

# 冲击加载下 LY12 铝合金的动态屈服强度和层裂强度与温度的相关性<sup>\*</sup>

王永刚<sup>1,2)</sup> 陈登平<sup>2)</sup> 贺红亮<sup>2)</sup> 王礼立<sup>1,2)</sup> 经福谦<sup>2)</sup>

1) 宁波大学工学院, 宁波 315211)

2) 中国工程物理研究院流体物理研究所, 绵阳 621900)

(2005 年 11 月 28 日收到, 2006 年 4 月 12 日收到修改稿)

采用可测量任意反射表面的速度干涉仪对 LY12 铝合金在不同初始温度条件下的动态屈服与层裂行为进行了实验研究, 温度范围从室温到接近熔化温度. 实验结果显示, LY12 铝合金的动态屈服强度随着温度升高而快速下降, 当初始温度为 847 K (比熔化温度低 86 K) 时, 其屈服强度仅为室温下的 15%, 层裂强度也随着温度升高而减小. 在 296—847 K 的实验温度范围内, 层裂强度损失 80%. 通过实验结果与模型估算值的比较, 发现 Zerilli-Armstrong (ZA) 模型可以对 LY12 铝合金的动态屈服强度与温度的相关性进行较好的描述, 而 Steinberg-Cochran-Guinan (SCG) 模型对屈服强度的温度软化效应估计不足. 对于铝基材料 (包括纯铝、铝合金以及单晶铝), 提出的经验公式较好地描述了归一化层裂强度与温度的相关性.

关键词: 温度相关性, LY12 铝合金, 动态屈服强度, 层裂强度

PACC: 6250, 6220D, 6220F, 6220M

## 1. 引言

金属材料在冲击波作用下的动态响应在许多民用工程、航空航天、军事工程等领域都有很重要的应用背景, 例如高速冲击加工、空间碎片防护以及弹丸对靶的高速碰撞等等. 人们对常温下金属材料的动态响应特性已进行了许多研究<sup>[1,2]</sup>, 但对高温下甚至接近熔化温度下金属材料的动态响应特性研究较少. Grady<sup>[3]</sup>和 Kanel 等<sup>[4]</sup>在锡和铅的层裂实验中发现冲击后的卸载温度接近材料的熔化温度时, 层裂强度将快速下降. Chhabildas 等<sup>[5]</sup>在实验中发现钽在准等熵加载条件下层裂强度比冲击加载条件下的层裂强度高 27%, 原因是准等熵加载下材料升温要比冲击加载下小. 这些实验结果显示, 温度对于金属材料的动态响应特性有显著的影响. 然而在常规的冲击波压缩与拉伸实验中, 压力和温度往往是耦合在一起的, 无法将其中一个因素分离出来. 一般高应变率本构方程中都考虑了温度软化效应, 例如适用于平面冲击波实验的 Steinberg-Cochran-Guinan (SCG) 本

构方程<sup>[6,7]</sup>. 但由于缺乏材料强度随温度变化的实验数据, SCG 本构模型<sup>[6]</sup>中假定剪切模量  $G$  与屈服强度  $Y$  之比为常数, 这个假定是否合理值得讨论. Duffy 等<sup>[8]</sup>研究了金属钨在 1400 °C 温度条件下的动态响应, 结果显示屈服强度随着温度升高而下降的速率要明显高于剪切模量下降速率. 采用样品预加温实验技术则可以相对独立地研究金属材料动态响应特性的温度相关性. 最近, 预加温条件下金属材料冲击波压缩与拉伸实验研究已成为冲击波物理研究领域的一个热点<sup>[9-11]</sup>.

本文采用电阻丝加热方法, 在  $\phi 100$  mm 一级轻气炮上搭建了一套样品预加温的实验系统. 利用这套系统并结合波剖面测量技术对 LY12 铝合金在 296—847 K 温度范围内的动态响应特性进行了实验研究. 采用可测量任意反射表面的速度干涉仪 (VISAR)<sup>[12]</sup>实测了样品自由面粒子速度剖面, 结果显示 LY12 铝合金的动态屈服强度和层裂强度都具有强烈的温度相关性, 随着温度升高屈服强度很快下降, 层裂强度开始时下降较慢, 而当温度接近熔化温度时则快速下降.

<sup>\*</sup> 国家自然科学基金 (批准号: 10476027) 资助的课题.

## 2. LY12 铝合金预加温层裂实验

实验在  $\phi 100$  mm 一级轻气炮上进行,加温系统主要有三部分组成:镍铬电阻丝、热电偶、温度采集仪.图 1 为实验装置示意图.实验中,飞片击靶速度用铜质刷子探针测量,每发实验的击靶速度控制在 400 m/s 左右,尽量保证恒定加载.VISAR 测量样品自由面粒子速度剖面,采样频率为 1 ns.测量中所有信号均由精密数字示波器记录.为了提高加温效率,尽量减少样品几何尺寸以及与样品支架之间的接触.样品直径为 45 mm.为了保证对样品均匀加温,通过调节电压来控制样品温升的速率,一般加热时间控制在 10—15 min.样品在被加温过程中,由于氧

化作用使其表面的光反射率将会降低,为了 VISAR 测量信号的可靠和稳定,实验前需要对样品的观测表面进行抛光处理,实验时尽量提高靶室内的真空度.实验参数见表 1.

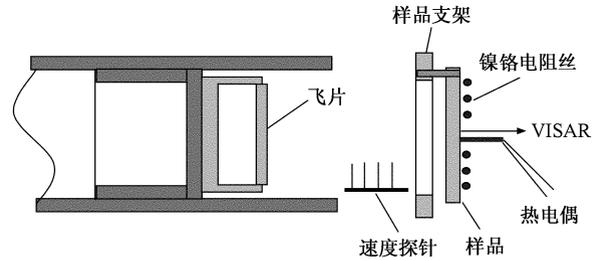


图 1 预加温实验装置示意图

表 1 实验参数和计算结果

实验编号	飞片 厚度/mm	样品 厚度/mm	飞片 速度/ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	$T/\text{K}$	$\rho/\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$	$c_1/\text{km}\cdot\text{s}^{-1}$	$c_2/\text{km}\cdot\text{s}^{-1}$	$Y/\text{MPa}$	$\sigma_s/\text{MPa}$
1	1.77	3.65	454	296	2.785	6.360	3.008	398.2	835.0
2	2.01	4.00	384	657	2.762	6.067	2.513	76.8	704.8
3	2.00	4.00	456	754	2.755	6.004	2.396	67.2	600.9
4	2.02	4.00	460	847	2.749	5.944	2.282	58.5	163.2

## 3. 实验结果及讨论

图 2 为表 1 中 3 号实验的 VISAR 信号原始波形图,图中显示干涉条纹是比较清晰的,这保证了实验结果的可靠性.根据干涉条纹变化数与样品表面粒子速度变化量成正比,可得自由面粒子速度  $u(t)$ , 即<sup>[13]</sup>

$$u(t) = KF(t), \quad (1)$$

式中,  $F(t)$  为干涉条纹变化量,  $K$  为干涉条纹常数.采用(1)式对 4 发实验的 VISAR 干涉条纹信号进行数据处理后得到不同初始温度下样品后自由面粒子速度历史曲线如图 3 所示,为了清楚地区分它们,表 1 中 2 号实验、3 号实验和 4 号实验的自由面粒子速度历史曲线被整体抬升,抬升幅度分别为 100, 150 和 200 m/s.常温下,从自由面速度历史曲线上可以很明显看到非常陡峭的弹性前驱波和明显的弹塑性转变,而随着温度升高,弹性前驱波变得较倾斜,且弹塑性转变也变得比较弥散,Hugoniot 弹性极限 (HEL) 显著减小;当初始温度接近熔化温度时,层裂信号与常温下相比也明显不同,速度回跳值很小,并

且后续波形振荡基本没有.图 4 为自由面速度历史曲线上弹性前驱波部分的局部放大,图中时间起始点的位置是任意的.

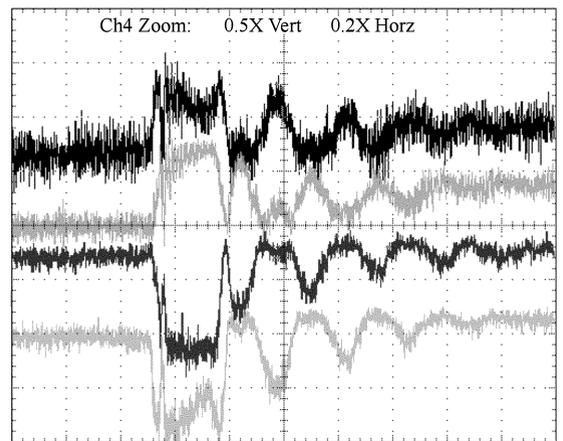


图 2 VISAR 信号的原始波形

### 3.1. 动态屈服强度的温度相关性

对自由面速度进行定量分析前,首先讨论计算中使用的一些材料物性随温度的变化,例如密度  $\rho$ 、

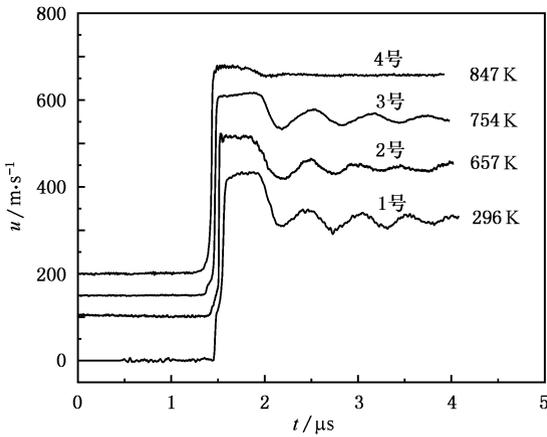


图 3 不同初始温度下样品自由面粒子速度历史曲线

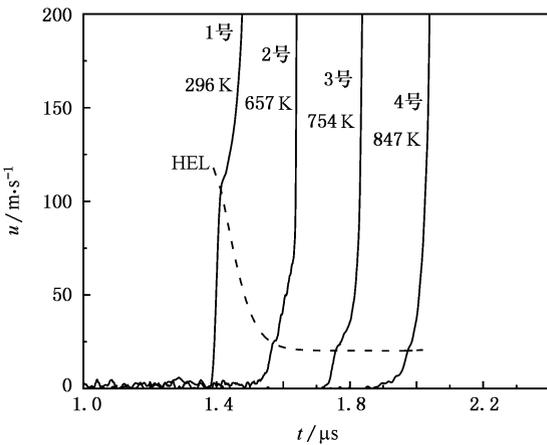


图 4 自由面速度历史曲线上弹性先驱波部分的局部放大

纵波声速  $c_1$ 、横波声速  $c_t$  等. 根据体膨胀系数  $\alpha$  的热力学定义<sup>[14]</sup>

$$\alpha = \frac{1}{V} \left( \frac{\partial V}{\partial T} \right)_p, \quad (2)$$

积分后得到

$$V = V_0 \exp[\alpha(T - T_0)]. \quad (3)$$

体积  $V$  与密度  $\rho$  之间进行换算后, 得到密度随温度的变化关系为

$$\rho = \rho_0 \exp[-\alpha(T - T_0)]. \quad (4)$$

(3)(4)式中下标 0 代表各物理量的初始值.

一般而言, 材料的体积模量对温度的敏感性较差<sup>[15,16]</sup>, 这里假定体积模量与温度没有相关性, 再根据声速与模量之间的关系, 可容易地得到  $c_1$  随温度的变化关系, 即

$$\frac{dc_1}{dT} = \frac{2}{3} \frac{1}{\rho_0 c_1} \frac{dG}{dT}. \quad (5)$$

LY12 铝合金与 2024 铝合金在物理性质方面很接近, 文献 6 给出了 2024 铝合金的  $dG/dT = -0.017$  GPa/K, 则  $dc_1/dT = -0.646$  m/sK. 同理, 可以得到  $c_t$  随温度的变化关系为

$$\frac{dc_t}{dT} = \frac{1}{2\rho_0 c_t} \frac{dG}{dT}. \quad (6)$$

采用(4)(5)和(6)式分别对密度、纵波声速和横波声速进行了温度修正, 结果见表 1. 表 2 给出了计算中使用的其他材料物性参数<sup>[6,17]</sup>. 图 5 给出了密度、纵波声速和横波声速随温度的变化, 图中各表征点对应于我们的实验条件.

表 2 计算中使用的 LY12 铝合金的物性参数

$\rho_0/g \cdot cm^{-3}$	$c_b/km \cdot s^{-1}$	$T_m/K$	$G_0/GPa$	$G'_p : G_0/GPa^{-1}$	$G'_T : G_0/10^{-3} K^{-1}$	$\alpha/10^{-6} K^{-1}$
2.785	5.328	933	37.5	0.065	-0.62	23.1

由实测自由面速度剖面, 可以得到不同初始温度下 LY12 铝合金的 HEL, 即

$$\sigma_{HEL} = \rho c_1 u_{fs}^{HEL} / 2. \quad (7)$$

动态屈服强度  $Y$  可由下式得到:

$$Y = \frac{1 - 2\nu}{1 - \nu} \sigma_{HEL} = 2\sigma_{HEL} \left( \frac{c_1}{c_1^0} \right). \quad (8)$$

(7)(8)式中  $u_{fs}^{HEL}$  为弹性段自由面速度的峰值,  $\nu$  为泊松比, 图 6 给出了由(8)式计算得到的 LY12 铝合金的动态屈服强度  $Y$  随温度的变化, 结果显示动态屈服强度随着温度升高而快速减小.

常用的高应变率本构模型 SCG 模型<sup>[6,7]</sup>和

Zerilli-Armstrong(ZA)模型<sup>[18]</sup>中都考虑温度软化效应. SCG 模型为

$$G = G_0 \left[ 1 + \left( \frac{G'_p}{G_0} \right) \frac{P}{\eta^{1/3}} + \left( \frac{G'_T}{G_0} \right) (T - T_0) \right], \quad (9)$$

式中,  $\eta = \frac{V_0}{V}$ , 计算参数  $\frac{G'_p}{G_0}, \frac{G'_T}{G_0}$  的值见表 2. 基于  $Y/G$  为常数, 由(9)式可估算屈服强度随着温度的变化, 估算结果见图 6. 对于面心立方金属 ZA 模型为<sup>[18]</sup>

$$Y = C_1 + C_2 \epsilon^{1/2} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \epsilon), \quad (10)$$

式中,  $C_1, C_2, C_3, C_4$  为材料参数,  $\epsilon$  为应变,  $\dot{\epsilon}$  为应

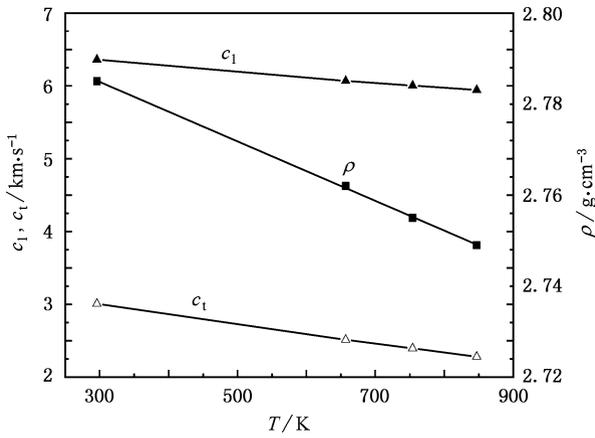


图5 声速和密度随温度的变化

变率. 由于实验中每发实验的加载强度基本相同, 因此可以近似认为(10)式中的应变和应变率为常数, 则(10)式可简化为

$$Y = C_1 + C_2 \exp(-C_3 T). \quad (11)$$

利用(11)式对 LY12 铝合金的动态屈服强度随温度变化的实验数据进行拟合, 拟合系数分别为  $C_1 = 53.8 \text{ MPa}$ ,  $C_2 = 3093 \text{ MPa}$ ,  $C_3 = 0.007 \text{ K}^{-1}$ . 图6显示实验得到的 LY12 铝合金的动态屈服强度随着温度升高而下降的速率明显高于 SCG 模型的预测, 而基于位错动力学理论的 ZA 模型<sup>[18]</sup>对实验结果拟合很好. 这表明 SCG 模型对 LY12 铝合金的屈服强度的温度软化效应估计不足, 动态屈服强度与温度的相关性不是线性衰减关系而是指数衰减关系. 李茂生等<sup>[19]</sup>对 SCG 模型的温度软化效应进行改进时也采用了指数衰减形式, 这与我们的实验结果是一致的. 胡建波等<sup>[20]</sup>对冲击加载下铝的剪切模量进行研究后也指出李茂生等修正的 SCG 模型<sup>[19]</sup>与实验结果符合较好.

### 3.2. 层裂强度的温度相关性

由实测自由面速度剖面, 还可以得到不同初始温度下 LY12 铝合金的层裂强度  $\sigma_s$ , 即<sup>[21]</sup>

$$\sigma_s = \frac{1}{2} \rho c_b \Delta u, \quad (12)$$

式中  $c_b$  为材料的体波声速,  $\Delta u$  为自由面速度最大值与信号第一次反弹时自由面速度最小值之差, 计算结果列于表 1.

大量实验证实了冲击载荷强度对层裂强度的影响很小<sup>[22]</sup>, 后续讨论中将忽略层裂强度的载荷强度

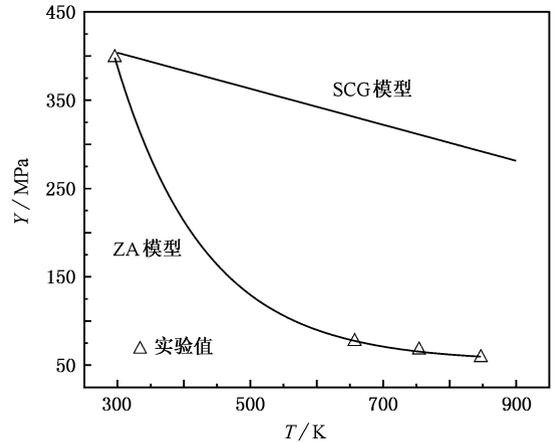


图6 LY12 铝合金的动态屈服强度随温度变化的实验值与模型估算值的比较

依赖性. 为了消除不同材料的层裂强度之间的差异, 对不同初始温度下层裂强度进行了归一化处理, 即把不同初始温度下所得到的层裂强度  $\sigma_s$  除以室温条件下的层裂强度  $\sigma_{s0}$ . 图7给出了归一化后层裂强度随着初始温度的变化关系. 从图7可以看出: 随着初始温度的升高层裂强度缓慢下降, 当接近熔化温度时则快速下降接近于零. 另外, 在图7中我们还给出了有关文献报道的纯铝(99.99%)<sup>[23]</sup>、Al-6%Mg 铝合金<sup>[23]</sup>、AD1 铝<sup>[24]</sup>以及单晶铝<sup>[23, 25]</sup>的实验结果, 发现这些铝基材料的归一化层裂强度与温度的相关性可以采用统一的函数形式进行较好的描述, 即

$$\frac{\sigma_s}{\sigma_{s0}} = a \ln\left(1 - \frac{T}{T_m}\right) + b, \quad (13)$$

式中,  $T_m$  为材料的熔化温度, 拟合系数  $a = 0.2$ ,

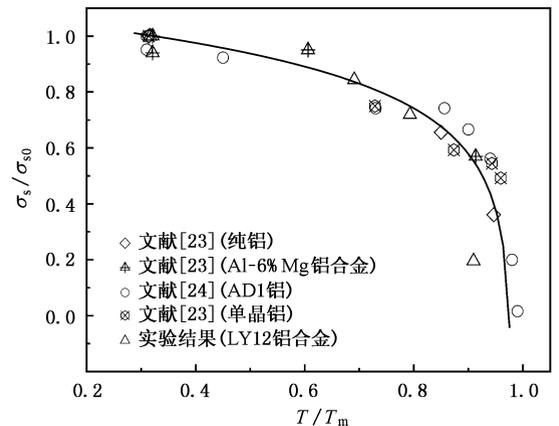


图7 归一化层裂强度与温度的相关性

$b = 1.0$ .

### 3.3. 动态屈服强度和层裂强度的热软化机制

从微观上分析,动态屈服强度和层裂强度的热软化效应与位错运动的物理机制密切相关.金属材料的塑性变形机理是剪应力驱动位错运动,在动态拉伸条件下导致材料发生层裂的微孔洞长大过程也是由位错发射机制所控制<sup>[26-28]</sup>.金属材料中一般都存在空位、缺陷以及晶界等许多位错障碍.根据位错动力学理论,随着温度的升高热激活能将使这些障碍势垒降低,位错可以较容易地克服障碍势垒发生滑移,同时驱动位错运动所需要的应力也将大大减小,从而导致屈服强度和层裂强度随着温度升高而减小.

## 4. 结 论

采用电阻丝加热方法对 LY12 铝合金在不同初始温度条件下的冲击压缩与拉伸特性进行了实验研究. VISAR 实测的自由面速度剖面显示了 LY12 铝合金的动态响应与温度之间具有强烈的相关性.实验结果表明:由于塑性变形的热激活机制,LY12 铝合金的动态屈服强度随着温度的升高而呈指数衰减,基于位错动力学的 ZA 本构模型可以对其进行较好的描述.层裂强度也随温度的升高而减小.特别是当初始温度接近熔化温度时,对铝基材料(包括纯铝、铝合金以及单晶铝),归一化层裂强度与温度的相关性可以采用统一的函数表达式来描述.

- [ 1 ] Peng J X , Jing F Q , Wang L L *et al* 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 2194 (in Chinese) [ 彭建祥、经福谦、王礼立等 2005 物理学报 **54** 2194 ]
- [ 2 ] Geng H Y , Wu Q , Tan H *et al* 2002 *Chin. Phys.* **11** 1188
- [ 3 ] Grady D E 1988 *J. Mech. Phys. Solids* **36** 353
- [ 4 ] Kanel G I , Razorenov S V , Utkin A V *et al* 1996 *Shock Compression of Condensed Matter-1995* ( New York : American Institute of Physics ) p503
- [ 5 ] Chhabildas L C , Barker L M , Asay J R *et al* 1990 *Shock Compression of Condensed Matter-1989* ( Amsterdam :Elsevier ) p429
- [ 6 ] Steinberg D J , Cochran S C , Guinan M W 1980 *J. Appl. Phys.* **51** 1498
- [ 7 ] Steinberg D J , Lund C M 1989 *J. Appl. Phys.* **65** 1528
- [ 8 ] Duffy T S , Ahrens T J 1994 *J. Appl. Phys.* **76** 835
- [ 9 ] Kanel G I , Razorenov S V , Baumung K *et al* 2001 *J. Appl. Phys.* **90** 136
- [ 10 ] Krüger L , Meyer L W , Razorenov S V *et al* 2003 *Int. J. Impact Eng.* **28** 877
- [ 11 ] Zaretsky E B , Kanel G I , Razorenov S V *et al* 2005 *Int. J. Impact Eng.* **31** 41
- [ 12 ] Barker L M , Hollenbach R E 1972 *J. Appl. Phys.* **43** 4669
- [ 13 ] Hu S L 2001 *Laser Interferometry for Measuring Velocities* ( Beijing : National Defence Industry Press ) p131 ( in Chinese ) [ 胡绍楼 2001 激光干涉测速技术 ( 北京 : 国防工业出版社 ) 第 131 页 ]
- [ 14 ] Jing F Q 1999 *Introduction of Experimental Equation of State* ( Beijing : Science Press ) p26 ( in Chinese ) [ 经福谦 1999 实验物态方程导引 ( 北京 : 科学出版社 ) 第 26 页 ]
- [ 15 ] Tallon J L , Wolfen A 1979 *J. Phys. Chem. Solids* **40** 831
- [ 16 ] Fukuhara M , Sensei A 1993 *J. Mater. Sci. Lett.* **12** 1122
- [ 17 ] Gschneidner K A 1965 *Solid State Physics* ( New York , London : Academic Press ) p275
- [ 18 ] Zerilli F J , Armstrong R W 1987 *J. Appl. Phys.* **61** 1816
- [ 19 ] Li M S , Chen D Q 2001 *Chin. J. High Pres. Phys.* **15** 24 ( in Chinese ) [ 李茂生、陈栋泉 2001 高压物理学报 **15** 24 ]
- [ 20 ] Hu J B , Yu Y Y , Dai C D *et al* 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 5750 (in Chinese) [ 胡建波、俞宇寅、戴诚达等 2005 物理学报 **54** 5750 ]
- [ 21 ] Robinson C M 2002 *Shock Compression of Condensed Matter-2001* ( New York : American Institute of Physics ) p1359
- [ 22 ] Antoun T , Seaman L , Curran D R *et al* 2003 *Spall Fracture* ( New York : Springer-Verlag ) p97
- [ 23 ] Kanel G I , Razorenov S V , Fortov V E 2004 *J. Phys. : Condens. Matter* **16** S1007
- [ 24 ] Kanel G I , Razorenov S V , Bogatch A *et al* 1996 *J. Appl. Phys.* **79** 8310
- [ 25 ] Kanel G I , Baumung K , Singer J *et al* 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 3230
- [ 26 ] Lubarda V A , Schneider M S , Kalantar D H *et al* 2004 *Acta Mater.* **52** 1397
- [ 27 ] Gungor M R , Maroudas D 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 113527
- [ 28 ] Marian J , Knap J , Ortiz M 2005 *Phys. Rev. Lett.* **93** 165503

# Temperature dependence of dynamic yield strength and spall strength for LY12 aluminum alloy under shock loading \*

Wang Yong-Gang<sup>1,2)</sup> Chen Deng-Ping He Hong-Liang<sup>2)</sup> Wang Li-Li<sup>1,2)</sup> Jing Fu-Qian<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> School of Mechanical Engineering, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

<sup>2)</sup> Institute of Fluid Physics, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China)

( Received 28 November 2005 ; revised manuscript received 12 April 2006 )

## Abstract

A velocity interferometer system for use with an arbitrary reflector was used to measure the free surface velocity history of LY12 aluminum alloy in a wide range of pre-heating from the room temperature approaching to the melting point, and the dependences of dynamic yield strength and spall strength on the initial sample temperature have been investigated. Experimental results indicate that the dynamic yield strength decreases rapidly with the heating temperature, and only 15% of the initial strength at room temperature is retained when heated up to 847 K (86 K lower than the melting temperature). The measured yield strength has been compared with the Zerilli-Armstrong (ZA) model and Steinberg-Cochran-Guinan (SCG) model calculation, which points out that the ZA model could describe the dependence of the yield strength on temperature well and the SCG model has overestimated the dynamic yield strength at high temperature significantly. Decrease of the spall strength with the increase of heating temperature for LY12 aluminum alloy was observed also, and nearly 80% loss of spall strength was determined in the present experimental temperature range of 296—847 K. An empirical formula has been proposed to normalize the dependence of spall strength on the heating temperature, and it gives a fairly good fitting for a number of aluminum based materials, including pure aluminum, aluminum alloy and single crystal aluminum, measured in this work and by others in the literature.

**Keywords** : temperature dependence, LY12 aluminum alloy, dynamic yield strength, spall strength

**PACC** : 6250, 6220D, 6220F, 6220M