

延性金属层裂强度对温度、晶粒尺寸和加载应变率的依赖特性及其物理建模

张凤国 赵福祺 刘军 何安民 王裴

Dependence of spall strength on temperature, grain size and strain rate in pure ductile metals

Zhang Feng-Guo Zhao Fu-Qi Liu Jun He An-Min Wang Pei

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 71, 034601 (2022) DOI: 10.7498/aps.71.20210702

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.71.20210702>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

高应变率下温度对单晶铁中孔洞成核与生长影响的分子动力学研究

Molecular dynamics simulation of effect of temperature on void nucleation and growth of single crystal iron at a high strain rate

物理学报. 2019, 68(24): 246102 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190920>

层裂损伤孔洞增长模型参数的确定方法及其应用

Method of determining parameters of void growth damage model and its application to simulation of spall test

物理学报. 2020, 69(20): 204601 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200527>

不同晶粒度高纯铜层裂损伤演化的有限元模拟

Numerical simulation on dynamic damage evolution of high pure copper with different grain sizes

物理学报. 2021, 70(20): 204601 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210726>

考虑晶粒分布的多晶体材料超声散射统一理论

Ultrasonic scattering unified theory for polycrystal material with grain sizes distribution

物理学报. 2018, 67(23): 234301 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20181751>

温度对小角度对称倾斜晶界位错运动影响的晶体相场模拟

Phase field crystal simulation of the effect of temperature on low-angle symmetric tilt grain boundary dislocation motion

物理学报. 2019, 68(17): 170504 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190051>

非一维应变冲击加载下高纯铜初始层裂行为

Incipient spallation of high purity copper under non-one-dimensional strain shock waves

物理学报. 2020, 69(3): 034601 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20191104>

延性金属层裂强度对温度、晶粒尺寸和加载应变率的依赖特性及其物理建模*

张凤国[†] 赵福祺 刘军 何安民 王裴

(北京应用物理与计算数学研究所, 北京 100088)

(2021 年 4 月 13 日收到; 2021 年 10 月 29 日收到修改稿)

层裂强度表征了材料内部最大动态抗拉能力, 并与材料本身的力学性质以及损伤早期演化相关. 建立层裂强度计算的解析表达式, 深入认识层裂强度所包含的微细观物理涵义, 有利于更好地优化延性金属材料的层裂强度. 目前大量的实验表明: 延性金属材料的层裂强度对加载拉伸应变率、温度效应以及材料初始微观结构具有很强的依赖关系. 本文基于对孔洞成核与增长的损伤早期演化特性的分析, 以及对温度效应和晶粒尺寸与材料本身力学性质之间关系的分析, 给出了简单、实用的层裂强度的解析物理模型, 物理模型的计算结果与典型延性金属高纯铝、铜和钼的层裂强度实验结果基本符合, 从而验证了我们给出的层裂强度模型具有较好的适用性和预测性.

关键词: 层裂强度, 孔洞成核与早期增长, 晶粒尺寸, 温度, 拉伸应变率, 延性材料

PACS: 46.50.+a, 62.50.Ef, 64.60.Q-, 62.20.mm

DOI: 10.7498/aps.71.20210702

1 前言

爆轰、激光加载或高速弹飞片撞击导致靶板内部形成近似三角形冲击波, 冲击波在靶板自由面反射形成的卸载稀疏波与冲击波叠加在靶板内部产生拉伸作用区域, 当拉伸应力足够高时, 靶板材料产生层裂拉伸损伤破坏. 该问题涉及强冲击加载下的工程防护、军事上装甲/甲板的冲击破坏以及武器内爆混合等众多工程领域, 在国防工业和金属材料加工技术研究中具有其重要的应用背景. 此外, 对该问题的深入研究涉及到固体力学、材料科学、固体物理等多种学科之间的相互交叉和渗透, 近年发展起来的物理统计方法和从微观→介观→宏观的跨尺度研究方法, 使人们对此问题从判据性准则研究发展到从微观、介观尺度损伤演化到宏观尺度破

坏的深层次研究, 极大地丰富了人们对动态破坏本质的认识, 形成了具有鲜明特色的交叉学科的研究方向, 因而具有重要的科学意义.

层裂强度是层裂损伤研究的关键问题之一, 其表征材料的动态抗拉强度, 同时也与最大拉伸断裂应力相关, 最大拉伸断裂应力是目前一般工程问题仍然广泛采用的材料破坏断裂的主要判据之一. 结合层裂实验自由面速度曲线的观测结果, 基于声学近似, Novikov^[1] 给出的层裂强度计算公式为 $p_{\text{spall}} = 0.5\rho_0 C_b \Delta u$ (ρ_0 为材料初始密度, C_b 为材料的体积声速, Δu 为自由面速度曲线最大值与其后曲线回跳点之间的速度差值), 之后, Stepanov^[2] 考虑材料塑性变形影响、Romanchenko 和 Sepanov^[3] 考虑冲击波传播过程中波形和强度的改变、Kanel^[4] 考虑损伤增长的因素以及 Turley 等^[5]、Mallick 等^[6] 对此公式进行了不断地完善和修正. 尽管如此, 不同修正公式计算得到的层裂强度不仅差别很大, 而

* 科学挑战专题 (批准号: TZ2018001) 资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: zhang_fengguo@iapcm.ac.cn

且与工程中采用的最大拉伸断裂应力判据也存在较大差别,这涉及到对与层裂强度直接相关的回跳点所包含物理涵义的认识.目前对于回跳点对应的材料损伤状态的理解还存在较大的分歧,Zurek等^[7]指出此时材料已完全分离;谢普初等^[8]认为材料内部微缺陷(微裂纹、微孔洞)的激活导致了速度回跳;Eftis等^[9]指出回跳速度值与拉伸应力松弛量相关联,并对应于一定量的损伤;Tonks等^[10]进一步定性确定其损伤度约为0.0005;Kanel等^[11]观察到,即使层裂面的损伤非常小,速度剖面仍有层裂回跳信号产生;Antoun等^[12]基于波的相互作用指出回跳点对应层裂面处的拉伸应力最大值,也就是说,需要将层裂强度与材料变形、损伤演化关联在一起进行分析.此外,大量的实验结果显示层裂强度具有很强的应变率依赖性:层裂强度随着加载拉伸应变率的提高而增长,且在应变率高于 10^6 s^{-1} 时,层裂强度快速提高.为此,一些学者拟合实验结果给出了层裂强度与应变率之间的关系式 $p_{\text{spall}} = p_0 \dot{\epsilon}^\eta$ ($\dot{\epsilon}$ 为加载拉伸应变率, p_0, η 为拟合参数)^[13,14],但拟合公式并没有将层裂强度与损伤发展关联,而且,不同的人给出的拟合参数也可能不尽相同.同时,Zaretsky和Kanel^[15],Garkushin等^[16]针对金属铜以及Zaretsky和Kanel^[17],Garkushin等^[16]和Bogach等^[18],Kanel^[4]针对金属铝探讨了材料初始温度对层裂损伤的影响,并进一步指出随着材料温度的升高,层裂强度呈指数迅速降低这一实验现象.对于材料初始微结构的影响,相关学者实验分析了材料晶粒尺寸对金属铝^[19–21]、金属铜^[22,23]和金属钽^[14]层裂损伤演化过程以及层裂强度的影响,但分析结果并不统一.在理论分析方面,虽然近期Wilkerson和Ramesh^[24]与Nguyen等^[25]基于孔洞成核以及应变率对损伤早期演化影响的分析,给出的具有一定预测能力、反映率相关性的层裂强度计算解析公式,但采用的孔洞成核公式并没有反映应变率的影响,且解析公式的参数较多,从而限制了该方法的适用性.综上所述,基于对层裂强度概念的深入解读,建立较为广泛适用于工程需求的层裂强度解析计算方法,需要深入解析加载的率效应、强度效应以及材料微细观结构分布特性等因素对层裂损伤演化过程的影响.

建立层裂强度计算的解析表达式,深入认识层裂强度所包含的微细观物理涵义,有利于更好地优化延性金属材料的层裂强度.本文基于孔洞的成核

及早期增长,研究加载率效应以及材料的初始微结构/微缺陷分布特性对微孔洞成核及增长的影响,考察材料初始温度对层裂强度的影响,寻求构建基于物理的、适用范围广的层裂强度解析表达式,并进一步解析应变率和材料初始微结构对层裂强度影响的物理机理.

2 孤立孔洞的成核与早期增长

一般而言,层裂问题属于准一维的材料动态拉伸损伤演化问题,延性金属的层裂损伤演化过程表现为材料内部大量的孔洞成核、增长和汇合及材料宏观断裂破坏.采用空心球模型唯像描述损伤发展是理论研究的主要方法之一,这包括目前代表性的层裂损伤模型Tonks模型^[10]、NAG模型^[26]、VG模型^[27]以及近期Czarnota等^[28]和Wilkerson^[29]的工作等.

根据当前的研究分析,材料的层裂强度表征了材料内部层裂面处的最大拉伸应力.同时,Wilkerson^[29]以及Wright和Ramesh^[30]指出,当损伤度很小时($\phi < 0.02$),材料内部的拉伸应力即以达到最大值(即层裂强度 p_{spall}),张凤国等^[31]进一步分析给出此刻近似对应材料因孔洞增长达到完全塑性变形,即 $\phi = \phi_{\text{cr}}$.这个时期因损伤度很小,孔洞间的相互作用可以忽略,孔洞基本保持孤立形式增长,同时,加载应力在 t_0 时刻以后近似线性增长^[12],即:

$$p = \dot{p}(t - t_0). \quad (1)$$

对于孔洞早期增长,首先采用Jonson^[27]给出的目前仍然广泛使用的空心球壳模型,即匀布拉伸应力 p 作用下半径 $r = a$ 的孔洞内置于半径 $r = b$ 的空心球壳增长模型,在基体材料($a \leq r \leq b$)弹塑性变形阶段的孔洞增长方程可以描述为

$$\begin{aligned} & \rho \left(1 - \phi^{1/3}\right) a \ddot{a} + \rho \left(1.5 - 2\phi^{1/3} + 0.5\phi^{4/3}\right) \dot{a}^2 \\ & = p / (1 - \phi) - \frac{2}{3} Y_0 [1 - \ln(Y_0/2G)] - \frac{4}{3} G \phi, \end{aligned} \quad (2)$$

其中损伤度 $\phi = a^3/b^3$; ρ, G, Y_0 分别代表材料的密度、剪切模量以及屈服强度.忽略惯性影响,当 ϕ 趋于零时,可以得到孔洞的成核应力阈值 p_c 为

$$p_c = \frac{2}{3} Y_0 (1 + \ln(2G/Y_0)). \quad (3)$$

同时,基体材料弹塑性变形界面($r = c$,且

$a \leq c \leq b$) 与孔洞大小之间的关系为

$$c^3 = a^3 \cdot 2G/Y_0. \quad (4)$$

当基体材料达到完全塑性变形时 ($c = b$), 得到对应的临界损伤度为

$$\phi_{cr} = Y_0/2G. \quad (5)$$

为了得到层裂强度的解析解, 对于孔洞早期增长阶段 ($a \ll b$), (2) 式可以进一步简化为 Wu 等 [32] 给出的孤立孔洞增长方程:

$$\rho(a\ddot{a} + 1.5\dot{a}^2) = p - p_c. \quad (6)$$

在线性加载下, 积分 (6) 式可以得到孔洞增长方程:

$$\dot{a}^2 = \frac{6}{11} \frac{p - p_c}{\rho} = \frac{6}{11} \frac{\dot{p}(t - t_c)}{\rho}. \quad (7)$$

以及孔洞大小:

$$a^2 = \frac{8}{33} \frac{p - p_c}{\rho} (t - t_c)^2 = \frac{8}{33} \frac{\dot{p}(t - t_c)^3}{\rho}, \quad (8)$$

其中 t_c 为孔洞成核时刻.

3 简单的孔洞成核率描述

为了反映率效应对孔洞成核率的影响, 将 Seaman 等 [26] 给出的具有代表性的孔洞成核率模型改写为

$$\dot{N} = N_0 \cdot \exp\left(\frac{p - p_c}{p_c}\right) \cdot \frac{\dot{p}}{p_c}, \quad (9)$$

其中 N_0 反映了材料初始微结构对潜在孔洞数的影响, 其与材料的初始晶粒大小、杂质、微孔洞等因素相关; N 为单位体积内的孔洞总数.

4 加载拉伸应变率对层裂强度的影响

在孔洞早期增长过程中, 根据损伤度的定义有

$$\phi = N \cdot \frac{4}{3} \pi R_c^3, \quad (10)$$

则损伤度的增长率为

$$\dot{\phi} = \frac{4}{3} \pi R_0^3 \cdot \dot{N} + 3\phi \frac{\dot{R}_c}{R_c}, \quad (11)$$

其中 R_c 为平均孔洞半径, R_0 为孔洞成核参考尺寸.

根据 (1) 式、(7) 式和 (8) 式有

$$\dot{\phi} = \phi \cdot \frac{9/2}{t - t_c} + \frac{4}{3} \pi R_0^3 \cdot \dot{N}. \quad (12)$$

同时, 根据 (8) 式, 孔洞成核参考尺寸 R_0 可以写为

$$R_0^2 = \frac{8}{33} \frac{\dot{p}(t - t_c)^3}{\rho} = \frac{8}{33} \frac{\dot{p} \Delta t^3}{\rho}. \quad (13)$$

则 (12) 式右侧最后一项积分, 有

$$\phi_0 = \int_{t_c}^{t_{cr}} \frac{4}{3} \pi R_0^3 \cdot \dot{N} dt = \frac{4}{3} \pi \left(\frac{8}{33} \frac{\dot{p} \Delta t^3}{\rho} \right)^{3/2} \cdot N. \quad (14)$$

这里 t_{cr} 为损伤度达到 ϕ_{cr} 时的时间. ϕ_0 相当于所有成核孔洞总数与参考初始孔洞成核体积的乘积, 显然 $\phi_0 \ll \phi_{cr}$, 则:

$$\dot{\phi} \approx \phi \cdot \frac{9/2}{t - t_c}. \quad (15)$$

取 t_c 临近时刻 t_1 (对应的应力为 p_1), $t_1 > t_c$, 积分 (15) 式有

$$\ln \phi_{cr} - \ln \phi_1 = \ln(t_{cr} - t_c)^{9/2} - \ln(t_1 - t_c)^{9/2}. \quad (16)$$

根据 (8) 式和 (9) 式, 因为

$$\begin{aligned} \phi_1 &= \frac{4}{3} \pi R_0^3 \cdot N_0 \cdot \exp\left(\frac{p_1 - p_c}{p_c}\right) \\ &= \frac{4}{3} \pi \left(\frac{8\dot{p}}{33\rho} \right)^{3/2} (t_1 - t_c)^{9/2} N_0 \exp\left(\frac{p_1 - p_c}{p_c}\right), \end{aligned} \quad (17)$$

所以

$$\begin{aligned} &\lim_{t_1 \rightarrow t_c} \ln(\phi_1/(t_1 - t_c)^{9/2}) \\ &= \lim_{t_1 \rightarrow t_c} \ln \left[\frac{4}{3} \pi \left(\frac{8\dot{p}}{33\rho} \right)^{3/2} \cdot N_0 \cdot \exp\left(\frac{p_1 - p_c}{p_c}\right) \right] \\ &= \ln \left[\frac{4}{3} \pi \left(\frac{8\dot{p}}{33\rho} \right)^{3/2} \cdot N_0 \right]. \end{aligned} \quad (18)$$

将 (18) 式代入 (16) 式, 则 (16) 式可以改写为

$$\begin{aligned} \ln \frac{Y_0}{2G} &= \ln \left[\frac{4}{3} \pi \left(\frac{8}{33\rho} \right)^{3/2} \cdot N_0 \right] \\ &\quad + \frac{9}{2} \ln(p_{spall} - p_c) - 3 \ln \dot{p}. \end{aligned} \quad (19)$$

进一步简化为

$$p_{spall} - p_c = \left(\frac{3Y_0}{8\pi G \cdot N_0} \right)^{2/9} \cdot \left(\frac{33\rho}{8} \right)^{1/3} \cdot \dot{p}^{2/3}. \quad (20)$$

因为 $\left(\frac{3}{8\pi} \right)^{2/9} \cdot \left(\frac{33}{8} \right)^{1/3} \approx 1.00001$, $\dot{p} = \dot{\epsilon}^* \rho_0 C_0^2$, 同时将 (3) 式代入 (20) 式, 则有

$$\begin{aligned} p_{spall} &= \frac{2}{3} Y_0 (1 + \ln(2G/Y_0)) \\ &\quad + \left(\frac{Y_0}{G \cdot N_0} \right)^{2/9} \cdot \rho \cdot C_0^{4/3} \cdot \dot{\epsilon}^{2/3}. \end{aligned} \quad (21)$$

表 1 材料参数以及层裂强度模型参数

Table 1. Material parameters and parameters of spall strength model.

Material	密度 $\rho_0 / (\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	屈服强度 Y_0 / GPa	剪切模量 G / GPa	体积声速 $C_0 / (\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$	模型参数 N_0 / m^{-3}
Aluminum	2760	0.26	26.5	5240	3.18×10^{17}
Copper	8924	0.15	48.4	3910	7.67×10^{15}
Tantalum	16690	0.77	69.0	3410	1.01×10^{16}

至此, 基于孔洞的成核及早期增长得到了材料层裂强度与加载拉伸应变率之间关联的解析解, 而加载应变率不仅可以采用程序的数值计算结果, 也可以根据层裂实验得到的自由面速度回跳点前的曲线下降斜率计算给出. 此外, 我们给出的层裂强度计算的解析解同时耦合了微惯性以及材料微结构对层裂强度的影响.

大量的平板撞击层裂实验、激光和爆轰加载层裂实验以及分子动力学模拟分析结果均显示了层裂强度对应变率影响的依赖性. 虽然因层裂实验的加载方式以及高应变率激光加载中材料细观结构的直接影响 (靶板尺度一般只有几十到上百微米) 造成层裂强度实验数据具有一定的分散性, 但率效应影响的变化趋势相同, 即低应变率范围内层裂强度的率效应影响较小, 而在高应变率情况, 层裂强度随应变率的增长而快速增加 [33–41]. 为了验证给出的层裂强度计算方法的适用性以及可预测性, 对 (10^3 – 10^9 s^{-1}) 拉伸应变率加载范围内铝、铜、钽三种典型延性金属的层裂强度实验结果进行模拟, 表 1 列出了三种金属的材料参数以及模型的计算参数. 图 1、图 2、图 3 分别给出了典型高纯延性金属铝、铜、钽层裂强度随加载应变率变化的实验结果和理论解析计算结果, 对比显示: 层裂强度随着应变率的提高而提高, 低应变率下层裂强度的率效

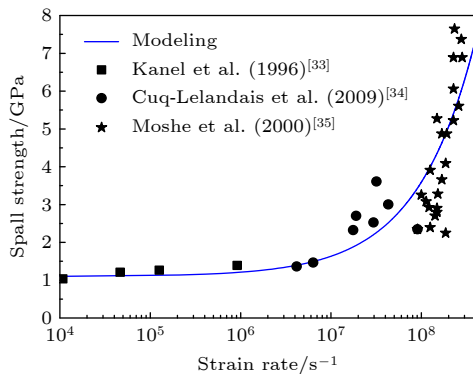


图 1 金属铝材料层裂强度与加载拉伸应变率的关系

Fig. 1. Spall strength in both experimental and calculated results of commercial pure aluminum.

应影响较小, 当应变率大于 10^6 s^{-1} 时, 层裂强度随着应变率快速增加; 同时, 根据本文给出的公式得到的理论计算结果与不同材料的实验结果符合较好, 且理论解析解具有较好的预测性, 这在当前的研究中还是比较少见的.

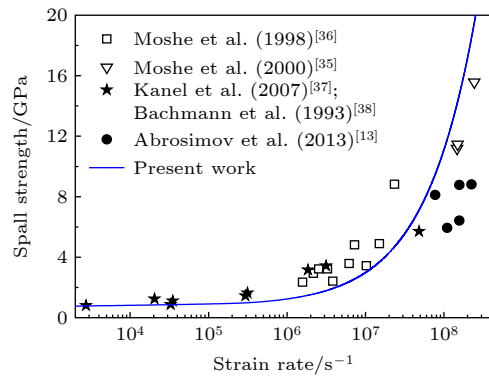


图 2 高纯金属铜层裂强度与加载拉伸应变率的关系

Fig. 2. Spall strength in both experimental and calculated results of pure copper.

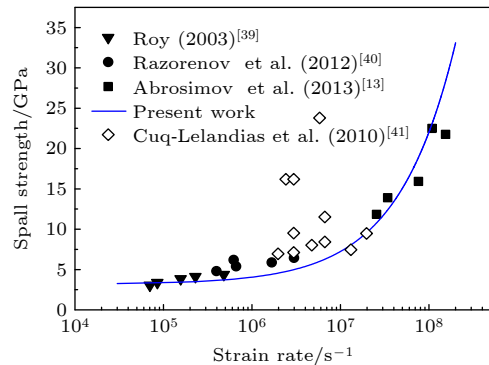


图 3 金属钽材料层裂强度与加载拉伸应变率的关系

Fig. 3. Spall strength in both experimental and calculated results of pure tantalum.

5 材料初始微缺陷对层裂强度的影响

目前的实验分析结果显示: 材料的初始微结构, 如晶粒尺寸, 也是影响材料层裂强度的 1 个主要因素. 一般而言, 材料的层裂强度随着晶粒尺寸的增加而增加, 在较低的拉伸应变率加载下 ($< 10^5 \text{ s}^{-1}$), 这种影响很小 [20,22,23]; 而在高拉伸应变

率加载下, 材料的层裂强度明显随着晶粒尺寸的增加而增加^[14]. 孔洞成核于晶界及晶界交汇处, 晶粒越小, 潜在的成核孔洞数越多, (21) 式中 N_0 为孔洞成核参数, 与材料的初始微结构相关, 特别是材料的晶粒尺寸: 晶粒尺寸越小, N_0 越大. 不过, 成核孔洞数不仅与晶粒尺寸有关, 同时也与晶粒形状以及晶粒取向相关, 这就造成目前并没有统一表征孔洞成核数与晶粒尺寸之间关系的表达式. 常用的方法有孔洞数与晶粒尺寸之间的倒数关系^[24] $N_0 = N_0^G \times (d_G^0/d_G)$ 以及我们之前采用的孔洞数与晶粒体积之间的倒数关系^[42] $N_0 = N_0^G \times (d_G^0/d_G)^3$ ($d_G^0 = 100 \mu\text{m}$ 为参考晶粒尺寸), 显然, 不同的描述方法计算结果的差别很大. 为了方便进一步完善层裂强度的解析解, 基于我们给出的层裂强度计算方法, 结合晶粒尺寸与层裂强度之间关系的实验结果, 对比计算结果从而确定采用第一种表征方法, 即:

$$N_0 = N_0^G \times (d_G^0/d_G). \quad (22)$$

实际上, 晶粒尺寸不仅与潜在的孔洞成核数相关, 同时也影响材料的基本力学性质. 晶粒尺寸很小时, 特别是纳米级晶粒尺寸对材料的屈服强度以及弹性模量等均有很大的影响, 而对于微米及以上晶粒尺寸变化的影响主要表现在对屈服强度的影响. 为了得到层裂强度的解析解, 针对微米以上晶粒尺寸的延性金属材料, 忽略晶粒尺寸对材料弹性模量以及声速的影响, 同时晶粒尺寸与材料的屈服强度满足 Hall-Petch 关系^[43,44]:

$$Y_0 = \sigma_0 + k_y/\sqrt{d_G}. \quad (23)$$

这里 σ_0 和 k_y 为材料参数, d_G 为晶粒尺寸.

对于纯钽金属, $\sigma_0 = 0.1841 \text{ GPa}$, $k_y = 0.4142 \text{ GPa} \cdot \mu\text{m}^{-1/2}$ ^[45], 同时, 结合实验数据^[14], 确定层裂强度解析模型的微结构参数为: $N_0^G = 3.026 \times 10^{13} \text{ m}^{-3}$. 虽然目前有一些实验讨论晶粒尺寸对层裂强度的影响, 但在相同或相近高应变率加载下的实验数据还不多. 图 4 给出了在 $6 \times 10^6 \text{ s}^{-1}$ 加载应变率下, 晶粒尺寸与层裂强度关系的实验结果和计算结果对比, 显然实验中材料的晶粒尺寸从 $20.5 \mu\text{m}$ 到 $266 \mu\text{m}$ 跨越了很大范围, 但晶粒尺寸的影响是单调、连续的, 我们模型的计算结果均在实验值的误差范围之内, 且符合很好. 图 5 给出了晶粒尺寸、应变率与层裂强度之间关系的计算云图, 计算结果显示: 低应变率加载下材料的晶粒尺寸变化对层裂强度的影响很小, 可以近似忽略; 应变率越高,

晶粒尺寸对层裂强度的影响越大, 这与实验分析结果一致. 不过, 相对于图 3 而言, 图 4 和图 5 层裂强度的计算结果偏高, 这与实验结果具有一定分散性有关, 图 4 实验结果的误差下限与图 3 中的实验结果对应, 而我们是基于图 4 的实验结果确定的层裂强度解析模型微结构参数 N_0^G .

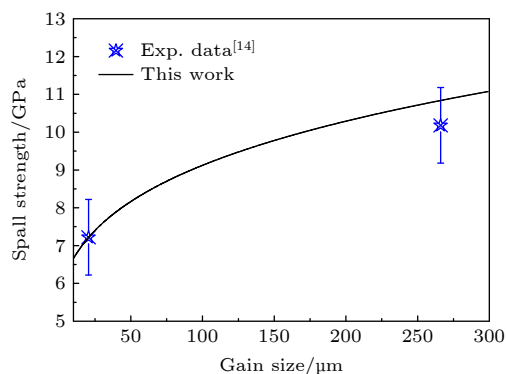


图 4 晶粒尺寸对纯钽金属层裂强度的影响

Fig. 4. Experimental data and numerical results show there is a correlation between spall strength and grain size for pure tantalum.

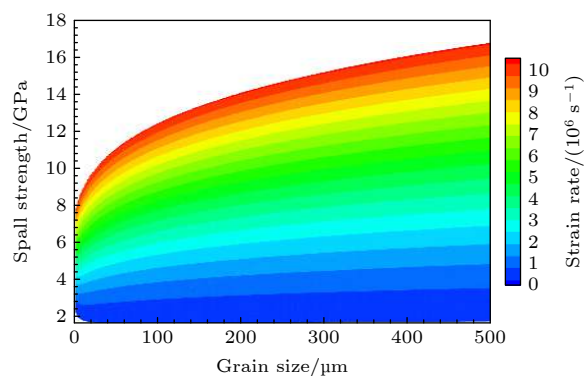


图 5 晶粒尺寸、应变率对纯钽金属层裂强度的影响

Fig. 5. Spall strength vs. grain size and tensile strain rate for pure tantalum.

6 材料初始温度对层裂强度的影响

强冲击加载下材料内部因大变形导致温升, 进而引起材料层裂强度的降低. 因实验上材料内部温度变化观测上的困难以及数值计算中温度计算上的不确定性, 一般采取间接方式分析温度对层裂强度的影响, 即研究材料初始温度对层裂强度的影响. 首先对于适用于强冲击的 SCG 本构方程而言, 温升 ($f(T) = B(T - T_0)$) 对材料的本构影响可以表述为^[46]

$$Y = Y_0[1 + \beta(\varepsilon_p + \varepsilon_i)]^n \times \left[1 + \frac{AP}{\mu^{1/3}} - f(T)\right], \quad (24)$$

$$G = G_0 \left[1 + \frac{AP}{\mu^{1/3}} - f(T)\right], \quad (25)$$

其中 T 为材料温度; ε_p 为等效塑性应变; ε_i 为初始塑性应变; μ 为体积应变; β, A, B, n 为材料常数. 据此, 初始温度对材料的力学性能的影响可以表述为: $Y = Y_0 f(T)$, $G = G_0 f(T)$. 同时, 鉴于材料体积声速与材料弹性模量之间的关系, 初始温度对材料体积声速的影响为: $C^2 = C_0^2 f(T)$. 其次, 因 SCG 本构对材料的屈服强度温度软化效应估计不足, 我们采用李茂生和陈栋泉^[47] 给出的与实验结果符合较好的指数衰减形式, 即:

$$f(T) = 1 : \frac{T - T_0}{T_m - T_0} e^{\alpha \left(\frac{T}{T_m} - 1\right)}, \quad (26)$$

其中 α 为材料的本构参数, T_m 为材料熔化温度, T_0 为参考初始温度. 则与温度相关的层裂强度表达式为

$$p_{\text{spall}} = \frac{2}{3} Y_0 f(T) (1 + \ln(2G_0/Y_0)) + \left(\frac{Y_0}{G_0 \cdot N_0}\right)^{2/9} \cdot \rho C_0^{4/3} \cdot f(T)^{2/3} \cdot \dot{\varepsilon}^{2/3}. \quad (27)$$

对于纯铝材料: $\alpha = 6.8$, $T_m = 1220 \text{ K}$, $T_0 = 300 \text{ K}$. 图 6 给出了 10^5 s^{-1} 应变率加载下材料初始温度对层裂强度影响的实验结果^[4] 和层裂强度模型计算结果, 对比显示: 我们给出的模型很好地描述了层裂强度随温度升高呈指数下降的变化趋势, 且计算结果与实验数据符合较好. 采用 (27) 式, 图 7 给出了温度效应、加载应变率效应对材料层裂强度综合影响的计算云图. 计算结果进一步显示了: 在温度变化初期, 层裂强度降低幅度很小, 当温度接近材料熔化温度时, 层裂强度迅速降低; 不同加载拉伸应变率下, 层裂强度随温度的变化趋势基本相同.

至此, 综合 (21) 式、(22) 式、(23) 式与 (27) 式, 给出了包含温度效应、加载率效应以及材料初始微细观结构信息的层裂强度解析表达式, 解析解除了材料的基本物理参数外, 只有 1 个待定参数 N_0^G , 模型的应用非常方便. 此外, 在解析解的推导过程中, 虽然我们进行了一些简化, 处理方法看似简单粗糙, 但最后的计算结果显示这些处理方法是可行的, 解析解的计算结果与实验结果的对比也验证了我们给出的层裂强度解析模型具有很好的适用性.

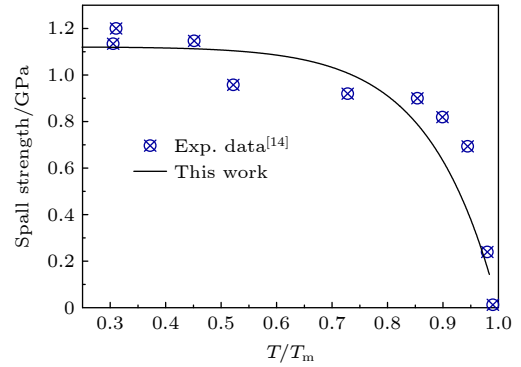


图 6 初始温度对纯铝材料层裂强度的影响

Fig. 6. Temperature dependence of the spall strength for pure aluminum.

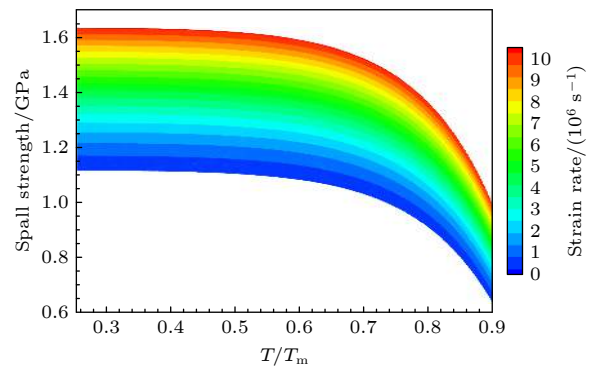


图 7 初始温度、应变率对层裂强度的影响

Fig. 7. Spall strength vs. temperature and tensile strain rate for pure aluminum.

7 结 论

基于对孔洞成核与增长的损伤早期演化特性的分析以及对温度效应和晶粒尺寸与材料本身力学性质之间关系的分析, 给出了简单、实用的材料层裂强度的解析物理模型, 且模型本身只包含 1 个待定参数, 有利于程序的实现. 同时, 解析模型不仅反映了层裂强度随加载应变率呈指数的递增变化趋势以及随温度提高的指数衰减变化情况, 而且解析模型也揭示了材料初始微细观结构对层裂强度影响的物理机理. 此外, 基于本文的分析方法, 通过解析微米以下晶粒等特殊因素对材料屈服强度、弹性模量的影响, 本文给出的层裂强度物理模型模型也可以较好地加以扩展.

参考文献

- [1] Novikov S A 1967 *J. App. Mech. Tech. Phys.* **3** 109
- [2] Stepanov G V 1976 *Problemy Prochnosti* **8** 66

- [3] Romanchenko V I, Sepanov G V 1980 *J. App. Mech. Tech. Phys.* **21** 141
- [4] Kanel G I 2010 *Int. J. Frac.* **163** 173
- [5] Turley W D, Fensin S J, Hixson R S, Jones D R, La Lone B M, Stevens G D, Thomas S A, Veaser L R 2018 *J. App. Phys.* **123** 55102
- [6] Mallick D D, Zhao M, Parker J, Kannan V, Bosworth B T, Sagapuram D, Foster M A, Ramesh K T 2019 *Exp. Mech.* **59** 1
- [7] Zurek A, Thissell W, Johnson J N, Tonks D, Hixson R. 1996 *J. Mater. Process. Technol.* **60** 261
- [8] Xie P C, Wang X S, Hu C M, Hu J B, Zhang F G, Wang Y G 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 034601 (in Chinese) [谢普初, 汪小松, 胡昌明, 胡建波, 张凤国, 王永刚 2020 物理学报 **69** 034601]
- [9] Eftis J, Nemes J A, Randles P 1991 *Int. J. Plast.* **7** 15
- [10] Tonks D L, Thissell W R, Schwartz D S 2003 *Shock Compression of Condensed Matter* (New York: Melville) p507
- [11] Kanel G, Razorenov S, Bogatch A, Utkin A, Grady D 1997 *Int. J. Impact Eng.* **20** 467
- [12] Antoun T, Seaman L, Curran D R, Kanel G I, Razorenov S V, Utkin A V 2003 *Spall Fracture* (New York: Springer-Verlag) p130
- [13] Abrosimov S A, Bazhulin A P, Voronov V V, Geras'kin A A, Krasnyuk I K, Pashinin P P, Semenov A Yu, Stuchebruyukhov I A, Khishchenko K V, Fortov V E 2013 *Quantum Electron.* **43** 246
- [14] Remington T P, Hahn E N, Zhao S, Flanagan R, Mertens J C E, Sabbaghianrad S, Langdon T G, Wehrenberg C E, Maddox B R, Swift D C, Remington B A, Chawla N, Meyers M A 2018 *Acta Mater.* **158** 313
- [15] Zaretsky E B, Kanel G I 2013 *J. Appl. Phys.* **114** 083511
- [16] Garkushin G V, Kanel G I, Savinykh A S, Razorenov S V 2016 *Int. J. Fract.* **197** 1
- [17] Zaretsky E B, Kanel G I 2012 *J. Appl. Phys.* **112** 073504
- [18] Bogach A A, Kanel G I, Razorenov S V, Utkin A V, Protasova S G, Sursaeva V G 1998 *Phys. Solid State* **40** 1676
- [19] Trivedi P B, Asay J R, Gupta Y M, Field D P 2007 *J. Appl. Phys.* **102** 083513
- [20] Pedrazas N A, Worthington D L, Dalton D A, Sherek P A, Steucka S P, Quevedo H J, Bernstein A C, Taleff E M, Ditmire T 2012 *Mater. Sci. Eng., A* **536** 117
- [21] Chen X, Asay J R, Dwivedi S K, Field D P 2006 *J. Appl. Phys.* **99** 023528
- [22] Escobedo J P, Dennis-Koller D, Cerreta E K, Patterson B M, Bronkhorst C A, Hansen B L, Tonks D L, Lebensohn R A 2011 *J. Appl. Phys.* **110** 033513
- [23] Chen T, Jiang Z X, Peng H, He H L, Wang L L, Wang Y G 2015 *Strain* **51** 190
- [24] Wilkerson J W, Ramesh K T 2016 *Phys. Rev. Lett.* **117** 215503
- [25] Nguyen T, Luscher D J, Wilkerson J W 2020 *J. Mech. Phys. Solids* **137** 103875
- [26] Seaman L, Curran D R, Shockey D A 1976 *J. App. Phys.* **47** 4814
- [27] Johnson J N 1981 *J. App. Phys.* **52** 2812
- [28] Czarnota C, Jacques N, Mercier S, Molinari A 2008 *J. Mech. Phys. Solids* **56** 1624
- [29] Wilkerson J W 2017 *Int. J. Plast.* **95** 21
- [30] Wright T W, Ramesh K T 2008 *J. Mech. Phys. Solids* **56** 336
- [31] Zhang F G, Wang P, Wang K, Zhou H Q, Zhao F Q 2020 *Protective Engineering* **42** 33 (in Chinese) [张凤国, 王裴, 王昆, 周洪强, 赵福祺 2020 防护工程 **42** 33]
- [32] Wu X Y, Ramesh K T, Wright T W 2003 *J. Mech. Phys. Solids* **51** 1
- [33] Kanel G I, Razorenov S V, Bogatch A, Utkin A V, Fortov V E, Grady D E 1996 *J. App. Phys.* **79** 8310
- [34] Cuq-Lelandais J P, Boustie M, Berthe L, De Rességuier T, Combis P, Colombier J P, Nivard M, Claverie A 2009 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **42** 065402
- [35] Moshe E, Eliezer S, Henis Z, Werdiger M, Dekel E, Horovitz Y, Maman S 2000 *App. Phys. Lett.* **76** 1555
- [36] Moshe E, Eliezer S, Deke E, Schwart A J 1998 *J. App. Phys.* **83** 4004
- [37] Kanel G I, Fortov V E, Razorenov S V 2007 *Phys. Usp.* **50** 771
- [38] Bachmann H, Baumung K, Kanel G I, Karov H U, Licht V, Rusch D, Singer J, Stoltz O 1993 *Proc. 9th Int. Conf. High Power Particle Beams* (Vol. 2) (Springfield, VA: NTIS) p963
- [39] Roy G 2003 *Ph. D. Dissertation* (Poitiers: University of Poitiers)
- [40] Razorenov S V, Kanel G I, Garkushin G V, Ignatova O N 2012 *Phys. Solid State* **54** 790
- [41] Cuq-Lelandais J P, Boustie M, Soulard L, Berthe L, De Rességuier T, Combis P, Bontaz-Carion J, Lescoute E 2010 *EPJ Web Conferences* **10** 00014
- [42] Zhang F G, Zhou H Q 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 164601 (in Chinese) [张凤国, 周洪强 2013 物理学报 **62** 164601]
- [43] Hall E O 1951 *Proc. Phys. Soc. London, Ser. B* **64** 747
- [44] Petch N J 1953 *J. Iron Steel Inst.* **174** 25
- [45] Zerilli F J, Armstrong R W 1990 *J. App. Phys.* **68** 1580
- [46] Steinberg D J, Cochran S G, Guinan M W 1980 *J. Appl. Phys.* **51** 1498
- [47] Li M S, Chen D Q 2001 *Chin. J. High Pressure Phys.* **15** 24 (in Chinese) [李茂生, 陈栋泉 2001 高压物理学报 **15** 24]

Dependence of spall strength on temperature, grain size and strain rate in pure ductile metals*

Zhang Feng-Guo[†] Zhao Fu-Qi Liu Jun He An-Min Wang Pei

(*Institute of Applied Physics and Computational Mathematics, Beijing 100088, China*)

(Received 13 April 2021; revised manuscript received 29 October 2021)

Abstract

When a shockwave, which can be generated by high velocity impact or explosive detonation, reflects from the free surface of a metal, it usually creates tensile stress inside the metal. While the tensile stress is large enough, voids nucleation, growth and coalescence happen inside the metal, causing the metal to spall. As one of the main contents of the spallation damage research, the spallation strength, which is often characterized by features of the free surface velocity history measured in spallation experiments, represents the maximum tensile stress that the material can withstand, and is actually a complex interaction among several competing mechanisms. Optimizing the spallation strengths of metals is important for their applications in the aerospace, automotive, and defense industries, and can be achieved by using the advanced manufacturing strategies, if we can know better the meaning and present analytic model of the spallation strength of metal. A large number of experiments show that the spallation strength of ductile metal is strongly dependent on the tensile strain rate, grain size and temperature of material. Based on the analysis of early spallation evolution and influence of grain size and temperature on the material, a simple analytic model of spallation strength is presented in this paper, which takes into account the effects of strain rate, grain size and temperature in materials. The applicability of this model is verified by comparing the calculated results from the model with the experimental results of spall strength of typical ductile metals such as high purity aluminum, copper, and tantalum.

Keywords: spall strength, void nucleation and early growth, grain size, temperature, tensile strain rate, ductile metal

PACS: 46.50.+a, 62.50.Ef, 64.60.Q-, 62.20.mm

DOI: [10.7498/aps.71.20210702](https://doi.org/10.7498/aps.71.20210702)

* Project supported by the Science Challenge Project, China (Grant No. TZ2018001).

[†] Corresponding author. E-mail: zhang_fengguo@iapcm.ac.cn