

DOI: 10.11883/bzycj-2022-0074

内部爆炸作用下 20 钢柱壳的变形及相变*

李满江^{1,2}, 赵志豪^{1,2}, 董新龙^{1,2}, 付应乾², 俞鑫炉³, 周刚毅¹

1. 宁波大学机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211;
2. 宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211;
3. 宁波大学科学与技术学院, 浙江 宁波 315211)

摘要: 研究冲击波作用下金属微观组织变化对于理解柱壳结构在高应变率下的变形及破坏极为重要。实验通过对 20 钢金属柱壳在内部爆炸载荷作用下的爆炸回收碎片截面进行微观分析, 探讨冲击波作用下材料的组织演化、相变特征, 同时使用有限元方法对柱壳膨胀断裂过程中的热力学特征进行分析。研究发现: 20 钢柱壳近内表面满足 $\alpha \rightarrow \varepsilon$ 相变热力学条件的有限深度区域内, α 晶粒内可见明显的平行滑移线分布特征; 电子背散射衍射揭示了平行滑移线区域内组织碎化, 且存在 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 和 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 两种孪晶, 同时平行滑移线的碎化组织区域中存在密排六方晶格 (HCP) 的 ε 相结构, 而试样原始组织及爆炸后除试样壁厚内部 (0~3.0 mm) 区域外均未见 ε 相结构残留。分析认为: 冲击过程中发生了 $\alpha \rightarrow \varepsilon$ 相变; 相变引发的材料性能改变将可能影响断裂破坏过程; 考虑冲击波作用下金属材料动态相变对结构变形与破坏的影响, 对这类柱壳变形及破坏的精密物理模拟具有重要意义, 有必要开展进一步研究。

关键词: 20 钢柱壳; 爆炸膨胀; 微观分析; 相变

中图分类号: O382

国标学科代码: 13035

文献标志码: A

Deformation and phase transformation of 20 steel cylinders driven by inner explosion

LI Manjiang^{1,2}, ZHAO Zhihao^{1,2}, DONG Xinlong^{1,2}, FU Yingqian², YU Xinlu³, ZHOU Gangyi¹

1. Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, Zhejiang, China;
2. Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ministry of Education, Ningbo University, Ningbo 315211, Zhejiang, China;
3. College of Science and Technology, Ningbo University, Ningbo 315211, Zhejiang, China)

Abstract: Studying the microstructure evolution of metals subject to shock waves is significant for understanding the structural deformation and failure mechanism of such a pipe under a very high rate of loading. The microstructure evolution and phase transformation characteristics of the material under the action of shock wave are discussed through the microscopic analysis of the cross-section of explosive recovered fragments of 20 steel cylindrical shell driven by explosive expansion. The finite element method (FEM) also was used to simulate the explosion experiment of 20 steel cylindrical shell under the condition of PETN charge and to analyze the cylindrical shell's thermodynamic characteristics during the expansion fracture process. The results show that the α -grains near the cylinder's inner surface contain numerous slip lines, distributed in parallel. The FEM simulation indicates that these regions meet the $\alpha \rightarrow \varepsilon$ phase transition thermo-dynamic condition. Furthermore, electron back scattered diffraction (EBSD) analysis of the microstructure of the regions with parallel slips line demonstrates the formation of a strongly fragmented. And there are $\{332\} \langle 113 \rangle$ twins and $\{112\} \langle 111 \rangle$ twins. At the same time, the

* 收稿日期: 2022-03-01; 修回日期: 2022-11-04

基金项目: 国家自然科学基金(11932108, 11672143); 冲击与安全工程教育重点实验室开放课题(CJ202013)

第一作者: 李满江(1998—), 男, 硕士研究生, manjiangli@qq.com

通信作者: 董新龙(1964—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, dongxinlong@nbu.edu.cn

ε phase structure of the hexagonal close-packed lattice (HCP) exists in the fragmented structure area of the parallel slip line. However, there was no residual ε phase structure in the original structure of the sample and the area except for the sample wall thickness (inner 0–3.0 mm) after the explosion. Analysis deems in which the $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ transformation occurred. The change of material properties caused by phase transformation may affect the cylindrical shell's internal stress and strain state and the fracture process. Considering the impact of the dynamic phase transition of metal materials on the deformation and failure of structures under shock waves, it is significant to accurately simulate the deformation and failure of such cylindrical shells, and it is necessary to further study the influence of phase transformation.

Keywords: 20 steel cylinder; explosively expanding; microscopic analysis; phase transformation

低碳钢等金属柱壳在爆炸载荷作用下的高应变率膨胀变形及碎裂过程研究一直受到学者们的广泛关注, 研究内容涉及柱壳在爆炸作用下的变形断裂过程、模式及其影响因素、碎裂分析模型等^[1-15]。在这些研究中, 大量关注集中在爆炸前后材料的组织演化, 如高应变率下材料的绝热剪切演化^[3, 8-10]、不同热处理下材料微观组织改变等对断裂模式和机理的影响研究^[4-5, 12, 14], 而关于材料冲击相变对柱壳膨胀断裂影响的研究相对较少。现有研究表明, 纯铁、Ni、Pb、Zn、Sn 及钛等合金在高压、高温下会发生动态相变, 其中, 又以纯铁在约 13 GPa 时的 $\alpha(\text{BCC}) \rightarrow \varepsilon(\text{HCP})$ 相变最为大家了解。高压下铁的 $\alpha \rightarrow \varepsilon$ 动态相变现象最早是由 Minshall^[16] 和 Bancroft 等^[17] 在飞片撞击实验中得到的 Hugoniot 曲线上发现的, 该相变过程随后通过静高压实验结合同步 X 射线衍射图谱分析得到了证实^[18]。由于这种相变在冲击波卸载后存在逆相变, 难以在回收样品中直接观察证实。因此, 人们一直从不同角度对动态相变发生的过程、机制开展微观研究^[19-23], 希望能从逆向转变的微观结构特征中找到该相变发生的相关特征信息^[19-20, 23]。如 Meyers 等^[19] 使用塑性炸药在钢板表面爆炸后, 在显微镜下观察到炸药与钢板的接触表面上发生相变的区域, 金相组织会呈黑色, 而未发生相变的区域呈亮色, 并且发现经历相变的区域微观硬度显著增加, 为动态相变的判读提供了重要参考。近年来, 一些关于 $\alpha(\text{BCC}) \rightarrow \varepsilon(\text{HCP}) \rightarrow \alpha(\text{BCC})$ 相变微观机制研究表明, 相变过程中也会在最终的逆相变的 α 相中留下诸如位错、滑移及孪晶等微观特征痕迹, 这又为动态相变判读提供了有益的途径^[20, 23-24]。对纯铁冲击相变过程的研究表明: $\alpha \rightarrow \varepsilon$ 转变为瞬时位移相变, 特征时间仅为 5~50 ns^[25-26], $\alpha \rightarrow \varepsilon$ 转变激发的相变波以及组织演化会对材料动态性能、破坏过程产生影响^[27-33], 如 Ivanov 等^[29]、Zurek 等^[30] 和 Voltz 等^[31-32] 在层裂实验中发现高于相变压力和低于相变压力的冲击载荷下分别出现光滑层裂和粗糙层裂现象, Rességuier 等^[33] 在激光冲击加载铁样品层裂实验中也发现相变的样品层裂面较为光滑。柱壳在膨胀断裂过程中也经历了高压高温状态, 其部分区域可能会发生冲击相变, 进而对柱壳断裂过程产生影响。

柱壳外爆碎裂是一个材料和结构经历高应变率塑性大变形的复杂过程。在冲击波作用下金属柱壳壁厚方向上不同位置会经历不同的热力学状态, 柱壳内部是否会发生相变还不清楚, 有待进一步研究。本文中, 拟通过实验手段对 20 钢柱壳在低爆炸载荷作用下柱壳的变形和相变开展研究: 通过物理实验研究膨胀柱壳的微观演化特征, 如使用光学显微镜观察柱壳截面爆炸前后金相组织形貌, 维氏硬度计表征沿试样厚度方向微观组织的显微硬度变化, 电子背散射衍射 (electron back scattered diffraction, EBSD) 技术观测爆炸碎片截面不同位置的微观组织晶粒尺寸特征、物相以及晶粒内部的孪生情况, 同时采用有限元方法研究柱壳膨胀过程中柱壳内部压力波的演化、塑性应变的发展以及不同位置热力学状态。从多角度探讨柱壳爆炸膨胀过程不同阶段材料的正向和反向相变特征、微观组织演化、塑性变形及裂纹演化特征, 以期对柱壳变形及破坏的精密力学模拟分析提供借鉴。

1 实验设计

1.1 试样及装药

研究所用材料为 20 钢, 其中各元素质量分数为: Fe, 98.70%; C, 0.2%; Si, 0.17%; Mn, 0.35%; Ni, 0.30%; Cr, 0.25%。对材料退火处理, 原始组织为 α 铁素体和 P 珠光体组织, 如图 1(a) 所示。EBSD 分析

显示: 组织晶粒取向较为均匀, 如图 1(b) 所示。晶粒尺寸分布在 20~38 μm 范围, 平均尺寸约为 23 μm , 如图 2 所示, 初始状态下未见孪晶。

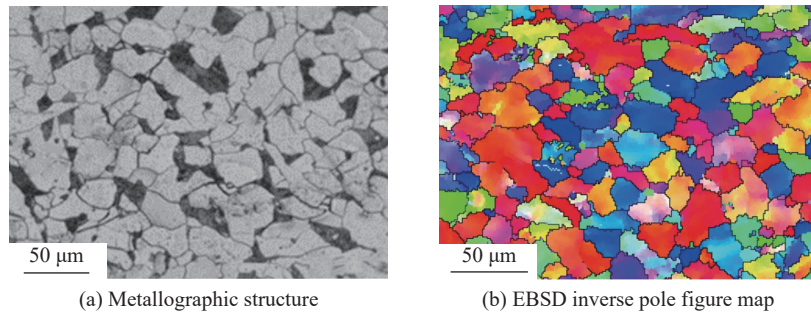


图 1 20 钢材料原始组织

Fig. 1 Original organization for 20 steel

为分析膨胀变形过程中柱壳在冲击波作用下的微观组织结构演化, 设计具有较大壁厚尺寸的柱壳试样, 其内径为 20 mm、壁厚为 10 mm、高 80 mm。为方便碎片回收, 有利于对碎片截面微观分析, 选择填塞较低爆压特性的炸药。采用滑移爆轰加载方式, 从“雷管+副炸药”一端起爆, 加载原理如图 3 所示。炸药采用 PETN 太安粉末, 均匀压实为 $\varnothing 20 \text{ mm} \times 80 \text{ mm}$ 的药柱, 药柱外表面紧贴柱壳内壁装配而成, 炸药密度约为 1.16 g/cm^3 , 采用探针法测试得到的爆速 $D \approx 6200 \text{ m/s}$ 。忽略不同炸药的化学性质及爆炸产物的影响, 采用 C-J 理论简化公式^[34]进行估算, 得到炸药的爆炸压力近似为 12 GPa。

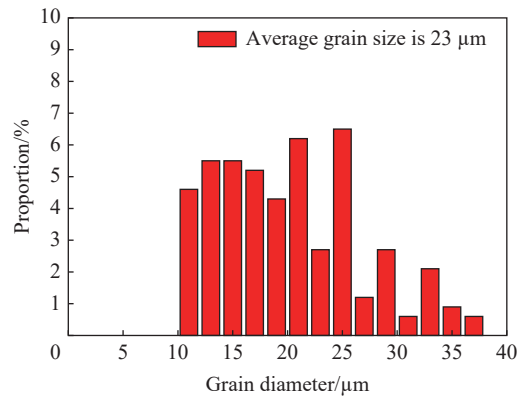


图 2 20 钢原始组织不同晶粒尺寸的晶粒数量占比分布

Fig. 2 Grain number proportion on grain size of original structure of 20 steel

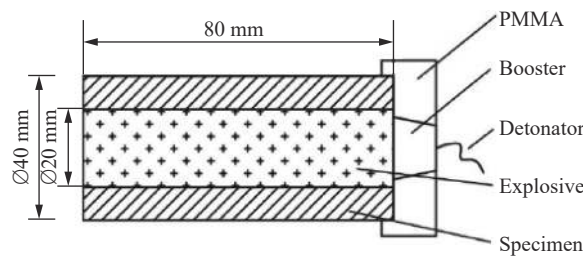


图 3 金属柱壳爆炸膨胀实验原理及装置

Fig. 3 Principle and setup of metal cylinder driven by explosive expanding

1.2 实验过程

实验中, 将装填完成的柱壳置于容器中心, 柱壳周围填塞橡胶、泡沫等多层软材料, 对爆炸断裂的碎片进行软回收。实验后, 对回收碎片截面进行微细观分析, 探讨柱壳的破坏演化及微观组织变形、发展特征: 采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液对回收样品进行腐蚀后, 用 VHX-1000 光学显微镜进行金相组织观察; EBSD 样品采用电解抛光制备, 电解液采用高氯酸与冰醋酸体积比为 1 : 19 的溶液, 电压为 55 V, 采用 SU5000 热场发射扫描电镜进行分析, 加速电压为 70 kV; 试样显微硬度在 HVS1000A-XYT 维氏硬度计上完成, 加载载荷为 5 N。

2 柱壳试样加载及变形分析

柱壳爆炸膨胀过程加载冲击波在内、外壁之间来回传播, 柱壳壁厚经历不同的压力及变形历史, 状态较为复杂。采用有限元方法对实验柱壳爆炸过程中柱壳截面的压力、塑性变形及绝热温升进行模拟分析。

2.1 有限元模型

采用 ABAQUS/Explicit 有限元对 20 钢柱壳内部堵塞装药情况下的爆炸膨胀过程进行数值模拟。由于一端起爆的金属柱壳外爆膨胀断裂的轴向速度比径向方向低一个量级, 因此将柱壳简化为平面应变模型, 采用自由四边形有限元网格单元, 起爆方式为平面起爆。

20 钢采用 Grüneison 状态方程及考虑塑性应变强化、应变率强化及热软化效应的 Johnson-Cook 本构方程。Johnson-Cook 本构方程表示为:

$$\bar{\sigma}_p = (A + B\bar{\epsilon}_p^n) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] (1 - T^{*m}) \quad (1)$$

式中: $\bar{\sigma}_p$ 为等效塑性应力; $\bar{\epsilon}_p$ 为等效塑性应变; $\dot{\epsilon}$ 为应变率; $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变率; $T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$, 其中 T 为材料温度, T_r 为环境温度, T_m 为材料熔点; n 为应变强化指数, m 为热软化指数, A 、 B 、 C 为无量纲参数。

塑性功引起的 20 钢的绝热温升为:

$$\dot{T} = \chi \frac{\bar{\sigma} \dot{\epsilon}}{\rho c_p} \quad (2)$$

式中: c_p 为材料定压比热容, ρ 为材料密度, χ 为 Taylor-Quinney 系数, χ 值取 0.9。计算模型不考虑材料的损伤破坏, 本构参数见表 1。

表 1 20 钢柱壳本构参数^[35]

Table 1 Constitutive parameters of 20 steel cylindrical shells^[35]

A/MPa	B/MPa	n	m	C	T_m/K	T_r/K	$c_p/(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$
333	737	0.15	1.46	0.0080	1525	299	586

PETN 太安粉末炸药爆炸模拟采用 JWL 固体高压状态方程描述:

$$p_a = C_1 \left(1 - \frac{\omega}{R_1 V} \right) e^{-R_1 V} + C_2 \left(1 - \frac{\omega}{R_2 V} \right) e^{-R_2 V} + \frac{\omega E}{V} \quad (3)$$

式中: p_a 为炸药的爆炸压力, E 为炸药单位体积的能量。 ω 、 C_1 、 C_2 、 R_1 、 R_2 为常数, V 为相对体积。PETN 太安粉末炸药参数采用与其爆速 D 和 C-J 爆压 p_{CJ} 相近的硝基甲烷炸药的参数, 见表 2。

表 2 炸药本构方程相关参数^[36]

Table 2 Related parameters of dynamite JWL constitutive equation^[36]

C_1/GPa	C_2/GPa	ω	R_1	R_2	$E_0/(\text{kJ}\cdot\text{m}^{-3})$	V_0	p_{CJ}/GPa	$\rho_e/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	$D/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$
209.25	5.869	0.30	4.4	1.2	5.1	1	12.5	1128	6280

注: E_0 为初始体积内能; V_0 为初始相对体积; ρ_e 为炸药密度。

2.2 有限元结果分析

图 4 为不同时刻爆轰产物压力和柱壳中压力沿径向距离 R 的分布, 由图 4 可以看出, 平面起爆后, 爆轰波压力达到约 13 GPa。随后爆轰波向中心汇聚并形成发散冲击波, 其压力峰值迅速衰减。爆轰波与柱壳金属接触面压力幅值等于 14.1 GPa。冲击波沿柱壳厚度方向传播, 开始时衰减较慢, 当传播至柱壳外表面时, 由于自由表面反射稀疏波的作用, 衰减加快。当稀疏波向柱壳内部传播时, 柱壳的压力迅

速下降, 并在柱壳中部形成静水压力状态。图 5 为柱壳厚度不同位置径向压力大小 σ_r 随时间变化特征, 取压应力为正, $|\sigma_s|$ 为 20 钢的层裂强度。可见: 柱壳内表面始终处于压缩应力状态, 冲击波在自由表面反射后, 外表面处于拉伸应力状态, 而试样壁厚中部随着爆轰波的来回反射处于拉-压波动状态。最大拉伸拉应力状态出现在距外表面约 4 mm 处。

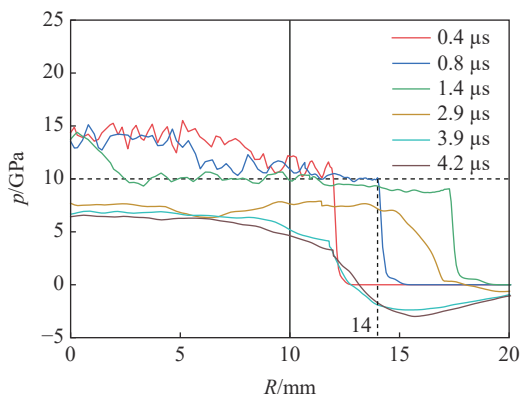


图 4 不同时刻爆轰产物压力和壳体中压力的分布
Fig. 4 Pressure distribution of detonation products and shell at different times

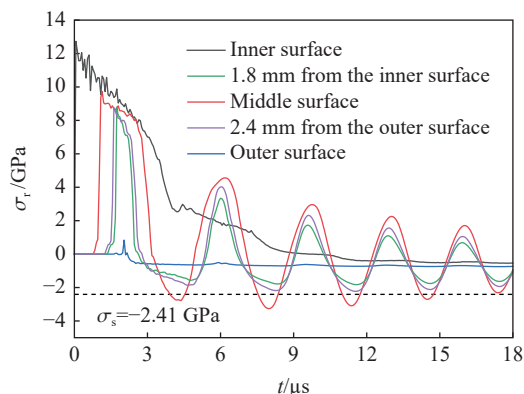


图 5 柱壳厚度方向不同位置径向压力历程
Fig. 5 Radial pressure-time curves of different positions in the thickness direction of the cylinder shell

图 6 给出了在爆炸冲击波作用下不同时刻沿柱壳径向的等效塑性应变 $\bar{\epsilon}_p$ 演化特征, 可见: 对于厚壁圆筒, 在靠近内壁区域的等效塑性应变 $\bar{\epsilon}_p$ 最大, 沿壁厚等效塑性应变 $\bar{\epsilon}_p$ 逐渐减小, 且随着时间发展, 近内壁区域的 $\bar{\epsilon}_p$ 发展最快。说明柱壳在爆炸加载下, 近内表面区域变形较大, 沿厚度方向不是均匀膨胀过程。

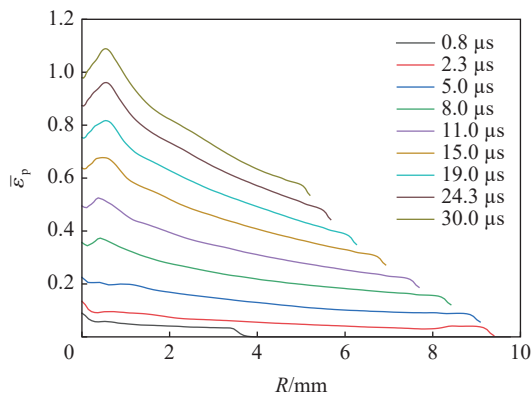


图 6 不同时刻柱壳壁厚等效塑性应变分布
Fig. 6 Equivalent plastic strain distribution of cylindrical shell wall thickness at different times

对于纯铁及低碳钢在高压、高温下的相变已有较多的实验、理论及分子动力学模拟研究, 不同实验加载条件下, 不同研究给出的相变的温度、压力界面存在差异^[21-22]。根据静高压^[37-40]和动高压^[41-43]下的实验数据, 当压力大于约 10 GPa 时, 在不同预热温度下, 纯铁将发生 α 相到 γ 相或 ϵ 相的转变。图 7 给出了动态加载条件下 α -Fe 的高压同素异构转变参考相图^[44-49], 其中, Giles 等^[48] 分析给出的相图(图 7 中黑实线)与许多学者的实验数据符合较好。图 7 中还同时给出了有限元模拟得到的沿柱壳壁厚不同位置所经历的最大压力及相应时刻的温度状态, 可见, 峰值加载压力在 20 钢柱壳试样中沿径向衰减, 不同位置经历了不同的压力、温度历史。因此, 冲击波诱发的相变可能仅影响内表面下方有限的深度。如根据 Giles 等^[48] 得到的相图(图 7 中黑实线)分析, 20 钢柱壳加载表面附近的有限深度(0~3 mm)已经达到 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 的相转变条件, 将

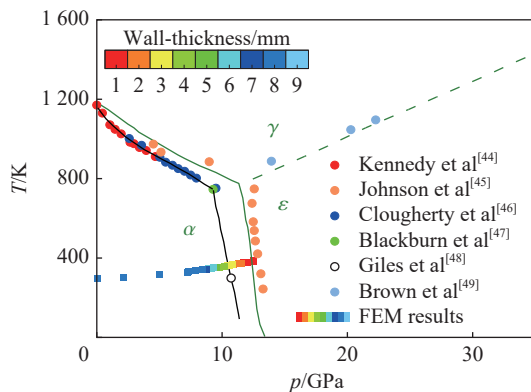


图 7 径向不同位置经历的最大压力和温度
Fig. 7 Maximum pressure-temperature experienced at different radial positions

可能发生冲击诱导的相变, 而外壁自由表面附近的区域未达到相变所需的压力-温度热力学状态。在下节实验分析中, 将通过回收碎片截面进行微细观分析, 探讨沿柱壳厚度方向不同位置材料的微观组织变化状态。

需要说明的是: 图 7 给出的是针对工业纯铁分析得到的高压相图, 实验采用的 20 钢为碳质量分数 0.2% 的铁-碳合金, 与纯铁存在区别。Lorre 等^[50]研究了铁的二元合金中的 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 的相变, 探讨了 C、Si、Co、Ni、Mo、V 等溶质元素含量对 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 相变压力的影响。其中, C 含量影响实验结果显示: 在退火热处理条件下, 当碳质量分数低于 0.5% 时, C 含量对 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 的相变压力影响不大。

3 实验结果

3.1 柱壳断裂的宏、细观特征

回收典型破片的截面金相如图 8 所示, 可以看出: 在低爆炸药作用下, 柱壳呈拉伸剪切混合断裂模式; 试样厚度中部靠近外表的区域存在宽度约为 3.2 mm 的环向损伤弱化区; 局部微孔洞和微裂纹已相互连接, 形成表面粗糙的 w 波状裂纹, 沿径向“之”字形向外表面发展。柱壳壁厚中部这种“波状损伤弱化区”的形成与柱壳中反射稀疏波作用有关。在加载初始阶段, 作用在柱壳内壁的冲击波压力峰值较反射稀疏波压力大, 因此近内壁处始终处于压应力状态, 由于爆炸冲击波在柱壳壁厚间来回传播, 因而试样壁厚中部处于拉压应力变换状态, 如图 5 所示, 当径向拉应力达到材料的层裂强度, 就会在试样厚度中部出现集中的塑性损伤、开裂区。基于 20 钢的层裂强度(约为 2.41 GPa^[51])进行分析, 柱壳试样近内表面及外表面处的拉伸应力小于材料的层裂强度, 而壁厚中部拉伸应力将大于材料的层裂强度, 因而在中部发生层裂损伤破坏, 与实验观察到的沿环向分布的微孔洞和微裂纹“损伤弱化区”基本一致, 如图 5 和 8 所示。

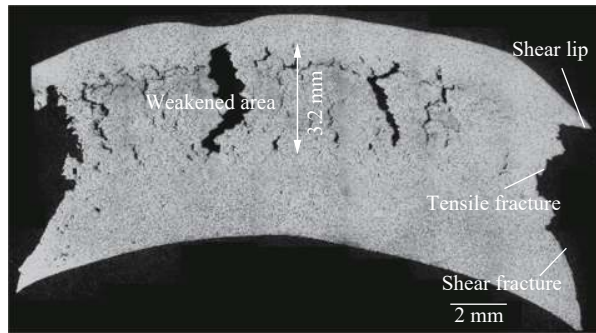


图 8 碎片横截面破坏金相特征

Fig. 8 Metallographic structure of a fragment cross-section

进一步对截面金相组织进行观察, 图 9 为沿碎片横截面不同位置典型的金相组织形貌。爆炸加载后, 沿厚度方向的组织与原始组织相比, 总体上形状尺寸虽有变化, 却不明显。但在距离柱壳内表面 0~3.0 mm 处, 晶粒被沿环向拉长、压扁的特征较中部及外表面处明显, 并且晶粒内包含许多滑移线痕迹, 这些滑移线相互平行且从晶粒的一边传播到另一边, 如图 9(a) 所示, 部分晶粒两族滑移线平行交叉, 接近最大剪切方向。随着与柱壳内表面距离的增加, 滑移线逐渐减少。在厚度中部的损伤弱化区(3.0~

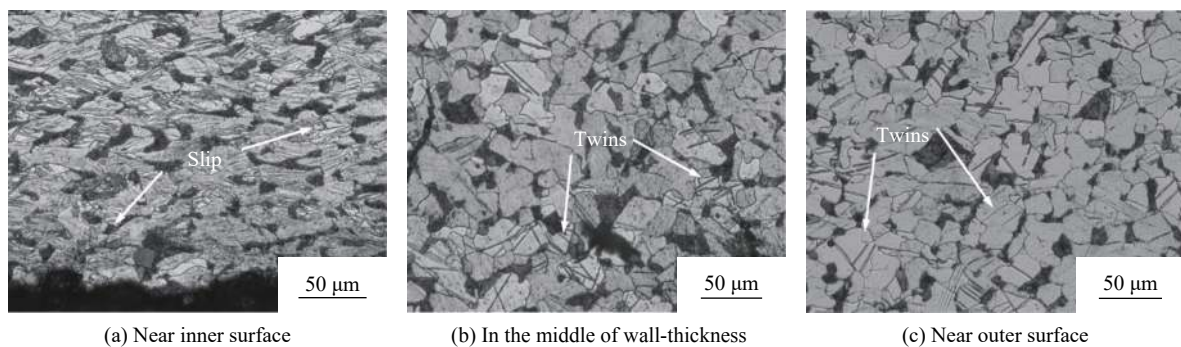


图 9 沿碎片截面不同深度典型金相组织形貌

Fig. 9 Typical metallographic morphology at different depths along wall thickness

6.2 mm), 晶粒变形减小, 组织与原始金相组织相比差别不大, 孔洞和微裂纹沿晶界分布, 如图 9(b) 所示。在近外表面(6.2~8.5 mm), 组织变化与原始金相相比不明显, 但铁素体晶粒内分布的孪晶数量增加, 这些孪晶有着相同的方向, 穿过晶粒, 如图 9(c) 所示。

图 10 为沿试样厚度微观组织的显微硬度(采用维氏硬度表征, 记为 H_V) 变化的特征, 可见: 距内表面 0~3.2 mm 处 H_V 最大, 达到 250; 随后 H_V 逐渐降低, 至加载面近 6 mm 处 $H_V \approx 200$, 并在之后基本保持不变。由此可知: 硬度变化规律与沿厚度方向观察到的微观组织变化相关, 晶粒内出现平行滑移线的内表面金相组织显微硬度明显较高; 损伤弱化区(3.2~5.5 mm) 硬度出现下降趋势, 至 5.5 mm 外, 金相组织 $H_V \approx 200$, 并保持不变。值得注意的是: 硬度明显增大的加载表面下方 0~3.0 mm 区域及观察到平行滑移线的组织区域(图 9(a)), 与数值模拟压力、温度状态满足 α 铁相变条件的区域(图 7) 近似对应, 而显微硬度下降区近似对应于中部弱化损伤区(图 9(b)), 可见显微硬度变化与材料在冲击波作用下材料的组织变化、晶粒变形相关。

3.2 电子背散射衍射(EBSD) 分析

采用 EBSD 对截面组织进行分析, 结果如图 11 所示。尽管在光学显微镜下, 柱壳近内表面的晶粒与原始材料相比发生变形, 除晶粒内可见平行滑移线外, 其组织特征仍然相似。但 EBSD 显示该处组织出现明显碎片化特征(图 11(a)), 而其他区域晶粒与原始组织相比较变化不大(图 11(b) 和图 11(c))。

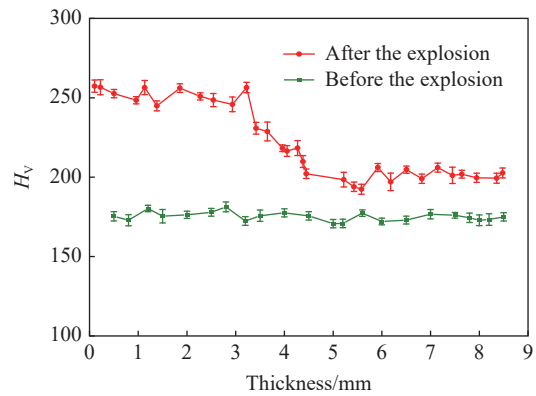


图 10 沿柱壳壁厚方向不同位置处的维氏硬度
Fig. 10 Vickers hardness at different locations along the wall-thickness of the cylindrical shell

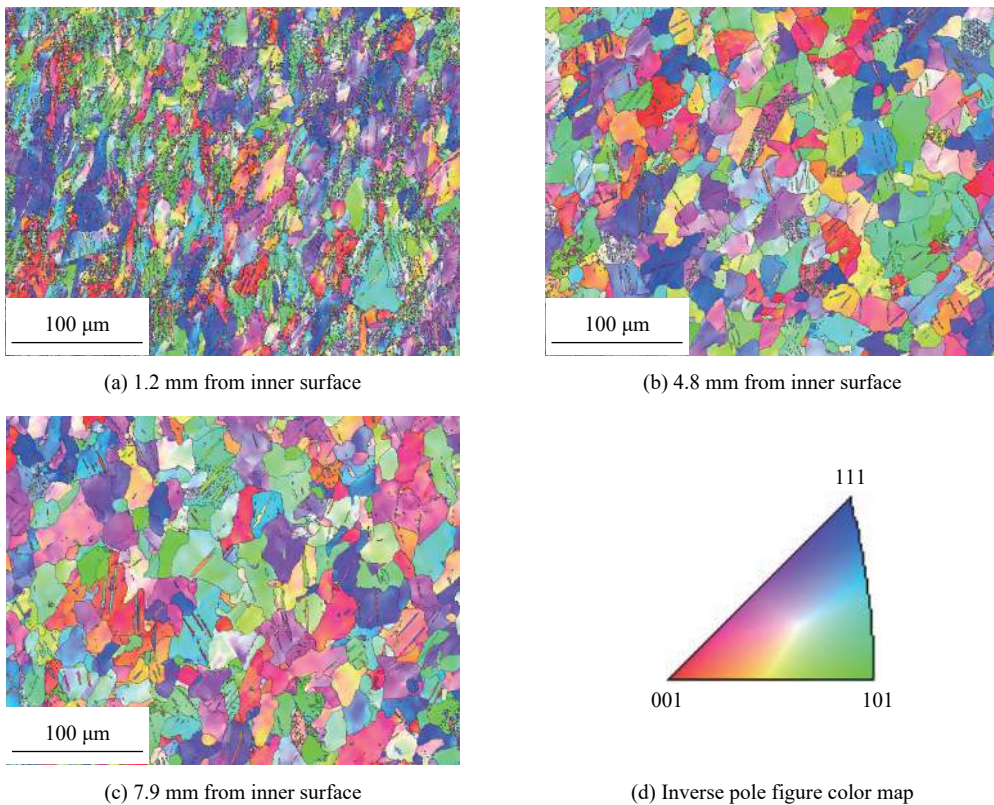


图 11 沿试样厚度不同位置的 EBSD 微观结构

Fig. 11 Inverse pole figures of EBSD at the various location along wall thickness

EBSD 晶粒分布分析显示: 内表面处平均晶粒尺寸为 10 μm , 存在大量 2 μm 以下的细小晶粒。而损伤弱化区及外表面处的平均晶粒尺寸分别为 20 和 22 μm , 与原始晶粒(23 μm)相近, 如图 12 所示。损伤弱化区及外表面组织与原始组织相同, 显微硬度较原始组织提高是由晶粒变形的应变硬化所致。

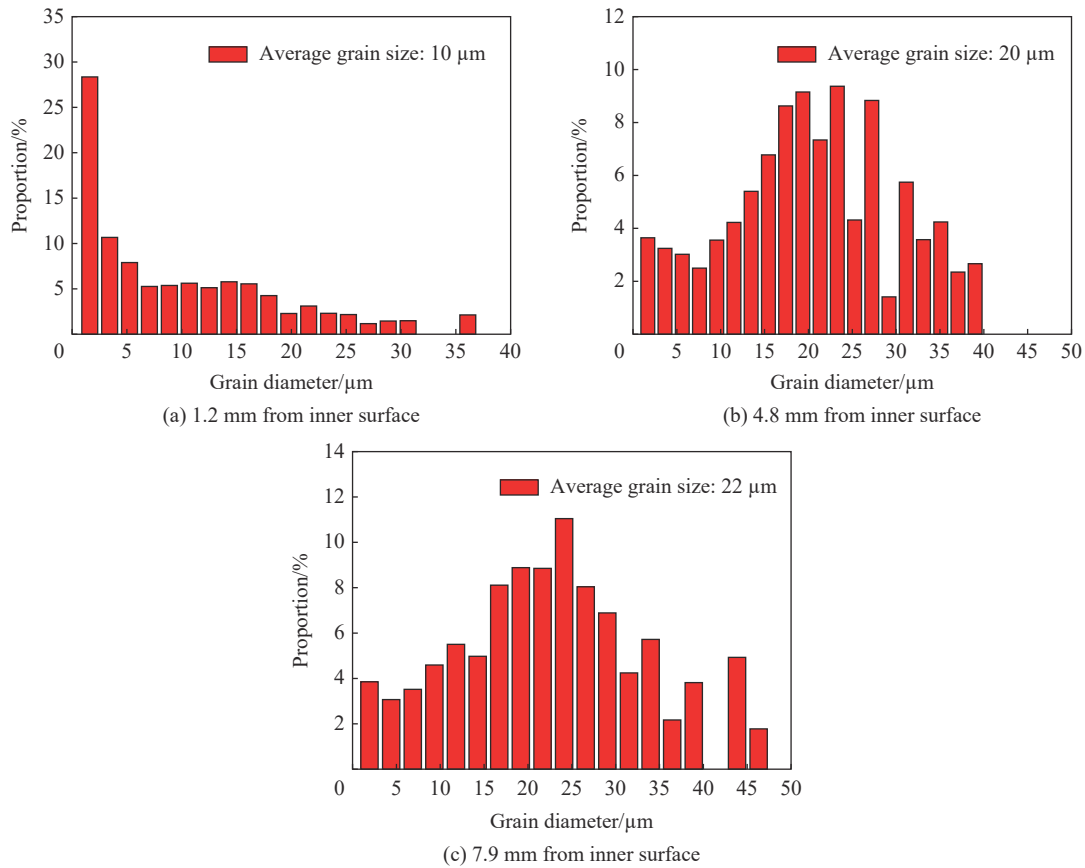


图 12 沿厚度不同位置处晶粒数量随尺寸的变化

Fig. 12 Grain number distribution by grain size at the different locations along wall thickness

EBSD 可以根据晶面间的夹角来鉴定物相, 对于近内表面碎化组织, 试样横截面主要为体心立方的铁素体相, 如图 13 所示。所不同的是: 在近内表面处(约 3 mm)具有平行滑移线的碎化组织区域中还存在密排六方晶格(HCP)的 ϵ 相结构, 体积分数约占 7.15%, 如图 13(a) 所示, 而试样原始组织及爆炸后试样壁厚中部(3.0~6.2 mm)及近外表面(6.2~9.0 mm)区域均未见 ϵ 相结构残留, 如图 13(b) 和 (c) 所示。这可能与爆炸冲击波作用下, 近内表面发生 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 相变, 在冲击脉冲经过后 ϵ 相又全部转变为 α 相有关,

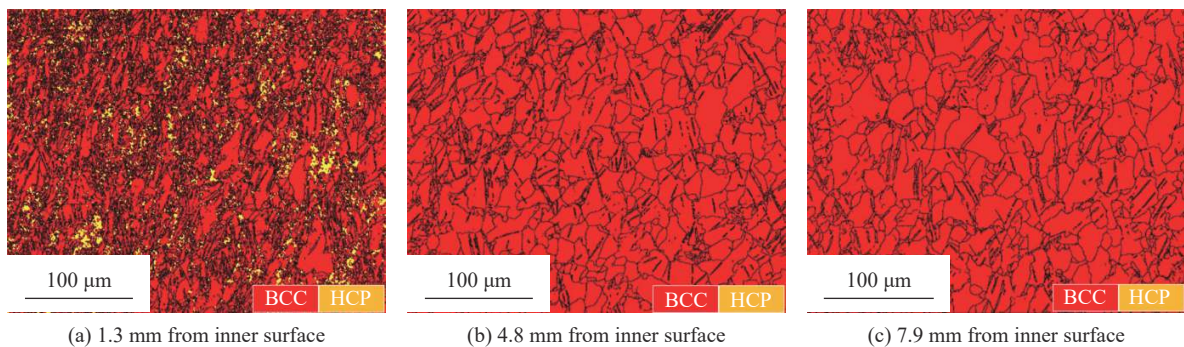


图 13 爆炸后沿柱壳壁厚不同位置的 EBSD 物相 BCC 相和 HCP 相分析结果

Fig. 13 Analysis of BCC and HCP phase by EBSD at different locations along the wall-thickness after explosion test

但有相当多的相变“碎片”残留在其中。Meyers 等^[19]采用塑性炸药在钢块表面爆炸加载,也发现压力超过 13 GPa 的区域在光学显微镜下金相组织呈黑色,而其他区较亮。认为由于该区域发生高压相变,相变区呈黑色是由于存在大量的相变“碎片”。

4 分析讨论

20 钢柱壳在 PETN 太安粉末炸药爆炸加载下发生拉剪混合断裂。碎片截面微观分析表明:在近内表面处铁素体晶粒内可见两族平行的滑移线,晶粒碎化并存在 ϵ 相残留,碎化晶粒沿滑移线方向拉长分布,组织的显微硬度明显增大(图 10),而壁厚中部及外部组织除晶粒变形外,与原始组织相同。另外,还应注意的是,在柱壳不同位置分布着不同数量、不同特征的变形孪晶。

Dobromyslov 等^[52]在对工业纯铁球体开展汇聚爆炸加载时,也在试样与炸药接触表层区域的晶粒内部观察到沿特定方向分布的密集平行的滑移线网络(在某些情况下存在两族滑移线平行交叉),并通过透射电子显微镜(transmission electron microscope, TEM)分析发现:该滑移线间其实为带状碎片结构,由强烈延伸的亚晶粒或是由变形导致的具有边界分隔的亚晶粒群组成,这种边界包含了大量的位错,为小倾角倾斜界面,分析认为这种组织特征与纯铁 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 相变及随后的 $\epsilon \rightarrow \alpha$ 动态相变过程的形核、长大机制相关。Shao 等^[21]通过分子动力学模拟了单晶铁在沿 [001] 方向恒温压缩下的 BCC \rightarrow HCP 相变过程,结果表明,在临界压缩应力以上, ϵ 相在 α 相晶粒中均匀成核,沿柱状长大晶粒,沿 {110} 晶面形成层状结构。Gunkelmann 等^[22]采用多种原子模型势研究了多晶铁的统一单轴压缩下晶界旋转和位错活动,并通过“后处理”的方法表征了高压下原子结构的变化,发现相变产生了 ϵ -Fe,其中包含大量的堆垛层错面,这些层错面从原始 α 晶界一端起始,发展至另一端贯穿整个铁素体晶粒,呈平行线分布,这与实验观察到的滑移线相似。因此,20 钢柱壳近加载表面晶粒内的滑移线与发生 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 相变形成机制相关,两族平行交叉的滑移线分布是由于冲击波作用下 ϵ 相形核长大取向形成。

此外,在动态加载实验中,虽然激光干涉测速技术等压力剖面表征结果能间接反映了纯铁中发生了 $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 相变,但在微观结构特征中较难找到该相变发生的直接证据,人们一直从不同角度对动态相变发生的过程、机制开展微观研究,探讨从逆向转变的微观结构中寻找该相变发生的相关特征信息^[19-20, 23-24]。Dougherty 等^[24]在冲击压缩的 α -Fe 回收样品中,在经历了 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 相变的强冲击加载面发现了通常在 α 铁中很少出现的 {332} 孪晶,认为 {332} 孪晶是发生 $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 相变后的特征产物,这也是迄今作为发生这类相变的重要微观结构证据之一。为此,采用 EBSD 技术对 20 钢柱壳爆炸碎片截面晶粒内部的孪生情况进行分析,如图 14 所示,其中,红线表示 {112} \langle 111 \rangle 孪晶界,绿线为 {332} \langle 113 \rangle 孪晶。可见:在截面厚度中部(3.0~6.2 mm)及近外表面(6.2~9.0 mm)区域取样分析的孪晶,只存在贯穿整个铁素体晶粒 {112} \langle 111 \rangle 孪晶,如图 14(b) 和 (c) 所示;而近加载表面区域(约 3 mm)取样分析的孪晶存在 {112} \langle 111 \rangle 和 {332} \langle 113 \rangle 两种孪晶,如图 14(a) 所示,并且 {332} 孪晶主要分布在 {112} \langle 111 \rangle 孪晶之间,这间接说明 20 钢柱壳近加载表面发生了 $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 相变。

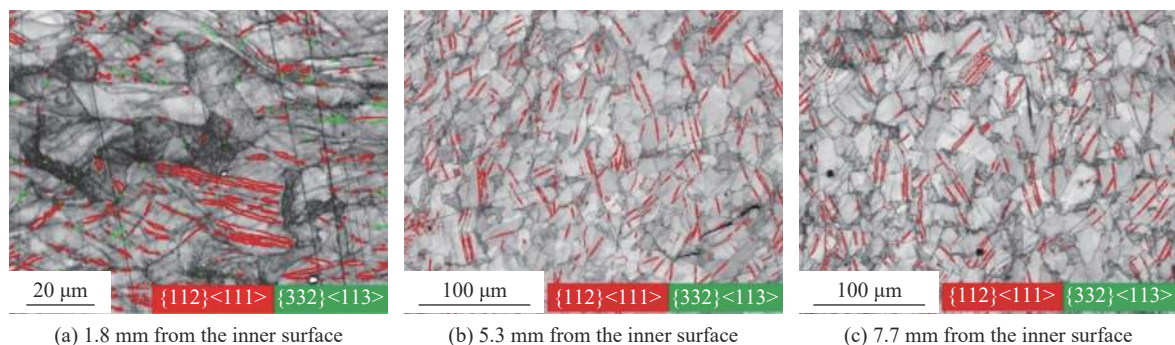


图 14 沿壁厚不同区域孪晶 EBSD 衍射带

Fig. 14 EBSD diffraction bands of the twins at different locations along the wall thickness

5 结 论

对 20 钢金属柱壳在爆炸载荷作用下的微观组织演化开展了实验研究, 通过对爆炸回收碎片截面的微观分析, 探讨了冲击波作用下材料的组织演化、相变特征, 得出以下主要结论。

(1) 在低爆炸药作用下, 柱壳呈拉伸剪切混合断裂模式, 试样厚度中部靠近外表的区域存在宽度约为 3.2 mm 的环向损伤弱化区, 局部微孔洞和微裂纹已相互连接, 形成表面粗糙的“w”波状裂纹分布, 沿径向“之”字形向外表面发展。

(2) 在低爆炸药载荷作用下, 20 钢柱壳近加载表面满足 $\alpha \rightarrow \epsilon$ 相变热力学条件的有限深度区域发生了动态 $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 相变, 微观金相显示该区域 α 晶粒内可见明显的平行滑移线分布特征; EBSD 揭示平行滑移线区域组织较碎化, 存在 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 和 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 两种孪晶。

(3) 相变激发的相变会导致材料性能改变, 将可能改变柱壳内应力、应变状态, 影响变形断裂破坏过程, 对于这类柱壳变形及破坏的精密物理模拟, 有必要进一步研究相变造成的影响。

参考文献:

- [1] GURNEY R W. The initial velocities of fragments from bombs, shells and grenades: BRL 405 [R]. Maryland: Army Ballistic Research Laboratory, 1943.
- [2] TAYLOR G I. The fragmentation of tubular bombs [J]. Advisory Council on Scientific Research and Technical Development, 1963, 5(1): 202–320.
- [3] HOGGATT C R, RECHT R F. Fracture behavior of tubular bombs [J]. *Journal of Applied Physics*, 1968, 39(3): 1856–1862. DOI: 10.1063/1.1656442.
- [4] 胡八一, 董庆东, 韩长生, 等. 爆炸金属管绝热剪切断裂的细观研究 [J]. *爆炸与冲击*, 1993, 13(4): 305–312. HU B Y, DONG Q D, HAN C S, et al. Mesoscopic study of adiabatic shear fracture of the metal tubes under internal explosive loading [J]. *Explosion and Shock Waves*, 1993, 13(4): 305–312.
- [5] 金山, 汤铁钢, 孙学林, 等. 不同热处理条件下 45 钢柱壳的动态性能 [J]. *爆炸与冲击*, 2006, 26(5): 423–428. DOI: 10.11883/1001-1455(2006)05-0423-06. JIN S, TANG T G, SUN X L, et al. Dynamic characteristics of 45 steel cylinder shell by different heat treatment conditions [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2006, 26(5): 423–428. DOI: 10.11883/1001-1455(2006)05-0423-06.
- [6] GOTO D M, BECKER R, ORZECOWSKI T J, et al. Investigation of the fracture and fragmentation of explosively driven rings and cylinders [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2008, 35(12): 1547–1556. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2008.07.081.
- [7] 张世文, 刘仓理, 于锦泉. 微缺陷对圆管膨胀断裂的影响 [J]. *爆炸与冲击*, 2008, 28(4): 316–323. DOI: 10.11883/1001-1455(2008)04-0316-08. ZHANG S W, LIU C L, YU J Q. Influences of microdefects on expanding fracture of a metal cylinder [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2008, 28(4): 316–323. DOI: 10.11883/1001-1455(2008)04-0316-08.
- [8] 潘顺吉, 俞鑫炉, 董新龙. 不同载荷下 TA2 钛合金柱壳爆炸碎裂的实验研究 [J]. *高压物理学报*, 2017, 31(4): 382–388. DOI: 10.11858/gywlxb.2017.04.005. PAN S J, YU X L, DONG X L. Experimental study of fragmentation behavior of exploded TA2 alloy cylinders with varied charge [J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2017, 31(4): 382–388. DOI: 10.11858/gywlxb.2017.04.005.
- [9] LIU M T, REN G W, FAN C, et al. Experimental and numerical studies on the expanding fracture behavior of an explosively driven 1045 steel cylinder [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2017, 109: 240–252. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2017.07.008.
- [10] 吴思思, 董新龙, 俞鑫炉. 45 钢柱壳爆炸膨胀断裂的 SPH 模拟分析 [J]. *爆炸与冲击*, 2021, 41(10): 103101. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0172. WU S S, DONG X L, YU X L. An investigating on explosive expanding fracture of 45 steel cylinders by SPH method [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2021, 41(10): 103101. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0172.
- [11] 吴文苍, 董新龙, 庞振, 等. TA2 钛合金开口柱壳外爆碎片分布研究 [J]. *力学学报*, 2021, 53(6): 1795–1806. DOI: 10.6052/

- 0459-1879-21-017.
- WU W C, DONG X L, PANG Z, et al. Study on fragments distribution of explosively driven cylinders for TA2 titanium alloy [J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2021, 53(6): 1795–1806. DOI: 10.6052/0459-1879-21-017.
- [12] 庞振, 董新龙, 吴文苍, 等. TA2 钛金属柱壳外爆绝热剪切碎裂及微观组织演化 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 50(12): 4334–4341.
- PANG Z, DONG X L, WU W C, et al. Multiple adiabatic shear fragmentation and microstructure evolution of explosive-driven TA2 pure titanium cylinders [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2021, 50(12): 4334–4341.
- [13] 刘明涛, 汤铁钢. 爆炸加载下金属壳体膨胀断裂过程中的关键物理问题 [J]. *爆炸与冲击*, 2021, 41(1): 011402. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0351.
- LIU M T, TANG T G. Key physical problems in the expanding fracture of explosively driven metallic shells [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2021, 41(1): 011402. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0351.
- [14] LI W B, CHEN Z C, WANG X M, et al. Research on the intermediate phase of 40CrMnSiB steel shell under different heat treatments [J]. *Defence Technology*, 2021, 17(3): 1032–1041. DOI: 10.1016/j.dt.2020.06.009.
- [15] 张世文, 李英雷, 陈艳, 等. 爆炸加载下金属柱壳破片软回收技术研究 [J]. *爆炸与冲击*, 2021, 41(11): 114102. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0449.
- ZHANG S W, LI Y L, CHEN Y, et al. Investigation on the technology of soft recovery of fragment produced by metal cylindrical shell subjected to explosive loading [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2021, 41(11): 114102. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0449.
- [16] MINSHALL S. Investigation of a polymorphic transition in iron at 130-kbar [J]. *Physical Review*, 1955, 98(1): 271.
- [17] BANCROFT D, PETERSON E L, MINSHALL S. Polymorphism of iron at high pressure [J]. *Journal of Applied Physics*, 1956, 27(3): 291–298. DOI: 10.1063/1.1722359.
- [18] JAMIESON J C, LAWSON A W. X-Ray diffraction studies in the 100 kilobar pressure range [J]. *Journal of Applied Physics*, 1962, 33(3): 776–780. DOI: 10.1063/1.1777167.
- [19] MEYERS M A. *Dynamic behavior of materials* [M]. New York: John Wiley & Sons, Inc, 1994. DOI: 10.1002/9780470172278.
- [20] DOBROMYSLOV A V, KOZLOV E A, TALUTS N I. High-strain-rate deformation of Armco iron induced by spherical and quasi-spherical converging shock waves and the mechanism of the α - ϵ transformation [J]. *The Physics of Metals and Metallography*, 2008, 106(5): 531–541. DOI: 10.1134/S0031918X08110136.
- [21] SHAO J L, DUAN S Q, HE A M, et al. Dynamic properties of structural transition in iron under uniaxial compression [J]. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2009, 21(24): 245703. DOI: 10.1088/0953-8984/21/24/245703.
- [22] GUNKELMANN N, BRINGA E M, KANG K, et al. Polycrystalline iron under compression: plasticity and phase transitions [J]. *Physical Review B*, 2012, 86(14): 144111. DOI: 10.1103/PhysRevB.86.144111.
- [23] WANG S J, SUI M L, CHEN Y T, et al. Microstructural fingerprints of phase transitions in shock-loaded iron [J]. *Scientific Reports*, 2013, 3: 1086. DOI: 10.1038/srep01086.
- [24] DOUGHERTY L M, GRAY III G T, CERRETA E K, et al. Rare twin linked to high-pressure phase transition in iron [J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(9): 772–775. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.01.014.
- [25] EPSHTEIN G N. *Structure of metals deformed by explosion* [M]. Moscow: Metallurgiya, 1988.
- [26] YAAKOBI B, BOEHLI T R, MEYERHOFER D D, et al. EXAFS measurement of iron bcc-to-hcp phase transformation in Nanosecond-Laser Shocks [J]. *Physical Review Letters*, 2005, 95(7): 075501. DOI: 10.1103/PhysRevLett.95.075501.
- [27] IVANOV A G, NOVIKOV S A. On rarefaction shocks in iron and steel [J]. *Zh Eksp Teor Fiz*, 1961, 40(6): 1880–1882.
- [28] ERKMAN J O. Smooth spalls and the polymorphism of iron [J]. *Journal of Applied Physics*, 1961, 32(5): 939–944. DOI: 10.1063/1.1736137.
- [29] IVANOV A G, NOVIKOV S A. Rarefaction shock waves in iron from explosive loading [J]. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 1986, 22(3): 343–350. DOI: 10.1007/BF00750354.
- [30] ZUREK A K, FRANTZ C E, GRAY G T. *In shock wave and high strain rate phenomena in materials* [M]. Boca Raton: CRC Press, 1992.
- [31] VOLTZ C, ROY G. Study of spalling for high purity iron below and above shock induced $\alpha \leftrightarrow \epsilon$ phase transition [J]. *AIP Conference Proceedings*, 2004, 706(1): 511–516. DOI: 10.1063/1.1780289.

- [32] VOLTZ C, BUY F, ROY G. Iron damage and spalling behavior below and above shock induced $\alpha \leftrightarrow \varepsilon$ phase transition [J]. *AIP Conference Proceedings*, 2006, 845(1): 678–681. DOI: 10.1063/1.2263413.
- [33] DE RESSÉGUIER T, HALLOUIN M. Effects of the α - ε phase transition on wave propagation and spallation in laser shock-loaded iron [J]. *Physical Review B*, 2008, 77(17): 174107. DOI: 10.1103/PhysRevB.77.174107.
- [34] ОПЛЕХКО И И. Explosion physics [M]. 3rd ed. Translated by SUN C W. Beijing: Science Press, 2011.
- [35] BASHISTAKUMAR M, PUSHKAL B. Finite element analysis of orthogonal cutting forces in machining AISI 1020 steel using a carbide tip tool [J]. *Journal of Engineering Sciences*, 2018, 5(2): A1–A10. DOI: 10.21272/JES.2018.5(2).A1.
- [36] DOBRATZ B M. LLNL explosives handbook: properties of chemical explosives and explosives and explosive simulants: UCRL-52997 [R]. Livermore: Lawrence Livermore National Laboratory, 1981.
- [37] BROWN J M, MCQUEEN R G. Melting of iron under core conditions [J]. *Geophysical Research Letters*, 1980, 7(7): 533–536. DOI: 10.1029/GL007i007p00533.
- [38] JEANLOZ R, WENK H R. Convection and anisotropy of the inner core [J]. *Geophysical Research Letters*, 1988, 15(1): 72–75. DOI: 10.1029/gl015i001p00072.
- [39] SAXENA S K, SHEN G, LAZOR P. Experimental evidence for a new iron phase and implications for Earth's core [J]. *Science*, 1993, 260(5112): 1312–1314. DOI: 10.1126/science.260.5112.1312.
- [40] WENK H R, MATTHIES S, HEMLEY R J, et al. The plastic deformation of iron at pressures of the Earth's inner core [J]. *Nature*, 2000, 405(6790): 1044–1047. DOI: 10.1038/35016558.
- [41] SMITH C S. Metallographic studies of metals after explosive shock [J]. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1958, 212: 574–589.
- [42] MIYAGI L, KUNZ M, KNIGHT J, et al. *In situ* phase transformation and deformation of iron at high pressure and temperature [J]. *Journal of Applied Physics*, 2008, 104(10): 103510. DOI: 10.1063/1.3008035.
- [43] ZARKEVICH N A, JOHNSON D D. Coexistence pressure for a martensitic transformation from theory and experiment: revisiting the bcc-hcp transition of iron under pressure [J]. *Physical Review B*, 2015, 91(17): 174104. DOI: 10.1103/PhysRevB.91.174104.
- [44] PAUL W, WARSCHAUER D M. Solids under pressure [M]. New York: McGraw-Hill, 1963.
- [45] JOHNSON P C, STEIN B A, DAVIS R S. Temperature dependence of shock-induced phase transformations in iron [J]. *Journal of Applied Physics*, 1962, 33(2): 557–561. DOI: 10.1063/1.1702465.
- [46] CLOUGHERTY E V, KAUFMAN L. In high pressure measurements [M]. Washington: Butterworths, 1963.
- [47] BLACKBURN L D, KAUFMAN L, COHEN M. Phase transformations in iron-ruthenium alloys under high pressure [J]. *Acta Metallurgica*, 1965, 13(5): 533–541. DOI: 10.1016/0001-6160(65)90104-5.
- [48] GILES P M, LONGENBACH M H, MARDER A R. High-pressure $\alpha \rightleftharpoons \varepsilon$ martensitic transformation in iron [J]. *Journal of Applied Physics*, 1971, 42(11): 4290–4295. DOI: 10.1063/1.1659768.
- [49] BROWN J M, MCQUEEN R G. Phase transitions, Grüneisen parameter, and elasticity for shocked iron between 77 GPa and 400 GPa [J]. *Journal of Geophysical Research: Solid Earth*, 1986, 91(B7): 7485–7494. DOI: 10.1029/jb091ib07p07485.
- [50] LOREE T R, FOWLER C M, ZUKAS E G, et al. Dynamic polymorphism of some binary iron alloys [J]. *Journal of Applied Physics*, 1966, 37(4): 1918–1927. DOI: 10.1063/1.1708625.
- [51] 王永刚. 延性金属动态拉伸断裂及其临界损伤度研究 [D]. 北京: 中国工程物理研究院, 2006.
- [52] DOBROMYSLOV A V, KOZLOV E A, LITVINOV B V, et al. High-rate deformation of Armco iron under loading by spherical converging shock waves [J]. *Doklady Physics*, 2007, 52(8): 418–421. DOI: 10.1134/s1028335807080046.

(责任编辑 王小飞)