



延性金属动态拉伸断裂的损伤演化研究

彭辉¹, 裴晓阳¹, 陈实¹, 祁美兰^{2,3}, 柏劲松¹, 李平¹, 贺红亮^{1*}

1. 中国工程物理研究院流体物理研究所, 冲击波物理与爆轰物理重点实验室, 绵阳 621900;

2. 武汉理工大学理学院, 武汉 430070;

3. 阿贡国家实验室先进光子源, 芝加哥 60439, 美国

*联系人: honglianghe@caep.cn

收稿日期: 2016-09-18; 接受日期: 2016-10-14; 网络出版日期: 2017-02-17

国家自然科学基金(编号: 11302202, 11532012)、国家自然科学基金委员会与中国工程物理研究院联合基金(编号: U1330111)、中国工程物理研究院院长基金(编号: 201402084)和冲击波物理与爆轰物理重点实验室基金(编号: 9140C670301150C67290)资助项目

摘要 延性金属动态拉伸破坏(层裂)是跨空间尺度、跨时间、跨结构层次的多尺度耦合现象,是不可逆的、远离平衡的非线性演化过程,如何联系微观尺度上的损伤机制理解和宏观尺度上的破坏行为预测是当下学术界面临的挑战. 本文结合课题组之前的工作,对延性金属动态拉伸断裂的宏观响应、损伤演化机理和物理模型构建的研究进展和现状进行了评述,从多个时空尺度对延性金属动态拉伸断裂进行全面介绍,并分析了延性金属动态拉伸断裂的跨尺度演化研究所面临的困难和挑战.

关键词 延性金属, 层裂, 宏观响应, 演化机理, 物理模型

PACS: 62.20.mm, 62.50.Ef, 46.50.+a, 81.40.Np

1 引言

延性金属的动态拉伸断裂是高强加载下材料的一种典型破坏形式,是武器物理学和工程学的一个重要基础科学问题,在航空航天、装甲防护等领域具有非常广泛的应用背景. 延性金属动态拉伸断裂是包含微孔洞形核、增长和聚集的跨越多个时空尺度的复杂物理过程,深入认识延性金属动态拉伸断裂的损伤演化行为,需要同时运用到材料学、力学和物理学等多学科知识. 对于延性金属的动态损伤演化行为研究,一般从典型的动态拉伸断裂——层裂(Spallation)问题入手. 然而,长期以来,由于对层裂的演化图像和物理

过程缺乏深刻、系统的认识,在实验数据解读、理论模型建立等方面总是蕴含着重大机遇,同时也面临极大挑战.

自20世纪60年代末以来,很多学者致力于“物理判据”的建立,试图从物理学的范畴来研究层裂破坏问题,其中1972年Davison和Stevens^[1]基于连续介质理论提出的“损伤度”概念是层裂认识上的重要突破. 根据“损伤度”的物理思想,层裂是由于材料内部的微损伤成核、长大以及贯通,最后导致材料发生灾变式断裂的一种损伤演化过程. 在“损伤度”物理概念的基础上,层裂研究的实验方法、物理建模以及数值模拟都获得了长足发展. 但是,将层裂的“物理判据”应用于科

引用格式: 彭辉,裴晓阳,陈实,等. 延性金属动态拉伸断裂的损伤演化研究. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2017, 47: 070002
Peng H, Pei X Y, Chen S, et al. Damage evolution on dynamic tensile fracture of ductile metals (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2017, 47: 070002, doi: 10.1360/SSPMA2016-00392

学地预测武器系统一般的复杂加载应力和复杂几何构型, 仍然有许多重要的基础问题需要展开深入研究.

总的来说, 对于动态拉伸断裂的研究由最初的寻找断裂与力学状态的联系, 逐步深入到对损伤演化的准确描述上, 实质上就是从寻找断裂的力学宏观量判据转为寻找能反映损伤断裂内禀特征的物理判据. 由于在外界加载条件下, 损伤演化与材料微结构变化密切相关, 反过来又与材料力学状态量耦合, 整个过程覆盖宏、细、微观多尺度空间, 非常复杂. 这给不依赖于加载条件和样品构型, 具有相当的普适性的物理模型构建带了困难. 当前, 对于金属材料损伤演化问题的研究一方面主要通过实验测试诊断和数据分析获得宏、细、微观多尺度认识, 另一方面通过理论分析并结合计算机模拟损伤演化机理, 但是这两种手段都不能完全真实地给出损伤演化各个阶段的表象和特征. 随着研究的深入, 有必要对现有研究中的结论和问题进行梳理和总结, 为后续研究提供参考. 本文将从宏观响应、微细观机理、损伤演化模型等方面对延性金属动态拉伸断裂进行综合性分析.

2 延性金属动态拉伸断裂的宏观响应研究

延性金属的层裂演化起源于原子尺度的点阵缺陷, 并通过微孔洞形核、增长、聚集形成宏观断裂, 具有典型的多尺度特征. 宏观尺度获得的测试数据是认识层裂现象的重要手段, 也是理论模型校验的基础性数据, 因此, 延性金属层裂的宏观响应特征和规律一直都是关注的焦点, 学者们一方面关注在层裂响应随着加载条件的变化规律, 另一方面对材料初始微结构对层裂的影响规律和机制充满兴趣.

已有研究表明, 不论是延性还是脆性材料的层裂响应对冲击剖面形状十分敏感^[2-4], 其根本原因在于加载冲击波形的变化, 会造成材料内部不同区域上拉伸应变率、峰值应力、拉伸应力持续时间的改变, 进而影响损伤演化的动力学进程.

2.1 应变率对延性金属拉伸断裂的影响

自由面曲线作为延性金属层裂重要测试数据, 一直是认识宏观响应的重要数据, 特别是通过自由面计算的层裂强度. 在层裂研究的早期, 以瞬态强度理论为基础, 认为层裂强度是材料的本征参数, 并在此基础

上建立了响应的瞬态判据^[5-7]. 然而, 大量实验数据证实, 层裂强度会随着加载条件的变化不断变化. Buchar等人^[8]指出, 当加载的应变率在 10^4 – 10^6 s⁻¹范围内时, 铜的层裂强度将首先随着加载应变率的增加而单调递增, 但是到一定临界值后, 应变率的增加将不再引起层裂强度的变化. 需要指出的是, Buchar的实验是在轻气炮上开展的, 而 10^6 s⁻¹是轻气炮加载的极限. 综合本课题组开展的实验^[9]与激光加载实验^[10-12], 从更宽的应变率范围内来看层裂强度随着应变率的增加而单调递增, 如图1.

应变率敏感性将延迟材料力学失稳的起始条件, 应变率的增加将导致损伤发展演化需要更高的临界应力, 这个高的临界应力使得材料内部的位错密度增加, 更多的滑移系被启动, 更多潜在的形核点能够形成孔洞^[13], 形核的饱和程度越高. 孔洞的形核是拉伸应力激活了材料内部非均匀的微结构, 其对拉伸应变率有强依赖性^[14,15]. 同时应变率导致的硬化效应, 将对孔洞的增长速率和最终尺寸产生影响^[16,17], 并且这种影响效应随着孔洞体积分数的增加而变小^[18]. 显然, 应变率对层裂响应的影响是多方面的综合效应, 随着应变率的升高, 微孔洞成核机制主导的损伤演化效应增强.

2.2 应力幅值对延性金属拉伸断裂的影响

应力幅值是动态加载中重要的输入参数, 其对延性金属拉伸断裂的影响很早就受到学者的关注^[19]. 值得注意的是, 学者们对加载应力幅值是否对层裂强度产生影响还存在争议, 在相当的加载应力幅值范围内,

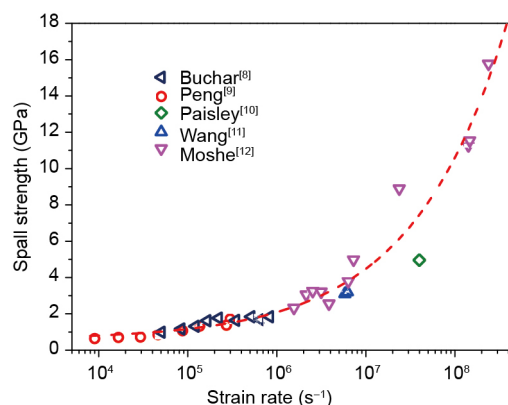


图1 (网络版彩图)较宽应变率下铜的层裂强度
Figure 1 (Color online) Spall strength during wide range strain rate of copper.

一些实验结果表明, 加载应力幅值对层裂的强度没有明显的影响^[20]; 也有实验结果表明层裂强度随着加载应力幅值的增加而增加^[21]. Williams等人^[22]和Chen等人^[23]的课题组分别对1100-O和1060铝的研究发现: 层裂强度随着加载应力幅值的增加先增加, 到了某一特定值以后, 层裂强度随着加载应力幅值的增加逐渐减小. Liao等人^[24]在数值模拟中再现了这种规律, 并且指出这是由于应变率硬化与温度软化相互竞争导致的.

虽然对加载应力幅值与层裂强度之间的关联没有获得一致的认识, 但是通过回收实验表征获得的一个共同现象是: 加载应力幅值越大, 材料内部损伤越严重, 如图2所示. 裴晓阳等人^[25]研究较低加载应力幅值对高纯铜层裂的影响时, 发现在应变率($3 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ 左右)基本相同情况下, 随着加载应力幅值(2.5, 2.75和3.75 GPa)的升高, 虽然层裂强度没有变化, 但自由面速度剖面上Pullback信号后的回跳速率和幅值显著增大. 对于Pullback点后回跳的层裂峰值速度, 张友君^[26]指出: 对于初始层裂, 随着加载应力的增加而增加; 但是对于完全层裂而言, 层裂峰值速度则保持不变. 同时Kanel等人^[27]在动力学分析的基础上, 认为Pullback信号后自由面回跳斜率与损伤演化速率存在着定性的关联.

加载应力的的大小一方面影响潜在形核点的形核饱和程度, 另一方面给损伤演化的过程提供驱动力. 通过层裂强度来判断加载应力幅值对延性金属的影响规律存在一定的局限性, 需要结合自由面速度曲线上其他特征以及样品回收、表征进行综合分析.

2.3 应力持续时间对延性金属拉伸断裂的影响

应力持续时间对延性金属拉伸断裂的影响, 是在认识到损伤具有累积效应之后才引起大家的重视. 在

应力持续时间对宏观状态量的影响上, 学者们一方面关注其对层裂强度的影响规律, 另一方面试图通过与应力幅值相关联, 构建动力学不变量. 大量的实验结果^[4,9]表明: 在相同加载应力幅值下, 层裂强度随着应力持续时间的减小而增加. Li等人^[28]所在课题组的研究表明, 虽然层裂强度会随着应力持续时间的变化而改变, 但是其变化量不大. 早在1968年Tuler和Butcher^[29]就意识到层裂损伤是应力幅值与时间的综合作用. 俄罗斯科学家在此基础上提出了层裂的动力学不变量^[30] ($P^a t = \text{常数}$, 其中 P 为应力幅值, t 为时间)的概念, 并通过大量实验确定了相关实验参数. Qi等人^[31]也通过定义加载应力与时间的乘积为加载冲量, 发现层裂的损伤程度与加载冲量之间的存在着临界行为特征.

实验中, 由于应力幅值、应变率和应力持续时间相互耦合, 给获取不同时刻的层裂物理图像带来了极大困难. 因此, 建立应力持续时间单一因素可控的层裂实验方案, 显得尤为重要. 裴晓阳^[32]建立了一种双层靶实验技术, 提供可单一控制拉伸应力持续时间的技术方案, 并获得了不同拉伸应力持续时间下样品损伤截面形态. 结果显示, 随着拉伸应力持续时间的增加, 材料内部损伤演化的时间越长, 损伤局域化越明显, 损伤程度越大, 如图3所示.

延性金属动态拉伸断裂需要在一定的拉伸应力持续时间下进行. 然而, 损伤演化是时空多尺度相互耦合的复杂现象, 不同时间尺度下的主导机制不同, 给损伤演化认识带来了极大的困难. 一部分学者试图通过时间来建立多尺度耦合的联系, 例如Barenblatt^[33]就建议将宏观动力学方程与微结构动理方程统一, 并且定义微结构弛豫时间与宏观外载荷作用时间比值的Deborah特征数, 试图通过该无量纲量建立宏微观联系.

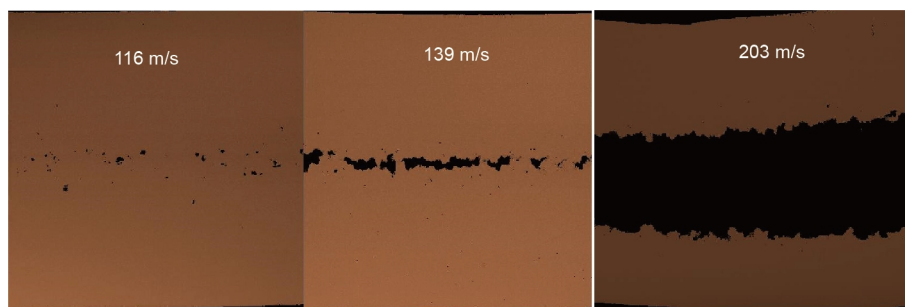


图2 (网络版彩图)高纯铜在不同碰撞速度下的损伤程度

Figure 2 (Color online) Damage state under different shock loading speed of copper.

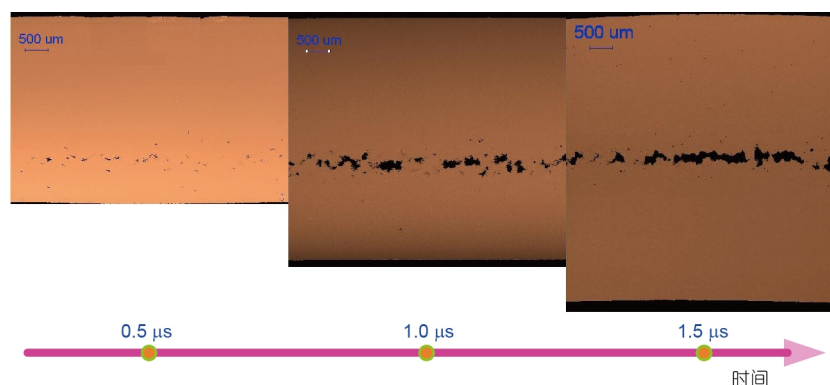


图3 (网络版彩图)不同拉伸应力持续时间下的损伤

Figure 3 (Color online) Spall damage during different pulse duration.

Bourne^[34]在此基础上认为,对于延性金属动态拉伸断裂而言,微结构弛豫时间就是微孔洞的形核时间(~ 10 ns),他认为当Deborah数小于1时,层裂强度较低并且几乎保持不变,但是当Deborah数大于1时,层裂强度随着其增加而不断增大.

2.4 材料微结构对延性金属拉伸断裂的影响

延性金属动态拉伸断裂本质上是材料内部微缺陷被激活并随时空演化的复杂的多尺度、多物理动力学过程,材料内部夹杂物、二相粒子以及材料本身的缺陷将成为损伤发展的起点^[35],对延性金属动态拉伸断裂的宏观响应产生重要影响.

近年来,采用高纯金属来研究晶粒度对层裂影响,是认识材料学因素对延性金属拉伸断裂影响的重要内容.然而,晶粒度对延性金属宏观动态响应的影响并没有获得一个统一的认识,例如:Buchar等人^[8]指出随着晶粒度的增加,层裂强度减小;Schwartz等人^[36]则发现随着晶粒度的增加,层裂强度随之增加;而Chen等人^[37]则认为材料晶粒度对层裂强度没有明显的影响.造成这种结果差异的原因可能是多方面的,一方面是晶粒度是一个平均量本身就存在微观不均匀性,另一方面目前采用的自由面测试技术主要是点测量,也存在一定的分散性,两者相互叠加,导致结果的不确定性.虽然如此,单晶材料的层裂强度比多晶体层裂强度高则获得了一致的认可^[9,21,38],如图4所示.

从材料学角度总的来看,材料内部初始微缺陷越多,其潜在损伤演化的起点越多.同时,演化的物理过程与加载的应力、应变率和应力持续时间相互耦合^[39].而宏观自由面速度的变化,实质上是材料内部压

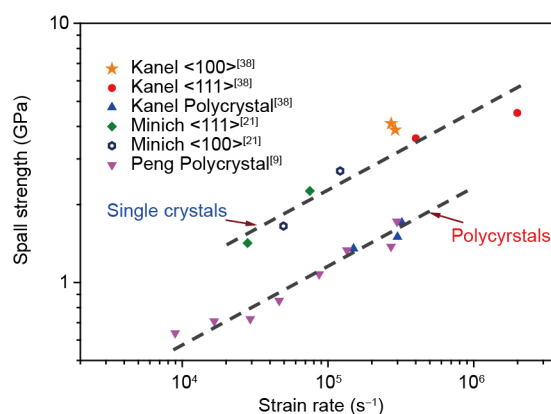


图4 (网络版彩图)单晶与多晶体层裂强度对比

Figure 4 (Color online) Spall strength comparison between single crystals and polycrystals.

缩或稀疏波与自由面相互作用的结果,这种复杂波系的相互作用与损伤演化行为相互影响.作为间接测量的自由面速度曲线,存在着不能获得直接的损伤演化数据的局限性^[40].更为重要的是,在自由面测试中获得的“spike”^[21]、“shoulder”^[23]、“dip”^[41]等特征并不能从宏观尺度获得解释.显然,延性金属动态损伤演化的研究需要多个尺度的协同,需要获得材料动态拉伸断裂过程的损伤演化机理,并从介观尺度获得对其物理图像的认识.

3 材料动态拉伸断裂过程的损伤演化机理研究

随着金相表征、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)以及电子背散射衍射(EBSD)等表征测试技术的发展,对于微细观尺度上层裂损伤演化的认识不断深入.微结构的演化的研究主要体现在两个方面,一是基于高

精度的表征测试设备, 探寻材料内部微孔洞形核的起源和孤立孔洞的早期增长行为, 二是介观尺度上大量微损伤演化特征及规律研究, 其目的在于获得介观演化的物理认识, 并以此来解释和预测宏观尺度的响应.

3.1 损伤演化早期、中期孔洞的形核和增长研究

早在20世纪80年代, 学者们从回收样品的金相观测发现, 微孔洞主要成核于第二相粒子、杂质、晶界和沉淀物^[42,43]. 这从材料学角度为工程设计提供了参考, 然而并没有回答微孔洞是如何产生的这一根本性问题. 为了对微孔洞的起源获得清晰的认识, 学者们开始采用高纯度的多晶或者单晶材料开展研究. Belak等人^[44]利用斯坦福同步辐射光源(Stanford Synchrotron Radiation Lightsource, SSRL)对冲击加载后的单晶和多晶铝样品三维测试, 发现单晶样品中的孔洞尺寸较大并且呈孤立状态, 而多晶中孔洞数量多而不均匀. 利用EBSD表征技术, 对回收样品截面进行大面积测试和统计, 发现不同晶界类型存在不同的形核条件, 例如 $\Sigma 1$ 和 $\Sigma 3$ 晶界不易形核^[45], 而晶界角为 25° – 50° 的晶界容易形核^[46]. 显然, 在排除其他影响因素之后, 材料内部的晶体界面, 成为影响动态拉伸形核的最重要因素, 晶界成核是多晶体材料最重要的成核方式^[47], 如图5所示.

值得一提的是, 在延性金属损伤演化研究上, 分子动力学模拟扮演这不可或缺的角色, 为损伤演化提供微细观尺度的机理和规律认识^[48,49]. 庞卫卫等人^[50]对单晶铜的108个不同层错面交叠构型研究, 指出只有4种构型的交叠引起的空穴体积最大, 使孔洞形核, 而其他情况则不能形核. Fan等人^[51]利用分子动力学计算研究了Fe的形核机理, 指出空位团簇的增长与温度存在一定的联系. Belak^[52]利用分子动力学对单晶铜的形核研究, 发现孔洞之间的形核距离与应变率存在着反比的关系.

原子尺度的模拟表明, 孔洞通过表面发射位错长大^[53,54]. 对于晶界形核的孔洞, 由于晶界两边的晶体取向存在差异, 其滑移系启动的阈值不同, 孔洞的增长会偏向于位错更易于发射的一侧, 即孔洞的增长偏向晶界的一侧(图5). 另一方面, 由于晶界分布的微观不均匀性, 并且与样品内复杂波系的相互耦合, 微孔洞存在形核的先后之分, 增长过程中存在不同尺寸孔洞的竞争^[55]. 先形核的孔洞, 其应力松弛作用对其附近缺陷点的形核有抑制作用; 不同尺寸的孔洞相互之间

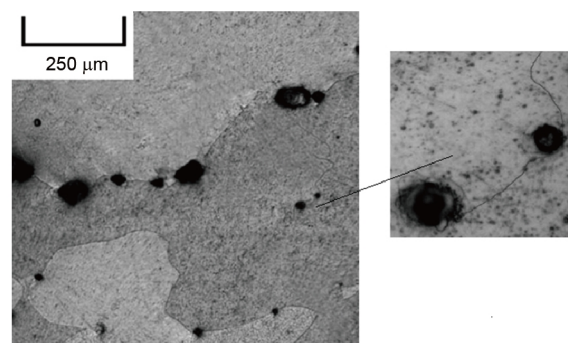


图5 晶界处的孔洞形核与长大

Figure 5 Nucleation and growth of microvoids at grain boundary.

的尺寸效应使得样品中局部区域损伤的发展受到抑制, 损伤度随空间分布就呈现一个非连续的演化进程^[56]. 这种非连续的空间演化对后续的损伤演化直至宏观断裂将产生深远影响.

3.2 损伤演化后期的孔洞聚集研究

微损伤的演化包含形核、增长和聚集三个阶段. 形核是在冲击作用下, 材料内部局部微区的非均匀性的非平衡过程, 可以忽略不同孔洞形核的相互影响, 因此可以通过概率分布描述^[57]. 然而, 随着孔洞的增长, 相互之间的竞争和影响逐渐加强, 这种相互作用对演化的进程产生至关重要的影响. 一方面, 由于损伤演化的迅速发展, 难以通过实验直接观测到相互作用的过程; 另一方面, 相互作用中拓扑形态的不断变化, 给理论分析带来极大的困难. 因此, 通过分子动力学模拟获得机理认识和回收样品的统计分析, 成为演化特征研究的重要手段.

微孔洞的聚集是一个迅速演化的过程, 通过分子动力学模拟有助于再现演化的物理过程. Seppälä等人^[58]利用分子动力学研究单晶铜中两个孔洞的聚集, 结果表明当孔洞之间间距与孔洞直径相当时, 相邻孔洞各自的周围塑性区开始交互作用, 引起局域硬化、热软化和剪切变形. 显然孔洞之间相互作用的临界距离, 是聚集演化的重要参数. 然而, 邓小良等人^[59]的分子动力学模拟, 发现孔洞中心连线与冲击加载方向的夹角为 60° 时, 孔洞最容易聚集, 即孔洞之间相互作用的临界距离与加载方向相关. Peng等人^[60]对坍塌及再形核、长大最后聚集的全过程模拟, 表明孔洞之间的聚集主要机制是剪切型位错环发射.

对回收样品内部损伤精确的量化描述, 是对损伤

演化行为进行统计描述的基础. 通过金相图片拍摄与图像拼接技术相结合是早期研究的主要方式之一^[43]. 也有学者采用层析技术^[61]、CT扫描^[62]、超声波^[63]等技术对样品内部损伤状态进行探测, 这些技术难以同时满足统计分析的高精度大范围要求. 因此通过对样品截面的损伤测量, 并结合体视金相学分析, 获得材料内部损伤分布, 并建立与动态加载条件之间的关联, 成为一种有效的方式. Qi等人^[31,64,65]通过对高纯铝损伤统计, 发现随着加载冲量的增加样品内部最大损伤度存在一个临界特征, 从实验上明确了损伤演化的临界行为, 并且在高纯铜中也存在近似的规律^[32], 如图6所示, 该临界点与微损伤的聚集行为相关. 彭辉^[66]通过改进测试技术, 有效地提高损伤的空间分辨率的同时, 发现损伤演化存在空间不连续特征, 并构建了用于描述聚集行为的模型.

损伤演化后期的孔洞聚集行为, 起源于介观尺度上损伤的相互作用, 是样品的微细观损伤向宏观断裂演化的最重要阶段, 包含了数个空间尺度. 分子动力学模拟需要对局部微区的机理进行确认; 样品的终态表征, 一方面需要刻画损伤的微细观特征; 另一方面要能够描述宏观的统计平均特性, 需要具有跨尺度的包容性. 这种微细观结构演化, 最终导致宏观特性的变化, 需要通过模型建立起相互之间的关联. 显然, 从损伤演化的微细观统计特征出发, 建立包含真实演化规律的物理模型, 能有效提升对材料动态行为的预测能力.

4 材料动态拉伸断裂的损伤演化物理模型

意识到动态拉伸断裂是损伤演化发展的结果, 基于传统力学的瞬态断裂准则逐渐被摒弃. 在此过程中, 粒子类描述和模拟方法^[67,68]、谱方法^[69]等多种建模思路和模拟方法起着重要的作用. 其中, 以微损伤演化的形核、增长和聚集的物理过程为基础, 在不同时间尺度考虑相应的主导机制, 构建分布式物理模型开始受到学者的青睐和重视.

Stanford研究所的Curran等人^[43]构建的NAG (Nucleation And Growth)模型无疑是该类模型的典型代表. 在对大量实验回收样品统计分析的基础上, 模型主要考虑了损伤演化的形核和长大两个阶段. 其中微孔洞的形核模型为

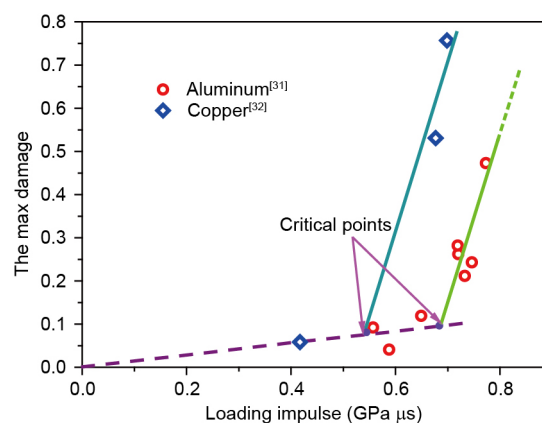


图6 (网络版彩图) 损伤演化的临界行为
Figure 6 (Color online) Critical behaviour of damage evolution.

$$\dot{N} = \begin{cases} \dot{N}_0 \exp\left(\frac{\sigma - \sigma_{n0}}{\sigma_i}\right), & \sigma > \sigma_{n0}, \\ 0, & \sigma \leq \sigma_{n0}, \end{cases} \quad (1)$$

其中 σ_{n0} 代表损伤成核的拉伸应力阈值, $\dot{N}_0$ 为成核率阈值, σ_i 是材料常数. 类似的损伤增长也是受到临界应力阈值的限制, 当基体应力大于损伤增长的临界应力阈值时, 其增长速率满足:

$$\dot{R} = R \exp\left(\frac{\sigma - \sigma_{g0}}{4\eta}\right), \quad (2)$$

σ_{g0} 为损伤长大的拉伸应力阈值, η 为黏性系数, R 是损伤半径. 由于该模型需要通过实验获得的参数较多, 给实际的使用带来了诸多困难.

构建物理意义明确的微孔洞增长阶段的损伤演化模型, 在相当长一段时间是动态拉伸断裂物理模型构建的主要内容^[70-72]. 白以龙等人^[73]基于统计物理的方法, 认为含微损伤的状态可以构成一个相空间. 并给出了一维理想微损伤系统的演化方程:

$$\frac{\partial n}{\partial t} + \sum_i \frac{\partial(nv)}{\partial v} = n_N, \quad (3)$$

n 是一维相空间中微孔洞的数密度函数, v 是微孔洞的扩散速率, n_N 是微孔洞的成核速率.

封加波^[74]在白以龙等人^[73]的基础上把Griffith-Orowan提出的裂纹扩散能量观点用于分析微孔洞长大的动力学过程, 并且假设孔洞长大的表面内由应变能提供, 建立了微孔洞长大的动力学方程:

$$\dot{V} = \frac{3VC(P_s^2 - \sigma_0^2)}{4\lambda B}, \quad (4)$$

和损伤演化方程:

$$\dot{D} = \begin{cases} D \frac{(P_s^2 - \sigma_0^2)}{\frac{4}{3}B\frac{\lambda}{C}} - \frac{D}{\dot{V}}, & |P_s| > \sigma_0, \\ 0, & |P_s| \leq \sigma_0, \end{cases} \quad (5)$$

其中 P_s 为受损伤材料中基体的压力, 下标 s 表示基体材料的量, σ_0 为产生损伤的临界应力, B, λ, C 分别为体积模量, 断裂比功和声速. 与NAG模型的增长方程相比, 该模型具有更加明确的物理意义.

针对微孔洞增长过程中的驱动力, 裴晓阳^[32]在单胞模型的基础上, 认为微孔洞长大包含弹塑性长大和塑性长大两个阶段, 并且给出两个阶段的不同驱动应力:

$$P_c = \begin{cases} 2\gamma/a + \frac{2}{3}\sigma_y \left(\frac{D}{D_{p-c}} \ln(1/D) + 1 \right), & D \leq D_{p-c}, \\ 2\gamma/a + \frac{2}{3}\sigma_y \ln(1/D), & D \geq D_{p-c}, \end{cases} \quad (6)$$

γ 为材料单位面积表面能, a 是微孔洞尺寸, σ_y 基体材料屈服强度, D_{p-c} 弹塑性增长向塑性增长转变的临界损伤度.

作为分布式损伤演化模型的第一步, 微孔洞的成核描述, 一直没有受到足够的重视. 在数值模拟中, 给初始材料赋予一定的损伤量, 作为损伤演化的起点, 从而避免了形核模型描述. 正如前文所述, 微孔洞的增长是基于表面发射位错, 显然, 孔洞表面能否发射位错可以作为孔洞形核的判定. 在此基础上裴晓阳^[32]给出了微孔洞形核的临界应力和临界尺寸:

$$P = \frac{2}{3}\sigma_y + \frac{2\gamma}{a}, \quad (7)$$

$$a_c(P) = \frac{2\gamma}{P - \frac{2}{3}\sigma_y}. \quad (8)$$

延性金属动态拉伸断裂模型面临最大的困难在于微损伤聚集阶段的描述, 一方面, 相对于微损伤的形核和增长, 微损伤的聚集是一个迅速发展的过程, 实验上很难直接观测; 另一方面, 微损伤的聚集行为是多尺度强耦合的动力学过程, 难以建立微细观尺度

与宏观断裂行为之间的关联. 构建损伤演化导致表观模量和强度下降的关联成为通行做法, 然而这种关联多为经验型的, 缺乏足够的物理基础作为支撑^[75,76]. 王永刚^[77]在逾渗理论的基础上, 构建了描述损伤演化后期到断裂灾变之前, 由于微损伤聚集而导致的材料承载能力迅速下降的过程的逾渗软化函数:

$$F_{PS}(D) = 1 - \theta(D) = \begin{cases} 1, & D < D_i, \\ 1 - k \left(\frac{D}{D_i} - 1 \right)^\beta, & \beta \geq 0, \quad D_i \leq D \leq D_f, \end{cases} \quad (9)$$

式中 D_i 和 D_f 是损伤演化中的两个临界损伤物理量, 其物理意义是: 当损伤 D 大于 D_i 时, 微损伤之间开始聚集, 用它表征微损伤之间开始聚集起始的临界点; D_f 则是微损伤聚集结束, 并且发生灾变式断裂的临界点, 可以定义为断裂的临界损伤度. 在此基础上, 彭辉^[66]考虑聚集过程导致的微孔洞形状变化, 通过引入与损伤 D 和孔洞长轴与短轴比值 ϕ 相关的键占有率 α , 构建了新的软化函数(式(10))

$$F(\alpha) = \begin{cases} 1, & \alpha < \alpha_c, \\ 1 - k \left(\frac{\alpha}{\alpha_c} - 1 \right)^\beta, & \alpha_c \leq \alpha < \alpha_c \left((1/k)^{1/\beta} + 1 \right), \\ 0, & \alpha \geq \alpha_c \left((1/k)^{1/\beta} + 1 \right). \end{cases} \quad (10)$$

该模型可以通过假定聚集过程中微孔洞形状保持球形不变, 退化到式(9).

如图7, 在应力松弛过程中, 考虑形状因素的应力松弛比球形损伤的应力松弛更快. 在聚集过程中, 损伤形状的改变量越来越大, 其在断裂时刻所对应的临界损伤量, 要远远小于不考虑形状影响时对应的损伤量. 这一点也可以通过一个较为极端的例子得到佐证: 脆性材料断裂所对应的损伤量远小于延性金属断裂时所对应的损伤量. 显然, 考虑损伤演化后期, 微损伤的聚集导致损伤形态的改变, 更符合实际的损伤演化图像.

5 小结

近年来, 人们认识到如果只停留在宏观层面上, 而不深入到微细观的分析中去, 就很难理解材料变形、

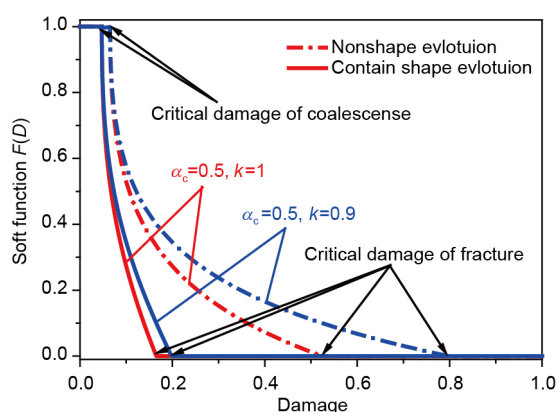


图7 (网络版彩图)聚集过程的损伤软化函数

Figure 7 (Color online) Soft function of damage evolution during coalescence.

损伤与破坏的根本原因, 因此, 关注的焦点正从连续介质尺度上的理解向原子及介观尺度转变. 这种转变受到美国科技工作者的极大重视, 先进光源的动态压缩部(The Dynamic Compression Sector at the Advanced Photon Source, DCS@APS)将微结构不均匀性随时间的演化作为优先研究方向^[78]. 延性金属层裂破坏从原子层次上产生扩展到宏观层次, 是跨空间尺度、跨时间、跨结构层次的多尺度耦合现象, 是不可逆的、远

离平衡的过程. 对材料宏观层裂行为起至关重要的功能性从原子或纳米尺度开始显现——微孔洞成核, 在介观尺度上由于不同尺度微损伤的相互作用不断放大, 直至宏观尺度上的破坏. 其中, 大量分布式微孔洞的时空尺度关联及耦合效应是该问题复杂性的主要特征, 介观尺度上所体现的与宏观和微观层次不同的物理现象和异质性正是损伤演化复杂行为的主要内容. 目前介观层次上既缺乏足够的实验手段和诊断技术, 又缺乏相关的理论, 基本处于空白状态.

面对延性金属层裂问题研究所面临的科学挑战, 一方面需要确认缺陷的形成机制和主导因素, 并追踪其动态演化; 另一方面需要认识缺陷的集体长期行为改变宏观性能的机制. 业已证明加载方式和材料的微结构特征是层裂损伤演化的两种主要依赖因素, 动力学效应和微结构因素的耦合主导了分布式微损伤的时空演化行为, 加剧了介观尺度上的物理现象的复杂性和响应行为的异质性. 因此, 动力学效应和微结构因素的解耦研究可能是攻克该问题介观尺度上科学挑战的一种最可行的策略, 进而达到联系微观尺度上的损伤机制理解和宏观尺度上的破坏行为预测的目的.

参考文献

- 1 Davison L, Stevens A L. Continuum measures of spall damage. *J Appl Phys*, 1972, 43: 988–994
- 2 Zhan X J, Shu D Q. Spalling phenomena analysis of brittle materials under three kinds of impulse loads (in Chinese). *Eng J Wuhan Univ*, 2003, 36: 45–48 [占学军, 舒大强. 三种脉冲荷载作用下脆性材料层裂现象分析. *武汉大学学报(工学版)*, 2003, 36: 45–48]
- 3 Koller D D, Hixson R S, Gray G T, et al. Influence of shock-wave profile shape on dynamically induced damage in high-purity copper. *J Appl Phys*, 2005, 98: 103518
- 4 Escobedo J P, Brown E N, Trujillo C P, et al. The effect of shock-wave profile on dynamic brittle failure. *J Appl Phys*, 2013, 113: 103506, arXiv: 1303.0393
- 5 Rinehart J S. Some quantitative data bearing on the scabbing of metals under explosive attack. *J Appl Phys*, 1951, 22: 555–562
- 6 Whiteman P. Preliminary Report on the Effect of Stress Rate on the Dynamic Fracture of Steel, Brass and Aluminium. Technical Report, Atomic Weapons Research Establishment, 1962. AWRESWAN-10/61
- 7 Breed B R, Mader C L, Venable D. Technique for the determination of dynamic-tensile-strength characteristics. *J Appl Phys*, 1967, 38: 3271–3275
- 8 Buchar J, Elices M, Cortez R. The influence of grain size on the spall fracture of copper. *J Physique IV*, 1991, 1: C3-623–C3-630
- 9 Peng H, Li P, Pei X Y. Rate-dependent characteristics of copper under plate impact (in Chinese). *Acta Phys Sin*, 2014, 63: 196202 [彭辉, 李平, 裴晓阳, 等. 平面冲击下铜的拉伸应变率相关特性研究. *物理学报*, 2014, 63: 196202]
- 10 Paisley D L, Warnes R H, Kopp R A. Laser-driven flat plate impacts to 100 GPa with sub-nanosecond pulse duration and resolution for material property studies. In: *Proceedings of the APS 1991 Topical Conference on Shock Compression of Condensed Matter*. Williamsburg V A, 1991. LA-UR-91-3306
- 11 Wang Y, He H, Boustie M, et al. Measurement of dynamic tensile strength of nanocrystalline copper by laser irradiation. *J Appl Phys*, 2007, 101: 103528
- 12 Moshe E, Eliezer S, Henis Z, et al. Experimental measurements of the strength of metals approaching the theoretical limit predicted by the

- equation of state. *Appl Phys Lett*, 2000, 76: 1555–1557
- 13 Dongare A M, Rajendran A M, Lamattina B, et al. Atomic scale simulations of ductile failure micromechanisms in nanocrystalline Cu at high strain rates. *Phys Rev B*, 2009, 80: 104108
- 14 Wright T W, Ramesh K T. Statistically informed dynamics of void growth in rate dependent materials. *Int J Impact Eng*, 2009, 36: 1242–1249
- 15 Reina C, Marian J, Ortiz M. Nanovoid nucleation by vacancy aggregation and vacancy-cluster coarsening in high-purity metallic single crystals. *Phys Rev B*, 2011, 84: 104117
- 16 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 Mech Phys Solids*, 2003, 51: 1–26
- 17 Zhou H Q, Sun J S, Wang Y S. The growth of microvoids in ductile materials under dynamic loading (in Chinese). *Explosion Shock Waves*, 2003, 23: 415–419 [周洪强, 孙锦山, 王元书. 动载荷下延性材料中微孔洞的增长模型. *爆炸与冲击*, 2003, 23: 415–419]
- 18 Wang Z P. Void-containing nonlinear materials subject to high-rate loading. *J Appl Phys*, 1997, 81: 7213–7227
- 19 Stevens A L, Tuler F R. Effect of shock precompression on the dynamic fracture strength of 1020 steel and 6061-T6 aluminum. *J Appl Phys*, 1971, 42(13): 5665–5670
- 20 Kanel G I, Razorenov S V, Bogatch A, et al. Spall fracture properties of aluminum and magnesium at high temperatures. *J Appl Phys*, 1996, 79: 8310–8317
- 21 Minich R W, Cazamias J U, Kumar M, et al. Effect of microstructural length scales on spall behavior of copper. *Metall Mat Trans A*, 2004, 35: 2663–2673
- 22 Williams C L, Chen C Q, Ramesh K T, et al. On the shock stress, substructure evolution, and spall response of commercially pure 1100-O aluminum. *Mater Sci Eng-A*, 2014, 618: 596–604
- 23 Chen X, Asay J R, Dwivedi S K, et al. Spall behavior of aluminum with varying microstructures. *J Appl Phys*, 2006, 99: 023528
- 24 Liao Y, Xiang M, Zeng X, et al. Molecular dynamics studies of the roles of microstructure and thermal effects in spallation of aluminum. *Mech Mater*, 2015, 84: 12–27
- 25 Pei X Y, Peng H, He H L, et al. Study on the effect of peak stress on dynamic damage evolution of high pure copper (in Chinese). *Acta Phys Sin*, 2015, 64: 054061 [裴晓阳, 彭辉, 贺红亮, 等. 加载应力幅值对高纯铜动态损伤演化特性研究. *物理学报*, 2015, 64: 054061]
- 26 Zhan Y J. Effects of Annealing on Spallation Properties of High-purity OFHC (in Chinese). Dissertation for Master's Degree. Mianyang: China Academy of Engineering Physics, 2012 [张友君. 退火与未退火高纯无氧铜的层裂特性研究. 硕士学位论文. 绵阳: 中国工程物理研究院, 2012]
- 27 Kanel G I, Razorenov S V, Bogatch A, et al. Simulation of spall fracture of aluminum and magnesium over a wide range of load duration and temperature. *Int J Impact Eng*, 1997, 20: 467–478
- 28 Li C, Li B, Huang J Y, et al. Spall damage of a mild carbon steel: Effects of peak stress, strain rate and pulse duration. *Mater Sci Eng-A*, 2016, 660: 139–147
- 29 Tuler F R, Butcher B M. A criterion for the time dependence of dynamic fracture. *Int J Fracture*, 1968, 4: 431–437
- 30 Kanel G I. Dynamic strength of materials. *Fatigue Fract Eng Mater Struc*, 1999, 22: 1011–1019
- 31 Qi M, Luo C, He H, et al. Damage property of incompletely spalled aluminum under shock wave loading. *J Appl Phys*, 2012, 111: 043506
- 32 Pei X Y. Study on Damage Evolution Dynamics for the Dynamic Tensile Failure (Spallation) of High-Pure OFHC (in Chinese). Dissertation for Doctoral Degree. Mianyang: China Academy of Engineering Physics, 2013 [裴晓阳. 高纯无氧铜动态拉伸破坏(层裂)的损伤演化动力学研究. 博士学位论文. 绵阳: 中国工程物理研究院, 2013]
- 33 Barenblatt G I. Micromechanics of fracture. In: *Theoretical and Applied Mechanics*. Amsterdam: Elsevier Science Publishers, 1992. 25–52
- 34 Bourne N K. Materials' physics in extremes: Akrology. *Metall Mat Trans A*, 2011, 42: 2975–2984
- 35 Zheng J, Wang Z P. Experimental study and numerical analysis of dynamic fracture in ductile solids (in Chinese). *Acta Mech Solida Sin*, 1994, 15: 345–350 [郑坚, 王泽平. 延性材料动态断裂的实验研究和数值分析. *固体力学学报*, 1994, 15: 345–350]
- 36 Schwartz A J, Cazamias J U, Fiske P S, et al. Grain Size and Pressure Effect on Spall Strength in Copper. Technical Report, Lawrence Livermore National Laboratory, 2001. UCRL-JC-141817
- 37 Chen T, Jiang Z X, Peng H, et al. Effect of grain size on the spall fracture behaviour of pure copper under plate-impact loading. *Strain*, 2015, 51: 190–197
- 38 Kanel G I, Razorenov S V, Utkin A V. Dynamic Fracture and Fragmentation, High-Pressure Shock Compression of Solids II. Davison L, Grady D E, Shahinpoor, eds. New York: Springer, 1993
- 39 Escobedo J P, Cerreta E K, Dennis-Koller D, et al. Influence of shock loading kinetics on the spall response of copper. *J Phys-Conf Ser*, 2014, 500: 112023

- 40 He H L. Discussion on the spallation behavior resolved by free surface velocity profile (in Chinese). *Chin J High Press Phys*, 2009, 23: 1–8 [贺红亮. 关于自由面速度剖面解读层裂问题的几点商榷. *高压物理学报*, 2009, 23: 1–8]
- 41 Whelchel R L, Sanders Jr. T H, Thadhani N N. Spall and dynamic yield behavior of an annealed aluminum-magnesium alloy. *Scripta Mater*, 2014, 92: 59–62
- 42 Meyers M A, Aimone C T. Dynamic fracture (spalling) of metals. *Prog Mater Sci*, 1983, 28: 1–96
- 43 Curran D R, Seaman L, Shockey D A. Dynamic failure of solids. *Phys Rep*, 1987, 147: 253–388
- 44 Belak J, Cazamias J, Fivel M, et al. Microstructural Origins of Dynamic Fracture in Ductile Metals. Technical Report, Lawrence Livermore National Laboratory, 2004. UCRL-TR-202447
- 45 Escobedo J P, Dennis-Koller D, Cerreta E K, et al. Effects of grain size and boundary structure on the dynamic tensile response of copper. *J Appl Phys*, 2011, 110: 033513
- 46 Wayne L, Krishnan K, DiGiacomo S, et al. Statistics of weak grain boundaries for spall damage in polycrystalline copper. *Scripta Mater*, 2010, 63: 1065–1068
- 47 Qi M L, Zhong S, He H L, et al. Effect of grain size and arrangement on dynamic damage evolution of ductile metal. *Chin Phys B*, 2013, 22: 046203
- 48 Yuan F, Wu X. Shock response of nanotwinned copper from large-scale molecular dynamics simulations. *Phys Rev B*, 2012, 86: 134108
- 49 Shao J L, Wang P, He A M, et al. Spall strength of aluminium single crystals under high strain rates: Molecular dynamics study. *J Appl Phys*, 2013, 114: 173501
- 50 Pang W W, Zhang P, Zhang G C, et al. The nucleation and growth of nanovoids under high tensile strain rate (in Chinese). *Sci Sin-Phys Mech Astron*, 2012, 42: 464–474 [庞卫卫, 张平, 张广财, 等. 高应变率拉伸下纳米空洞的成核与早期生长. *中国科学: 物理学 力学 天文学*, 2012, 42: 464–474]
- 51 Fan Y, Kushima A, Yip S, et al. Mechanism of void nucleation and growth in bcc Fe: Atomistic simulations at experimental time scales. *Phys Rev Lett*, 2011, 106: 125501
- 52 Belak J. On the nucleation and growth of voids at high strain-rates. *J Comp-Aided Mater Des*, 1998, 5: 193–206
- 53 Lubarda V A, Schneider M S, Kalantar D H, et al. Void growth by dislocation emission. *Acta Mater*, 2004, 52: 1397–1408
- 54 Seppälä E T, Belak J, Rudd R E. Molecular Dynamics Study of Void Growth And Dislocations in Dynamic Fracture of Fcc and Bcc Metals. Technical Report, Lawrence Livermore National Laboratory, 2003. UCRL-JC-151375
- 55 Tvergaard V. Effect of void size difference on growth and cavitation instabilities. *J Mech Phys Solids*, 1996, 44: 1237–1253
- 56 Peng H, Li P, Pei X Y, et al. Experimental study of the spatial discontinuity of dynamic damage evolution (in Chinese). *Acta Phys Sin*, 2013, 62: 226201 [彭辉, 李平, 裴晓阳, 等. 动态损伤演化的空间不连续性实验研究. *物理学报*, 2013, 62: 226201]
- 57 Molinari A, Wright T W. A physical model for nucleation and early growth of voids in ductile materials under dynamic loading. *J Mech Phys Solids*, 2005, 53: 1476–1504
- 58 Seppälä E T, Belak J, Rudd R E. Onset of void coalescence during dynamic fracture of ductile metals. *Phys Rev Lett*, 2004, 93: 245503
- 59 Deng X L, Zhu W J, Song Z F, et al. Microscopic mechanism of void coalescence under shock loading (in Chinese). *Acta Phys Sin*, 2009, 58: 4772–2778 [邓小良, 祝文军, 宋振飞, 等. 冲击加载下孔洞贯通的微观机理研究. *物理学报*, 2009, 58: 4772–2778]
- 60 Peng X, Zhu W, Chen K, et al. Molecular dynamics simulations of void coalescence in monocrystalline copper under loading and unloading. *J Appl Phys*, 2016, 119: 165901
- 61 Kondrokhina I N, Podurets A M, Ignatova O N, et al. Space distribution of damage at early stage of spall fracture in copper. In: *Proceedings of 19th European Conference on Fracture*. Kazan, 2012
- 62 Bontaz-Carion J, Pellegrini Y P. X-ray microtomography analysis of dynamic damage in tantalum. *Adv Eng Mater*, 2006, 8: 480–486
- 63 Nishimura N, Murase K, Ito T, et al. Ultrasonic evaluation of spall damage accumulation in aluminum and steel subjected to repeated impact. *Int J Impact Eng*, 2011, 38: 152–161
- 64 Qi M L, He H L. Statistic analysis of damage distribution in ductile metals under dynamic impact (in Chinese). *J Wuhan Univ Tech*, 2008, 30: 23–26 [祁美兰, 贺红亮. 延性金属材料中损伤分布的统计方法. *武汉理工大学学报*, 2008, 30: 23–26]
- 65 Qi M L. Critical Behavior in Dynamic Tensile Fracture of High Purity Aluminum (in Chinese). Dissertation for Doctoral Degree. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2007 [祁美兰. 高纯铝拉伸型动态破坏的临界行为研究. 博士学位论文. 武汉: 武汉理工大学, 2007]
- 66 Peng H. Coalescence of Micro-Damage on Dynamic Tensile Fracture of Ductile Metal (in Chinese). Dissertation for Doctoral Degree. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015 [彭辉. 延性金属动态拉伸断裂的微损伤聚集特性研究. 博士学位论文. 北京: 北京理工大学, 2015]
- 67 Xu A G, Zhang G C, Ying Y J, et al. Complex fields in heterogeneous materials under shock: Modeling, simulation and analysis. *Sci China-Phys Mech Astron*, 2016, 59: 650501, arXiv: 1512.08568

- 68 Xu A G, Zhang G C, Ying Y J, et al. Simulation study on cavity growth in ductile metal materials under dynamic loading. *Front Phys*, 2013, 8: 394–404. arXiv: [1309.0095](https://arxiv.org/abs/1309.0095)
- 69 Lebensohn R A, Escobedo J P, Cerreta E K, et al. Modeling void growth in polycrystalline materials. *Acta Mater*, 2013, 61: 6918–6932
- 70 Chen Q Y, Liu K X. A void growth model considering the baushinger effect and its application to spall fracture. *Chin Phys Lett*, 2011, 28: 064602
- 71 Rajendran A M, Dietenberger M A, Grove D J. A void growth based failure model to describe spallation. *J Appl Phys*, 1989, 65: 1521–1527
- 72 Gurson A L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I—Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *J Eng Mater Technol*, 1977, 99: 2–15
- 73 Bai Y L, Ke F J, Xia M F. Formulation of statistical evolution of microcracks in solids (in Chinese). *Acta Mech Sin*, 1991, 23: 290–298 [白以龙, 科孚久, 夏蒙芬. 固体中微裂纹系统统计演化的基本描述. *力学学报*, 1991, 23: 290–298]
- 74 Feng J B. Dynamic Ductile Fracture and the Damage Function Model (in Chinese). Dissertation for Doctoral Degree. Beijing: Beijing Institute of Technology, 1992 [封加波. 金属动态延性破坏的损伤度函数模型. 博士学位论文. 北京: 北京理工大学, 1992]
- 75 Cochran S, Banner D. Spall studies in uranium. *J Appl Phys*, 1977, 48: 2729–2737
- 76 Feng J, Jing F, Zhang G. Dynamic ductile fragmentation and the damage function model. *J Appl Phys*, 1997, 81: 2575–2578
- 77 Wang Y G. Critical Damage of Dynamic Tensile Fracture of Ductile Metals (in Chinese). Dissertation for Doctoral Degree. Mianyang: China Academy of Engineering Physics, 2006 [王永刚. 延性金属动态拉伸断裂及其临界损伤度研究. 博士学位论文. 绵阳: 中国工程物理研究院, 2006]
- 78 Pullman W A. New Research Opportunities in Dynamic Compression Science. Report on the DAC User Workshop. Technical Report, Washington State University, 2012

Damage evolution on dynamic tensile fracture of ductile metals

PENG Hui¹, PEI XiaoYang¹, CHEN Shi¹, QI MeiLan^{2,3}, BAI JinSong¹,
LI Ping¹ & HE HongLiang^{1*}

¹ National Key Laboratory of Shock Wave and Detonation Physics, Institute of Fluid Physics, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China;

² School of Science, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China;

³ Advanced Photon Source of Argonne National Laboratory, Argonne 60439, USA

Dynamic tensile failure, e.g. spallation, of ductile metals is a complex phenomenon, due to its multiple tempo-spatial scales and structural levels involved on one hand, and due to its irreversible and nonlinear features as a non-equilibrium process on the other. Activated/Stimulated by tensile stress, non-uniform mesoscopic structures of materials evolve, leading to internal damage nucleation, growth, coalescence and final fracture, which consist the basic physical processes of dynamic tensile failure of ductile metals. Damage evolution on dynamic tensile fracture of ductile metals has been reported elsewhere, however, our ability to understand the mechanism of damage evolution in micro-scale and to accurately predict fracture in macro-scale is still limited. In this paper, we present investigations on macroscopic response, microscopic mechanism and physical models of dynamic tensile failure, based on our previous works. Current difficulties and challenges encountered when studying such a complex, multi-scale phenomenon are also discussed.

ductile metals, spallation, macro-response, mechanism of evolution, physical models

PACS: 62.20.mm, 62.50.Ef, 46.50.+a, 81.40.Np

doi: [10.1360/SSPMA2016-00392](https://doi.org/10.1360/SSPMA2016-00392)