

Ti-6Al-4V 在高应变率下的 动态剪切特性及失效机理*

张炜琪, 许泽建, 孙中岳, 仝 毅, 黄风雷

(北京理工大学爆炸科学与技术国家重点实验室, 北京 100081)

摘要: 采用基于霍普金森压杆的新型加载技术对 Ti-6Al-4V 材料的动态剪切特性及失效机理进行了测试研究。获得了 Ti-6Al-4V 材料在超过 10^4 s^{-1} 应变率下的剪应力-剪应变曲线及失效参数。研究发现, 材料的流动应力存在明显的应变率强化效应; 随着应变率的增加, 材料的失效力逐渐增大, 而失效力逐渐减小。采用 ABAQUS/Explicit 对加载过程进行了数值模拟。结果显示, 剪切区材料基本处于平面剪切状态, 应力应变场分布较为均匀, 计算得到的剪应力-剪应变曲线与实验结果吻合较好。经断口分析可知, 随着应变率的升高, Ti-6Al-4V 的失效机理存在由韧窝、拉伸韧窝至台阶及河流花样的演化过程, 材料的失效模式主要表现为韧性断裂。

关键词: 动态剪切; 双剪切试样; 高应变率; 微观机理

中图分类号: O346.1

国标学科代码: 1301545

文献标志码: A

钛合金因密度小、熔点高、抗腐蚀能力优异及低温变形性能好等优点, 被广泛应用于航空航天和国防等领域。Ti-6Al-4V 在用于航空发动机、航天器和导弹药型罩等结构时, 难免受到强冲击载荷的作用, 材料的应变率可达到 10^4 s^{-1} 以上。在高应变率加载条件下, Ti-6Al-4V 极易发生绝热剪切失效^[1]。因此, 对于它在动态载荷下的剪切性能及失效机理的研究, 具有重要的科学意义与工程价值^[2-4]。

目前, 在材料动态剪切特性的实验研究中, 多采用分离式霍普金森压杆技术(SHPB)^[5]对不同类型的试样进行加载^[6-12]。刘新芹等^[13]采用该技术对两种组织的 Ti-6Al-4V 进行了圆柱试样和帽形试样的冲击实验, 研究了材料在不同应力状态下的绝热剪切敏感性差异, 获得了 $5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 应变率下的应力曲线。Zhang 等^[14]利用 SHPB 装置在 $3.9 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 应变率下对 Ti-6Al-4V 合金进行动态加载, 发现断口交替分布两种不同特征的典型区域即韧窝区及平滑区, 认为材料的失效包括韧性及脆性两种断裂模式。苏冠龙等^[15]采用单、双边剪切试样对 Ti-6Al-4V 的失效模式和绝热剪切带的形成及扩展情况进行了研究。Landau 等^[16]通过对剪切压缩试样的冲击加载, 研究了 Ti-6Al-4V 的微观组织演化特性。Guo 等^[17]采用片式双剪切试样对 Ti-6Al-4V 的冲击剪切行为进行了研究, 发现材料的断裂受剪切区绝热升温的影响。Longère 等^[18]采用 SHPB 实验装置对帽型试样和剪切压缩试样进行了测试, 获得了 Ti-6Al-4V 在 $10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ 应变率下的剪切力学响应, 并发现在高应变率下材料较易发生失效, 导致最大剪应变值较小。

由以上研究可知, 在使用 SHPB 技术进行测试时材料的应变率一般在 10^3 s^{-1} 量级。近期, 许泽建等^[19-20]基于传统 SHPB 技术提出了一种新型加载方法, 可以在超过 10^4 s^{-1} 的应变率条件下对材料的剪切行为进行研究。本文中, 采用该技术对 Ti-6Al-4V 材料的动态剪切特性进行研究, 获得材料的剪应力-剪应变曲线及失效参数, 并对 Ti-6Al-4V 在不同应变率下的失效机理进行研究。

* 收稿日期: 2017-04-01; 修回日期: 2017-09-11

基金项目: 国家自然科学基金项目(11772062, 11302030);

爆炸科学与技术国家重点实验室自主研究项目(YBKT17-03)

第一作者: 张炜琪(1991—), 女, 硕士研究生; 通信作者: 许泽建, xuzejian@bit.edu.cn。

1 实验方法

实验材料为商用 Ti-6Al-4V, 主要成分分别为: $w(\text{Ti}) = 89.717\%$, $w(\text{Al}) = 5.900\%$, $w(\text{V}) = 4.080\%$, $w(\text{Fe}) = 0.090\%$, $w(\text{C}) = 0.020\%$, $w(\text{N}) = 0.020\%$, $w(\text{H}) = 0.003\%$, $w(\text{O}) = 0.180\%$ 。所采用的双剪切试样的几何外形见图 1^[19-20], 试样具有两个尺寸相同的剪切区, 通过改变其宽度可以获得不同的剪应变率。本文中采用的试样剪切区宽度为 0.5 mm, SHPB 压杆直径为 19 mm, 入射杆和透射杆的材料分别为 18Ni 钢和 7075 铝合金。采用圆形接头配合 Hopkinson 压杆以限制试样的横向位移, 同时保证透射信号的准确性。此外, 为避免杆内的应力波因反射造成对试样的重复加载, 还采用了单脉冲加载技术^[21]。

根据一维应力波理论, 压杆和试样界面处的力和位移曲线可以由压杆中的应变信号得到, 分别为^[20]:

$$\begin{cases} F_{\text{input}} = A_{\text{bar}} E_1 (\epsilon_i(t) + \epsilon_r(t)) \\ F_{\text{output}} = A_{\text{bar}} E_2 \epsilon_t(t) \end{cases} \quad (1)$$

$$\begin{cases} U_{\text{input}} = c_1 \int_0^t (\epsilon_i(t) - \epsilon_r(t)) dt \\ U_{\text{output}} = c_2 \int_0^t \epsilon_t(t) dt \end{cases} \quad (2)$$

式中: F_{input} 、 F_{output} 和 U_{input} 、 U_{output} 分别是入射及透射杆端的力和位移, E_1 、 E_2 、 c_1 、 c_2 、 A_{bar} 分别是入射杆、透射杆的弹性模量、弹性波速及横截面面积, $\epsilon_i(t)$ 、 $\epsilon_r(t)$ 和 $\epsilon_t(t)$ 分别为压杆上应变片测得的入射、反射和透射应变。剪应力 τ 、剪应变 γ 和平均剪应变率 $\dot{\gamma}$ 分别为:

$$\begin{cases} \tau_s(t) = \frac{(F_{\text{input}} + F_{\text{output}})/2}{2A_s} \\ \gamma_s(t) = \frac{U_{\text{input}} - U_{\text{output}}}{L} \\ \dot{\gamma}_s(t) = \frac{\dot{\gamma}_s(t)}{t_0} \end{cases} \quad (3)$$

式中: t_0 是对试样的加载时间, A_s 和 L 分别是试样剪切区的横截面积和宽度。

2 实验结果

图 2 为剪应变率为 $18\,000\text{ s}^{-1}$ 的原始实验波形。由图 2 可知, 透射波波长较短(约 $40\ \mu\text{s}$), 在 $447\ \mu\text{s}$ 时发生突降; 同时, 在反射波中出现脉冲信号的起跳。这说明, 试样在受载 $40\ \mu\text{s}$ 后发生断裂, 导致此后的入射波信号在杆端完全发生反射, 形成反射波。由后继的入射杆信号可知, 反射波在入射杆端经单脉冲系统^[21]重新反射为拉伸波向试样方向传播, 而且残余压缩波成分较小, 说明实验中的单脉冲效果较好, 可以避免对试样的重复加载。

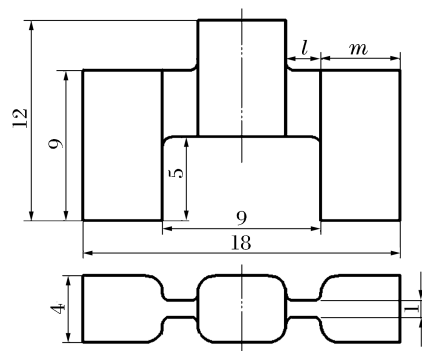


图 1 试样结构示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sample

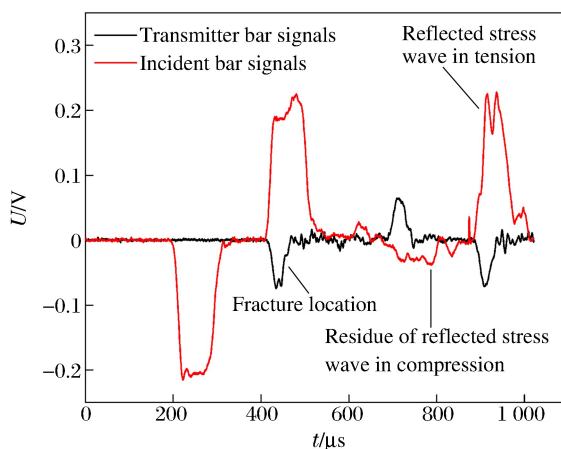


图 2 典型实验波形图

Fig. 2 Typical stress waves measured in Hopkinson bars

在不同剪应变率下得到的 Ti-6Al-4V 的部分剪应力-剪应变曲线,如图 3 所示。随着应变率由 $11\ 000\ \text{s}^{-1}$ 上升至 $35\ 000\ \text{s}^{-1}$,材料的流动应力水平逐渐升高,应变率强化效应较为明显,但同时曲线流动段逐渐缩短,说明失效应变逐渐减小。在 $35\ 000\ \text{s}^{-1}$ 时,材料的流动应力由峰值快速下降,此后只存在少量流动段。当应变率进一步升高时,材料的剪应力峰值进一步提高,但应力-应变曲线只存在一个波峰而没有流动段。这是由于高应变率下,试样在加载脉冲的上升阶段便发生破坏,因而观察不到流动应力。图 4~5 分别为材料在不同应变率下的失效应变及失效应力。材料的失效应力随应变率的提高而上升,存在明显的应变率强化效应;而失效应变随应变率的升高呈逐渐下降趋势。Longère 等^[18]也发现该材料的失效应变随着应变率的提高呈现下降趋势,与本文结果一致。

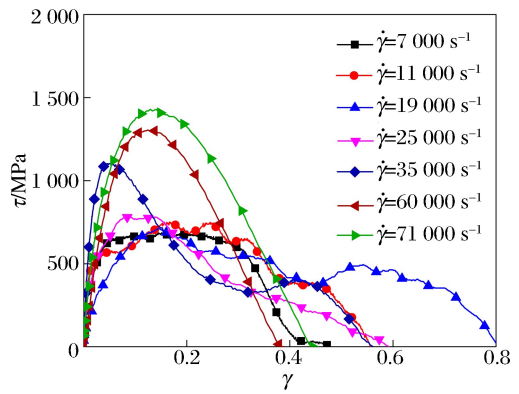


图 3 Ti-6Al-4V 在不同应变率下的剪应力-剪应变曲线

Fig. 3 Shear stress-shear strain curves of Ti-6Al-4V at different strain rates

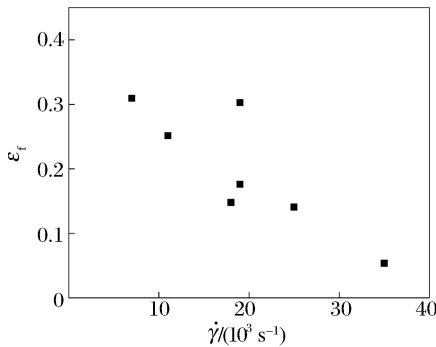


图 4 Ti-6Al-4V 在不同应变率下的失效应变
Fig. 4 Failure strains of Ti-6Al-4V at different shear strain rates

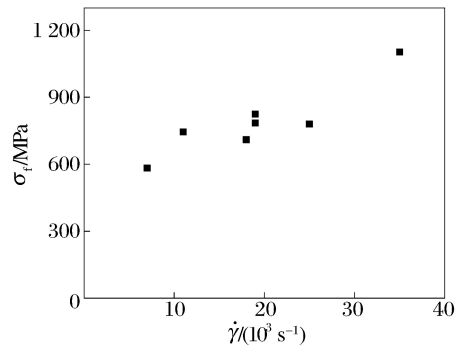


图 5 Ti-6Al-4V 在不同应变率下的失效应力
Fig. 5 Failure stresses of Ti-6Al-4V at different shear strain rates

3 分析及讨论

3.1 数值模拟

为了获得试样剪切区的应力应变场,本文中采用 ABAQUS/Explicit 有限元软件对试样的加载过程进行了数值模拟。采用三维实体建模,包括压杆、试样及圆形接头。试样端面与杆端均为“硬”接触,不考虑摩擦效应。将实验中得到的入射波作为初始条件加载于入射杆端。试样和压杆分别采用 C3D10MT 温度位移耦合单元和 C3D8R 单元。对试样剪切区网格进行了加密处理,以便更好地模拟剪切区内的应力应变变化。模型装配图如图 6 所示。各部位的材料及参数见表 1。

表 1 数值模拟的主要材料参数

Table 1 Material parameters in FE simulation

部位	材料	$\rho/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	E/GPa	ν	$\lambda/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$
入射杆	18Ni 钢	8.0	190	0.3	—
试样	Ti-6Al-4V	4.43	114	0.33	6.7
透射杆	7075 铝合金	2.7	70	0.3	—

在数值模拟中,压杆为弹性材料,试样材料采用 Johnson-Cook 热黏塑性本构模型^[22],以准确模拟剪切区材料在变形过程的应变率和温度效应。具体本构关系如下:

$$\sigma = (A + B\epsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_0} \right) (1 - (T^*)^m) \quad (4)$$

$$T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r) \quad (5)$$

式中: A 、 B 、 C 、 n 和 m 为材料常数, B 为应变硬化系数, C 为应变率敏感系数, m 为温度敏感系数, $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变率, T_m 为材料熔点温度, T_r 为参考温度(一般取室温), σ 、 ϵ 、 $\dot{\epsilon}$ 和 T 为材料的等效应力、等效塑性应变、应变率及温度。Ti-6Al-4V 的 Johnson-Cook 模型参数分别为: $A=997.9$ MPa, $B=653.1$ MPa, $C=0.0198$, $n=0.45$, $m=0.7$, $\dot{\epsilon}=1$ s⁻¹, $T_m=1916$ K, $T_r=298$ K^[22]。

以剪应变率为 11 000 s⁻¹ 的实验数值模拟结果为例, 将实验和模拟得到的压杆中的应变脉冲进行比较, 如图 7 所示。由图可知, 试样发生失效前, 模拟结果与实验所测得的反射和透射信号均吻合较好。由于在模拟中未考虑材料的失效, 但是试样在实验过程中发生断裂, 因此模拟获得的透射应变脉冲时间长于实验曲线。同时, 由于试样在大约 40 μ s 时发生失效, 因此在该时刻后入射脉冲全部反射回压杆中, 导致实验所测得反射应变结果高于模拟曲线。由以上分析可知, 模拟与实验得到的波形吻合较好, 模拟结果可以较为准确地反映实验情况。

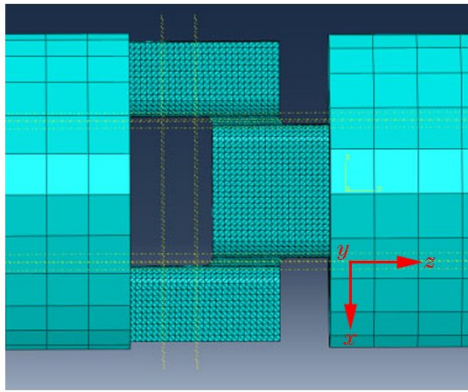


图6 模型装配图

Fig. 6 Model assembly drawing

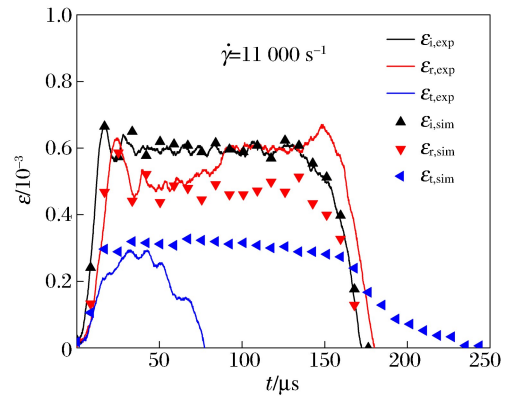


图7 入射、反射和透射应变信号的实验和模拟结果比较

Fig. 7 Comparison of incident, reflected and transmitted strain waves between experimental and simulated results

剪切区所有单元的各应力、应变分量的平均值随时间变化曲线, 如图 8 所示。从图 8 可以看出, 从加载开始到试样断裂时的 40 μ s, 试样剪切区内的 τ_{13} 和 γ_{13} 明显大于其他成分, 而 τ_{12} 、 τ_{22} 、 τ_{23} 和 γ_{12} 、 γ_{22} 、 γ_{23} 等均较小。因此, 试样剪切区近似处于平面剪切状态, 剪切成分占主导。

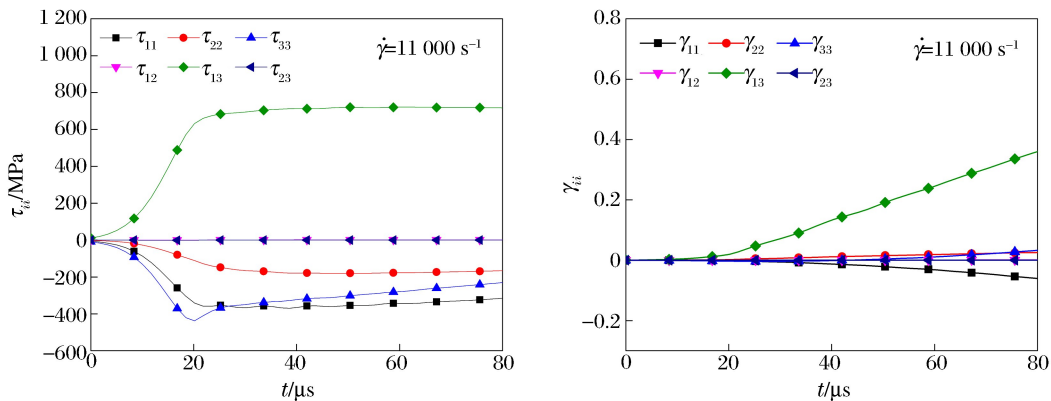


图8 试样剪切区的应力、应变分量

Fig. 8 Stress/strain components in whole shear zone

假设材料处于理想的纯剪切状态, 根据 von Mises 假定将实验得到的剪应力转化为等效应力:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3} \tau \quad (6)$$

由于材料变形较大, 所以采用下式将剪应变转化为等效应变^[19]:

$$\epsilon_{eq} = \ln \sqrt{1 + \gamma + \gamma^2/2} \quad (7)$$

将 $11\ 000\ \text{s}^{-1}$ 应变率下实验获得的剪应力和剪应变转化为等效应力、等效应变,与模拟结果对比,如图 9 所示。数值模拟得到的剪应力-剪应变曲线与实验结果吻合较好,在试样断裂前两者基本重合。另外,模拟输出的等效应力随着等效应变的升高呈下降趋势,这是由于模拟中考虑了温度对材料性能的影响,试样在快速变形过程中剪切区内存在较大温升,导致了材料的热软化现象,因此剪切区内材料的等效应力水平逐渐降低。在试样发生断裂时的等效应力为 $1\ 253\ \text{MPa}$,模拟结果误差约为 2.3% 。在试样断裂前,模拟得到的剪切区平均等效应力略高于实验结果,这是由于式(6)忽略了剪应力之外的其他应力分量,导致实验得到的等效应力偏低。

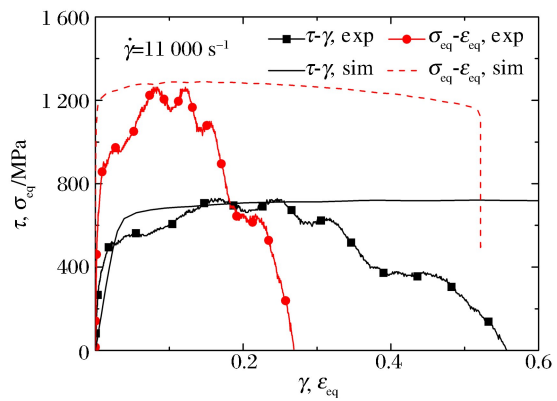


图 9 应力-应变曲线的实验与数值模拟结果对比
Fig. 9 Comparison of stress-strain curves between experimental and simulation results

3.2 失效分析

为研究材料在不同应变率下的失效机理,分别采用光学显微镜和扫描电镜(SEM)对不同加载条件下的试样断口进行了分析。

图 10~11 分别是 Ti-6Al-4V 在不同应变率($7\ 000$ 、 $25\ 000$ 和 $71\ 000\ \text{s}^{-1}$)下的剪切断口的不同倍率

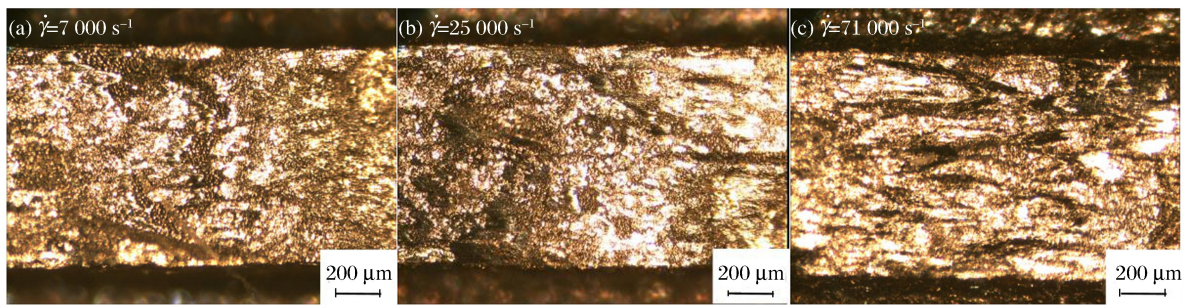


图 10 Ti-6Al-4V 剪切断口形貌
Fig. 10 Fractography of Ti-6Al-4V

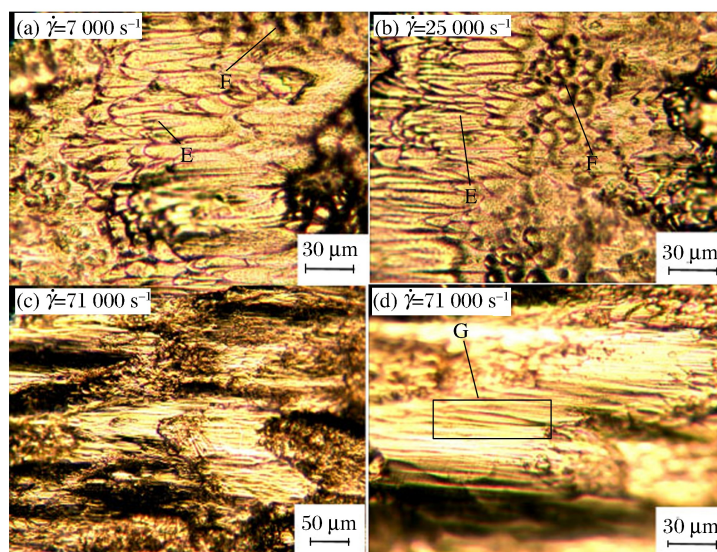


图 11 Ti-6Al-4V 剪切断口形貌
Fig. 11 Fractography of Ti-6Al-4V

形貌图。由图10可知,在7 000和25 000 s^{-1} 应变率下,试样的断口上均分布有大量颗粒状区域及光亮区域。在较高应变率(25 000 s^{-1})下,断口的光亮区域增多,且颗粒状区域较为集中。当应变率进一步提升至71 000 s^{-1} 时,颗粒状区域有所减少且表面更为粗糙,断口沿水平方向存在较多高低不平的黑色条状区域。针对不同应变率下的断口形貌进行高倍观察(见图11),可见:应变率为7 000和25 000 s^{-1} 时,颗粒状区域和光亮区域分别为韧窝(见图11(a)、(b)中F)和拉伸韧窝(见图11(a)、(b)中E);当应变率达到71 000 s^{-1} 时,断口表面凹凸不平,存在不同高度的台阶区域(见图11(c)),黑色条状区域经放大后发现为台阶边缘;另外,高应变率断口中的光亮区域(见图10(c))经放大后较为光滑,表现为大量的河流花样(见图11(d)中G)。

由以上分析可知,Ti-6Al-4V的冲击剪切断口存在大量的韧窝及拉伸韧窝,而且随着应变率的升高拉伸韧窝的数量不断增加。在较高应变率下,断口表面出现凹凸不平的台阶状区域,同时出现大量较为光滑的河流花样。以上现象说明在冲击剪切作用下,Ti-6Al-4V的失效模式随应变率的升高而存在韧窝→拉伸韧窝→台阶及河流花样的过渡。在较低应变率下,Ti-6Al-4V在冲击剪切过程中材料内部微孔洞形核、长大并最终连接形成韧窝,韧窝在高速变形中形成拉伸韧窝。在更高的应变率下,裂纹沿不同平面急剧扩展并连接形成台阶,同时拉伸韧窝在裂纹面的滑动下急剧变形形成河流花样。

采用SEM对试样断口进行进一步分析可知,不同应变率下的断口内均存在抛物线形韧窝区(见图12中G)以及光滑的河流花样(见图12中H)。随着应变率的升高,断口内韧窝被拉伸的痕迹更加明显,而且河流花样面积逐渐增加。当应变率达到71 000 s^{-1} 时,存在较多的台阶状痕迹(见图12(c)中S)。这是由于,在高速冲击作用下试样剪切区的不同位置处均出现剪切滑移带,随着变形量的增加,在滑移带内形成裂纹^[23]。处于相邻平面裂纹前沿移动最终相遇,从而形成台阶。以上现象与金相显微镜的观察结果相一致。

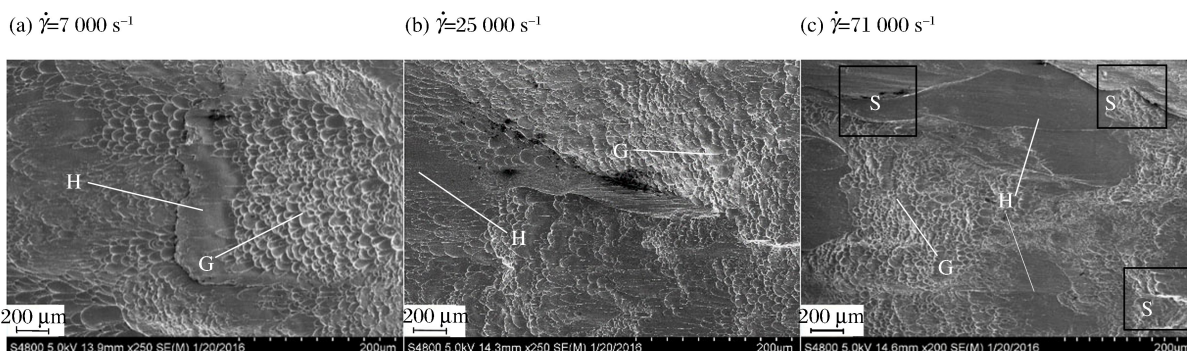


图12 Ti-6Al-4V断口的SEM形貌

Fig. 12 SEM microstructure of Ti-6Al-4V fracture surfaces

由以上分析可知,高速冲击下材料断口形貌主要为韧窝及韧窝演化形成的河流花样,材料的失效模式主要表现为韧性断裂。值得指出的是,Zhang等^[14]发现,Ti-6Al-4V圆柱试样在较低应变率的冲击压缩下所形成的断口中河流花样表现出脆性断裂特性,材料断裂失效行为体现为韧性及脆性断裂两种模式。本研究与上述结论不同的原因可能有:(1)材料的受力状态不同。由数值模拟可知,本研究所采用的剪切试样剪切区内呈平面剪切状态,而圆柱试样在受压缩的过程中可能因端面摩擦等原因,而使得材料内部呈现三维应力状态。(2)应变率不同。本研究中剪切应变率大都在 $10^4 s^{-1}$ 以上,而上述研究的轴向压缩应变率为3 900 s^{-1} 。材料在不同的受力状态及应变率下均可能出现不同的失效模拟和规律,其具体区别尚待进一步深入研究。

综上所述,冲击剪切下随应变率的升高,Ti-6Al-4V材料表现出不同的失效机理及微观组织演化行为。在高速剪切条件下断口内存在韧窝、拉伸韧窝及河流花样。其中韧窝在冲击剪切作用下演化为拉伸韧窝,拉伸韧窝在绝热温升及断面错动下可形成河流花样。随着应变率的升高,Ti-6Al-4V的失效机理存在韧窝→拉伸韧窝→台阶及河流花样的演化过程,材料的失效表现为韧性断裂模式。

4 结 论

采用基于 SHPB 的新型加载技术,对 Ti-6Al-4V 材料在超过 10^4 s^{-1} 剪应变率下的动态剪切特性进行了实验研究。并结合数值模拟,对剪切区的受力状态进行了分析。通过试样断口分析,研究了材料在不同应变率下的失效机理及微观组织演化行为。所得结论总结如下。

(1) 获得了材料在超过 10^4 s^{-1} 剪应变率条件下的剪应力-剪应变曲线及失效参数。在该应变率下,材料的流动应力存在明显的应变率强化效应。随应变率的增加,材料的失效力逐渐增大,而失效力逐渐减小。

(2) 通过数值模拟可知,剪切区内剪应力、剪应变成分占主导,材料基本处于平面剪切状态,应力应变场分布较为均匀。数值模拟得到的剪应力-剪应变曲线与实验结果吻合较好,可以准确反映材料在冲击剪切作用下的力学特性。

(3) 通过对试样断口进行观察分析可知,随着应变率的升高 Ti-6Al-4V 的失效机理存在由韧窝、拉伸韧窝至台阶及河流花样的演化过程,材料的失效模式主要表现为韧性断裂。

参考文献:

- [1] BAI Y, DODD B. Adiabatic shear localization: Occurrence, theories and applications[J]. Oxford University Press, 1992.
- [2] LIAO S C, DUFFY J. Adiabatic shear bands in a Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1998,46(11):2201-2231.
- [3] RITTEL D, WANG Z G. Thermo-mechanical aspects of adiabatic shear failure of AM50 and Ti-6Al-4V alloys[J]. Mechanics of Materials, 2008,40(8):629-635.
- [4] PEIRS J, VERLEYSSEN P, DEGRIECK J, et al. The use of hat-shaped specimens to study the high strain rate shear behaviour of Ti-6Al-4V[J]. International Journal of Impact Engineering, 2010,37(6):703-714.
- [5] CHICHILI D R, RAMESH K T, HEMKER K J. Adiabatic shear localization in α -titanium: Experiments, modeling and microstructural evolution[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2004,52(8):1889-1909.
- [6] RITTEL D, LEE S, RAVICHANDRAN G. A shear-compression specimen for large strain testing[J]. Experimental Mechanics, 2002,42(1):58-64.
- [7] DOROGOY A, RITTEL D, GODINGER A. A shear-tension specimen for large strain testing[J]. Experimental Mechanics, 2016,56(3):437-449.
- [8] 林艺生,傅学金,杨月诚. 30CrMnSiA 绝热剪切带显微观察与分析[J]. 兵器材料科学与工程,2010,33(6):59-61.
LIN Yisheng, FU Xuejin, YANG Yuecheng. Microstructure observation and analysis of adiabatic shear band in 30CrMnSiA steel[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2010,33(6):59-61.
- [9] MEYERS M A, CHEN Y J, MARQUIS F D S, et al. High-strain, high-strain-rate behavior of tantalum[J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 1995,26(10):2493-2501.
- [10] 魏志刚,李永池,李剑荣,等. 冲击载荷作用下钨合金材料绝热剪切带形成机理[J]. 金属学报,2000,36(12):1263-1268.
WEI Zhigang, LI Yongchi, LI Jianrong, et al. Formation mechanism of adiabatic shear band in tungsten heavy alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2000,36(12):1263-1268.
- [11] ROGERS H C, SHASTRY C V. Shock waves and high-strain-rate phenomena in metals[M]. Plenum Press, 1981:683.
- [12] FERGUSON W G, HAUSER F E, DORN J E. Dislocation damping in zinc single crystals[J]. British Journal of Applied Physics, 1967,18(18):411-417.
- [13] 刘新芹,谭成文,张静,等. 应力状态对 Ti-6Al-4V 绝热剪切敏感性的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2008,37(9):1522-1525.
LIU Xinqin, TAN Chengwen, ZHANG Jing, et al. Influence of stress-state on adiabatic shear sensitivity of Ti-6Al-4V[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008,37(9):1522-1525.

- [14] ZHANG Jing, TAN Chengwen, REN Yu, et al. Adiabatic shear fracture in Ti-6Al-4V alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011,21(11):2396-2401.
- [15] 苏冠龙, 龚煦, 李玉龙, 等. TC4 在动态载荷下的剪切行为研究[J]. 爆炸与冲击, 2015,35(4):527-535.
SU Guanlong, GONG Xu, LI Yulong, et al. Shear behavior of TC4 alloy under dynamic loading[J]. Explosion and Shock Waves, 2015,35(4):527-535.
- [16] LANDAU P, VENKERT A, RITTEL D. Microstructural aspects of adiabatic shear failure in annealed Ti6Al4V [J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 2010,41(2):389-396.
- [17] GUO Yazhou, LI Yulong. A novel approach to testing the dynamic shear response of Ti-6Al-4V[J]. Acta Mechanica Solida Sinica, 2012,25(3):299-311.
- [18] LONGÈRE P, DRAGON A. Dynamic vs. quasi-static shear failure of high strength metallic alloys: Experimental issues[J]. Mechanics of Materials, 2015,80:203-218.
- [19] 许泽建, 丁晓燕, 张炜琪, 等. 一种用于材料高应变率剪切性能测试的新型加载技术[J]. 力学学报, 2016,48(3):654-659.
XU Zejian, DING Xiaoyan, ZHANG Weiqi, et al. A new loading technique for measuring shearing properties of materials under high strain rates[J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 2016,48(3):654-659.
- [20] XU Zejian, DING Xiaoyan, ZHANG Weiqi, et al. A novel method in dynamic shear testing of bulk materials using the traditional SHPB technique[J]. International Journal of Impact Engineering, 2017,101: 90-104.
- [21] NEMAT-NASSER S. Hopkinson techniques for dynamic recovery experiments[J]. Proceedings of the Royal Society: A, 1991,435:371-391.
- [22] SEO S, MIN O, YANG H. Constitutive equation for Ti-6Al-4V at high temperatures measured using the SHPB technique[J]. International Journal of Impact Engineering, 2005,31(6):735-754.
- [23] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2006.

Dynamic shear behavior and failure mechanism of Ti-6Al-4V at high strain rates

ZHANG Weiqi, XU Zejian, SUN Zhongyue, TONG Yi, HUANG Fenglei

(State Key Laboratory of Explosion Science and Technology,
Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: Dynamic shear properties and failure mechanism of Ti-6Al-4V were studied at strain rates in excess of 10^4 s^{-1} , with a new loading method based on the split Hopkinson pressure bar (SHPB) technique. The shear stress-shear strain curves and failure parameters of Ti-6Al-4V were acquired in a wide range of high shear strain rates. It is found that the flow stress of the material shows an obvious strain rate hardening effect. With the increase of strain rates, the failure stress of the material increases gradually, while the failure strain decreases. The loading process was modeled by ABAQUS/Explicit software. The results show that the shear zone material is substantially in the state of plane shear. The tested stress-strain curves have good agreement with the simulated results. The fracture surface examination shows that with the increase of strain rate, the failure of Ti-6Al-4V is closely related to the different behaviors of dimples, and it indicates an evolution process from dimples and tensile dimples to steps and river patterns. The fracture analyses show that the failure mode of the material is mainly ductile fracture.

Keywords: dynamic shear; double shear specimen; high strain rate; micro-mechanism

(责任编辑 丁 峰)