

# TA2 钛金属柱壳外爆绝热剪切碎裂 及微观组织演化

庞 振<sup>1,2</sup>, 董新龙<sup>1,2</sup>, 吴文苍<sup>1</sup>, 付应乾<sup>1,2</sup>, 吴思思<sup>2</sup>

(1. 宁波大学 冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211)

(2. 宁波大学 机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211)

**摘 要:** 对绝热剪切敏感 TA2 工业纯钛柱壳在不同爆压下开展碎裂试验, 通过对软回收碎片的宏观、微观分析, 探讨金属柱壳爆炸膨胀断裂模式及机制。结果表明, 不同爆压下, TA2 工业纯钛柱壳外爆碎裂虽然均为剪切断裂模式, 但其断裂机理不同; 在较低爆压作用下, 发生微孔洞演化、连接的剪切断裂; 而在较高爆压下, 为多重绝热剪切控制的断裂机制。在爆炸作用下, TA2 钛柱壳高速变形、断裂过程发生  $\alpha \rightarrow \beta$  动态相变, 随后在稀疏波作用下快速冷却, 试样内表面组织转变为一定取向的板条马氏体, 晶粒明显大于原始尺寸。因此, 对于柱壳外爆碎裂特性及机理分析, 须考虑材料在爆轰波作用下金属材料的动态相变的影响, 该研究为柱壳断裂存在多种断裂模式及碎裂分析提供了参考。

**关键词:** TA2 钛金属; 柱壳外爆; 断裂机理; 动态相变

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)12-4334-08

轴对称旋转金属壳体是战斗部常用典型结构代表, 其在内部炸药爆轰驱动下的膨胀碎裂问题一直是武器研究的热点之一。一些武器战斗部利用炸药加载下壳体断裂形成的破片进行杀伤, 破片的形成机理及尺寸、飞散速度等的分析一直是人们关注的焦点<sup>[1-3]</sup>。

早期, Taylor<sup>[2,3]</sup>将爆炸下金属柱壳膨胀破坏过程假设为沿环向的拉伸断裂, 基于刚塑性理论分析提出了著名的 Taylor 断裂判据。但事实上, 大量试验研究表明, 柱壳爆炸膨胀断裂并不是简单拉伸破坏, Hoggatt 等<sup>[4]</sup>发现存在拉-剪混合断裂模式, 并且剪切断裂占断口比例与爆炸压力有关, 认为与柱壳近内表面为高压应力状态, 易产生热粘塑性失稳的剪切破坏, 并与外表面起始的拉伸裂纹相连接, 形成拉-剪混合断裂模式。但 1971 年 Beetle<sup>[5]</sup>利用扫描电镜对爆炸加载下柱壳的碎片断口进行分析, 认为径向裂纹首先是在壁厚中部靠近外表面处形成, 在环向拉伸应力作用下向内、外表面传播。国内汤铁钢等<sup>[6,7]</sup>、胡八一<sup>[8,9]</sup>等对 45#钢、TC4 及 WTG05 钨合金柱壳等金属管开展了大量爆炸膨胀的实验研究, 结果显示金属柱壳断裂存在拉伸、剪切及拉剪混合等多种断裂模式, 与材料、炸药压力及壁厚等多种因素有关, 并且还存在着一种单旋绝热剪切断裂现象<sup>[10]</sup>。近年来, Goto 等<sup>[11]</sup>比较了 AerMer-100 及 AISI1018 钢柱壳的断裂

实验, 发现虽然两者碎裂断口均呈剪切破坏特征, 但机理却有区别: 强度较大的 AerMer-100 钢为绝热剪切带控制的剪切破坏, 而较软的 AISI1018 钢在柱壳壁厚中部存在大量分布的孔洞, 剪切断裂沿孔洞连接发展。董新龙等<sup>[12,13]</sup>对 TA2 钛合金、20 钢柱壳在不同爆压下的断裂模式开展研究, 发现回收碎片近柱壳内表面组织发生变化, 可见交叉的平行束状组织分布。可见, 韧性金属柱壳外爆碎裂是一个强冲击 ( $\sim 10^2$  GPa) 作用下材料和结构经历高温、高应变率塑性大变形后断裂的复杂物理现象, 断裂存在多种断裂模式(层裂、剪切、拉伸)的竞争与耦合, 其破坏裂纹的起始、发展存在一定的随机性, 与爆炸条件、材料及柱壳尺寸相关, 其控制机理并不清晰, 还无法实现数值模型的准确模拟。

本研究选择绝热剪切敏感的 TA2 工业纯钛, 设计开展不同爆压下金属柱壳的碎裂实验, 通过对回收碎片的微观分析, 探讨不同压力爆轰波作用下柱壳变形过程的组织变化及断裂模式, 为柱壳碎裂分析及物理模型建立提供参考。

## 1 实 验

金属柱壳材料选取 TA2 工业纯钛棒材, 柱壳采用精车加工制作而成。要求表面粗糙度  $R_a$  为  $3.2 \mu\text{m}$ , 以减小

收稿日期: 2021-01-06

基金项目: 国家自然科学基金(11672143, 11932018)

作者简介: 庞 振, 男, 1994 年生, 硕士生, 宁波大学机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211, 电话: 0574-87600496, E-mail: 1182505463@qq.com

加工表面性能影响。尺寸为: 内直径为 19 mm, 壁厚为 3 mm, 高为 60 mm。该 TA2 钛合金质量分数分为 Ti: 99.6%、C: 0.021%、Fe: 0.06%、N: 0.025%、H: 0.004%、O: 0.11%, 退火处理, 原始组织为平均尺寸约为 20 μm 的 α 等轴晶, 如图 1。

柱壳爆炸膨胀碎裂实验加载原理如图 2a 所示, 采用滑移爆轰加载方式, 从“雷管+副炸药”一端起爆。柱壳内部填充不同主炸药, 来改变试验爆炸压力, 获得不同压力特征的载荷。爆炸试验在一个直径为 800 mm 的容器中完成, 试验中, 将柱壳用纸筒和泡沫支撑, 柱壳与纸筒间有 10 mm 空间, 装入塑料密封后置于水袋中, 对碎片进行软回收, 减小碎片的二次损伤, 如图 2c 及 2d 所示。柱壳与纸筒间的空气层是为了减小爆炸冲击波在外壁自由面反射的影响。

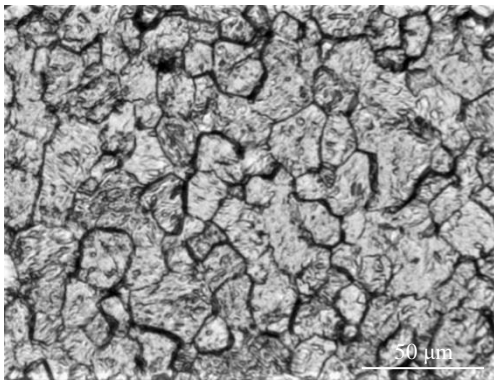


图 1 TA2 钛合金原始金相照片

Fig.1 Original OM image of TA2 titanium alloy

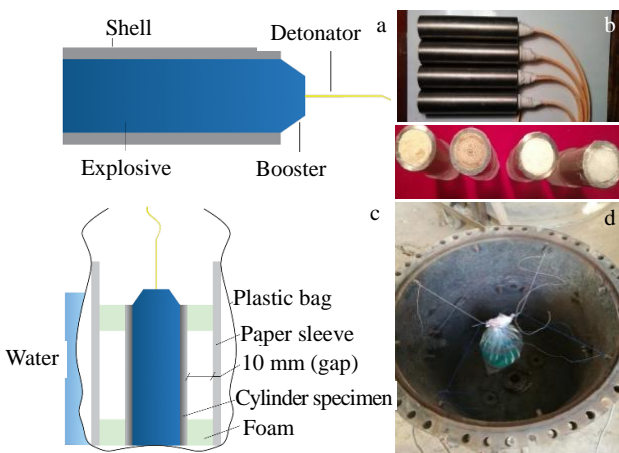


图 2 金属柱壳外爆实验原理及装置

Fig.2 Principle and setup of metal cylindrical shell with external explosion: (a) experimental principle; (b) charge assembly; (c) profile of assembly parts; (d) testing arrangement

实验中主炸药分别采用密度 0.86 g/cm<sup>3</sup> 的黑索金粉 (RDX powder) 及密度为 1.48 g/cm<sup>3</sup> 的黑索金压铸药柱 (RDX column), 如图 2b。采用探针法分别测试了 2 种装药的爆速 *D*, 并采用经验公式计算了炸药的 C-J 爆轰压力 *P*<sub>C-J</sub><sup>[14]</sup>, 其结果如见表 1。

## 2 结果与分析

### 2.1 碎裂现象及断裂模式

图 3a 为在较低爆炸压力 (6~7 GPa) 时回收碎片的特征, 碎片截面断口方向近似与径向成 30~45°, 均为剪切断裂模式, 断口有金属光泽, 碎片宽度主要分布在 4.4~6.5 mm 之间。碎片表面较平整, 个别宽度较大的碎片内、外表面存在未断开的轴向裂纹, 这是由于裂纹沿轴向并未发展完全, 最终没有形成独立存在的新碎片, 如图 3b。图 3c 为近外表面 A 处断口的扫描电镜形貌。可见, 为典型的剪切韧窝。

表 1 实验装药条件

Table 1 Experimental charging conditions			
Ingredient	Density/g cm <sup>-3</sup>	<i>D</i> /m s <sup>-1</sup>	<i>P</i> <sub>C-J</sub> /GPa
RDX powder	0.86	5586	6~7
RDX column	1.48	7774	22

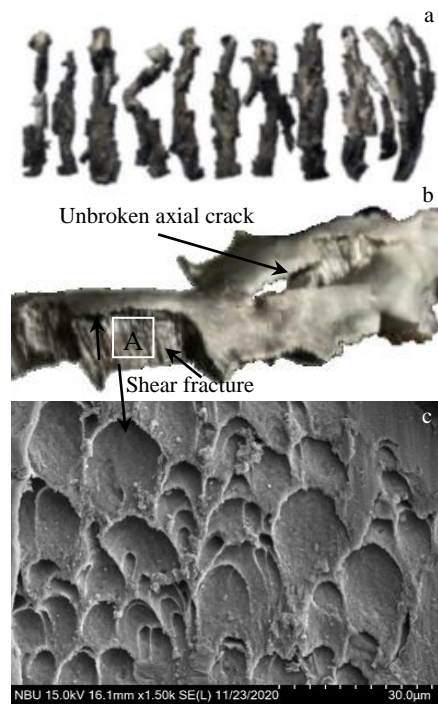


图 3 爆压 6~7 GPa 时碎片特征

Fig.3 Characteristics of fragments under the detonation pressure of 6~7 GPa: (a) recovered fragments; (b) typical debris; (c) SEM fracture morphology

图 4a 为碎片横截面的金相照片。可见，在低爆压下碎片截面，裂纹面、内外表面均比较平整。试样内表面组织为变形的晶粒及孪晶，局部可见晶粒间的动态再结晶形成的细小等轴晶。图 4b 为对图 4a 中内表面 A 处附近的金相组织。而在近内表面（B 区域）可见一些板条状马氏体组织，如图 4c，晶粒尺寸达到 80 μm，明显大于材料原始等轴晶尺寸 20 μm，显然在爆轰波作用下高速大变形过程中，试样厚度方向局部组织发生了再结晶及动态相变。

图 5a 为爆炸压力 22 GPa 时实验回收碎片，长条状

碎片断口同样为剪切断裂模式，但与较低压力下不同，断口发黑，如图 5b 所示，并且在碎片的内表面可见沿柱壳轴向发展的微裂纹分布或变形集中沟槽，其间距小于 0.5 mm。回收碎片的宽度主要分布在 2.5~4.5 mm 之间。碎片典型剪切断口的扫描电镜 SEM 形貌如图 5c 所示，主要呈熔融流动状态，可见经历了较高温度的断口出现熔融剪切摩擦。

图 6a 为 22 GPa 时典型碎片的横截面金相照片，可见，断口为与径向成 45° 的剪切断裂，但与 6~7 GPa 爆炸压力作用下不同，在试样内表面分布着一组沿剪切方

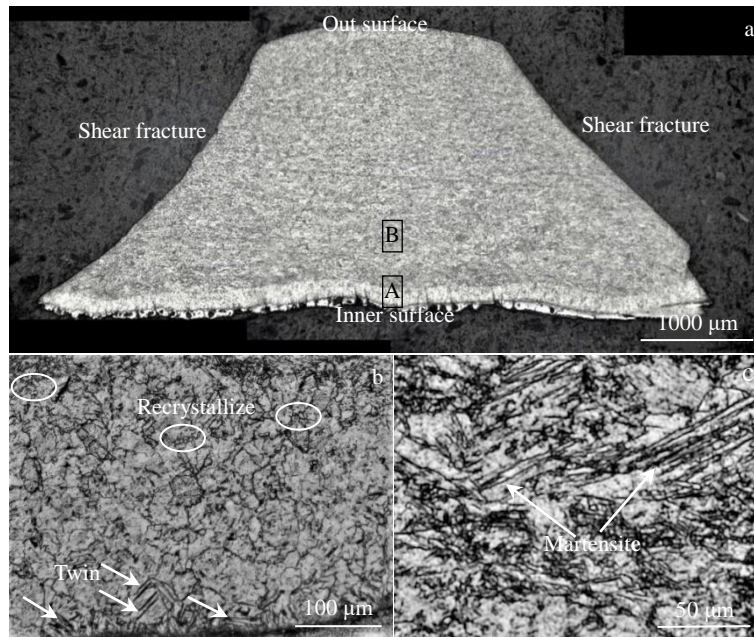


图 4 爆压 6~7 GPa 时碎片横截面金相照片

Fig.4 Cross-section OM images of typical fragment under the detonation pressure of 6~7 GPa: (a) cross-section; (b) inner surface A in Fig.4a; (c) near inner surface B in Fig.4a

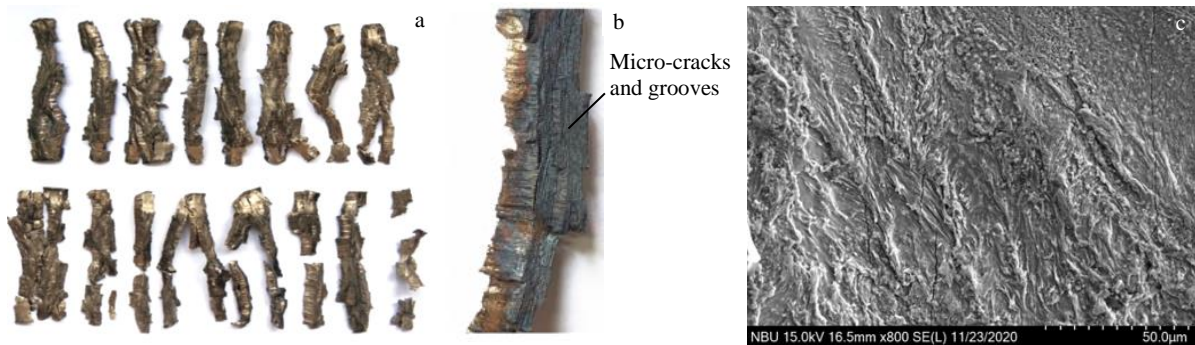


图 5 爆压 22 GPa 时碎片特征

Fig.5 Characteristics of fragments under the detonation pressure of 22 GPa: (a) recovery of debris; (b) typical debris appearance; (c) SEM fracture morphology

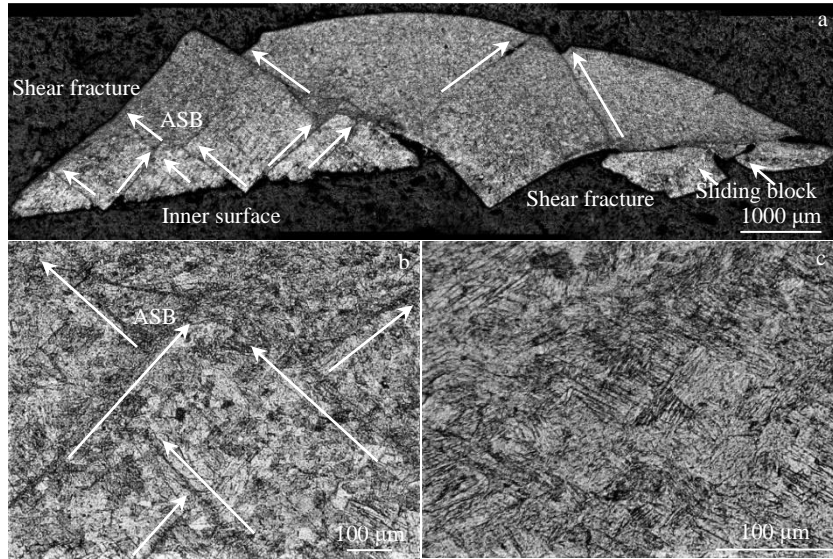


图 6 爆压 22 GPa 碎片截面微观金相照片

Fig.6 OM images of fragment section under the detonation pressure of 22 GPa: (a) typical fragment; (b) distribution of multiple adiabatic shear band near inner surfaces; (c) lath martensite

向（与径向 45°与 135°）交叉、平行的多重绝热剪切带，如图 6b，这些从近内壁区域起始的绝热剪切带发展程度不同。多重剪切带间相对滑移，有些裂纹已沿剪切带扩展，在碎片内表面形成裂纹或台阶，与宏观碎片内表面所见的沟槽及微裂纹相对应。图 6c 为试样内表面处的微观金相照片，试样变形后的组织与原始组织相比，已发生明显变化，可见交叉分布的板条状马氏体组织，且晶粒尺寸达 100 μm 左右，明显较 TA2 合金原始晶粒尺寸（20 μm）大。

实验回收碎片的宏观及微观分析显示：不同爆炸载荷作用下，TA2 钛柱壳虽然都为剪切型碎裂，但两者机制不同。（1）在较低爆压作用下，发生微孔洞连接的剪切断裂，其内表面组织为变形晶粒及孪晶，局部出现再结晶及少量板条马氏体组织。（2）在较高爆炸压力作用下，试样在内表面生成与径向 45°与 135°交叉、平行的

多重绝热剪切带，裂纹沿绝热剪切带发展形成碎裂，为热粘塑性失稳的绝热剪切破坏。在较高爆炸压力作用下，材料组织发生了明显变化，可见交叉分布的马氏体组织分布，晶粒明显大于原始尺寸。

### 2.2 组织演化分析

合金的组织形态、相变对材料性能有着很大影响<sup>[15-17]</sup>。因此，爆轰过程组织发生相变会对柱壳变形、破坏过程产生重要影响。工业纯钛 TA2 的马氏体组织，一般是高温 β 相快速冷却时形成。由此可见，在高温、高压的爆轰波作用下，由于高应变率、绝热大变形引起 TA2 柱壳组织再结晶及动态 α→β 相变，随后，由于稀疏波卸载导致快速冷却淬火，发生 β→α 马氏体相变。

对图 6c 中的马氏体组织进行聚焦离子束（FIB）分析，图 7a 为马氏体组织聚焦离子束成像照片。可见，板

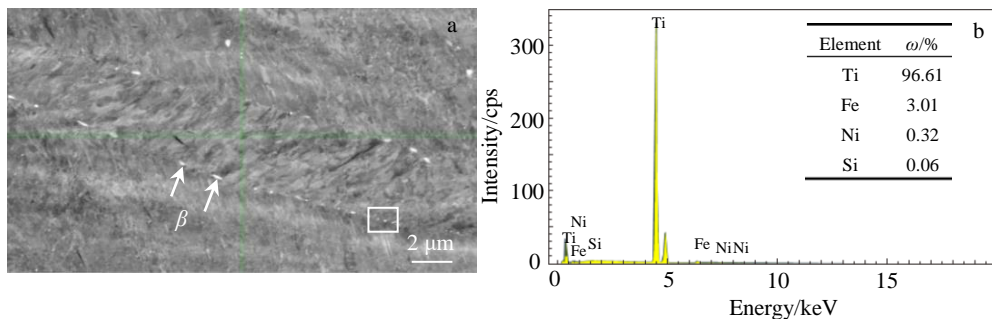


图 7 马氏体 FIB 组织及 EDS 能谱分析结果

Fig.7 FIB image of martensite structure (a); EDS analysis results of Fe and other impurity elements at α phase interface (b)

条  $\alpha$  相界面处存在少量极残存的白亮  $\beta$  相组织,这在原始组织中并没有发现。EDS 能谱显示该处 Fe、Ni 及 Si 偏聚(见图 7b),说明由于  $\beta$  稳定元素铁在晶界处的偏聚,使晶间  $\beta$  相被稳定保留到室温,这也表明在爆轰作用过程中,TA2 组织发生了  $\alpha \rightarrow \beta$  的动态相变。

进一步对爆炸前后试样 XRD 结果进行对比分析,见如图 8。可见,爆炸后组织的 XRD 图谱出现了  $\alpha(0002)(10\bar{1}3)$ 、 $\beta(110)(111)$ 特征峰。Burgers<sup>[18]</sup>在研究中发现,在加热和冷却过程中  $\alpha$  与  $\beta$  相的相互转变具有特定的晶体学关系:  $(0001)_\alpha // (110)_\beta$ 、 $(1120)_\alpha // (111)_\beta$ ,后称之为伯格关系<sup>[18]</sup>。因此,爆炸后 XRD 图谱增加了  $(0002)$ 、 $(10\bar{1}3)$ 特征峰值,反映了试验后  $\beta$  快速转变成  $\alpha$  过程中新产生的马氏体与残留的晶间  $\beta$  组织的变化。对于高爆压下,试样高速大变形,内表面附近发生动态相变完全转变成  $\beta$  相,随后在稀疏波作用下快速冷却形成马氏体。

### 3 分析与讨论

在爆轰加载过程中,TA2 柱壳变形组织发生了再结晶及  $\alpha \rightarrow \beta$  相变,可见韧性金属柱壳外爆碎裂是一个强冲击 ( $\sim 10^2$  GPa) 作用下材料和结构经历高应变率塑性变形、断裂的复杂物理现象。目前相关分析及模型都没有考虑材料的相变对柱壳膨胀及碎裂过程的影响。在数值分析中,一般只将金属考虑为单一的应变硬化、温度软化的本构,由于缺乏可靠的物理模型,到目前为止数值计算也还无法实现金属柱壳爆炸断裂及碎片的模拟及分析,计算结果与实验现象相差较大,只能对实验现象做定性的分析。

众所周知,接触爆炸是一个短历时、高脉冲的冲击波加载作用过程。理论上,爆轰产物的温度可达几千开氏度,一些高能炸药,如  $\rho_0=1.8$  g/cm<sup>3</sup> 时的黑索金(RDX),爆轰波温度可达为 3575 K,  $\rho_0=1.0$  g/cm<sup>3</sup> 时的爆轰温度为 2698 K<sup>[19]</sup>,RDX 的理论爆轰温度更可达 4215 K<sup>[20]</sup>。虽然爆轰波历时极短,在爆炸稀疏波的作用下,温度会

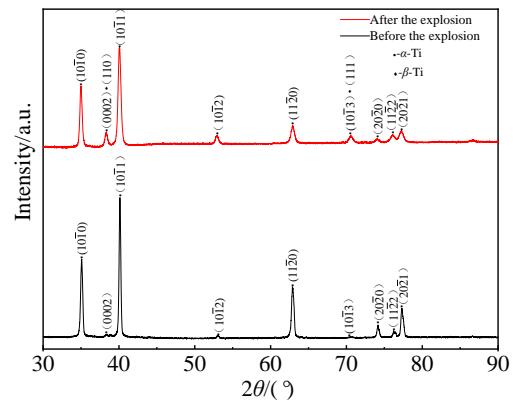


图 8 爆炸前后试样的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of sample before and after explosion

急剧下降,但柱壳试样内表面仍可达到很高的温度。图 9a 显示试样内表面局部甚至出现熔融层,SEM 的 EDS 能谱成分分析为 95% 的纯钛,见图 9c,其组织为极细的等轴晶,如图 9b。这也表明在爆轰波作用下,炸药与柱壳界面温度极高,使金属表面出现熔融,随后由于快速冷却形成极细的等轴晶。

另一方面,由于爆炸冲击波冲击加载,金属瞬态大变形产生的塑性功会导致绝热温升。为此,采用光滑粒子 (SPH) 数值方法对实验柱壳爆炸过程的柱壳截面的塑性变形及绝热温升部分进行分析。图 10 为 SPH 有限元模型,TA2 柱壳采用考虑金属材料的应变以及应变率效应强化、温度软化作用的 Johnson-Cook 本构方程:

$$\bar{\sigma} = (A + B\bar{\epsilon}^p)(1 + c \ln \dot{\bar{\epsilon}}^*) (1 - T^{*m}) \quad (1)$$

式中,  $\bar{\epsilon}^p$  为等效塑性应变,  $\dot{\bar{\epsilon}}^*$  为归一化等效塑性应变率,等效应变不考虑其粘塑性,  $T^* = (T - T_{room}) / (T_{melt} - T_{room})$ ,  $T_{room}$  为室温,  $T_{melt}$  为融化温度,  $T$  为当前温度。则塑性功引起的绝热温升为:

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

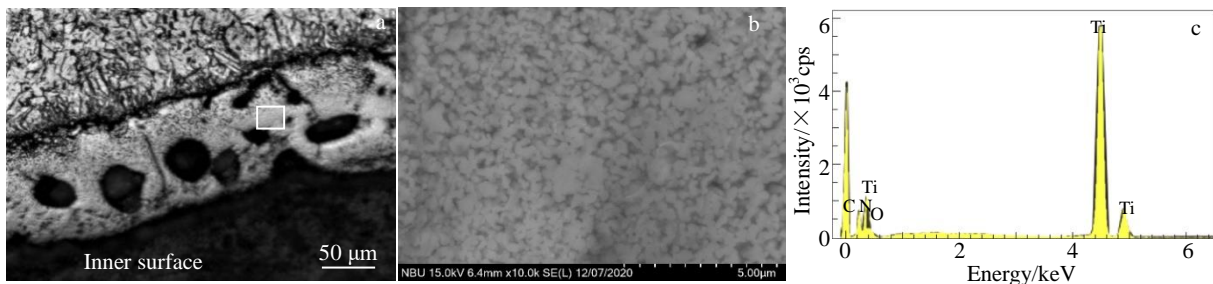


图 9 内表面局部发生熔融

Fig.9 Local melting occurred on inner surface of the specimen: (a) melting on inner surface; (b) ultrafine equiaxed  $\alpha$ -grains of melted structure; (c) EDS spectrum of melted microstructure

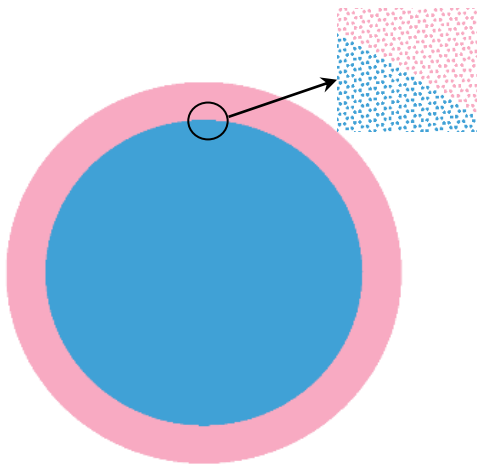


图 10 SPH 数值模拟模型

Fig.10 Model of SPH numerical simulation

式中,  $C_p$  为比热,  $\rho$  为材料密度,  $\chi$  为 Taylor-Quinney 系数,  $\chi$  取 0.9,  $\bar{\sigma}$  为流动应力,  $\dot{\epsilon}$  为等效塑性应变率。材料的 Johnson-Cook 模型参数见表 2<sup>[21]</sup>。RDX 炸药采取 JWL 固体高压状态方程相关参数见表 3<sup>[22]</sup>。

图 11 为 TA2 柱壳在 C-J 压力为 26 Pa 的 RDX 炸药作用下, 爆轰波加载阶段沿柱壳壁厚的等效塑性应变、温度分布。可见试样截面上局部等效塑性应变可达 65%, 塑性绝热温升导致的温度可达到 620 K, 温升可达 300 °C 以上, 随自由膨胀变形发展, 绝热温升还会继续增大, 并且最高绝热温升发生在近内表面处。在常压下,  $\alpha$  钛在 882 °C 将发生  $\alpha \rightarrow \beta$  同素异构转变。因此, 在与高温高压爆轰波共同作用, 试样局部温度可能接近、甚至达到 TA2 钛的  $\alpha \rightarrow \beta$  相变温度。

一些研究<sup>[23,24]</sup>表明: 钛合金在高温、高应变率热变形, 会增大相变激活能, 有利于  $\alpha \rightarrow \beta$  动态相变现象发生。

表 2 Johnson-Cook 柱壳本构参数数值

Table 2 Values of Johnson-Cook constitutive parameters of TA2 cylindrical shells<sup>[21]</sup>

Parameter	A/MPa	B/MPa	n	m	C	$T_{melt}/K$	$T_{room}/K$	$C_p/J (kg K)^{-1}$
Value	460	920	0.72	0.8	0.034	1933	299	540

表 3 炸药 JWL 本构方程相关参数

Table 3 Related parameters of dynamite by JWL constitutive equation<sup>[22]</sup>

Parameter	A/GPa	B/GPa	$\omega$	$R_1$	$R_2$	$E_0/G (J m)^{-3}$	$V_0$	P/GPa	$\rho/kg m^{-3}$	$D/m s^{-1}$
RDX	570.2	6.13	0.38	4.45	1	8.2	1	26	1634	7840

Jonas 团队<sup>[24]</sup>通过自由能法对热变形纯钛中的  $\alpha \rightarrow \beta$  动态相变发生的最低温度进行计算, 结果为 765 °C, 较平衡相变温度 (882 °C) 低。因此, TA2 柱壳外爆膨胀变形过程中, 由于高温、高压冲击波在柱壳壁厚方向来回传播, 加之材料动态大变形引起绝热温升会导致  $\alpha \rightarrow \beta$  动态相变发生, 随冲击波压力增大, 温度更高,  $\alpha \rightarrow \beta$  相变比例增多, 形成新的  $\beta$  相晶粒。随后, 由于冲击卸载, 试样快速冷却, 发生  $\beta \rightarrow \alpha$  的马氏体逆转变, 形成板条状马氏体组织。SPH 数值模拟结果显示: 试样近内表面处的塑性应变及绝热温升最大, 这也与 6~7 GPa 爆压时, 碎片微观分析观察到在内表面没有发生  $\beta$  相变, 而近内表面局部观察到板条状马氏体相变的结果相符。

因此, 对于柱壳外爆碎裂特性及机理分析, 有必要关注、考虑材料在爆轰波作用下合金的相变作用。相变将导致材料动态本构及破坏性能的改变, 对柱壳变形及多源破坏演化过程产生重要影响。一方面, 随爆炸压力增大, 试样温升升高, 材料再结晶软化及相变软化, 降低材料的应变硬化效应; 从本构失稳角度分析, 这会使

材料易于产生绝热剪切的局域化变形, 易于发生绝热剪切型剪切断裂。另一方面, 冲击变形过程  $\beta$  相的产生, 将使材料流动应力降低, 塑性增大, 这也与柱壳爆炸压力增大, 应变率增大, 柱壳表观断裂应变反而变大的结果一致。

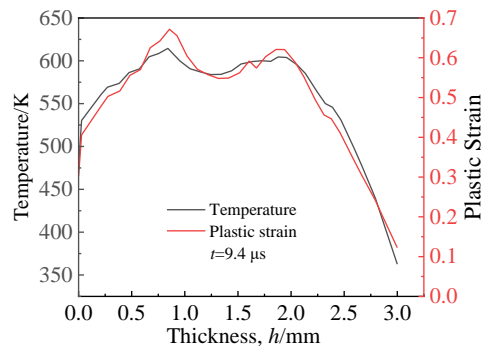


图 11 等效塑性应变及绝热温度沿厚度分布

Fig.11 Equivalent plastic strain and adiabatic temperature distribution along thickness

## 4 结 论

1) 不同爆压下, TA2 工业纯钛柱壳外爆碎裂虽然均为剪切断裂模式, 但其断裂机理不同。在较低爆压作用下, 柱壳发生微孔洞连接的剪切断裂; 而在较高爆压压力作用下, 试样在内表面首先生成与径向成  $45^\circ$  与  $135^\circ$  交叉、平行的多重绝热剪切带, 裂纹沿绝热剪切带发展形成碎裂, 为多重绝热剪切带控制的破坏。即使在较低爆压 ( $6\sim 7$  GPa) 作用下, TA2 工业纯钛柱壳也未见剪切拉伸混合型断裂模式。

2) 爆炸作用下, TA2 钛柱壳高速膨胀变形、断裂过程发生了相变。在较低爆压作用下, 近内表面局部出现爆炸压力作用下, 试样内表面组织转变为一定取向的板条马氏体, 晶粒明显大于原始尺寸。这是由于试样高应变率的热塑性变形导致发生  $\alpha\rightarrow\beta$  动态相变, 并在稀疏波作用下快速冷却, 高温  $\beta$  相发生马氏体转变。

3) 对于柱壳外爆碎裂特性及机理分析, 须考虑材料在爆轰波作用下动态相变对柱壳变形、断裂演化的影响。研究结果为柱壳断裂存在多种断裂模式(层裂、剪切、拉伸)的竞争与耦合分析提供参考。

### 参考文献 References

- [1] Gurney R W. *The Initial Velocities of Fragments from Bombs, Shell and Grenades*[R]. USA: Army Ballistic Research Lab Aberdeen Proving Ground, MD, 1943: 1
- [2] Taylor G I. *Analysis of the Explosion of a Long Cylindrical Bomb Detonated at One End*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1963: 277
- [3] Taylor G I. *The Fragmentation of Tubular Bombs*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1963: 387
- [4] Hoggatt C R, Recht R F. *Journal of Applied Physics*[J], 1968, 39(3): 1856
- [5] Beetle J C. *Proceedings of the Fourth Annual SEM Symposium III Research Institute*[C]. Chicago: IIT Research Institute, 1970: 137
- [6] Tang Tiegang(汤铁钢), Gu Yan(谷岩), Li Qingzhong(李庆忠) *et al. Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2003, 23(6): 529
- [7] Tang Tiegang(汤铁钢), Li Qingzhong(李庆忠), Sun Xuelin(孙学林) *et al. Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2006, 26(2): 129
- [8] Hu Bayi(胡八一), Dong Qingdong(董庆东), Han Changsheng(韩长生) *et al. Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 1993, 13(1): 49
- [9] Hu Bayi(胡八一), Dong Qingdong(董庆东). *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 1993, 13 (4): 305
- [10] Hu Haibo(胡海波), Tang Tiegang(汤铁钢), Hu Bayi(胡八一) *et al. Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2004, 24(2): 97
- [11] Goto D M, Becker R, Orzechowski T J *et al. International Journal of Impact Engineering*[J], 2008, 35: 1547
- [12] Pan Shunji(潘顺吉), Yu Xinlu(俞鑫炉), Dong Xinlong(董新龙). *Chinese Journal of High Pressure Physics*(高压物理学报)[J], 2017, 31(4): 382
- [13] Zheng Ke(郑柯), Dong Xinlong(董新龙). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2018, 41(3): 61
- [14] Opjehkoji II. Translated by Sun Chengwei(孙承纬). *Explosion Physics*(爆炸物理学)[M]. Beijing: Science Press, 2011: 70
- [15] Dong Xianjuan(董显娟), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(5): 1485
- [16] Chen Guanfang(陈冠方), Zhang Jinyong(张金勇), Zhong Yi(钟艺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2020, 49(1): 297
- [17] Li Xumin(李旭敏), Fang Feng(方峰), Jiang Jianqing(蒋建清) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3379
- [18] Burgers W G. *Physica*[J], 1934, 1(7): 561
- [19] Suceca M. *Propellants Explosives Pyrotechnics*[J], 1991, 16: 197
- [20] Akhavan J. Translated by Xiao Zhenggang(肖正刚). *Chemistry of Explosives*(爆炸物化学)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2017: 89
- [21] Dong Xinlong(董新龙), Fu Yingqian(付应乾). *Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2014, 35(7): 1016
- [22] Corleone J. *Tactical Missile Warheads*[M]. Washington, D C: American Institute of Aeronautics and Astronautics, Inc., 1993: 121
- [23] Zhao Jun(赵军), Chen Yan(谌岩), Wen Quanxing(文全兴) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2017, 41(10): 1087
- [24] Foul A, Aranas C, Guo B Q *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 722(11): 156

## Multiple Adiabatic Shear Fragmentation and Microstructure Evolution of Explosive-Driven TA2 Pure Titanium Cylinders

Pang Zhen<sup>1,2</sup>, Dong Xinlong<sup>1,2</sup>, Wu Wencang<sup>1</sup>, Fu Yingqian<sup>1,2</sup>, Wu Sisi<sup>2</sup>

(1. Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ministry of Education, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

(2. Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

**Abstract:** The fragmentation experiments of TA2 industrial pure titanium cylindrical under different explosion pressures were carried out. Through the analysis of macroscopic microscopic and fracture for the recovered fragments, the fracture mode and mechanism of explosively fragmentation of TA2 metal were discussed. The results show that though the fracture modes of TA2 cylinder are all shear fracture in explosive-driven cylinders expansion tests, the failure mechanism of shear mode is different for tests under different explosion pressures. It is observed that the shear failure is caused by the evolution of micro-voids in tests under relatively low pressure but controlled by multiple adiabatic shear under the higher explosion pressure. The microscopic metallography shows that the dynamic phase transition of  $\alpha \rightarrow \beta$  may occur during the high-speed deformation of the TA2. It is shown that the microstructure of the inner surface is converted to lath martensitic with a specific orientation and the grain size is apparently larger than the as-received grain size. Thus, it is necessary to consider the influence of the dynamic phase transition of material under the action of the shock waves when analyzing the fracture characteristics and mechanism of external explosive experiments. This work can provide a significant reference to the analysis of multiple failure modes of cylinders under external explosion loading conditions.

**Key words:** TA2 titanium; fragmentation; fracture mode; dynamic phase transition

---

Corresponding author: Dong Xinlong, Ph. D., Professor, Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, P. R. China, Tel: 0086-574-87600497, E-mail: dongxinlong@nbu.edu.cn