

增材制造TC4钛合金的动态力学行为研究

西 禹, 张 强, 张欣钥, 刘小川, 郭亚洲

DYNAMIC MECHANICAL BEHAVIOR OF ADDITIVE MANUFACTURING TC4 ALLOY

Xi Yu, Zhang Qiang, Zhang Xinyue, Liu Xiaochuan, and Guo Yazhou

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.6052/0459-1879-21-418>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

猪肝动态力学性能及本构模型研究

RESEARCH ON DYNAMIC MECHANICAL RESPONSE AND CONSTITUTIVE MODEL OF PORCINE LIVER

力学学报. 2017, 49(6): 1399-1408

表面粗糙度对TC4钛合金柱壳剪切带形成的影响

EFFECT OF SURFACE ROUGHNESS ON THE FORMATION OF SHEAR BAND IN Ti-6Al-4V ALLOY CYLINDRICAL SHELL

力学学报. 2021, 53(3): 813-822

超弹性镍钛形状记忆合金单轴相变棘轮行为的宏观唯象本构模型

A MACROSCOPIC PHENOMENOLOGICAL CONSTITUTIVE MODEL FOR THE UNIAXIAL TRANSFORMATION

RATCHETING OF SUPER-ELASTIC NiTi SHAPE MEMORY ALLOY

力学学报. 2017, 49(3): 588-596

WFeNiMo高熵合金动态力学行为及侵彻性能研究

DYNAMIC MECHANICAL BEHAVIOR AND PENETRATION PERFORMANCE OF WFeNiMo HIGH-ENTROPY ALLOY

力学学报. 2020, 52(5): 1443-1453

基于临界状态的砂土本构模型研究

CONSTITUTIVE MODEL FOR SAND BASED ON THE CRITICAL STATE

力学学报. 2018, 50(3): 589-598

面向增材制造的应力最小化连通性拓扑优化

ADDITIVE MANUFACTURING-ORIENTED STRESS MINIMIZATION TOPOLOGY OPTIMIZATION WITH CONNECTIVITY

力学学报. 2021, 53(4): 1070-1080



关注微信公众号, 获得更多资讯信息

增材制造 TC4 钛合金的动态力学行为研究¹⁾西 禹^{*,†} 张 强^{*} 张欣钥[†] 刘小川[†] 郭亚洲^{*,2)}^{*} (西北工业大学航空学院, 西安 710072)[†] (中国飞机强度研究所, 西安 710065)

摘要 增材制造 TC4 钛合金是具有优良的力学性能和工艺性能金属材料, 在航空航天领域已得到重要应用。近年来, 在塑性力学的研究中, 探究应力状态对金属材料变形和失效行为的影响得到广泛关注, 然而大部分的研究都是在准静态下完成的, 对于中高应变率下金属材料变形失效的研究较少。本文从增材制造 TC4 钛合金的基本力学性能出发, 考虑应力状态和应变率对其变形和失效行为的影响, 采用应力三轴度 η 和罗德角参数 $\bar{\theta}$ 表征应力状态, 设计了相应的试样形式和实验方法。利用电子万能实验机、高速液压伺服实验机以及分离式 Hopkinson 杆, 结合数字图像相关法分析对材料在不同应变率、不同应力状态下的力学性能进行了测试, 获得其变形和失效特性。为得到试样内部应力状态历程参数和应变场, 通过 ABAQUS 进行数值仿真, 得到试样应变最大处的应力状态历程参数和失效应变。以实验测试和仿真分析结果为基础, 对传统 MMC 失效模型进行了修正, 建立了全面考虑应变率、应力三轴度和罗德角效应的增材制造 TC4 材料的失效模型; 同时建立了考虑应力三轴度 η 和应变率效应的 Johnson-Cook 失效模型。并通过增材制造 TC4 钛合金平板进行高速冲击实验和数值仿真, 验证了本文拟合的该材料的本构模型和失效模型描述高应变率下变形失效行为的有效性。

关键词 动态力学性能, 本构模型, 失效模型, 应力状态, 增材制造 TC4 钛合金

中图分类号: TB31 文献标识码: A doi: 10.6052/0459-1879-21-418

DYNAMIC MECHANICAL BEHAVIOR OF ADDITIVE MANUFACTURING
TC4 ALLOY¹⁾Xi Yu^{*,†} Zhang Qiang^{*} Zhang Xinyue[†] Liu Xiaochuan[†] Guo Yazhou^{*,2)}^{*} (School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)[†] (AVIC Aircraft Strength Research Institute, Xi'an 710065, China)

Abstract Additive manufacturing TC4 alloy is a kind of metal material with excellent mechanical properties and process properties. It has been widely used in the aerospace field. In recent years, the effect of stress state on the deformation and failure behavior of metal materials has been widely concerned in the research field of plastic mechanics. However, most of these studies were performed considering quasi-static state only, but few of them took into account the high strain rates. In this paper, the effects of stress state on the deformation and failure behavior of additive manufacturing TC4 alloy were systematically investigated. Starting from the basic mechanical properties of additive manufacturing TC4 alloy, the stress triaxiality η and Lode angle parameters $\bar{\theta}$ are used to characterize the stress state.

2021-08-23 收稿, 2021-12-02 录用, 2021-12-03 网络版发表。

1) 国家自然科学基金 (11922211) 和航空基金 (20184153030) 资助项目。

2) 郭亚洲, 教授, 主要研究方向: 冲击动力学。E-mail: guoyazhou@nwpu.edu.cn

引用格式: 西禹, 张强, 张欣钥, 刘小川, 郭亚洲. 增材制造 TC4 钛合金的动态力学行为研究. 力学学报, 2022, 54(2): 425-444

Xi Yu, Zhang Qiang, Zhang Xinyue, Liu Xiaochuan, Guo Yazhou. Dynamic mechanical behavior of additive manufacturing TC4 alloy. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2022, 54(2): 425-444

Using electronic universal testing machine, high-speed hydraulic servo testing machine and split Hopkinson bar, combined with digital image correlation analysis, the mechanical properties of additive manufacturing TC4 alloy under different strain rates and different stress states were tested. The deformation and failure characteristics of the material under various working conditions are obtained. In order to obtain the internal stress state history parameters and strain field of the sample, this article passes ABAQUS performs numerical simulation to obtain the stress state history parameters and failure strain at the maximum strain of the specimen. Based on the results of experimental testing and simulation analysis, the traditional MMC failure model was revised, and the failure model of material was established that fully considered the strain rate, stress triaxiality and Lode angle effect. At the same time, a Johnson-Cook failure model considering the effects of stress triaxiality η and strain rate is established. A high-speed impact experiment was carried out on the additive manufacturing TC4 alloy plate, and numerical simulation was carried out for the experiment, which verified the usability of the established constitutive model and failure model.

Key words dynamic mechanical properties, constitutive model, failure model, stress state, additive manufacturing TC4 alloy

引言

在钛合金工业中应用最为广泛的是 Ti-6 Al-4 V 钛合金 (简称 TC4 钛合金), 是国际上的一种通用型钛合金. 它的使用量占据了全部钛合金的百分之五十以上^[1].

增材制造极其适合于航空航天产品中的零部件单件小批量的制造, 在复杂曲面和结构制造上具有成本低和效率高的优点. 钛合金等高性能大型关键承力构件激光熔化沉积增材制造技术方向的成果在国家大型运输机、舰载机、大型运载火箭等重大装备研制生产中的工程应用, 为解决装备研制生产制造瓶颈难题、提升装备结构设计制造水平、促进装备快速研制等发挥了重要作用^[2]. 国内外大量学者对激光增材制造钛合金展开了广泛的研究, 研究内容主要为制造工艺技术和简单力学性能, 对于其动态力学性能的研究较少.

Hollander 等^[3]在对激光直接成形 TC4 钛合金进行结构性能和机械性能研究时发现, 其性能由激光的维度、功率、扫描速度、原材料粉末粒度、熔覆层厚度以及气体条件共同决定. 德国鲁尔大学的 Meier 和 Haberland^[4]针对激光选区熔化成形的工艺参数进行研究时, 发现激光功率与相对密度有紧密的关系, 激光功率较高时易成型高密度的部件, 扫描速度较低时部件致密化程度较好. Biswas 等^[5]探究了孔隙率对激光近形制造 TC4 钛合金的压缩变形失效的影响, 通过对其在室温下进行准静态和动态压缩实验, 发现材料失效可能是由于源头为初始孔

洞的绝热剪切带的产生. Zhan 等^[6]采用激光增材制造方法制备 TC4 零件, 研究热处理工艺对残余应力的影响, 该研究为合理评估和调控 LAM 中残余应力提供了有益的指导.

由于其在航空航天领域拥有巨大潜力, 我国许多学者对激光增材制造钛合金进行了诸多深入的研究. 高士友等^[7]在准静态载荷下, 对于激光快速成型 TC4 钛合金的基础力学性能进行了测定, 探究了低温退火和热等静压处理对其基础力学性能的影响; 并对其显微组织进行观测, 发现其与铸造 TC4 钛合金的组织相似. 周平等^[8]对于激光立体成形沉积态 TC4 钛合金, 通过对双剪切试样进行改进, 在微型分离式 Hopkinson 压杆装置测定了不同取材方向的高应变率 (1000 s^{-1}) 加载条件下的剪切性能. 李鹏辉等^[9]对激光沉积 TC4 钛合金在较宽应变率 ($1000 \text{ s}^{-1} \sim 5000 \text{ s}^{-1}$) 和较宽温度范围 ($298 \text{ K} \sim 1173 \text{ K}$) 下, 对其的动态压缩力学行为以及断裂破坏机理进行探究, 并建立了压缩条件下对该材料塑性流动进行描述的本构模型. 疲劳性能亦是增材制造钛合金材料应用于工业中需要重点考虑的指标. 薛蕾等^[10]对激光成形修复 TC4 钛合金的显微组织和低周疲劳性能进行了研究, 在对修复试样进行喷丸处理后, 疲劳寿命在全部区域均有所提高, 并且高应变区的疲劳寿命接近于锻件水平, 低应变区更是远高于锻件. 袁经纬等^[11]分析了激光增材制造 TC4 合金不同热处理状态试样电化学及室温压缩蠕变性能, 并结合蠕变曲线修正了蠕变第 I 阶段本构方程的参数. 张治民等^[12]采用 Gleeble-1500 D 热模拟试验机对热等静压态

(HIPed)TC4 合金进行降温多道次热压缩实验,总变形量为 70%,获得了较为理想的三态组织.张霜银等^[13]利用扫描电镜的原位拉伸台研究了激光增材制造 TC4 钛合金沿晶粒生长方向和垂直于晶粒生长方向拉伸过程中的变形机理.王普强等^[14]从材料组织与力学性能之间的关系出发,介绍了不同热处理工艺对激光增材制造 TC4 钛合金组织与力学性能的影响,指出了当前激光增材制造 TC4 钛合金热处理研究中存在的问题,并为后续激光增材制造 TC4 钛合金的热处理研究提供思路与方向.廖聪豪等^[15]对表面已进行喷砂处理的增材制造 TC4 钛合金在氩气环境下进行激光抛光实验,通过极化曲线测试研究了抛光前、后钛合金的耐蚀性,并结合表面粗糙度、晶粒尺寸、表面残余应力以及显微组织分析了激光抛光对 TC4 钛合金耐蚀性的影响.

材料的变形和失效行为除受应变率的影响外,还与其所处的应力状态密切相关,表征应力状态的参数主要有应力三轴度和 Lode 角. Johnson 和 Cook^[16]在 1985 年通过对无氧铜 (OFHC)、工业纯铁 (Armco 铁) 和 4340 钢的变形失效行为的研究,提出了综合考虑了应力状态、应变率和温度的半经验的累积损伤失效模型,这一模型被称为 Johnson-Cook (JC) 失效模型.该模型采用应力三轴度来表示应力状态的影响,由于模型意义清晰并且参数较少,在工程领域中被广泛使用,在主流的有限元软件中如 ABAQUS 和 ANSYS 等均嵌套有 JC 失效模型的材料参数接口.有学者提出应力三轴度不能全面表征应力状态效应,在建立失效模型时还需要考虑 Lode 角的影响^[17-20]. Bai 和 Wierzbicki^[21]提出了一种金属韧性断裂的新模型,该模型包括静水压力的影响 (与应力三轴度有关) 和偏应力张量的第三不变量 (与 Lode 角有关) 的影响,并绘制了其等效应变、应力三轴度和 Lode 角参数的三维断裂轨迹图. Bai 和 Wierzbicki^[21]还将考虑了 Lode 角参数影响的常用于岩土力学中的 Mohr-Coulomb 失效判据进行了扩展,使之适用于金属材料的韧性断裂中,这一

扩展模型也被称为修正的 Mohr-Coulomb 模型 (MMC 模型). 学者们也对多种材料的 MMC 模型进行了研究,如清华大学的赖兴华等人^[22]标定了铝合金材料的 MMC 失效模型,米兰理工的 Allahverdizadeh 等^[23]确定了 TC4 钛合金的 MMC 模型.

目前对于增材制造钛合金国内外学者的基础力学性能进行了大量研究,但对于材料的动态力学性能和承受复杂应力状态下的失效变形行为的研究较少,在对于塑性变形行为描述时,也缺乏较为准确的本构模型和失效模型的参数.

1 增材制造 TC4 钛合金材料

本文中增材制造 TC4 钛合金实验材料的制备由西安铂力特增材制造公司采用激光立体成形技术 (laser solid forming, LSF) 完成. 该系统由光纤激光器、三轴联动数控工作台、惰性气体保护箱、高精度送粉器和同轴送粉喷嘴组成. 所用材料包括纯钛基材和 74 ~ 185 μm 的 TC4 钛合金球形粉末,粉末质量分数 (%) 为: 6.42 Al, 4.09 V, 0.064 Fe, 0.13 O, 0.0020 H, 0.0082 N, 0.010 C, 工艺参数见表 1. 根据表中的工艺参数,在基材上沉积出尺寸为 79 mm×66 mm×144 mm 的块体材料,如图 1 所示. 材料表面平整且具有金属光泽,垂直基材的方向为沉积方向 (Z),因为该试样块采用的扫描系统为往复的交叉光栅式扫描路径,因此水平面上的两个方向 (X 和 Y) 没有区别,而 Z 方向的力学性能可能存在差别.

该增材制造 TC4 钛合金材料的微观组织结构如图 2 所示. 从图中可知增材制造 TC4 钛合金宏观组织由粗大的 β 柱状晶组成,晶粒长度约为几个毫米,宽度约为 700~1300 μm 不等 (图 2(b)). 由图 2(a) 可以发现在垂直于沉积方向的平面上,晶粒为近似等轴晶,尺寸约为 1.0~1.5 mm. 图 2(c)~2(d) 为沉积面 (Z 面) 和扫描面的微观组织放大图,对比两平面的微观形态发现,两个取向的微观组织均为包含致密的魏氏组织和网篮组织的双态结构,并且不存在

表 1 增材制造 TC4 钛合金工艺参数

Table 1 Process parameters of additive manufacturing TC4 titanium alloy

Laser power/ W	Scan speed/ (mm·s ⁻¹)	Powder feeding/ (g·min ⁻¹)	Laser spot diameter/ mm	Layer thickness/ mm	Powder gas/ (L·h ⁻¹)
2500	10 ~ 15	10 ~ 20	3	0.6 ~ 1	9 ~ 12

明显的差异. 这也意味着两个取向试样的宏观力学性能将不会表现出明显的差异性.

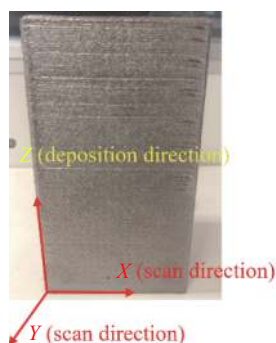


图 1 增材制造 TC4 钛合金块体材料外观与坐标系

Fig. 1 The as received Additive Manufacturing TC4 Titanium Alloy and the coordinate system

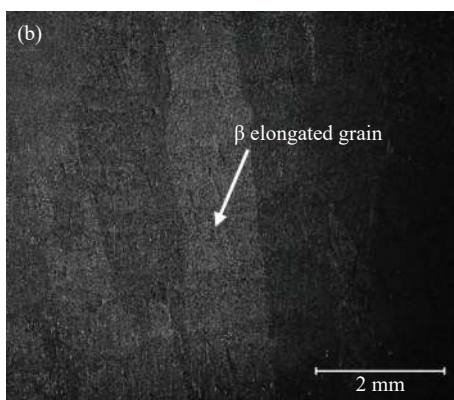
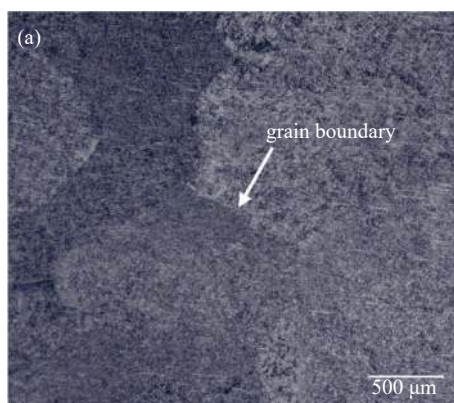


图 2 增材制造 TC4 钛合金的微观组织. (a), (c) 垂直于沉积方向; (b), (d) 沿沉积方向

Fig. 2 Microstructure of the additive manufacturing TC4 alloy. (a) and (c): the plane perpendicular to the additive axis, (b) and (d): the plane along the additive axis

2 增材制造 TC4 钛合金单轴力学性能研究

2.1 试样和实验设备

本节在较宽应变率范围内以压缩与拉伸的方式对材料的力学性能进行较为详细的研究, 其中准静态拉伸和压缩取应变率为 0.0002 s^{-1} 和 0.005 s^{-1} , 中应变率拉伸应变率为 20 s^{-1} 和 100 s^{-1} , 高应变率下拉伸应变率取 2500 s^{-1} , 压缩取 2500 s^{-1} 和 4000 s^{-1} . 从而得到一套较为完整的力学性能参数, 并据此进行本构模型的拟合. 为保持动、静态实验数据的一致性, 同时最大程度上符合相关的实验标准, 本文在不同加载速率下采用相同形状和尺寸的试样. 拉伸试样为哑铃状, 标距段直径为 4 mm , 长度为 8 mm , 过渡段为半径 1 mm 的圆弧, 通过螺纹与实验设备连接 (见图 A 1 和图 6(a)); 压缩试样长径比为 1.0 , 尺寸为 $\varphi 4 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ (见图 6(b)). 所有试样均从块体材料上切割, 采用机械加工的方式加工而成.

准静态实验在电子万能实验机上进行, 中应变率拉伸实验的平台为 INSTRON VHS 160 高速液压伺服试验机, 高应变率压缩使用分离式 Hopkinson 压杆设备, 弹性杆直径为 $\varphi = 12.7 \text{ mm}$, 撞击杆长度为 20 cm 和 40 cm ; 高应变率拉伸在分离式 Hopkinson 拉杆上进行, 拉杆直径为 $\varphi = 14 \text{ mm}$, 撞击杆长度为 35 mm . 拉伸实验均采用高速摄像机记录试样的变形过程, 并在试样表面喷涂散斑, 利用数字图像相关 (digital image correlation, DIC) 方法计算试样的真实变形和应变.

2.2 增材制造 TC4 钛合金单轴压缩、拉伸实验结果

单轴压缩实验在应变率为 0.0002 s^{-1} , 0.005 s^{-1} ,

2500 s^{-1} , 4000 s^{-1} , 室温 298 K 下进行. 此外, 增材制造 TC4 钛合金在沉积方向和扫描方向的强度和失效应变可能存在差异, 为了量化该差异, 并分析这些差异对试样设计的影响, 我们沿着块体材料的两个方向 (沉积方向 Z 和扫描方向 X) 分别加工了压缩试样.

材料在不同应变率下的真实应力与真实应变曲线如图 3 所示, 图中虚线为 Z 沉积方向的试样的真实应力应变曲线, 实线代表 X 激光扫描方向的试样的真实应力应变曲线. 可以看出, 两种不同取材方向的试样的差异性均很小. X 方向的流动应力曲线略高于 Z 向的试样, X 方向的屈服应力及抗压强度略高于 Z 方向, 但是差距较小; 材料在 Z 方向上即沉积方向上塑性略高于 X 方向, Z 方向有更优异的抵抗破坏的能力. 其原因在于材料的微观组织主要由贯穿多个沉积层呈外延生长的粗大柱状晶组成, 由于晶界的影响, 沿激光扫描方向即 X 方向压缩时, 粗大的柱状晶晶界对变形产生的阻碍作用比沿沉积高度方向压缩时要大.

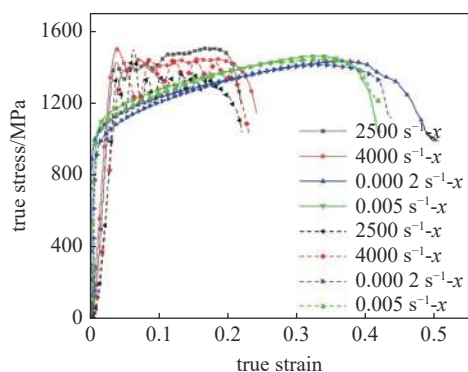


图 3 增材制造 TC4 钛合金压缩真实应力应变曲线

Fig. 3 Compression true stress-strain curve of additive manufacturing TC4 titanium alloy

本文所用材料通过 2.5 kW 的高功率激光成形, 激光扫描功率是影响增材制造 TC4 钛合金材料的微观组织结构和力学性能的重要因素之一. 激光功率越高, 则成形过程中材料的反复重熔的速率就会更高, 熔覆层的厚度会减小, 致使在高温下热影响区的停留时间更短, 冷却速度提高, 合金组织变得更加均匀致密, 因此, 尽管两个方向的组织形态有所差异, 但是增材制造 TC4 钛合金材料 X 和 Z 向的力学性能的差异不是十分明显.

本文中的单轴拉伸实验所用试样的取材方向均为 Z 沉积方向, 并且不同应变率下试样尺寸保持一

致, 拉伸实验结果如下图 4 和图 5 所示. 所有应变率下的试样均被拉断, 准静态和中应变率的位移和力值数据通过试验机横梁上的位移传感器和载荷传感器处理获得. 从曲线可以发现材料在拉伸载荷下也具有一定的应变率敏感性, 材料的屈服强度随着应变率的增加有所提高. 图 5 的横坐标 (真实应变) 为通过 DIC 测定的颈缩处的等效真实应变. 对于不同应变率下的拉伸加载, 材料均发生了不同程度的应变硬化现象.

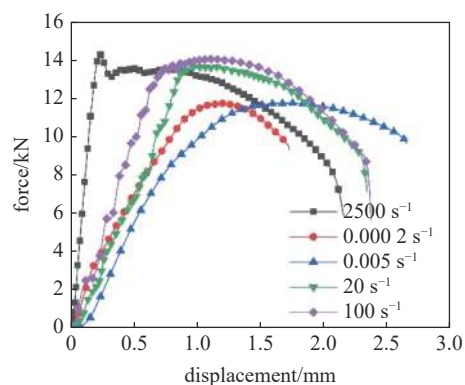


图 4 增材制造 TC4 钛合金拉伸载荷位移曲线

Fig. 4 Tensile load-displacement curve of additive manufacturing TC4 titanium alloy

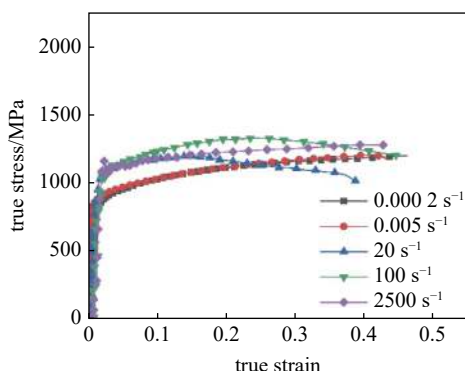


图 5 增材制造 TC4 钛合金拉伸真实应力应变曲线

Fig. 5 Tensile true stress-strain curve of additive manufacturing TC4 titanium alloy

实验前后的试样照片如图 6 所示. 从图 6(a) 可以看到增材制造 TC4 钛合金试样在拉伸断裂后, 接近断口处出现横截面积缩小的过渡区域, 颈缩效应十分明显, 断口呈现撕裂状态; 图 6(b) 中可以看出圆柱形试样在承受压缩载荷达到破坏时, 试样均为剪切破坏, 部分试样同时形成两条或多条剪切带, 剪切破坏的方向与压缩载荷方向的夹角约为 45° , 此方向也是试样所承载的剪应力的最大方向.

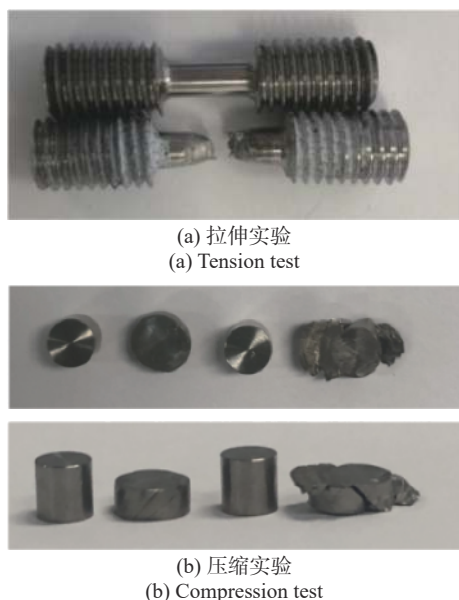


图 6 实验前后的试样照片

Fig. 6 Sample photos before and after the test

2.3 增材制造 TC4 钛合金的本构模型

在 Johnson-Cook (JC) 本构模型, Von Mises 流动应力 σ 可表示为

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m}) \quad (1)$$

式中, A, B, C, n, m 是待定的 5 个材料参数, 表达式的第一个括号项表示流动应力对应变的依赖性 (应变硬化特征), 表示材料在参考应变率 $\dot{\varepsilon}_0$, 参考温度 T_r 时, 流动应力随塑性应变变化的函数关系. 其中参数 T^* 和 $\dot{\varepsilon}^*$ 的表达式为式 (2) 和式 (3)

$$\dot{\varepsilon}^* = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \quad (2)$$

$$T^* = \frac{T - T_r}{T_{\text{melt}} - T_r} \quad (3)$$

A 为初始屈服应力, B 为材料应变硬化模量, n 为做功硬化指数. 第二个括号项表示流动应力对应变率的敏感性, 表示应力与 $\ln \dot{\varepsilon}^*$ 成线性关系, 在应变率较低时, 这与许多金属的性质相符, C 为应变率敏感性系数. 第三个括号项表示流动应力对温度的敏感性,

m 为温度敏感性系数. 以上 5 个参数均由不同条件下实验所获得.

JC 本构模型中的第三项为温度项, 本文中所有实验的环境温度均为室温, 但是在动态加载时由于变形时间短, 塑性功转化成的热来不及散失, 会引起试样的绝热温升, 从而带来实验曲线的软化. 在 JC 本构参数拟合时, 需要区分应变率效应与温度效应, 以使其能更好的反映材料的响应. 材料进入塑性阶段后产生的绝热温升可由式 (4) 计算, 式中 ε 为塑性应变, σ 为真实应力; ρ 为材料密度, 本文取为 4.43 g/cm^3 ; C_v 为比热容, 本文取为 $0.5862 \text{ J/(g} \cdot \text{K)}$; α 为塑性功转化为热能的比例系数, 一般取 $0.9 \sim 1.0$, 本文取值为 0.9 , 即 90% 的塑性功都转化为热能

$$\Delta T(\varepsilon) = \frac{\alpha}{\rho C_v} \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (4)$$

通过对环境温度进行校准后, 动态加载时的瞬时塑性应变、应力与相应的温升一一对应, 使所拟合参数的准确性更高. 将已经拟合获得的增材制造 TC4 钛合金拉伸的 JC 本构模型 A, B, n 和 C 代入式 (1) 中, 通过 MATLAB 数据拟合得到温度热软化效应项中 m 的数值.

由于增材制造 TC4 钛合金的晶体结构为密排六方结构 (HCP), 相关研究表明晶体结构为 HCP 的材料变形失效行为和破坏机理具有一定程度的拉压不对称性^[24-27], 因此本文在拟合确定材料的 JC 本构模型时, 分别拟合了拉伸和压缩的两套模型参数, 使用时根据加载条件选取适当的模型参数即可. 具体确定的 JC 本构模型参数见表 2.

根据以上步骤拟合确定的表中的 JC 本构模型参数, 将不同应变率和不同加载条件的实验数据代入式 (1) 中, 模型与实验的对比见图 7 和图 8, 可以看出, 拉伸 JC 本构模型的拟合曲线在中低应变率加载条件下与实验值较为吻合, 高应变率下的拟合曲线高于实验值较多, 原因可能为该材料真实的应变率敏感性因子不是常数, 在应变率较高时 C 值也会

表 2 增材制造 TC4 钛合金 JC 本构模型参数数值

Table 2 Parameter values of JC constitutive model for additive manufacturing of TC4 titanium alloy

Type	A/MPa	B/MPa	n	C	m
tensile	838.8	742.87	0.55174	0.0253	0.4548
compression	900.1	899.42	0.44990	0.0193	0.3248

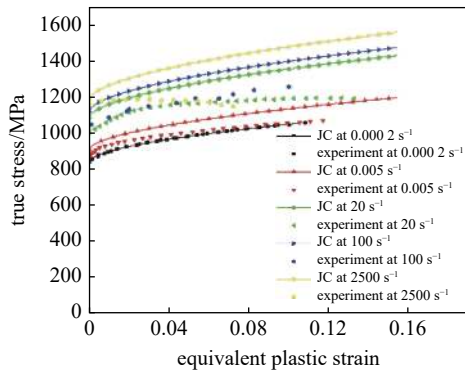


图 7 拉伸 JC 本构模型与实验值对比

Fig. 7 Comparison of tensile JC constitutive model and experimental values

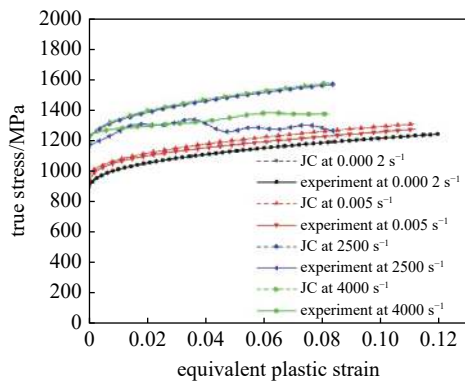


图 8 压缩 JC 本构模型与实验值对比

Fig. 8 Comparison of compression JC constitutive model and experimental values

增大,而这一点并不能在 JC 模型中反映.压缩 JC 本构模型的情况与拉伸类似,模型也是在动态下略高于实验值.

3 增材制造 TC4 钛合金的失效行为研究

增材制造 TC4 钛合金常见的失效行为分为拉伸失效、压缩失效和剪切失效三类,本节主要对增材制造 TC4 钛合金在宽应变率和不同应力状态下的失效行为进行研究,并根据实验数据和数值仿真得到的数据拟合得到综合考虑多种因素的失效模型.

3.1 不同应力状态试样设计

本文在研究应力状态对增材制造 TC4 钛合金失效行为的影响时,主要考虑的参数是应力三轴度和标准化 Lode 角参数对失效应变的影响.将本节所采用的试样根据其在加载初始时试样中心的标准化 Lode 角参数 $\bar{\theta}$ 值作为分类标准,分为三类: $\bar{\theta} = 1$ 所对应的拉伸试样, $\bar{\theta} = 0$ 所对应的纯剪切试样和平

面应变试样, $\bar{\theta} = -1$ 所对应的压缩试样.采用不同的加载方式和试样尺寸的试样可以探究应力状态对增材制造 TC4 钛合金材料失效行为的影响,由于上节研究发现该材料的 X 和 Z 向的力学性能的差异并不明显,本节所有试样的取材加工方向均为 Z 向沉积方向.

3.1.1 标准化 Lode 角参数 $\bar{\theta} = 1$ (轴对称拉伸试样)

在对材料力学性能进行测试时轴对称光滑圆棒拉伸试样是最为常见也是最基础的试样形式,本节圆棒试样的尺寸和测试材料单轴力学性能时的试样完全相同,如附录图 A1.

1952 年 Bridgman^[28] 在假设圆棒拉伸试样颈缩后最小横截面上的等效应变恒定的情况下,推导得到最小横截面的中心处应力三轴度的式 (5)

$$\eta = \frac{1}{3} + \ln \left(1 + \frac{a_0}{2R_0} \right) \quad (5)$$

式中 a_0 为光滑圆棒或缺口拉伸试样标距段最小横截面的半径, R_0 为缺口拉伸试样缺口处的初始半径,如图 9.

通过改变标距段缺口半径,使其在标准化 Lode 角参数相同的情况下,中心的初始应力三轴度更高.本文基于式 (5),设计了缺口半径分别为 2 mm 和 5 mm 的缺口拉伸试样,缺口拉伸试样的最小截面半径 $a_0 = 2$ mm 和圆棒拉伸试样相同.如附录图 A2,初始应力三轴度分别为 0.739 和 0.516.另外设计了尺寸相对较大的轴对称缺口拉伸试样,探究试样尺寸对应力状态和应变的演化的影响,缺口半径仍然为 2 mm,但最小截面半径 $a_0 = 2.5$ mm,最小横截面中心的初始应力三轴度为 0.819.

实际加载过程中会发生颈缩现象,缺口处的形

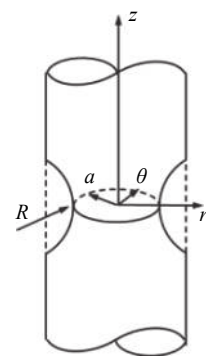


图 9 缺口试样缺口示意图

Fig. 9 Schematic diagram of notched sample

状也因此会持续改变, 最小截面半径 a 和缺口半径 R 的数值也不再是初始设计的数值, 所以 Bridgman 公式得到的理论值只在初始加载阶段中适用. 在计算应力三轴度的时候应考虑应变的累积效应.

3.1.2 标准化 Lode 角参数 $\bar{\theta} = 0$ (纯剪切和平面应变试样)

本文共设计了 4 种平面应变试样, 分别为两种平板凹槽试样、纯剪切试样和 PE (plane strain) 试样, 使用销钉与夹具连接以传递拉伸载荷, 附录图 A3 为本文设计的平板凹槽拉伸试样, 夹持区域的截面厚度为 3 mm, 但试样的最小截面厚度为 1 mm, 而试样整体的宽度为 15 mm, 最小截面厚度的尺寸远小于试样整体宽度, 所以试样在受到拉伸加载变形时宽度方向的应变可以忽略不计, 最小截面处可以看做平面应变应力状态. 对于这种类型的试样, Bai 等^[29]在对于最小横截面的应力状态进行分析时给出了初始应力三轴度 η 的式 (6), 形式与 Bridgman 公式类似, 其中 δ_0 为凹槽处最小横截面的厚度, R_0 为初始凹槽半径. 本文的两种平板凹槽试样的凹槽半径分别为 1 mm 和 10 mm, 初始应力三轴度 η 分别为 0.84 和 0.61

$$\eta = \frac{\sqrt{3}}{3} \left[1 + 2 \ln \left(1 + \frac{\delta_0}{4R_0} \right) \right] \quad (6)$$

剪切失效是一种重要的失效形式, 对于纯剪切应力状态的研究十分有必要. 纯剪切实验一般是指, 在断裂位置, 与等效应力相比, 静水压力 σ 为 0 或非常小的实验. 本文在 Peirs 等^[30]所设计的偏心剪切试样基础上, 结合钛合金材料属于中等韧性材料的情况, 根据 Roth 和 Mohr^[31]对于偏心距离和缺口形状的研究结果进行改进, 改进后的纯剪切试样如附录图 A4 所示. 试样的长度和宽度分别为 47 mm 和 25 mm, 厚度为 1.5 mm, 剪切带的宽度为 3 mm, 开槽位置并不在同一直线上, 而是有 1.2 mm 的偏心距且呈中心对称分布. 开槽中心两侧设计足够长的过渡弧长防止应力集中影响实验结果. 在拉伸作用下, 试样中心接近纯剪切应力状态, 因此初始应力三轴度和标准化 Lode 角参数均为 0.

最后一种标准化 Lode 角参数为 0 的试样为 PE 试样, 这种类型试样的几何形状最早由 Algarni 和 Bai 提出^[32], 专为平面应变应力状态所设计, 如附录图 A5. 与圆棒试样和圆棒缺口试样相比,

该试样具有不同的标准化 Lode 角参数值, 但应力三轴度 η 范围相似, 这一特征有助于研究标准化 Lode 参数对材料塑性和断裂的影响. 其等效断裂应变和持续加载直至断裂时应力三轴度的关系式如下

$$\bar{\varepsilon}_f = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{t_0}{t_f} \quad (7)$$

$$\eta = \frac{\sqrt{3}}{3} \left[1 + 2 \ln \left(1 + \frac{a}{2R} \right) \right] \quad (8)$$

此处 t_0 为最小横截面的初始厚度, t_f 是断裂时的厚度, a 是颈缩区域厚度的一半, 颈缩前 PE 试样的 R 为无穷大, 根据公式本试样的初始应力三轴度为 0.577.

3.1.3 标准化 Lode 角参数 $\bar{\theta} = -1$ (轴对称压缩试样)

本节圆柱形压缩试样的尺寸和测试材料单轴力学性能时的试样完全相同, 尺寸为 $\phi 4 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$, 截面中心的初始应力三轴度为 -0.333. Bao 和 Wierzbicki^[33]揭示了低应力三轴度区域中截止值的存在, Bao 和 Wierzbicki^[34]在 2005 年发现断裂的截止值出现在 $\eta_{\text{cutoff}} = -1/3$ 时, 低于该临界值时不会发生断裂. 由于在以往对于应力状态和材料变形失效的关系的研究中, 对于压缩中的不同应力状态的研究比较有限, 压缩试样的三轴度也大多局限在 -0.333, 而且这种试样无法测得部分材料的截止效应. 为了测量截止值, 本文另外设计了两种截面中心的初始应力三轴度更小的轴对称压缩试样, 标准化 Lode 角参数 $\bar{\theta}$ 的值仍然为 -1, 如附录图 A6. 试样最小横截面处的应力三轴度可以通过式 (9) 计算, a_0 为标距段最小横截面的半径, R_0 为缺口处的初始半径. 试样整体的高度均为 16 mm, 最小横截面处的直径均为 4 mm, 缺口处半径分别为 2 mm 和 4 mm, 最小横截面中心初始的应力三轴度数值分别为 -0.739 和 -0.556

$$\eta = -\frac{1}{3} - \ln \left(1 + \frac{a_0}{2R_0} \right) \quad (9)$$

3.2 真实失效应变与应力三轴度的确定

3.2.1 应力三轴度与载荷-位移曲线的关系

最小横截面直径相同的三种缺口轴对称圆棒拉伸试样在准静态加载条件下, 载荷-位移曲线如图 10 所示. 在三种试样的加载过程中, 初始加载阶段的曲线几乎一致, 随着位移继续增加三种试样所承载荷

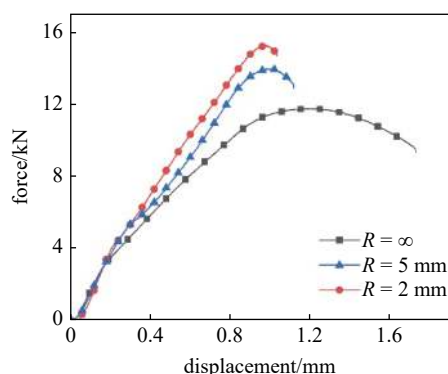


图 10 不同缺口尺寸的轴对称圆棒拉伸试样载荷-位移曲线

Fig. 10 Load-displacement curves of axisymmetric round bar tensile specimens with different notch sizes

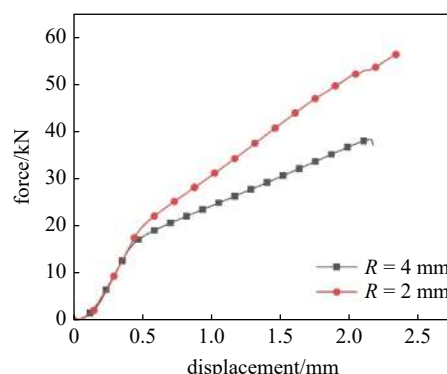


图 11 不同缺口尺寸的轴对称压缩试样载荷-位移曲线

Fig. 11 Load-displacement curves of axisymmetric compression specimens with different notch sizes

有所区别, 缺口半径越小所受载荷增加幅度越大, 峰值载荷越高, 在达到承载极限继续加载后所受载荷迅速下降, 试样也随之被突然拉断, 所受载荷在断裂瞬间降为 0.

通过对图 10 分析可以得到, 材料在初始最小横截面面积相同的情况下, 缺口处半径的大小会影响材料对拉伸载荷的承载能力以及韧性. 缺口半径为 2 mm 和 5 mm 的缺口圆棒拉伸试样和光滑圆棒拉伸试样 (缺口半径可视为 ∞) 所承受的峰值载荷分别为 15 kN, 13 kN 和 11 kN 左右, 拉伸至断裂的位移分别为 1 mm, 1.2 mm 和 1.7 mm 左右. 可以得出应力三轴度对材料的塑性变形和失效有很大影响, 初始应力三轴度越高的试样, 承载能力越大, 整体塑性变形越小. 处于平面应变状态的平板凹槽拉伸试样的载荷-位移曲线也表现出相似的现象.

具有相同最小横截面半径和试样整体高度的不同缺口半径的轴对称压缩试样的载荷-位移曲线如图 11 所示, 与轴对称圆棒拉伸试样和平板凹槽试样的载荷-位移曲线类似, 试样的强度也有明显的应力状态相关性. 在缺口压缩试样的加载过程中, 缺口半径越大则试样最小横截面中心的应力三轴度越大 (绝对值越小), 载荷增加幅度越小.

在对无缺口轴对称圆柱压缩试样加载实验中, 试样在承受压缩载荷达到极限时发生剪切破坏, 试样在与压缩载荷方向成 45 度夹角产生剪切裂纹, 部分试样同时形成两条或多条剪切裂纹. 缺口半径为 4 mm 的轴对称压缩试样在所受载荷接近 40 kN 时出现破坏 (图 12 左图). 但是缺口半径为 2 mm 的轴对称压缩试样在加载过程中并未出现明显破坏 (图 12 右图), 载荷也没有下降. 可以发现应力三轴度对于



图 12 不同缺口尺寸的轴对称压缩试样加载后变化

Fig. 12 Axisymmetric compression specimens with different notch sizes change after loading

材料的压缩失效有很大影响, 增材制造 TC4 钛合金材料在低应力三轴度区域中截止值的范围在 -0.556 和 -0.739 之间, 应力三轴度小于此截止值时该材料不会发生断裂.

3.2.2 DIC 方法获取表面失效应变

通过对试样表面进行散斑喷涂处理, 使用相应的拍摄系统对所有试样加载过程进行拍摄, 对照片进行 DIC 图像处理得到材料表面的应变场, 提取试样失效前的最后一帧应变场中失效区域的最大应变值作为失效应变^[35].

图 13 为 DIC 测定的不同缺口尺寸的圆棒拉伸试样的失效应变结果, 可以明显发现试样的失效应变与应力三轴度有很大关联, 试样的应力三轴度越高则失效应变越小. 在对三种缺口圆棒拉伸试样在加载过程中的全场应变进行分析后发现, 材料在弹性阶段时的应变很小并且较为均匀, 材料在屈服阶段才产生较大应变, 颈缩后应变增加幅度变大并且标距段应变十分不均匀, 颈缩部位应变远大于其他区域应变, 最终试样断裂位置也为失效前应变最大的区域.

图 14 为 DIC 测定的不同缺口尺寸的平板凹槽

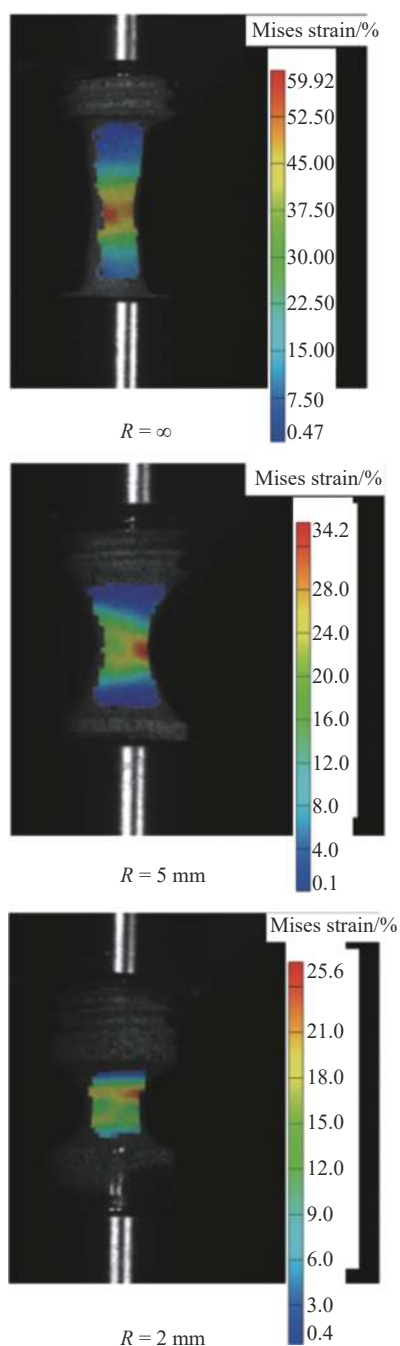


图 13 DIC 测定不同缺口尺寸的轴对称圆棒拉伸试样失效应变
Fig. 13 DIC determination of the failure strain of the axisymmetric round bar tensile specimens with different notch sizes

试样失效应变的结果, 与圆棒缺口拉伸试样失效应变的结果类似, 试样的应力三轴度越高则失效应变越小, 但两种试样失效应变的数值差异小于圆棒缺口拉伸试样之间的数值差异。

图 15 为 DIC 测定的偏心纯剪切试样失效应变的结果, 剪切应变局部化十分明显, 在加载过程中形成一条倾斜的剪切裂纹, 这条裂纹区域的应变值比周围大很多, 最终试样沿此方向断裂。

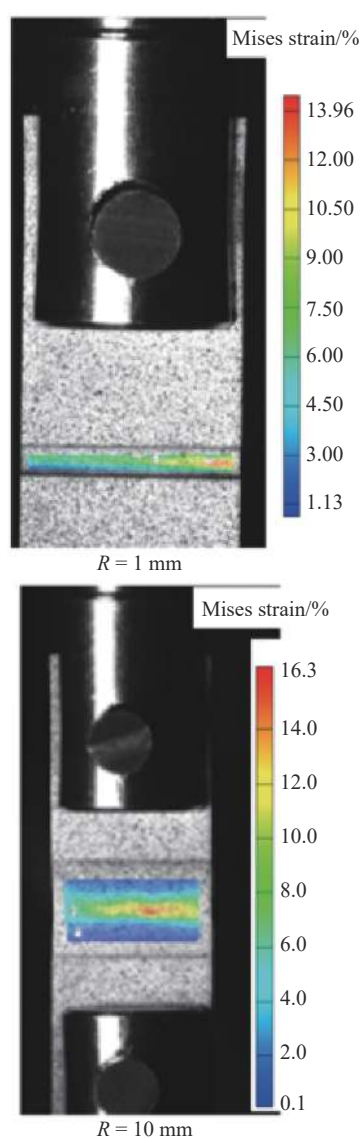


图 14 DIC 测定不同缺口尺寸的平板凹槽试样失效应变
Fig. 14 DIC determination of the failure strain of the flat grooved specimen with different notch sizes

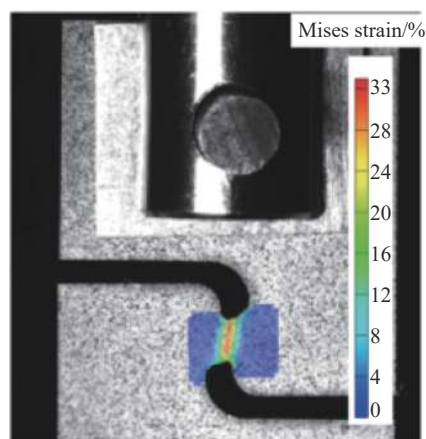


图 15 DIC 测定偏心纯剪切试样失效应变
Fig. 15 DIC determination of the failure strain of the eccentric pure shear specimen

图 16 为 DIC 测定的缺口半径 $R=4\text{ mm}$ 的缺口压缩试样失效应变的结果, 在压缩载荷增加的过程中, 试样最小横截面的半径持续增加, 试样的标距段被压缩膨胀, 表面的应变场中形成一条 45° 度角倾斜的裂纹, 最终沿此方向被压断. 由于缺口半径 $R=2\text{ mm}$ 的缺口压缩试样并未出现裂纹和载荷下降, 所以认为其未发生失效断裂行为.

中、高应变率实验过程采用高速摄像机进行记录, 拉伸试样在应变率为 20 s^{-1} 的变形失效过程为图 17, 试样在产生颈缩现象以前, 应变很小并且分布较为均匀, 当产生颈缩现象以后, 颈缩处应变骤然增大, 局部与整体应变差别很大. 100 s^{-1} 应变率下的变形失效过程的结果与 20 s^{-1} 的类似.

拉伸试样在应变率为 2500 s^{-1} 的变形失效过程如图 18, 为了与中应变率进行对比, 将变形云图的颜色显示范围与上图保持一致, 可以发现高应变率下

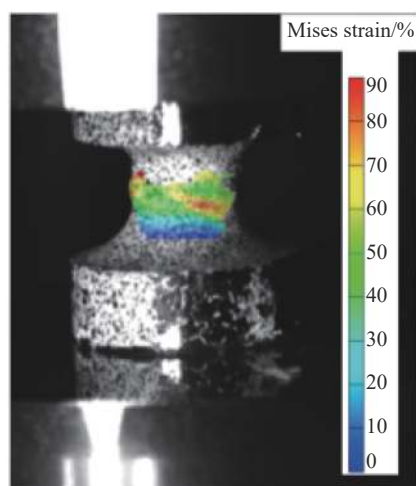


图 16 DIC 测定缺口压缩试样失效应变

Fig. 16 DIC determination of the failure strain of the notched compression specimen

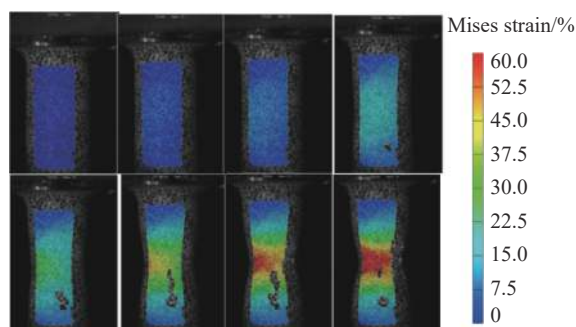


图 17 DIC 测定中应变率拉伸试样变形失效过程

Fig. 17 Deformation failure process of tensile specimens measured by DIC at medium strain rate

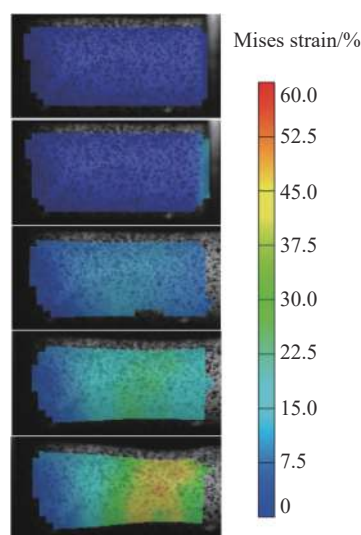


图 18 DIC 测定高应变率拉伸试样变形失效过程

Fig. 18 Deformation failure process of tensile specimens measured by DIC at high strain rate

拉伸试样的失效应变略小于中应变率和准静态.

3.2.3 实验过程数值仿真

建立材料的失效模型需要获得准确的应力状态参数和失效应变, 但是仅由理论推导和实验结果获取参数值会有局限性. 因为试样在失效前会产生较大的局部变形, 因此根据试样原始尺寸利用 Bridgman 公式中得到的应力状态参数数值只适用于初始加载阶段; 通过 DIC 方法只能测定试样表面的失效应变, 内部的失效应变无法直接测量. 因此需要借助有限元软件, 采取实验与仿真相结合的方法, 对加载过程进行数值仿真, 间接获得每次实验中准确的应力状态参数及内部的应变场和失效应变.

在 ABAQUS 中输入的材料参数为本文测定的结果, JC 本构模型参数根据拉伸和压缩载荷的具体情况选取, 弹性模量为 116 GPa , 泊松比为 0.34 , 密度为 4.43 g/cm^3 . 首先对缺口半径 $R=\infty$ 的光滑圆棒拉伸试样进行了网格无关性验证. 通过保持非标距段网格尺寸统一为 0.5 mm , 标距段局部细化不同尺寸 (0.1 mm , 0.2 mm 和 0.5 mm) 的网格, 在相同边界条件和加载条件下进行数值仿真, 对缺口中心处应力三轴度历程曲线进行比较, 结果如图 19, 三种尺寸的网格的数值仿真结果几乎相同. 同时对缺口半径 $R=5\text{ mm}$ 的圆棒缺口拉伸试样进行了网格无关性验证, 缺口中心处应力三轴度历程曲线的比较结果如图 20. 发现在加载初始阶段, 最小横截面中心的应力三轴度与理论值 0.516 十分接近, 随着继续加

载, 试样的几何尺寸产生了较大变化, 应力三轴度也迅速上升, 之后逐渐下降并趋于稳定. 0.5 mm 的网格的三轴度历程结果大于 0.1 mm 和 0.2 mm 的网格, 0.1 mm 和 0.2 mm 的网格的三轴度历程几乎相同. 通过对两种模型的不同网格尺寸的三轴度历程曲线的综合对比, 可以发现所建立的有限元模型在网格尺寸达到 0.2 mm 时结果具有收敛性. 因此本文中为了在不损失精度的情况下提高运算速度, 对于所有的标距段区域全部划分为 0.2 mm 的网格进行数值仿真, 单元类型为 C3 D8 R, 如图 21.

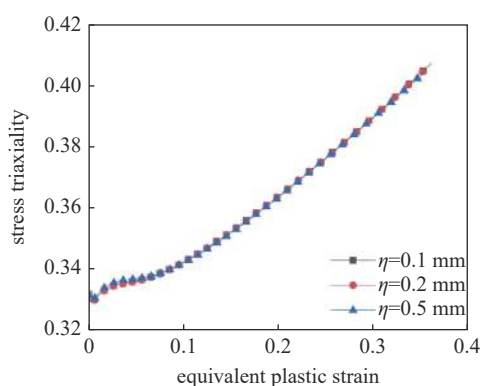


图 19 不同网格尺寸缺口中心处应力三轴度历程曲线 ($R = \infty$)
Fig. 19 The stress triaxiality history curve at the center of the notch with different mesh sizes ($R = \infty$)

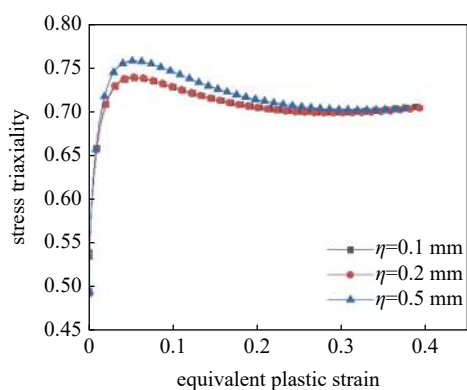


图 20 不同网格尺寸缺口中心处应力三轴度历程曲线 ($R = 5\text{ mm}$)
Fig. 20 The stress triaxiality history curve at the center of the notch with different mesh sizes ($R = 5\text{ mm}$)

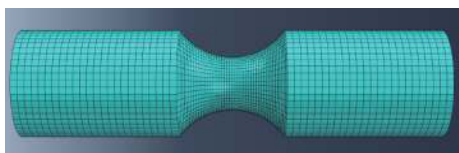


图 21 圆棒缺口拉伸试样网格划分

Fig. 21 Finite element meshes for notched round bar tensile specimen

取缺口半径 $R=5\text{ mm}$ 圆棒缺口拉伸试样为例, 对试样设置与实验相同的边界条件和加载条件, 即一端完全固定, 另一端施加位移, 加载至试样表面的应变场与 DIC 测定结果相匹配, 试样数值仿真的变形云图的剖面图结果如图 22 所示. 可以发现, 最小横截面的等效塑性应变最大, 同一横截面中心区域

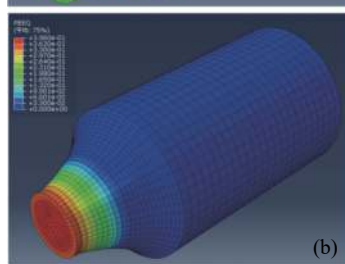
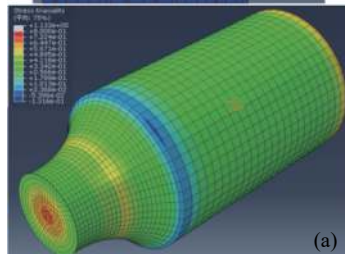
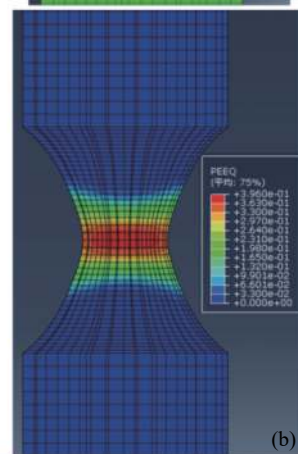
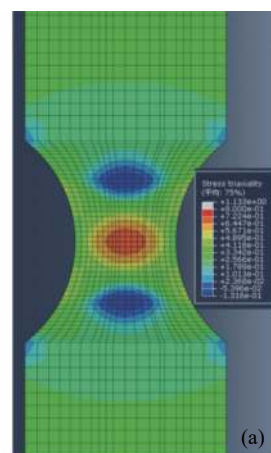


图 22 圆棒缺口拉伸试样数值仿真云图 ($R = 5\text{ mm}$)

Fig. 22 Numerical simulation cloud diagram of round bar notched tensile specimen ($R = 5\text{ mm}$)

的等效塑性应变数值与表面等效塑性应变数值相差不大, 但试样内部的应力三轴度分布并不均匀, 甚至出现了负应力三轴度区域, 同一横截面的中心区域的应力三轴度数值最大. 在拉伸载荷下应力三轴度数值越高材料越容易失效, 可以预测试样最小横截面的中心区域可能是最先发生失效断裂的区域. 因此应该对于上一节中所有的实验都需要通过数值仿真获得试样中心的应力三轴度和标准化 Lode 角参数历程曲线, 根据式 (10) 和式 (11) 取其平均值作为拟合失效模型的应力状态参数, 式中 $\bar{\varepsilon}_{pl}$ 为等效塑性应变, $\bar{\varepsilon}_f$ 为等效塑性失效应变. 拟合失效模型的失效应变也应该同样通过数值仿真与 DIC 结果相匹配后, 从试样中心处提取

$$\eta_{average} = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_f} \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \eta(\bar{\varepsilon}_{pl}) d\bar{\varepsilon}_{pl}$$

(10)

$$\bar{\theta}_{average} = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_f} \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \bar{\theta}(\bar{\varepsilon}_{pl}) d\bar{\varepsilon}_{pl}$$

(11)

为了保持分析方法的一致性, 对于动态实验也进行了数值仿真. 与准静态下的数值仿真相比, 输入的材料参数和本构模型相同, 均为实验测定的数值. 采用“动力、显示”分析、边界条件一端仍为完全固支, 另一端 (加载端) 为实验测定的速度值. 通过数值仿真与高速相机拍摄处理的 DIC 结果相匹配后, 从试样中心处提取拟合失效模型的应力状态

和失效应变值.

3.2.4 实验加数值法确定失效应变与应力三轴度

采用 DIC 软件计算获取断裂前最后一帧应变场中的最大应变作为实验失效应变值, 每种试样做至少三组重复实验, 取平均数作为 DIC 技术测得的此类型试样所代表的应力状态下的失效应变. 将准静态下所有的实验结果与数值仿真结果进行了对比, 参见表 3. 通过 DIC 光测技术测得的试样表面的失效应变与通过有限元数值仿真 (FEM) 间接获得的试样中心的失效应变并不完全相同; 试样最小横截面中心的理论应力三轴度和标准化 Lode 角参数, 与通过数值仿真获得的试样中心的应力三轴度和标准化 Lode 角参数历程平均值也存在一些差异. 但是通过该比较表明, 在不同应力状态下, 实验与数值仿真在趋势上具有良好的一致性. PE 试样的标准化 Lode 角参数的初始理论值为 0, 与历程平均值 0.299 相差较大, 主要原因是对与 PE 试样设计的宽度不够大, 无法达到纯平面应变条件, 但是数值仿真有助于构造其实际加载条件.

将中高应变率下的动态实验所有的实验结果与数值仿真结果进行了对比, 参见表 4. 通过比较发现, 动态与准静态下的单轴拉伸/压缩实验的试样中心的失效应变均大于试样表面的失效应变, 并且随着应变速率的增加, 失效应变随之递减.

表 3 准静态实验与数值仿真结果对比

Table 3 Comparison of quasi-static experiment and numerical simulation results

Specimen type	Theoretical initial value		DIC	Numerical simulation average		FEM
	η	$\bar{\theta}$	$\bar{\varepsilon}_f$	$\eta_{average}$	$\bar{\theta}_{average}$	$\bar{\varepsilon}_f$
$R = \infty$ round bar tensile specimen	0.333	1	0.582	0.387	1	0.656
$R = 2$ mm round bar notched tensile specimen	0.739	1	0.253	0.990	1	0.241
$R = 5$ mm round bar notched tensile specimen	0.516	1	0.337	0.705	1	0.392
$R = 2$ mm round bar notched tensile big specimen	0.819	1	0.239	1.008	1	0.172
PE specimen	0.577	1	0.099	0.601	0.299	0.288
$R = 10$ mm flat grooved specimen	0.606	0	0.157	0.591	0.142	0.176
$R = 1$ mm flat grooved specimen	0.835	0	0.128	0.914	0.191	0.135
eccentric pure shear specimen	0	0	0.326	0	-0.116	0.328
axisymmetric compression specimen	-0.333	-1	0.431(testing machine)	-0.53	-1	0.431
$R = 4$ mm axisymmetric notched compression specimen	-0.556	-1	0.935	-0.668	-1	1.045

表 4 中高应变率失效应变实验数值仿真对比

Table 4 Comparison of numerical simulation of failure strain experiments with medium and high strain rate

Specimen type	Strain rate/s ⁻¹	DIC (or testing machine)	FEM
		$\bar{\epsilon}_f$	$\bar{\epsilon}_f$
$R = \infty$ round bar tensile specimen	20	0.563	0.631
	100	0.533	0.588
	2500	0.471	0.529
axisymmetric compression specimen	2500	0.223	0.223
	4000	0.219	0.219

3.2.5 增材制造 TC4 钛合金的失效模型

Johnson 和 Cook^[36] 对于材料失效行为考虑了温度效应和应变率效应后, 提出了 Johnson-Cook 失效模型, 其表达式为

$$\epsilon_f = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)](1 + D_4 \ln \epsilon^*)(1 + D_5 T^*) \quad (12)$$

其中 D_1, D_2, D_3, D_4 和 D_5 为待定的材料参数, 与 JC 本构模型类似, $\epsilon^* = \dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$ 为无量纲应变率, $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变率; T^* 的定义与 JC 本构模型一致, 表达式为 $T^* = (T - T_r)/(T_{\text{melt}} - T_r)$, T 为实验温度, T_r 为室温, T_{melt} 为材料的熔点温度.

在常温、准静态加载条件下公式退化为只剩下第一项, 根据所有标准化 Lode 参数为 1 的试样的实验数据, 拟合得到参数 D_1, D_2 和 D_3 . 拟合结果如图 23 所示.

通过相同应力状态下的不同应变率的圆棒拉伸

试样的实验数据来拟合 D_4 , 其失效应变与应变率的对数为线性关系, 斜率值即为 D_4 , 如图 24 所示.

由于本文所有实验均在常温下进行, 故不考虑温度项的拟合. 本文所拟合的增材制造 TC4 钛合金的 JC 失效模型参数值见表 5.

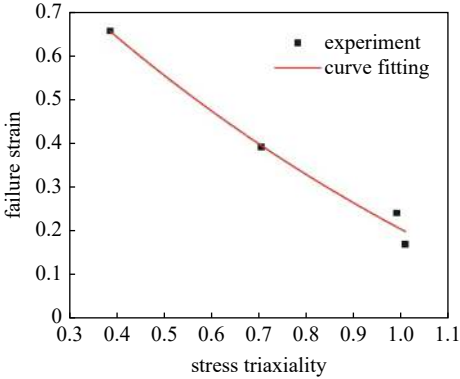


图 23 参数拟合曲线
Fig. 23 Parameter fitting curve

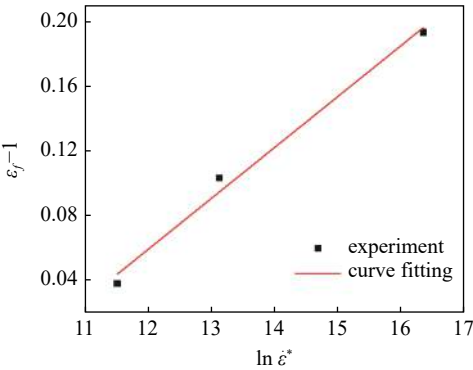


图 24 D_4 拟合曲线
Fig. 24 Parameter D_4 fitting curve

表 5 增材制造 TC4 钛合金 JC 失效模型参数值

Table 5 Parameter values of JC failure model for additive manufacturing TC4 titanium alloy

Model parameters	D_1	D_2	D_3	D_4
Fitted value	-0.56	1.63	-0.75	0.0316

Bai 和 Wierzbicki^[21] 提出了一种适用于金属的塑性和韧性断裂的新模型, 该模型考虑了静水压力 (与应力三轴度有关) 和应力偏张量的第三不变量对材料变形失效的影响, 其中静水压力的作用是控制屈服面的尺寸, 而应力偏张量的第三不变量的作用是控制屈服面的形状. 两位学者将 MC 准则转换为用应力三轴度和标准化 Lode 参数描述等效塑性应变的空间, 通过对于塑性变形过程中损伤积累的计算,

较为准确地对于金属材料的韧性断裂特性进行描述. 该唯象的断裂模型被学者们称为“修正的 Mohr-Coulomb 模型”(MMC 模型). 此模型对于最大剪切应力断裂准则进行了扩展, 很好地预测了韧性材料的失效行为. 该模型的表达式为式 (13), 根据此式可以绘制材料的三维断裂轨迹, 对模型范围内的应力状态的失效进行定义.

$$\overline{\varepsilon}_f = (1 + \beta \ln \dot{\varepsilon}^*) \cdot \left\{ \frac{A}{C_2} \left[C_\theta^s + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (C_\theta^{ax} - C_\theta^s) \left(\sec \frac{\bar{\theta}\pi}{6} - 1 \right) \right] \cdot \left[\sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} \cos \frac{\bar{\theta}\pi}{6} + C_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \sin \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) \right] \right\}^{\frac{1}{n}} \quad (13)$$
$$C_\theta^{ax} = \begin{cases} C_\theta^c, & \bar{\theta} < 0 \\ 1, & \bar{\theta} \geq 0 \end{cases} \quad (14)$$

该模型一共有 6 个参数, 分别为 A , n , C_θ^s , C_θ^c , C_1 , C_2 . 其中 A 和 n 为是 Ludwik's 公式^[37] 中的硬化参数, 分别为强度指数和硬化指数, 通过光滑圆棒试样的单轴拉伸实验标定, 将应力与应变之间的关系描述为 $\sigma = A\bar{\varepsilon}^n$. C_1 对于材料的断裂轨迹进行控制, 取值范围为大于等于 0, 其值越大则失效应变更加依赖于静水压力, 并且断裂轨迹变得更加不对称, 当其值等于 0 时对应于最大剪应力准则的极限情况, 断裂轨迹变为相对于标准化 Lode 角参数对称. C_2 为材料的抗剪强度, 仅对于断裂包络面的高度进行控制. C_θ^s 对于材料断裂轨迹对于标准化 Lode 角参数的依赖性进行控制. C_θ^c 对于屈服面的不对称性进行控制, 因此该参数将影响材料的断裂轨迹的不对称程度. C_θ^c 在 Von Mises 屈服条件下取值为 1. 因此, MMC 模型需要被拟合获得的参数只有 3 个, 这也使得他在计算机仿真中具备一定优势, 成为工业应用

中的理想备选.

随着材料的变形越来越大, 会产生更多不可恢复的塑性应变, 可以将 MMC 模型的式 (13) 与损伤参数 D 联系起来, 损伤累计的关系为式 (15). 当损伤参数 D 等于 1 时, 材料发生失效

$$D = \int_0^{\overline{\varepsilon}_f} \frac{d\overline{\varepsilon}_p}{\overline{\varepsilon}_f(\eta, \bar{\theta})} \quad (15)$$

本文根据表 3 中的数据, 通过 MATLAB 进行曲面拟合, 图 25 为通过拟合获得的增材制造 TC4 钛合金的 MMC 模型三维断裂轨迹, 表 6 为 MMC 模型的参数值.

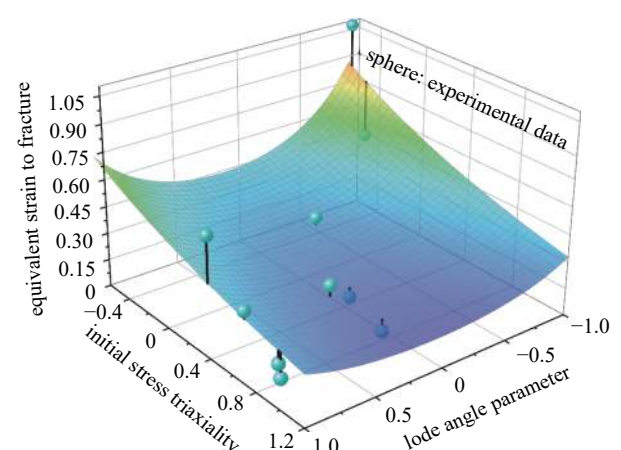


图 25 增材制造 TC4 钛合金 MMC 模型三维断裂轨迹
Fig. 25 3 D fracture locus of the MMC model of additive manufacturing TC4 titanium alloy

表 6 增材制造 TC4 钛合金 MMC 失效模型参数值

Table 6 Parameter values of MMC failure model for additive manufacturing TC4 titanium alloy						
Model parameters	A/MPa	n	C_1	C_2/MPa	C_θ^s	C_θ^c
Fitted value	1470.7	0.163	0.0399	663.5	0.958	1.0

在增材制造 TC4 钛合金的 MMC 模型三维断裂轨迹中, 每个试样的模型预测数值和实验结果之间的差异也被标记了出来 (球体为实验数据), 其中标准化 Lode 参数为-1 的两种压缩试样的差异值略大, 但总体来说其显示出较为满意的一致性, 该模型可以用于描述该材料的韧性断裂.

当应力三轴度 $\eta = 0$ 时, 等效失效应变与标准化 Lode 参数之间的关系变为二维轨迹, 从图 26 可以看出, 轨迹为抛物线函数. 另外可以发现, 该函数的最小值并不出现在 $\bar{\theta} = 0$ 处, 而是略有偏移, 这表明三维断裂轨迹是一个非对称函数.

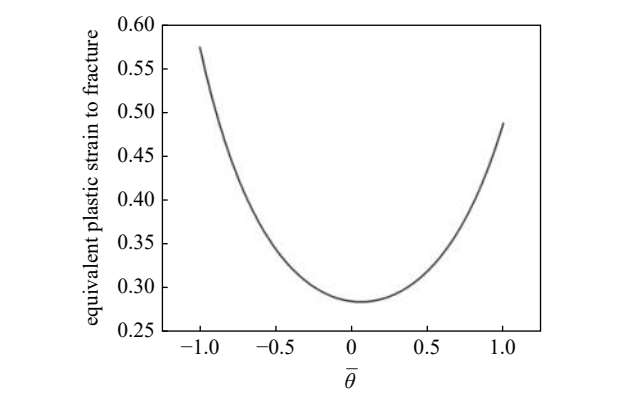


图 26 MMC 模型失效应变与标准化 Lode 参数曲线 ($\eta = 0$)
Fig. 26 Failure strain and standardized Lode parameter curve in MMC model ($\eta = 0$)

MMC 失效模型并未包含应变率项, 为了全面的对于材料的变形失效行为进行考虑, 本文引入应变率系数 β 来对材料的应变率敏感性进行描述. 通过在不同应变率下对光滑圆棒拉伸试样的失效过程进行 DIC 测定和数值仿真, 获得对应的失效应变. β 的定义由下式给出

$$\varepsilon_f = \varepsilon_0(1 + \beta \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (16)$$

式中, ε_0 为参考应变率下的失效应变, $\dot{\varepsilon}^*$ 的定义与 JC 本构模型相同. 本文的参考应变率设定为 0.0002 s^{-1} , 拟合确定 β 值为 0.0316. 将其与 MMC 准则进行结合, 则考虑了应力三轴度、标准化 Lode 参数以及应变率的失效模型的表达式为

$$\bar{\varepsilon}_f = (1 + \beta \ln \dot{\varepsilon}^*) \cdot \left\{ \frac{A}{C_2} \left[C_\theta^s + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (1 - C_\theta^s) \left(\sec \frac{\bar{\theta}\pi}{6} - 1 \right) \right] \left[\sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} \cos \frac{\bar{\theta}\pi}{6} + C_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \sin \frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) \right] \right\}^{\frac{1}{n}} \quad (17)$$

将不同应变率下的所有的标准化 Lode 参数 $\bar{\theta} = 1$ 的实验值与模型预测值进行比较, 失效应变、应力三轴度和应变率之间的三维关系为图 27. 由于 β 主要由中高应变率确定, 在准静态下实验值与模型值相差较大.

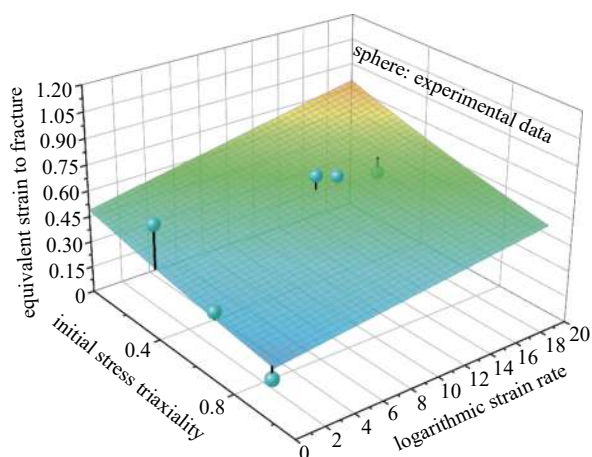


图 27 考虑应变率效应的 MMC 失效模型

Fig. 27 MMC failure model considering strain rate effect

4 平板冲击实验及模型验证

为了对所拟合的增材制造 TC4 钛合金的本构模型和失效模型的准确性进行验证, 设计高速气炮进行平板高速冲击实验, 子弹与目标靶板都采用增

材制造 TC4 钛合金, 获得弹体的弹道极限速度与穿透靶板后的剩余速度. 利用有限元软件建立与实验相同的平板冲击模型, 将材料参数包括所建立的本构模型与失效模型参数赋予相应材料, 进行数值仿真. 比较数值仿真与物理实验在典型力学参数上的一致性, 从而验证本构模型与失效模型在描述材料动态力学行为的准确性与有效性.

4.1 平板冲击实验结果

本文的平板冲击实验所使用的设备为一级轻气炮, 该轻气炮系统主要由气室、内径为 10 mm 的发射管、靶舱以及控制系统组成, 设计最大压力为 18 MPa, 弹体质量在 5 g 时最大速度可以达到 $700 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$. 本文所用子弹头部形状为半球形, 为了与发射管内径以及弹托直径相匹配, 尺寸设计为直径 4.8 mm, 总长度 10 mm; 靶板的尺寸为 $80 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$, 厚度为 1 mm, 靶板前后通过螺栓与配套夹具配合将其固定在靶舱内的试验台. 靶舱两侧的相同位置均留有观察窗, 本文在一侧进行补光, 另外一侧利用高速摄像机对弹体冲击平板的整个撞击过程进行拍摄. 通过测量照片中弹体位移的像素点, 结合拍摄帧率获得弹体的入射速度和撞击靶板后的剩余速度, 共进行两次平板冲击实验. 半球形弹体冲击平板的撞击过程的拍摄结果为图 28, 气室内的气压设置为 5 MPa, 可以看出脱弹器与弹体的分离情况良好, 此次实验弹体的入射速度为 284.38 m/s , 在撞击

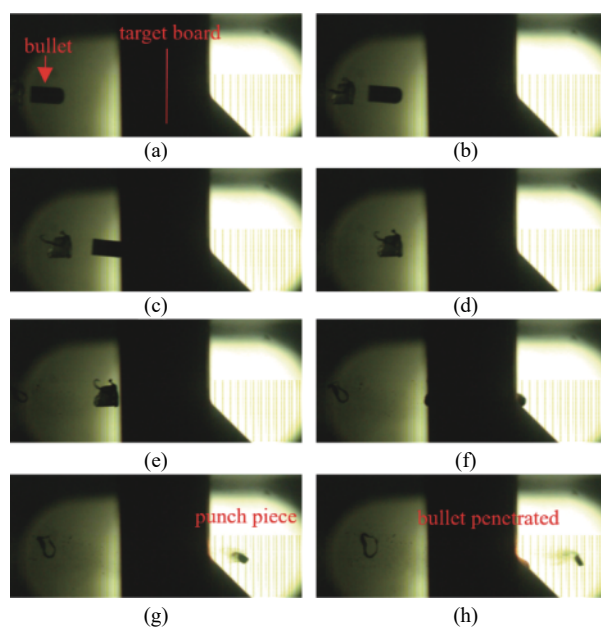


图 28 平板冲击实验拍摄结果

Fig. 28 Shooting result of flat impact test

并穿透靶板后的剩余速度为 130.24 m/s, 靶板被弹体撞出的冲塞块速度为 279.87 m/s.

被弹体的打穿后的靶板为图 29, 可以观察到靶板被击穿中心区域的破坏形貌为花瓣状开裂, 并且在有些花瓣的根部产生了裂纹, 中心区域的周边产生一定程度的圆盘隆起, 这种破坏模式表现了韧性破坏的特征.

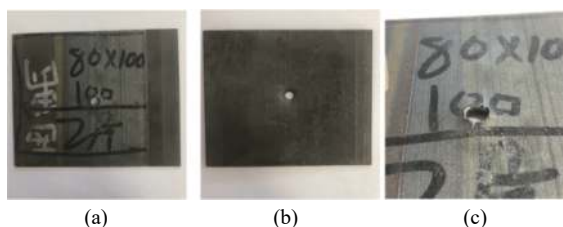


图 29 实验后靶板形貌

Fig. 29 Appearance of target after test

4.2 平板冲击数值仿真

运用有限元分析软件 ABAQUS 对实验过程进行仿真分析, 建立增材制造 TC4 钛合金平板冲击数值仿真的仿真模型, 如图 30 所示.

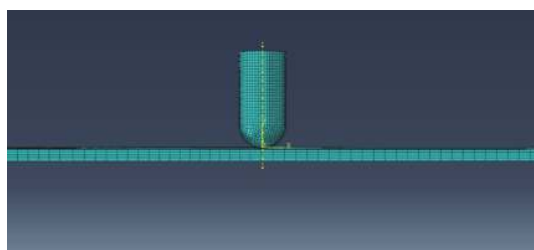


图 30 平板冲击数值仿真模型

Fig. 30 Finite element model for numerical simulation of plate impact

半球形弹体和靶板单元类型均为八节点六面体线性减缩积分单元 (C3 D8 R), 网格尺寸大小根据前期的网格依赖性检验确定. 弹体与平板接触算法设置为 ABAQUS 自带的通用接触中的硬接触 (hard contact). 对弹体施加与平板方向垂直的初始速度, 大小为实验所测定, 靶板的边界条件设置为四周固支. 材料模型分为两种, 进行对比研究. 第一种是 JC 本构模型和 JC 失效模型 (简称 JC 模型). 第二种是 MMC 模型. 采用 JC 模型的平板冲击数值仿真结果如图 31 所示, 靶板并未被击穿, 这一点未能准确反映实验结果. 如果调整质量缩放系数为 $s = 3.0$, 则数值仿真中可穿透靶板, 穿透靶板后的剩余速度为 176.5 m/s, 与实验值 130.24 m/s 误差为 35.5%. 需要说明的是动态显示分析中, 设置质量缩放系数会使分析结果产生很大误差, 偏离真实情况. 因此, 此处

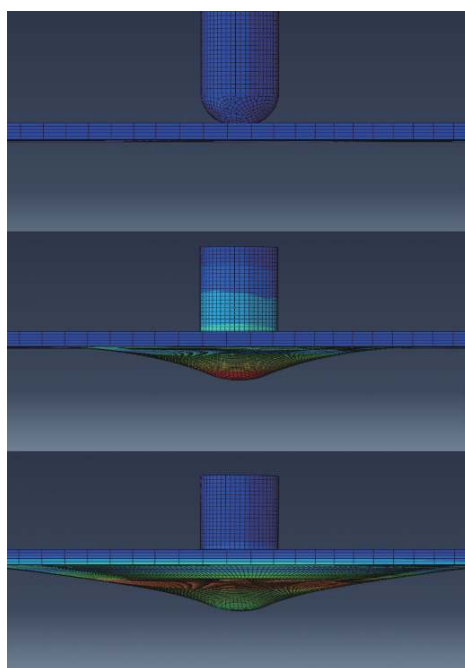


图 31 平板冲击数值仿真结果 (JC 本构与失效模型)

Fig. 31 Numerical simulation results of plate impact (JC constitutive and damage models)

$s = 3.0$ 的计算结果仅能说明在该条件下子弹才能穿透靶板, 并不代表真实工况.

第二种材料模型采用的是 MMC 模型, 由于现有软件中没有 MMC 材料模型, 需要利用子程序 VUMAT, 将 MMC 模型编译成代码, 在 ABAQUS 中运行, 得到 MMC 模型的仿真结果如图 32. 可以看

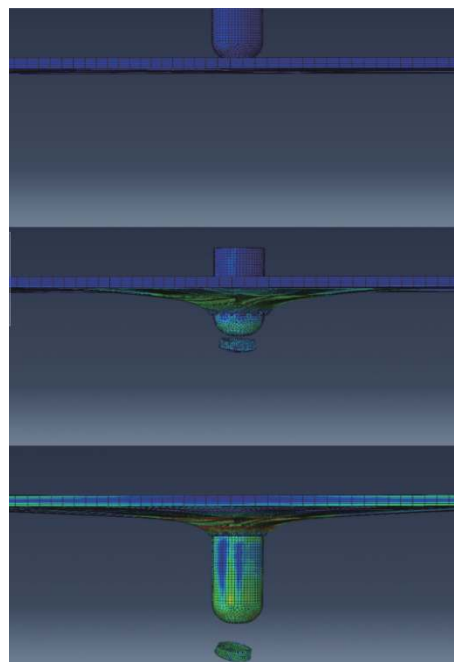


图 32 平板冲击数值仿真结果 (MMC 模型)

Fig. 32 Numerical simulation results of plate impact (MMC model)

出, 弹体穿透靶板, 并且如表 7 所示, 冲塞出一个圆形飞片, 基本反映了真实的实验情况. 断口突出高度的仿真结果为 3.14 mm, 实验结果为 3.50 mm, 误差为 10.0%, 半球形弹体在穿透靶板后的剩余速度为 152.2 m/s, 与实验值 130.24 m/s 相比误差为 16.9%, 靶板被弹体撞出的冲塞速度为 228.3 m/s, 与实验值 279.87 m/s 误差为 18.4%.

通过平板冲击实验与数值仿真结果的对比, 可以发现, 采用 MMC 材料模型可以更为精确地描述真实的穿甲实验. 而采用 JC 模型则无法穿透靶板, 与实验结果相差很大, 必须要使用质量缩放才能接

近于实验结果. 结果表明, 本文拟合获得的增材制造 TC4 钛合金 MMC 模型对于描述该材料在高应变率下变形失效行为具有较好的准确性.

需要指出的是, 尽管本文中测试了 3D 打印 TC4 钛合金在沉积方向和扫描方向的压缩力学性能, 并发现二者不存在显著差异, 但是该材料在拉伸、剪切、压缩失效行为方面仍有可能存在方向依赖性, 因此文中所获得的失效模型是在一定简化的基础上获得的, 即忽略了该材料失效行为可能存在的各项异性.

表 7 仿真结果汇总

Table 7 Summary of simulation results

Simulation	Protruding height/mm		Bullet remaining speed/(m·s ⁻¹)		Piece speed/(m·s ⁻¹)	
	Value	Error	Value	Error	Value	Error
MMC	3.14	10.0%	152.2	16.9%	228.3	18.4%
JC, s=3	4.80	37.1%	176.5	35.5%	—	—

5 总结

本文从增材制造 TC4 钛合金的基本力学性能出发, 通过试验机和 DIC 光测系统获得相关数据, 并且结合数值仿真的方法, 研究了应力状态和应变率对试样变形失效行为的影响, 得到了该种材料综合考虑应力状态和应变率的失效模型. 最终通过平板冲击实验与数值仿真结果的对比, 验证了模型的有效性. 主要内容总结如下.

(1) 利用电子万能试验机、高速液压伺服试验机以及分离式 Hopkinson 杆, 结合 DIC 分析, 对增材制造 TC4 钛合金在不同应变率和不同应力状态下的力学性能进行了测试. 发现取材方向对于试样的真实应力-真实应变曲线在不同应变率下造成的差异性较小; 材料在拉伸和压缩载荷下均具有一定的应变率敏感性, 其屈服强度随着应变率的增加有所提高. 分别拟合了拉伸和压缩的两套 JC 本构模型参数.

(2) 真实失效应变和应力状态的确定. 理论三轴度的数值只和试样初始加载阶段接近, 并且通过 DIC 光测系统所测得的应变场也是试样的表面应变场, 为了得到试样内部应力状态历程参数和应变场, 本文通过有限元软件 ABAQUS 进行数值仿真, 得到试样应变最大处的应力状态历程参数和失效应变.

发现随着试样的持续变形, 拉伸试样中心处应力三轴度数值也随着等效塑性应变的增加一同增加; 动态与准静态下的单轴拉伸/压缩实验的试样中心的失效应变均大于试样表面的失效应变, 并且随着应变速率的增加, 失效应变随之减小.

(3) 建立考虑应力状态和应变率效应的失效模型. 以实验测试和仿真分析结果为基础, 对传统 MMC 失效模型进行了修正, 建立了全面考虑应变率、应力三轴度和罗德角效应的增材制造 TC4 钛合金材料的失效模型, 弥补了 MMC 模型对于中高应变率下变形失效行为无法描述的情况; 同时建立了考虑应力三轴度 η 和应变率效应的 Johnson-Cook 失效模型.

(4) 平板冲击实验与模型验证. 对增材制造 TC4 钛合金平板进行了高速冲击实验, 并针对实验进行了数值仿真. 结果表明, 本文所建立的 MMC 模型相对与 JC 模型来说, 可以更好的预测材料的侵彻行为.

参 考 文 献

1 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用. 化学工业出版社, 2005 (Zhang Xiyan, Zhao Yongqing, Bai Chenguang. Ti: Alloy and Its Application. Beijing: Chemical Industry Press, 2005 (in Chinese))

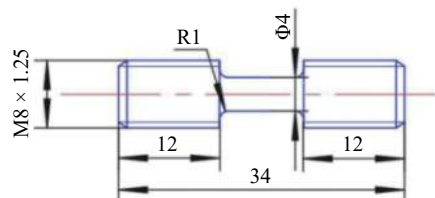
- 2 汤海波, 吴宇, 张述泉等. 高性能大型金属构件激光增材制造技术研究现状与发展趋势. 精密成形工程, 2019, 11(4): 58-63 (Tang Haibo, Wu Yu, Zhang Shuquan, et al. Research status and development trend of high performance large metallic components by laser additive manufacturing technique. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2019, 11(4): 58-63 (in Chinese))
- 3 Hollander DA, Walter MV, Wirtz T, et al. Structural, mechanical and in vitro characterization of individually structured Ti-6 Al-4 V produced by direct laser forming. *Biomaterials*, 2006, 27(7): 955-963
- 4 Meier H, Haberland C. Experimental studies on selective laser melting of metallic parts. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2008, 39(9): 665-670
- 5 Biswas N, Ding JL, Balla VK, et al. Deformation and fracture behavior of laser processed dense and porous Ti6 Al4 V alloy under static and dynamic loading. *Materials Science & Engineering A*, 2012, 549: 213-221
- 6 Zhan Yu, Xu Hexuan, Du Wenqiang, et al. Research on the influence of heat treatment on residual stress of TC4 alloy produced by laser additive manufacturing based on laser ultrasonic technique. *Ultrasonics*, 2021, 10: 106466
- 7 高士友, 张永忠, 石力开等. 激光快速成型 TC4 钛合金的力学性能. 稀有金属学报, 2004, 1: 29-33 (Gao Shiyu, Zhang Yongzhong, Shi Likai, et al. Mechanical properties of TC4 alloy fabricated by laser direct deposition. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2004, 1: 29-33 (in Chinese))
- 8 周平, 郭伟国, 李鹏辉等. 激光立体成形 TC4 钛合金的力学特性与破坏机理. 材料科学与工程学报, 2019, 37(1): 56-63 (Zhou Ping, Guo Weiguo, Li Penghui, et al. Mechanical properties and failure mechanism of laser solid formed TC4 titanium alloy. *Journal of Materials Science and Engineering*, 2019, 37(1): 56-63 (in Chinese))
- 9 李鹏辉, 郭伟国, 郭今. 3D 激光沉积增材制造 TC4 高应变率动态力学行为及本构关系. 北京理工大学学报, 2016, 36: 68-73 (Li Penghui, Guo Weiguo, Guo Jin. 3D laser deposition additive manufacturing TC4 high strain rate dynamic mechanical behavior and constitutive relationship. *Journal of Beijing Institute of Technology*, 2016, 36: 68-73 (in Chinese))
- 10 薛蕾, 陈静, 林鑫等. 激光成形修复 TC4 合金锻件的低周疲劳性能. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(7): 1225-1229 (Xue Lei, Chen Jing, Lin Xin, et al. Low cycle fatigue property of laser forming repaired TC4 forgings. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(7): 1225-1229 (in Chinese))
- 11 袁经纬, 李卓, 汤海波等. 热处理对激光增材制造 TC4 合金耐腐蚀性及室温压缩蠕变性能的影响. 航空学报, 2021, 42(10): 478-485 (Yuan Jingwei, Li Zhuo, Tang Haibo, et al. Effect of heat treatment on corrosion resistance and room temperature compression creep of LAMed TC4 alloy. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021, 42(10): 478-485 (in Chinese))
- 12 张治民, 刘海军, 任璐英等. 热处理对热等静压态 TC4 合金及其降温多道次变形微观组织的影响. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(4): 1372-1378 (Zhang Zhimin, Liu Haijun, Ren Luying, et al. Effect of heat treatment on microstructure of hot isostatic pressed TC4 alloy and its multi-pass deformation. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 49(4): 1372-1378 (in Chinese))
- 13 张霜银, 索涛, 李玉龙. SEM 原位加载研究激光增材制造 TC4 合金变形破坏机制. 西北工业大学学报, 2020, 38(5): 1025-1029 (Zhang Shuangyin, Suo Tao, Li Yulong. In-situ SEM study on deformation and failure mechanism of TC4 titanium alloy by laser additive manufacturing. *Journal of Northwestern Polytechnical University*, 2020, 38(5): 1025-1029 (in Chinese))
- 14 王普强, 吴梦杰, 王豫跃等. 不同热处理工艺下激光增材制造 TC4 钛合金组织与性能研究进展. 航空制造技术, 2020, 63(10): 56-65 (Wang Puqiang, Wu Mengjie, Wang Yuyue, et al. Research development on microstructure and properties of LAM TC4 titanium alloy with different heat treatment processes. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2020, 63(10): 56-65 (in Chinese))
- 15 廖聪豪, 周静, 沈洪. 增材制造 TC4 钛合金在激光抛光前后的电化学腐蚀性能. 中国激光, 2020, 47(1): 89-95 (Liao Conghao, Zhou Jing, Shen Hong. Electrochemical corrosion behaviors before and after laser polishing of additive manufactured TC4 titanium alloy. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(1): 89-95 (in Chinese))
- 16 Johnson GR, Cook WH. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Engineering Fracture Mechanics*, 1983, 21: 541-548
- 17 Gao X, Zhang T, Hayden M, et al. Effects of the stress state on plasticity and ductile failure of an aluminum 5083 alloy. *Int. J. Plast.*, 2009, 25(12): 2366-2382
- 18 Kim J, Zhang G, Gao X. Modeling of ductile fracture: Application of the mechanism-based concepts. *Int. J. Solids Struct.*, 2007, 44(6): 1844-1862
- 19 Jia Y, Bai Y. Ductile fracture prediction for metal sheets using all-strain-based anisotropic eMMC model. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2016, 115: 516-531
- 20 Barsoum I, Faleskog J. Rupture mechanisms in combined tension and shear-Micromechanics. *Int. J. Solids Struct.*, 2007, 44(17): 5481-5498
- 21 Bai Y, Wierzbicki T. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *International Journal of Plasticity*, 2008, 24(6): 1071-1096
- 22 赖兴华, 王磊, 李洁等. 铝型材防撞梁的碰撞断裂失效表征. 清华大学学报: 自然科学版, 2017, 57(5): 504-510 (Lai Xinghua, Wang Lei, Li Jie, et al. Characterization of the fracture of an aluminum alloy anticollision-beam to impact loading. *Journal of Tsinghua university: Science and Technology*, 2017, 57(5): 504-510 (in Chinese))
- 23 Allahverdizadeh N, Gilioli A, Manes A, et al. An experimental and numerical study for the damage characterization of a Ti-6 AL-4 V titanium alloy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2015, 93: 32-47
- 24 Neera T, Savage MF. Observation of tension-compression asymmetry in titanium alloys. *Philosophical Magazine*, 2005, 85: 279-295
- 25 Fundenberger JJ, Philippe MJ, Wagner F, et al. Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (zinc, titanium and zirconium alloys). *Acta Materialia*, 1997, 45(10): 4041-4055
- 26 Sarsfield H, Li W, Petrinic N. An experimental investigation of rate-dependent deformation and failure of three titanium alloys. *Journal of Materials Science*, 2007, 42(13): 5085-5093
- 27 Luo H, Shaw L. On tension/compression asymmetry of an extruded nanocrystalline Al-Fe-Cr-Ti alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 409: 249-256
- 28 Bridgman WP. Studies in Large Plastic Flow and Fracture: with Special Emphasis on the Effects of Hydrostatic Pressure. Harvard University Press, 1964
- 29 Bai Y, Teng X, Wierzbicki T. On the application of stress triaxiality formula for plane strain fracture testing. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2009, 131: 021002
- 30 Peirs J, Verleysen P, Degrieck J. Novel technique for static and dynamic shear testing of Ti6 Al4 V sheet. *Experimental Mechanics*,

2012, 52(7): 729-741

- 31 Roth CC, Mohr D. Determining the strain to fracture for simple shear for a wide range of sheet metals. *International Journal of Mechanical Science*, 2018, 149: 224-240
- 32 Mohammed A, Bai Y, Youngsik C. A study of Inconel 718 dependency on stress triaxiality and Lode angle in plastic deformation and ductile fracture-science direct. *Engineering Fracture Mechanics*, 2015, 147: 140-157
- 33 Bai Y, Wierzbicki T. Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture. *International Journal of Fracture*, 2010, 161(1): 1-20
- 34 Bai Y, Wierzbicki T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2004, 46(1): 81-98
- 35 初录. 基于数字图像相关的位移测量方法. [硕士学位论文]. 天津: 天津理工大学, 2021 (Chu Lu. Displacement measurement method-based on digital image correlation. [Master's Thesis]. Tianjin: Tianjin University of Technology, 2021 (in Chinese))
- 36 Johnson GR, Cook WH. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 1985, 21(1): 31-48
- 37 Ludwik P, Scheu R. Ueber kerbwirkungen bei flusseisen. *Stahl Eisen*, 1923, 43: 999-1001 (Ludwik P, Scheu R. About notch effects in flow of iron. *Steel Iron*, 1923, 43: 999-1001 (in German))

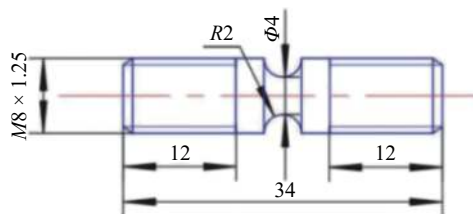
附录

本文中材料性能测试所用的部分试样尺寸

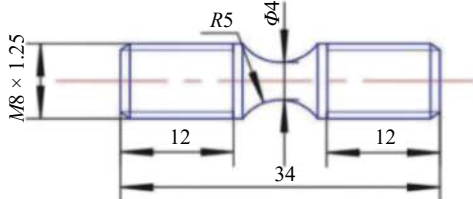


附图 A1 单轴拉伸试样

Fig. A1 Uniaxial tensile specimen



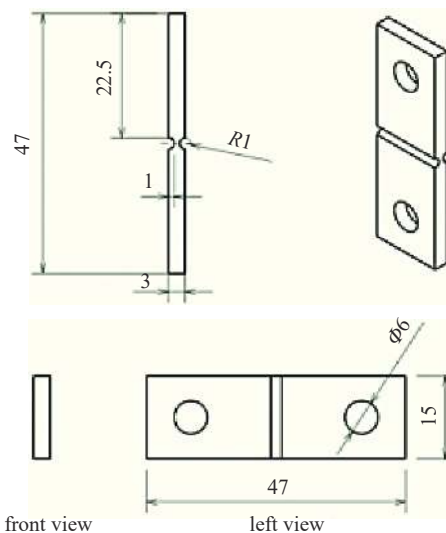
(a) 缺口半径为 2 mm
(a) Notch radius 2 mm



(b) 缺口半径为 5 mm
(b) Notch radius 5 mm

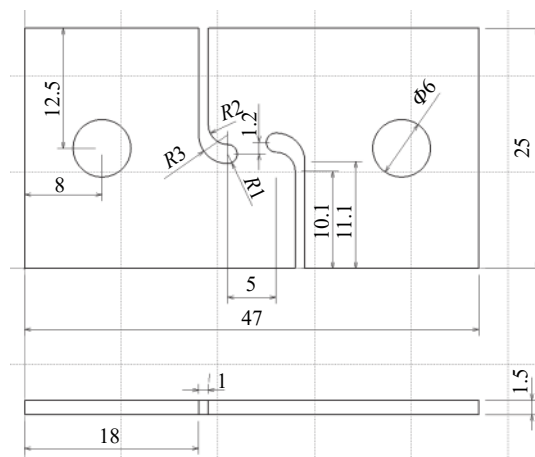
附图 A2 轴对称缺口拉伸试样, 缺口半径 (a) 2 mm 和 (b) 5 mm

Fig. A2 Axisymmetric notched tensile specimen, notch radius (a) 2 mm and (b) 5 mm



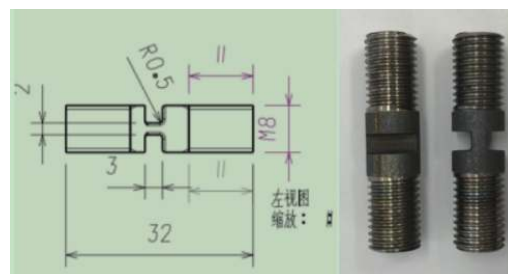
附图 A3 平板凹槽试样

Fig. A3 Flat grooved specimen



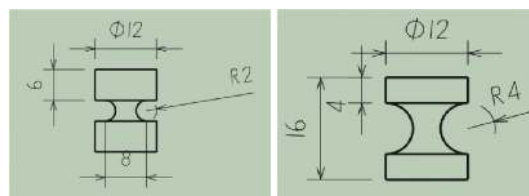
附图 A4 偏心纯剪切试样图纸

Fig. A4 Eccentric pure shear specimen



附图 A5 平面应变 (PE) 试样

Fig. A5 Plane strain (PE) specimen



附图 A6 轴对称缺口压缩试样, 缺口半径 2 mm (左) 和 4 mm (右)

Fig. A6 Axisymmetric notched compression specimen, notch radius 2 mm (left) and 4 mm (right)