文章编号：1000-5773(2010)04-0248-07

强冲击载荷下含杂质的纯铝中微孔洞长大的动力学行为*

王永刚，刘宏伟

（宁波大学力学与材料科学研究中心，浙江宁波 315211）

摘要：采用 LS-DYNA 瞬态动力学有限元程序，对平板撞击加载下含初始杂质的纯铝样品中微孔洞的成核与长大进行了数值模拟。结果表明：微孔洞首先在杂质与基体的边界处成核，随后在局部严重塑性变形驱动下快速线性增长；微孔洞半径的增长速率与冲击加载强度两者之间近似成线性关系；材料屈服强度和初始杂质的大小对微孔洞相对的增长速率有明显的影响；当微孔洞长大阈值取屈服强度的 3.5 倍时，数值仿真结果与理论分析结果基本一致，这有助于进一步认识孔洞长大的动力学行为。

关键词：固体力学；微孔洞长大；平板撞击；纯铝

中图分类号：O521.2；O347.3 **文献标识码**：A

1 引 言

金属材料在高应变率下发生的拉伸型断裂主要包括以下几个物理过程：微孔洞的成核、长大和贯通[1]。首先，微孔洞成核于材料中含有的第 2 相粒子、杂质或者晶界周围，随后在拉伸应力的作用下进入快速长大阶段，当微孔洞长大到一定的临界程度时，微孔洞之间开始发生相互贯通，最终形成断裂面。目前，平板撞击下的层裂实验是人们研究金属材料在高应变率下拉伸型断裂物理机制的主要手段。Seaman 等人[2]对铝和铜等延性金属开展了一系列的层裂实验研究，通过对回收样品进行显微观测和微损伤细观统计，发现微孔洞呈现出准球形长大的特点，且半径增长率与拉伸应力的大小呈指数关系。基于对实验结果的分析，他们提出了 NAG(Nucleating and Growth)损伤演化模型。对回收样品进行显微观测仅仅是对受损样品进行了事后观察，迄今为止人们仍然无法确切地从实验上了解微孔洞长大的动力学过程。在理论研究方面，Ortiz 等人[3]基于能量平衡观点，分析了无限固体中球形孔洞在静水拉伸应力作用下的长大过程，研究了材料的应变硬化、应变率敏感性以及惯性对微孔洞长大的影响。Thomason[4]在 Ortiz 的理论工作基础上，进一步研究了冲击加载下微孔洞的长大和贯通规律，并将其应用在韧性层裂破坏分析中，发现在微孔洞长大的后期行为中半径的增长率与拉伸应力的平方根呈线性关系。Wu 等人[5]则对单一微孔洞在粘塑性材料中长大的动力学过程进行了研究，发现热软化效应对微孔洞失稳性长大的临界应力有明显影响，惯性对微孔洞长大的早期影响较小，而对微孔洞长大的后期起控制作用。Tszeng 等人[6]则在分析球形微孔洞的长大时，考虑了微孔洞周围有限的塑性和弹性应变场，讨论了材料屈服强度对微孔洞长大率的影响。关于微孔洞长大动力学过程的理论分析工作还有

* **收稿日期**：2009-06-19；**修回日期**：2009-09-16

基金项目：宁波市自然科学基金(2008A610046)；国家自然科学基金委员会-中国工程物理研究院 NSAF 联合基金(10876014)

作者简介：王永刚(1976－)，男，博士，副教授，主要从事强动载荷下材料的力学响应研究.
E-mail：wangyonggang@nbu.edu.cn

许多,不胜枚举。理论工作需要实验数据的检验,但是目前从实验上很难全程实时观测外载荷作用下材料内部微孔洞的长大过程。

近年来,随着计算机技术的发展,数值仿真技术越来越多地被应用到拉伸型损伤断裂机理研究。目前,材料损伤断裂行为的数值仿真技术主要有有限元方法和分子动力学方法。Horstemeyer 等人[7]采用有限元方法研究了准静态加载下温度和微孔洞的结构特征对微孔洞长大和贯通的影响。Bandstra 等人[8]利用有限元方法研究了准静态加载下延性损伤断裂过程中微孔洞贯通的机理。Seppälä 等人[9-10]采用分子动力学方法研究了单晶铜在高应变率下微孔洞的成核、长大和贯通机理。罗晋、邓小良等人[11-13]也采用分子动力学方法研究了在冲击加载下单晶铜中微孔洞增长的早期动力学行为。有限元方法主要集中在准静态加载条件下微孔洞长大行为的分析;而分子动力学方法则可为我们深入认识纳米尺度微孔洞的增长机制提供很好的帮助,但是由于所研究的样品尺度非常小,材料一般也只能选择单晶体,且没有晶界和杂质,这与实际应用中的金属材料差别较大。

本研究采用瞬态动力学有限元程序 LS-DYNA,对平板撞击加载下含初始杂质的纯铝样品中微孔洞的成核和长大的动力学过程进行数值模拟,主要讨论冲击加载强度、材料本构特性、杂质尺寸等因素对微孔洞长大的影响,并与相关的微孔洞长大的理论分析模型进行对比分析,进一步阐明微孔洞长大的物理规律,为建立和完善延性金属动态拉伸型断裂的损伤演化物理模型提供有价值的参考信息。

2　有限元模型

轻气炮驱动平板飞片撞击样品时,首先在飞片和样品中产生冲击波,冲击波到达各自的自由面时,将会产生与原冲击波运动方向相反的中心稀疏波。当两束稀疏波在样品中相遇后,将会在样品中产生拉伸应力。在此拉伸应力的作用下,样品中出现损伤发展,即微孔洞的成核、长大和贯通。在数值模拟中:飞片厚度为 3 mm,直径为 50 mm;样品厚度为 6 mm,直径为 50 mm,在样品中心处含有一个球形杂质或者第 2 相硬质点(半径分别为 25、50 和 75 μm)。有限元模型及其网格划分如图 1 所示,采用二维轴对称固体单元,实际计算中取 1/2 模型进行计算。



图 1　有限元模型

Fig. 1　The model of finite element method

飞片和样品都是纯铝,计算中采用的本构模型为理想流体弹塑性模型,压力计算采用 Grüneison 状态方程,计算参数列于表 1。对于球形杂质,这里仍然采用纯铝的本构参数,但适当地提高其屈服强度。

表 1　计算中纯铝材料的本构参数及状态方程参数[14]

Table 1　Constitutive parameters and equation of state parameters for pure aluminium used in calculation[14]

Material	ρ/(g/cm^3)	E/(GPa)	G/(GPa)	σ_y/(MPa)	c/(m/s)	S_1	γ
Aluminium	2.7	67	26.2	300	5 386	1.34	2.0

3　计算结果的讨论与分析

3.1　微孔洞成核与长大的动力学过程

平板撞击加载下,样品所承受的是一维应变三维近似等轴的应力状态。图 2 给出了距离杂质足够

远处典型单元的 x、y、z 轴方向的应力时程曲线。由图 2 可知:加载脉冲形状可近似为梯形,脉冲强度和脉宽取决于飞片的撞击速度和厚度;冲击加载方向(y 轴)的应力较 x 轴和 z 轴方向的应力略大些,而 x 轴和 z 轴方向的应力相等,这与一维应变条件下应力波的传播理论一致。微孔洞的成核和长大与材料的塑性变形密切相关,图 3 给出了杂质点附近不同时刻(1.58、1.64、1.70 和 2.50 μs)的塑性应变云图。从图 3 中可以看出:当拉伸应力波到达杂质时,首先在冲击加载方向和其垂直方向产生塑性应变场,纯铝基体与杂质之间发生了局部脱连,微孔洞开始成核;随着拉伸应力的增大,塑性应变场的范围也逐渐向外扩展,并且垂直冲击加载方向的塑性应变场扩展速度较快,纯铝基体与杂质之间完全脱连;随后,在微孔洞周围形成了几乎均匀的塑性应变场,微孔洞呈球形快速长大。邓小良等人[13]曾对单晶铜中微孔洞的增长进行了分子动力学模拟,结果表明在沿着冲击方向和垂直于冲击加载方向的微孔洞顶点附近首先观察到位错运动,这说明了该区域发生了塑性变形,并且发现半径随时间线性增长,这与我们的有限元计算结果一致。崔新林等人[15]利用透射电镜观察了层裂实验回收的纯铝样品,发现其中含有大量的准球形微孔洞,微孔洞周围形成了非常明显的塑性变形区域,并且边缘处存在密集的位错线,位错环的发射正是微孔洞增长的主要机制,如图 4 所示。

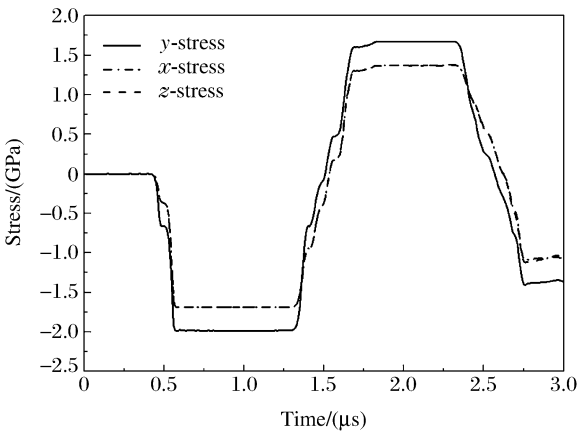


图 2 样品中心处典型单元的应力时程曲线

Fig. 2 Stress profiles of characteristic element in the center of the target

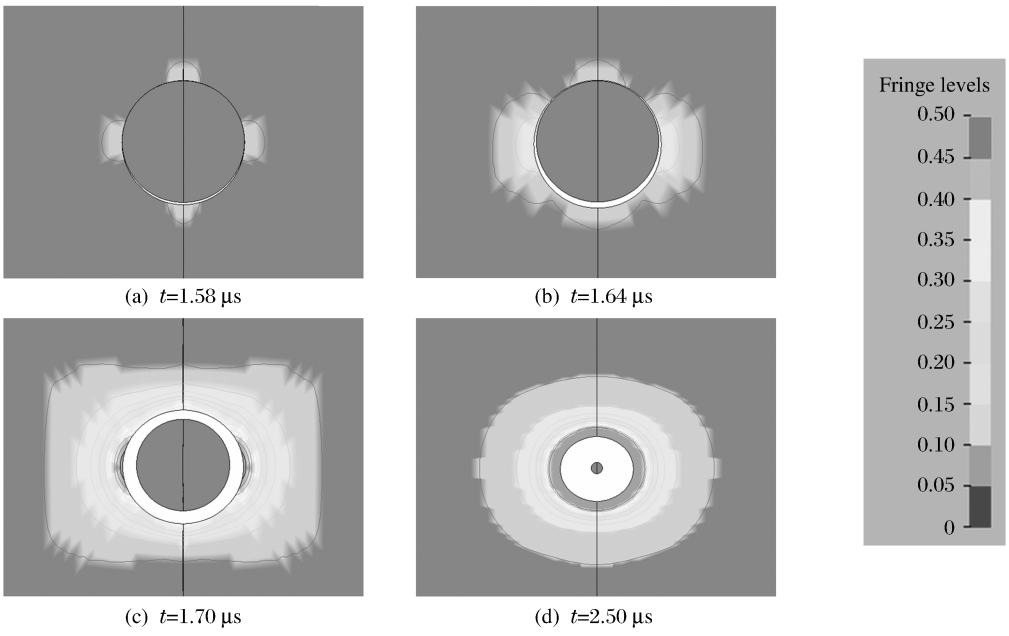


图 3 杂质附近的塑性应变云图

Fig. 3 Plastic strain around the preexisting flaw

图 5 给出了微孔洞半径随时间变化的曲线。从图 5 可以看出:在开始阶段微孔洞半径随时间变化比较缓慢,基本上对应于梯形加载应力脉冲的上升沿;当加载应力脉冲处于中间的恒值阶段时,微孔洞的半径随时间呈线性增长,见图 6。微孔洞直线增长阶段的斜率,即微孔洞半径的增长速率,反映了微

孔洞增长的快慢。随着冲击速度的增加,微孔洞半径的增长速率也增大,两者基本成线性关系,见图 7。

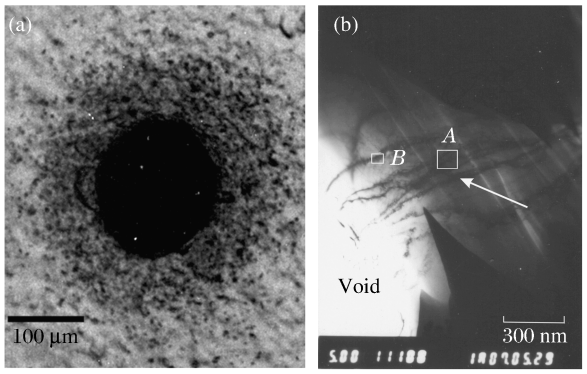


图 4　实验观察到的微孔洞周围塑性变形区及位错发射

Fig. 4　Experimentally observed plastic deformation zone and dislocation emission around the void

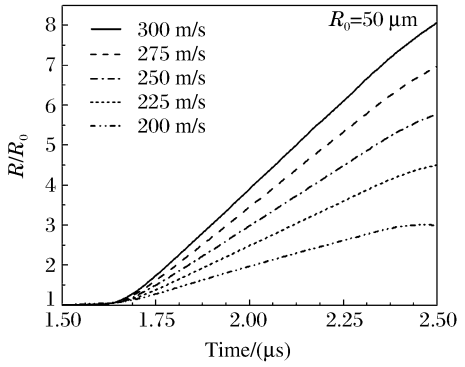


图 5　不同撞击速度下微孔洞增长的时程曲线

Fig. 5　Profiles of the relative growth of the void radius for different impact velocities

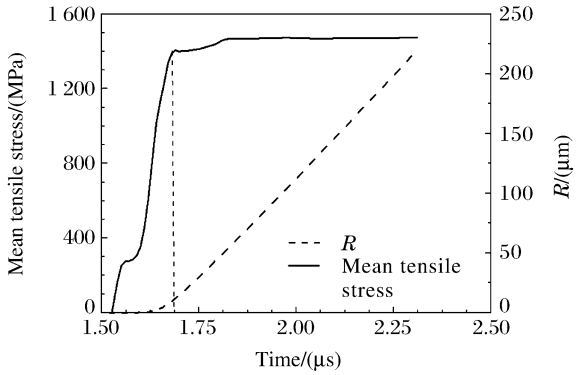


图 6　微孔洞增长曲线与平均拉伸应力曲线的对应关系

Fig. 6　Relationship of the profiles of void growth and mean tensile stress

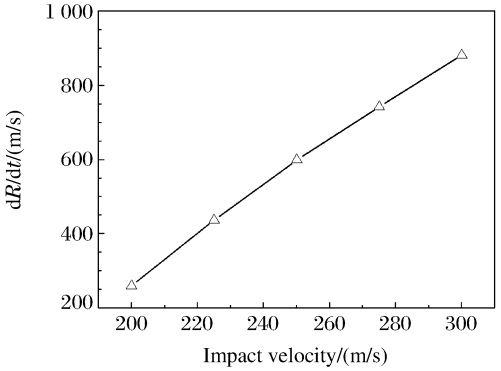


图 7　不同初始撞击速度下微孔洞半径的增长速率

Fig. 7　The growth rate of void radius under different impact velocities

关于微孔洞半径的增长速率与外载荷之间的关系已经有大量的研究工作。Ortiz、Wu 和 Molinari 等人[3,5,15]都曾研究过微孔洞半径的增长速率与平均拉伸应力之间的关系,并且考虑了许多因素的影响。若忽略材料应变率、应变硬化、温度软化等因素,微孔洞的半径随时间变化的关系为

$$\frac{\mathrm{d}R}{\mathrm{d}t}=\left[\frac{2(\sigma_{\mathrm{m}}-\sigma_{\mathrm{g}})}{3\rho}\right]^{1/2} \tag{1}$$

式中:ρ 为材料密度;σ_{m} 为平均拉伸应力;σ_{g} 为微孔洞长大的阈值,它与材料屈服强度 σ_{y} 有关,即[5]

$$\sigma_{\mathrm{g}}=\frac{2}{3}\sigma_{\mathrm{y}}\left(1+\ln\frac{2}{3\varepsilon_{\mathrm{y}}}\right) \tag{2}$$

式中:ε_{y} 为对应的屈服应变。对于铝材料,$\varepsilon_{\mathrm{y}}=\sigma_{\mathrm{y}}/E\approx 0.44\%$,则 $\sigma_{\mathrm{g}}\approx 4\sigma_{\mathrm{y}}=1\,200$ MPa。

图 8 给出了不同初始撞击速度下微孔洞半径的

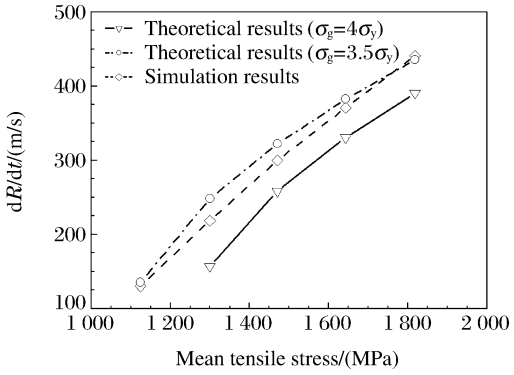


图 8　微孔洞增长率与平均拉伸应力之间的关系

Fig. 8　Relationship between growth rate of void radius and mean tensile stress

增长速率与平均拉伸应力之间的关系。从图中可以看出，当 $\sigma_g=4\sigma_y$ 时，理论计算结果明显低于数值仿真结果，并且当半径增长速度为 200 m/s 时，虽然样品中所承受的平均拉伸应力低于 1 200 MPa，但是微孔洞的半径已经增大到初始半径的 3 倍左右，因此可以认为微孔洞长大的阈值小于 $4\sigma_y$。经过试算发现，当 $\sigma_g=3.5\sigma_y$ 时，理论计算结果与数值仿真结果基本接近。

3.2 屈服强度的影响

图 9 为不同初始屈服强度下微孔洞半径随时间变化的曲线。图 10 给出了微孔洞增长速率与屈服强度之间的关系。对比理论计算结果和数值仿真结果，可以看出：随着屈服强度的增大，微孔洞半径增长的速率明显减小，两者之间呈线性关系；微孔洞长大的阈值取为 $3.5\sigma_y$ 时，理论计算结果和数值仿真结果比较接近，这说明(1)式给出的理论模型可以用来描述屈服强度对微孔洞增长速率的影响。

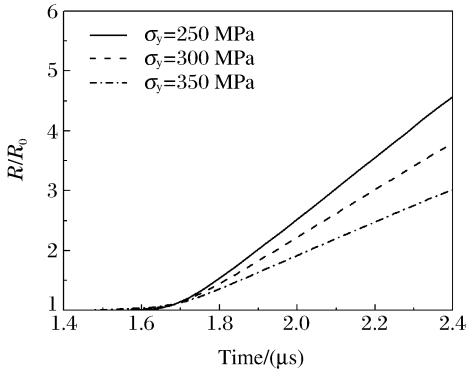


图 9 不同初始屈服强度下微孔洞增长的时程曲线

Fig. 9 Profiles of the relative growth of void radius for different yield strength

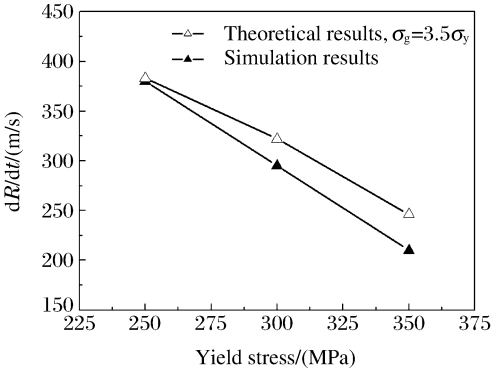


图 10 微孔洞增长速率与屈服强度之间的关系

Fig. 10 Relationship between the growth rate of void radius and yield strength

3.3 杂质半径的影响

杂质半径可以近似看作微孔洞成核时的初始半径。图 11 给出了不同初始成核半径条件下微孔洞半径相对增长的时程曲线。结果显示，初始成核半径的大小对微孔洞半径的相对增长有明显影响，且初始成核半径越小，微孔洞半径的相对增长越快。对(1)式等号两边进行积分，即

$$\int_{R_0}^{R} \mathrm{d}R=\int_{t_1}^{t}\left[\frac{2(\sigma_m-\sigma_g)}{3\rho}\right]^{1/2}\mathrm{d}t \tag{3}$$

整理后，得到

$$\frac{R}{R_0}=1+\left[\frac{2(\sigma_m-\sigma_g)}{3\rho R_0^2}\right]^{1/2}(t-t_1) \tag{4}$$

式中：R_0 为初始成核半径，t_1 为平均拉伸应力达到微孔洞长大阈值时对应的时间。从(4)式中可以清楚地看出初始成核半径对微孔洞长大的影响。进一步分析(4)式，发现材料的密度对微孔洞的增长也有影响，在物理本质上这应该是代表了惯性力对微孔洞增长的影响。图 11 中的虚线是由(4)式得到的理论计算结果，计算中微孔洞长大阈值 σ_g 仍然取 $3.5\sigma_y$。由图 11 可知，理论计算结果与实验结果吻合得很好。

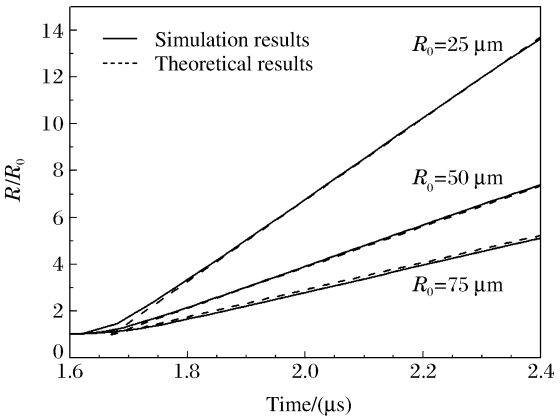


图 11 不同初始成核半径条件下微孔洞相对增长的时程曲线

Fig. 11 Profiles of the relative growth of void for different void nucleation radius

4 结　论

采用 LS-DYNA 瞬态动力学有限元程序,对平板撞击加载下含初始杂质的纯铝样品中微孔洞的成核与长大进行了数值模拟研究,讨论了加载强度、屈服强度以及杂质初始尺寸对微孔洞长大的影响。得到以下结论:

(1) 微孔洞首先在杂质与基体的边界处成核,随后在微孔洞周围的严重塑性应变驱动下进入快速长大阶段,当加载应力处于恒值时,微孔洞半径随着时间呈线性增长;

(2) 随着冲击加载强度的增加,微孔洞半径的增长速率加快,两者近似成线性关系;

(3) 材料屈服强度的大小影响微孔洞长大的阈值,进而显著影响微孔洞增长的速率,并且屈服强度越大,微孔洞增长越慢;

(4) 将杂质半径近似看作微孔洞成核时的初始半径,杂质半径影响微孔洞的相对增长速率,且半径越小,相对增长速度越大;

(5) 当微孔洞长大阈值取屈服强度的 3.5 倍时,数值仿真结果与理论分析结果基本一致。

References:

[1] Curran D R, Seaman L, Shockey D A. Dynamic Failure of Solids [J]. Phys Rep, 1987, 147(5-6): 253-388.

[2] Seaman L, Curran D R, Shockey D A. Computational Models for Ductile and Brittle Fracture [J]. J Appl Phys, 1976, 47(11): 4814-4824.

[3] Ortiz M, Molinari A. Effect of Strain Hardening and Rate Sensitivity on the Dynamic Growth of a Void in a Plastic Material [J]. J Appl Mech, 1992, 59(1): 48-53.

[4] Thomason P F. Ductile Spallation Fracture and the Mechanics of Void Growth and Coalescence under Shock-Loading Conditions [J]. Acta Mater, 1999, 47(13): 3633-3646.

[5] Wu X Y, Ramesh K T, Wright T W. The Dynamic Growth of a Single Void in a Viscoplastic Material under Transient Hydrostatic Loading [J]. J Mech Phys Solids, 2003, 51(1): 1-26.

[6] Tszeng T C. Quasistatic and Dynamic Growth of Sub-Microscale Spherical Voids [J]. Mech Mater, 2009, 41(5): 584-598.

[7] Horstemeyer M F, Matalanis M M, Sieber A M, et al. Micromechanical Finite Element Calculations of Temperature and Void Configuration Effects on Void Growth and Coalescence [J]. Int J Plast, 2000, 16(7-8): 979-1015.

[8] Bandstra J P, Koss D A. Modeling the Ductile Fracture Process of Void Coalescence by Void-Sheet Formation [J]. Mater Sci Eng A, 2001, 319-321: 490-495.

[9] Seppälä E T, Belak J, Rudd R E. Effect of Stress Triaxiality on Void Growth in Dynamic Fracture of Metals: A Molecular Dynamics Study [J]. Phys Rev B, 2004, 69: 134101.

[10] Seppälä E T, Belak J, Rudd R E. Onset of Void Coalescence during Dynamic Fracture of Ductile Metals [J]. Phys Rev Lett, 2004, 93: 245503.

[11] Luo J, Zhu W J, Lin L B, et al. Molecular Dynamics Simulation of Void Growth in Single Crystal Copper under Uniaxial Impacting [J]. Acta Physica Sinica, 2005, 54(6): 2791-2798. (in Chinese)
罗　晋, 祝文军, 林理彬, 等. 单晶铜在动态加载下空洞增长的分子动力学研究 [J]. 物理学报, 2005, 54(6): 2791-2798.

[12] Deng X L, Zhu W J, He H L, et al. Plasticity Mechanism Associated with Nano-Void Growth under Impact Loading along 〈111〉 Direction in Copper [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2007, 21(1): 59-65. (in Chinese)
邓小良, 祝文军, 贺红亮, 等. 沿〈111〉晶向冲击加载下铜中纳米孔洞增长的塑性机制研究 [J]. 高压物理学报, 2007, 21(1): 59-65.

[13] Deng X L, Zhu W J, He H L, et al. Initial Dynamic Behavior of Nano-Void Growth in Single-Crystal Copper under Shock Loading along 〈111〉 Direction [J]. Acta Physica Sinica, 2006, 55(9): 4767-4773. (in Chinese)

邓小良,祝文军,贺红亮,等.〈111〉晶向冲击加载下单晶铜中纳米孔洞增长的早期动力学行为 [J].物理学报,2006,55(9):4767-4773.

[14] Tollier L,Fabbro R,Bartnicki E. Study of the Laser-Driven Spallation Process by the Velocity Interferometer System for Any Reflector Interferometry Technique. Ⅰ. Laser-Shock Characterization [J]. J Appl Phys,1998,83(3):1224-1230.

[15] Cui X L,Li Y J,Zhu W J,et al. Micro-Analysis of the Void Growth of Aluminum under Shock Loading [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics,2009,23(1):37-41. (in Chinese)
崔新林,李英俊,祝文军,等.冲击加载下铝中孔洞长大的微观机理分析 [J].高压物理学报,2009,23(1):37-41.

Dynamic Behavior of Void Growth in Aluminum with a Preexisting Flaw under Intense Impact Loading

WANG Yong-Gang,LIU Hong-Wei

(*Mechanics and Materials Science Research Center, Ningbo University, Ningbo* 315211, *China*)

Abstract: By means of the explicit nonlinear dynamic finite element computer code LS-DYNA, the nucleation and growth of void in aluminum with a preexisting flaw under plate impact loading have been investigated. The results are as follows: firstly, the void nucleation occurs from the boundary of the preexisting flaw and the ductile matrix, and once the voids have been nucleated, they grow linearly through the localized plastic deformation; secondly, the growth rate of void radius increases linearly with the shock loading amplitude; thirdly, the yield strength and the size of the preexisting flaw have an obvious influence on the relative growth rate of void; finally, if the threshold stress of the void growth is set as 3.5 times of the yield strength, the simulation results agree reasonably well with the theoretical results, which is helpful for the further understanding of the void growth dynamic behavior.

Key words: solid mechanics; void growth; plate impact; aluminium