DOI: 10.11883/bzycj-2018-0037

纯钒在冲击加载下的动态拉伸断裂和弹性波衰减特性*

李雪梅,俞宇颖,胡昌明,张祖根,彭建祥,王 为
(中国工程物理研究院流体物理研究所冲击波物理与爆轰物理重点实验室,四川 绵阳 621999)

摘要: 利用平板撞击和激光干涉测速技术,实验研究了国产热等静压纯钒在压力 5.2~9.0 GPa、拉伸应变率 0.47×10^5~1.19×10^5 s^{-1} 冲击加载下的层裂特性。结果表明:国产热等静压纯钒具有较强的抗动态拉伸断裂能力,其层裂强度在 4.0~5.3 GPa 范围,明显高于相似加载条件下文献给出的熔炼钒结果,这主要与热等静压加工工艺下纯钒杂质含量更低、内缺陷更少有关;同时,纯钒层裂强度对冲击压力和拉伸应变率均比较敏感。此外,对弹塑性加载速度剖面的分析发现:在 6 mm 样品厚度范围,纯钒的弹性波幅值随样品厚度增大而减小,雨贡纽弹性极限随样品厚度的衰减规律较好地满足指数关系 $\sigma_{HEL}=3.246\ (h_s/h_0)^{-0.386}$,$h_0$ 为单位长度。

关键词: 纯钒;层裂强度;弹性前驱波衰减;热等静压;拉伸断裂
中图分类号: O382.3 **国标学科代码**: 13035 **文献标志码**: A

钒具有熔点高、延展性好、高温强度高的特点,被广泛应用于航天、医药等领域,是铁、钛等多种合金材料的重要添加元素。同时,由于具有中子辐照活性低、抗辐照肿胀能力强、与液态金属锂相容性好的优点,纯钒是国际热核聚变反应堆第一壁的重要候选结构材料[1-2]。

已有的静态和准静态实验研究表明,纯钒的力学性能强烈依赖于材料纯度和制备方法,初始微结构差异对其屈服强度、断裂强度和断裂韧性等力学性能具有重要影响[2-7]。同时,材料的力学特性往往与加载压力和加载应变率密切相关,而当前对纯钒动态冲击性能的研究较少,且以低压冲击下的流动特性[8-12]、高压冲击相变[13-14]为主。近几年来,高应变率下纯钒的变形和动态断裂已引起学术界的重点关注。例如,Zaretsky 等[15]、Kanel 等[16]针对纯钒在平板冲击和斜波加载下的弹性波衰减特性开展了实验研究,分析了温度对纯钒屈服强度和层裂强度的影响;Saveleva 等[17]采用化爆加载分析了纯钒的弹塑性衰减特性及层裂断裂对应变率的依赖性;Ashitkav 等[18]则利用超短激光脉冲研究了高应变率下纯钒的损伤断裂。上述研究为纯钒在动压高应变率环境下的应用提供了重要依据,但缺乏不同材料制备方法下纯钒的高应变率响应特性的比较研究。

本文中,以热等静压法(hot isostatic pressing, HIP)制备的国产纯钒为研究对象,采用一维平板撞击技术和激光干涉测速技术对冲击加载下纯钒的动态拉伸断裂开展实验研究,分析加工工艺、应变率对纯钒动态拉伸断裂的影响;此外,通过对弹塑性加载速度剖面的分析,给出纯钒弹性前驱波的衰减规律。

1 实验原理及材料参数

实验原理见图 1,以∅100 mm 口径的一级轻气炮为加载平台,采用对称碰靶方式,使纯钒飞片以预定的弹速撞击纯钒样品,在飞片和样品内分别产生左行和右行弹塑性加载波。它们分别到达飞片后界面和样品自由面后,经反射在样品内产生相向传播的两簇中心稀疏波,两者在样品内相遇后产生拉应力区。当拉伸应力幅值足够大,则样品将发生层裂,并在层裂断面处形成新的自由面,使样品自由面速度发生回跳,形成回跳层裂信号。利用激光干涉测速技术 DISAR(displacement interferometer system of any reflector)[19]监测弹速和纯钒样品的自由面速度历史,便可以获得纯钒的层裂强度和冲击 Hugoniot

* **收稿日期**: 2018-01-29; **修回日期**: 2018-11-14
第一作者: 李雪梅(1975—),女,硕士,副研究员,lixuem@caep.cn。

参数，分析纯钒的弹性波衰减效应。

纯钒试样与文献[13-14]中的为同批次，采用粉末冶金工艺，由热等静压法(HIP)制备而成(以下简称 HIP 纯钒)，其平均晶粒尺寸小于 70 μm，纯度为 99.93 %，主要杂质成分及含量见表 1。纯钒的密度为 6.104 g/cm^3，实测零压纵波声速和剪切波速分别为 $c_L=6.053$ km/s 和 $c_s=2.770$ km/s，由此得到其零压体波声速 $c_b=5.139$ km/s，泊松比 $\nu=0.364$。实验采用两种不同的飞片厚度，以分析不同拉伸应变率对纯钒层裂强度的影响。

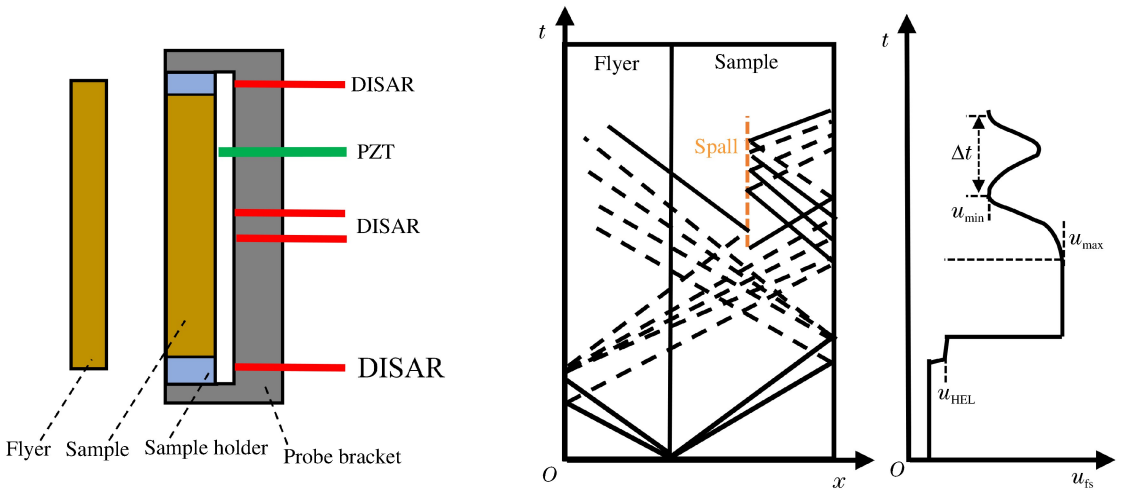


图 1 层裂实验装置及实验原理

Fig. 1 Schematic of the experimental configuration

表 1 HIP 纯钒的主要杂质成分

Table 1 The main impurities of HIP vanadium

杂质元素[a)]	C	N	O	Al	Fe	Cr	Si
质量分数/%	0.005 2	0.002 6	0.020	0.016	<0.005	<0.005	0.018

注：a) 除 Al 和 Si 外，其余杂质含量均优于 GB4310-84≪钒≫中 V-1 牌号熔炼钒的指标。

2　实验结果及分析

2.1　实验参数和主要结果

共进行了 4 发一维平板冲击实验，弹速分别为 321、460、525、540 m/s，对应的冲击压力在 5.2～9.0 GPa之间，冲击参数估算采用的纯钒 Hugoniot 状态方程参数 c_0、λ 值($D_s=c_0+\lambda u$)取自文献[20])。详细实验参数见表 2，表中 w_f为撞击速度，h_f 为钒飞片厚度，h_s 为钒样品厚度，σ_H为冲击压力，σ_{sp}为层裂强度，$\dot{\bar{\varepsilon}}_s$ 为平均拉伸应变率，σ_{HEL}为 Hugoniot 弹性极限，Y 为初始屈服强度。

表 2 纯钒对称碰撞层裂实验参数及结果

Table 2 Summary of experimental parameters

实验编号	w_f/(m·s^{-1})	h_f/mm	h_s/mm	σ_H/GPa	σ_{sp}/GPa[a)]	$\dot{\bar{\varepsilon}}_s$/s^{-1}	σ_{HEL}/GPa	Y/GPa
No. 1	321	3.051	6.055	5.2	4.0(3.6)	0.47×10^5	1.7	0.7
No. 2	460	3.050	6.051	7.5	4.3(3.6)	0.62×10^5	1.8	0.8
No. 3	525	3.064	6.055	8.6	5.0(3.9)	0.66×10^5	1.8	0.8
No. 4	540	1.457	3.045	9.0	5.3(4.4)	1.19×10^5	2.0	0.9

注：a)括号内的值为不考虑回跳速度修正得到的层裂强度。

图 2 为 HIP 纯钒的自由面速度剖面测量结果汇总。由图 2 可以看出：在加载段，波剖面具有典型的弹性波-塑性波双波结构；在卸载段，由两相向传播的稀疏波相互作用引起的层裂回跳信号特征明显。

2.2　纯钒的动态拉伸断裂特性

利用图 2 所示的自由面速度剖面数据，便可以计算纯钒的层裂强度 σ_{sp}。由于平板撞击下加载波为梯形脉冲，样品和层裂片内的弹塑性波及其相互作用将导致速度剖面畸变，使得由 $\sigma_{sp}=\rho_0 c_b \Delta u_{fs}/2$ 计算得到的层裂强度偏离真值。为此，本文采用下式给出的层裂强度公式计算 σ_{sp}，以计入材料弹塑性特性效应引入的回跳速度修正[21]：

$$\sigma_{sp}=\frac{1}{2}\rho_0 c_b(\Delta u_{fs}+\delta) \tag{1}$$

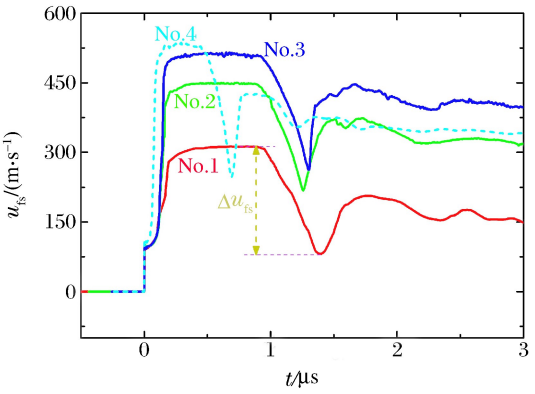


图 2　纯钒的自由面速度剖面汇总

Fig. 2　Measured free-surface velocity profiles of HIP vanadium at different impact velocities

式中：速度回跳 $\Delta u_{fs}=u_{max}-u_{min}$，$u_{max}$ 和 u_{min} 分别为层裂回跳信号的速度峰值和谷值；c_b 为零压体波声速；δ 是由材料弹塑性特性导致速度剖面畸变而引入的速度修正量，由样品的纵波/体波声速、层裂振荡周期、层裂回跳信号谷值点 u_{min} 前后段的速度梯度确定[21]。

层裂强度 σ_{sp} 对应的平均拉伸应变率为：

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_s=\frac{1}{2c_b\Delta t}\Delta u_{fs} \tag{2}$$

式中：Δt 为 u_{max} 和 u_{min} 点对应的时间差。由式(1)得到的不同实验条件下纯钒的层裂强度 σ_{sp} 见表 2 第 6 列，其中括号内的值是不考虑回跳速度修正(即式(1)中 $\delta=0$)得到的结果，与修正后的值相差0.4～1.0 GPa。拉伸应变率计算结果见表 2 第 7 列，4 发实验的平均拉伸应变率在 0.47×10^5～1.19×10^5 s^{-1} 范围。

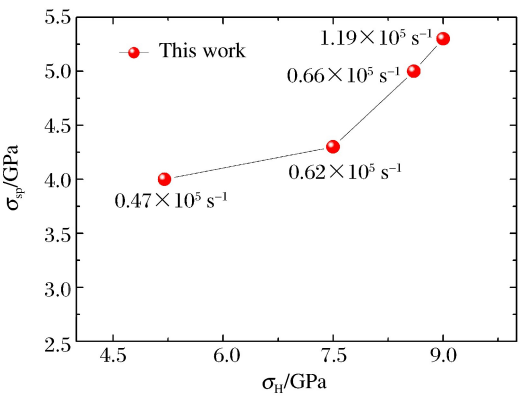


图 3　HIP 纯钒层裂强度随加载压力和应变率的变化关系

Fig. 3　The dependence of spall strength for vanadium on shock pressure and tensile strain rate

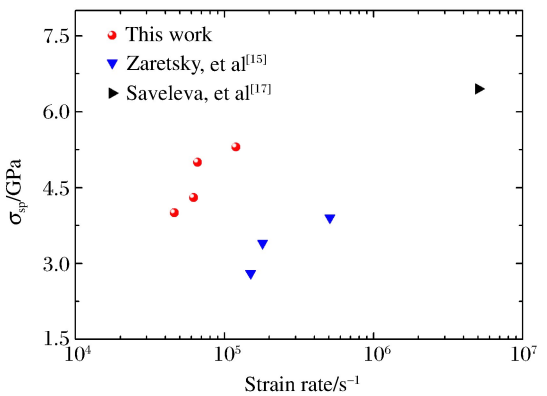


图 4　不同实验给出的纯钒层裂强度比较

Fig. 4　Comparison of spall strengths obtained by different experiments for pure vanadium

从表 2 可以看出，在一维平面冲击加载下，国产 HIP 纯钒具有较强的抗拉伸断裂能力，计入材料弹塑性特性导致速度剖面畸变引入的速度修正时，其层裂强度高达 4.0～5.3 GPa。同时，纯钒的层裂强度对冲击压力和拉伸应变率均比较敏感。从实验 No.1～No.3 的结果来看，在平均拉伸应变率变化不大的情况下，冲击压力从 5.2 GPa 升高到 8.6 GPa 时，纯钒的层裂强度升高了 1 GPa；而比较实验 No.3 和 No.4 发现，虽然冲击压力十分接近，但当拉伸应变率从 0.66×10^5 s^{-1} 升高到 1.19×10^5 s^{-1} 时，纯钒的层裂强度也升高了 0.3 GPa。本文 HIP 纯钒层裂强度对压力和应变率的依赖关系见图 3。纯钒层裂强度对应变率的依赖性在文献[15]和[17]中也有报道。这两篇文献采用与本文相同的层裂强度计算方法，前者在 1.5×10^5～5.1×10^5 s^{-1}(平板冲击加载)应变率下得到的纯钒层裂强度在 2.6～3.9 GPa 范

围，后者在～10^7 s^{-1}（化爆加载）应变率下得到的层裂强度升高至～6.4 GPa，高应变率的影响更明显。图 4 直观地给出了不同应变率实验下纯钒的层裂强度汇总。

此外，从图 4 可以看出，在相近加载条件下（平板冲击），本文 HIP 纯钒的层裂强度明显高于 Zaretsky 等[15]给出的熔炼纯钒实验结果，在～10^5 s^{-1} 应变率下平均相差～1.3 GPa。上述差别的原因可以归结于不同加工工艺下材料初始缺陷的差异。一方面，图 2 中较光滑的速度回跳信号显示出纯钒韧性断裂的典型特征，其损伤演化是在拉伸脉冲作用下孔洞成核、长大和聚合的过程。另一方面，与熔炼法纯钒相比，本文中采用 HIP 法制备的纯钒纯度较高（>99.93%），晶粒较细（晶粒大小<70 μm），组织更均匀，钒基体晶界结合更紧密，影响其力学性能的内缺陷（特别是晶间孔隙）更少。上述原因使得 HIP 纯钒损伤成核较困难，导致其抗动态拉伸断裂的能力更强。

总体看来，HIP 纯钒具有较强的抗动态拉伸断裂能力，其层裂强度对冲击压力和拉伸应变率均比较敏感。

2.3　纯钒的弹性波衰减特性

为分析纯钒的弹塑性响应特性，图 5 给出了图 2 所示波形的加载段局部放大。可以看出，本文的 HIP 纯钒具有圆头型的弹塑性双波结构特征，弹性前驱波阵面对应的速度峰值 $u_{\mathrm{HEL}}^{\max}$ 和谷值 $u_{\mathrm{HEL}}^{\min}$ 相差很小，剪应力松弛效应不明显。取两者平均值作为 u_{HEL} 的值，由 $\sigma_{\mathrm{HEL}}=\rho_0 c_{\mathrm{L}} u_{\mathrm{HEL}}/2$ 及 $Y=\sigma_{\mathrm{HEL}}(1-2\nu)(1-\nu)$ 可分别计算其 Hugoniot 弹性极限 σ_{HEL} 和屈服强度 Y，具体结果见表 2 第 8 列和第 9 列。可以看出，在本实验样品厚度范围内，σ_{HEL}（或 Y）随样品厚度增大而略有降低，加载压力对它们则基本没有影响。

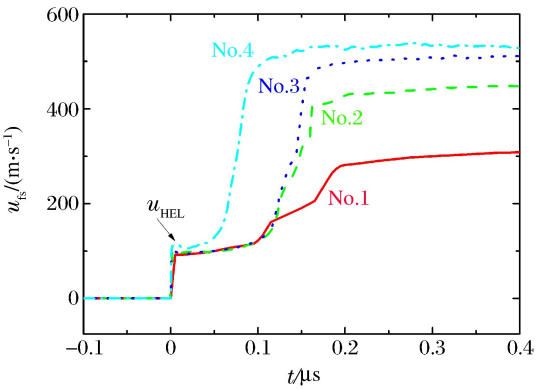


图 5　纯钒的弹塑性加载波特征

Fig. 5　Elastic-plastic wave characteristics of HIP vanadium

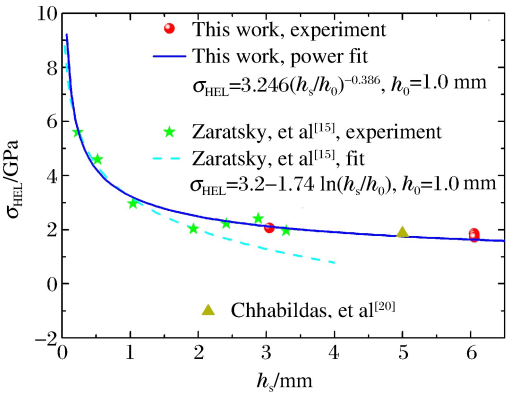


图 6　纯钒的 Hugoniot 弹性极限随样品厚度的衰减规律

Fig. 6　Decay of elastic wave with sample thickness for pure vanadium

为了更好地分析纯钒的弹性波衰减特性，图 6 给出了 Hugoniot 弹性极限随样品厚度变化的现有实验数据汇总。初步看来，尽管材料制备工艺不同，但本文中所得到的 3、6 mm 厚 HIP 纯钒样品的 Hugoniot 弹性极限与文献[15]和[20]中给出的 2.5～5.0 mm 范围内的熔炼纯帆实验结果整体趋势一致，材料制备工艺对纯钒 Hugoniot 弹性极限的影响并不明显。

从图 6 可以看出，纯钒的弹性前驱波幅值 σ_{HEL} 在样品厚度低于 2 mm 时的衰减较显著；当样品厚度大于 2 mm 后，样品厚度对 σ_{HEL} 的影响逐渐减弱，至 $h_s>6$ mm 后趋于稳定。对图 6 中的全部实验数据采用指数衰减函数进行拟合，得到其最佳拟合方程为：

$$\sigma_{\mathrm{HEL}}=3.246(h_s/h_0)^{-0.386} \qquad h_s\leqslant 6\ \mathrm{mm} \tag{3}$$

式中：h_0 为单位长度。为便于比较，图 6 中同时给出了 Zaretsky 等[15]由 0.25 mm≤h_s≤2 mm 范围内的纯钒实验数据拟合得到的对数衰减曲线，$\sigma_{\mathrm{HEL}}=3.2-1.74\ln(h_s/h_0)$。由图 6 可以看出，两种拟合曲线在 h_s≤2 mm 内基本一致；本文中给出的指数衰减函数式(3)对于 0 mm≤h_s≤6 mm 范围内纯钒的弹性波衰减特性均可以较好地进行描述；而 Zaretsky 等[15]给出的对数衰减函数仅能描述 2 mm 厚度范围内纯钒弹性波幅度的快速松弛，随着样品厚度的增大，该曲线与实验结果偏离越来越大，使用时需要谨慎。

3 结　论

纯钒的动态冲击响应特性与材料加工工艺密切相关。本文中采用平板冲击加载技术，实验获得了国产热等静压(HIP)纯钒在冲击压力 5.2～9.0 GPa、拉伸应变率 0.47×10^5～1.19×10^5 s^{-1}的层裂强度，并对其弹性波衰减特性进行了分析。主要结论如下：

(1)国产 HIP 纯钒具有较强的抗动态拉伸断裂能力，一维平板加载下其层裂强度位于 4.0～5.3 GPa 范围，明显高于相似加载条件下文献给出的熔炼钒实验结果。分析认为这与热等静压加工工艺下纯钒杂质含量低、内缺陷(特别是晶间孔隙)较小、钒基体晶界结合更为紧密有关；

(2)纯钒层裂强度对冲击压力和拉伸应变率均比较敏感。冲击压力从 5.2 GPa 升高到 8.6 GPa 时，纯钒的层裂强度升高了 1 GPa；而在相近压力下，当拉伸应变率从 0.66×10^5 s^{-1}升高到 1.19×10^5 s^{-1}时，纯钒的层裂强度也升高了 0.3 GPa。随着应变率的升高，纯钒层裂强度对应变率的依赖性更显著；

(3)纯钒的弹性波幅值随样品厚度增大而逐渐衰减。在 6 mm 样品厚度范围，其雨贡纽弹性极限 σ_{HEL} 随样品厚度 h_s 的衰减规律可采用指数函数 $\sigma_{HEL}=3.246\ (h_s/h_0)^{-0.386}$ 较好地近似，其中 h_0 为单位长度。

参考文献：

[1] SMITH D L, CHUNG H M, LOOMIS B A. Development of vanadium-base alloys for fusion first-wall-blanket applications[J]. Fusion Engineering and Design, 1995,29:399-410. DOI:10.1016/0920-3796(95)80046-Z.

[2] CHUNG H M, LOOMIS B A, SMITH D L. Development and testing of vanadium alloys for fusion applications [J]. Journal of Nuclear Materials, 1996,239:139-156. DOI: 10.1016/S0022-3115(96)00676-9.

[3] FUKUMOTO K, MATSUI H, TSAI H, et al. Mechanical behavior and microstructural evolution of vanadium alloys irradiated in ATR-A1[J]. Journal of Nuclear Materials, 2000,283-287(part 1):492-497. DOI:10.1016/S0022-3115(00)00310-X.

[4] TAKAHASHI H, OHNUKI S, KINOSHITA H, et al. The effects of damage structures on mechanical properties of neutron irradiated vanadium[J]. Journal of Nuclear Materials, 1988,155-157(part 2):982-986. DOI:10.1016/0022-3115(88)90453-9.

[5] EPOV G A. Void evolution simulation in neutron-irradiated vanadium[J]. Journal of Nuclear Materials, 1996,230(1):84-90. DOI:10.1016/0022-3115(95)00156-5.

[6] 冷邦义，鲜晓斌，庞晓轩，等. 纯钒的高温力学性能及断口特征[J]. 稀有金属材料与工程，2011，40(8)：1470-1472. DOI:10.3103/S1067821211040110.
LENG Bangyi, XIAN Xiaobin, PANG Xiaoxuan, et al. High temperature mechanical properties and fracture characteristics of pure vanadium[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011,40(8):1470-1472. DOI:10.3103/S1067821211040110.

[7] 鲜晓斌，叶林森，冷邦义，等. 纯钒制备及其性能[J]. 稀有金属材料与工程，2010，39(5)：928-931. DOI:10.3321/j.issn:1002-185X.2010.05.039.
XIAN Xiaobin, YE Linsen, LENG Bangyi, et al. Study on preparation and properties of pure vanadium[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010,39(5):928-931. DOI:10.3321/j.issn:1002-185X.2010.05.039.

[8] 叶林森，鲜晓斌，迟永刚，等. 热等静压纯钒性能研究[C]// 中国材料研讨会. 长沙，2012：1-5.

[9] 谢若泽，胡文军，黄西成，等. 纯钒的动态压缩力学性能实验研究[J]. 中国测试，2016，42(10)：40-44. DOI:10.11857/j.issn.1674-5124.2016.10.008.
XIE Ruoze, HU Wenjun, HUANG Xicheng, et al. Experimental study on dynamic compressive mechanical properties of pure vanadium[J]. China Measurement and Test, 2016,42(10):40-44. DOI:10.11857/j.issn.1674-5124.2016.10.008.

[10] LENNON A M, RAMESH K T. A technique for measuring the dynamic behavior of materials at high temperatures[J]. International Journal of Plasticity, 1998,14(12):1279-1292. DOI:10.1016/S0749-6419(98)00056-4.

[11] NEMAT-NASSER S, GUO Weiguo. High strain-rate response of commercially pure vanadium[J]. Mechanics of Materials, 2000,32(4):243-260. DOI:10.1016/S0167-6636(99)00056-3.

[12] FLORANDO J N, JIAO T, GRANSCHEL S E, et al. High rate plasticity under pressure using a windowed pressure-shear impact experiment: LLNL-PROC-417930[R]. USA: LLNL, 2009.

[13] YU Yuying, TAN Ye, DAI Chengda, et al. Phase transition and strength of vanadium under shock compression up to 88GPa[J]. Applied Physics Letters, 2014,105(20):201910. DOI:10.1063/1.4902374.

[14] 俞宇颖,谭叶,戴诚达,等.钒的高压声速测量[J].物理学报,2014,63(2):026202. DOI:10.7498/aps.63.026202.
YU Yuying, TAN Ye, DAI Chengda, et al. Sound velocities of vanadium under shock compression[J]. Acta Physica Sinica, 2014,63(2):026202. DOI:10.7498/aps.63.026202.

[15] ZARETSKY E B, KANEL G I. Tantalum and vanadium response to shock-wave loading at normal and elevated temperatures: Non-monotonous decay of the elastic wave in vanadium[J]. Journal of Applied Physics, 2014,115(24):243502. DOI:10.1063/1.4885047.

[16] KANEL G I, RAZORENOV S V, GARKUSHIN G V, et al. Stress relaxation in vanadium under shock and shockless dynamic compression[J]. Journal of Applied Physics, 2015,118(4):045901. DOI:10.1063/1.4927613.

[17] SAVELEVA N V, BAYANDIN Y V, SAVINYKH A S, et al. Peculiarities of the elastic-plastic transition and failure in polycrystalline vanadium under shock wave loading conditions[J]. Technical Physics Letters, 2015,41(6):579-582. DOI:10.1134/S1063785015060292.

[18] ASHITKAV S I, KOMAROV P S, STRULEVA E V, et al. Mechanical and optical properties of vanadium under shock picosecond loads[J]. JETP Letters, 2015,101(4):276-281. DOI:10.1134/S0021364015040049.

[19] WENG Jidong, TAN Hua, HU Shaolou. New all-fiber velocimeter[J]. Review of Scientific Instrumentss, 2005, 76(9):93301. DOI:10.1063/1.2008989.

[20] CHHABILDAS L C, HILLS C R. Dynamic shock studies of vanadium: SAND-85-0322C[R]. USA: SNL, 1985.

[21] ANTOUN T, SEAMAN L, CURRAN D R, et al. Spall fracture[M]. New York: Springer-Verlag, 2003:95-99.

Dynamic tensile fracture and the decay of elastic precursor wave in shocked pure vanadium

LI Xuemei, YU Yuying, HU Changming, ZHANG Zugen,
PENG Jianxiang, WANG Wei

(*Laboratory for Shock Wave and Detonation Physics Research, Institute of Fluid Physics, China Academy of Engineering Physics, Mianyang* 621999, *Sichuan, China*)

Abstract: By using plate impact and velocity interferometry, the dynamic tensile fracture (spall) of shocked pure vanadium was studied in the pressure range of 5.2—9.0 GPa, where the average tensile strain rate was in the range of 0.47×10^5—1.19×10^5 s^{-1}. All the vanadium samples used here were made by the hot isostatic pressing (HIP) method. Our results show that the HIP vanadium has a higher spall strength than those given in literatures, which lies in the range of 4.0—5.3 GPa, and increases with both the shock pressure and tensile strain rate. The higher spall strength of the HIP vanadium can be ascribed to the higher purity and fewer initial defects in material than those made by the remelting method. Additionally, the analysis on elastic precursor wave in vanadium indicates a power decay of Hugoniot elastic limit (σ_{HEL}) with the dimensionless thickness of the sample (h_s/h_0), where h_0 is a unit length. The coefficient and exponent of the power function best fitting the experimental data are 3.246 and −0.386, respectively, when the vanadium sample's thickness h_s is no greater than 6 mm.

Keywords: pure vanadium; spall strength; decay of elastic precursor; hot isostatic pressing; tensile fracture

(责任编辑　张凌云)