

连续 SiC 纤维增强钛基复合材料高温变形研究

Deformation Study of SiC Fiber Reinforced Titanium Composites at High Temperature

中航工业基础技术研究院 高昌前

中航工业北京航空制造工程研究所

塑性成形技术航空科技重点实验室 赵冰 韩秀全 侯红亮

数字化塑性成形技术与装备北京市重点实验室

[摘要] 采用单轴拉伸的方法测试了 SiC 纤维增强钛基(SiC_f/Ti)复合材料横向高温变形的应力-应变关系,研究了温度、应变速率对应力-应变关系的影响规律,分析了复合材料的高温变形机制。研究表明,在应变速率为 $1.0 \times 10^{-4} \sim 5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 温度为 880~940℃ 条件下,延伸率为 150%~200%。在高温变形过程中,复合材料主要的变形机制是纤维/基体界面剥离和基体的超塑性变形。

关键词: SiC 纤维增强钛基复合材料 高温变形 界面剥离

[ABSTRACT] Tensile testing is adapted to test obtain the stress-strain curves of SiC fiber reinforced titanium matrix composites (SiC_f/Ti) at high temperature along the transverse direction, the influence of temperature and strain rate on the stress-strain relation are studied, and the deformation mechanism is analyzed. It is showed that at a strain rate of $1.0 \times 10^{-4} \sim 5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, at 880~940 °C conditions, the elongation of SiC_f/Ti composites varies from 150% to 200%. The main deformation mechanism of SiC_f/Ti composites includes two types, the fiber/matrix interface debonding and matrix superplastic deformation.

Keywords: SiC fiber reinforced titanium matrix composites High temperature deformation Interface debonding

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.S2.036

连续 SiC 纤维增强钛基(SiC_f/Ti)复合材料具有优良的综合性能,采用 SiC_f/Ti 复合材料制造叶片,用于代替钛合金叶片,可以进一步降低结构重量 14%,而性能特别是疲劳性能得到大幅度提高^[1-2]。SiC_f/Ti 复合材料中加入纤维后难于变形,采用传统方法对 SiC_f/Ti 加工和成形,效率低,成本高,成形难度大,成形过程中容易造成纤维的损伤。为了解决 SiC_f/Ti 复合材料成形的难题,利用钛基复合材料沿横向(垂直纤维方向)具有大变形的能力,从而可以成形出近终尺寸的空心结构件,解决

了 SiC_f/Ti 复合材料的成形问题。

目前,国外针对 SiC_f/Ti 复合材料高温变形的研究主要集中在蠕变性能^[3-9],而在更高温度条件下的变形研究,特别是当基体材料处于超塑性状态下的高温变形研究很少。日本的研究人员采用溅射法制造的 SCS-6/SP700 复合材料表现出了超塑性,沿纤维横向在不同温度、应变速率条件下进行拉伸试验,在 775℃ / ($5 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 时,应变速率敏感指数 m 为 0.58,最大延伸率达到 200%,表现为界面剥离形成空洞而引起的超塑性^[10]。本文针对 SiC_f/Ti 复合材料成形的技术难题,采用单轴拉伸的方法研究了 SiC_f/Ti 复合材料横向高温变形规律和机理,为研制 SiC_f/Ti 复合材料空心结构件提供参考。

1 材料与试验

1.1 原材料

试验中用到的原材料包括 SiC 纤维和 TC4 箔材。SiC 纤维采用化学气相沉积在钨芯上制备而成,钨芯的直径约为 12.5μm,沉积后的 SiC 柱状晶粒呈放射状分布。SiC 纤维的拉伸强度达到了 3200MPa,弹性模量达到了 400GPa。试验用到的 TC4 箔材由宝鸡钛业有限公司提供,厚度约为 0.1mm。

1.2 制备工艺与试验方法

采用箔—纤维—箔方法制备 SiC_f/Ti 复合材料,为了获得均匀的纤维排布,减少对复合材料中纤维的损伤,采用热等静压实现箔材与纤维布之间的复合,其中热等静压复合的工艺参数为 925℃ /100MPa/2h。为了测试 SiC_f/TC4 复合材料沿横向的高温变形规律,选取应变速率分别为 $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$,选取温度为 880℃、900℃、925℃、940℃。在 Instron 试验机上进行高温拉伸,试验过程中,试样随炉升温至设定温度后保温 15min,再进行拉伸试验,试样拉断后立即取出。在拉伸试件上切取试片,进行 SEM、OM 组织分析。对拉伸后试件进行断口分析,分析高温变形的机制和规律。

2 界面微观组织分析

在工艺参数为 $925^{\circ}\text{C}/100\text{MPa}/2\text{h}$ 条件下制备的 $\text{SiC}_f/\text{TC4}$ 复合材料,在制备过程中,纤维/基体界面发生界面反应,反应层厚度不均匀,厚度约为 $2.0\sim 2.5\mu\text{m}$ 。反应层不均匀可能是由纤维的 C 涂层与钛合金的 α 相、 β 相反应速度不同所导致,由于元素在 β 相中具有更大的扩散系数, C 涂层与 β 相居于更快的反应速度。在纤维/基体界面上,基体与反应层、反应层与纤维之间结合紧密,没有出现孔洞、裂纹等缺陷。经过热等静压复合后,基体钛合金晶粒约为 $10\sim 20\mu\text{m}$,与原始组织 ($<10\mu\text{m}$) 相比,基体组织略有长大。可见选用的热等静压工艺参数获得了良好的界面结合和基体微观组织,工艺参数是适宜的。

3 高温变形试验分析

3.1 试验参数

在不同工艺参数条件下拉伸,复合材料的延伸率为 $150\%\sim 200\%$ 。在工艺参数为 $925^{\circ}\text{C}/1.0\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ 时,获得最大延伸率 200% 。在工艺参数为 $925^{\circ}\text{C}/1.0\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ 、 $925^{\circ}\text{C}/5.0\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ 时,钛合金的延伸率分别达到 370% 、 260% 。可见在基体中加入纤维后,由于纤维不具有塑性变形能力,其断裂延伸率一般低于 1% ,显著降低了复合材料的变形能力。在断裂时,钛合金表现为局部颈缩,而复合材料的断口颈缩不明显,由此可见,当拉伸试件的某一位置发生失效后,会很快在该位置发生断裂,而不会像钛合金基体在超塑变形过程中,颈缩位置不断发生转移,具有抵抗材料不均匀变形的能力。

3.2 应力-应变关系

为了分析温度、应变速率对复合材料高温变形的影响规律,对比不同温度和不同应变速率条件下,复合材料的应力-应变曲线。图 1 是应变速率为 $5.0\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ 时,温度为 880°C 、 925°C 条件下的应力-应变关系。从图中可以看出,随着温度提高,流动应力下降,但是在较高温度时的延伸率并未提高,在 880°C 时,延伸率为 185% ,而在 925°C 时,延伸率是 160% 。这主要是由于在高温条件下,基体变形能力的提高并不显著,但是随着变形发展,当纤维/基体界面发生剥离时,氧元素会沿着裂纹位置迅速向基体和纤维中扩散,导致暴露在高温环境下的界面和基体发生脆化,促进了裂纹的扩展,造成复合材料很快断裂。由此可见,在复合材料中,纤维/基体界面的剥离对复合材料变形起重要的作用。但是在高温变形过程中的纤维/基体界面剥离协调机制,并不是复合材料结构件成形所需要的,这是因为在成形后的复合材料中形成了界面裂纹,使得纤维不能有效传递载荷,界面裂纹在受到外载荷时,成为裂纹源,容易导致

复合材料的突然性断裂。因此,在高温变形过程中应避免出现纤维/基体界面剥离,这样才能够保证复合材料成形后的使用性能。

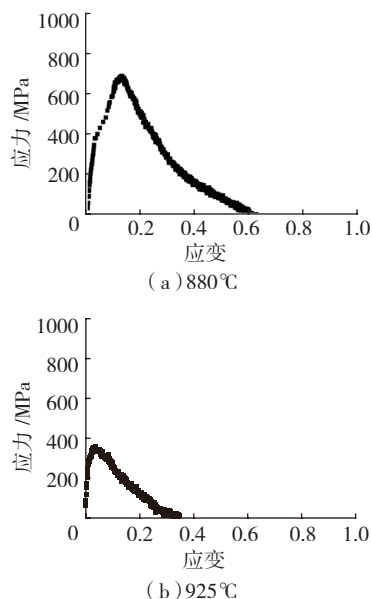


图1 不同温度下的应力-应变关系, $5.0\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$

Fig.1 Stress-strain at different temperature with $5.0\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$

图 2 是 925°C , 应变速率为 $5.0\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ 、 $1.0\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ 条件下变形时的应力-应变关系曲线。从图中看出,随着应变速率提高,流动应力迅速升高,最高达到了 400MPa 以上,但是延伸率变化不大,分别为 160% 、 164% 。从应力-应变曲线看,应力达到峰值后,流动应力会很快下降,直至断裂,说明复合材料中纤维/基体界面发生剥离之后,继续施加载荷,复合材料会很快断裂,这是导致复合材料延伸率较低的原因。由此可知,当以较高的应变速率成形时,复合材料中产生的应力会迅速升高,这样也会加剧纤维/基体界面的剥离,或者是其他缺陷的产生,因此,在基体和纤维受到较小氧化的前提下,应尽量选用较低的应变速率来成形复合材料。

3.3 组织与断口分析

图 3 是 $\text{SiC}_f/\text{TC4}$ 复合材料高温变形前后的微观组织,变形前,纤维与基体结合良好,没有界面缺陷,经过高温变形后,钛合金基体的晶粒尺寸由 $19\mu\text{m}$ 增长为 $24\mu\text{m}$ 。由图 3 (b) 可知,层内纤维间距约为 $80\sim 100\mu\text{m}$,层间间距约为 $10\sim 20\mu\text{m}$,与晶粒尺寸接近,部分纤维与基体界面发生了剥离,导致了试件断裂,其余纤维/基体界面结合良好,未发生剥离。在图 3 (c) 中,由于纤维间距较小,发生了层间剥离,即相邻层的箔材沿着扩散连接位置发生了开裂,并沿着层间纤维进行扩展,这种层间裂纹进一步加速了复合材料的断裂和失效。

图 4 是在不同温度条件下的拉伸断口。由图可知,在变形温度为 940°C 时,在纤维/基体界面剥离的位置

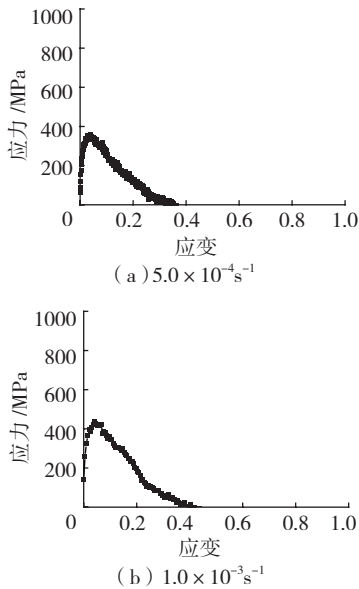
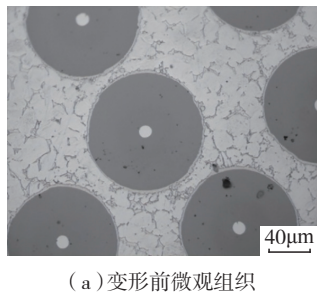
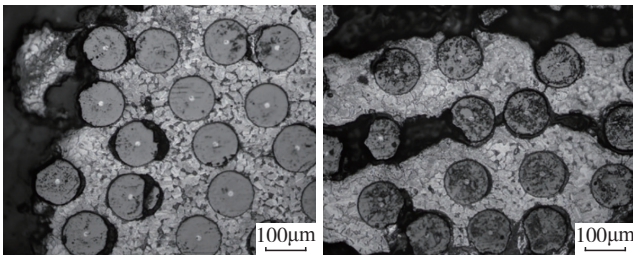


图2 不同应变速率条件下的应力-应变曲线, 925°C
Fig.2 Stress-strain with different strain rate at 925°C



(a) 变形前微观组织



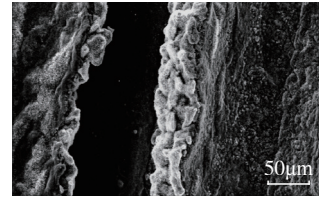
(b) 界面发生剥离并形成断裂

(c) 层间剥离

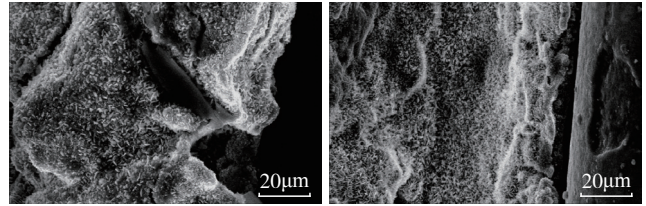
图3 SiC_f/TC4 变形前后的组织, 925°C/5.0 × 10⁻⁴s⁻¹

Fig.3 Microstructures of SiC_f/TC4 composites before and after high temperature deformation with 925°C/5.0 × 10⁻⁴s⁻¹

出现了针状物,而在温度为 900°C 时,这种在界面剥离位置产生的针状物并不明显。在复合材料拉伸过程中,一旦出现断裂,断口附近的纤维/基体界面和钛合金基体很容易受环境影响,生成脆性反应相,这加速了裂纹扩展,导致复合材料迅速断裂。从高温变形试验结果看,复合材料的延伸率都较低,一般在 150%~200% 之间,不同工艺参数的延伸率差别不大,这主要是由于在高温变形时会发生大量的纤维/基体界面剥离,界面剥离限制了复合材料的进一步变形,使得在界面发生剥离后迅速断裂。



(a) 900°C



(b) 925°C

(c) 940°C

图4 不同温度下的高温变形断口, 5.0 × 10⁻⁴s⁻¹

Fig.4 Fracture profiles at different temperatures with 5.0 × 10⁻⁴s⁻¹

由以上分析可知, SiC_f/Ti 复合材料在发生高温拉伸断裂失效时,主要的变形机制是纤维/基体界面的剥离和基体的超塑性变形。当纤维含量较高时,纤维间距较小,能够发生超塑性变形的基体合金量较少,随着变形量增加,当基体的变形不能满足外部拉伸的宏观变形量时,而纤维以及纤维/基体界面又不能通过自身变形来协调,就会发生纤维/基体界面的剥离。纤维/基体界面发生剥离后,界面不能够有效地传递载荷,成为裂纹源萌生或扩展的路径,对于复合材料来说是一种缺陷和损伤,导致复合材料性能大大降低。因此, SiC_f/Ti 复合材料通过高温变形来成形零件时,为了避免在成形后的复合材料中产生界面剥离等缺陷,应尽量选择较小的变形量和较低的应变速率。通过对 SiC_f/Ti 复合材料高温变形的研究,为采用超塑成形等高温变形方法制备的复合材料结构件提供参考。

4 结论

(1) SiC_f/Ti 复合材料在高温拉伸变形过程中,存在基体变形和界面剥离两种变形机制,其中界面剥离是有害的变形机制,为了避免这种变形机制,应选用较低的变形量和应变速率。

(2) 在钛合金基体中加入纤维后,沿着纤维方向不具有塑性变形的能力,在垂直纤维方向上,复合材料的变形延伸率也大大降低。SiC_f/Ti 复合材料在 (880~940°C)/(1.0 × 10⁻⁴~5.0 × 10⁻³s⁻¹) 参数下发生横向高温变形,延伸率为 150%~200%,而在相同参数条件下,钛合金的延伸率最高则达到了 370%。

参考文献

[1] LIANG C H. Application of continuous fiber reinforced metal (下转第 42 页)

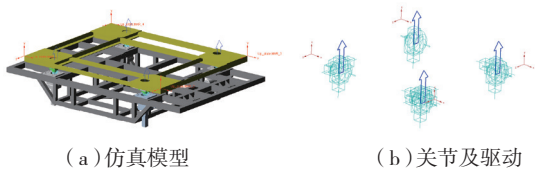


图6 简化模型及运动学模型
Fig.6 Simplified model and kinematic model

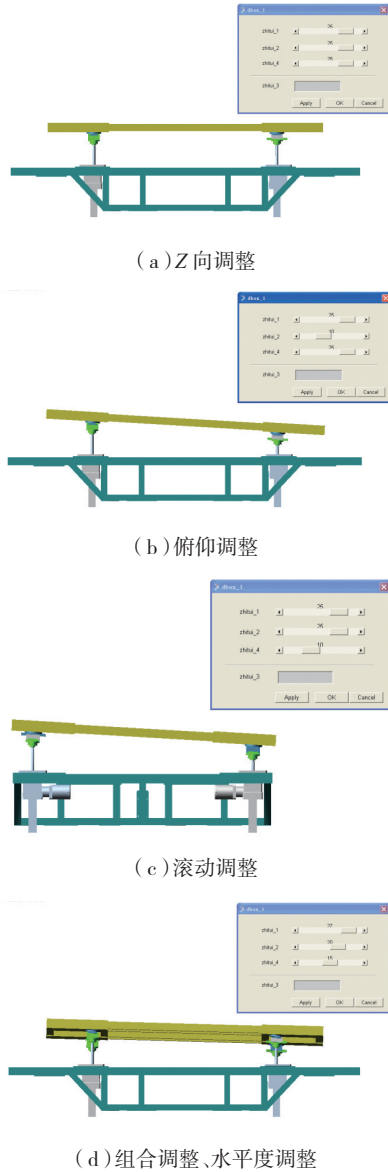


图7 仿真结果
Fig.7 Simulation result

车与移动平台连接,之后对模拟墙的位姿进行自动化调整。

5 结论

目前该位姿调整平台已应用到多个型号太阳翼产品的装配和零重力展开试验环节,具有很强的适用性和实用性,为此工艺人员制定了专门的太阳翼快速装调工

艺规范,作为一种通用工艺在太阳翼装配的研制过程逐渐得到推广。该解决方案不仅可应用于太阳类产品的部装、展开试验,以及基地发射前的试验中,也可扩展应用于其他需要精确调整、对接操作等环节。该位姿调整平台的应用,能大大降低操作者的工作强度,提升太阳翼装配工艺技术,提高装配的自动化水平,对提高操作效率,增强装配可靠性、稳定性方面起到非常重要作用。依托现有成熟工艺技术和工艺测量方法改进,使装配过程简便、快捷、高效,满足后续太阳翼批量化研制需求,适应了“十二五”期间航天产业的快速发展需要。

参考文献

- [1] 高慎斌. 卫星制造技术(下). 北京: 中国宇航出版社, 2006.
- [2] 张孝谦, 袁龙根, 吴文东, 等. 国家微重力实验室百米落塔实验设施的几项关键技术. 中国科学 E 辑: 工程科学, 2005, 35(5):524-525.
- [3] 韦娟芳. 卫星天线展开过程的零重力环境模拟设备. 空间电子技术, 2006(2):29-32,42.
- [4] 姜文刚, 尚婕, 邓志良. 大型平台自动调平研究. 电气传动, 2005(12):29-31,40.
- [5] 闫文辉, 程元林, 彭勇. 碳纤维连续抽油杆作业车自动调平系统设计. 石油机械, 2006(9):22-24.

(责编 叶枫)

(上接第 38 页)

matrix composite component on turbofan aeroengine. Aeronautical Manufacturing Technology, 2009, 28(15):32-35.

- [2] LEYCNS C, PETERS M. Titanium and titanium alloys. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003.
- [3] FUNN J V, DUTTA I. Creep behavior of interfaces in fiber reinforced metal-matrix composites. Acta Metall., 1998, 47(1):149-164.
- [4] THOMAS M P. Creep rupture of 8 Sigma fibre reinforced titanium matrix composite. Mater. Eng., 2001, A303(6):30-36.
- [5] KOICHI G. Creep-rupture lifetime simulation of unidirectional metal matrix composites with and without time-dependent fiber breakage. International Journal of Plasticity, 2002, 8(7):1729-1748.
- [6] CARRERE N, VALLE R, BRETHERAU T. Multiscale analysis of the transverse properties of Ti-based matrix composites reinforced by SiC fibres from the grain scale to the macroscopic scale. International Journal of Plasticity, 2004, 20(4):783-810.
- [7] KRISHNAMURTHY S, SMITH P R, MIRACLE D B. Abnormal acceleration of creep deformation rate above 700°C in the orthorhombic based Ti-22Al-27Nb alloy. Mater. Sci. Eng., 1998, A243(9):285-289.
- [8] HAQUE S, CHOY K L. Finite element modelling of the effect of a functionally graded protective coating for SiC monofilaments on Ti-based composite behavior. Mater. Sci. Eng., 2000, 291:97-109.
- [9] DU Z Z, ZOK F W. Limit stress conditions for weakly bonded fiber composites subject to transverse biaxial tensile loading. Int. J. Solids Structure, 1998, 35(5):2821-2842.
- [10] ZENG L Y. Superplastic deformation of continuous fiber reinforced titanium matrix composites. Rare Metals Letters, 2002, 3:9-11.

(责编 李丹)