



热处理对亚稳 β 钛合金 显微组织与性能的影响

肖树龙^{1,2}, 陈兆琦^{1,2}, 荆科³, 梁振泉^{1,2}, 徐丽娟^{1,2}, 田竞^{1,2}, 陈玉勇^{1,2}

(1. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 哈尔滨 150001;

2. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001;

3. 中国航空工业集团公司西安飞机设计研究所, 西安 710089)

摘要: 采用XRD、SEM、TEM、常温拉伸及蠕变等手段, 对成分为Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe-0.1B-0.1C的新型亚稳 β 钛合金展开了研究, 分析了热处理对合金显微组织、力学性能及蠕变行为的影响。经过固溶时效处理后, 合金的显微组织中析出了大量针状次生 α 相, 次生 α 相与 β 基体保持着Burgers位向关系与半共格界面, 显著强化了合金基体, 合金的最高屈服强度达到1444 MPa, 同时具有4.2%的伸长率。分析蠕变实验结果认为, 蠕变断裂是由晶界上分布的 α 相所引起的应力释放断裂机制主导的。晶界 α 相的破碎会引入更多可能引起孔洞及裂纹产生的位置, 使合金的抗蠕变性能恶化。因而, 经过固溶+300℃时效处理后, 合金 β 晶界上 α 相呈连续长条状分布, 使合金具有最长的蠕变寿命。

关键词: 亚稳 β 钛合金; 热处理; 显微组织; 拉伸性能; 蠕变

文章编号: 1004-0609(2022)-06-1655-10

中图分类号: TG146.23

文献标志码: A

引文格式: 肖树龙, 陈兆琦, 荆科, 等. 热处理对亚稳 β 钛合金显微组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(6): 1655-1664. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42090

XIAO Shu-long, CHEN Zhao-qi, JING Ke, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of metastable β titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(6): 1655 - 1664. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42090

高强钛合金因其具有优异的机械性能, 例如低密度、高比强度、低弹性模量和优异的耐腐蚀性能, 近些年来在航空航天、海洋船舶等领域得到了重点关注及广泛应用^[1-4]。其中通过适当调整合金中 β 稳定元素的成分, 可以使合金中的 β 相在经过水冷淬火后保留至室温, 即亚稳 β 型钛合金^[5], 目前已成为飞机起落架、紧固件等部位的重要候选材料^[6-7]。

钛合金的力学性能与显微组织保持着紧密的相

关性, 而亚稳 β 钛合金中的 β 相在室温条件下具有较强的亚稳性, 对合金进行加热合金中的 β 相就会发生相变而分解, 因此热处理工艺是调控 β 型钛合金的重要手段。LI等^[8]通过对Ti-5Al-4Zr-4Mo-2Cr-2Sn-1Fe合金进行固溶时效处理, 研究了合金组织与变形行为及机械性能之间的关系。当合金在 $\alpha+\beta$ 双相区固溶处理及时效处理后, 细小的 α 相从 β 基体中析出使合金的性能得到明显的改善。ZHANG等^[9]发现Ti-7Mo-3Al-3Nb-3Cr合金的显微组织会随

基金项目: 国防基础科研子课题资助项目(JCKYS2019603C018); 金属精密热加工国防科技重点实验室基金资助项目(6142909200101)

收稿日期: 2021-07-25; **修订日期:** 2021-09-22

通信作者: 肖树龙, 副教授, 博士; 电话: 18745796616; E-mail: xiaoshulong@hit.edu.cn

着不同热处理制度而发生演变。近年来,越来越多的研究人员开始关注到双级时效对于促进 β 型钛合金中 α 相均匀析出的独特优越性。郭彦霖等^[10]研究了单级时效和双级时效对 Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb (Ti-45651)合金组织及性能的影响,发现双级时效处理更有利于合金中 α 相的细小弥散析出,合金的强度及伸长率都高于单级时效处理合金的。

考虑到钛合金材料在航空航天领域的应用条件,要求钛合金在具备优异的综合力学性能的同时,也具有较长的服役寿命和稳定的服役性能。YU等^[11]对比分析了预时效处理和动态时效处理对 Ti-15Al-3Cr-3Al-3Sn 合金蠕变行为的影响,发现相较于动态时效条件,经过预时效处理的合金样品具有更高的激活能和较低的应力指数。XIAO等^[12]针对 TC4 合金研究了热处理对其显微组织及蠕变性能的影响,发现热处理可以使合金的蠕变寿命明显提高。何永胜等^[13]对热处理对 Ti-22Al-25Nb-1Mo-1V-1Zr-0.2Si(摩尔分数,%)蠕变行为的影响进行了研究,发现合金的蠕变抗力会随着时效温度的升高而增大。尽管许多研究人员对钛合金的蠕变行为展开了研究,但目前针对热处理尤其是双级时效处理对钛合金蠕变变形行为的影响还存在着较大的研究空间。

Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe-0.1B-0.1C 合金是一种新型亚稳 β 钛合金,先前的研究^[4, 14]探究了固溶时效处理对这种合金锻态条件下组织性能的影响。本文制备了相同成分的钛合金板材,通过对合金板材进行不同制度的固溶时效处理,其中包括双级时效处理,研究了热处理对合金板材显微组织、常温力学性能及高温蠕变行为的影响,同时分析了合金蠕变断裂机制,为后续合金的实际应用提供了理论及实验依据。

1 实验

本实验所用合金为 Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe-0.1B-0.1C 钛合金板材,其铸锭通过真空自耗熔炼工艺获得,随后经过五火次锻造工艺得到钛合金锻棒,最终在 870 °C 对合金进行板材轧制。所得合金板材的显微组织及 XRD 谱如图 1 所示,可以发现合金主要由单一的 β 相所组成,同时 β 晶粒保持着一定的伸长状变形组织特征。通过金相法测得合

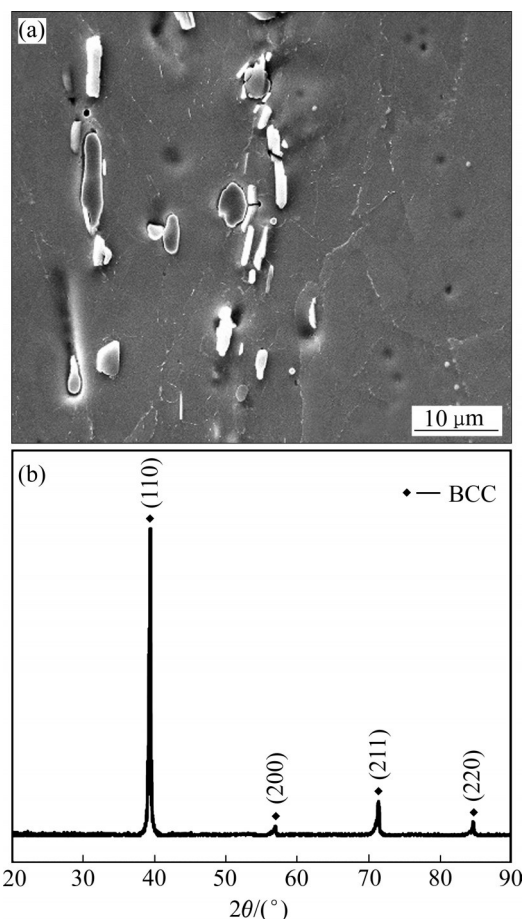


图1 原始钛合金板材的显微组织和XRD谱

Fig. 1 Microstructure(a) and XRD pattern(b) of initial titanium sheet

金的 β 相变温度为 (815 ± 5) °C。随后,采用箱式电阻炉对所得合金板材进行表1所示的不同制度的热处理,实验过程中样品表面涂抹抗氧化涂层以避免氧化对实验结果的影响,随后对热处理前后合金的显微组织进行表征。显微组织表征通过扫描电子显微镜(SEM, Quanta 200FEG)、X射线衍射(XRD, Empyrean)、透射电子显微镜(TEM, Talos F200X)进行,其中,扫描电镜试样分别经过SiC砂纸打磨、电解抛光和腐蚀液(3 mL HF+7 mL HNO₃+90 mL H₂O)腐蚀制得。透射电镜试样则通过同时SiC砂纸打磨和离子减薄的方法制得。

不同条件下合金的常温力学性能及高温蠕变性能表征分别在 Instron5569 电子万能实验机和 RDL100 电子蠕变试验机上进行测试,实验气氛为空气,试样尺寸示意图如图2所示。拉伸所用加载速度为 0.5 mm/min,蠕变实验中,蠕变温度和蠕变

应力为 500 °C、300 MPa, 实验前试样首先在设定温度保温处理 30 min, 以保证试样各部分温度均匀。

表1 实验所用热处理制度

Table 1 Heat treatment regimes used in experiment

Heat treatment No.	Heat treatment regime
HT1	(800 °C, 1 h, WQ)+(300 °C, 4 h, AC)
HT2	(800 °C, 1 h, WQ)+(560 °C, 8 h, AC)
HT3	(800 °C, 1 h, WQ)+(300 °C, 4 h, AC)+(560 °C, 8 h, AC)

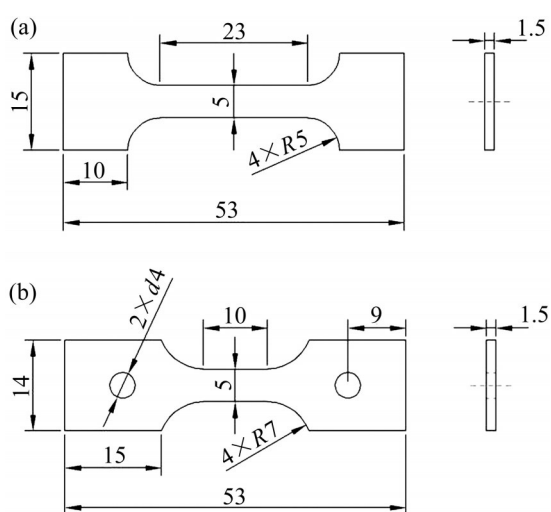


图2 实验所用拉伸试样和蠕变试样尺寸

Fig. 2 Dimensions of tensile specimens(a) and creep specimens(b) (Unit: mm)

2 结果与讨论

2.1 合金板材热处理后的显微组织及力学性能

对 Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe-0.1B-0.1C 钛

合金进行不同制度下的热处理实验, 其显微组织及 XRD 谱分别如图 3 和 4 所示。对比图 1 所示钛合金原始板材显微组织, 合金在经过双相区 800 °C 固溶+300 °C 时效处理后, 在 β 衍射峰的周围出现了一定数量的 α 相衍射峰, 合金由原始板材的 β 单相组织转变为 $\alpha+\beta$ 双相组织。TiB 和 TiC 增强相依然平行于轧制方向规则排列, 在初始 β 晶粒的内部及晶界处析出了大量的等轴状或短棒状初生 α 相。结合图 5 所示拉伸曲线及表 2 所示的拉伸力学性能数据可知, 这些初生 α 相的析出一定程度上强化了合金基体的性能, 合金的抗拉强度由热处理前的 960 MPa 提高至 1053 MPa, 同时合金的伸长率大幅提高至 5.6%。这主要是由于 β 晶界上不连续分布的初生 α 相有效地阻碍了合金拉伸断裂过程中裂纹沿晶界的扩展, 从而提高了合金均匀变形的能力, 如图 3(a) 所示。提高时效温度至 560 °C 后, α 相衍射峰的强度进一步增大, 同时 $(103)_\alpha$ 、 $(112)_\alpha$ 、 $(201)_\alpha$ 、 $(004)_\alpha$ 、 $(202)_\alpha$ 衍射峰的出现对应着大量细小针状次生 α 相在 β 晶粒内部的均匀弥散析出, 析出相的长度和宽度分别达到了 $(6.3\pm 2.1) \mu\text{m}$ 和 $(3.3\pm 1.2) \mu\text{m}$ 。对位错在晶内的运动造成了极大的阻碍, 使合金的抗拉强度进一步提高至 1566 MPa。武川等^[15]通过对 Ti-55531 合金进行不同温度条件下的固溶时效处理, 发现合金随着时效温度的增加, 合金塑性的降低主要与次生 α 相的粗化导致的裂纹扩展阻力的减小有关。而在本文中, 合金在经过 HT2 热处理后 β 晶界上不连续分布的晶界 α 相数量明显减少, 对裂纹扩展的阻碍作用降低, 最终表现为合金塑性的降低(由 5.6% 降低至 4.2%)。对固溶处理后合金进行升温时效处理(HT3), 其热处理后所得显微组织中

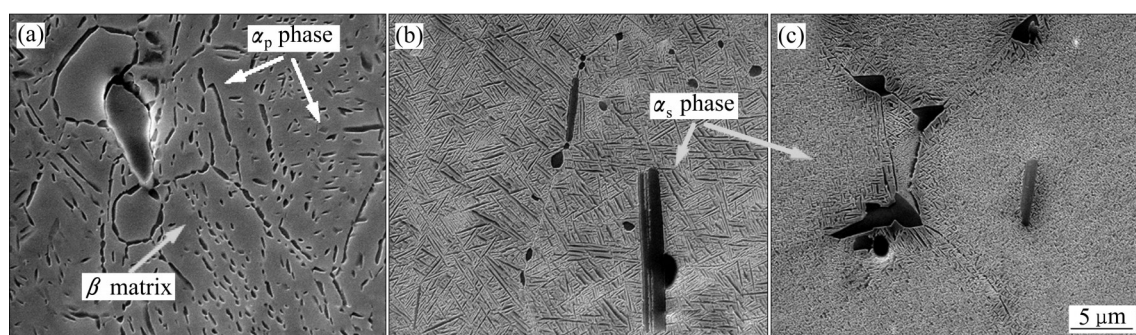


图3 经过不同热处理后钛合金板材的显微组织

Fig. 3 Microstructures of titanium sheet after different heat treatments: (a) HT1; (b) HT2; (c) HT3

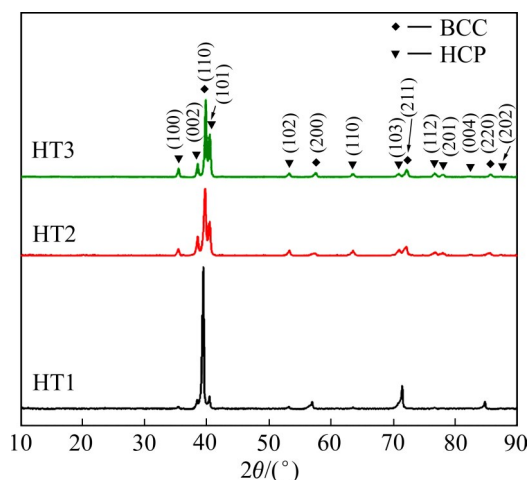


图4 经过不同热处理后钛合金板材XRD谱

Fig. 4 XRD patterns of titanium sheet after different heat treatments

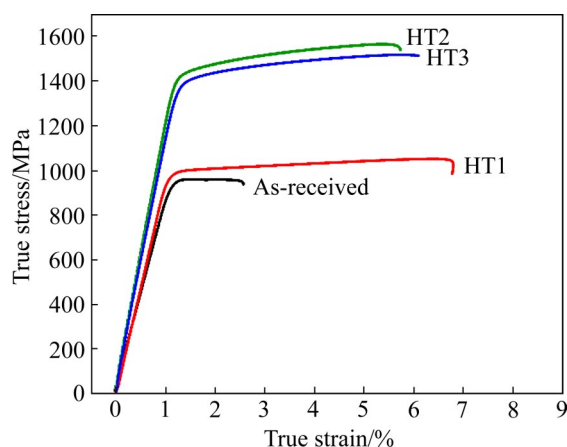


图5 经过不同热处理后钛合金板材拉伸真应力-应变曲线

Fig. 5 True stress-strain curves of titanium sheet after different heat treatments

表2 经过不同热处理后钛合金板材拉伸力学性能

Table 2 Tensile properties of titanium sheet after different heat treatments

Heat treatment No.	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	A /%	Z /%
As-received	960	953	1.5	21.5
HT1	1053	986	5.6	24.6
HT2	1566	1444	4.2	8.3
HT3	1518	1411	4.7	8.9

次生 α 相的尺寸显著减小(见图3(c)),这使得 α/β 相界面数量明显增多,位错难以移动,使合金获得了较高的强度($\sigma_b=1518$ MPa)。

对经过800℃固溶+升序时效处理后的合金进行TEM表征,其结果如图6所示。由图6可以看到,经过升序时效处理后,初生 α 相沿着 β 晶界连续分布,同时次生 α 相以细针状均匀地在 β 晶粒内部析出。在晶界 α 相的周围,还可以观察到相互平行排列的 α 板条束,即魏氏组织(Widmanstätten α)。魏氏组织的出现可以增大合金变形过程中裂纹沿晶界扩展的阻力,从而提高合金的塑性^[16]。根据图6(a)所示明场像, β 晶内析出的次生 α 相主要存在3种不同的取向方向(分别用 D_1 、 D_2 、 D_3 表示),进一步分析合金的选区电子衍射图片,发现析出的 α 相与 β 基体间保持着Burgers位向关系: $(0001)_\alpha // (110)_\beta$; $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$,这使 α/β 相界面具有最低的位错能^[17],促使次生 α 相在 β 基体上弥散析出。在Burgers位相关系下, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中产生12种 α 变体,图6(a)中所示三种取向方向正是对应了这种变体选择行为。

图6(d)展示了图6(c)中相邻两个不同 α 变体与 β 基体交点处的高分辨率的TEM像。通过各自的傅里叶变换结果可知,两种 α 变体均呈现出了典型的密排六方结构的衍射斑点,同时二者明显不同的排列方向也证实了 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中变体选择过程的发生。在 α/β 相界面处还可以观察到错配位错的出现,说明析出的次生 α 相与 β 基体间保持着半共格关系,这与其他的研究结果一致^[18-19]。

合金的拉伸断口形貌如图7所示。未经热处理时,合金板材的拉伸断口呈现了明显的解理脆性断裂形貌,大量的撕裂棱、解理断裂面和河流状花样分布在断面上,对应着合金原始板材较差的塑性。经过800℃固溶+300℃时效处理后,断面上解理断裂特征明显减少,同时大量韧窝均匀地分布在断面上(如图7(b)中白色箭头所示),说明合金此时具有良好的均匀变形能力。将时效温度提高至560℃,合金在经过热处理后断面上除了韧窝以外(如图7(c)中白色箭头所示),还有沿晶断裂留下的断裂面特征,这意味着在提高时效温度之后,合金的塑性在一定程度上下降,同时合金的断裂机制也变为了脆性断裂和韧性断裂混合的断裂机制。类似的断裂行为在升序时效处理后依然被保留了下来,此时合金的断口形貌与560℃时效基本保持一致,

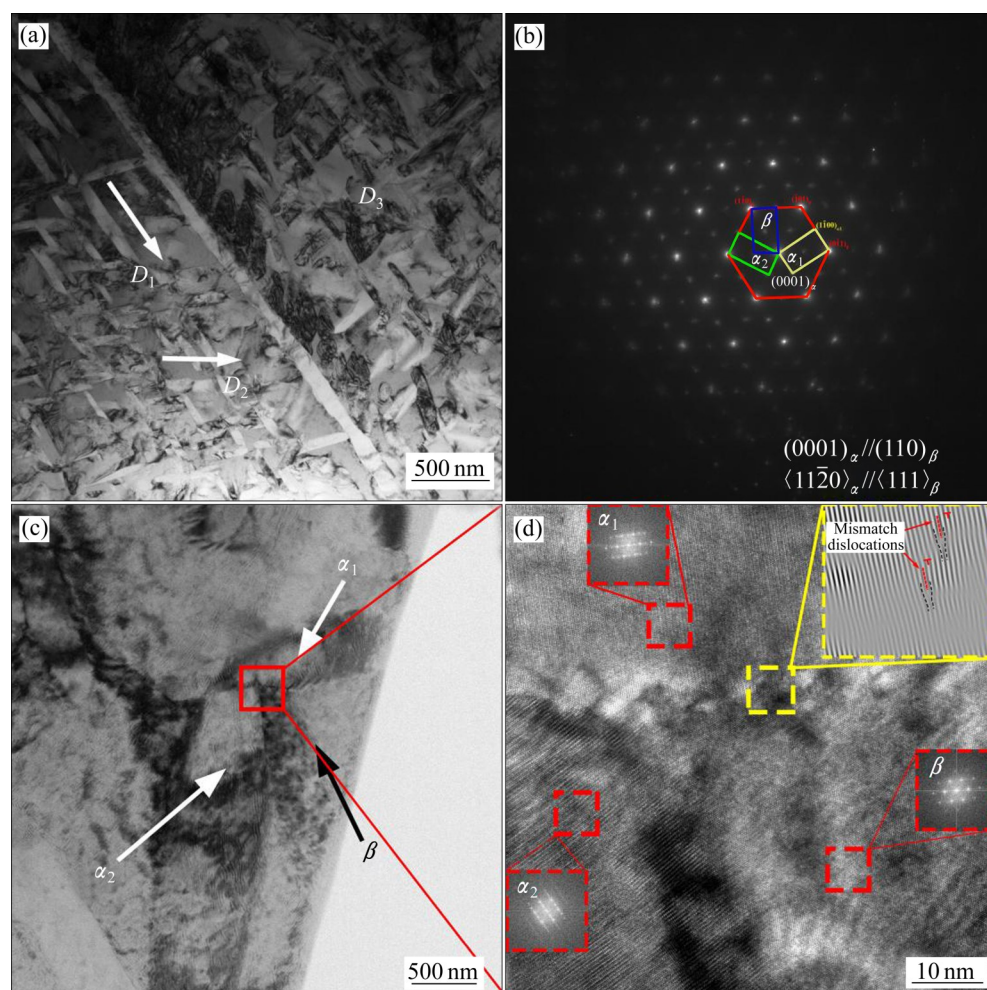


图6 合金经过HT3热处理后的TEM像

Fig. 6 TEM images of alloy after HT3 heat treatment: (a), (c) Bright-field images; (b) Selected-area diffraction pattern; (d) HRTEM image of marked area in Fig.6 (c) and FFT results of different areas

这说明升序时效处理对合金的均匀变形能力基本没有影响。

2.2 合金板材热处理后的蠕变组织及蠕变性能

对经过不同热处理后的 Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe-0.1B-0.1C 合金在 500 °C、300 MPa 条件下进行蠕变实验, 所得蠕变曲线如图 8 所示。对于三种不同的热处理制度, 合金在蠕变过程中均发生了断裂, 合金的蠕变曲线呈现出了典型的初级阶段、稳态阶段和加速阶段三阶段特征。其中, 经过固溶+300 °C 时效处理后的合金具有最长的蠕变寿命, 明显高于另外两种热处理后合金的蠕变寿命, 这说明在此条件下合金具有最优的蠕变性能。

图 9 所示为热处理所得合金经过蠕变后的显微

组织。由图 9 可以发现, 在经过蠕变变形后, 合金中的初生 α 相沿着平行于应力加载的方向发生了明显的偏转。同时, 在初始 β 晶粒的内部, 由于蠕变过程中的动态时效效应析出了大量细小弥散的次生 α 相。这些具有不同取向的次生 α 相的析出阻碍了蠕变过程中位错的滑移与攀移, 对提高合金的蠕变抗力起到了十分关键的作用^[18]。此外, 在条状 TiB 增强相的周围, 还可以观察到因单轴应力加载作用下而产生的显微空洞和显微裂纹, 如图 9(a)和(b)所示, 这些缺陷的产生及聚合是合金发生失效断裂的重要因素^[20]。

通过分析图 8 所示蠕变曲线, 经过固溶+300 °C 时效合金具有明显高于另外两种热处理条件合金的蠕变寿命, 为了解释这一现象, 结合图 9 所示的蠕

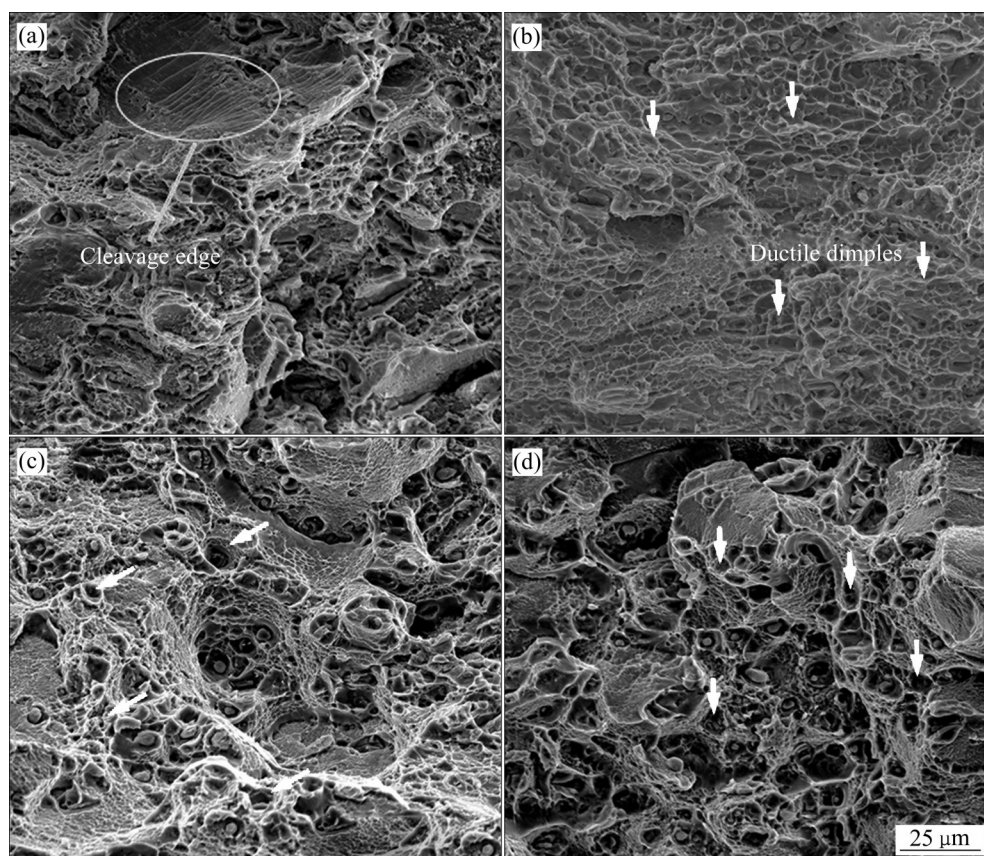


图7 经过不同热处理后钛合金板材的拉伸断口形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of titanium sheet after different heat treatments: (a) Initial sheet; (b) HT1; (c) HT2; (d) HT3

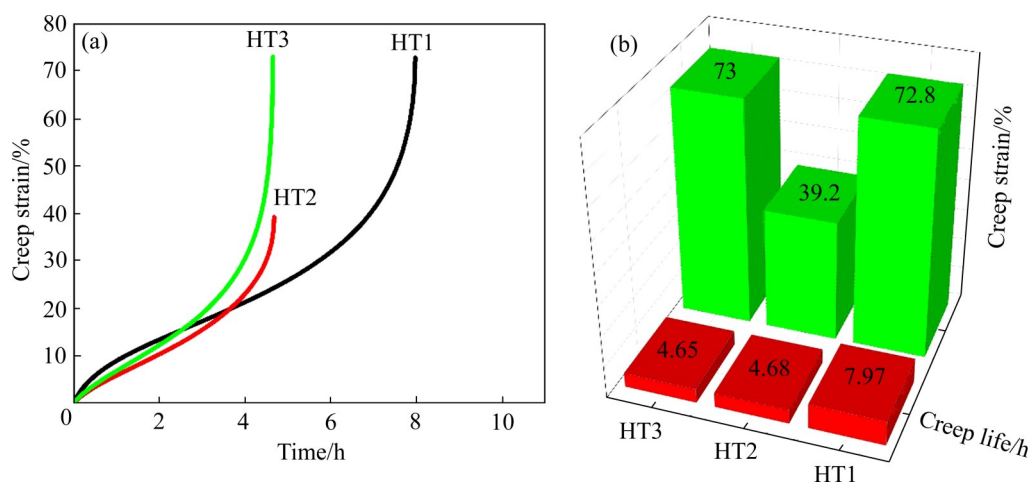


图8 经过不同热处理后钛合金板材蠕变曲线及蠕变性能

Fig. 8 Creep curves(a) and creep properties(b) of titanium sheet after different heat treatments

变显微组织, 提出一种如下的假设。

1) β 晶界处缺陷较多, 界面能较高, 元素易在晶界处发生偏聚^[21], 同时晶界上析出的 α 相相较于 β 相容易发生蠕变变形^[22], 所以裂纹优先在晶界处尤其是晶界与 α 相相接处产生。

2) 晶界处产生的裂纹只沿晶界及晶界 α 相通过空位扩散的方式扩展。

基于以上假设, 合金在经过固溶+300 °C 时效处理后, β 晶界上析出的 α 相呈连续直条状形态, 蠕变变形过程中, 位错在晶粒内部快速增殖, 在热

扩散的作用下运动至晶界处发生聚集, 造成应力集中现象。当累积的应力值超过了 β 晶界或晶界 α 相的承载能力后, 应力就会以裂纹或孔洞的形式予以释放, 即应力释放断裂(Stress relief cracking, SRC)机制^[23-24]。裂纹的产生及扩展过程如图10所示。在高温低应力条件下, 钛合金的蠕变变形通常是通过空位等缺陷沿晶界的扩散来完成的^[25]。对于连续分布的晶界 α 相, 当裂纹或孔洞在周围的晶界上形成后, 相对平直的界面和相近的取向关系使得裂纹可以沿晶界 α 相界面扩展, 而不产生应力集中效应, 这有利于合金的均匀塑性变形。当合金经过固溶+560℃时效处理后, β 晶界上析出的 α 相的连续

性被破坏, 互不相邻的等轴状或长条状 α 相随机地分布在晶界上(见图9(b)和(e))。这使得 α/β 相界面的数量增多, 当位错在晶界周围聚集时, 发生蠕变变形甚至产生裂纹的位置也同时增多^[26]。这使得在蠕变过程中, 同一时间内晶界上蠕变变形可以在更多位置开动, 从而更快速地引起合金发生蠕变断裂, 宏观上即表现为此条件下合金较短的蠕变寿命(4.68 h)及较小的蠕变应变量(39.2%)。

对于经过固溶+升序时效处理后的合金, 如图9(c)和(f)所示, β 晶界上依然可见不连续分布的 α 相, 但其尺寸变得细小和均匀。而且在白色箭头标记的位置还可以清晰地观察到晶界 α 相的两端有显

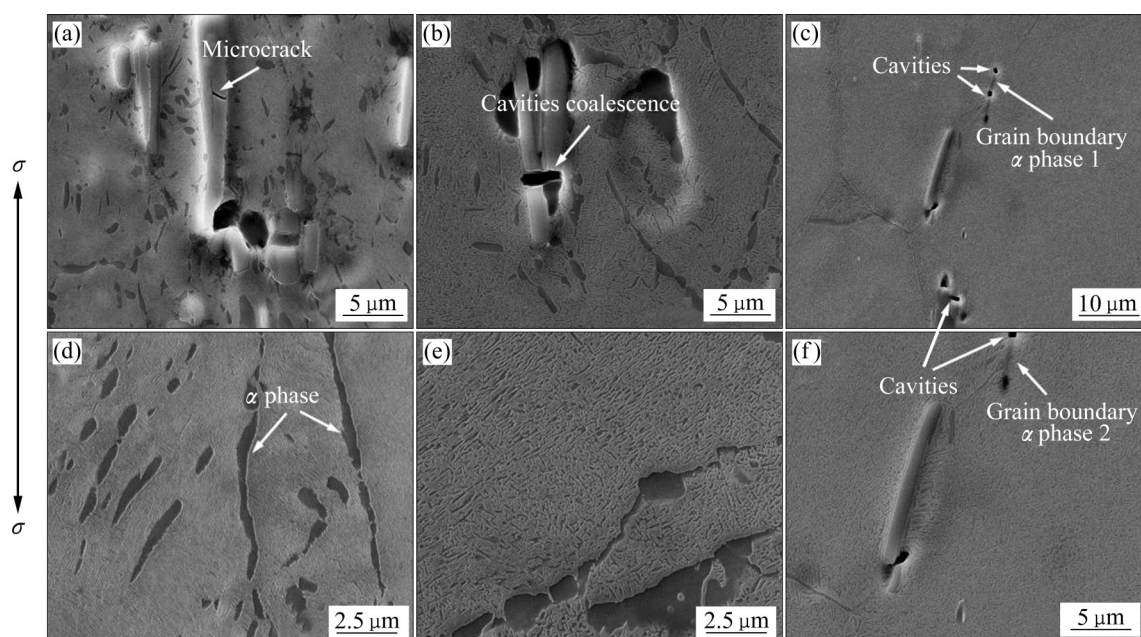


图9 经过不同热处理的钛合金板材蠕变断裂试样的显微组织

Fig. 9 Microstructures of creep rupture specimens of titanium sheet after different heat treatments: (a), (d) HT1; (b), (e) HT2; (c), (f) HT3

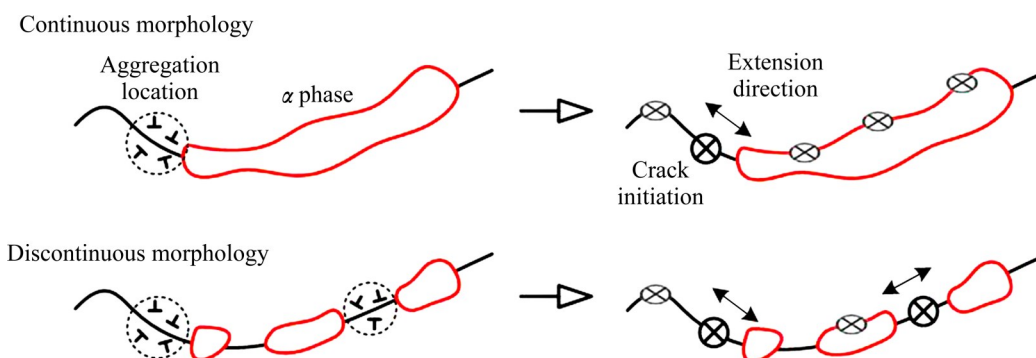


图10 合金蠕变过程中裂纹的产生及扩展示意图

Fig. 10 Schematic diagrams of crack generation and propagation during creep deformation

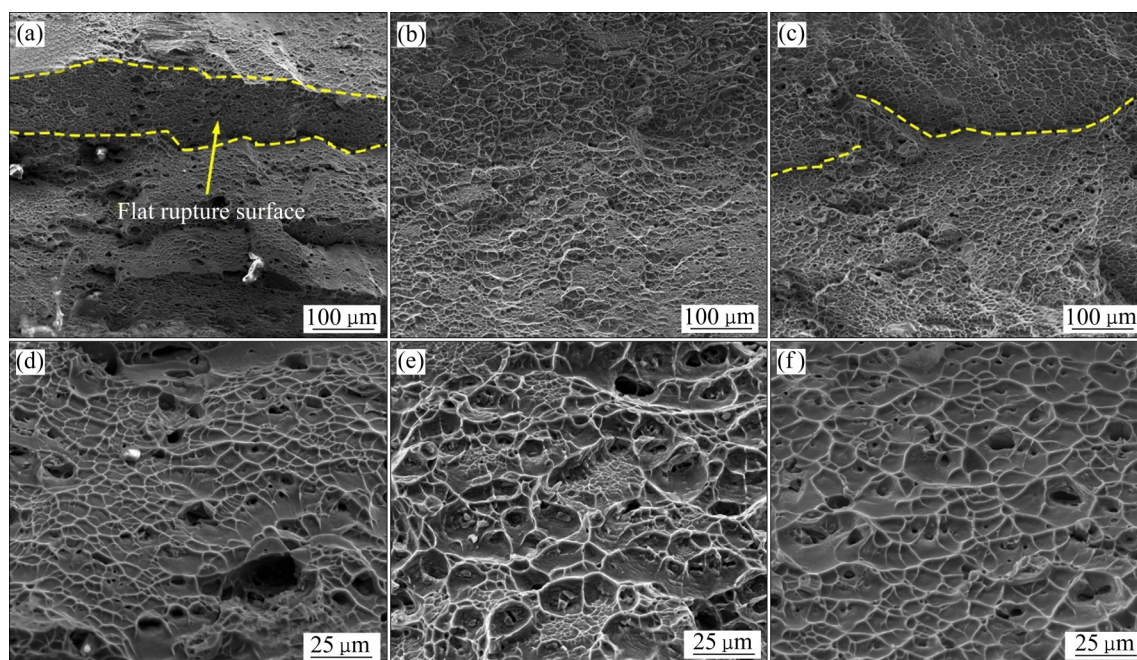


图 11 经过不同热处理后钛合金板材蠕变断口形貌

Fig. 11 Creep fractographs of titanium sheet after different heat treatments: (a), (d) HT1; (b), (e) HT2; (c), (f) HT3

微孔洞的产生, 根据所提出的蠕变失效假设, 蠕变变形甚至裂纹依然可以从多个位置同时产生, 但由于没有了较大尺寸晶界 α 相对变形或裂纹扩展的阻碍, 变形过程中发生应力集中或缺陷聚集的可能性降低, 使合金可以完成较为均匀的蠕变变形而不发生断裂失效, 宏观上即表现为图8所示的合金具有较大的蠕变应变量(73%)。

合金在经过不同热处理后的蠕变断口形貌如图11所示。合金在经过固溶+300℃时效和升序时效处理后, 在蠕变断口上可以观察到清晰的平直的断裂面, 这与所提出的断裂假设相一致, 即由于晶界 α 相呈连续或者尺寸均一的不连续形态, 裂纹可以沿着晶界或 α 相连续地扩展, 最终形成了平直的断裂面特征。而对于经过固溶+560℃时效处理的合金, 大小不均的晶界 α 相使得合金的蠕变变形在晶界的多个位置同时进行, 蠕变断裂后的宏观断口上就失去了大尺寸的平直断裂面。

3 结论

1) 经过800℃固溶+300℃时效处理后, 原本连续分布的晶界 α 相发生破碎, 合金的塑性明显提

高。提高时效温度至560℃或经过升序时效处理后, 针状次生 α 相弥散析出, 与 β 基体保持Burgers位向关系和半共格关系, 使合金的强度明显提高。

2) 蠕变变形后, 经过不同热处理后合金的蠕变曲线均呈现典型的蠕变三阶段特征。其中, 经过固溶+300℃时效处理的合金具有最长的蠕变寿命, 说明此条件下合金具有最强的蠕变抗力。

3) 晶界 α 相的数量及形态对合金的蠕变性能十分重要。当合金经过固溶+300℃时效处理后, 晶界上析出的具有连续形貌的 α 相对裂纹扩展的阻力较小, 而不会导致多位置应力集中现象的发生, 从而减少了裂纹源的数量, 提高了蠕变寿命。而在经过固溶+560℃时效或升序时效处理后, 连续分布的晶界 α 相发生破碎, 使得应力集中现象容易在多个位置发生, 从而加速了裂纹的扩展并导致合金的失效。

REFERENCES

- [1] 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.
JIN He-xi, WEI Ke-xiang, LI Jian-ming, et al. Research development of titanium alloy in aerospace industry[J]. The

- Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(2): 280–292.
- [2] 朱知寿. 我国航空用钛合金技术研究现状及发展[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 44–50.
- ZHU Zhi-shou. Recent research and development of titanium alloys for aviation application in China[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 44–50.
- [3] 曹春晓. 钛合金在大型运输机上的应用[J]. 稀有金属快报, 2006, 25(1): 17–21.
- CAO Chun-xiao. Applications of titanium alloys on large transporter[J]. Rare Metals Letters, 2006, 25(1): 17–21.
- [4] 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.
- [5] 陈 玮, 刘运玺, 李志强. 高强 β 钛合金的研究现状与发展趋势[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 63–76.
- CHEN Wei, LIU Yun-xi, LI Zhi-qiang. Research status and development trend of high-strength β titanium alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 63–76.
- [6] 汶建宏, 杨冠军, 葛 鹏, 等. β 钛合金的研究进展[J]. 钛工业进展, 2008, 25(1): 33–39.
- WEN Jian-hong, YANG Guan-jun, GE Peng, et al. The research progress of β titanium alloys[J]. Titanium Industry Progress, 2008, 25(1): 33–39.
- [7] IVASISHIN O M, MARKOVSKY P E, MATVIYCHUK Y V, et al. Precipitation and recrystallization behavior of beta titanium alloys during continuous heat treatment[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(1): 147–158.
- [8] LI C, CHEN J, LI W, et al. Effect of heat treatment variations on the microstructure evolution and mechanical properties in a β metastable Ti alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 684: 466–473.
- [9] ZHANG X, KOU H C, LI J S, et al. Evolution of the secondary α phase morphologies during isothermal heat treatment in Ti-7333 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 577: 516–522.
- [10] 郭彦霖, 罗 群, 王国旗, 等. 双时效对 Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(4): 1395–1401.
- GUO Yan-lin, LUO Qun, WANG Guo-qi, et al. Effect of duplex aging on microstructure and mechanical property of Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(4): 1395–1401.
- [11] YU P J, HSU Y Y, WANG S H, et al. Comparison of dynamic-aging creep and pre-aged creep in Ti-15-3 beta titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 798: 140135.
- [12] XIAO L, TIAN S G, BAO X Y, et al. Influence of heat treatment on microstructure and creep properties of hot continuous rolled Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 559: 401–406.
- [13] HE Y S, HU R, LUO W Z, et al. Microstructural evolution and creep deformation behavior of novel Ti-22Al-25Nb-1Mo-1V-1Zr-0.2Si (at.%) orthorhombic alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(2): 313–321.
- [14] DU Z X, XIAO S L, XU L J, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a new β high strength titanium alloy[J]. Materials & Design, 2014, 55: 183–190.
- [15] 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.
- [16] ZHANG Hao-yu, LI Xiao-hui, LIN Li, et al. Effect of aging temperature on microstructural evolution and mechanical properties of a novel β titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(12): 3812–3818.
- [17] DONG R F, LI J S, KOU H C, et al. Characteristics of a hot-rolled near β titanium alloy Ti-7333[J]. Materials Characterization, 2017, 129: 135–142.
- [18] NIE X, LIU H Q, ZHOU X Z, et al. Creep of Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr alloy with equiaxed and lamellar microstructures[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 651: 37–44.
- [19] BALACHANDRAN S, KASHIWAR A, CHOUDHURY A, et al. On variant distribution and coarsening behavior of the α phase in a metastable β titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2016, 106: 374–387.
- [20] 赵 亮, 刘建荣, 王清江, 等. 析出相对 Ti60 钛合金蠕变和持久性能的影响[J]. 材料研究学报, 2009, 23(1): 1–5.
- ZHAO Liang, LIU Jian-rong, WANG Qing-jiang, et al. Effect of precipitates on the high temperature creep and creep rupture properties of Ti60 alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2009, 23(1): 1–5.
- [21] CHEN F W, XU G L, ZHANG X Y, et al. Effect of α morphology on the diffusional $\beta \leftrightarrow \alpha$ transformation in Ti-55531 during continuous heating: Dissection by dilatometer test, microstructure observation and calculation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 702: 352–365.
- [22] SAHOO R, JHA B B, SAHOO T K. Effect of microstructure on the creep properties of Ti-6Al-4V alloys: An analysis[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018, 71(7): 1–10.

- 1573–1582.
- [23] KROMM A, LAUSCH T, SCHROEPFER D, et al. Influence of welding stresses on relief cracking during heat treatment of a creep-resistant 13CrMoV steel: part I—Effect of heat control on welding stresses and stress relief cracking[J]. *Welding in the World*, 2020, 64: 807–817.
- [24] KROMM A, LAUSCH T, SCHROEPFER D, et al. Influence of welding stresses on relief cracking during heat treatment of a creep-resistant 13CrMoV steel Part II: Mechanisms of stress relief cracking during post weld heat treatment[J]. *Welding in the World*, 2020, 64: 819–829.
- [25] ZHANG Z X, FAN J K, LI R F, et al. Orientation dependent behavior of tensile-creep deformation of hot rolled Ti65 titanium alloy sheet[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 75: 265–275.
- [26] 孙小平, 罗锦华, 雷锦文, 等. 显微组织对Ti6242S钛合金高温蠕变性能的影响[J]. *金属热处理*, 2018, 43(1): 105–110.
- SUN Xiao-ping, LUO Jin-hua, LEI Jin-wen, et al. Effect of microstructure on high-temperature creep behavior of Ti6242S titanium alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2018, 43(1): 105–110.

Effect of heat treatment on microstructure and properties of metastable β titanium alloy

XIAO Shu-long^{1,2}, CHEN Zhao-qi^{1,2}, JING Ke³, LIANG Zhen-quan^{1,2}, XU Li-juan^{1,2},
TIAN Jing^{1,2}, CHEN Yu-yong^{1,2}

(1. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology,
Harbin 150001, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

3. Xi'an Aircraft Design and Research Institute of AVIC, Xi'an 710089, China)

Abstract: A metastable β titanium alloy of Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe-0.1B-0.1C was studied, and the effects of heat treatment on the microstructure, mechanical properties and creep behavior were investigated by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM), room temperature tensile tests and creep tests. After solution aging treatment, a large number of acicular secondary α phases precipitate in the microstructure, while the secondary α phase keeps the Burgers relationship and the semi-coherent interface with the β matrix, which significantly strengthens the alloy. The highest yield strength of the alloy reaches 1444 MPa with the elongation of 4.2%. By analyzing the results of the creep tests, it is proposed that the creep rupture is dominated by the stress relief cracking mechanism caused by the α phase precipitating on the β grain boundary. When the grain boundary α phase is broken, there are more places for the nucleation of cavities and cracks, which deteriorates the creep resistance. Therefore, after solution-treated and aged at 300 °C, the grain boundary α phase precipitates with continuous strip morphology, which makes this alloy has the longest creep life.

Key words: metastable β titanium alloy; heat treatment; microstructure; mechanical properties; creep

Foundation item: Project(JCKYS2019603C018) supported by the National Defense Basic Scientific Research Project of China; Project(6142909200101) supported by the National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, China

Received date: 2021-07-25; **Accepted date:** 2021-09-22

Corresponding author: XIAO Shu-long; Tel: +86-18745796616; E-mail: xiaoshulong@hit.edu.cn

(编辑 李艳红)