

引文格式: 王钧屹, 刘莹莹, 付明杰, 等. 轧态TiB_w/TA15钛基复合材料高温超塑变形行为研究[J]. 航空制造技术, 2025, 68(8): 86–93, 104.
WANG Junyi, LIU Yingying, FU Mingjie, et al. Study on high-temperature superplastic deformation behavior of rolled-state TiB_w/TA15 titanium matrix composite[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(8): 86–93, 104.

轧态TiB_w/TA15钛基复合材料高温超塑变形行为研究*

王钧屹, 刘莹莹, 付明杰, 王富鑫

(中国航空制造技术研究院金属材料技术研究所, 北京 100024)

[摘要] 从相变点 100 ℃ 以下开始研究了轧态 TiB_w/TA15 钛基复合材料在 920~980 ℃ 温度范围内不同应变速率下的超塑变形行为。结果表明, 轧态 TiB_w/TA15 钛基复合材料在高温下表现出良好的超塑性, 在 960 ℃ 和 0.001 s⁻¹ 的应变速率下, 复合材料表现出了最佳的超塑性能, 延伸率高达 569%。同时建立了本复合材料的双曲正弦型 Arrhenius 本构方程, 获得了复合材料的活化能并揭示了其超塑变形机理。显微组织分析表明, 在最佳超塑变形条件下, α 相发生了显著的动态再结晶球化, 内部无明显的空洞等缺陷。

关键词: TiB_w/TA15 钛基复合材料; 高温拉伸; 超塑性; Arrhenius 本构方程; 动态再结晶

Study on High-Temperature Superplastic Deformation Behavior of Rolled-State TiB_w/TA15 Titanium Matrix Composite

WANG Junyi, LIU Yingying, FU Mingjie, WANG Fuxin

(Institute of Metal Materials Technology, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

[ABSTRACT] The superplastic deformation behavior of rolled TiB_w/TA15 titanium matrix composites at different strain rates in the temperature range of 920–980 ℃ was studied from the phase transition point below 100 ℃. The results show that the rolled TiB_w/TA15 titanium matrix composites exhibit good superplasticity at high temperature, and the best superplasticity at 960 ℃ and strain rate of 0.001 s⁻¹, the elongation of the composites is as high as 569 %. At the same time, the hyperbolic sinusoidal Arrhenius constitutive equation of the composite was established, and the activation energy of the composite was obtained and the superplastic deformation mechanism was revealed. The microstructure analysis shows that under the optimal superplastic deformation condition, α phase has a significant dynamic recrystallization spheroidization, and there is no obvious cavity in the interior.

Keywords: TiB_w/TA15 titanium matrix composite; High temperature tensile; Superplasticity; Arrhenius constitutive equation; Dynamic recrystallization

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.08.086

钛合金因其较高的比强度和比刚度, 良好的耐高温特性等优点在航空航天领域具有广阔的应用前景, 针对传统金属材料耐高温性能较弱的缺点, 研究人员使用金属基复合材料来解决这一问题。金属基复合材料内基体合金和增强相发挥各自优势, 有效的提升了材料的综合性能^[1-3]。

针对钛基复合材料的特性, 许多学者做了大量的研究工作, 陈润^[4]、刘悦^[5]、柴宏宇^[6]等对 (TiB_w + (TiZr)₅Si₃)/TA15 网状钛基复材在热轧制下的组织性能进行了探究, 研究结果表明, 通过热轧制带来的增强相晶须折断和 α 相等轴化可有效提升材料的韧性、强度和抗蠕变性能, 材料轧制状态较烧结态有着明显的提高; 冯淑容^[7-8]以 Ti+Ni+B₄C 共混粉末为基体材料, 采用激光

* 基金项目: 国防基础科研项目 (JCKY2022208C005)。

熔覆工艺在 Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V 钛合金表面制备了 TiB-TiC 增强的金属间化合物复合涂层 (TiB-TiC/TiNi-Ti₂Ni), 采用 OM、SEM、XRD、EDS 和 AFM 对涂层的组织和磨损表面形貌进行了表征, 揭示了硬质 TiB-TiC 共晶陶瓷增强体和韧性 TiNi-Ti₂Ni 双相金属间化合物基体的共同作用使涂层具有良好的耐磨性; 张韦晨等^[9]以 Ti-6Al-4V 钛合金粉末和 LaB₆ 粉末为原料, 采用激光选区熔化技术制备出了钛基复合材料, 其室温和高温下的强度均高于 TC4 钛合金。

TiB_w/TA15 钛基复合材料通过引入硬质陶瓷增强相 TiB 使得材料本身的耐高温性能大大提升^[10], 但与此同时, 增强相带来的脆性也使得其在大规模工程化应用时的成形难度增大。高温超塑成形技术可有效改善钛基复合材料难以成形的缺陷, 并被广泛应用于钛合金构件的制造当中^[11-15], 通过此技术可以生产出复杂的曲面, 相比焊接等技术, 筋板和蜂窝结构同时无余量成形可最大程度降低成本, 钛基复材良好的超塑性可帮助其在高温下有效成形。本文以 TiB 增强相体积分数为 3.5% 的钛基复材为研究对象, 研究了其在不同温度和应变速率下的超塑变形行为, 并对其微观组织演变进行了分析, 获得了最佳超塑变形条件。

1 试验及方法

1.1 试验材料

本研究以中国航空制造技术研究院研制的轧制退火态 TiB_w/TA15 薄板为原材料, 板材厚度为 2 mm, 化学成分见表 1, TiB 增强相的体积分数为 3.5% (名义成分, B 元素含量与 TiB 体积分数可通过质量-体积之间换算得

表 1 TiB_w/TA15 复合材料化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical compositions of TiB_w/TA15 composite material (mass fraction) %

Ti	Al	Mo	V	Cr	Si	B
余量	6.641	1.802	2.052	2.527	0.322	0.591

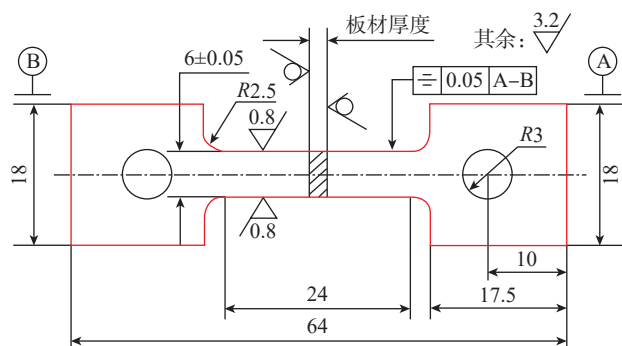


图 1 超塑拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of superplastic tensile specimen

到)。超塑拉伸试样沿轧制方向通过电火花切割切取, 试样尺寸如图 1 所示, 拉伸方向为原始板材轧制方向。

轧制退火态原始组织如图 2 所示, 基体显微组织由 α 片层和残余 β 相组成, 增强相在基体中呈破碎弥散状分布。

1.2 试验方法

拉伸测试采用微机控制电子万能试验机 (E45.105)。超塑变形大应变采用力-夹头移动法测得。试验件拉伸温度为 920~980 °C, 间隔 20 °C (920 °C、940 °C、960 °C、980 °C), 拉伸应变速率为 0.0001 s⁻¹、0.001 s⁻¹、0.01 s⁻¹、0.05 s⁻¹。为防止高温条件造成试验件表面氧化干扰试验结果, 所有试验件表面先经过 SiC 水磨砂纸打磨确保标距范围内无横向划痕 (打磨对试样厚度无明显影响), 之后在表面喷涂石墨抗氧化剂。在试验件发生断裂之后立即对其进行水淬处理, 最大程度保留组织形貌特征, 冷却后经砂纸粗磨和表面机械抛光去除氧化层, 利用金相显微镜对拉伸端断口和远端组织形貌特征进行观察。

2 结果与讨论

2.1 TiB_w/TA15 板材超塑性变形规律

2.1.1 温度对板材超塑性能的影响

拉伸试验前后试样变化如图 3 所示, 可以看出, 在温度 960 °C、初应变速率 0.001 s⁻¹ 的条件下, 复合材料断后伸长率最大。

图 4 是在应变率分别为 0.0001 s⁻¹、0.001 s⁻¹、0.01 s⁻¹ 和 0.05 s⁻¹ 时真实应力-应变曲线随温度的变化趋势。在流变应力方面, 对于相同的应变速率, 温度越高, 峰值应力越低, 这是由于高温加剧了基体的软化作用, α 晶粒的转动 (宏观上表现为 α 相集束弯曲, 使其处于“软取向”, 平行于流动方向) 和尺寸的长大 (晶粒越细化强度越高, 反之强度越低) 不利于材料承载。同时高温下基体与增强相之间的界面结合力也相应降低, 变形产生的位错塞积更容易导致界面开裂, TiB 晶须率先从基体

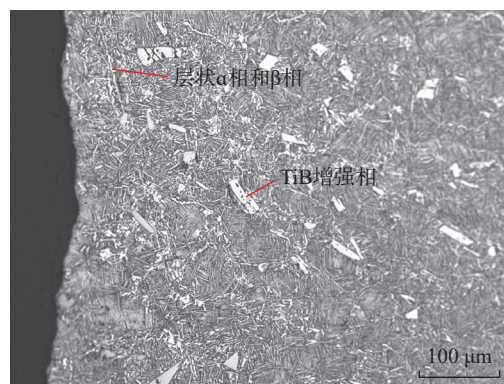


图 2 轧态 TiB_w/TA15 复合材料初始断面金相图

Fig.2 Metallographic diagram of initial section of rolled TiB_w/TA15 composite material

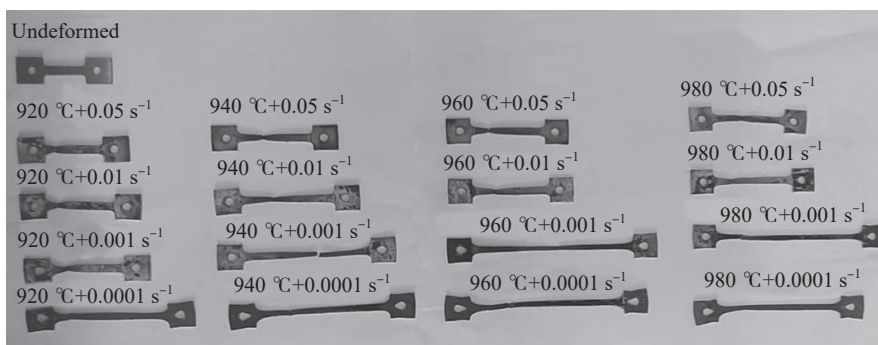


图3 拉伸前后试样对比

Fig.3 Comparison of specimens before and after tensile

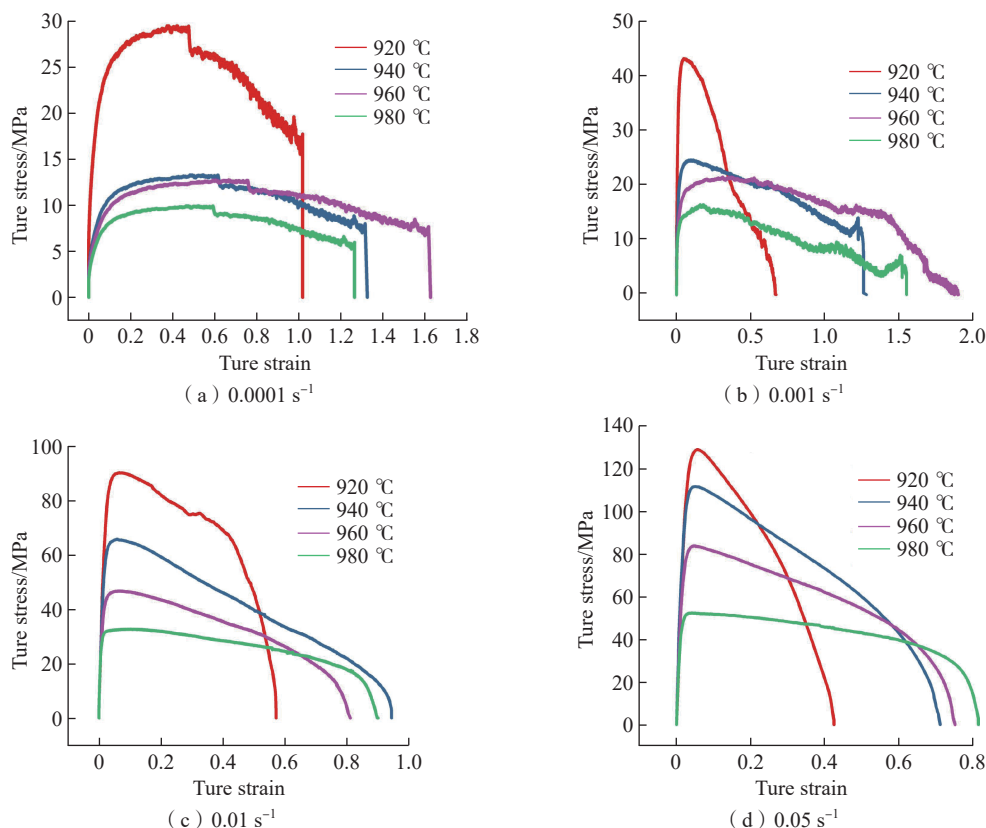


图4 相同应变速率下不同温度对真应力-应变曲线的影响

Fig.4 Effects of different temperatures on the true stress-strain curves at the same strain rate

中分开,空洞等缺陷更易萌生,因此强化效果较弱, TiB增强相无法有效地分担载荷^[16-17],变形抗力减弱。

图5是延伸率随温度变化的趋势图。可以发现,在应变速率为 0.05 s^{-1} 和 0.01 s^{-1} 的情况下,由于拉伸速度较快动态再结晶不充分,延伸率在各试验温度下未出现明显的转折点,940~980 °C时试样的延伸率较为接近,在 0.001 s^{-1} 和 0.0001 s^{-1} 的应变速率下960 °C时出现转折点,此时延伸率明显高于其他试验温度,其中在 0.001 s^{-1} 下的延伸率高达569%。结合图3可以更直观地看到各试件拉断后延伸率情况,试验温度至960 °C,在应

变速率低至 0.001 s^{-1} 后,试件的超塑性能达到峰值。

2.1.2 应变速率对板材超塑性能的影响

图6给出了相同温度时,不同应变速率下的TiB_w/TA15复合材料真应力-应变曲线,图7为应变速率对延伸率的影响。

图6表明在不同拉伸温度下复合材料的变形抗力均随着应变速率的降低而下降。考虑主要原因有以下两点:(1)高应变速率下基体与增强相间变形协调时间较短,变形受到增强相阻碍,增大了流变应力;(2)高应变速率下基体间位错塞积严重,载荷传递受阻,增大了

变形抗力,而拉伸过程时间较短, α 相动态再结晶和晶粒转动均不充分,加工硬化远高于动态软化效果,导致峰值应力的增加^[16-18]。

由图 7 可知,在延伸率变化方面,920 °C 和 940 °C 时随应变速率单调递减未出现临界点,960 °C 和 980 °C 时均在 0.001 s^{-1} 处出现临界点。试样在 0.001 s^{-1} 的应变速率下可获得最佳的超塑性能,有关临界点和最佳应变速率出现的原因在下文通过对试样的微观组织表征进行了相应分析。

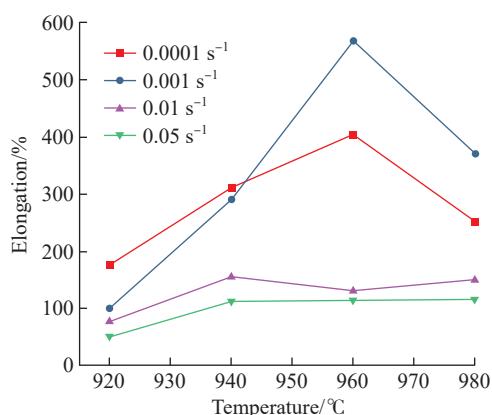


图 5 相同应变速率下不同温度对延伸率的影响

Fig.5 Effects of different temperatures on elongation at the same strain rate

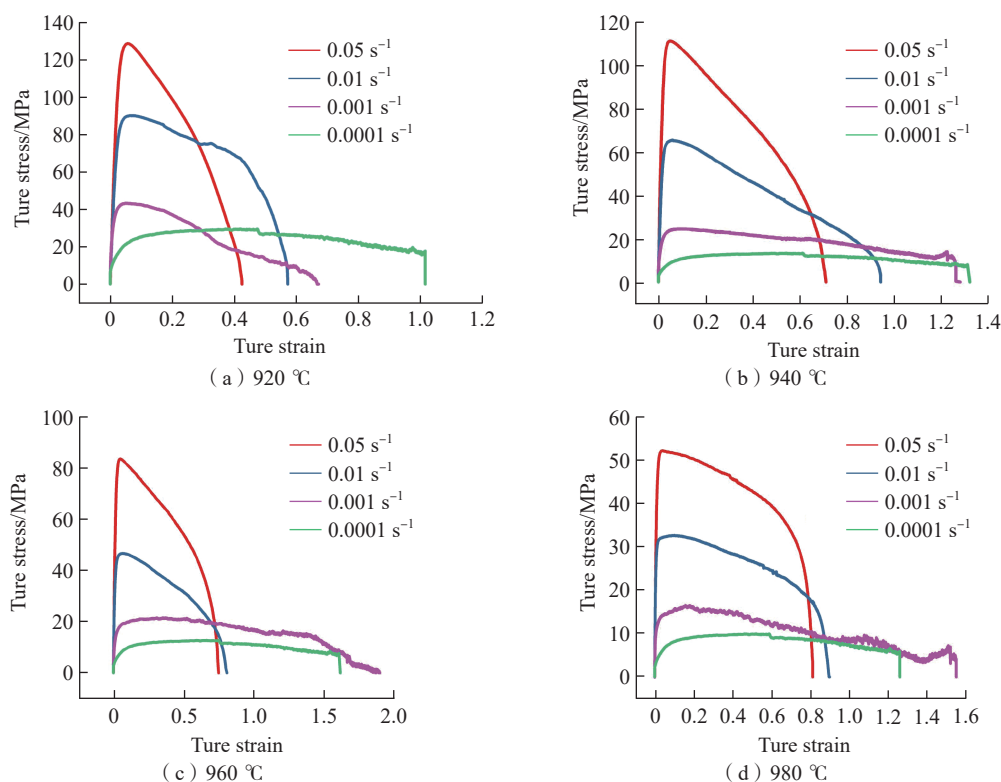


图 6 相同温度下不同应变速率对真应力-应变曲线的影响

Fig.6 Effects of different strain rates on the true stress-strain curves at the same temperature

2.1.3 Arrhenius 本构方程的识别

Arrhenius 方程存在 3 种不同的形式,即指数形式、幂指数形式、双曲正弦形式。其中,当 $\alpha\sigma < 0.8$ 的低应力水平时适用于幂指数形式,当 $\alpha\sigma > 1.2$ 的高应力水平时适用于指数形式。双曲正弦形式的 Arrhenius 方程则适用于各种情况下材料的本构关系应用,故选用双曲正弦形式的方程来表征 $\text{TiB}_w/\text{TA15}$ 复合材料的本构关系较为合理^[19],具体方程的形式如下。

双曲正弦形式:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

幂指数形式:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

指数形式:

$$\dot{\epsilon} = A_2 [\exp(\beta\sigma)] \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

式中, σ 为流变应力; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; R 为气体体积常数,通常取 $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; T 为开氏温度, K ; A 、 A_1 、 A_2 、 α 、 β 、 n 、 n_1 (应力指数) 为材料自身的常数,其中存在唯一关系式 $\alpha = \beta/n_1$; Q 是变形活化能, kJ/mol 。

通过对 $\ln(\dot{\epsilon}) - \ln(\sigma_p)$ 和 $\ln(\dot{\epsilon}) - \sigma_p$ 曲线进行拟合,图 8 (a) 中 4 条直线的平均斜率为 Arrhenius 方程中的 n_1 ; 图 8 (b) 中 4 条直线的平均斜率为 β 。 $\ln(\dot{\epsilon}) - \sigma_p$ 曲线显示低温情况下直线的斜率较低,高温情况下有所增加,至 980 °C 时有明显增幅,这表明对于 $\text{TiB}_w/\text{TA15}$

钛基复材来说,温度上升至 980 ℃ 时其峰值应力已明显下降。通过取各温度下的曲线平均斜率可得 n_1 和 β 分别为 3.451 和 0.08407,通过关系式可求出 α 的数值为 0.02436 MPa⁻¹。将 α 值代入,可绘制出 $\ln(\dot{\epsilon})-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线,如图 9 所示,计算其各温度下的平均斜率即可求出式(1)中的 $n=2.445$ MPa。 n 和 α 的值被求出之后,通过公式可进一步计算活化能,其中 $Q=nR\ln[\sinh(\alpha\sigma)]/(1000/T)$,通过拟合 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 曲线在各温度下的平均斜率可得出 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]/(1000/T)$ 的大小为 35.42,综上所述计算得出活化能

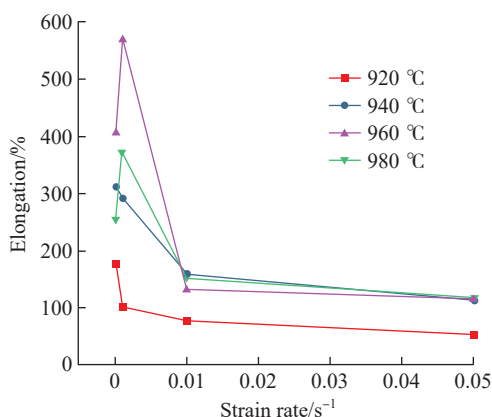
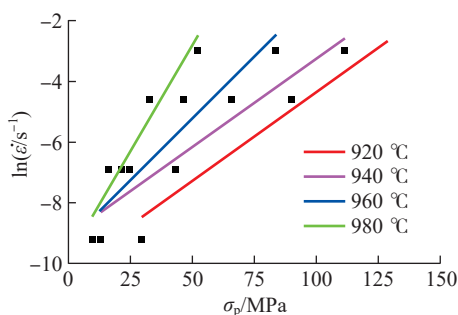
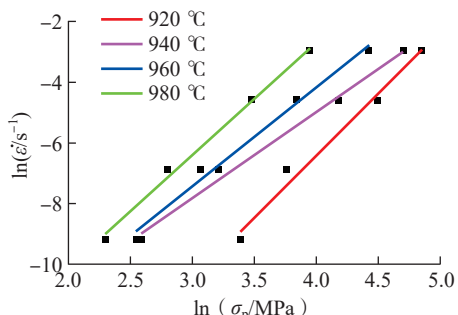


图 7 相同温度下不同应变速率对延伸率的影响

Fig.7 Effects of different strain rates on elongation at the same temperature



(a) $\ln(\dot{\epsilon})-\sigma_p$ 曲线



(b) $\ln(\dot{\epsilon})-\ln(\sigma_p)$ 曲线

图 8 超塑拉伸试样的 $\ln(\dot{\epsilon})-\sigma_p$ 和 $\ln(\dot{\epsilon})-\ln(\sigma_p)$ 曲线

Fig.8 $\ln(\dot{\epsilon})-\sigma_p$ and $\ln(\dot{\epsilon})-\ln(\sigma_p)$ curves of the superplastic tensile specimens

Q 的数值为 720.0 kJ/mol,可以看到轧态 TiB_w/TA15 复合材料的活化能数值相比于同类钛合金要高很多^[18],这说明材料在高温下的动态再结晶充分,超塑性能良好。最后通过图 9 中 $\ln(\dot{\epsilon})-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线的平均截距可以计算出 $[Q/RT-\ln(A)]/n$ 的值,最终得到 $A=3.968e8$,此外图 8 和 9 所有线性拟合的皮尔逊相关系数值均在 0.9 以上,拟合精度较高。

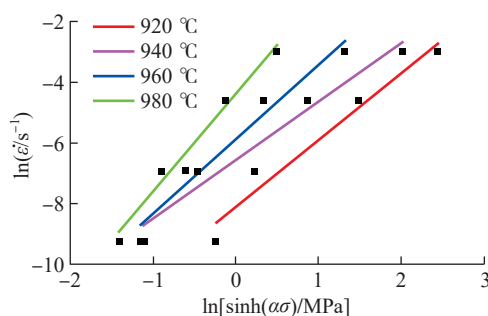
以上已经完成了 Arrhenius 双曲正弦形方程的建立,最终本构方程的表达式为

$$\dot{\epsilon}=3.968e8[\sinh(0.02436\sigma)]^{2.445}\exp(-7.2e5/RT) \quad (4)$$

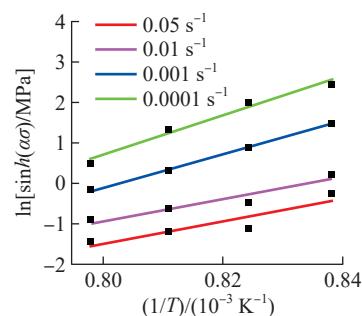
该方程应用性广,普适于各种应力水平下材料流动应力的表征^[19],对 TiB_w/TA15 材料本构数据库的建立以及复合材料结构件超塑成形数值模拟有着重要的指导意义。

2.2 微观组织演变对 TiB_w/TA15 板材超塑性能影响

微观组织表征示意图如图 10 所示,将拉伸后试样进行切割,分别对拉伸端断口区 and 远端稳态变形区组织



(a) $\ln(\dot{\epsilon})-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线



(b) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 曲线

图 9 超塑拉伸试样的 $\ln(\dot{\epsilon})-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 曲线

Fig.9 $\ln(\dot{\epsilon})-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ curves of the superplastic tensile specimens

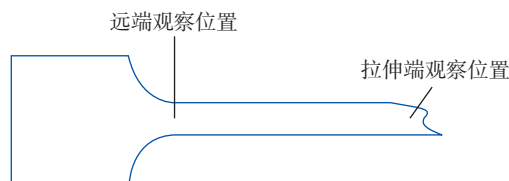


图 10 组织观察位置示意图

Fig.10 Schematic diagram of microstructure observation position

进行表征。

图 11 是拉伸温度为 920 ℃ 时,不同应变速率下的显微组织。当应变速率为 0.05 s⁻¹ 时(图 11 (a)和(b)),拉伸端和远端组织与初态组织类似,层状 α 相没有明显的球化,拉伸端组织产生了大面积空洞缺陷,这是由于拉伸速度过快,增强相与基体间变形协调性较差,从而导致了空洞的萌生,出现位置大多数在基体与增强相之间。当变形速率降至 0.01 s⁻¹ 时(图 11 (c)和(d)),拉伸端 α 相已经发生部分球化,等轴 α 相相对层状已占据主导地位,但此时晶粒还比较细小,由于较快的应变速率导致缺陷难以弥合,空洞面积仍较大,远端组织有少量的等轴 α 相产生。速率降到 0.001 s⁻¹ 和 0.0001 s⁻¹ 时(图 11 (e)~(h)),拉伸端等轴 α 相晶粒发生长大,动态再结晶充分,基体与增强相的变形协调性和连接性增强,空洞面积明显减少,远端的 α 相也出现了部分球化,出现了片层状和等轴状的混合组织。对于 920 ℃ 拉伸温度,应变速率越小拉伸端动态再结晶就越充分,等轴

α 相晶粒越大,试样的延伸率就越高,速率降到 0.001 s⁻¹ 和 0.0001 s⁻¹ 时远端 α 相出现部分球化,同时拉伸端的缺陷开始减少。此外还可以观察到,在整个拉伸过程中,增强相晶须属于热稳定相,其组织形态在各种试验条件下均无明显变化。

图 12 是 960 ℃ 下 4 种不同应变速率试样拉伸端和远端的显微组织图。与 920 ℃ 不同的是,在 0.05 s⁻¹ 时在拉伸端 α 相已开始球化,此时由于温度较高伴随的基体软化现象明显,空洞缺陷多数萌生在基体内部而非基体与增强相之间,随着应变速率的降低,等轴 α 相晶粒相比 920 ℃ 时长大更明显,空洞缺陷也更少;远端方面,0.05 s⁻¹ 和 0.01 s⁻¹ 下的动态再结晶不明显,0.001 s⁻¹ 和 0.0001 s⁻¹ 下远端组织与拉伸端组织一样发生了充分的动态再结晶,等轴 α 相晶粒饱满,这对于超塑性提升有关键作用。α 相晶粒在一定范围内的长大有利于试样延伸率的上升,但在高温下其长大速度明显高于低温,此时过低的应变速率反而不利于伸长率的增加,如

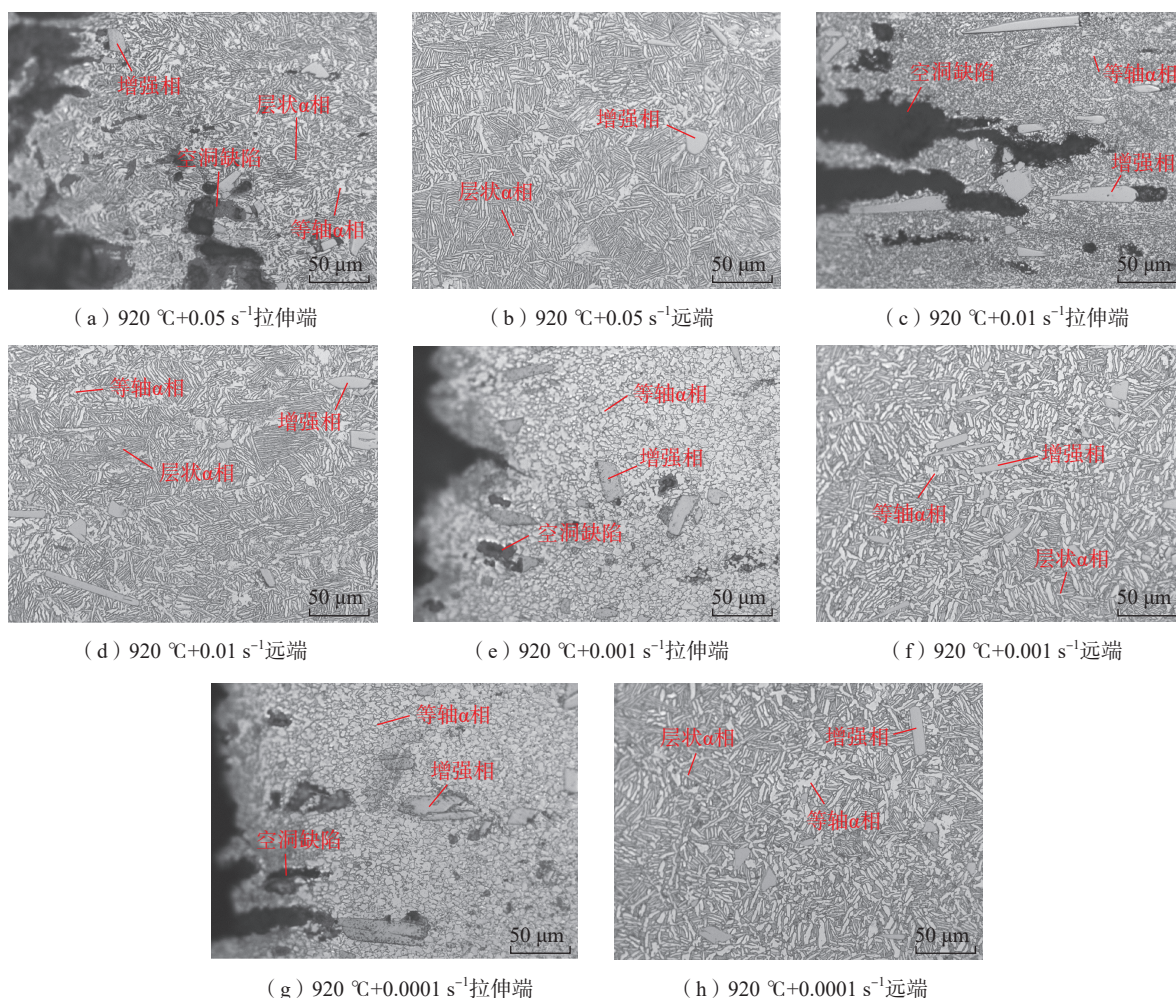


图 11 920 ℃ 下 4 种不同应变速率拉伸端和远端金相图

Fig.11 Metallographic diagram of tensile end and distal end at 920 ℃ with four different strain rates

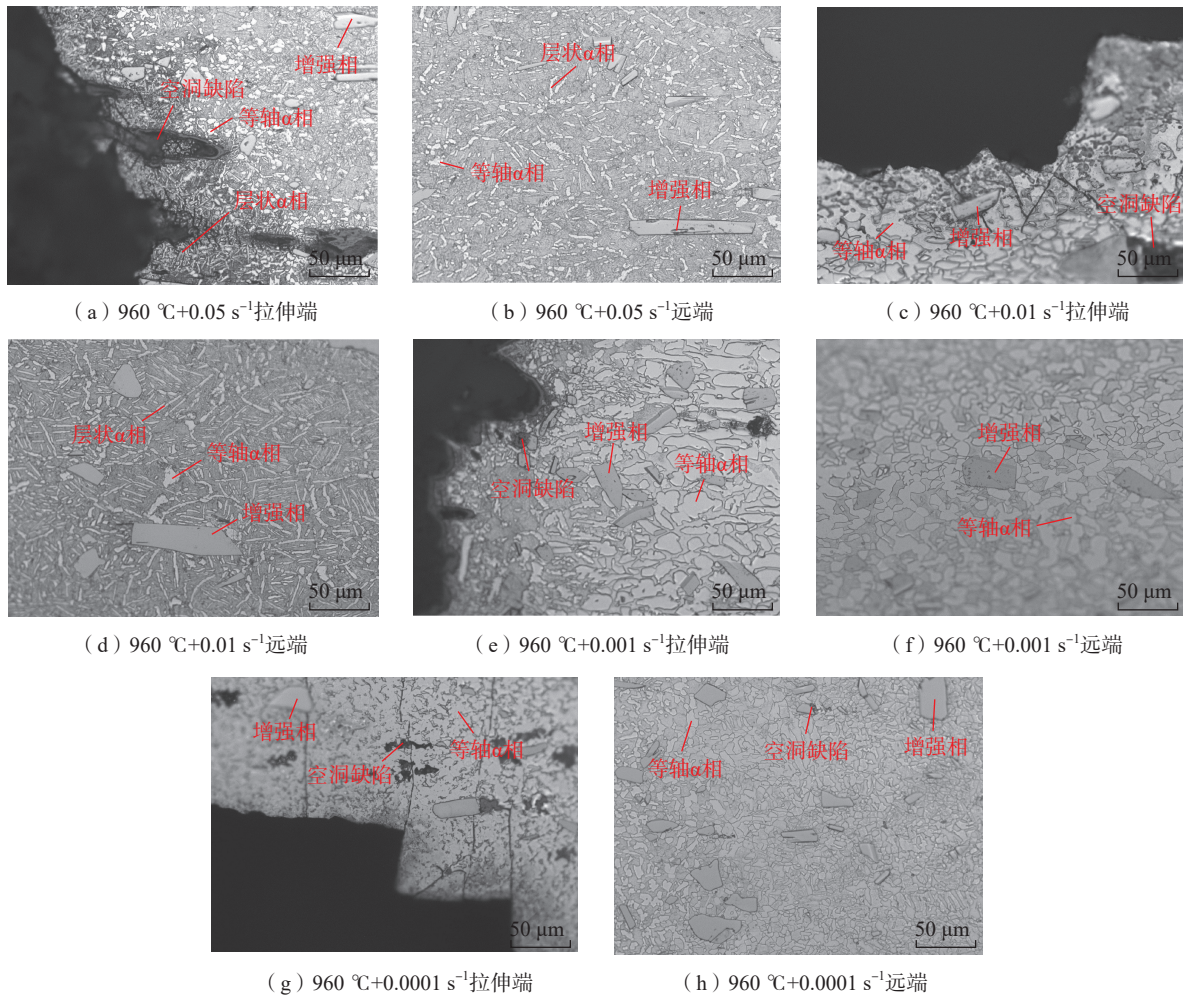


图 12 960 °C 下 4 种不同应变速率拉伸端和远端金相图

Fig.12 Metallographic diagram of tensile end and distal end at 960 °C with four different strain rates

图 12 (g) 所示,晶粒过度长大,导致延伸率有所降低。

以上研究对 920 °C 和 960 °C 下各种应变速率拉伸的显微组织进行了详细的对比。为研究应变速率 0.001 s^{-1} 下不同温度对于显微组织的影响,其组织的金相图如图 13 所示(与上文重复的不再列出)。

图 13 为相同应变速率 (0.001 s^{-1}),不同变形温度下复合材料的显微组织演变,结合图 11 和 12 可以看出,变形温度为 920 °C 和 940 °C 时, α 相在拉伸端发生了明显的动态再结晶,其中 940 °C 时晶粒更大故其延伸率高于 920 °C。960 °C 和 980 °C 拉伸端和远端均发生了充分的动态再结晶,其中 980 °C 在拉伸端和远端晶粒粗化明显,超塑性下降,而 960 °C 时两端的晶粒大小都适中,延伸率表现较好。结合上文研究发现, $960 \text{ °C} + 0.0001 \text{ s}^{-1}$ 只在拉伸端产生了晶粒过度长大的现象,远端并未产生,故其延伸率介于 $980 \text{ °C} + 0.001 \text{ s}^{-1}$ 和 $960 \text{ °C} + 0.001 \text{ s}^{-1}$ 的试验条件之间。此外综合以上分析可知,图 7 中临界点出现的原因是因为高温低应变速率下晶粒的过度长

大导致超塑性的恶化,其只出现在 960 °C 和 980 °C 时是由于在试验条件下,温度较低时,即使应变速率也低,晶粒也不会出现明显的粗化。

3 结论

本文测试了 $\text{TiB}_w/\text{TA15}$ 钛基复合材料在变形温度为 920~980 °C 和应变速率为 $0.0001 \sim 0.05 \text{ s}^{-1}$ 变形条件下的超塑性变形行为,分析了超塑性变化的规律和机理。基于双曲正弦模型拟合出了材料变形本构方程,并对拉伸断裂后试样的显微组织进行了表征,得出结论如下。

(1) 轧态 $\text{TiB}_w/\text{TA15}$ 钛基复合材料在高温下表现出良好的超塑性,在 960 °C 和 0.001 s^{-1} 的应变速率下,复合材料表现出最佳超塑性,延伸率高达 569%。

(2) Arrhenius 本构方程显示材料具有高达 720.0 kJ/mol 的变形活化能,这是其动态再结晶的基础条件,同时拟合的本构方程适用于各类不同的应力水平,为超塑性工艺精确仿真和优化提供可靠的数据支撑。

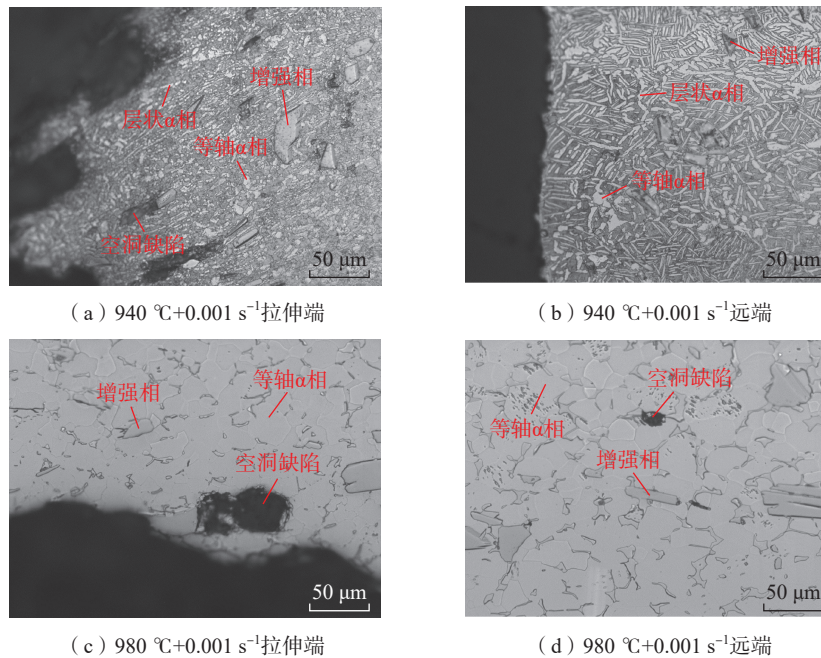


图 13 940 °C 和 980 °C 在 0.001 s⁻¹ 最佳应变速率下拉伸端和远端金相图

Fig.13 Metallographic diagram of tensile end and distal end at 940 °C and 980 °C with 0.001 s⁻¹ optimum strain rate

(3) 总体来看,温度越高,应变速率越低,伴随晶粒的长大,复合材料的超塑性能越好。但在温度过高应变速率过低的情况下,组织内部 α 相晶粒过度长大同时伴随大面积空洞缺陷,反而不利于超塑性能提升。

参考文献

- [1] ZHANG C J, SUN Y G, CHEN Y F, et al. Deformation behavior and microstructure evolution mechanism of 5vol.% (TiB_w+TiC_p)/Ti composites during isothermal compression[J]. Materials Characterization, 2019, 154: 212–221.
- [2] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844–879.
- [3] HUANG L Q, WANG L H, QIAN M, et al. High tensile-strength and ductile titanium matrix composites strengthened by TiB nanowires[J]. Scripta Materialia, 2017, 141: 133–137.
- [4] 陈润, 安琦, 张芮, 等. 热轧制对网状(TiB_w+(TiZr)₃Si₃)/TA15 复合材料组织及性能的影响[J]. 精密成形工程, 2021, 13(3): 1–8.
- CHEN Run, AN Qi, ZHANG Rui, et al. Effects of hot rolling on the microstructure and mechanical properties of network structured (TiB_w+(TiZr)₃Si₃)/TA15 composites[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2021, 13(3): 1–8.
- [5] 刘悦. (TiB_w+(Ti, Zr)₃Si₃)/TA15 复合材料组织与力学性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
- LIU Yue. Microstructure and mechanical properties of (TiB_w+(Ti, Zr)₃Si₃)/TA15 composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.
- [6] 柴宏宇. (TiB_w+(Ti, Zr)₃Si₃)/TA15 复合材料蠕变及持久性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- CHAI Hongyu. Creep and endurance properties of (TiB_w+(Ti, Zr)₃Si₃)/TA15 composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology,

2019.

- [7] FENG S R, TANG H B, ZHANG S Q, et al. Microstructure and wear resistance of laser clad TiB–TiC/TiNi–Ti₂Ni intermetallic coating on titanium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(7): 1667–1673.
- [8] 冯淑容, 张述泉, 王华明. 钛合金激光熔覆硬质颗粒增强金属间化合物复合涂层耐磨性[J]. 中国激光, 2012, 39(2): 203002.
- FENG Shurong, ZHANG Shuquan, WANG Huaming. Wear resistance of laser clad hard particles reinforced intermetallic composite coating on TA15 alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(2): 203002.
- [9] 张韦晨, 李九霄, 杨冬野, 等. 选择性激光熔化原位自生 TiB+La₂O₃/TC4 钛基复合材料的组织和力学性能[J]. 机械工程材料, 2021, 45(5): 67–70, 75.
- ZHANG Weichen, LI Jiuxiao, YANG Dongye, et al. Microstructure and mechanical properties of in situ synthesized TiB+La₂O₃/TC4 titanium matrix composite by selective laser melting[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2021, 45(5): 67–70, 75.
- [10] 刘莹莹, 付明杰, 王富鑫, 等. TiB_w/TA15 复合材料热处理工艺研究[J]. 航空制造技术, 2021, 64(14): 40–48.
- LIU Yingying, FU Mingjie, WANG Fuxin, et al. Research on heat treatment process of TiB_w/TA15 composite[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(14): 40–48.
- [11] JORDAAN M S, KOK S. Material model calibration for superplastic forming[J]. Inverse Problems in Science and Engineering, 2019, 27(5): 589–607.
- [12] DING S, LV H J, ZHANG K F. Superplasticity and superplastic bulging behavior of ZrO₂/Ni nanocomposite[J]. Journal of Wuhan University of Technology-Mater Sci Ed, 2011, 26(1): 56–60.
- [13] 段奇锐, 原晓明. 盒形件超塑成形过程中材料流动规律的数值模拟与实验[J]. 南京航空航天大学学报, 2012, 44(S1): 91–96.

(下转第 104 页)

[60] TU T, CHEN X H, ZHAO C Y, et al. A simultaneous increase of elastic modulus and ductility by Al and Li additions in Mg–Gd–Zn–Zr–Ag alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 771: 138576.

[61] KAYA A A, CELIK C, TURE Y, et al. Elasticity modulus and damping in some novel magnesium alloys[J]. Proceedings of the 6th International Conference on Magnesium.Shengyang: Chinese Materials Research Society Click to enter,1997.

[62] 冯艳,陈超,彭超群,等. 镁基复合材料的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(12):2385–2407.

FENG Yan, CHEN Chao, PENG Chaoqun, et al. Research progress on magnesium matrix composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(12):2385–2407.

[63] 任玉艳,刘桐宇,李英民. Mg₂Si 金属间化合物的结构稳定性、热力学和力学性能的第一性原理计算[J]. 中国科学 (物理学 力学 天文学), 2016, 46(8): 20–27.

REN Yuyan, LIU Tongyu, LI Yingmin. First-principles calculation on structure stability, thermodynamic and mechanical properties of Mg₂Si intermetallics[J]. Scientia Sinica (Physica, Mechanica & Astronomica), 2016, 46(8): 20–27.

[64] SUN Y H, WANG R C, PENG C Q, et al. Recent progress in Mg–Li matrix composites[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(1): 1–14.

[65] WHALEN R T, GONZÁLEZ-DONCEL G, ROBINSON S L, et al. Mechanical properties of particulate composites based on a body-centered-cubic Mg–Li alloy containing boron[J]. Scripta Metallurgica, 1989, 23(1): 137–140.

[66] YU H, GAO R, MIN G, et al. Mechanical properties and creep resistance of Mg–Li composites reinforced by MgO–Mg₂Si particles[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2002, 12(6): 1154–1157.

[67] ZHANG Q Q, WU G Q, HUANG Z, et al. Effects of particle/matrix interfaces on the mechanical properties for SiC_p or YAl₃ reinforced Mg–Li composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 588: 1–6.

[68] LI N, ZHANG Q Q, NIU L Y, et al. Microstructure, properties and application of YAl₃ intermetallic compound as particle reinforcements[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 617: 139–145.

[69] FROST P D. Technical and economic status of magnesium-lithium alloys; a report to industrial and defense management[M]. Washington: National Aeronautics and Space Administration, 1965.

[70] 乐启焱,崔建忠,李红斌,等. Mg–Li 合金研究最新进展及其应用[J]. 材料导报, 2003, 17(12): 1–4, 8.

LE Qichi, CUI Jianzhong, LI Hongbin, et al. Current research developments in Mg–Li alloy and its applications[J]. Materials Review, 2003, 17(12): 1–4, 8.

[71] 冯凯,李丹明,何成旦,等. 航天用超轻镁锂合金研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(2): 140–144.

FENG Kai, LI Danming, HE Chengdan, et al. Progress in superlight Mg–Li alloys for aerospace industry[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2017, 37(2): 140–144.

[72] 李真真,姜炳春. 镁锂合金应用研究现状[J]. 中国电器工程学报, 2019, 4: 1–2.

LI Zhenzhen, JIANG Bingchun. Research status of magnesium–lithium alloy application [J]. Chinese Journal of Electrical Engineering, 2019, 4: 1–2.

[73] HUANG X, LIU H Z, DUAN X Q, et al. Co-addition of Mg₂Si and graphene for synergistically improving the hydrogen storage properties of Mg–Li alloy[J]. Frontiers in Chemistry, 2021, 9: 775537.

[74] SULAIMAN N N, ISMAIL M, RASHID A H A, et al. Hydrogen storage properties of Mg–Li–Al composite system doped with Al₂TiO₃ catalyst for solid-state hydrogen storage[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 870: 159469.

[75] CHEN Z, MA Z L, ZHENG J, et al. Perspectives and challenges of hydrogen storage in solid-state hydrides[J]. Chinese Journal of Chemical Engineering, 2021, 29: 1–12.

通信作者: 王俊升,教授,博士生导师,研究方向为航空轻质铝合金、镁合金的设计与开发,镁合金表面腐蚀与防护。

(责编 晓月)

(上接第 93 页)

DUAN Qirui, YUAN Xiaoming. Numerical simulation and experiment on material flow regulation during superplastic forming process of box-shaped part[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2012, 44(S1): 91–96.

[14] 邵宗科,黄重国,雷鹏,等. TC4钛合金负角度零件正反向超塑成形[J]. 塑性工程学报, 2012, 19(2): 114–118, 123.

SHAO Zongke, HUANG Zhongguo, LEI Kun, et al. Two-stage superplastic forming of TC4 alloy negative angle part[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2012, 19(2): 114–118, 123.

[15] 邵宗科,张文明,黄重国,等. TC4钛合金负角度零件超塑成形及性能研究[J]. 稀有金属, 2012, 36(4): 511–516.

SHAO Zongke, ZHANG Wenming, HUANG Zhongguo, et al. Superplastic forming and mechanical properties for TC4 alloy negative-angle part[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(4): 511–516.

[16] 杨建辉. (TiB+TiC+Y₂O₃)/α-Ti 复合材料变形行为及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.

YANG Jianhui. Research on deformation behavior and microstructure and mechanical properties of (TiB+TiC+Y₂O₃)/α-Ti composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.

[17] SEN I, TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D B, et al. Microstructural effects on the mechanical behavior of B-modified Ti–6Al–4V alloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55(15): 4983–4993.

[18] 喻森真. TC4-DT合金晶粒细化工艺及超塑性变形行为研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2014.

YU Miaozhen. Research on the superplastic deformation behavior and process of grain refinement for TC4-DT alloy[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2014.

[19] ZHANG C, LI X Q, LI D S, et al. Modelization and comparison of Norton-Hoff and Arrhenius constitutive laws to predict hot tensile behaviour of Ti–6Al–4V alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, (S2): 457–464.

通信作者: 王钧屹,工程师,研究方向为金属材料与成形工艺优化设计,结构强度数值模拟计算。

(责编 阳光)