机械研究院股份公司 6 月 2 日报道, 该公司锻压工程事业部为宝鸡钛业股份有限公司(以下简称宝钛股份)成套供货的 6300 t 钛合金挤压生产线一次性热负荷试车成功。该设备运转平稳, 系统控制精准, 各项技术性能指标及产品质量均达到合同要求。

6300 t 钛合金挤压生产线是宝钛股份“高品质钛锭、管材型材生产线建设项目”的核心设备, 是目前国内最大的钛合金挤压装备之一。项目采用了蓄势器油压传动高速挤压电液控制技术、机器人智能化辅助系统等多项新技术, 实现钛合金挤压高可靠性自动化生产, 制品质量优良。其可挤压制备的钛合金无缝管材最大外径为 325 mm, 钛合金型材最大截面积为 5000 mm²。

来源: 中国重型机械研究院股份公司官微

日本东邦钛公司 2021 财年结算速报

日本东邦钛公司 2021 财年(2021 年 4 月 1 日至 2022 年 3 月 31 日)累计营业额为 555 亿日元, 较 2020 财年的 362 亿日元增长了 53.3%; 营业利润为 52 亿日元, 较 2020 财年的 31 亿日元增长了 67.7%; 净利润为 37 亿日元, 实现扭亏为盈。

2021 财年, 航空领域及一般工业领域对钛金属的需求均呈现稳定复苏态势, 半导体领域对高纯钛的需求依旧旺盛。海绵钛销售量大幅增长, 钛铸锭销售量也在下半年有所增长, 2021 财年东邦钛公司钛产品销售量较 2020 财年增长 82%。自 2022 年 1 月以来, 东邦钛公司位于日本国内的海绵钛工厂一直处于满负荷运行状态(2021 财年海绵钛工厂平均开工率为 77%)。

预计 2022 财年, 航空领域对钛金属的需求将持续回暖; 一般工业领域, 特别是中国市场的需求也将继续增长, 故海绵钛和钛铸锭的销量均有望增长。目前, 日本国内外对海绵钛的询盘也非常活跃, 东邦钛公司计划加大位于沙特阿拉伯的 Saudi 工厂的海绵钛产量, 以弥补日本国内产量有限的不足。原材料的供需将依旧紧张, 成本可能出现大幅增长, 主要归因于电力、二次材料以及运输成本的增长。

(何蕾编译自东邦钛公司官网)