引用格式：张贵福，孙花梅，辛社伟，等．热处理对 Ti-B25 钛合金显微组织和力学性能的影响[J]．材料工程，2026，54(7)：231-240.
ZHANG Guifu，SUN Huamei，XIN Shewei，et al.Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-B25 titanium alloys[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(7)：231-240.

热处理对 Ti-B25 钛合金显微组织和力学性能的影响

张贵福[1,2]，孙花梅[2*]，辛社伟[1,2]，宁昭勇[1,2]，蔡建华[2]，南　榕[2]，戚运莲[2]
（1 东北大学 材料科学与工程学院，沈阳 110819；2 西北有色金属研究院，西安 710016）

摘要：采用光学显微镜、扫描电镜、电子背散射衍射等表征技术，研究固溶温度、时效温度和时效时间对新型高强 Ti-B25 钛合金显微组织和力学性能的影响。结果表明：Ti-B25 钛合金经固溶处理后，显微组织由等轴状初生 α 相（α_p）和 β 基体组成。随着固溶温度的升高，α_p 相体积分数和尺寸不断减小，合金强度和塑性同时下降。当固溶温度为 780 ℃和 800 ℃时，随着时效温度的升高，次生 α 相（α_s）发生粗化，体积分数减少，合金强度降低而塑性升高。当固溶温度为 800 ℃，时效温度为 600 ℃时，随着时效时间的增加，α_s 相不断粗化但体积分数先增加后减少，合金强度先升高后下降，而塑性变化不大。在 800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/8 h/AC 固溶时效时，α_s 相尺寸和数量获得了较好的匹配，此时合金强塑性匹配最佳，抗拉强度和屈服强度分别为 1270 MPa 和 1220 MPa，伸长率和断面收缩率分别为 15％ 和 49％。由此确定合金的最优热处理制度为：800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/8 h/AC。经过最优热处理制度处理后，Ti-B25 钛合金组织中的 α 相和 β 相体积分数与晶粒取向发生显著改变，α 相体积分数和大角度晶界含量明显增加。α 相织构由 T 型织构转变为 B 型织构、$\langle 11\bar{2}0\rangle$//TD 和 $\langle 10\bar{1}0\rangle$//AD 丝织构，β 相织构则由立方织构转变为〈111〉//TD 丝织构，两相织构强度均有所增加。

关键词：Ti-B25 钛合金；热处理；力学性能；显微组织
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000352　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000352
中图分类号：TG156.1；TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)07-0231-10

Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-B25 titanium alloys

ZHANG Guifu[1,2]，SUN Huamei[2*]，XIN Shewei[1,2]，NING Zhaoyong[1,2]，
CAI Jianhua[2]，NAN Rong[2]，QI Yunlian[2]
（1 School of Materials Science and Engineering，Northeastern University，Shenyang 110819，China；
2 Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research，Xi'an 710016，China）

Abstract：The effect of solution temperatures，aging temperatures and aging time on the microstructure and mechanical properties of novel high-strength Ti-B25 titanium alloy is investigated by means of optical microscope，scanning electron microscope and electron backscatter diffraction. The results show that the microstructure of Ti-B25 titanium alloy consists of equiaxed primary α phase（α_p）and β matrix after solution treatment. As the solution temperature increases，the volume fraction and size of α_p phase gradually decrease，accompanied by the simultaneous deterioration of strength and ductility of the alloy. When the solution temperature is 780 ℃ and 800 ℃，with the increase of aging temperature，the secondary α phase（α_s）coarsens and decreases in volume fraction，causing a decrease in strength and an increase in ductility. At the solution temperature of 800 ℃ and aging temperature of 600 ℃，with the increase of aging time，the α_s phase continuously coarsens，and the volume fraction of α_s phase increases firstly and then decreases，resulting in an increase and then a decrease in the strength of the alloy，but little change in the ductility. After solution and aging treatment at 800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/8 h/AC，the size and volume fraction of α_s

phase achieve a good balance, and the alloy achieves the best balance between strength and ductility. The tensile strength and yield strength reach 1270 MPa and 1220 MPa, respectively, while the elongation and reduction of area are 15% and 49%. Therefore, the optimal heat treatment scheme of the alloy is determined to be 800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC. After the optimal heat treatment, the volume fraction and grain orientation of α and β phases in the Ti-B25 titanium alloy microstructure change significantly. The volume fraction of the α phase and the proportion of high angle grain boundaries increase obviously. The α phase texture transforms from T-type texture to B-type texture, $\langle 11\bar{2}0\rangle$ //TD and $\langle 10\bar{1}0\rangle$ //AD fiber texture, while the β phase texture changes from cubic texture to $\langle 111\rangle$ //TD fiber texture, and the texture intensity of both phases is enhanced.

Key words: Ti-B25 titanium alloy; heat treatment; mechanical property; microstructure

钛合金因其高的比强度、良好的淬透性、优异的疲劳性能以及耐腐蚀性能等优点，广泛应用于石油化工、航空航天、生物医疗、汽车和船舶等领域[1-3]。随着舰船领域的快速发展，对钛合金管材的强塑性匹配要求越来越高，然而，α型和近α型钛合金塑性好但强度低，而α+β型钛合金强度高但冷加工性能差，均无法满足舰船天线管新的使用要求。为了满足舰船天线管新的使用要求，西北有色金属研究院自主研发了一种新型高强β钛合金——Ti-B25，该合金在具有高强度的同时，还具有良好的冷加工性能[4-5]。

众所周知，高强钛合金的力学性能与其显微组织密切相关，β晶粒尺寸、初生α相(α_p)的形貌会影响塑性，β基体中次生α相(α_s)的析出可以提高抗拉强度，而α_s相尺寸的减小或数量的增加又有助于提高屈服强度[6-7]。热处理则是调控高强钛合金显微组织和力学性能的关键。在此之前，已有大量文献探讨了高强钛合金热处理工艺与显微组织和力学性能之间的关系。Chen等[8]研究发现一种新型高强钛合金经830 ℃固溶后依次在300 ℃和560 ℃时效处理，由于ω相的辅助形核作用和伪调幅机制，组织中产生了尺寸较小的针状α_s相，使合金的抗拉强度达到1508 MPa。Zhu等[9]研究发现Ti-5Al-4Zr-8Mo-7V合金在800 ℃固溶，然后在570 ℃时效处理后获得了抗拉强度和伸长率分别为1390 MPa和10%的良好强塑性匹配，α_s相间距长度和加工硬化行为分别是决定该合金强度和塑性的主要因素。Dong等[10]研究发现Ti-7Mo-3Nb-3Cr-3Al合金经820 ℃/30 min/AC+520 ℃/6 h/AC固溶时效后可实现抗拉强度和伸长率分别为1450 MPa和10.5%的最佳强塑性匹配，这种平衡归因于球状α_p相和各种针状α_s相变体的产生。目前，对于Ti-B25钛合金，研究人员开展了大量热模拟压缩实验[5,11-12]，但关于热处理方面的研究报道仍较少。

本工作以Φ60 mm的Ti-B25钛合金锻棒为研究对象，该规格棒材可直接机加工成管材，因此对其开展研究有助于后续管材的生产应用。针对Ti-B25钛合金，系统研究了热处理工艺对其显微组织与力学性能的影响规律，通过优化热处理工艺获得了良好的强塑性匹配，为舰船天线管热处理工艺的制定提供了参考依据。

1 实验材料与方法

实验用Ti-B25钛合金锻棒由西北有色金属研究院提供。Ti-B25钛合金化学成分(质量分数/%)为Al 4.12，Mo 4.00，Cr 4.11，Zr 3.94，Sn 2.03，Fe 1.54，Nb 2.92，Ti为余量。金相法测得合金的相变点为874 ℃。合金的锻态组织如图1所示，等轴状α_p相均匀分布在β基体上，其中，α_p相晶粒平均尺寸约为1.89 μm，体积分数约为28.76%。

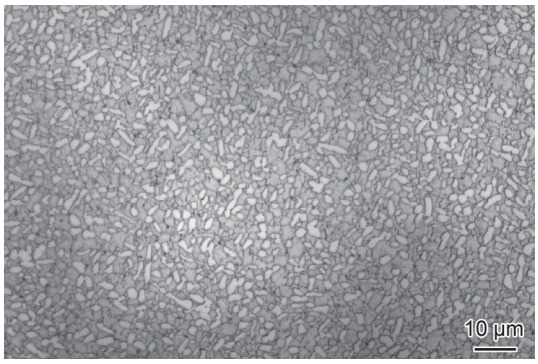


图1 锻态Ti-B25钛合金的光学显微组织

Fig.1 Optical microstructure of as-forged Ti-B25 titanium alloy

由于Ti-B25钛合金的应用场景对强塑性匹配要求较高，所以本实验选择两相区温度固溶以保留一定量的α_p相，固溶处理后对合金进行不同温度和时间的时效处理，从而使合金达到良好的强塑性匹配。详细的热处理制度如表1所示，表中AC表示空冷。热处理完成后，对锻态和热处理态试样分别进行显微组织观察和室温拉伸性能检测。金相试样经磨抛处理后使

表1　不同的热处理制度

Table 1　Different heat treatment schemes

Sample No.	Heat treatment
1	780 ℃/1 h/AC
2	800 ℃/1 h/AC
3	820 ℃/1 h/AC
4	840 ℃/1 h/AC
5	780 ℃/1 h/AC＋550 ℃/8 h/AC
6	780 ℃/1 h/AC＋580 ℃/8 h/AC
7	780 ℃/1 h/AC＋600 ℃/8 h/AC
8	800 ℃/1 h/AC＋550 ℃/8 h/AC
9	800 ℃/1 h/AC＋580 ℃/8 h/AC
10	800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/8 h/AC
11	800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/4 h/AC
12	800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/6 h/AC
13	800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/10 h/AC

用体积比为$HF:HNO_3:H_2O=1:3:7$的腐蚀液进行腐蚀，分别采用Zeiss Axio Vert A1光学显微镜和SU5000扫描电子显微镜观察微观组织形貌。随后利用Image-pro plus 6.0软件测量α相的尺寸和体积分数。电子背散射衍射(electron backscatter diffraction，EBSD)试样尺寸为10 mm(轴向，AD)×7 mm(切向，TD)×3 mm(径向，RD)，表征面为试样AD-TD平面，经打磨和电解抛光后，同样采用配备了取向分析系统(AZtec HKL)的SU5000扫描电子显微镜进行EBSD测试，在Channel 5软件中对采集的EBSD数据进行分析。室温拉伸性能测试在Instron5985型拉伸试验机上进行。

2　结果与分析

2.1　力学性能

2.1.1　固溶温度对力学性能的影响

表2为Ti-B25钛合金在不同固溶温度下的室温拉伸性能。由表2可见，随着固溶温度的不断提高，合金强度明显下降，而塑性下降幅度不大。当固溶温度为780 ℃时，合金具有最高的强度，其抗拉强度和屈服强度分别为1034 MPa和998 MPa，相应的伸长率和断面收缩率分别为18%和66%。而当固溶温度为800 ℃，此时合金具有最高的伸长率(19%)，相应的抗拉强度和屈服强度分别为1015 MPa和951 MPa。

表2　Ti-B25钛合金在不同固溶温度下的室温拉伸性能

Table 2　Room temperature tensile properties of Ti-B25 titanium alloy at different solution temperatures

Condition	R_m/MPa	$R_{p0.2}$/MPa	A/%	Z/%
780 ℃/1 h/AC	1034±3.51	998±6.51	18±0.25	66±1.00
800 ℃/1 h/AC	1015±0.58	951±5.51	19±0.75	61±0.50
820 ℃/1 h/AC	1009±3.00	949±5.00	17.5±1.75	57±0.50
840 ℃/1 h/AC	983±6.00	908±1.53	17±1.25	44±0.50

2.1.2　时效温度对力学性能的影响

为了使Ti-B25钛合金获得更好的强塑性匹配，进一步对780 ℃和800 ℃固溶后的试样进行不同温度的时效处理。表3为Ti-B25钛合金在不同时效温度下的室温拉伸性能。由表3可以看出，合金的强度在780 ℃和800 ℃固溶温度下经不同温度时效处理后均得到较大的提升，而塑性略微下降。当固溶温度为780 ℃时，580 ℃时效后的强度虽高但塑性较差，600 ℃时效后的塑性好但强度低，相比较而言，550 ℃时效后的强塑性匹配效果较好，其抗拉强度达到1256 MPa，屈服强度达到1214 MPa，伸长率为16%，断面收缩率为53%。当固溶温度为800 ℃时，随着时效温度的提高，合金强度逐渐下降，塑性逐渐升高。600 ℃时效后的抗拉强度和屈服强度分别为1270 MPa和1220 MPa，而伸长率和断面收缩率分别为15%和49%，此时合金的强塑性匹配效果最好，且与780 ℃/1 h/AC＋550 ℃/8 h/AC固溶时效处理相比，800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/8 h/AC固溶时效后的综合力学性能明显优于前者。因此，Ti-B25钛合金在800 ℃固溶后经600 ℃时效时的强塑性匹配效果最好。

表3　Ti-B25钛合金在不同时效温度下的室温拉伸性能

Table 3　Room temperature tensile properties of Ti-B25 titanium alloy at different aging temperatures

Condition	R_m/MPa	$R_{p0.2}$/MPa	A/%	Z/%
780 ℃/1 h/AC＋550 ℃/8 h/AC	1256±1.53	1214±3.51	16±0.25	53±0.50
780 ℃/1 h/AC＋580 ℃/8 h/AC	1284±5.00	1235±4.51	11.5±0.50	50±1.00
780 ℃/1 h/AC＋600 ℃/8 h/AC	1169±7.00	1137±0.58	17±0.00	53±0.00
800 ℃/1 h/AC＋550 ℃/8 h/AC	1401±1.53	1308±3.00	11.5±1.00	49±3.50
800 ℃/1 h/AC＋580 ℃/8 h/AC	1284±11.50	1231±10.50	13.5±1.00	48±1.00
800 ℃/1 h/AC＋600 ℃/8 h/AC	1270±3.00	1220±2.52	15±0.75	49±0.50

2.1.3 时效时间对力学性能的影响

在时效处理过程中，时效时间同样是影响钛合金力学性能的重要因素。因此，在 800 ℃/1 h/AC 固溶和 600 ℃时效的基础上，对 Ti-B25 钛合金进行了不同时间的时效处理。表 4 为该合金经不同时间时效处理后的室温拉伸性能。由表 4 可以看出，当时效时间由 4 h 逐渐延长至 8 h 时，合金的强度逐渐升高，而在 10 h 时效后，强度急剧下降；塑性方面，时效时间的变化对合金塑性没有产生明显影响。相比而言，Ti-B25 钛合金时效 8 h 时可获得较好的强塑性匹配。

表 4 Ti-B25 钛合金在不同时效时间下的室温拉伸性能

Table 4 Room temperature tensile properties of Ti-B25 titanium alloy under different aging time

Condition	R_m/MPa	$R_{p0.2}$/MPa	A/%	Z/%
800 ℃/1 h/AC+600 ℃/4 h/AC	1234±7.00	1173±7.00	16±0.75	47±0.00
800 ℃/1 h/AC+600 ℃/6 h/AC	1235±3.00	1177±0.58	14.5±0.50	46±4.50
800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC	1270±3.00	1220±2.52	15±0.75	49±0.50
800 ℃/1 h/AC+600 ℃/10 h/AC	1178±11.00	1145±1.00	16±0.75	49±4.50

综上所述，Ti-B25 钛合金在 800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC 固溶时效处理后具有最佳的综合力学性能，其抗拉强度和屈服强度分别达到 1270 MPa 和 1220 MPa，同时伸长率和断面收缩率分别达到 15% 和 49%。由此可见，800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC 为该合金的最优热处理制度。

2.2 显微组织

2.2.1 固溶温度对显微组织的影响

图 2 为 Ti-B25 钛合金在不同固溶温度下的显微组织。由图 2 可以看出，合金固溶处理后的显微组织均由大量细小的等轴状 α_p 相和 β 基体组成。当固溶温度为 780 ℃时（图 2(a)），α_p 相的体积分数约为 35.27%，晶粒平均尺寸约为 2.36 μm。当固溶温度为 800 ℃时（图 2(b)），其体积分数降至 28.86%，而晶粒平均尺寸减小至 2.26 μm；温度继续升高至 840 ℃时（图 2(c)），α_p 相仍保持等轴状，α_p 相的体积分数降至 14.84%，晶粒平均尺寸则减小至 1.84 μm。随着固溶温度升高，α_p 相不断向 β 基体中溶解，晶粒尺寸也逐渐减小。这是因为随着固溶温度不断提高至合金相变点附近，等轴状 α_p 相处于不稳定的状态，因此会不断溶入 β 基体中。此外，由于固溶温度的变化会影响合金元素再分配过程，固溶温度的升高会导致 β 基体中的 α 稳定元素含量降低而 β 稳定元素含量增加，从而使得等轴状 α_p 相体积分数降低[13]。

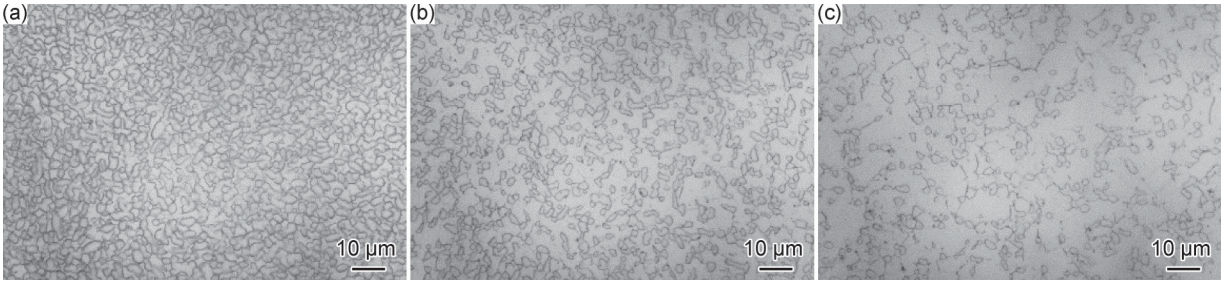


图 2 Ti-B25 钛合金在不同固溶温度下的显微组织

(a)780 ℃；(b)800 ℃；(c)840 ℃

Fig.2 Microstructures of Ti-B25 titanium alloy at different solution temperatures

(a)780 ℃；(b)800 ℃；(c)840 ℃

固溶温度的升高导致 α_p 相不断回溶，α_p 相体积分数减少，从而使合金的变形抗力降低。这是因为密排六方结构的 α_p 相比体心立方结构的 β 相具有更高的变形抗力；同时，α_p 相体积分数的减少会削弱其对 β 相的钉扎作用，β 晶粒发生长大后晶界总面积减小，这也使合金的变形抗力降低[14]。因此，Ti-B25 钛合金的强度随固溶温度的升高而逐渐下降。在塑性方面，合金经固溶处理后表现出优异的塑性，这主要归因于其组织中弥散分布的大量等轴 α_p 相[15-16]。在塑性变形过程中，等轴 α_p 相具有更好的变形协调能力。一般而言，其体积分数越高，塑性变形时位错滑移越容易分散到更多的 α_p 相中，从而避免在个别 α_p 相内产生应力集中而引发过早开裂，因此更有利于提高钛合金的拉伸塑性[17]。在本实验中，合金组织中等轴 α_p 相的体积分数随固溶温度的升高而不断减小，从而导致合金塑性持续下降。

2.2.2　时效温度对显微组织的影响

图 3(a),(b)为 Ti-B25 钛合金在 780 ℃固溶后经不同温度时效处理时的显微组织。可以看出,等轴状 α_p 相均匀分布在 β 基体上,其体积分数和形貌随时效温度的变化不明显。与等轴状 α_p 相相比,α_s 相对时效温度更为敏感。550 ℃时效时(图 3(a)),β 晶界、α/β 界面和 β 晶粒内析出大量针状 α_s 相,此时 α_s 相体积分数约为 28.98%,厚度约为 0.17 μm,且呈不规则交叉分布。随着时效温度升高至 600 ℃(图 3(b)),α_s 相厚度增加至 0.23 μm,发生粗化且间距明显增大,其体积分数降至 27.11%,数量有所减少。

图 3(c),(d)为 Ti-B25 钛合金在 800 ℃固溶后经不同温度时效处理时的显微组织。可以看出,α_p 相体积分数相比于固溶温度为 780 ℃时明显减少,并且随着时效温度的升高而有所增加;与此同时,α_s 相的变化趋势则截然不同。550 ℃时效时(图 3(c)),β 基体上析出大量针状 α_s 相,其尺寸十分细小,相界难以清晰识别。当时效温度升高至 600 ℃时(图 3(d)),α_s 相的相界逐渐变得清晰,不同取向的 α_s 相彼此交错,其体积分数和厚度分别约为 35.90% 和 0.20 μm,α_s 相厚度增加、间距增大,数量有所减少。与图 3(a),(b)相比,α_s 相数量增多且尺寸更加细小。

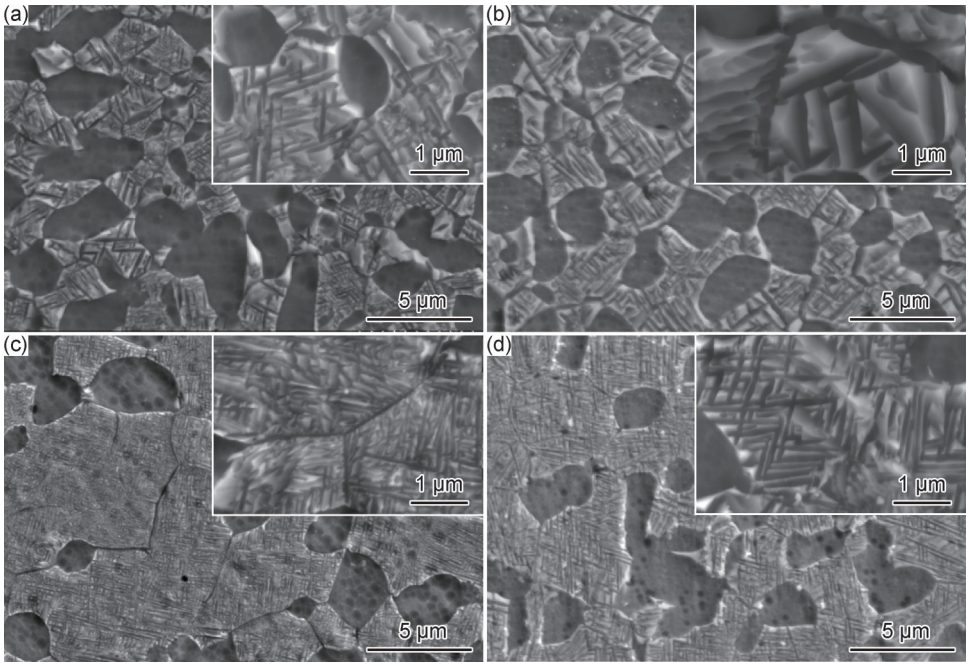


图 3　Ti-B25 钛合金在不同固溶温度下经不同温度时效时的显微组织

(a)780 ℃/1 h+550 ℃/8 h;(b)780 ℃/1 h+600 ℃/8 h;(c)800 ℃/1 h+550 ℃/8 h;(d)800 ℃/1 h+600 ℃/8 h

Fig.3　Microstructures of Ti-B25 titanium alloy at different solution temperatures and aged at different temperatures

(a)780 ℃/1 h+550 ℃/8 h;(b)780 ℃/1 h+600 ℃/8 h;(c)800 ℃/1 h+550 ℃/8 h;(d)800 ℃/1 h+600 ℃/8 h

实验结果表明,时效温度对 Ti-B25 钛合金中 α_s 相具有显著影响。时效过程中发生 β→α 相变,其根本原因在于溶质原子的扩散。在溶质原子的扩散作用下,细小的 α_s 相在 β 基体上析出[18]。众所周知,α_s 相的粗化行为是一个典型的热激活过程,其粗化速率取决于溶质原子的扩散速率[19]。时效温度越高,溶质原子扩散速率越快,从而加速 α_s 相的粗化。此外,时效温度的变化还会影响 β 基体中稳定元素的含量,提高时效温度使 β 稳定元素含量增加,同时降低 α 稳定元素含量,从而抑制 α_s 相的析出,导致其数量减少[17-18]。因此,当固溶温度一定时,提高时效温度会增大 α_s 相的生长驱动力、降低其形核率,进而使 α_s 相发生粗化且数量不断减少[20]。

文献表明[21],α_s 相数量越多、尺寸越细小,合金的强度越高。因此,与 780 ℃固溶相比,Ti-B25 钛合金在 800 ℃固溶后获得了更高的强度。800 ℃固溶时,随着时效温度的升高,α_s 相逐渐粗化、数量不断减少,导致 α/β 界面减少,从而降低了对位错运动的阻碍作用,使合金强度持续下降[22]。此外,α_s 相间距的增大增加了位错的自由滑移距离,也是强度降低的重要原因[18]。在塑性方面,α/β 界面的减少削弱了对位错运动的阻碍,在一定程度上降低了变形过程中的应力集中程度,从而有利于提高合金的塑性[14]。

2.2.3　时效时间对显微组织的影响

图 4 为 Ti-B25 钛合金经不同时间时效处理后的显微组织。可以看出,随时效时间的延长,α_p 相基本未

发生明显变化，而α_s相则表现出较大的差异。时效4 h后(图4(a))，β基体上析出大量弥散的针状α_s相，其体积分数约为21.03%，厚度约为0.15 μm。时效时间延长至6 h时(图4(b))，α_s相的体积分数和厚度分别增至约25.14%和0.17 μm，此时α_s相数量增多，分布更加均匀，且发生轻微粗化。时效8 h后(图4(c))，α_s相数量急剧增加，尺寸增大，相界变得更为清晰。当时效时间达到10 h时(图4(d))，α_s相体积分数下降至约32.10%，厚度增加至0.25 μm，α_s相发生明显粗化，且相间距增大。

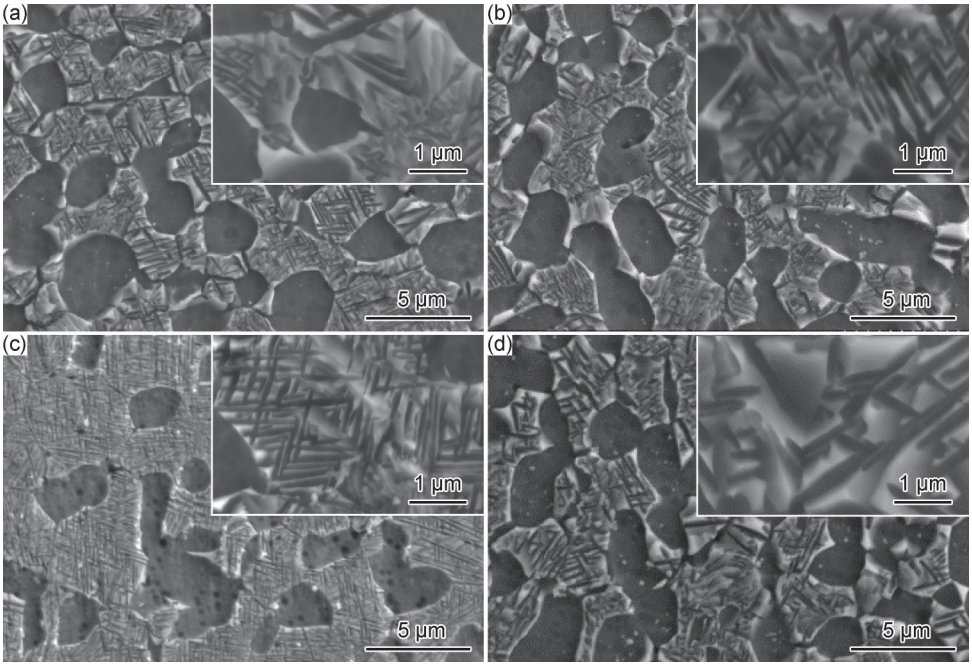


图4 Ti-B25钛合金800 ℃固溶处理后在600 ℃时效不同时间的显微组织

(a)4 h;(b)6 h;(c)8 h;(d)10 h

Fig.4 Microstructures of Ti-B25 titanium alloy aged at 600 ℃ for different time after solution treatment at 800 ℃

(a)4 h;(b)6 h;(c)8 h;(d)10 h

在时效处理过程中，α_s相的析出和长大均需要一定时间。在α_s相析出初期，其尺寸和数量随时效时间的延长而增加，合金的强度也随之提高。根据Orowan强化机制，当α_s相尺寸达到某一临界值时，强化效果最佳。此外，当α_s相数量趋于平衡后，继续延长时效时间，α_s相的数量变化不大，但其尺寸会持续长大。当α_s相的尺寸和间距增大到一定值时，位错将绕过α_s相运动，此时强度随α_s相的继续长大而降低。然而，拉伸过程中产生的变形在晶粒内的分布变得更加均匀，从而使塑性得到改善和提高[23-24]。因此，只有获得合适的α_s相尺寸和数量，才能实现良好的强塑性匹配。经800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC固溶时效处理后，α_s相的体积分数和厚度分别为35.90%和0.20 μm，此时其数量与尺寸达到相对较好的匹配，从而获得了最优异的综合力学性能。

2.3 EBSD分析

为了探究Ti-B25钛合金锻棒经最优热处理后的显微组织演变，进一步对锻态和最优热处理态试样进行了EBSD表征。图5(a-1)和图5(a-2)分别为锻态试样的相分布图和晶粒取向图。由图可见，锻态组织中α相和β相的体积分数分别为35.2%和64.8%，其中α相取向主要集中于〈0001〉和〈11$\bar{2}$0〉方向，β相取向则以〈001〉和〈111〉方向为主。图5(b-1)和图5(b-2)分别为最优热处理态试样的相分布图和晶粒取向图。可以看出，经最优热处理后，α相体积分数增至50.7%，这主要是由于β基体中析出大量α_s相所致，此时α相取向主要集中在〈0001〉方向附近，而β相取向则以〈101〉方向为主。与锻态相比，两相的体积分数与晶粒取向均发生了显著变化。

图6(a)和图6(b)分别为Ti-B25钛合金锻态和最优热处理态试样中α相与β相的晶粒取向差分布图。通常将取向差在2°～15°之间的晶界定义为小角度晶界(low-angle grain boundaries，LAGBs)，大于15°的则为大角度晶界(high-angle grain boundaries，HAGBs)[25]。如图6(a)，(b)所示，锻态试样在2°～15°范围内呈现出“单峰”特征，α相和β相的小角度晶界含量分别高达80%和89.8%，表明组织中晶界以小角度晶界为主。小角度晶界的大量存在是形变组织或强织构形成的

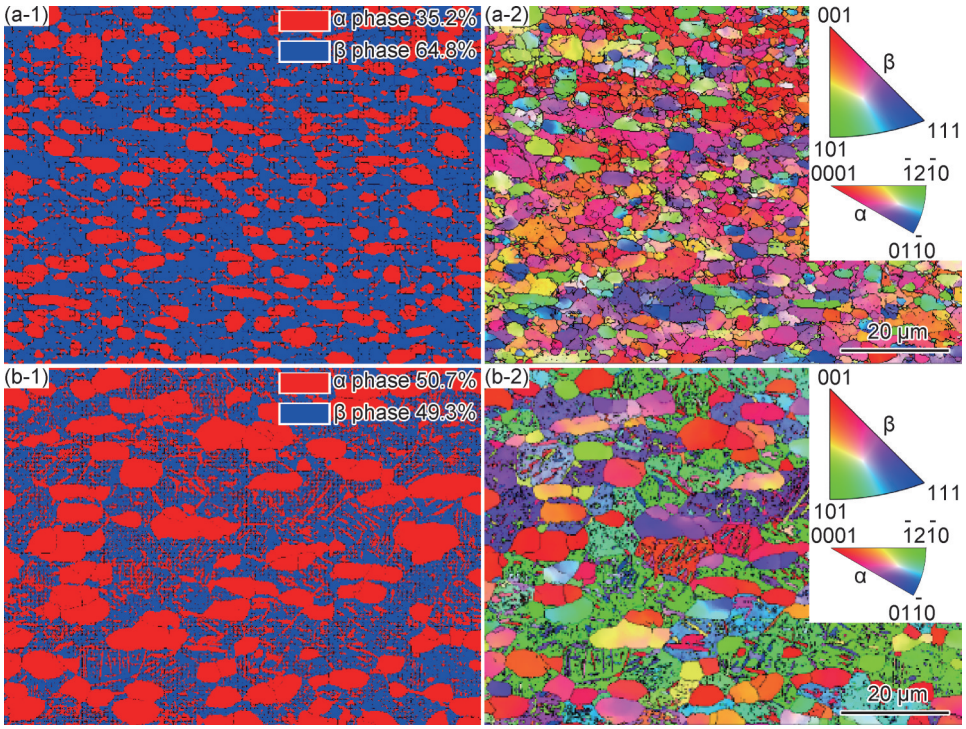


图 5　Ti-B25 钛合金锻态和固溶时效态的相分布图(1)和晶粒取向图(2)

(a)锻态;(b)800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC

Fig.5　Phase distribution maps(1) and grain orientation maps(2) of as-forged and solution-aged Ti-B25 titanium alloy

(a)as-forged;(b)800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC

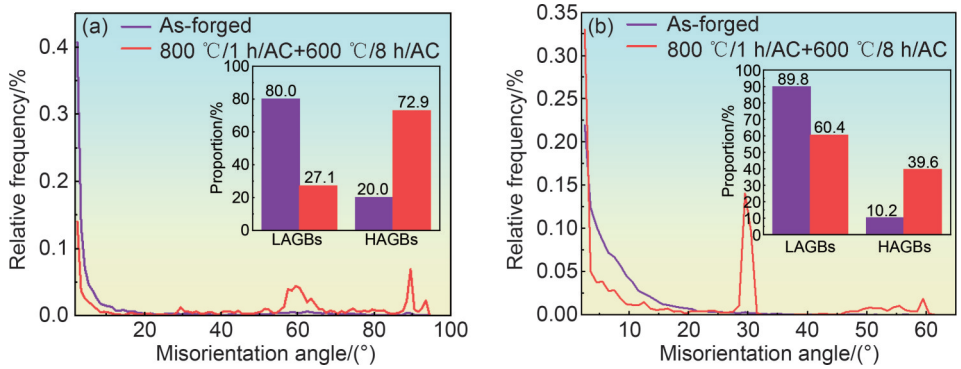


图 6　Ti-B25 钛合金锻态和 800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC 固溶时效态晶粒取向差分布图

(a)α 相;(b)β 相

Fig.6　Misorientation angle distribution maps of as-forged and 800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC solution-aged Ti-B25 titanium alloy

(a)α phase;(b)β phase

典型标志[26]。经最优热处理后,α 相和 β 相中大量小角度晶界转变为大角度晶界。此时,α 相中大角度晶界比例高达 72.9%,并在 60°和 90°附近出现明显峰值;β 相中大角度晶界比例为 39.6%,在 30°和 60°附近也出现了峰值。由于 β 相与 α 相之间存在 Burgers 取向关系,在 β→α 转变过程中,一个原始 β 晶粒可转变为 12 种不同的 α 相变体。理论上,这 12 种 α 变体之间应存在 10.53°、60°、60.83°、63.26°和 90° 5 种 α/α 晶界取向差,其分布比例为 1∶2∶3∶2∶2。然而,Ti-B25 钛合金在 10°、60°和 90°附近的取向差分布并不符合该理论比例,表明在最优热处理过程中发生了变体选择[27-28]。

图 7(a)和图 7(b)分别为 Ti-B25 钛合金锻态和最优热处理态试样的极图。如图 7(a)所示,锻态试样 α 相的{0001}晶面法向在 TD 方向附近形成集中取向,说明此时晶粒的晶体学 C 轴平行于试样的 TD 方向,属于典型的 T 型织构;此外,从 β 相的{001}极图中可以发现,在试样 RD 方向附近形成了较强的集中取向,结合{110}和{111}极图中的取向分布可知,β 相呈现出立方织构的特征。如图 7(b)所示,经过最优热处理后,α 相此时在 RD 附近形成了较强的{0001}基面集中

取向，为典型的B型基面织构特征，而{10$\bar{1}$0}和{11$\bar{2}$0}极图取向则分别平行于AD和TD，形成了〈10$\bar{1}$0〉//AD和〈11$\bar{2}$0〉//TD丝织构，织构强度由锻态时的5.26增加至10.25。α相的织构类型与其变体选择有关，经过最优热处理后，α相的变体选择使合金组织中生成了多种取向的α_s相，从而出现了新的织构[28]。此外，Ti-B25钛合金试样β相织构类型也发生了改变，形成了〈111〉//TD丝织构，织构强度由锻态时的14.49增加至18.63，这表明最优热处理后部分β晶粒发生了旋转，同时织构得到了强化。

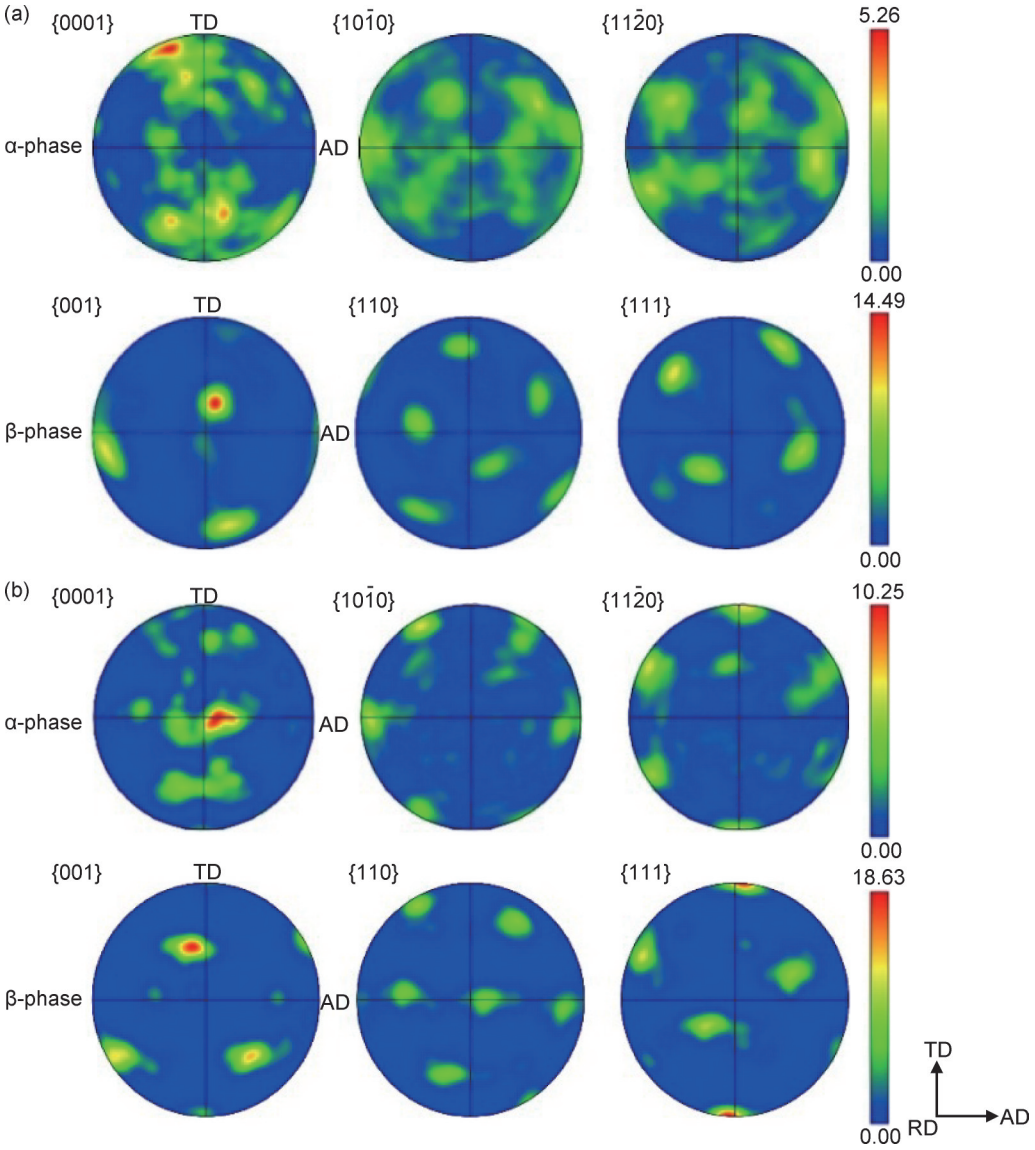


图7 Ti-B25钛合金不同状态下的极图

(a)锻态；(b)800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC

Fig.7 Pole figures of Ti-B25 titanium alloy under different states

(a)as-forged；(b)800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC

3 结论

(1)Ti-B25钛合金的强度和塑性均随固溶温度的升高而下降。时效处理时，随着时效温度的升高，合金强度降低而塑性提高；而随着时效时间的延长，合金强度先升高后下降，塑性变化不大。当热处理制度为800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC时，合金的强塑性匹配最佳，其抗拉强度和屈服强度分别为1270 MPa和1220 MPa，伸长率和断面收缩率分别为15%和49%。

(2)Ti-B25钛合金固溶处理后显微组织均由等轴状α_p相和β基体组成。随着固溶温度的升高，α_p相体积分数由35.27%降至14.84%，晶粒平均尺寸则从2.36 μm减小至1.84 μm。经时效处理后，在β基体上

析出大量α_s相。随着时效温度的升高，α_s相发生粗化，其体积分数不断降低；随着时效时间的延长，α_s相体积分数先由21.03%增加至35.90%，而后减少至32.10%，厚度由0.15 μm持续增加至0.25 μm。在800 ℃/1 h/AC+600 ℃/8 h/AC固溶时效时，α_s相的体积分数和厚度分别为35.90%和0.20 μm，此时α_s相数量和尺寸获得了较好的匹配。

(3)与锻态相比，经最优热处理后，Ti-B25钛合金α相体积分数由35.2%增加至50.7%，α相和β相晶粒取向也发生了显著改变，大量的小角度晶界向大角度晶界转变。α相织构由T型织构转变为B型织构以及$\langle 10\bar{1}0\rangle$//AD和$\langle 11\bar{2}0\rangle$//TD丝织构，织构强度由5.26增加至10.25；β相织构则由立方织构转变为〈111〉//TD丝织构，织构强度也由14.49增加至18.63。

参考文献

[1] LIU L L, HUANG M D, GENG D H, et al. Achieving high strength and ductility of a metastable β-titanium alloy *via* coupling thermomechanical processing and heat treatments[J].Materials Science and Engineering:A,2024,891:145970.

[2] WANG W,CHEN C Y,ZHAO R X,et al.A laser additive manufactured metastable Ti-10V-2Fe-3Al β-titanium alloy:microstructure,mechanical properties,and deformation mechanisms[J].Materials Science and Engineering:A,2024,890:145863.

[3] BAO X Y,CHEN W,ZHANG J Y,et al.Achieving high strength-ductility synergy in a hierarchical structured metastable β-titanium alloy using through-transus forging[J]. Journal of Materials Research and Technology,2021,11:1622-1636.

[4] 孙花梅,刘伟,戚运莲,等.Ti-B25钛合金管材挤压成形数值模拟及实验研究[J].钛工业进展,2021,38(1):25-29.
SUN H M,LIU W,QI Y L,et al.Numerical simulation and experimental study of extrusion forming of Ti-B25 titanium alloy pipe[J]. Titanium Industry Progress,2021,38(1):25-29.

[5] 孙花梅,刘伟,戚运莲,等.Ti-B25合金高温变形时的塑性流动软化行为[J].钛工业进展,2022,39(1):6-11.
SUN H M,LIU W,QI Y L,et al.Plastic flow softening behavior of Ti-B25 alloy during high temperature deformation[J].Titanium Industry Progress,2022,39(1):6-11.

[6] SADEGHPOUR S, ABBASI S M, MORAKABATI M, et al. Correlation between alpha phase morphology and tensile properties of a new beta titanium alloy[J]. Materials & Design, 2017, 121: 24-35.

[7] XIANG W,YUAN W H,DENG H,et al.Effect of aging temperature on the microstructure and mechanical properties of a novel β titanium alloy[J].Materials,2023,16(23):7393.

[8] CHEN Z Q, XU L J, LIANG Z Q, et al. Effect of solution treatment and aging on microstructure, tensile properties and creep behavior of a hot-rolled β high strength titanium alloy with a composition of Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe-0.1B-0.1C[J]. Materials Science and Engineering:A,2021,823:141728.

[9] ZHU W G,LEI J,ZHANG Z X,et al.Microstructural dependence of strength and ductility in a novel high strength β titanium alloy with bi-modal structure[J].Materials Science and Engineering:A,2019,762:138086.

[10] DONG R F,LI J S,KOU H C,et al.Dependence of mechanical properties on the microstructure characteristics of a near β titanium alloy Ti-7333[J].Journal of Materials Science & Technology,2019,35(1):48-54.

[11] 谭伟力,刘伟,戚运莲,等.Ti-B25高强β钛合金高温变形过程本构关系的研究[J].稀有金属与硬质合金,2018,46(6):57-62.
TAN W L,LIU W,QI Y L,et al.Study on constitutive relationship of Ti-B25 high strength β titanium alloy during high temperature deformation[J].Rare Metals and Cemented Carbides,2018,46(6):57-62.

[12] 谭伟力,刘伟,戚运莲,等.Ti-B25钛合金热变形行为及加工图[J].稀有金属与硬质合金,2019,47(1):36-42.
TAN W L,LIU W,QI Y L,et al.Hot deformation behaviour and processing maps of Ti-B25 titanium alloy[J].Rare Metals and Cemented Carbides,2019,47(1):36-42.

[13] 徐浩,孙前江,文超,等.固溶时效对TC21钛合金准β锻后组织性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2024,53(1):178-187.
XU H,SUN Q J,WEN C,et al.Effect of solution aging treatment on microstructure properties of TC21 titanium alloy after quasi-β forging[J].Rare Metal Materials and Engineering,2024,53(1):178-187.

[14] WU C,ZHAN M.Effect of solution plus aging heat treatment on microstructural evolution and mechanical properties of near-β titanium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2019,29(5):997-1006.

[15] ZHANG S,ZHANG Y Q,QI J S,et al.Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of additive manufactured Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V alloy [J]. Materials, 2023, 16(1):160.

[16] 张明达,杨杰,张旺峰,等.热处理温度对TA15钛合金室温拉伸性能二次波动行为的影响[J].材料工程,2025,53(10):80-89.
ZHANG M D,YANG J,ZHANG W F,et al.Effect of heat treatment temperature on double fluctuation behavior of tensile properties at room temperature in TA15 titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering,2025,53(10):80-89.

[17] 周建伟,孙前江,彭嘉豪,等.三重热处理对TC21钛合金网篮组织及拉伸性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2022,51(9):3353-3359.
ZHOU J W,SUN Q J,PENG J H,et al.Effect of triple heat treatment on basket-weave structure and tensile properties of TC21 titanium alloy[J].Rare Metal Materials and Engineering,2022,51(9):3353-3359.

[18] 胡明,邱建科,雷晓飞,等.高强TB9钛合金次生α相析出行为及力学性能[J].航空材料学报,2024,44(2):159-168.
HU M,QIU J K,LEI X F,et al.Precipitation behavior of secondary α phase and mechanical properties of high strength TB9 titanium alloy[J].Journal of Aeronautical Materials,2024,44(2):159-168.

[19] FAN J K,LI J S,KOU H C,et al.Influence of solution treatment

on microstructure and mechanical properties of a near β titanium alloy Ti-7333[J].Materials & Design,2015,83:499-507.

[20] CHEN Y Y,DU Z X,XIAO S L,et al.Effect of aging heat treatment on microstructure and tensile properties of a new β high strength titanium alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014,586:588-592.

[21] WANG Y L,HAO M Y,LI D,et al.Enhanced mechanical properties of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr by bimodal lamellar precipitate microstructures *via* two-step aging[J].Materials Science and Engineering:A,2022,829:142117.

[22] SHI S X,GE J Y,LIN Y C,et al.High-temperature deformation behavior and recrystallization mechanism of a near beta titanium alloy Ti-55511 in β phase region[J].Materials Science and Engineering:A,2022,847:143335.

[23] 王磊.材料的力学性能[M].4版.北京:化学工业出版社,2022:92-94.
WANG L.Mechanical properties of materials[M].4th ed.Beijing: Chemical Industry Press,2022:92-94.

[24] GUO M,HUANG T,LUO T,et al.Manipulation of the α-phase precipitation behavior through dual-aging treatment and its correlation with mechanical properties in a metastable β titanium alloy [J].Journal of Alloys and Compounds,2024,1005:175891.

[25] CHI G F,LIU H Q,YI D Q.Drastic improvement in elongation and impact toughness of Ti-Al-V-Mo-Zr alloy tube *via* three-step heat treatment[J].Materials Letters,2021,284:128925.

[26] 王伟,周山琦,宫鹏辉,等.退火温度对TC4钛合金热轧板材的显微组织、织构和力学性能影响[J].材料研究学报,2023,37(1):70-80.
WANG W,ZHOU S Q,GONG P H,et al.Effect of anneal treatment on microstructure,texture and mechanical properties of TC4 alloy plates[J].Chinese Journal of Materials Research,2023,37(1):70-80.

[27] 王伟,宫鹏辉,史亚鸣,等.轧制火次对EB熔炼TC4钛合金显微组织、织构和力学性能的影响[J].中国有色金属学报,2022,32(9):2595-2608.
WANG W,GONG P H,SHI Y M,et al.Influence of hot rolling process on microstructure,microtexture and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by electron beam cold hearth melting[J].The Chinese Journal of Nonferrous Metals,2022,32(9):2595-2608.

[28] ZHANG Y Q,ZHANG S,ZOU Z Y,et al.Achieving an ideal combination of strength and plasticity in additive manufactured Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V alloy through the development of tri-modal microstructure[J].Materials Science and Engineering:A,2022,840:142944.

基金项目:财政厅功能材料专项(0501YC2311)

收稿日期:2024-05-14;**录用日期**:2024-08-20

通讯作者:孙花梅(1988—),女,工程师,硕士,研究方向为钛合金材料研究与产品开发,联系地址:陕西省西安市未央区未央路96号西北有色金属研究院(710016),E-mail:sunsiyang88@sina.com

(本文责编:寇凤梅)