DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20240027

固溶处理对 TB18 钛合金微观组织和力学性能的影响规律

刘向宏[1,2]，赵 宁[2,3]，王 涛[2]，杨 晶[2]，李少强[2]，杜予晅[2]，
康家瑞[2]，任晓龙[2]

（1. 西北有色金属研究院，陕西 西安 710016）

（2. 西部超导材料科技股份有限公司，陕西 西安 710018）

（3. 西北工业大学 材料学院，陕西 西安 710072）

摘 要：亚稳 β 型 TB18 钛合金具有较高的固溶-时效强化效应和良好的强度韧性匹配潜力，成为制备先进航空构件的优选材料。通过研究不同固溶温度、固溶时间、固溶后缓冷热处理 TB18 钛合金的微观组织和力学性能变化规律，阐明固溶处理对 TB18 钛合金微观组织-力学性能间交互作用的影响机理。结果表明，经过 β 单相区固溶和时效处理后，β 基体中析出片层状 α_s 相，有利于提升 TB18 钛合金的韧性，片层厚度越大，TB18 钛合金的断裂韧性越好。固溶温度过高或固溶保温时间过长将导致 TB18 钛合金 β 晶粒发生粗化，使材料强度和塑性下降。将固溶后缓冷冷却速率由 0.25 ℃/min 提升至 1 ℃/min，经过时效处理的 TB18 钛合金内片层状 α_s 相厚度降低，抗拉强度提升至 1343 MPa，延伸率降低至 5.0%。当固溶制度为 870 ℃×2 h，空冷（AC）时，TB18 钛合金可在 530 ℃×4 h，AC 条件下时效后获得良好的强韧性匹配，抗拉强度为 1315 MPa，屈服强度为 1225 MPa，延伸率为 8.5%，冲击韧性为 29.2 J/cm^2，断裂韧度值为 88.4 MPa·m$^{1/2}$。

关键词：TB18 钛合金；固溶处理；强韧性；微观组织

中图法分类号：TG146.23 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2024)11-3101-10

采用轻质高强材料可有效降低航空航天装备总质量并提升服役水平。超高强钛合金具有高比强度和优异的耐腐蚀性能及抗疲劳性能，成为先进航空航天装备关键承力构件的首选材料[1-3]，如应用于 BOEING 777 飞机起落架的 Ti-1023 钛合金[4]和应用于 AIRBUS 350 飞机起落架的 Ti-5553 钛合金[5]等亚稳 β 型钛合金。

超高强高韧钛合金的热处理制度通常为 β 单相区固溶处理和时效析出，通过形成魏氏组织的方式提升钛合金的蠕变抗力、断裂韧性和抗裂纹扩展能力，并有效抑制钛合金在两相区加工过程中诱发的微观组织不均匀性[6-8]。但是由于 β 相具有较高的层错能，如果固溶处理制度设置不合理，极易造成 β 晶粒快速长大甚至异常长大，形成粗大的 β 晶粒组织，导致强度和塑性显著下降，无法满足微观组织与力学性能间的协调匹配[9-10]。此外，固溶后的冷却过程中可能发生溶质元素脱溶析出形成 α 相，可能引发钛合金微观组织和力学性能的变化[11-12]。近期，我国开发了一种新型超高强韧 TB18 钛合金，其名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-6Cr-1Nb-0.5Fe[13]，然而，针对 TB18 钛合金热处理强韧化的相关研究报道较少。

为获得与性能需求相匹配的微观组织，明确超高强高韧 TB18 钛合金的固溶处理工艺参数，阐明超高强高韧 TB18 钛合金热处理工艺-微观组织-力学性能间的交互作用关系，以两相区成形的 TB18 钛合金棒材为研究对象，研究固溶温度、固溶时间和固溶冷速对 TB18 钛合金微观组织和力学性能的影响规律，给出超高强高韧钛合金 TB18 的最佳固溶处理工艺参数，以期为超高强高韧 TB18 钛合金批量化生产提供合理的热处理制度。

1 实 验

采用西部超导材料科技股份有限公司提供的 $\alpha+\beta$ 两相区锻造后制备成的 TB18 钛合金 Φ400 mm 棒材，化学成分如表 1 所示，$\alpha+\beta/\beta$ 转变点温度为(800±5) ℃。初始

收稿日期：2024-02-26

基金项目：秦创原引用高层次创新创业人才项目（QCYRCXM-2023-003）；西安市博士后创新基地资助项目（2023-8）

作者简介：刘向宏，男，1967 年生，教授，西北有色金属研究院，陕西 西安 710016，电话：029-86514525，E-mail: xhliu@c-wst.com

表 1　TB18 钛合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of TB18 titanium alloy (*ω*/%)

Al	Mo	Cr	V	Nb	Fe	Ti
4.94	4.92	5.82	4.89	1.05	0.47	Bal.

两相态 TB18 钛合金包含初生相 α_p 和 β 基体，如图 1a 所示，初生相 α_p 均匀分布于 β 基体中，呈球状或粗棒状。在 β 基体中还包含大量片层状次生相 α_s 和细针状 α_s，如图 1b 所示。

热处理试验采用 *Φ*400 mm×80 mm 规格 TB18 钛合

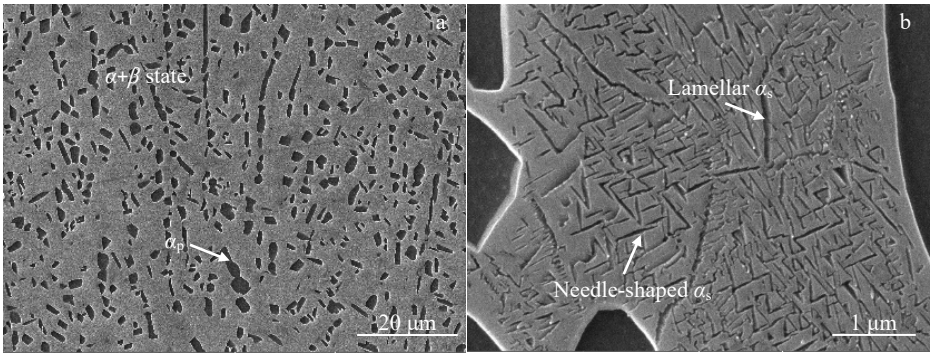


图 1　$\alpha+\beta$ 两相区锻造后 TB18 钛合金的 SEM 照片

Fig.1　SEM images of TB18 titanium alloy forged in $\alpha+\beta$ region: (a) α_p and β matrix and (b) β matrix

金试样片，设计不同固溶温度、固溶时间和固溶后冷却速率的热处理强韧性匹配试验，工艺参数和试验流程如图 2a~2c 所示，时效处理制度统一为 530 ℃×4 h，AC。采用 Zwick/Roell Z100 型万用拉伸机进行室温拉伸试验，试验标准 GB/T228.1，拉伸试样长度与方向与试样片轴线方向平行，标距段长度为 25 mm，直径 5 mm。采用 Zwick/Roell RPK300 型夏比摆锤冲击试验机进行室温冲击试验，试验标准 GB/T229，冲击试样长度方向与试样片轴线方向平行，总长 55 mm，宽度 10 mm。采用 MTS Landmark 370.25 高频疲劳试验机进行平面应变断裂韧性（K_{IC}）测试，试验标准 GB/T4161，K_{IC} 样品方形面与试样片平面平行，宽度 62.5 mm，厚度 25 mm，缺口宽度 3 mm。每组室温拉伸、室温冲击和平面应变断裂韧度试验重复 3 次后取平均值。采用奥林巴斯光学显微镜（optical microscope，OM）和 JEOL IT700 型场发射扫描电镜（scanning electron microscope，SEM）对材料的相组成、相形貌、相分布进行观测。采用配置于 JEOL IT700 型场发射 SEM 上的 Oxford C-Nano 型电子背散射衍射（electron backscattered diffraction，EBSD）系统进行晶体取向和结构表征，采用 FEI Talos F200X 型场发射透射电子显微镜（transmission electron microscope，TEM）获得材料的两相界面、位错等微观组织结构信息，用于阐明 TB18 钛合金热处理工艺-微观组织-力学性能间的交互作用关系。

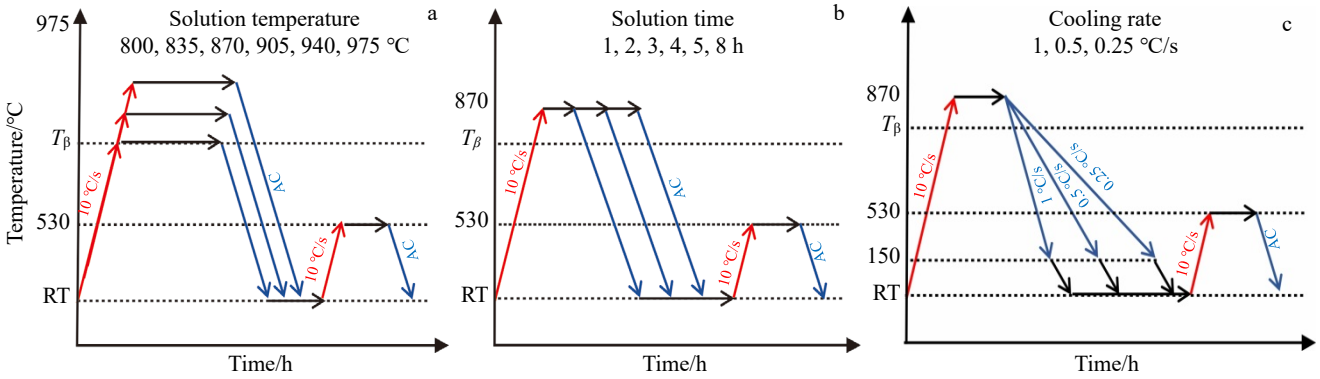


图 2　热处理工艺及参数示意图

Fig.2　Schematic diagrams of processing and parameters of heat treatment: (a) solid solution temperatures, (b) solid solution time, and (c) cooling rates

2　结果与讨论

2.1　固溶温度对 TB18 钛合金组织和性能的影响

经过不同固溶温度处理并时效后的 TB18 钛合金室温拉伸和室温冲击试验结果如图 3 所示。图 3a 中绿线代表 TB18 钛合金目标抗拉强度 1280 MPa，紫线代表 TB18 钛合金目标屈服强度 1180 MPa，图 3b 中粉线代表 TB18 钛合金目标塑性延伸率 5%，蓝线代表 TB18 钛合金目标冲击韧性 25 J/cm^2。当固溶温度由 800 ℃提升至 975 ℃，经过 530 ℃×4 h，AC 时效处理后的 TB18 钛合金的抗拉强度由 1378 MPa 逐渐降低至 1252 MPa，呈线性下降趋势。当固溶温度由 800 ℃提升至 870 ℃时，延伸率和冲击韧性分别由 3.3%和 18.4 J/cm^2 提升至 8.5%和 29.2 J/cm^2，此时材料的强度和韧性满足超高强高韧 TB18 钛合金的需求，即抗拉强度≥1280 MPa，屈服强度≥1180 MPa，延伸率≥5%，冲击韧性≥25 J/cm^2。继续增加固溶温度，材料的延伸率和冲击均呈现下降趋势。

表 2 列出 TB18 钛合金经不同温度固溶保温并在 530 ℃×4 h，AC 时效后的断裂韧度 K_{IC} 值。当固溶温度在 835~905 ℃时，时效后 TB18 钛合金的断裂韧度均大于超高强高韧钛合金的标准值 65 MPa·m$^{1/2}$。当固溶温度为 835 ℃时，TB18 钛合金的断裂韧度为(75.6±0.7) MPa·m$^{1/2}$；提升固溶温度至 870 ℃后，断裂韧度值为(88.4±1.5) MPa·m$^{1/2}$；继续提升温度至 905 ℃后，断裂韧度值为(95.7±0.6) MPa·m$^{1/2}$。

图 4 给出了经过 835、870、940 和 975 ℃固溶 2 h 空冷后的 TB18 钛合金的 OM 照片，经过 β 单相区固溶后 TB18 钛合金的晶粒均呈等轴状。随固溶温度的提升，TB18 钛合金的平均晶粒尺寸由 150 μm 提升至 335 μm，表明提升固溶温度有利于 TB18 钛合金发生静态再结晶引发晶粒的均匀长大，晶粒的晶界相对平直，多条晶界汇集时在二维观察面中形成 120°稳定三叉晶界。此外，当固溶温度由 835 ℃提升至 870 ℃后，平均晶粒尺寸增加 10 μm；当固溶温度由 940 ℃提升至 975 ℃后，平均晶粒尺寸增加 90 μm，表明在相同固溶时间条件下，β 单相区固溶温度越高，越有利于 β 晶粒的长大粗化。

依据 Hall-Patch 关系，增加 β 单相区固溶温度引发的晶粒长大导致材料强度下降。此外，在 800 ℃固溶后平均晶粒尺寸较小，提供了更多有利于元素扩散的错配程度相对较高的晶界，时效过程中部分元素优先在此处聚集，使晶界相粗化，降低材料的塑性和韧性。提升固溶温度后，一方面材料在静态再结晶作用下发生晶粒长大，降低材料强度；另一方面，晶界错配程度降低，晶界相扩散形核难度增加，材料的塑性提升[14]。因此，当固溶温度由 800 ℃提升至 870 ℃时，TB18 钛合金强度降低但是塑性和韧性逐渐提高。当固溶温度超过 870 ℃，TB18 钛合金的平均晶粒尺寸快速增长，使材料强度降低的同时，可提供 TB18 钛合金位错交滑移的界面减少，使材料的塑性和韧性降低。综上所述，适用于制备超高强高韧 TB18 钛合金的 β 单相区固溶温度为 870 ℃。

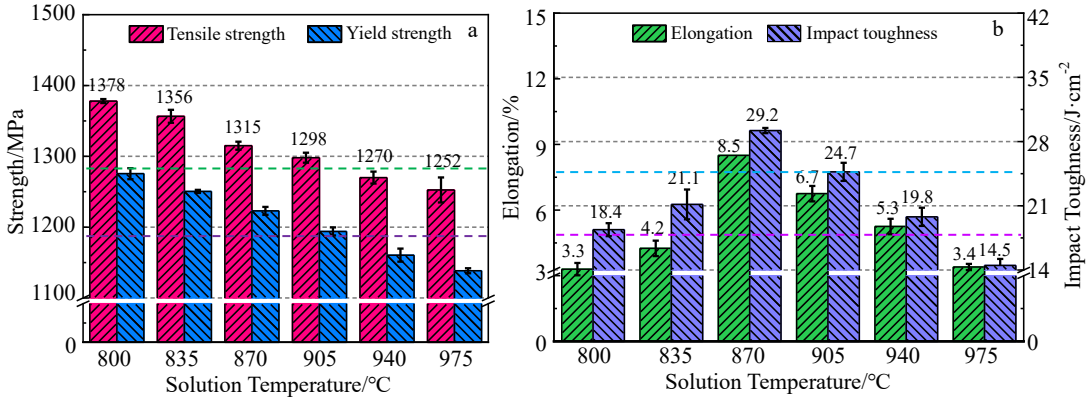


图 3　经过不同固溶温度处理并时效后 TB18 钛合金室温拉伸性能

Fig.3　Room-temperature tensile properties of TB18 titanium alloy processed with different solution temperatures and aging treatment: (a) tensile and yield strength and (b) elongation and impact toughness

表 2　经不同温度固溶 2 h, AC 并时效后 TB18 钛合金的断裂韧度

Table 2　Fracture toughness of TB18 titanium alloy after solid solution at different temperatures for 2 h followed by air cooling and aging

Solution temperature/℃	Fracture toughness/MPa·m$^{1/2}$
835	75.6±0.7
870	88.4±1.2
905	95.7±0.6

经过时效处理后 TB18 钛合金中元素分布如图 5 所示。β 基体中析出大量片层和针状 α_s 相，如图 5a 所示。

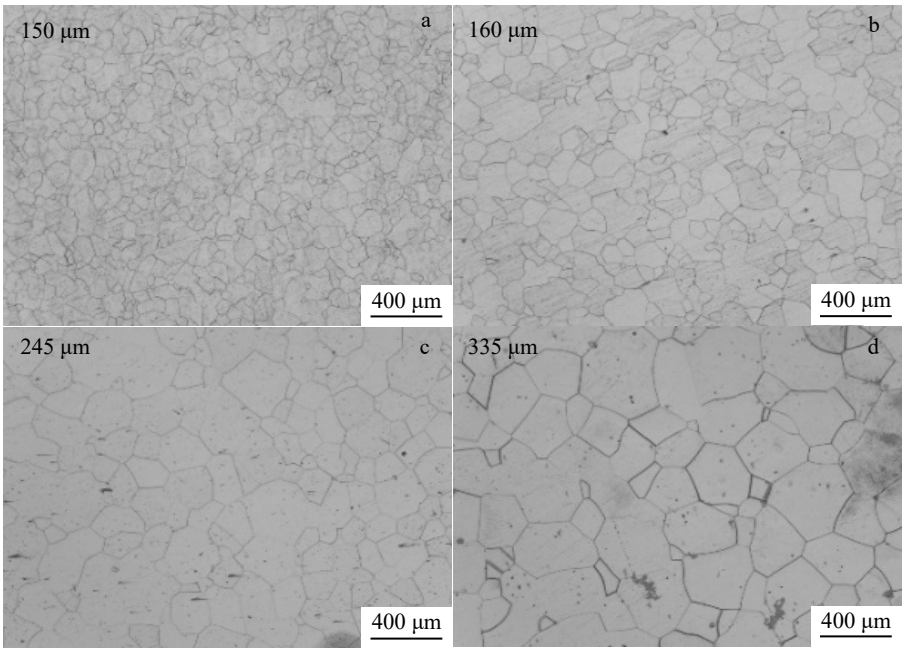


图 4　不同温度固溶并空冷后 TB18 钛合金的晶粒组织

Fig.4　Grain microstructures of TB18 titanium alloy solid solution treated at different temperatures followed by air cooling: (a) 845 ℃, (b) 870 ℃, (c) 940 ℃, and (d) 975 ℃

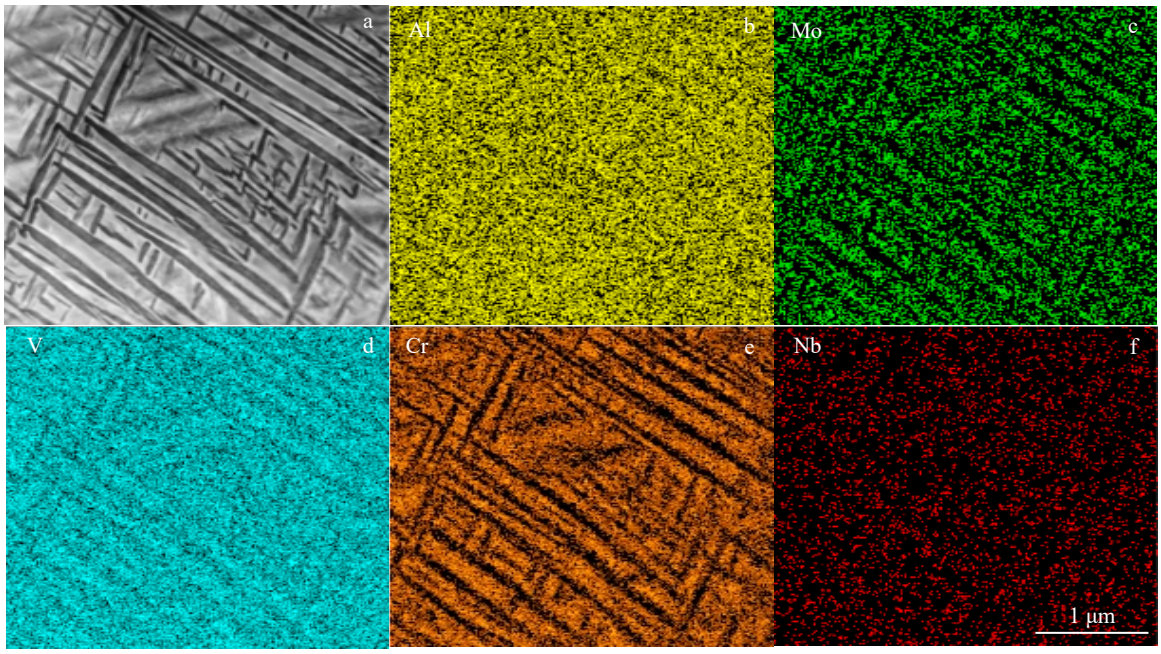


图 5　经 870 ℃×2 h，AC 固溶和 530 ℃×4 h，AC 时效后 TB18 钛合金 SEM 照片及主元素分布 EDS 面扫描

Fig.5　SEM image (a) and EDS mappings of TB18 titanium alloy solid solution treated in β single-phase region: (b) Al, (c) Mo, (d) V, (e) Cr, and (f) Nb

Al 元素均匀分布，如图 5b 所示。时效后 TB18 钛合金中还分布有 Mo、V 和 Cr 的 β 稳定元素，如图 5c~5e 所示，可以向 TB18 钛合金提供固溶强化效果[15-16]。中性元素 Nb 均匀分布，如图 5f 所示。

如图 6a，6b 所示，经过 870 ℃×2 h，AC 固溶和 530 ℃×4 h，AC 时效处理后 TB18 钛合金的 β 基体中析出了大量片层和针状 α_s，长度为 100 nm~5 μm，宽度小于 200 nm。这些 α_s 相互之间平行或呈一定夹角，表明与 β 基体存在强烈的 Burgers 关系[17]。时效后 TB18 钛合金承受塑性变形时，位错需绕过或切过这些相和两相界面，

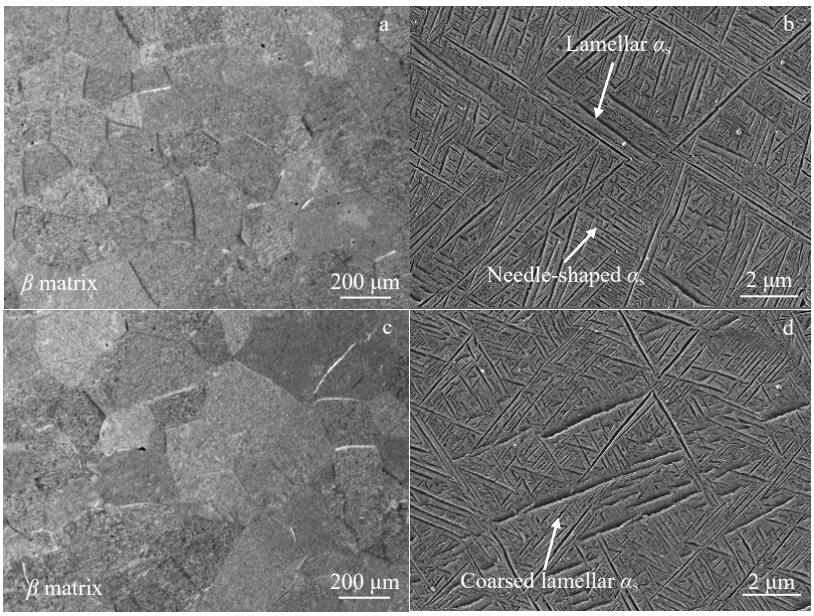


图 6　经 870 和 905 ℃固溶和 530 ℃×4 h，AC 时效后 TB18 钛合金的 SEM 照片

Fig.6　SEM images of TB18 titanium alloy solid solution treated at 870 ℃ (a–b) and 905 ℃ (c–d), followed by aging at 530 ℃ for 4 h, AC: (a, c) β matrix and (b, d) α phase

变形抗力增加，因此形成了强烈的强化效果。当固溶温度提高至 905 ℃，TB18 钛合金的 β 基体中同样析出了弥散分布的片层和针状 α_s 相，但是部分 α_s 相发生粗化，如图 6c，6d 所示。可能的原因是固溶后冷却过程中析出少量 α_s 相，并在时效后发生粗化，表明 TB18 钛合金在 β 单相区固溶时，提升固溶温度会轻度影响 α_s 相的尺寸与形貌。

Liu 等人[18]通过 Ti-55511 钛合金的热处理试验，认为近 β 型钛合金的晶粒尺寸粗化和片层 α_s 相的粗化可以提升近 β 型钛合金的断裂韧性。由于 TB18 钛合金固溶温度引发 β 晶粒粗化和片层 α_s 相粗化，并且形成典型魏氏组织，有效阻碍了裂纹拓展的路径，因此通过提升固溶温度，可以有效提升 TB18 钛合金的断裂韧性。

图 7 展示了经 870 ℃×2 h，AC 固溶和 530 ℃×4 h，

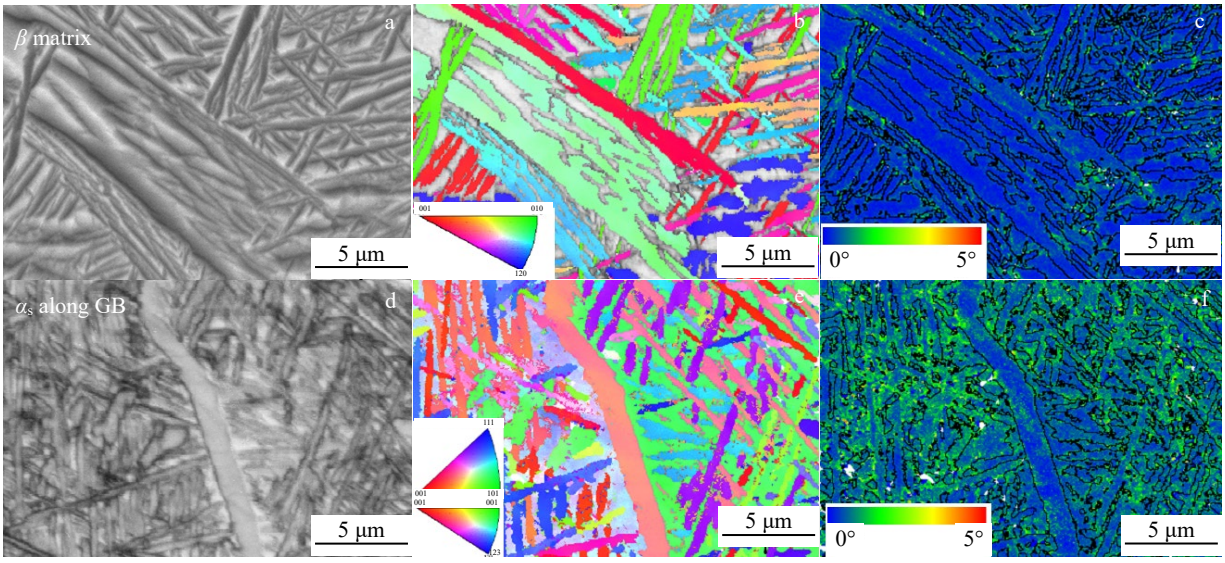


图 7　经 870 ℃×2 h，AC 固溶和 530 ℃×4 h，AC 时效后 TB18 钛合金晶内 α 相和晶界 α 相的 SEM 照片和 EBSD 结果

Fig.7　SEM and EBSD results of α phase inside grain (a–c) and α phase along grain boundary (d–f) of TB18 titanium alloy after solid solution at 870 ℃ for 2 h, AC, followed by aging at 530 ℃ for 4 h, AC: (a, d) SEM images, (b, e) OIM maps, and (c, f) KAM maps

AC 时效后 TB18 钛合金晶内 α_s 相和晶界 α_s 相的 SEM 照片和 EBSD 结果。如图 7a~7c 所示，晶内 hcp 结构片层 α_s 相与 bcc 结构的 β 基体存在取向关系，相间 KAM 值较小，界面较为稳定。晶界 α_s 相片层厚度（约 1 μm）略大于晶界两侧 α_s 相，相内 KAM 值较小，而晶界两侧 α_s 相取向差较大，处亚稳状态。如果发生后续塑性变形，位错容易在晶界 α_s 相界面快速累积[19-20]，因此晶界 α_s 相会弱化材料的塑性和韧性。

图 8 给出了经 870 ℃×2 h，AC 固溶和 530 ℃×4 h，AC 时效后 TB18 钛合金的晶界附近典型形貌 TEM 照片。获取选区电子衍射（selected area electron diffraction，SAED）和高分辨 TEM（high-resolution transmission electron microscopy，HRTEM）时电子束入射角为[110]$_\beta$。由图 8a~8e 可知，经热处理后 TB18 钛合金晶界附近存在大量相互平行且较长的片层 α_s 相束集，与晶界垂直分布，呈典型魏氏组织分布形貌[21-22]。这种晶界处生成的魏氏组织可以钉扎位错[23-24]，有利于提高 TB18 钛合金强度。

2.2　固溶时间对 TB18 钛合金组织与性能的影响

固溶保温时间是决定钛合金固溶度的因素之一。为保证试样片充分预热，应保证 TB18 钛合金在固溶温度下保温充足的时间；同时，如果 TB18 钛合金在 β 单相区固溶时间过长，容易导致 β 晶粒粗化。如图 9a，9b 所示，当 TB18 钛合金在 870 ℃固溶 4 h，AC 后，平均晶粒尺寸为 255 μm，相比于 870 ℃×2 h，AC 样品，晶粒尺寸增加 95 μm；当固溶时间延长至 8 h，平均晶粒尺寸为 380 μm，晶粒显著粗化，不利于 TB18 钛合获得良好的塑性和韧性。

图 10 给出了经过 870 ℃固溶不同时间后 AC 并经过

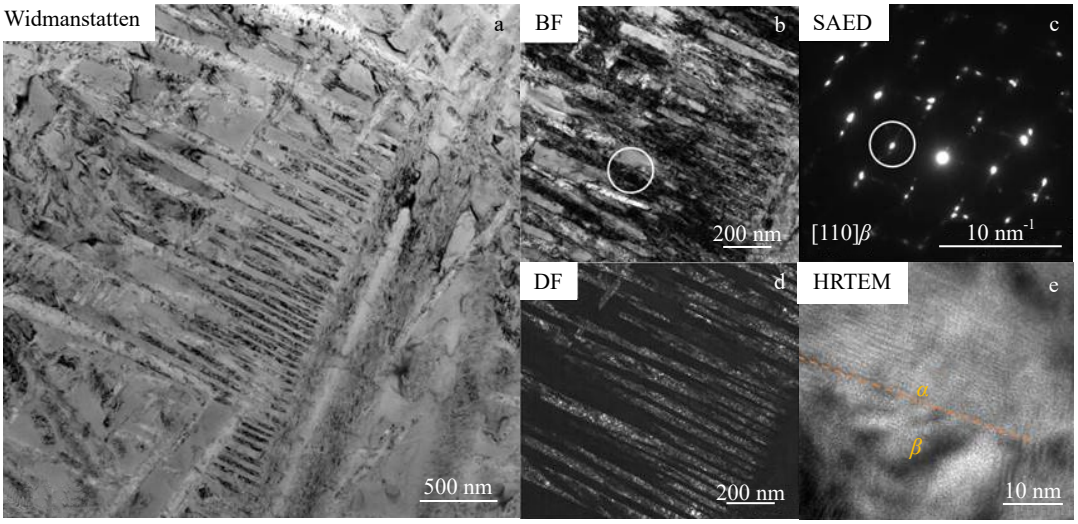


图 8　经 870 ℃×2 h，AC 固溶和 530 ℃×4 h，AC 时效后 TB18 钛合金的晶界魏氏组织 BF-TEM，DF-TEM 照片，SAED 花样两相界面 HRTEM 照片

Fig.8　TEM images of Widmanstatten along grain boundary of TB18 titanium alloy solid solution treated at 870 ℃ for 2 h, AC and aged at 530 ℃ for 4 h, AC: (a, b) BF-TEM images, (c) SAED pattern of the region circled in Fig.8b, (d) DF-TEM image, and (e) HRTEM image of phase boundary

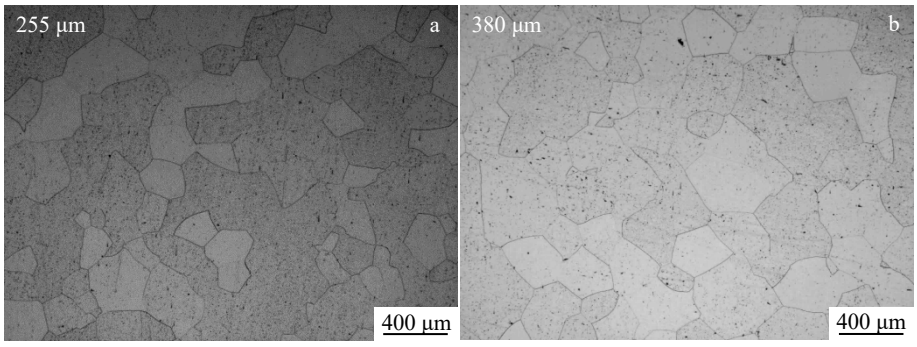


图 9　固溶不同时间后 AC 的 TB18 钛合金的晶粒组织

Fig.9　Grain microstructures of TB18 titanium alloy after solid solution for different time: (a) 870 ℃, 4 h, AC and (b) 870 ℃, 8 h, AC

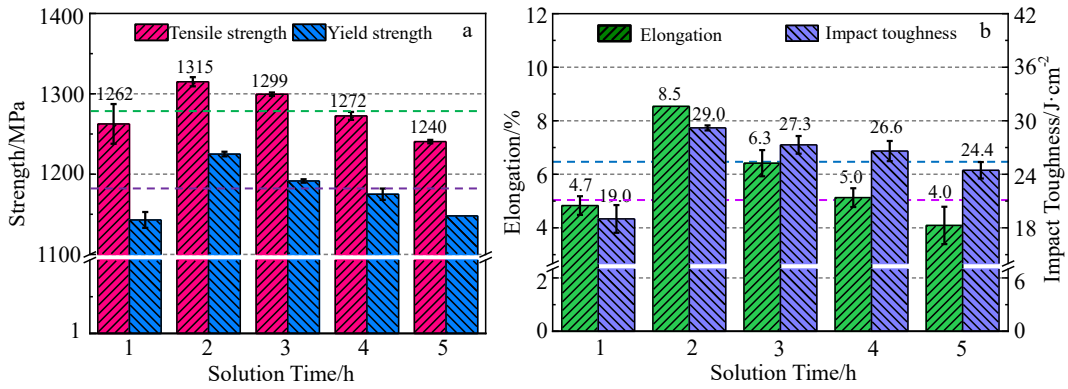


图 10　经 870 ℃固溶不同时间和时效处理后 TB18 钛合金的力学性能

Fig.10　Mechanical properties of aged TB18 titanium alloy after solid solution at 870 ℃ for different time followed by aging: (a) tensile and yield strength and (b) elongation and impact toughness

530 ℃×4 h，AC 时效处理后的 TB18 钛合金的力学性能。由图 10a 可知，TB18 钛合金在 β 单相区固溶并时效后的强度对固溶时间有关联性。由于试样片直径和厚度较大，固溶时间为 1 h 时试样片未完全热透，固溶度相对较低，无法获得充分时效析出强化效果。同时由于固溶时间短，材料内静态再结晶程度相对较低，锻造时残余的位错并未完全通过再结晶的方式耗散，在后续变形中容易达到断裂失效的临界值，降低材料的塑性和韧性。延长固溶时间至 2 h，试样片完全热透，固溶度较高，时效析出强化效果好，此时，TB18 钛合金时效后的抗拉强度为 1315 MPa、屈服强度 1225 MPa，延伸率为 8.5%、冲击韧性为 29.2 J/cm^2，满足超高强高韧 TB18 钛合金的性能需求。继续延长固溶时间，TB18 钛合金的强度、塑性和韧性均发生下降，主要由于固溶时间增加后 TB18 钛合金在热激活作用下发生静态再结晶，β 晶粒尺寸显著增加后导致强度和塑韧性下降。综上所述，当固溶时间为 2 h 时，TB18 钛合金的强度和塑韧性匹配值最高。

2.3　固溶冷速对 TB18 钛合金组织与性能的影响

图 11 给出了经 870 ℃固溶 2 h 后以不同冷却速率炉冷至 150 ℃后 TB18 钛合金的组织形貌。当固溶冷速为

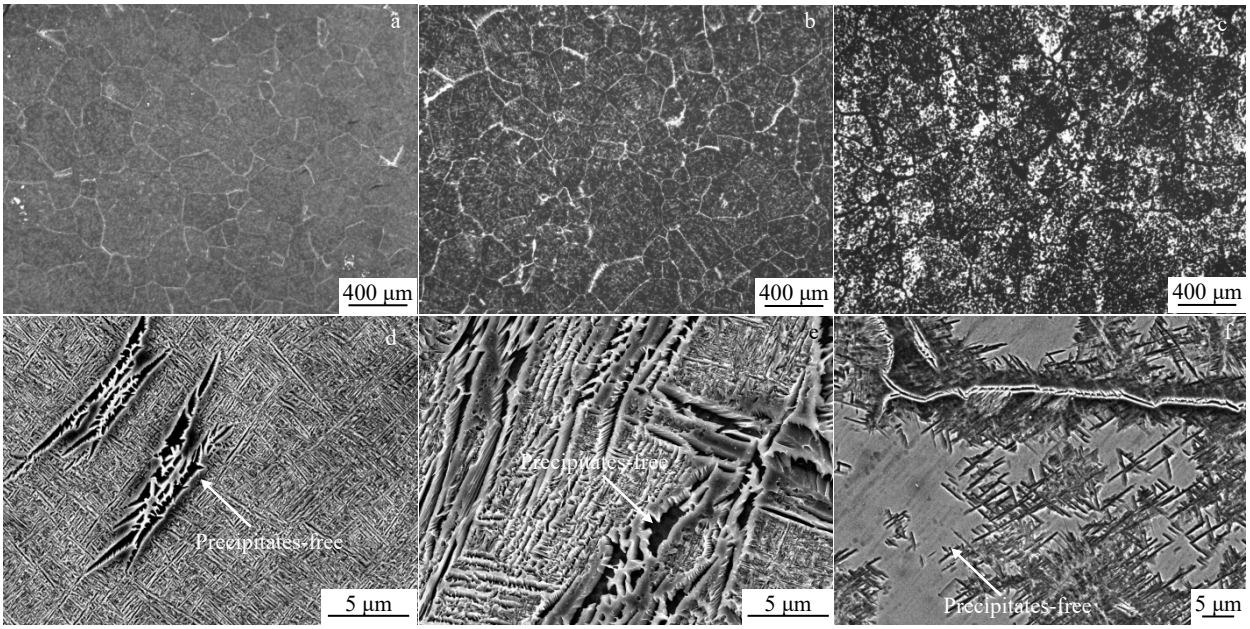


图 11　经 870 ℃×2 h 固溶后以不同冷却速率冷却后 TB18 钛合金的 OM 和 SEM 照片

Fig.11　OM (a–c) and SEM (d–f) images of TB18 titanium alloy cooled with different cooling rates after solid solution treated at 870 ℃ for 2 h: (a, d) 0.25 ℃/s, (b, e) 0.50 ℃/s, and (c, f) 1 ℃/s

0.25 ℃/s 时，TB18 钛合金的 β 晶粒中析出了大量细密的针状 α_s 相，如图 11a，11d 所示。这是由于固溶后冷却过程中，TB18 钛合金经历了 α_s 相的析出区间，当冷速率较低时，产生了与时效处理类似的析出沉淀效果，因此在不经过时效处理的条件下就获得了较为细密的 α_s 相，但是存在少量无析出区（precipitates-free region）。固溶冷却速率提升至 0.5 ℃/s 后，同样析出了 α_s 相，但是 β 晶粒内部无析出区占比增加，如图 11b，11e 所示。这是由于冷速增加后 TB18 固溶冷却后经过 α_s 相析出温度区间的时间减少，为 α_s 相析出提供的热驱动能量减少，抑制了 α_s 相的析出。当固溶冷却速率提升至 1 ℃/s 后，晶界无析出区的占比继续增加，仅在晶内和晶界析出了部分 α_s 相，如图 11e，11f。

图 12 给出了经 870 ℃固溶 2 h 后以不同冷却速率炉冷至 150 ℃并经过 530 ℃×4 h，AC 时效处理后 TB18 钛合金的力学性能。图 13 为对应的组织形貌。由图 12a 可知，当 TB18 钛合金固溶后以 0.25 ℃/min 炉冷并时效后的强度较低为 1180 MPa，这是由于部分低速缓冷过程中析出的 α_s 相严重粗化，呈板条状，如图 13a，13d 所示。虽然通过时效处理消除了 β 晶粒内部无析出区，但是部分缓冷过程中析出的 α_s 相进一步吸收形核点附近的溶质 Al 元素，发生长大和粗化，导致 α_s 相尺寸不均匀，

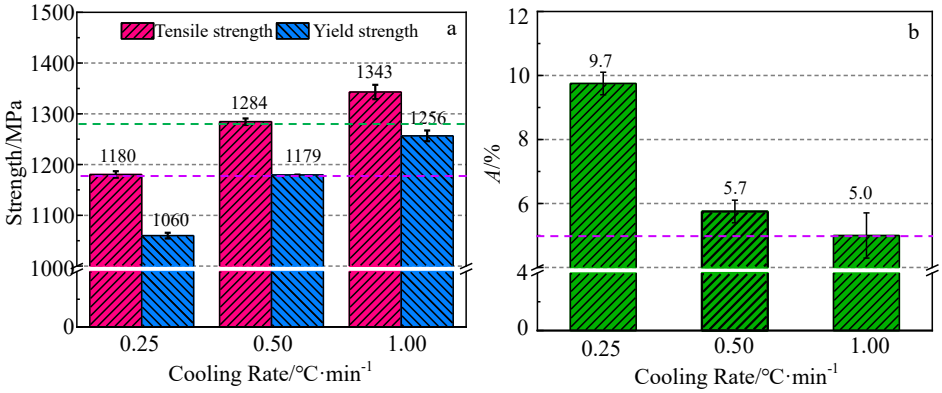


图 12　经 870 ℃固溶 2 h 后以不同冷却速率炉冷至 150 ℃并时效后 TB18 钛合金的力学性能

Fig.12　Mechanical properties of TB18 titanium alloy cooled with different cooling rates after solid solution at 870 ℃ for 2 h: (a) tensile and yield strength and (b) elongation

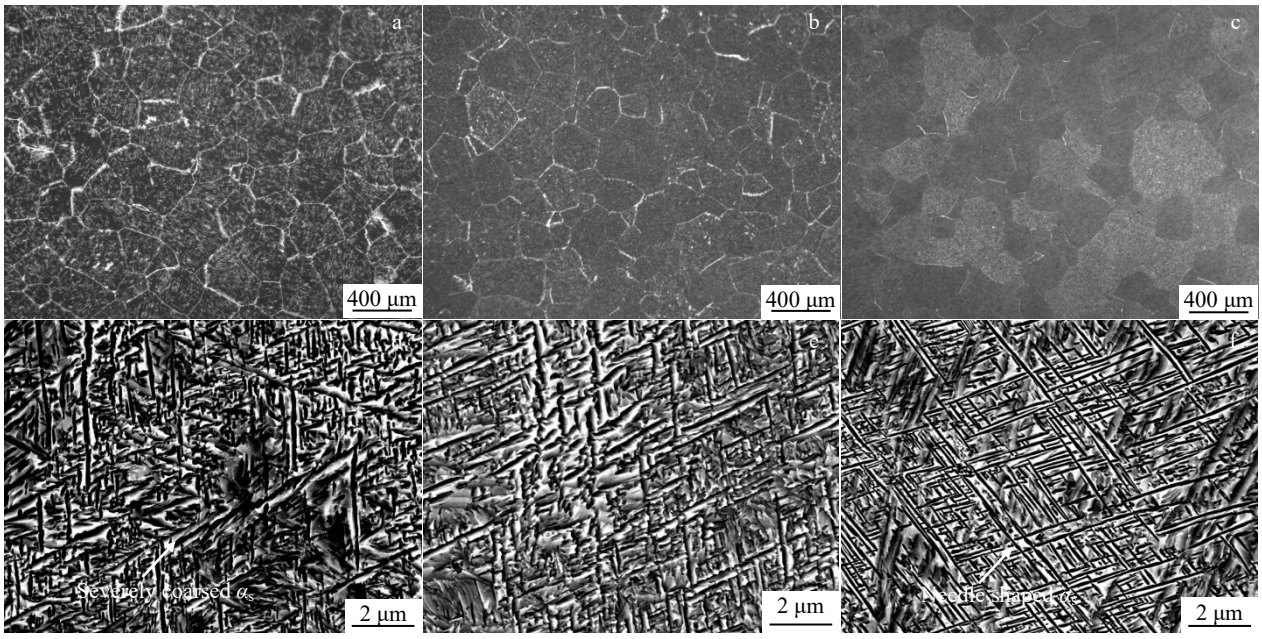


图 13　经 870 ℃固溶以不同冷却速率冷却并时效后 TB18 钛合金的 OM 和 SEM 照片

Fig.13　OM (a–c) and SEM (d–f) images of TB18 titanium alloy cooled with different cooling rates after solid solution at 870 ℃ for 2 h followed by aging treatment: (a, d) 0.25 ℃/s, (b, e) 0.50 ℃/s, and (c, f) 1 ℃/s

不利于 TB18 钛合金获得优异的强度。当固溶冷速提升至 0.5 ℃/min 后，TB18 钛合金通过时效析出获得了良好的强度，但是塑性降低，如图 13b，13e 所示。当固溶冷速进一步提升至 1 ℃/min 后，原始缓冷组织中的无析出区中均析出了细小弥散的针状次生 α_s 相，如图 13c，13f 所示，使 TB18 钛合金抗拉强度提升至 1343 MPa，屈服强度达到 1179 MPa，延伸率则降低至 5.0%。

3 结　论

1）通过 β 单相区固溶和时效处理后，TB18 钛合金中 β 基体中析出片层和针状 α_s 相，使 TB18 钛合金获得良好的析出强化效应。形成的片层状 α_s 相有利于提升 TB18 钛合金的韧性，片层厚度越大，TB18 钛合金的断裂韧性越好。

2）TB18 钛合金在 β 单相区固溶后形成亚稳等轴 β 晶粒，且晶粒尺寸与固溶温度和固溶时间相关。固溶温度过高或固溶保温时间过长将导致 TB18 钛合金 β 晶粒发生粗化，使材料强度和塑性下降。当固溶制度为 870 ℃×2 h，AC 时，TB18 钛合金可在 530 ℃×4 h，AC 条件下时效后获得良好的强韧性匹配，抗拉强度为 1315 MPa，屈服强度为 1225 MPa，延伸率为 8.5%，冲击韧性为 29.2 J/cm^2，断裂韧度值为 88.4 MPa·m$^{1/2}$。

3）固溶后冷却速率影响 TB18 钛合金的力学性能。当固溶后 TB18 钛合金以 0.25 ℃/min 冷却至 150 ℃后，β 基体中已经析出了大量 α_s 相，同时存在少量无析出区。经过 530 ℃×4 h，AC 时效后无析出区消失，部分 α_s 相明显粗化，TB18 钛合金抗拉强度降低为 1180 MPa。提升固溶冷速至 1 ℃/min 后，经 870 ℃固溶的 TB18 钛合金在未时效前存在大量无析出区，但是在 530 ℃×4 h，AC 时效后获得了均匀细密的 α_s 相，抗拉强度提高达到 1343 MPa，延伸率为 5.0%。

参考文献　References

[1] Lu K. *Science*[J], 2010, 328(5976): 319

[2] Zhang X Y, Zhao Y Q, Bai C G. *Titanium Alloys and Applications*[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005

[3] Cotton J D, Briggs R D, Boyer R R *et al*. *JOM*[J], 2015, 67(6): 1281

[4] Guo Hongzhen(郭鸿镇), Yao Zekun(姚泽坤), Lan Fang(兰　芳) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(6): 408

[5] Boyer R R, Briggs R D. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 22: 2916

[6] Ivasishin O M, Markovsky P E, Matviychuk Y V *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 457(1): 296

[7] Qin D Y, Zhao F, Li Y L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 841: 143074

[8] Zhao Q Y, Sun Q Y, Xin S W *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 845: 143260

[9] Sadeghpour S, Javaheri V, Abbasi S M *et al*. *Physica B: Condensed Matter*[J], 2020, 593: 412315

[10] Gao J H, Rainforth W M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(8): 3766

[11] Shi X H, Zeng W D, Long Y *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 727: 555

[12] Huang C W, Wang F M, Wen X *et al*. *Journal of Materials Science*[J], 2021, 56(14): 8848

[13] Li Shaoqiang(李少强), Gong Zhanpeng(弓站朋), Li Hui(李　辉) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3045

[14] Zhou W, Liu X H, Feng J *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(9): 3129

[15] Ma F C, Lu W J, Qin J N *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 416(1): 59

[16] Zhu X J, Fan Q B, Gong H C *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 825: 141907

[17] Zhu W G, Lei J, Tan C S *et al*. *Materials & Design*[J], 2019, 168: 107640

[18] Liu Y, Lim S C V, Ding C *et al*. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 97: 101

[19] Wang S Z, Xu S, Xiang C C *et al*. *Materials Characterization*[J], 2022, 192: 112219

[20] Qi P, Li B L, Wei W *et al*. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 21: 429

[21] Zhao Y Q, Wu C, Wang H. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(12): 4389

[22] Cheng F, Wang H M, Yang J W *et al*. *Materials Letters*[J], 2023, 333: 133591

[23] Salib M, Teixeira J, Germain L *et al*. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(10): 3758

[24] Dixit S, Kumar D, Dash B B *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 927: 166897

Effect of Solid Solution Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of TB18 Titanium Alloy

Liu Xianghong[1,2], Zhao Ning[2,3], Wang Tao[2], Yang Jing[2], Li Shaoqiang[2], Du Yuxuan[2], Kang Jiarui[2], Ren Xiaolong[2]

(1. Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The sub-stable β-type TB18 titanium alloy exhibits a significant strengthening effect through solid solution-aging and possesses excellent potential for achieving a balanced combination of strength and toughness. As a result, it has emerged as a favoured material for manufacturing high-end aviation components. This work aimed to investigate the impact of solid solution treatment on the microstructure and mechanical properties of TB18 titanium alloy. The effects of different solution temperatures, solution time, and slow cooling rates after solid solution on the microstructure and mechanical properties were illustrated. The goal is to understand the mechanism behind the interaction between solution treatment and the microstructure-mechanical properties of TB18 titanium alloy. The results indicate that following the solid solution and aging treatment within the β single-phase region, lamellar and needle-like α_s phases precipitate within the β matrix. The presence of lamellar α_s phases contributes to the improvement of the toughness of the TB18 titanium alloy. Furthermore, the fracture toughness of the TB18 titanium alloy improves with an increase in the thickness of the lamellar α_s phases. Elevated solid solution temperature or prolonged solid solution holding time can coarsen β grains in TB18 titanium alloy, leading to a decrease in strength and plasticity. When increasing the cooling rate from 0.25 ℃/min to 1 ℃/min after solutionizing, the fine α_s phases uniformly distribute within the TB18 titanium alloy after aging treatment, and the tensile strength increases to 1343 MPa while the elongation is 5.0%. When subjected to a solution regime at 870 ℃ for 2 h, followed by air cooling, the TB18 titanium alloy achieves a favorable combination of strength and toughness. Further aging at 530 ℃ for 4 h, again with air cooling, results in a tensile strength of 1315 MPa, yield strength of 1225 MPa, elongation of 8.5%, impact toughness of 29.2 J/cm^2, and fracture toughness value of 88.4 MPa·m$^{1/2}$.

Key words: TB18 titanium alloy; solid solution heat treatment; strength and toughness; microstructure

Corresponding author: Zhao Ning, Ph. D., Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, P. R. China, Tel: 0086-29-86511545, E-mail: ningzhaowst@163.com