

冷却速率对 Ti55531 合金组织与性能的影响

王志录¹, 胡博文¹, 范佳俊¹, 商国强², 刘秀良¹

(1. 江西景航航空锻铸有限公司, 江西 景德镇 333039)

(2. 中国航发北京航空材料研究院 先进钛合金航空科技重点实验室, 北京 100095)

摘要: 研究了 β 退火冷却时冷却速率对 Ti55531 合金显微组织、室温拉伸性能、断裂韧度和冲击性能的影响。结果表明, Ti55531 合金以不同的冷却速率炉冷后, 显微组织均由平直晶界 α 相 (α_{GB})、残余 β 相以及尺寸不一的晶内片层状 α 相 (α_{WM}) 组成; 随着冷却速率的提高, 晶内片层状 α 相厚度逐渐减小, 晶界 α 相厚度变化不是很明显; Ti55531 合金在进行 β 退火冷却时析出的片层状 α 相厚度与其力学性能有着直接的关系, 随着片层状 α 相厚度的减小, 其抗拉强度和屈服强度逐渐增加, 延伸率和断面收缩率逐渐减小, 断裂韧度和冲击吸收能量均呈现逐渐减小的趋势。

关键词: Ti55531 合金; 显微组织; 拉伸性能; 断裂韧度; 冲击吸收能量

中图分类号: TG166.5; TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)06-022-05

Effect of Cooling Rate on Microstructure and Properties of Ti55531 Alloy

Wang Zhilu¹, Hu Bowen¹, Fan Jiajun¹, Shang Guoqiang², Liu Xiuliang¹

(1. Jiangxi Jinghang Aviation Forging & Casting Co., Ltd., Jingdezhen 333039, China)

(2. Key Laboratory of Advanced Titanium Alloys, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Influences of cooling rate on the microstructures, room temperature tensile properties, fracture toughness and impact properties of Ti55531 alloy during β annealing were analyzed. The results show that the microstructures of Ti55531 alloy after furnace cooling with different cooling rates are composed of straight grain boundary α phase (α_{GB}), residual β phase and intragranular lamellar α phase (α_{WM}). With the increase of cooling rate, the thickness of intragranular lamellar α phase decreases gradually, and the thickness change of grain boundary α phase is not obvious. There is a direct relationship between the thickness of lamellar α phase precipitated during β annealing cooling and mechanical properties of Ti55531 alloy. With the decrease of lamellar α phase thickness, the tensile strength and yield strength increase gradually, the elongation and reduction of area decrease gradually, and the fracture toughness and impact energy also decrease gradually.

Keywords: Ti55531 alloy; microstructure; tensile properties; fracture toughness; impact absorption energy

Ti55531 (Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-1Zr) 合金是在 BT22 钛合金的基础上, 由阿维斯玛镁钛联合企业与空中客车公司合作开发的一种高强度、高韧性的亚稳 β 型钛合金^[1-5]。该合金具有良好的断裂韧性和很高的强度, 比较适于制造机翼和发动机之间的连接装置, 并于 2004 年成功应用于空客 A380 宽体客机机翼与挂架的连接装置^[6-7], 其强度与韧性之间的优良组合受到了飞机设计师和钛合金研究者的青睐。

Ti55531 合金的合金化程度高, 固溶时效热处理强

化效果明显, 通过 $\alpha+\beta$ 两相区固溶时效热处理, 其固溶时效态的抗拉强度可达到 1200~1350 MPa, 但断裂韧度 K_{IC} 值大约只有 40 MPa·m^{1/2}。通过采用 β 退火处理工艺可以使 Ti55531 合金的断裂韧度 K_{IC} 值提高到 70 MPa·m^{1/2} 的水平, 但 Q/IS M1005—2020 标准中对应的使用抗拉强度水平则降低到 1150~1300 MPa。相对于 $\alpha+\beta$ 两相区固溶时效热处理工艺, 采用 β 退火处理工艺可以使 Ti55531 合金获得更好的强韧性匹配, 在一定程度上扩大其应用范围。

现有研究结果表明, Ti55531 合金的显微组织对退火工艺较为敏感^[8-9]。王清瑞等^[10]研究了不同温度 β 退火

收稿日期: 2023-09-19

通信作者: 商国强 (1984—), 男, 高级工程师。

后 Ti55531 合金的室温力学性能, 研究发现随着 β 退火温度的升高, β 相中的次生 α 相明显粗化, 从而导致合金强度显著降低, 在 600~650 °C 退火时, 强度与退火温度呈线性关系, 延伸率和断面收缩率随退火温度升高变化不大。高玉社等^[11]研究了热处理工艺对 Ti55531 合金组织及性能的影响, 发现固溶强化热处理可以大幅度提高 Ti55531 合金的强度, 其抗拉强度可达 1380 MPa, 但断裂韧性和塑性相对较低; 经 β 退火热处理后, Ti55531 合金具有较佳的强韧性匹配, 抗拉强度为 1170 MPa, 延伸率为 11.0%, 断裂韧度为 97.6 MPa·m^{1/2}, 冲击吸收能量为 35 J。目前, 对 Ti55531 合金的研究主要集中在热模拟压缩后的动态再结晶和织构演变^[12]、等温相转变^[13]、本构方程及动态再结晶模型建立^[14]等, 而鲜有关于 Ti55531 合金在 β 退火冷却时冷却速率对其组织与性能影响的研究报道。固溶处理后的冷却过程是钛合金加工最重要的环节之一, 在不同的固溶冷却速率下, β 相可能直接析出 α 相, 也可能分解为中间过渡相 ω 相、 β' 相及 α'' 相等^[15], 从而直接影响该合金的最终力学性能。以 Ti55531 合金锻坯为研究对象, 对比分析了 β 退火处理时不同冷却速率对其显微组织、室温拉伸性能、断裂韧度和冲击性能的影响, 以期为制定合理的热处理工艺提供数据支撑, 推动 Ti55531 合金的工程化应用。

1 实验

实验材料选用 $\phi 150$ mm 的 Ti55531 合金棒材, 经两相区锻造成 90 mm×180 mm×300 mm 的锻坯, 其化学成分如表 1 所示。通过金相法测定该合金的相变温度在 824 °C 附近。将锻坯放入电阻炉中, 分别按表 2 所示热处理工艺进行热处理。其中, S-A 试样采用非控温方式自然炉冷, S-B、S-C、S-D 试样分别按设定的冷却速率进行冷却。

表 1 Ti-55531 合金锻坯化学成分(wt%)
Table 1 Chemical composition of Ti-55531 alloy

Al	Mo	V	Cr	Zr	Fe	O	Ti
4.9	5.4	5.3	2.7	0.8	0.3	0.11	Bal.

表 2 Ti-55531 合金热处理工艺
Table 2 Heat treatment processes of Ti-55531 alloy

Sample	Heat treatment process
S-A	860 °C/90 min/FC to 560 °C/640 min/AC
S-B	860 °C/90 min/FC(1.5~1.7 °C/min) to 560 °C/640 min/AC
S-C	860 °C/90 min/FC(2.0~2.2 °C/min) to 560 °C/640 min/AC
S-D	860 °C/90 min/FC(2.5~2.7 °C/min) to 560 °C/640 min/AC

利用线切割法从锻坯心部分别切取满足显微组织分析以及拉伸性能、断裂韧度、冲击性能测试所需的试样。金相试样用自动抛光机抛光, 然后在 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=10:7:83$ 的腐蚀液中进行腐蚀处理, 采用 Sigma 300 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 进行显微组织观察, 利用 Image-pro Plus 6.0 图像分析软件进行显微组织定量分析。室温拉伸性能按 GB/T 228.1—2021 标准测试, 试样为工作区直径 5 mm 的 R7 圆棒, 在 INSTRON 5887 拉伸试验机上进行试验。冲击性能按 GB/T 229—2020 标准测试, 采用标准 U 型缺口冲击试样, 在 JBS-750 金属摆锤式冲击试验机上进行试验。断裂韧度按 GB/T 4161—2007 标准测试, 试样厚度为 25 mm, 在 MTS 810 液压伺服疲劳试验机上进行试验。

2 结果与分析

2.1 显微组织

Ti55531 合金经不同冷却速率炉冷后的显微组织如图 1 所示。从图 1 可以看出, Ti55531 合金经不同冷却速率炉冷后, 均形成了明显的晶界 α 相, 显微组织均由平直晶界 α 相 (α_{GB})、残余 β 相以及尺寸不一的晶内片层状 α 相 (α_{WM}) 组成, 但其片层状 α 相的宽度各不相同。Ti55531 合金在退火保温过程中, 由于退火温度处于 β 单相区, 因此合金在保温过程中形成了明显的晶界。在随后的炉冷过程中, 炉温逐渐降低, 当温度低于相变点时, 在形成晶界 α 相的同时, 晶内逐渐析出了彼此交织排布的片层状 α 相。由于炉冷冷却速率不同, 其析出的晶界 α 相和片层状 α 相的厚度各不相同。

当 Ti55531 合金采用非控温方式自然炉冷时 (S-A), 其温度的降低受到电炉保温层厚度、周围环境温度以及其自身结构尺寸等因素的影响, 因此锻坯以非线性的温度梯度降温冷却, 且不同批次锻坯退火的炉冷冷却速率很难保证一致。图 2 为不同冷却速率下 Ti55531 合金晶界 α 相和片层状 α 相的厚度 (平均值)。从图 2 可以看出, 当 Ti55531 合金采用非控温方式自然炉冷时 (S-A), 析出的片层状 α 相的厚度约为 0.217 μm , 明显高于按设定的冷却速率进行炉冷时片层状 α 相的厚度。在本试验中, 以非控温方式自然炉冷时其冷却速率要低于设定的冷却速率。随着冷却速率的提高, 晶内片层状 α 相的厚度则呈现逐渐减小的趋势, 由 0.217 μm 逐渐减小到 0.095 μm 。而晶界 α 相厚度均处于 0.6~0.7 μm 之间, 随着炉冷冷却速率的提高变化不明显。

2.2 室温拉伸性能

Ti55531 合金经不同冷却速率炉冷后的室温拉伸性

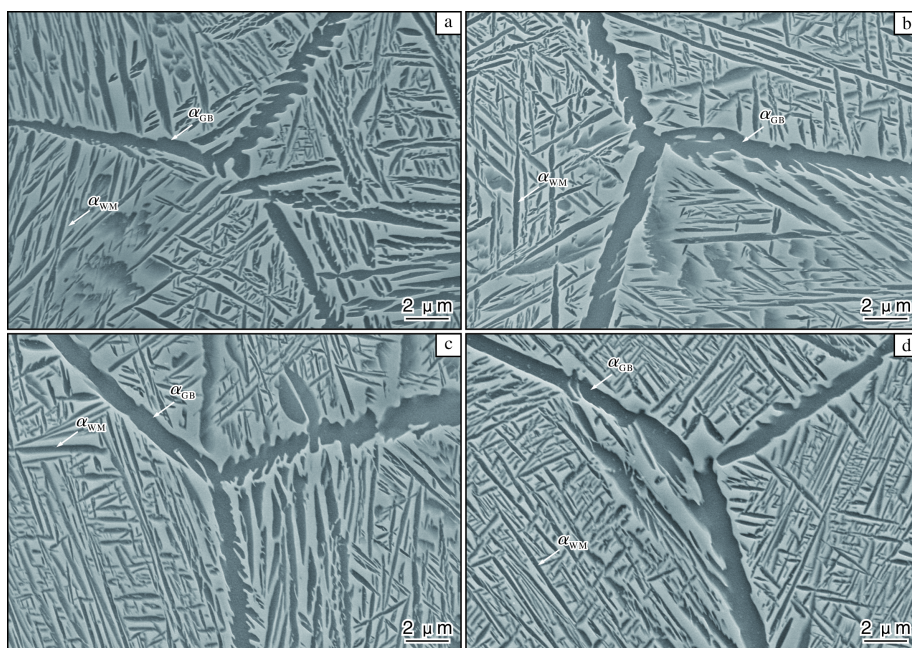


图1 不同冷却速率下 Ti55531 合金的显微组织

Fig.1 Microstructures of Ti55531 alloy under different cooling rates: (a) FC; (b) FC(1.5~1.7 °C/min); (c) FC(2.0~2.2 °C/min); (d) FC(2.5~2.7 °C/min)

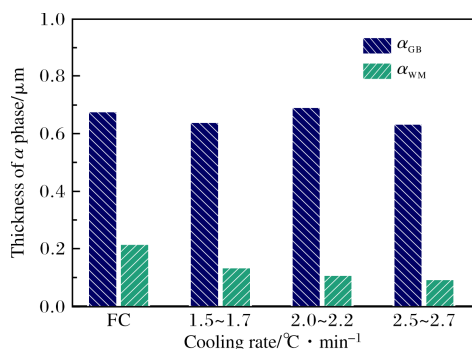
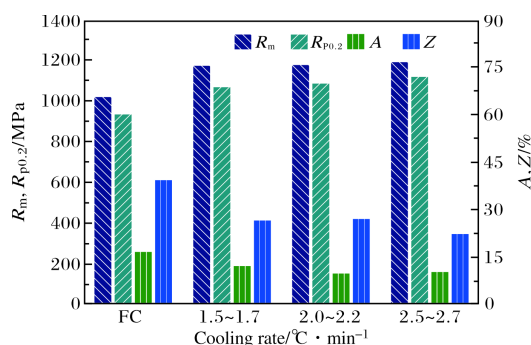
图2 不同冷却速率下 Ti55531 合金 α 相的厚度Fig.2 Thickness of α phases of Ti55531 alloy under different cooling rates

图3 不同冷却速率下 Ti55531 合金的室温拉伸性能

Fig.3 Room temperature tensile properties of Ti55531 alloy under different cooling rates

能如图3所示。从图3可以看出,随着炉冷冷却速率的提高, Ti55531 合金的抗拉强度和屈服强度逐渐增加,而延伸率和断面收缩率则逐渐降低。此外,以非控温方式自然炉冷时(S-A),合金的拉伸强度明显低于按设定速率冷却时的拉伸强度。Ti55531 合金在炉冷过程中析出了片层状的 α 相,该 α 相是合金强化的主要因素,其强化作用的物理本质是冷却过程中析出的彼此交织排布的片层状 α 相及其应力场与位错运动之间的交互作用。片层状 α 相的弥散析出,形成了大量的 α/β 界面,从而阻碍了位错的滑移,减小了位错的有效滑移长度,明显提高了材料的拉伸强度^[16]。

Ti55531 合金以非控温方式自然炉冷时(S-A),析出的片层状 α 相厚度最厚(0.217 μm),强化效果相对较弱,抗拉强度和屈服强度分别为 1023 MPa 和 938 MPa,延伸率和断面收缩率分别为 18.0%和 42.0%。当 Ti55531 合金按设定速率冷却时,随着冷却速率的提高,析出的片层状 α 相厚度逐渐减小(图2), α/β 界面逐渐增多(图1),强化效果逐渐增强,抗拉强度和屈服强度分别由 1176 MPa 和 1071 MPa (1.5~1.7 °C/min)增加到 1194 MPa 和 1122 MPa (2.5~2.7 °C/min),均明显高于以非控温方式自然炉冷时的抗拉强度和屈服强度。

在金属材料的多种强化方式中,细晶强化一直是改

善多晶体材料强度最有效的方法之一。根据位错理论,晶界是位错运动的障碍,细化晶粒可以产生更多的晶界,晶粒或相越细小,晶界或相界就越多,相邻晶粒或相产生切变变形需要的应力就越大,这种强化效应就越显著。霍尔-佩奇(Hall-Petch)关系式 $\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2}$ 可用于描述多晶体材料强度与其晶粒尺寸之间的关系。其中, σ_y 为材料的屈服极限,是材料发生 0.2% 变形时的屈服应力; σ_0 为移动单个位错时产生的晶格磨损阻力; k_y 为与材料种类、性质以及晶粒尺寸有关的常数; d 为平均晶粒尺寸。

Ti55531 合金屈服强度与其片层状 α 相厚度的 Hall-Petch 关系曲线如图 4 所示。从图 4 可以看出,以片层状 α 相厚度作为 d 值建立的 Hall-Petch 关系曲线拟合较好。通过 Origin 拟合曲线测得其复相关系数 R 值为 0.974,此时的 Hall-Petch 关系方程为: $\sigma_y = 592.54 + 166.96d^{-1/2}$, 其中,反映移动单个位错时产生的晶格磨损阻力 σ_0 为 592.54 MPa,与材料种类、性质以及晶粒尺寸有关的常数为 166.96。

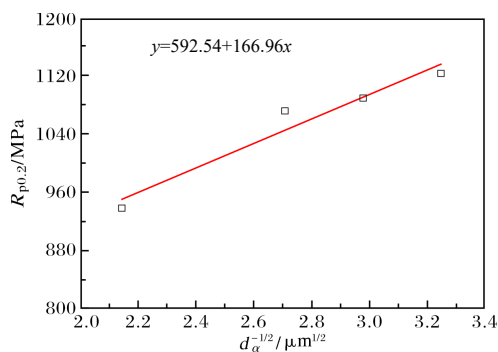


图4 屈服强度与片层状 α 相厚度的 Hall-Petch 关系曲线

Fig.4 Hall-Petch relationship curve of yield strength and lamellar α phase thickness

2.3 断裂韧性

Ti55531 合金经不同冷却速率炉冷后的断裂韧性如图 5 所示。从图 5 可以看出,随着冷却速率的提高,Ti55531 合金的断裂韧性呈现逐渐降低的趋势,由非控温方式自然炉冷时的 $121.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 降低至按 $2.5 \sim 2.7 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 冷却时的 $85.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

钛合金中析出的 α 片层厚度是决定其断裂韧性的的重要因素。宽 α 片层裂纹尖端形成空洞所需要的应力要大于细 α 片层裂纹尖端形成空洞所需要的应力。若 α 片层断裂所需的能量大于绕过 α 集束的能量,裂纹则向集束方向偏转^[17],随着 α 片层厚度的增加,可以有效阻止裂纹直线扩展,从而消耗更多的能量,使合金具有更高的断裂韧性。

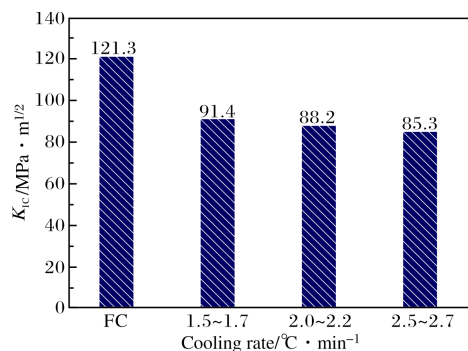


图5 不同冷却速率下 Ti55531 合金的断裂韧性

Fig.5 Fracture toughness of Ti55531 alloy under different cooling rates

本实验中,随着冷却速率的提高,冷却过程中析出的晶内片层状 α 相厚度逐渐减小,使得 Ti55531 合金的断裂韧性逐渐降低。因此对于 Ti55531 合金,其断裂韧性与冷却过程中析出的片层状 α 相厚度呈正相关关系。

2.4 冲击吸收能量

Ti55531 合金经不同冷却速率炉冷后的冲击吸收能量如图 6 所示。从图 6 可以看出,随着冷却速率的提高,Ti55531 合金的冲击性能呈现逐渐降低的趋势,冲击吸收能量由非控温方式自然炉冷时的 40.0 J 降低至按 $2.5 \sim 2.7 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 冷却时的 32.5 J。以上结果表明,Ti55531 合金的冲击吸收能量也与其冷却过程中析出的片层状 α 相厚度呈正相关关系。

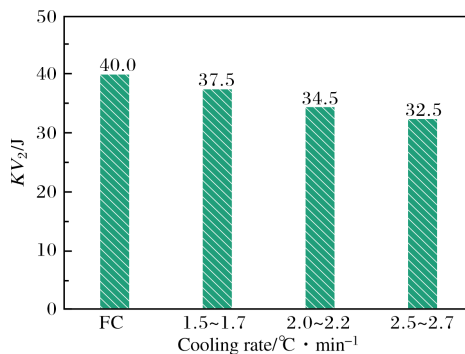


图6 不同冷却速率下 Ti55531 合金的冲击吸收能量

Fig.6 Impact absorption energy of Ti55531 alloy under different cooling rates

冲击性能反映了材料在冲击载荷作用下吸收塑性变形功和断裂功的能力,其对材料显微组织结构和形态比较敏感。在绝大多数情况下,片层组织钛合金的冲击韧性较其它组织类型钛合金有一定程度的降低^[18-19]。由图 2 可知,随着冷却速率的提高,晶内片层状 α 相厚度呈现逐渐减小的趋势,当片层状 α 相厚度较大时, α/β 界面数量相对较少,单位体积内所占比例较小,即阻碍位

错运动的障碍较小,在冲击载荷的作用下,片层状 α 相之间的协调性提高,产生的应力较小,因此减弱了裂纹的形成;当裂纹形成后,裂纹扩展与其尖端的应力场有较大关系。裂纹总是选择能量最低的路径扩展。当片层状 α 相厚度较大时,裂纹穿过 α 片层所消耗的能量大于裂纹转向或分叉所需的能量,此时裂纹将沿着 α 片层进行扩展,使裂纹扩展路径的曲折程度增加,从而提高了裂纹的扩展功,因此较厚的片层状 α 相能够使材料获得更高的冲击吸收能量^[20-21]。

3 结 论

(1) Ti55531 合金经不同冷却速率炉冷后,均形成了明显的晶界 α 相,显微组织均由平直晶界 α 相(α_{GB})、残余 β 相以及尺寸不一的晶内片层状 α 相(α_{WM})组成。随着冷却速率的提高,晶内片层状 α 相厚度呈现逐渐减小的趋势,而晶界 α 相厚度变化不明显。

(2) Ti55531 合金 β 退火冷却时析出的片层状 α 相厚度与其力学性能有着直接的关系,随着冷却速率的提高,其抗拉强度和屈服强度逐渐增加,延伸率和断面收缩率逐渐降低。此外,以非控温方式自然炉冷时的拉伸强度明显低于按设定冷却速率炉冷时的拉伸强度。

(3) Ti55531 合金的片层状 α 相厚度 d 值和屈服强度之间较好的符合 Hall-Petch 关系,复相关系数 R 值为0.974, Hall-Petch 方程为 $\sigma_y=592.54+166.96d^{-1/2}$ 。

(4) Ti55531 合金的断裂韧度和冲击吸收能量均与冷却析出的片层状 α 相厚度呈正相关关系,随着片层状 α 相厚度的减小,断裂韧度和冲击吸收能量均呈现逐渐减小的趋势。

参考文献 References

- [1] 曹春晓. 一代材料技术, 一代大型飞机[J]. 航空学报, 2008, 29(3): 701-706.
- [2] Cai J H, Xin S W, Li L, et al. Effect of strain amounts on cold compression deformation mechanism of Ti-55531 alloy with bimodal microstructure[J]. Materials Science Forum, 2021, 1035: 182-188.
- [3] Xu Z L, Huang C W, Tan C S, et al. Influence of microstructure on cyclic deformation response and micromechanics of Ti-55531 alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140505.
- [4] 周琳, 刘运玺, 付明杰. 原位自生 TiB 增强 Ti-55531 合金复合材料组织与力学性能研究[J]. 钛工业进展, 2022, 39(2): 33-37.
- [5] Wu D, Liu L B, Zhang L G, et al. Tensile deformation mechanism and micro-void nucleation of Ti-55531 alloy with bimodal microstructure[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 15442-15453.
- [6] Duret N. Titanium for damage tolerance applications on A380[C] //Lutjering G, Albrecht J. Ti-2003 Science and Technology. Hamburg: DGM, 2003: 2667.
- [7] Black S. The rear pressure bulkhead for the Airbus A380 employs resin film infusion[J]. High-Performance Composites, 2003, 11(3): 45-48.
- [8] 张启飞, 杨帅, 刘书君, 等. 时效处理对 Ti55531 钛合金微观组织演变规律及力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(7): 2645-2653.
- [9] 赵彬, 吴金平, 罗媛媛, 等. 热处理对 Ti-5331 合金板材组织及力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2020, 37(1): 17-21.
- [10] 王清瑞, 沙爱学, 黄利军, 等. 热处理制度对 Ti-55531 合金组织和力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2014, 31(2): 16-19.
- [11] 高玉社, 李少强, 张钢, 等. 热处理工艺对 Ti55531 钛合金组织及性能的影响[J]. 西安工业大学学报, 2011, 31(4): 365-369.
- [12] Wu C, Huang L, Li C M. Experimental investigation on dynamic phase transformation and texture evolution of Ti55531 high strength titanium alloy during hot compression in the $\alpha+\beta$ region[J]. Materials Science & Engineering A, 2020, 773: 138851.
- [13] Chen F W, Xu G L, Zhang X Y, et al. Isothermal kinetics of $\beta \leftrightarrow \alpha$ transformation in Ti-55531 alloy influenced by phase composition and microstructure[J]. Materials & Design, 2017, 130: 302-316.
- [14] 郑宝星, 邓小虎, 武川. Ti55531 钛合金本构方程及动态再结晶模型建立[J]. 塑性工程学报, 2021, 28(9): 161-169.
- [15] 常辉, Gautier E, 周廉. 一种亚稳 β 钛合金的相变动力学[J]. 科学通报, 2014, 59(10): 854-858.
- [16] Dehghan-Manshadi A, Dippenaar R J. Development of α -phase morphologies during low temperature isothermal heat treatment of a Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2011, 528(3): 1833-1839.
- [17] Richards N L, Barnby J T. The relationship between fracture toughness and microstructure in alpha-beta titanium alloys[J]. Materials Science & Engineering, 1976, 26(2): 221-229.
- [18] 朱知寿. 新型航空高性能钛合金材料技术研究与发展[M]. 北京: 航空工业出版社, 2013.
- [19] 韩飞孝, 孙小平, 郑念庆, 等. 热加工工艺对叶片用 TC4 钛合金棒材组织与性能的影响[J]. 钛工业进展, 2022, 39(6): 7-12.
- [20] 彭小娜. 损伤容限型 TC4-DT 合金锻件组织性能控制研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2014.
- [21] 黄帆, 孙虎代, 海敏娜, 等. 紧固件用 TB2 钛合金棒材热处理工艺研究[J]. 钛工业进展, 2023, 40(1): 27-31.