



·惯性约束聚变物理与技术·

基于大型激光装置的材料塑性变形行为 微介观研究进展*

王倩男, 胡建波

(中国工程物理研究院 流体物理研究所, 冲击波与爆轰物理国家重点实验室, 四川 绵阳 621900)

摘 要: 微介观尺度下材料结构的实时演化行为是决定其动态力学性能的关键因素。大型激光装置作为集加载和诊断能力为一体的综合实验平台, 为高温、高压、高应变率等极端条件下材料动态力学性能的微介观尺度研究提供了重要支撑。随着激光功率密度和脉冲整形能力的不断提升, 实验所能探索的压力 ($10^4 \sim 10^3$ GPa) 及应变率 ($10^6 \sim 10^{10}$ s⁻¹) 范围不断突破; 而利用激光打靶产生的高亮 X 射线脉冲作为探测源, 建立动态衍射和成像技术, 可以实现高空间和时间分辨率下材料塑性变形机制的实时原位研究。简要介绍了基于大型激光装置的原位微介观实验技术及其在材料塑性变形行为研究中的应用, 系统梳理了近二十年来具有代表性的研究成果, 阐明了相关研究对推动材料动态响应多尺度物理建模的重要价值。

关键词: 动态强度; 塑性机制; 微介观; 动态 X 射线衍射; 大型激光装置

中图分类号: O347.3

文献标志码: A doi: 10.11884/HPLPB202032.200116

Recent progress in micro-mesoscopic study of dynamics of plastic deformation based on large-scale laser facilities

Wang Qiannan, Hu Jianbo

(State Key Laboratory for Shock Wave and Detonation Physics, Institute of Fluid Physics, CAEP, Mianyang 621900, China)

Abstract: The dynamic response of materials is strongly dependent on the temporal evolution of microstructures. As a comprehensive experimental platform integrating dynamic loading and in-situ diagnostic capability, large-scale laser facilities provide technical support to investigate micro-mesoscopic behaviors of materials under extreme conditions of high temperature, high pressure, and high strain rate. The use of high-power pulsed lasers to explore the response of materials under the pressure of tens of GPa up to several TPa, the time duration of nanoseconds, and the strain rate of $10^6 \sim 10^{10}$ s⁻¹ is revealing novel mechanisms of plastic deformation and therefore strength evolution. This unique experimental tool, aided by advanced diagnostics, analysis, and characterization, including X-ray diffraction, absorption and imaging, allows us to make real-time observation on these new regimes with high spatial and temporal resolution. In this paper, we review the progress within the last 20 years in micro-mesoscopic dynamic probing techniques, based on large-scale laser facilities, and their applications in the study of dynamic plasticity and strength. At the end, we discuss the significance of these works to promote the multiscale modeling of the dynamic response of materials.

Key words: dynamic strength; plastic mechanism; micro-mesoscopic; dynamic X-ray diffraction; large-scale laser facility

材料的微介观特征是决定其力学行为的重要因素。鉴于真实材料往往是由具有不同取向、形状和内部缺陷的晶粒组成的多晶结构, 理解极端条件下材料的动态响应过程需要包含对材料组分、织构、相结构及稳定性、弹性模量、内应力分布等大量变量的表征刻画。这些本征变量通过跨尺度的耦合或相互作用决定了极端条件下材

* 收稿日期: 2020-05-10; 修订日期: 2020-07-25

基金项目: 科学挑战专题项目 (TZ2018001); 中物院创新发展基金培育项目 (PY2020007); 冲击波物理与爆轰物理实验室装备预研基金项目 (6142A0301010117)

作者简介: 王倩男 (1991—), 女, 博士, 助理研究员, 主要从事金属材料原位力学行为研究; wangqn@caep.cn。

通信作者: 胡建波 (1980—), 男, 博士, 研究员, 主要从事材料动态响应的实时原位研究; jianbo.hu@caep.cn。

料的力学性能和动力学行为。为了精确预测和调控材料的动态力学性能,需要建立起从微观原子相互作用到宏观连续介质理论相统一的多尺度模型。然而,在极端变形条件下,材料内部的微介观结构将随着压力和应变率的变化而发生不同程度上改变,如从最初的弹性压缩导致的晶格畸变,到位错、孪晶和相变等行为主导的塑性弛豫,均存在着显著的材料本征特性与加载条件的相关性。因此,从微介观尺度解读材料的冲击压缩行为,揭示不同应力场作用下微结构演化及其相互作用对材料动态力学性能的影响是多尺度实验及建模工作的关键所在,也是难点所在。

事实上,从微介观尺度剖析材料动态力学响应行为背后的物理机制一直是冲击波物理、材料学、天体物理等研究领域的热点问题。早在 20 世纪 60 年代,研究人员就利用电子显微镜等微观结构表征工具对爆轰产物的位错结构进行了观测,从实验上证明了滑移机制对材料高速冲击变形的贡献^[1]。而在近半个世纪的时间里,通过加载-回收-表征的实验方法, Murr^[2-3]、Meyers^[4-5] 和 Gray III^[6] 等课题组分别对球面及平面冲击波作用下材料的微观结构演变特征进行了大量的离位观测,揭示了滑移-孪生转化、相变诱导塑性和基于位错密度演化的强度效应等现象。但是,在这类离位表征实验中,研究人员发现样品中所包含的位错密度远远低于理论预测值,回收样品中特征缺陷结构的形成除了来自于冲击加载所导致的剧烈塑性变形,还受卸载过程中动态回复机制的影响^[7]。因此,回收样品只能反映微观结构空间演化的部分信息,不足以实现冲击变形过程中动态力学行为的精确刻画,难以为相关物理模型的发展提供准确的实验参照。

为了能够实现冲击加载过程的原位实时诊断, Johnson 等^[8] 从 1969 年开始尝试将短时脉冲 X 射线衍射(XRD)技术用于冲击加载下 LiF 单晶的动态力学行为测量,并于 1970 年成功获得了(002)晶面的动态衍射信号,为极端变形条件下材料微观结构演化的实时表征开辟了一条全新的道路。不同于以往的波剖面测试、静高压测试和回收样品测试技术,原位 X 射线衍射技术不但能从晶格层面直观揭示瞬时冲击压缩过程中的结构演化,还可以实现不同加载时刻的原位精确测量。通过这一动态诊断技术与气炮或激光冲击加载的耦合, Gupta、Wark 和 Park 等研究团队针对 LiF^[9-10]、Cu^[11-12]、Mg^[13]、Ta^[14-15]、Au^[16] 等金属的动态力学行为进行了表征。大量高精度实验结果的获得为极端条件下材料多尺度模型的建立奠定了重要基础,有力地推动了地球科学、天体物理、惯性约束聚变等领域发展。

目前,能够开展高精度动态 X 射线诊断的实验平台主要包括先进光源(同步辐射、X 射线自由电子激光)和大型激光装置。前者依靠加速器原理所产生的探测 X 射线具有相干性好、时间分辨能力强(10^{-15} s)、空间分辨能力高(10^{-11} m)等技术优势,结合相关线站内动态加载技术的建立,可实现 10^{11} Pa 以内微观动力学过程的原位实时观测,在微尺度动态 XRD 分析,特别是亚埃级原子结构的超快过程分析方面具有不可替代的关键作用。而大型激光装置作为集加载和诊断能力为一体的综合实验平台,是除先进光源以外最重要的多尺度实验平台,在动态载荷作用下材料基础性测量(如状态方程、弹塑性转变、相变等)和超高压(10^{12} Pa)等极端条件下材料动态力学行为的实验研究中发挥了重要作用。

利用大型激光装置,通过加载光与探测光之间延时条件的设置,可以实现不同加载时刻下 ns 级冲击压缩过程的原位诊断;与此同时,借助高能脉冲激光与金属箔相互作用所产生的 X 射线进行衍射、吸收和成像诊断,能够获得从原子到晶格再到界面结构的实时演化信息。现如今,国际上具有多束激光系统的大型装置建设不断升级(如美国的 Omega 和 NIF,法国的 LULI,英国的 Vulcan 和中国的神光系列等),激光加载能力的显著提升使得相关实验研究正向更高压力及应变率范围快速拓展^[17-18];而动态 XRD^[19]、扩展 X 射线吸收(EXAFS)^[20] 及扰动增长法^[21] 等测试技术的建立和发展,使得实验所能观测的时间及空间尺度进一步缩小,原位诊断技术的分辨能力日趋增强。然而需要指出的是,尽管大型激光装置在激光加载能力方面具有一定的优势,但由于激光与金属背光靶相互作用产生高能(keV)、准单色 X 射线过程中存在激光-X 射线能量转换效率的问题(通常小于 1%)^[22],用于原位诊断的 X 射线亮度、脉宽和单色性与先进光源所产生的硬 X 射线相比仍存在不可忽视的差距,实验效率和精度受到了较大的限制。

本文着眼于动态载荷作用下材料塑性变形行为的微介观机制和强度演化规律,调研并分析了基于大型激光装置的原位实验方法及其在相关研究领域的应用,系统梳理了目前所取得的代表性成果,并简要讨论了微介观实验进展对于多尺度建模工作的推动作用。

1 基于大型激光装置的原位微介观实验技术

XRD 是一种最为常见的晶体结构分析方法,对弹性畸变、位错、织构、相变等晶格演化行为具有显著的辨识能力。20 世纪 90 年代末,美国洛斯阿拉莫斯国家实验室 Kalantar 等^[23] 首次采用直接烧蚀方式在物理靶上形成冲击加载,同时分束激光轰击固体金属箔背光靶产生高亮 X 射线进行广角衍射测量的实验构型,建立了激光驱动瞬态 X 射线衍射技术(图 1),并于 2005 年将这一技术成功应用于纯 Fe 相变动力学机制的研究,揭示了 42 GPa 峰值

压力冲击作用下 BCC→HCP 的相转变过程^[24]。在 Kalantar 等人研究工作的基础上, Rygg 等^[25-26]进一步优化了实验靶结构、X 射线背光技术和衍射信号分析方法, 并将宏观波剖面测试与微观动态 XRD 诊断耦合起来, 实现了冲击压缩过程的多尺度同步诊断。

EXAFS 的产生与吸收原子及其周围原子的散射有关, 因而可用于原子间距、配位数、原子均方位移等重要参量的测量。早期的 EXAFS 技术大多依托于同步辐射装置, 而基于大型激光装置的 EXAFS 技术的建立主要是为了实现了对压缩物态进行参数测量, 尤其是温度的测量(图 2)^[20]。2003 年起, 罗彻斯特大学的 Yaakobi 等^[27]在 OMEGA 激光装置上利用 EXAFS 成功观测到了金属 Fe、V 和 Ti 的相变行为。但鉴于 EXAFS 仅适用于相变诊断, 而无法反映位错、孪晶及晶面转动等非原子迁移的塑性变形过程, 故在本文中不做详细讨论。

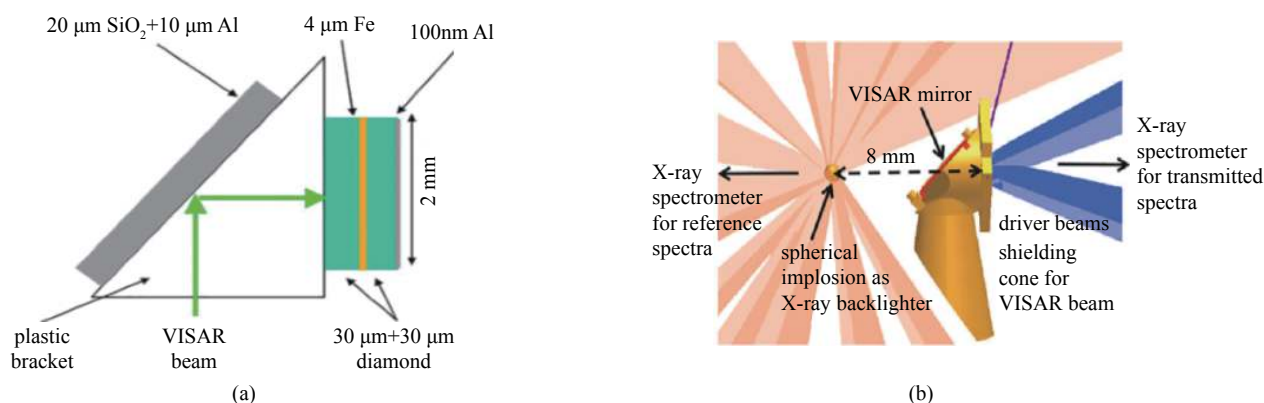


Fig. 2 (a) Components of the OMEGA target. (b) EXAFS experimental setup^[20]

图 2 (a) 用于 OMEGA 激光装置的样品靶结构; (b) EXAFS 实验装置布局^[20]

在惯性力作用下, 当低密度流体加速高密度流体时两者界面上的预制初始扰动会发生增长, 即 Rayleigh-Taylor 不稳定性(也被称为界面不稳定性)^[28-29]。因为材料强度的提高会抑制界面的不稳定性增长, 所以近年来研究人员将其作为一种动态强度测量方法应用于冲击加载下金属材料的动态力学行为诊断。最早的扰动增长法是通过化爆加载过程中样品界面的高能 X 射线照相实现的^[30]。2010 年, Park 等人首次以 Omega 激光装置为依托, 开展了金属 V 动态强度的原位测量^[31-32], 实验设计如图 3 所示。通过对样品表面的周期性调制, 可以形成如图 3(b) 所示的特定界面形态; 随着加载应力波的传播, 界面结构发生扰动增长; 而通过激光与背光金属相互作用所产生的 X 射线进行原位照相可以记录下样品界面周期性结构的变化过程; 最终根据扰动增长模型推演出材料强度的变化规律。

2 动态加载下材料的塑性变形

随着加载压力的提高, 冲击波在材料内部将以不同的形式进行传递; 当压力较低时, 样品主要受一维弹性冲击波的作用, 发生可恢复的弹性变形; 而当冲击压力高于 Hugoniot 弹性极限时, 冲击波将分裂为弹性波和塑性波, 此时材料发生弹塑性屈服, 产生不可逆的塑性形变。位错、孪晶等缺陷的形核与运动机制作为影响材料内部微介观结构演化的最重要因素, 直接决定着材料的动态力学性能。然而, 与相变所不同的是, 位错与孪晶的形成并不会改变材料的本征晶体结构, 而只在几个原子层的范围内表现出晶格的不连续性, 因此对于这类缺陷的表征通常需要更为严格的原位测试条件, 以提高信号对于晶格缺陷的敏感性。

在早期的动态 XRD 实验研究中, Schneider 等^[33-34]通过测量脉冲激光加载下单晶 Cu 沿着加载方向(Bragg)及垂直于加载方向(Laue)的衍射信号(图 4), 并结合激光加载回收样品的透射电镜表征, 系统分析不同冲击加载压力位错-孪晶机制间的转化行为: 对于 [001] 取向, 孪晶机制启动的压力阈值为 25 GPa, 而对于 [134] 取向, 位错向孪晶的转化通常发生在 40~60 GPa 之间。这种动力学响应的各项异性来源于不同加载取向下滑移系启动的数量, 对于低对称 [001] 取向, 冲击加载下 8 个等效滑移系的同时启动使得材料内部位错密度显著增加, 进而导致强烈的加工硬

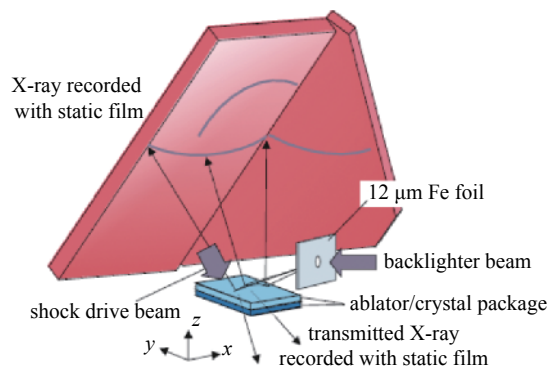


Fig. 1 Diverging-beam geometry for dynamic X-ray diffraction^[24]

图 1 用于动态 X 射线衍射实验的广角信号收集装置^[24]

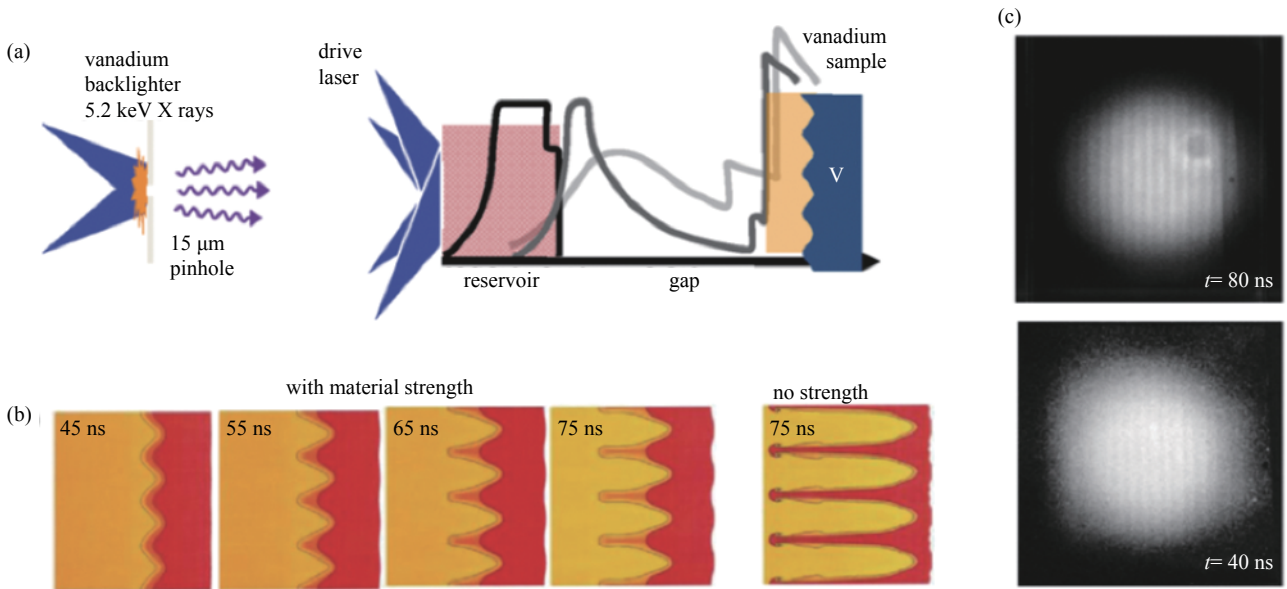


Fig. 3 (a) Schematic illustrating the experimental configuration. (b) Density plots of the RT growth from 2D radiation-hydrodynamics simulations at 45, 55, 65, and 75 ns, using the PTW strength model. (c) Experimental X-ray radiographs of driven vanadium RT samples at 40 and 80 ns^[31]
 图 3 (a) 实验构型示意图; (b) 基于 PTW 模型二维辐射流体预测的 45、55、65 和 75 ns 时间内界面扰动增长密度图; (c) 40 和 80 ns 时刻 X 射线照相捕获的金属 V 中的界面扰动增长状态^[31]

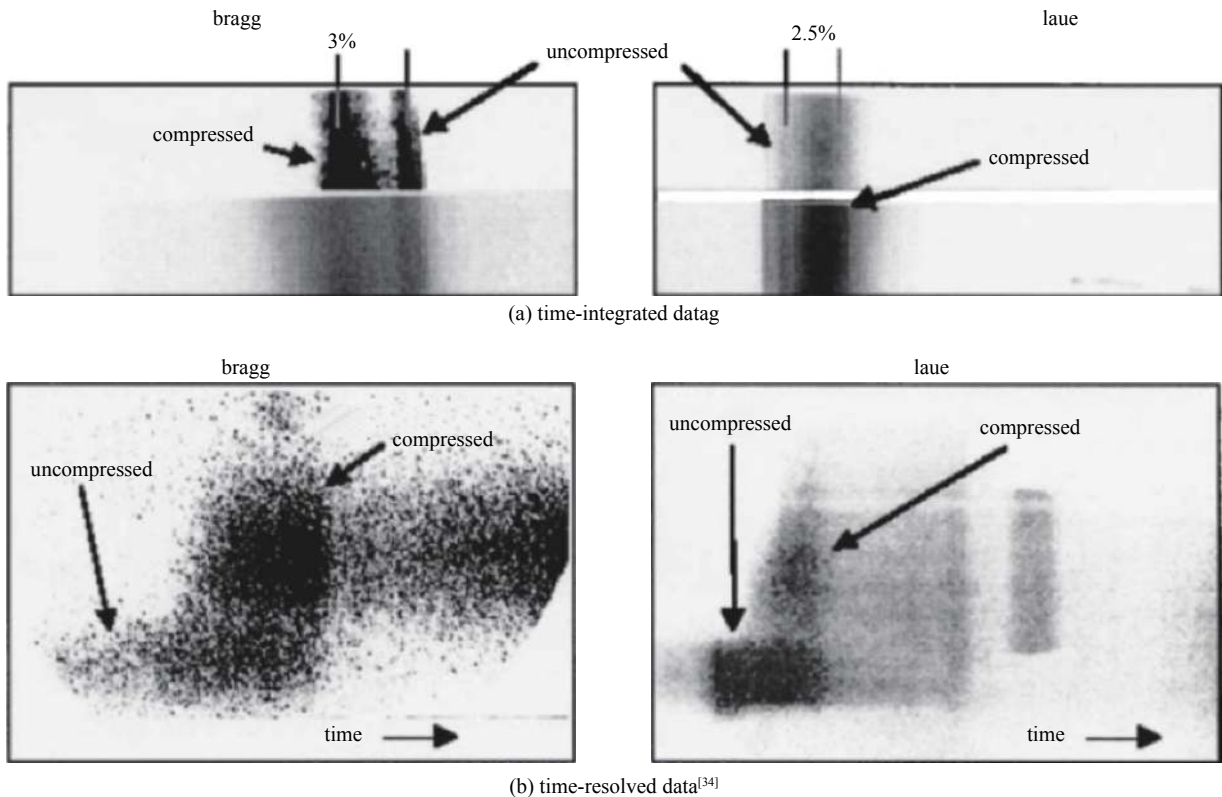


Fig. 4 Typical flash X-ray diffraction results for copper (200) and (020) planes^[34]
 图 4 金属 Cu(200) 和 (020) 晶面的动态 X 射线衍射测试结果^[34]

化, 最终诱发孪晶的形核; 但对于 [134] 取向而言, 由于初始启动的滑移系较少, 硬化效应并不明显, 故而孪晶的形核需要更高的外界载荷作用。Kalantar 等^[23] 则指出, 单晶 Cu 中位错的大量形核使得衍射线发生明显宽化, 呈现出三维压缩的微介观特征。但相同的冲击压力 (~20 GPa) 下, Si 的弹塑性行为则不同, 仅仅表现出一维压缩响应。Foster 等^[35] 则研究了 10~70 GPa 冲击压力作用下多晶 V 的屈服行为, 随着压力增加至 30 GPa 以上时材料内部残余应力的各向异性显著降低, 并指出相对于孪晶的作用, 大量位错的均匀形核更有可能是造成这一现象的主要因素。

相较于单色 XRD 原位技术, 宽谱的 Laue 衍射因其对于位错等缺陷具有更加优异的敏感性, 正被广泛应用于

冲击压缩塑性行为的表征分析工作中。Suggit 等开发了金属多层膜 X 射线背光靶^[36], 借助激光加载装置获得了 3~10 keV 准白光 X 射线; 并以此为 X 射线源对单晶 Cu 的 [100] 冲击压缩行为进行观测(衍射靶装置如图 5(a) 所示), 发现了随着加载压力的提高衍射斑发生了不同程度的双向分裂, 形成了如图 5(b) 所示的卫星斑; 借助卫星斑与衍射斑之间距离的计算揭示了与压力相关联的晶体转动行为^[37]; 通过对晶体转动方向的细致分析, 确认了这种转动是由发生在共轭滑移面上双体系位错滑移所导致, 并以此为依据计算了 50 GPa 压力下的位错密度。而在 [001]-Si 单晶的冲击压缩过程中, Higginbotham 等^[38] 观察到了非常复杂的非弹性响应行为(单个静态衍射斑劈裂为 3 个动态衍射斑), 尽管相应过程的分子动力学模拟指出这一衍射信号的变化源于相变的发生, 但现有实验结果却无法给出直观的实验证据。Wehrenberg 等^[39] 从时间维度分析了单晶 Ta 的动态力学行为, 通过不同压力下剪应力松弛所需要的时间长短揭示了加载压力与塑性机制之间的关联性, 即当加载压力高于 65 GPa 时, 大量位错的均匀形核使得 Ta 中的剪应力迅速释放(200 ps 以内), 明显区别于一维响应状态下约 1 ns 的剪应力持续松弛过程。

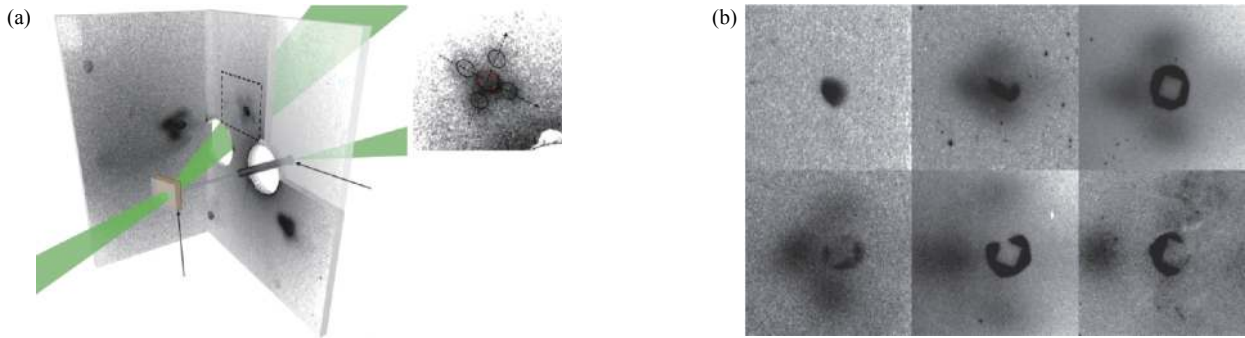


Fig. 5 (a) Schematic diagram of the white-light Laue set-up; (b) (002) diffraction peaks captured over a range of different pressures^[37]

图 5 (a)白光劳厄衍射的实验构型示意图; (b)不同冲击压力下的 Cu(002)晶面衍射斑变化^[37]

3 材料动态强度的原位测量

通常情况下材料强度是指材料在静力下表现的力学特性, 但冲击加载所引入的高压与高应变率环境使得材料的动态强度明显区别于准静态强度。在动态载荷的作用下, 显著的应变率效应使得部分材料的强度随着外部加载条件的不同而变化, 即材料的动态强度不再是一个定值。长期以来, 动态强度的准确测量一直是极端条件下材料动态力学行为研究中的一个重点, 也是难点。尽管目前已有大量的研究成果, 但研究者关于材料动态强度还没有形成统一的认识, 特别是在关于材料动态强度的变化机理上, 这种认识还存在诸多分歧。

动态 XRD 技术能够从晶格尺度给出冲击变形过程中缺陷结构的演化机制, 提供实时的晶格应变值, 为动态强度的精确测量提供了更加直观、有效、便捷的方法。这一技术最早被 Murphy 等^[40] 应用于单晶 Cu 的动态强度表征, 通过对 100 GPa、 10^{10} s^{-1} 加载条件下晶格内部弹性应变量的测量, 获得了 [100]-Cu 的动态强度(约 1.2 GPa)。Comley 等^[41] 则另辟蹊径, 采用 Laue 衍射的方法测量了冲击压缩过程中单晶 Ta 的应变速率(衍射靶装置如图 6(a) 所示), 通过计算静态衍射斑和动态衍射斑之间的距离并结合第一性原理计算的弹性模量(如图 6(b) 内插图所示), 推演出峰值压力为 181 GPa 时 [100]-Ta 的强度约为 35 GPa, 并将不同加载压力下的强度测量结果与不同强度模型的数值模拟结果进行了对比(图 6(b)), 指出了多尺度强度模型(MS)的优越性。相较于单晶材料, 多晶材料

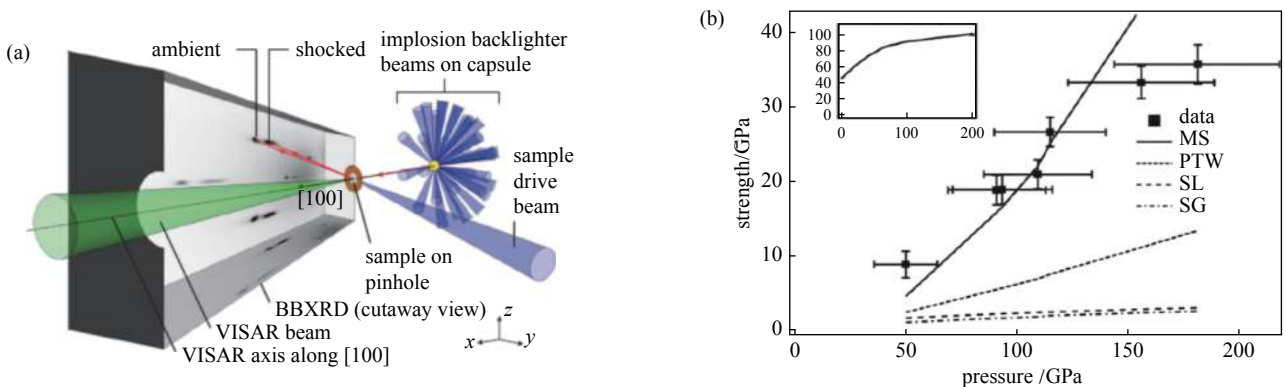


Fig. 6 (a) Experimental geometry of the *in-situ* Laue diffraction; (b) Shear-normal stress relationship calculated from diffraction data^[41]

图 6 (a)原位劳厄衍射法实验装置及原理示意图; (b)通过衍射数据分析计算得到的剪切力与轴向力的关系曲线^[41]

内部存在大量的晶界结构,这必将对其动态强度产生非常大的影响。美国劳伦斯利弗莫尔实验室的 Hawreliak 等^[42]对轧制后的多晶 Fe 进行了原位 XRD 辅助的强度测量,获得了峰值压力为 15 GPa 时其相应的动态强度(约 1 GPa)。然而,受到衍射信号信噪比和分辨率的限制,仍无法从本质上解释应力在不同晶粒间的传递。

除了动态 XRD 技术,基于扰动增长法的强度测量技术近年来也受到了研究人员的广泛关注^[43]。以预制波纹状界面的特殊形貌样品为研究对象,在激光加载的同时利用分束激光产生的高亮 X 射线光源进行界面照相,对比不同时刻界面波纹结构的演化过程,即可通过模型拟合获得动态加载下材料强度的实时变化。Lorenz 等^[44]利用这一方法原位测量了准等熵加载下铝合金的屈服强度,指出当峰值压力为 20 GPa 时其动态强度约为 1 GPa,是准静态条件下该类铝合金屈服强度的 3.6 倍。Park 等^[31-32]则分析了金属 V 在 100 GPa 准等熵加载下的动态强度。研究人员采用相同的实验技术研究了 350 GPa 压力下 Ta 多晶的强度变化^[45],观察到了 13 倍的显著强度增长行为。Krygier 等^[46]则利用 NIF 装置研究了 Pb 及 Pb-4%Sb 在高压及高应变率下的强度变化,采用 12 束激光与 Ag 背光靶相互作用所产生的高能(约 25 keV)X 射线清晰捕捉到了动态加载下样品界面的扰动增长变化(界面扰动成像结果如图 7 所示),通过扰动增长因子的计算发现了近 250 倍的强度增长现象,约 400 GPa 准等熵加载下实测屈服强度最高可达 3.8 GPa。

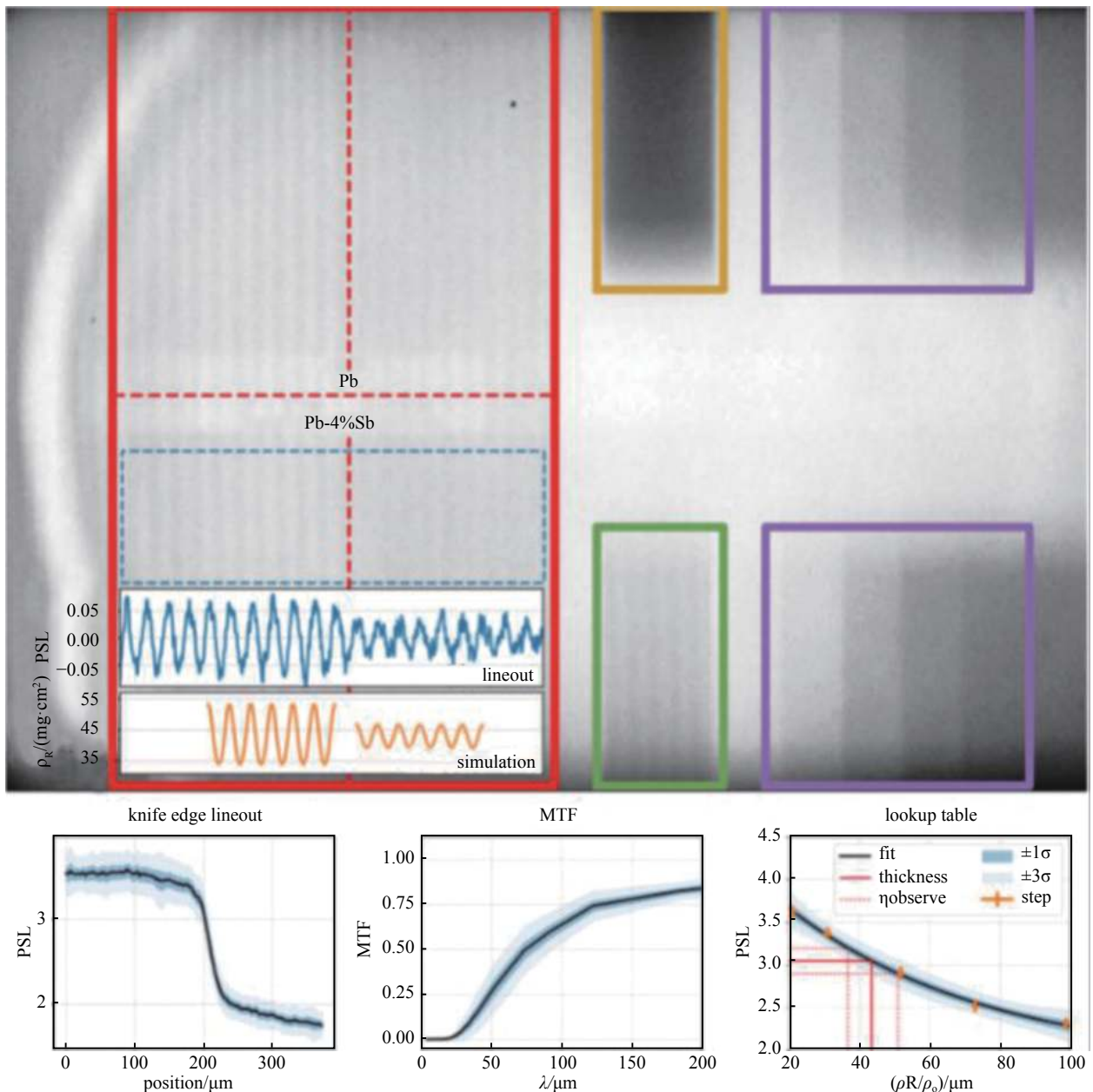


Fig. 7 X-ray radiograph data from Pb and Pb-4%Sb ripples^[46]
 图 7 Pb 和 Pb-4%Sb 合金界面扰动增长变化的 X 射线照片^[46]

4 基于微介观实验研究的多尺度建模优化

本构模型是用来描述动态载荷作用过程中材料强度随压力、温度及应变率变化的力学方程或方程组,是预测极端条件下材料变形、损伤及失效行为的重要理论工具。而现有本构模型大多基于经验或半经验假设^[47-49],缺乏对相应物理过程的精确刻画,针对不同的加载条件和材料体系强度计算结果与实验测量之间存在一定的偏差。考虑到现有实验技术的限制,超高压、高温和极端应变率条件的获得仍然非常困难,因此从材料动态力学行为的本征物理机制出发建立宏观-介观-微观相统一的多尺度的物理模型,对于极端条件下材料动力学行为的研究至关重要。多尺度建模的关键,就是从材料基本组成和结构出发,考虑不同尺度下材料结构演化的特征及相互传递机制。

目前所采用的多尺度模型来源于早期人们对于微观尺度下位错滑移机制和介观尺度下位错交互作用等机制的理解,通过位错密度这一关键参数实现了微介观尺度的衔接与耦合,并通过高密度位错所引发的加工硬化效应打通了介观与宏观之间的界限^[50-51]。采用扰动增长法测量得到的强度数据对本构模型进行校验是目前常用的优化方法之一。Park等^[31-32]在V的强度演化规律研究中,采用了不同的本构模型对强度增长因子进行了拟合,并将其与实验结果对比后(图8)发现:相较于经典的Steinberg-Guinan(SG)和Preston-Tonks-Wallace(PTW)模型,多尺度模型(Livermore Multi Scale)所预测的强度演化规律与实验测量基本吻合。借助模型分析,进一步揭示了导致其动态强度随加载持续时间而逐渐增大的主要原因,即声子拖曳机制作用下晶格有效粘性的提高导致的位错滑移阻力增大。与V不同,金属Pb中强度的增长来源于其相结构变化所带来的塑性行为差异^[46]。FCC-BCC相变的发生使得FCC中位错的滑移向BCC中孪晶的扩展机制进行转化,而由此导致的强度增长使得静态下“软”质金属变为了动态加载下屈服强度超过高强度钢的超“硬”材料^[52]。

5 结论

大型激光装置作为集加载和诊断能力为一体的综合实验平台,一方面能够通过多束激光同时作用产生高达TPa量级的压力加载,并通过激光整形实现加载路径的可控调制,为极端条件下路径相关的材料动力学过程研究提供了有效手段;另一方面,借助激光驱动X射线源的建立,基于X射线衍射、吸收和成像原理的原位诊断技术也在微介观尺度材料结构演化行为的研究领域扮演着越来越关键的作用,而同一加载过程中多幅衍射采集技术的突破更是为时间相关的结构演化行为研究提供了新的可能。近二十年来,随着大型激光装置加载能力及原位诊断技术的不断提升,高压及高应变率载荷下材料动态力学行为的研究取得了里程碑式的突破,大量微介观尺度下物理机制的破译不但填补了宏观实验认识的不足,还为动态载荷作用下材料的弹塑性行为及强度演化提供了清晰的物理图像,有效推动了多尺度本构模型的校验与优化。然而,为了了解更真实的世界,我们不仅需要了解材料的微介观行为,还需要对其整体有足够深刻的认识,进而发展微观机制与宏观物理特性相统一的物理模型,最终实现极端条件下材料性能的预测、调控和设计。在朝着这一目标迈进的过程中仍然有许多问题亟待解决,如:晶界等原子尺度界面结构对材料动态力学性能的影响;异种缺陷间的相互作用机制;不同微观机制间的耦合作用等。而这些问题的解决一方面依赖于模型材料的设计与相关原位实验的开展;另一方面则需要借助理论模拟等数值技术将微介观动力学机制放大到更大的尺度,考虑在更大的缺陷中不同力场可能发挥的作用,使其能涵盖大量的微结构特征,最终实现微观-宏观的全尺度物理模型的建立。

参考文献:

- [1] Shewmon P G, Zackay V F. Response of metals to high velocity deformation[M]. New York: Interscience Publisher, 1961: 93-103.
- [2] Murr L, Meyers M, Niou C S, et al. Shock-induced deformation twinning in tantalum[J]. *Acta materialia*, 1997, 45(1): 157-175.
- [3] Murr L E, Esquivel E. Observations of common microstructural issues associated with dynamic deformation phenomena: Twins, microbands, grain size effects, shear bands, and dynamic recrystallization[J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 39(4): 1153-1168.

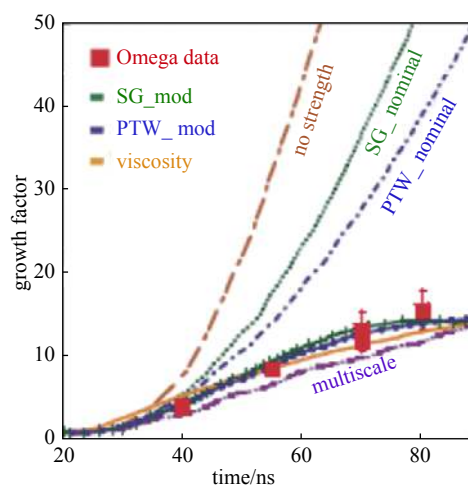


Fig. 8 Measured and simulated Rayleigh-Taylor (RT) growth factors versus time^[31]

图8 界面扰动增长因子随时间演化规律的实验及模拟结果^[31]

- [4] Meyers M, Chen Y J, Marquis F, et al. High-strain, high-strain-rate behavior of tantalum[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26(10): 2493-2501.
- [5] Meyers M A, Gregori F, Kad B, et al. Laser-induced shock compression of monocrystalline copper: characterization and analysis[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(5): 1211-1228.
- [6] Huang J, Gray III G. Substructure evolution and deformation modes in shock-loaded niobium[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1988, 103(2): 241-255.
- [7] Lu C H, Hahn E, Remington B, et al. Phase transformation in tantalum under extreme laser deformation[J]. *Scientific Reports*, 2015, 5: 15064.
- [8] Johnson Q, Mitchell A, Keeler RN, et al. X-ray diffraction during shock-wave compression[J]. *Physical Review Letters*, 1970, 25(16): 1099-1101.
- [9] Jensen B, Gupta Y. X-ray diffraction measurements in shock compressed magnesium doped LiF crystals[J]. *Journal of Applied Physics*, 2006, 100: 053512.
- [10] Jensen B, Gupta Y. Time-resolved X-ray diffraction experiments to examine the elastic-plastic transition in shocked magnesium-doped LiF[J]. *Journal of Applied Physics*, 2008, 104: 013510.
- [11] Turneure S J, Gupta Y. Material strength determination in the shock compressed state using X-ray diffraction measurements[J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 109: 123510.
- [12] Milathianaki D, Boutet S, Williams G, et al. Femtosecond visualization of lattice dynamics in shock-compressed matter[J]. *Science*, 2013, 342(6155): 220-223.
- [13] Turneure S J, Renganathan P, Winey J, et al. Twinning and dislocation evolution during shock compression and release of single crystals: real-time X-ray diffraction[J]. *Physical Review Letters*, 2018, 120: 265503.
- [14] Wehrenberg C, McGonigle D, Bolme C, et al. In situ X-ray diffraction measurement of shock-wave-driven twinning and lattice dynamics[J]. *Nature*, 2017, 550(7677): 496-499.
- [15] Sliwa M, McGonigle D, Wehrenberg C, et al. Femtosecond X-ray diffraction studies of the reversal of the microstructural effects of plastic deformation during shock release of tantalum[J]. *Physical Review Letters*, 2018, 120: 265502.
- [16] Sharma S M, Turneure S J, Winey J, et al. Real-time observation of stacking faults in gold shock compressed to 150 GPa[J]. *Physical Review X*, 2020, 10: 011010.
- [17] Rudd R E, Germann T C, Remington B A, et al. Metal deformation and phase transitions at extremely high strain rates[J]. *MRS Bulletin*, 2011, 35(12): 999-1006.
- [18] Wang J, Coppari F, Smith R F, et al. X-ray diffraction of molybdenum under ramp compression to 1 TPa[J]. *Physical Review B*, 2016, 94: 104102.
- [19] Wang, Justin. Time-resolved X-ray diffraction[J]. *Contemporary Physics*, 2006, 37(3): 205-218.
- [20] Ping Y, Coppari F. Laser shock XAFS studies at OMEGA facility[J]. *High Pressure Research*, 2016, 36(3): 303-314.
- [21] Glendinning S, Weber S, Bell P, et al. Laser-driven planar Rayleigh-Taylor instability experiments[J]. *Physical Review Letters*, 1992, 69(8): 1201-1204.
- [22] Rosenbluth M N. *Handbook of Plasma Physics*[M]. 1991, 3: 111.
- [23] Kalantar D H, Belak J, Branga E, et al. High-pressure, high-strain-rate lattice response of shocked materials[J]. *Physics of Plasmas*, 2003, 10(5): 1569-1576.
- [24] Kalantar D H, Belak J F, Collins G W, et al. Direct observation of the alpha-epsilon transition in shock-compressed iron via nanosecond X-ray diffraction[J]. *Phys Rev Lett*, 2005, 95: 075502.
- [25] Rygg J, Smith R, Lazicki A, et al. X-ray diffraction at the National Ignition Facility[J]. *Review of Scientific Instruments*, 2020, 91: 043902.
- [26] Rygg J R, Eggert J H, Lazicki A E, et al. Powder diffraction from solids in the terapascal regime[J]. *Rev Sci Instrum*, 2012, 83: 113904.
- [27] Yaakobi B, Boehly T R, Meyerhofer D D, et al. EXAFS measurement of iron bcc-to-hcp phase transformation in nanosecond-laser shocks[J]. *Phys Rev Lett*, 2005, 95: 075501.
- [28] Richtmyer R D. Taylor instability in shock acceleration of compressible fluids[J]. *Communications on Pure and Applied Mathematics*, 1960, 13(2): 297-319.
- [29] Taylor G. The instability of liquid surfaces when accelerated in a direction perpendicular to their planes. I[J]. *Proceedings of the Royal Society of London*, 1950, 201(1065): 192-196.
- [30] Barnes J F, Blewett P J, McQueen R G, et al. Taylor instability in solids[J]. *Journal of Applied Physics*, 1974, 45(2): 727-732.
- [31] Park H S, Lorenz K T, Cavallo R M, et al. Viscous Rayleigh-Taylor instability experiments at high pressure and strain rate[J]. *Phys Rev Lett*, 2010, 104: 135504.
- [32] Park H S, Remington B A, Becker R C, et al. Strong stabilization of the Rayleigh-Taylor instability by material strength at megabar pressures[J]. *Physics of Plasmas*, 2010, 17: 056314.
- [33] Schneider M, Kad B, Meyers M, et al. Laser-induced shock compression of copper: Orientation and pressure decay effects[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(9): 2633-2646.
- [34] Schneider M S, Kad B, Kalantar D H, et al. Laser shock compression of copper and copper-aluminum alloys[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2005, 32(1/4): 473-507.
- [35] Foster J M, Comley A J, Case G S, et al. X-ray diffraction measurements of plasticity in shock-compressed vanadium in the region of 10–70 GPa[J]. *Journal of Applied Physics*, 2017, 122: 025117.
- [36] Suggit M, Kimminau G, Hawreliak J, et al. Nanosecond X-ray Laue diffraction apparatus suitable for laser shock compression experiments[J]. *Rev Sci Instrum*, 2010, 81: 083902.
- [37] Suggit M J, Higginbotham A, Hawreliak J A, et al. Nanosecond white-light Laue diffraction measurements of dislocation microstructure in shock-compressed single-crystal copper[J]. *Nature Communications*, 2012, 3(6): 1224-1229.

- [38] Stubbley P G, Higginbotham A, Wark J S. Inelastic response of silicon to shock compression[J]. *Computational Materials Science*, 2016, 6: 121-126.
- [39] Wehrenberg C, Comley A, Barton N, et al. Lattice-level observation of the elastic-to-plastic relaxation process with subnanosecond resolution in shock-compressed Ta using time-resolved in situ Laue diffraction[J]. *Physical Review B*, 2015, 92: 104305.
- [40] Murphy WJ, Higginbotham A, Kimminau G, et al. The strength of single crystal copper under uniaxial shock compression at 100 GPa[J]. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2010, 22: 065404.
- [41] Comley A J, Maddox B R, Rudd R E, et al. Strength of shock-loaded single-crystal tantalum [100] determined using in situ broadband X-ray Laue diffraction[J]. *Phys Rev Lett*, 2013, 110: 115501.
- [42] Hawreliak J A, El-Dasher B, Lorenzana H, et al. *In situ* X-ray diffraction measurements of the *c/a* ratio in the high-pressure ϵ phase of shock-compressed polycrystalline iron[J]. *Physical Review B*, 2011, 83: 144114.
- [43] Remington B A, Park H S, Casey D T, et al. Rayleigh-Taylor instabilities in high-energy density settings on the National Ignition Facility[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 2019, 116(37): 18233-18238.
- [44] Lorenz K T, Edwards M J, Glendinning S G, et al. Accessing ultrahigh-pressure, quasi-isentropic states of matter[J]. *Physics of Plasmas*, 2005, 12: 056309.
- [45] Stebner A P, Wehrenberg C E, Li B, et al. Strength of tantalum shocked at ultrahigh pressures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 732: 220-227.
- [46] Krygier A, Powell P, McNaney J, et al. Extreme hardening of Pb at high pressure and strain rate[J]. *Physical Review Letters*, 2019, 123: 205701.
- [47] Steinberg D, Cochran S, Guinan M. A constitutive model for metals applicable at high-strain rate[J]. *Journal of Applied Physics*, 1980, 51(3): 1498-1504.
- [48] Steinberg D, Lund C. A constitutive model for strain rates from 10^{-4} to 10^6 s^{-1} [J]. *Journal of Applied Physics*, 1989, 65(4): 1528-1533.
- [49] Preston D L, Tonks D L, Wallace D C. Model of plastic deformation for extreme loading conditions[J]. *Journal of Applied Physics*, 2003, 93(1): 211-220.
- [50] Barton N, Bernier J, Becker R, et al. A multiscale strength model for extreme loading conditions[J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 109: 073501.
- [51] Becker R, Arsenlis A, Marian J, et al. Continuum level formulation and implementation of a multi-scale model for vanadium[R]. LLNLTR-416095, 2009.
- [52] Gleason A E. Soft metal gains Hulk-like strength[J]. *Physics*, 2019, 12: 125.