



·激光的热和力学效应·

强激光驱动爆炸与冲击效应*

吴先前¹, 黄晨光²

(1. 中国科学院力学研究所, 北京 100190; 2. 中国科学院合肥物质科学研究院, 合肥 230031)

摘 要: 随着高功率密度激光技术的快速发展, 强激光驱动的爆炸与冲击效应逐渐引起国内外学者的广泛关注。对强激光诱导爆炸与冲击效应研究进展进行了综述, 包括强激光诱导爆炸载荷特征与相似律, 强激光对材料表面冲击强化处理, 强激光冲击诱导材料相变动力学行为, 以及利用强激光驱动微弹道冲击等方面的研究进展, 并指出了强激光诱导爆炸与冲击效应研究的发展趋势和将来需要解决的关键科学问题。

关键词: 强激光; 爆炸载荷; 相似律; 表面改性; 相变材料; 微弹道冲击

中图分类号: O38

文献标志码: A

doi: 10.11884/HPLPB202234.210326

Laser driven explosion and shock wave: a review

Wu Xianqian¹, Huang Chenguang²

(1. Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;

2. Hefei Institutes of Physical Science, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China)

Abstract: With the rapid development of high-power density laser, the laser driven explosion and shock waves have attracted great attention in recent years. In this paper, the progress of laser driven explosion and shock waves, involving the laser explosive loading characteristics and the scaling law, the laser shock peening of material, the dynamic phase-transformation behavior of materials under laser shock, and the laser-induced micro-bullet impact, is reviewed.

Key words: high power density laser; explosion and shock wave; scaling law; surface treatment; phase-transformation; micro-bullet impact

从力学角度, 爆炸与冲击是研究能量突然释放和急剧转化, 以及由此带来的强冲击波、材料高速变形、损伤与破坏的过程^[1-2]。传统爆炸与冲击的驱动介质一般为高压气体和火药。实验过程中通常会由于较大的噪声、电磁辐射等问题, 给测试带来较大的干扰。近年来, 随着高功率密度激光技术的快速发展, 强激光驱动的爆炸与冲击效应开始引起国内外学者的关注。

不同的功率密度辐照靶体材料, 会诱导不同的效应。一般地, 对于较低功率密度(10^7 W/cm² 以下), 激光会诱导靶体材料局部加热、熔化、气化等热力学效应; 对于高功率密度(10^7 W/cm² 以上), 激光还会诱导生成等离子体, 并且以逆韧致吸收等机制吸收激光能量, 在约束介质的可压缩性和惯性约束下, 压力、温度以及电子密度迅速升高, 对靶体形成以高温等离子体为驱动介质的爆炸与冲击效应^[3]。在这个过程中, 压力可高达 100 GPa 量级, 而持续时间 100 ns 量级。因此, 相对于传统的爆炸与冲击, 激光驱动爆炸与冲击不仅能够实现更高应变率等极端加载条件, 而且加载方式更加安全、可控、高效, 在材料表面冲击处理、极端条件下材料的动力学行为等领域得到广泛的应用^[4]。

强激光驱动的爆炸与冲击效应包含丰富的物理与力学问题。它涉及强激光-等离子体-约束介质的多场耦合效应, 而且存在多个特征时间尺度(激光持续时间 ns 量级, 冲击波传播特征时间 μ s 量级, 最终表面强化、微弹道发射等特征时间 ms 量级)。因此, 首先需要对其爆炸载荷特征及其相似律进行刻画; 利用强激光的极端可控加载与精细测量的特点, 能够展现出材料的一些特殊动力学行为。与此同时, 将其作为推进手段, 还能够实现水下推进、微

* 收稿日期: 2021-07-28; 修订日期: 2021-11-01

基金项目: 国家自然科学基金项目(11772347); 科学挑战专题(TZ2018001)

联系方式: 吴先前, wuxianqian@imech.ac.cn。

通信作者: 黄晨光, huangcg@imech.ac.cn。

弹道冲击等新的实验技术。本文主要以强激光驱动的爆炸与冲击为背景,综述近年来国内外在激光爆炸载荷与相律、材料表面冲击处理、含相变材料的动力学行为、激光驱动微弹道冲击等方面的研究进展。

1 强激光驱动爆炸载荷特征

1.1 激光爆炸载荷形成机制与影响参数

强激光驱动爆炸载荷特征的研究,是从激光与物质相互作用产生冲击波这一物理现象开始的^[5]。激光器诞生后,研究人员很快在激光与物质相互作用的实验中,注意到强激光在辐照金属表面时有冲击波产生的现象。这一现象及其作用机理在随后的研究中受到广泛关注。

高功率密度激光辐照靶体材料时,材料表面发生熔化、气化、电离过程,形成电中性的等离子体,这一过程如图1所示。等离子体继续与激光相互作用,主要以逆韧致吸收机制吸收激光能量,其逆韧致吸收系数与等离子体的电子数密度的平方成正比,与等离子体温度的 $3/2$ 次方成反比。等离子体在吸收激光能量后,其温度急剧上升并快速向外膨胀,形成以超声速传播的爆轰波和爆燃波,同时在材料表面形成等离子体冲击波,并向材料内部传播。该过程中等离子体的膨胀速度一般为 $10^3 \sim 10^4$ m/s^[6-7]。

White^[8]以及Ready^[7]等人最早对激光爆炸过程中等离子体的瞬态膨胀过程进行了研究,并且指出该过程中伴随冲击波的产生。早期激光诱导冲击波实验中,靶材被直接放置在真空中,没有使用约束层和吸收层,采用强激光直接辐照金属靶体表面。在这种机制中,由于激光与靶体表面相互作用诱导的等离子体在背离靶体方向处于自由状态,导致等离子体冲击波的峰值压力较低,同时由于等离子体在真空中快速冷却,也使得该过程中等离子体压力的持续时间比较短,通常只能持续与激光脉宽相当的时间。Fairand等人^[9]在实验中发现,当靶材表面使用一层透明的材料,对激光诱导的等离子体膨胀进行限制时,获得的等离子体峰值压力比真空中高出两个数量级。同时等离子体处于约束状态时,等离子体压力的持续时间也提高了将近两倍。Sano^[10]也发现采用水做约束层时,等离子体的冲击压力有很大提高。Fabbro等人^[11]研究了有约束层和没有约束层这两种条件下,冲击波强度及持续时间的差异。在有约束层的条件下,测得的冲击波峰值压力提高了2个数量级。Hong^[12]考察了不同约束层材料对等离子体冲击压力的影响,发现约束层材料的阻抗越大,产生的冲击波幅值越高,同时作用时间也越长。Peyre和Fabbro等人^[13-14]进一步利用保护层的阻抗不匹配效应,来提高激光爆炸载荷幅值。使用约束层后,约束层导致冲击波多次反射增强等离子体冲击波的峰值压力,靶体持续吸收激光能量,更多的激光能量转换为对靶体材料加载的能量,有效提高能量的利用效率。激光直接辐照靶体材料表面时,虽然该过程会诱导冲击压力,但其幅值小,不能对材料进行强化。另外,由于烧蚀效应,损坏表面的完整性,并在冲击表面附近产生热影响区,形成残余应力,降低材料的疲劳寿命。

1.2 强激光驱动爆炸载荷特征物理模型

强激光爆炸的物理过程复杂。高功率密度激光与物质相互作用,使材料发生熔化、气化、电离等过程。该过程中等离子体以各种机制吸收激光能量,使其状态参量,如电子浓度、离子浓度、温度等发生改变。等离子体的膨胀与约束介质的变形机理耦合在一起。整个物理模型是一个多介质体系、多状态参量的变形耦合系统^[3]。如何建立合理的高功率密度激光与物质系统相互作用诱导激光爆炸压力的物理模型,对充分认识强激光爆炸物理机制至关重要。

Fabbro等人^[11]基于能量守恒定律,提出了在约束条件下激光诱导等离子体冲击压力的一维物理模型。在激光与等离子体相互作用阶段,等离子体吸收全部的激光能量,一部分用于自身的电离,剩余部分转化为等离子体的热能;在绝热膨胀阶段,将等离子体作理想气体处理。等离子体与约束介质的运动边界采用流体边界条件处理。在给定激光功率密度、约束层及吸收层材料阻抗的条件下,可以对等离子体的压力进行描述,并给出了计算等离子体压力峰值的简化计算公式,同时可以对等离子体的厚度进行初步估算。Zhang等人^[15]采用激光支持的爆轰波理论,建立起了微尺度激光光斑作用下多介质系统的一维分析模型。将吸收层和约束层分为波前和波后区域,各个

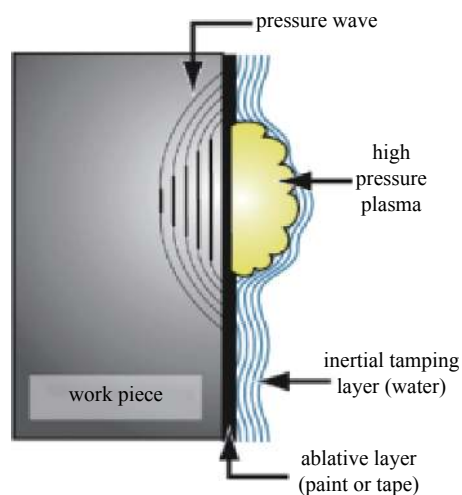


Fig. 1 Schematic of laser driven explosion and shock wave

图1 强激光驱动爆炸与冲击作用原理示意图

界面上满足质量、动量和能量守恒定律。Colivn 等人^[16]根据等离子体产生过程中的激光与材料边界的作用机理,考虑材料界面吸收激光能量导致的烧蚀速度,建立起了考虑界面烧蚀速度的数学模型。Sollier 等人^[17]以及 Wu 等人^[18]分别建立了以水和蓝宝石为约束层时,激光诱导等离子体压力的计算模型。该模型详细考虑了激光作用过程中等离子体的状态演化、界面热传导和热辐射效应。通过有限体积法,可以对该过程中的等离子体压力峰值随时间的变化规律、等离子体状态变量的演化进行分析。但该模型数学建模复杂,涉及到的参数繁多,在计算的初始阶段易出现数值计算不收敛的问题。并且对等离子体膨胀与约束介质的变形耦合作用机理采用流体激波边界条件进行简化,忽略了材料在变形过程中剪切应力的作用。

针对等离子体膨胀与材料动态变形耦合的问题, Wu 等人^[4,19-20]从强激光与物质相互作用的机理出发,建立了描述冲击载荷特征的一维耦合物理模型,揭示了强激光诱导冲击载荷的形成机理,如图 2 所示。模型中考虑了材料对激光的反射与非线性吸收行为,以及等离子体的逆致吸收演化与绝热冷却机制,重点考虑了激光诱导等离子体膨胀与约束层、吸收层以及靶体介质的变形耦合效应,发展了等离子体演化与材料动态变形的迭代求解方法,为强激光诱导冲击载荷特征的准确描述提供了定量的分析手段。基于强激光效应的时间跨尺度特征,在不同的特征时间内发展了不同的计算策略,对关键的物理量进行描述:强激光辐照的纳秒特征时间内,通过耦合物理模型的迭代求解获得短瞬时冲击载荷特征;在可压缩性与惯性响应的 μs 特征时间内,利用显式动力学有限元程序,计算冲击波的传播与衰减规律、材料的动态力学响应规律;在振动响应的 ms 特征时间内,采用隐式有限元程序计算最终的冲击效应。各计算程序模块间数据实时传递,率先建立了强激光驱动爆炸与冲击效应的多尺度耦合计算方法,为冲击波传播特性、材料动态变形机理、残余应力分布等研究提供了有效的数值模拟手段。

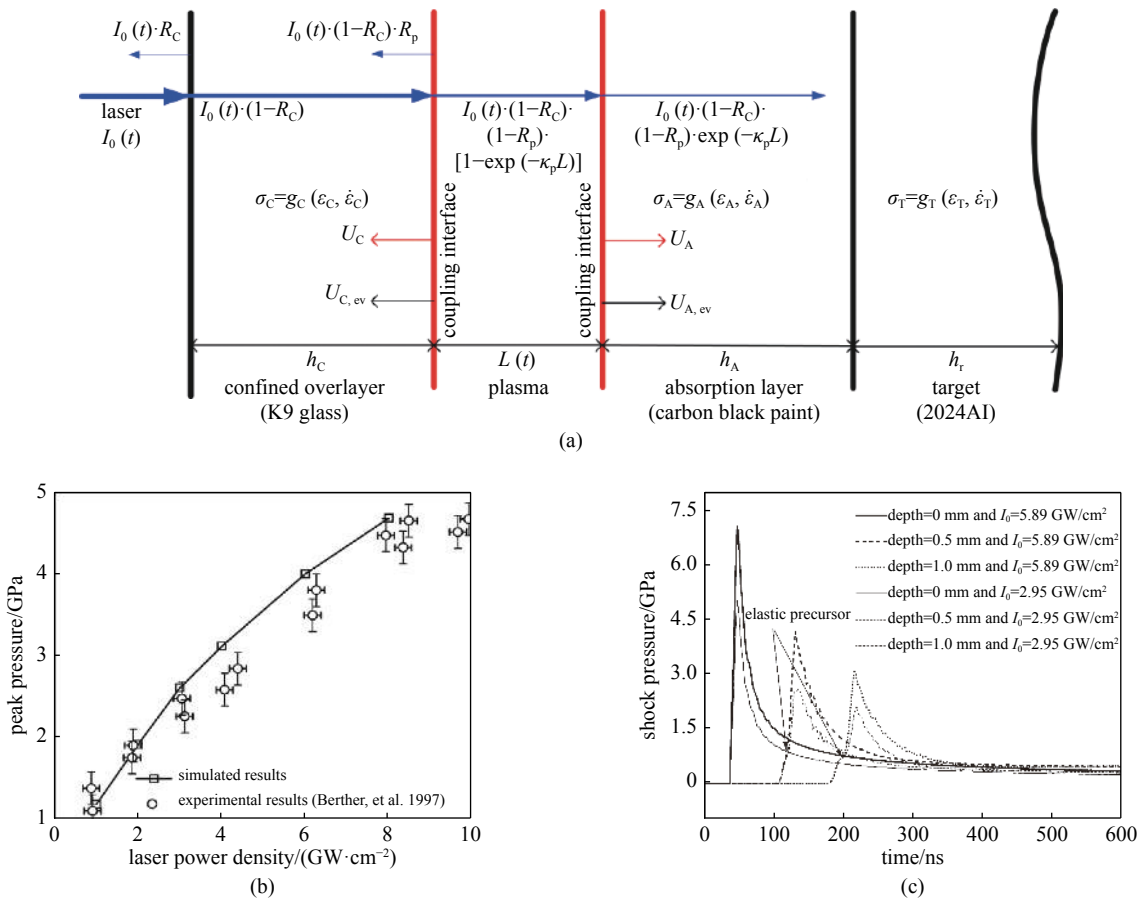


Fig. 2 (a) One-dimensional coupling analytical model for laser driven explosion and shock wave. (b) Relationship between peak pressure and laser power density. (c) Laser-induced shock wave propagation and attenuation^[19]

图 2 (a) 强激光驱动爆炸与冲击效应耦合物理模型; (b) 物理模型实验验证; (c) 介质内部强激光诱导冲击波传播与衰减规律^[19]

2 强激光驱动爆炸与冲击效应相似律

强激光驱动的爆炸与冲击效应物理过程复杂,影响参数较多。国内外围绕激光功率密度、加载面积、激光半峰宽等方面的影响开展了大量的实验研究工作,形成了一些定性的认识。

激光功率密度是影响激光爆炸载荷幅值及其冲击效应的一个重要影响参数。通常认为较高功率密度能够诱导较高的冲击压力,从而得到更好的冲击效果。但是,当激光功率密度超过临界值时,将导致约束层表面对激光逐渐不透明,从而减小有效作用的激光能量,降低等离子体压力峰值及冲击诱导的残余压应力幅值。Fournier 等人^[21]在实验中将激光功率密度从 1.0 GW/cm² 逐渐增加到 2.0 GW/cm² 时,冲击效果有所提高。但是激光功率密度为 22 GW/cm² 时,激光冲击效果反而降低。Peyre 等人^[22]、Shepard 等人^[23]在实验中也发现了类似的现象。相同功率密度下,约束介质的阻抗越高,产生的激光爆炸载荷幅值也越高^[4,19-20]。另外,不同光斑形状和光斑尺寸条件下,应力波的传播状态会有所不同,从而对激光驱动爆炸与冲击效应有一定影响^[24-26]。

为了给出强激光驱动爆炸与冲击效应的主控无量纲参数,Wu 等人^[27]采用相似分析,对激光诱导爆炸载荷特征及最终冲击效应的影响因素进行了分析。如图 3(a) 所示,激光冲击效应存在两个主要过程,一是激光透过约束层辐照到吸收层表面,在很短时间内使吸收层以及约束层表面一个薄层变成高温、高压的等离子体;二是具有压力峰值为 p_{\max} , 高压持续时间为 τ_p 的等离子体在惯性约束作用下,对靶体施加较高的压力,最终使深度为 h_p 的材料表层得到强化,并在表层形成特征残余应力 σ_{surf} 。考虑如下控制参数:

激光: 能量 J 、半峰宽时间 τ 、光斑面积 S ; 材料对激光能量的吸收系数 A ;

约束层材料: 密度 ρ_0 , 弹性模量 E_0 , 泊松比 ν_0 , 屈服强度 Y_0 , 厚度 h_0 ;

靶体材料: 密度 ρ , 熔化潜热 L_m , 气化潜热 L_v , 电离能 E_i , Grüneisen 系数 γ , Hugoniot 参数 b 和 c , 弹性模量 E , 泊松比 ν , 屈服强度 Y ;

将上述两个阶段的几何相似律结合起来,得到激光冲击过程表面残余应力 σ_{surf} 和塑性影响区深度 L_p 的几何相似律:

$$\sigma_{\text{surf}}/Y = f\left(\frac{AJ}{\rho c^3}, \frac{\tau}{S^{1/2}/c}, \frac{h_0}{S^{1/2}}\right), \quad (1)$$

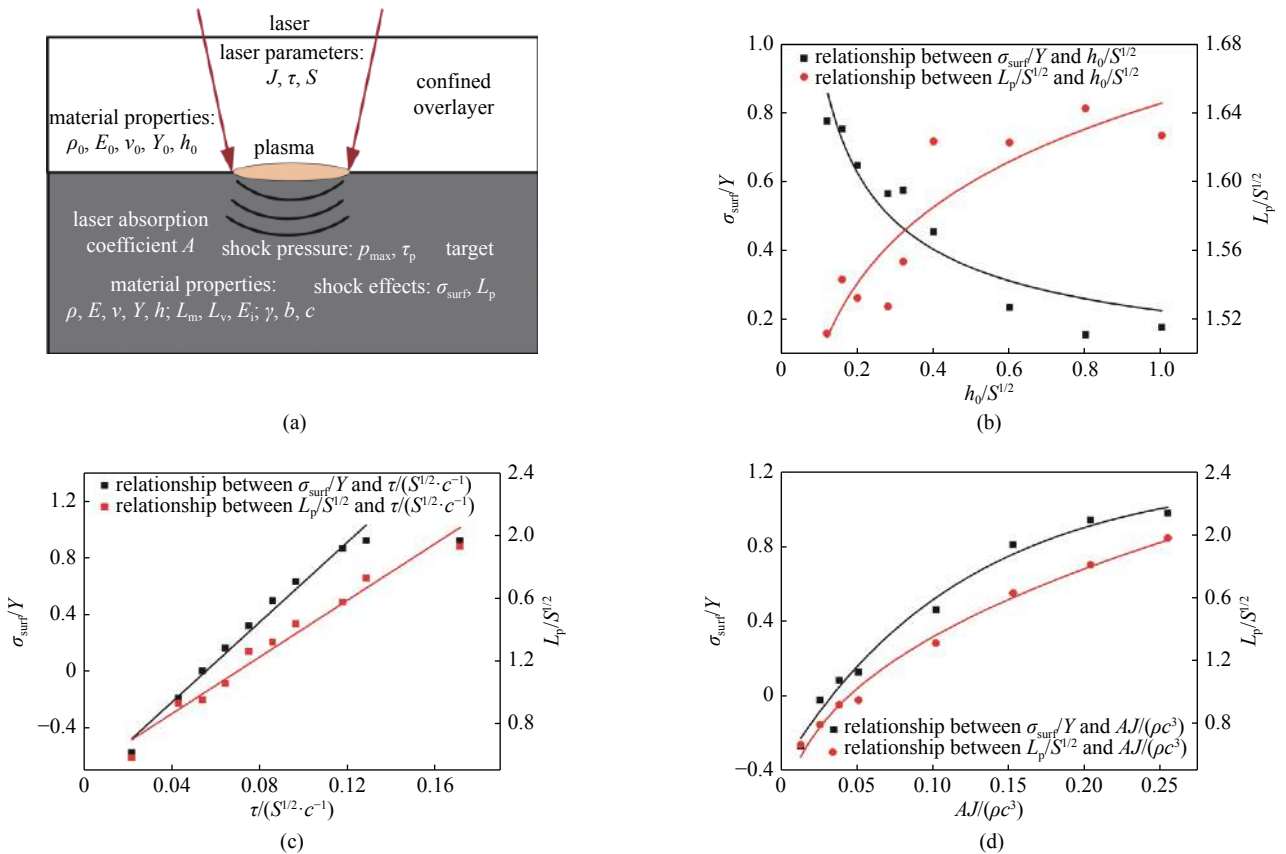


Fig. 3 (a) Parameters of laser, confined overlayer, metallic target. (b) Influence of thickness in confined overlayer on shock effect. (c) Influence of laser duration on shock effect. (d) Influence of laser power density on shock effect^[27]

图 3 (a) 强激光驱动爆炸与冲击效应相似律分析方法; (b) 约束层厚度对强激光冲击的饱和效应; (c) 激光脉宽和 (d) 激光能量对表面残余压应力幅值与塑性区深度的影响规律^[27]

$$L_p/S^{1/2} = g \left(\frac{AJ}{\rho c^3}, \frac{\tau}{S^{1/2}/c}, \frac{h_0}{S^{1/2}} \right), \quad (2)$$

通过相似律分析^[28],发现随着约束层厚度的增加,冲击效应先增加,之后趋于饱和,如图3(b)所示;增加激光的能量与脉宽,虽然能显著增加冲击后塑性区的深度,但是由于表面波在冲击中心区域的汇聚作用,导致表面残余应力的幅值降低,如图3(c)和(d)所示。

3 激光冲击诱导材料表面强化

利用强激光爆炸载荷的高幅值、短瞬时的特点,能够对材料表面形成冲击加载,诱导表面发生塑性变形、晶粒细化,在表面形成高幅值残余压应力,有效增加材料的表面硬度、耐腐蚀性、疲劳寿命等。相对于冷轧、喷丸等传统的强化手段,激光冲击处理的塑性层更深,而且表面粗糙度更小^[29]。利用强激光加载可控性好的优点,还能够对一些复杂结构件进行处理,在国内外得到广泛应用^[30-31]。

20世纪90年代以来,美国、法国等开展了激光冲击强化技术的相关研究,在冲击机理、技术拓展等方面获得较大进步,推进了激光冲击处理技术的工业应用^[32-34]。我国也在20世纪90年代开展激光冲击强化技术研究。南京航空航天大学率先利用我国自主研发的钜玻璃激光器对T761铝合金与30CrMnSiNi2A高强度合金钢进行激光冲击强化处理,结果表明经激光冲击强化后合金疲劳寿命约提高了80%^[35]。吴鸿兴等开发了我国首台激光冲击强化装置,建立了激光冲击强化效果定性判断的直观检测方法^[36]。随后对金属材料激光冲击处理的实验探索逐步在江苏大学等单位开展起来,并且在材料性能优化、激光参数选择以及激光冲击设备装置研制等方面都取得了进展,推动了激光冲击强化技术在我国的应用。目前激光冲击强化技术在我国尚存在一些问题有待解决:一是大功率激光器难以满足大规模工业应用的要求;二是激光冲击强化效率普遍较低,前后预处理工艺繁琐、光学系统复杂、辅助装置过多,限制了激光冲击强化技术在我国规模化应用^[37]。

目前关于激光冲击处理的研究,主要集中在金属材料表面完整性、材料性能的影响、细晶强化机制、环境温度影响等方面。

3.1 激光冲击作用下金属材料表面完整性

激光冲击会造成材料表层在极短的时间内发生塑性变形,导致材料表层微观组织变化^[38],如图4所示。激光冲击诱导的残余应力幅值和应力层深度随着冲击次数的增加而增大,然而随着冲击次数的增加,残余应力的增加速率减小^[39],激光冲击导致金属材料表面硬度的提升也有同样的规律^[40]。Correa等人^[41]认为残余应力分布同时也受激光扫描路径的影响,提出应用随机型扫描方式代替Z字型路径可以降低残余应力各向异性。Peyre等人^[22]比较了激光冲击和喷丸处理对铝合金表面完整性的影响,结果显示激光冲击处理的试样表面粗糙度远低于喷丸处理试样。Dai等人^[42]发现使用弹性金属膜放在吸收层与样品中间,可以减小激光光斑搭接区域二次塑性变形的深度和面积,从而有效降低铝合金试样的表面粗糙度。表面粗糙度对材料的疲劳寿命有显著的影响,表面粗糙度较大可以提供更多的裂纹萌生点,对疲劳寿命、腐蚀和耐磨性都有不利影响。

3.2 激光冲击强化对材料性能的影响

Zhang等人^[43]研究了多次激光冲击强化对Ti-6Al-4V钛合金疲劳性能的影响,结果表明单次激光冲击和双连续激光冲击处理分别使试样疲劳强度提高了22.2%和41.7%。Correa等人^[44]研究了激光冲击过程中激光束扫描方向对316不锈钢残余应力场和疲劳寿命的影响,发现垂直于疲劳载荷的激光前进方向更有利于疲劳寿命的提高。Cao和Wang等人^[45-46]对马氏体不锈钢进行了激光冲击处理,发现表面高幅值的残余压应力层能很好地抑制疲劳裂纹的萌生和扩展。Trdan等人^[47]研究了激光冲击处理后AA6082-T651铝合金试样在NaCl溶液中的腐蚀行为,发现激光冲击诱导表面形成Al₂O₃提高了材料的抗腐蚀能力。Hua等人^[39]研究了激光冲击处理对TC11钛合金在含有20% NaCl的Na₂SO₄溶液中的热腐蚀性能的影响,发现经激光冲击处理后平均腐蚀速率降低了50%以上。激光冲击同样可以抑制ANSI304不锈钢在沸腾MgCl₂溶液^[48]和AZ31B镁合金^[49]在NaOH溶液的应力腐蚀开

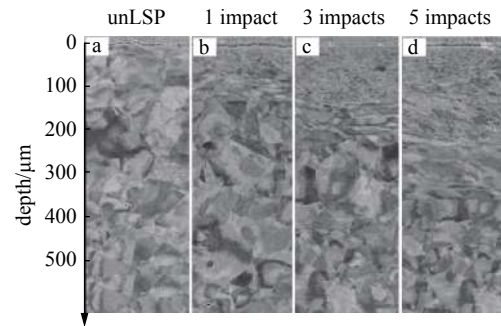


Fig. 4 Cross-sectional SEM morphologies of pure nickel^[38]

图4 纯镍试样截面SEM形貌^[38]

裂。Santana 等人^[50]研究了激光冲击处理对 6061-T6 铝合金的摩擦磨损性能的影响,发现能够有效降低磨损率。Lim 等人^[51]研究表明,激光冲击处理能够降低 2025 双相不锈钢 39% 的磨损量。

3.3 激光冲击诱导晶粒细化

Lu 等人^[48,52]研究了多次激光冲击诱导 304 不锈钢和 LY2 铝合金微结构演变和晶粒细化机制(图 5)。针对低层错能的 304 不锈钢,提出材料内部位错运动和孪晶分割诱导晶粒细化机制;对于高层错能的 LY2 铝合金,位错运动是晶粒细化的主要原因。Li 等人^[53]利用激光冲击强化在 K417 镍基高温合金表层制备出了晶粒尺寸 20~200 nm 的纳米晶层,提出位错运动是诱导表面纳米化的主要机制。激光多次冲击后,在其他材料中观察到类似的纳米晶层。

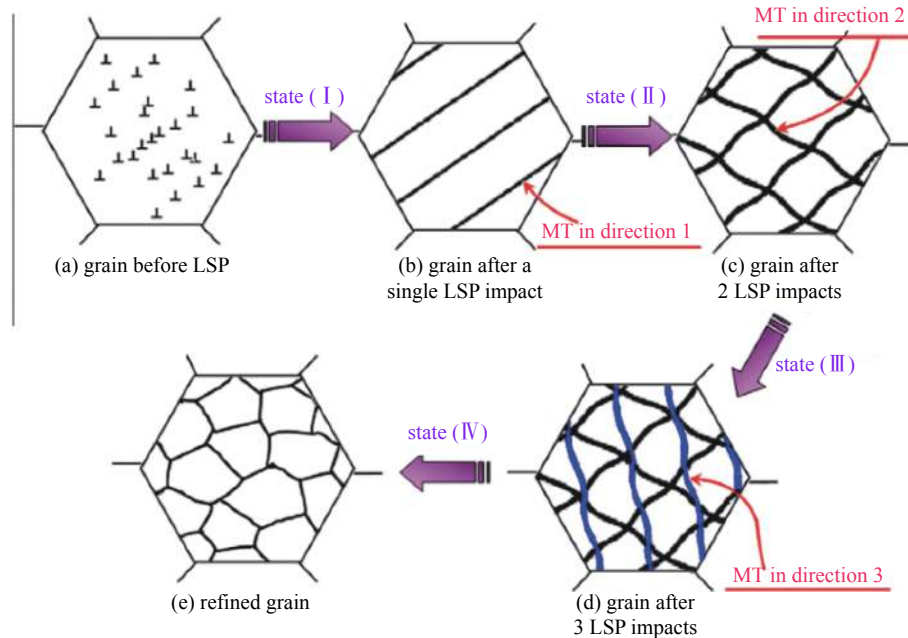


Fig. 5 Schematic of grain refinement induced by multiple laser driven shock impacts in 304 stainless steel^[49]

图 5 激光冲击过程中 304 不锈钢晶粒细化机制^[49]

3.4 高低温激光冲击处理

高温激光冲击强化(WLSP)是对预热样品表面进行激光冲击强化,结合预热表面的热效应和冲击压力,实现激光冲击强化和动态应变时效的处理技术。利用动态应变时效诱导纳米级沉淀相产生,从而通过钉扎效应稳定微观位错结构,使残余应力更加稳定^[54-55]。Ye 等人^[56]研究了 WLSP 对 7075 铝合金微观组织和力学性能的影响,发现与常温激光冲击处理相比,WLSP 可以保证相同延展性的前提下,使 7075 铝合金强度提高 30% 以上。Zhou 等人^[57]研究了 WLSP 对 Ti6-Al-4V 钛合金疲劳寿命的影响,发现经 300 °C 下 WLSP 处理的试样,断裂韧性和疲劳寿命显著提高。柳沅汛等人^[58]研究了较高温度下($T=1000$ K)WLSP 冲击单晶硅诱导塑性变形行为。发现激光功率密度为 4.5 GW/cm² 时,在冲击区内存在一些较大的裂纹;而功率密度为 6.4 GW/cm² 时未出现较大裂纹。但是,当激光功率密度为 12.6 GW/cm² 时,单晶硅有明显的破坏行为。

深冷激光冲击(CLSP)利用低温环境改变金属材料塑性变形机理,从而得到不同的冲击效应。如图 6 所示,对于低层错能的 304 不锈钢^[59],在同样的激光功率密度下 CLSP 能够诱导更多的形变马氏体,以形变孪晶、堆垛层错和复合相(马氏体和奥氏体相)为特征的微观组织有助于提高材料强度和组织稳定性。

3.5 激光冲击处理先进合金与陶瓷

随着材料科学的飞速发展,激光冲击处理被逐渐应用到新材料中。Ji 等人^[60]在室温下对 $Zr_{35}Ti_{30}Cu_{8.25}Be_{26.75}$ 非晶合金进行了激光冲击实验,发现冲击后非晶合金拥有更好的弯曲塑性。Dai 等人^[61]研究了非晶合金激光冲击热效应的响应特征。在空气介质中,观察到烧蚀坑外围存在大量同心圆状的波纹结构,认为这种表面波纹与风吹拂水面导致的水面失稳涟漪十分相似。对水下激光烧蚀产生的纳米颗粒结构进行分析,指出纳米颗粒结构多样性与爆炸沸腾的时空关系密切相关,如图 7 所示^[62]。Wei 等人^[63]通过激光冲击强化不同体系的块体非晶合金(Zr, Ti 和 La 基),发现冲击导致剪切带的分布特征与材料的脆韧性有关。脆性越高,剪切带的分布越简单,而且剪切带的萌生与扩展受冲击波幅值的影响,会沿冲击区域深度方向表现出尺寸与数量的差异。这些预置剪切带的形成会

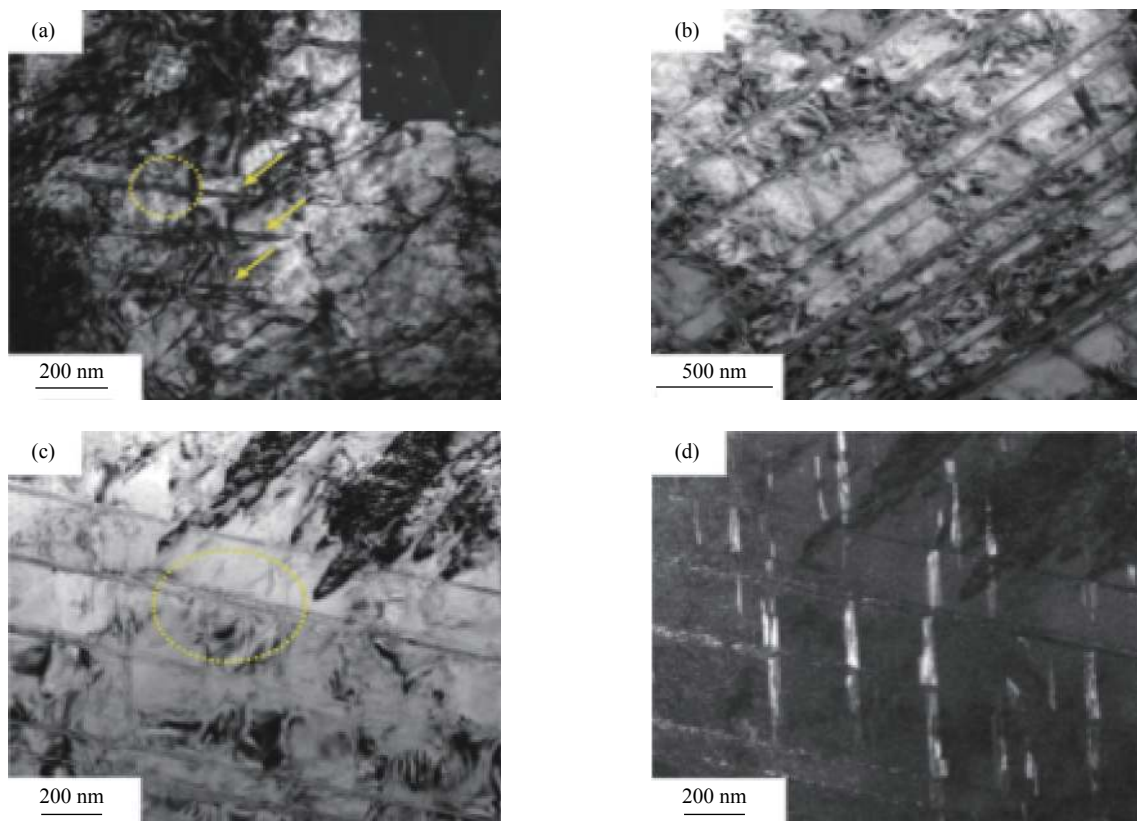


Fig. 6 Deformation-induced nanotwins by cryogenic laser shock peening of 304 stainless steel^[59]

图 6 深冷激光喷丸诱导的纳米孪晶在 304 不锈钢^[59]

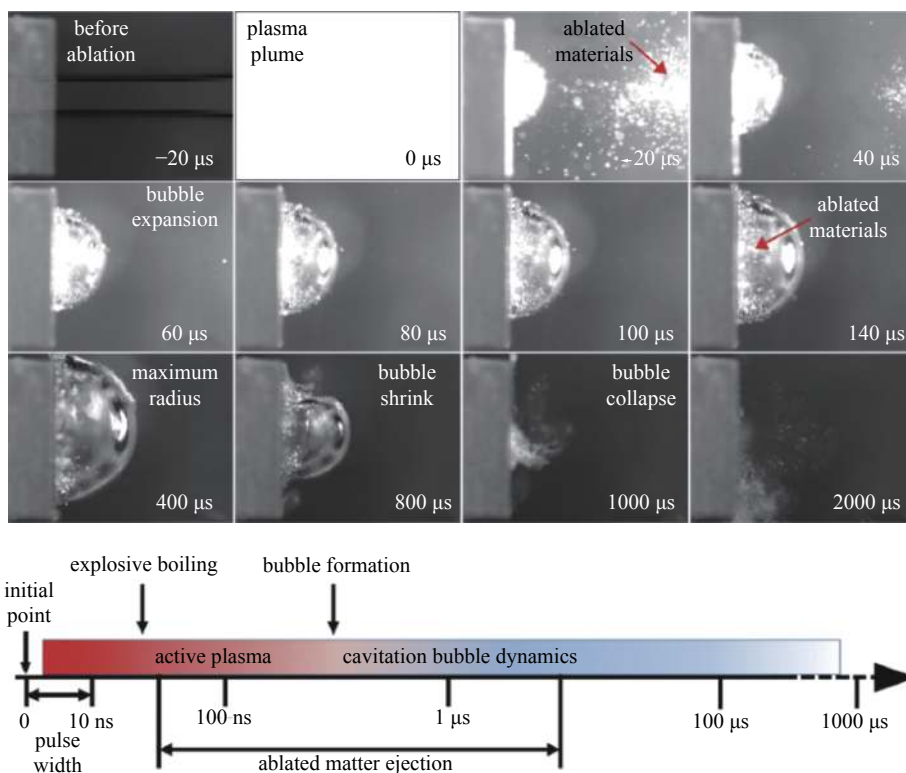


Fig. 7 Ejection of the high-temperature matter with an evolving bubble after single-shot nanosecond pulse laser ablation of the metallic glass target in water. The sketch at the bottom of the figure shows the main stages during the pulse laser ablation^[62]

图 7 激光水下烧蚀非晶合金的在位观察结果。捕捉到高温物质的喷发，并伴随着空化气泡的扩张。

底部时间轴表示烧蚀中各个物理过程的时间关系^[62]

对承担塑性变形的主剪切带扩展起到抑制作用,从而改善试样的拉伸塑性。Wang 等人^[64]使用激光冲击对多晶 α - Al_2O_3 陶瓷进行了表面处理,发现激光冲击能够在陶瓷表面引入超过 1.2 mm 深的残余应力区,而且残余压应力提高了 α - Al_2O_3 陶瓷抗压痕裂纹扩展的能力。Shukla 等人^[65]研究了激光冲击处理对 SiC 陶瓷力学性能的影响,发现激光冲击处理可以提高 SiC 陶瓷的断裂韧性。

4 激光冲击含相变材料的动态力学行为

材料的爆炸与冲击防护性能一直以来都是冲击动力学领域重要的研究方向。以往的研究对象主要集中于传统的多孔泡沫材料、硬质陶瓷材料或者颗粒材料。这些材料在高速冲击条件下都表现出较好的能量吸收性能。但从其吸能机制可以看出,传统的吸能材料或结构通常不具备多次冲击防护的能力。近年来,高性能相变吸能材料受到人们的广泛关注。冲击加载下,含相变材料由于结构和物态的转变,不仅表现出良好的吸能特性,且通常具备重复吸能能力。

4.1 剪切增稠流体冲击流-固相变行为研究

剪切增稠流体(STF)是一种体系粘度随加载应变率增加而快速增加的非牛顿流体。STF 平时表现出类似流体的性质,具有较好的流动性。在一定剪切应变率或剪切应力作用下,材料粘度会急剧增加,发生流-固转变行为^[66-68]。这种由于剪切引起的颗粒与溶剂相互作用可以快速耗散能量。值得注意的是,移除外载后,由于剪切增稠而形成的固体状态会很快恢复到初始的流体状态^[69]。STF 这种独特的可逆流-固转变行为,使得其在冲击防护、减震等领域具有重要的应用价值。

Wu 等人^[70-71]采用改进的激光冲击加载实验方法,结合背自由表面速度测量,揭示了 STF 在冲击压缩下固体颗粒-高分子液体耦合作用形成流-固相变增稠机制。如图 8 所示,将 STF 通过两块薄铝板以及钢垫圈进行密封,采用强激光对铝板加载。通过调节入射激光的功率密度,实现不同压力峰值的加载条件。通过调节靶材与透镜的距离,改变光斑大小,从而得到不同的应力状态。激光诱导的冲击波经过第一块铝板进入 STF,然后继续传播到第二块铝板背自由表面,引起铝板自由面的扰动。采用光子多普勒测速仪(PDV)对该自由面质点的扰动速度进行测量,结合行波分析,获得 STF 在不同压力、温度以及应力状态下的动态力学响应规律。

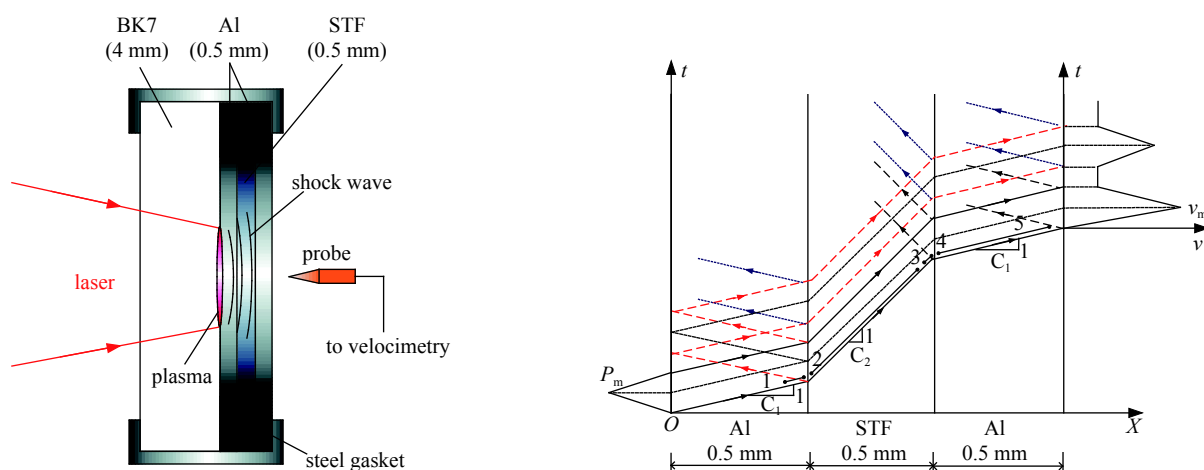


Fig. 8 Schematic of laser induced shock experiments^[70]

图 8 改进激光加载实验示意图^[70]

如图 9(a) 所示,冲击波平均波速随 STF 厚度的增加,呈指数形式衰减。图 9(b) 给出 STF 的应力波衰减与吸能特性。可以看出,在高压冲击加载条件下,当 STF 厚度小于 1 mm 时,STF 吸收的能量随厚度增加快速增加,其增加速度明显高于低压冲击加载条件下吸收能量的增加速度。另外,在实验的冲击加载压力条件下,当 STF 厚度超过 2 mm 时,观测到应力幅值的衰减以及能量的吸收均趋于饱和的现象。

4.2 NiTi 的冲击固-固相变行为研究

NiTi 合金是一种典型的形状记忆合金,具有良好的形状记忆效应以及超弹性效应。一般而言,NiTi 形状记忆合金的形状记忆效应以及超弹性效应均是由于在外界热力载荷下发生马氏体(低温稳定相, B19' 结构)相变以及奥氏体(高温稳定相, B2 结构)逆相变所导致^[72]。在不同的应变率下, NiTi 表现出复杂的相变行为。

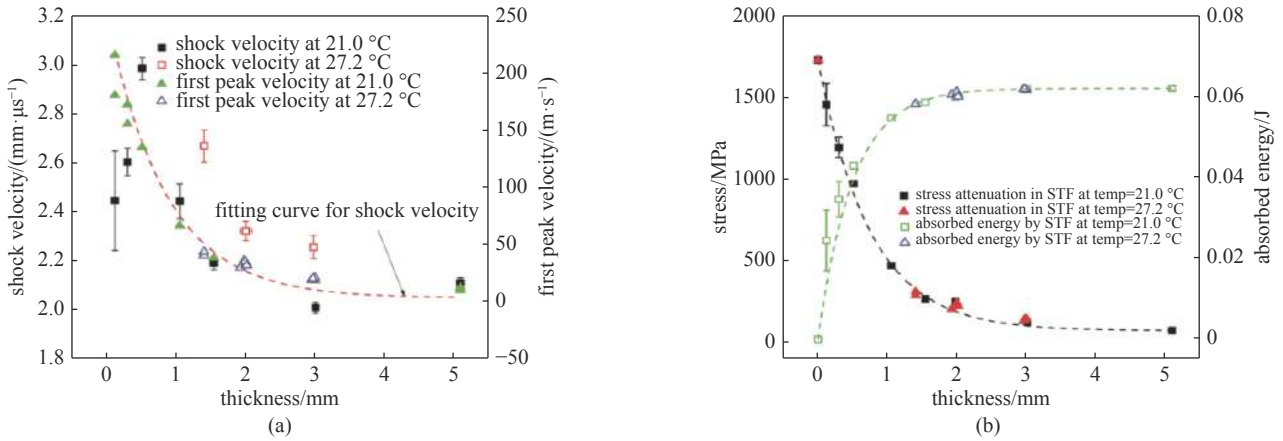


Fig. 9 (a) The average shock velocities along the thickness of the STF. (b) The stress attenuation and corresponding energy absorption in the STF^[70]
 图 9 强激光驱动冲击压缩下 STF 的 (a) 波速与质点速度关系及 (b) 冲击波衰减与能量吸收特性^[70]

Liao 等人^[73]通过激光冲击加载,研究了超高应变率条件下 NiTi 形状记忆合金的动力学响应行为,发现冲击区域残留了大量马氏体组织结构。另一方面,Wang 等人^[74-75]通过相同的加载与原子结构分析方法,发现冲击区域残留了大量非晶组织结构,并未发现马氏体组织。Xia 等人^[76]通过 PDV 测量了 NiTi 形状记忆合金在激光冲击过程中背表面质点速度,从而得到了冲击波的传播与衰减规律,发现当冲击压力超过 7.5 GPa 时,存在奥氏体到马氏体的相变行为。降低压力至 4.5 GPa 以下,只观测到了非晶组织结构,如图 10 所示。由此说明在超高应变率条件下,奥氏体到马氏体相变行为还与冲击压力幅值相关。而这些实验结果均与 Nemat-Nasser 等人^[77]的结论不一致。因此对于超高应变率条件下, NiTi 形状记忆合金的复杂变形行为还存在一定争议。

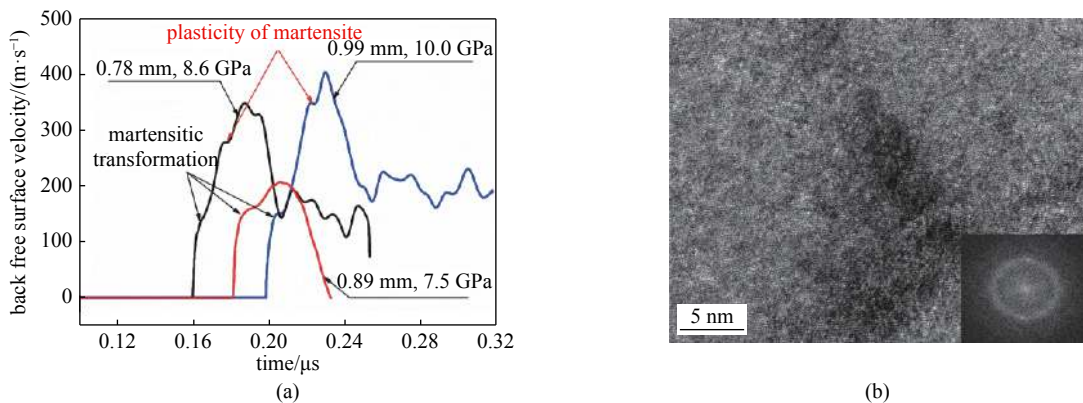


Fig. 10 (a) The martensitic transformation of NiTi after LSP^[75]. (b) Amorphization of NiTi surface after LSP^[78].

图 10 (a) 7.5~10.0 GPa、10⁶~10⁷ s⁻¹ 加载条件下马氏体相变行为^[75]; (b) 3.9~4.5 GPa、10⁶~10⁷ s⁻¹ 加载条件下的非晶化行为^[78]

Yin 等人^[79]在实验观察的基础上,通过分子动力学模拟,揭示了 NiTi 在不同应变率、温度与压力条件下的相结构演化规律,建立了 NiTi 的相图,如图 11 所示。从相图中可以看出, NiTi 合金的相变行为以及残余组织结构取决于当前温度,应变率以及应力状态。实验中, NiTi 合金在冲击加载过程中,会由于绝热温升而引起局部温度的快速增加^[80]。因此,假设在 III 区域中存在三个初始加载状态。对于状态 I 而言,由于加载应变率较低,绝热温升不明显,因此最终状态仍然位于区域 III 中,表明加载过程中发生了奥氏体 B2 相到马氏体 BCO 相的相变行为。然而,对于状态 II 而言,由于加载应变率较高,导致绝热温升效应明显,局部温度增加较高,温度的增加跨越了区域 III 与区域 IV 的边界,从而导致马氏体

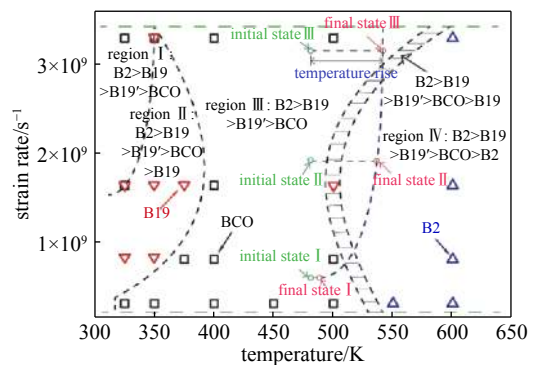


Fig. 11 Phase diagram of the NiTi nanopillar at various temperatures and at various strain rates^[79,81]

图 11 NiTi 应变率与温度相关相图^[79,81]

BCO 相到奥氏体 B2 相的逆相变行为。另一方面, NiTi 合金屈服应力也随着温度的升高而降低, 从而导致相变过程中。随着应变率的继续增加, 区域 III 与区域 IV 的边界向高温方向发生了推移, 导致图中状态 III 所示情况下, 绝热温升并未跨越该边界。因此残余组织结构为马氏体 BCO 相, 与 Liao 等人^[73] 在激光冲击区域观测到残余马氏体组织结构的实验结果吻合。从而澄清了 NiTi 合金温度与应变率相关的相变行为。

5 激光驱动的微尺度冲击实验

与传统方法相比, 脉冲激光可以在短时间(低至 fs)内以高功率在 μm 尺度内传递能量。这些特性使其非常适合微尺度高速发射, 并且具有高可控性、可靠性和安全性。在激光驱动飞片(LDF)实验中, 高能脉冲激光穿过透明衬底聚焦在金属箔上(直径几百 μm , 厚度几十 μm)。金属受到激光辐照, 在衬底和金属膜之间产生等离子体。受约束的等离子体迅速膨胀并使金属箔变形, 金属箔从刚性衬底上脱落, 并以飞片的形式被驱动, 速度高达几 km/s, 如图 12 所示^[82-87]。理想的 LDF 实验要求精确控制飞片的轮廓, 包括其形状和速度, 飞片从发射台到目标时必须保持平面。本质上, LDF 类似于平板撞击实验, 但冲击持续时间较短(ns 量级), 冲击压力与宏观冲击加载方法相当(约 200 GPa), 是研究材料在动态(冲击)载荷下变形行为的有效方法^[84-85]。

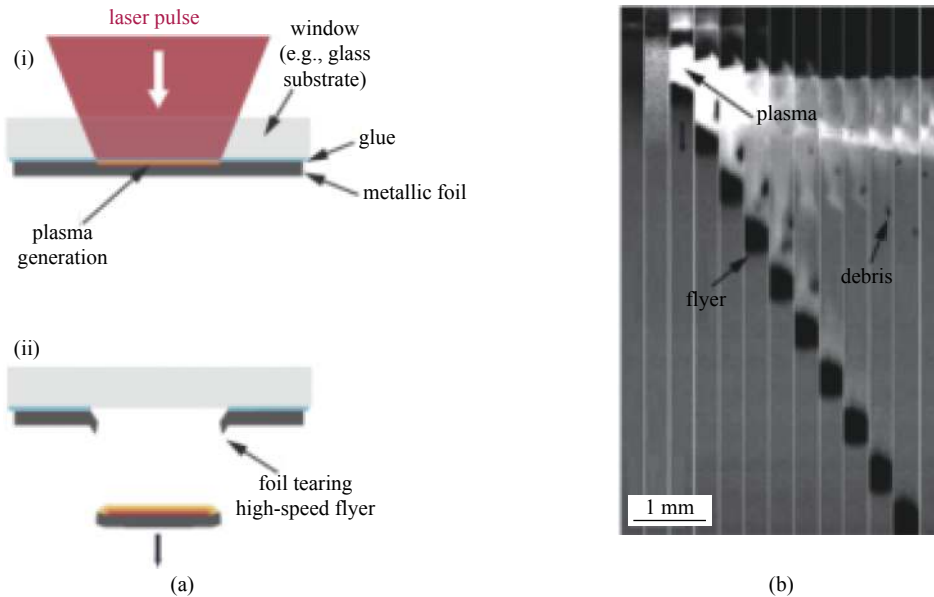


Fig. 12 (a) Schematic illustration of LDF launch pad. (b) High-speed photography of a flyer plate launched at 540 m/s^[83-84]

图 12 (a) 激光驱动高速飞片发射装置示意图; (b) 高速摄影图片在飞片发射速度为 540 m/s^[83-84]

同理, 激光驱动微弹道冲击实验(LIPIT)也是利用激光在金属薄膜背表面产生高压的等离子体, 进而驱动微弹体高速冲击靶体材料的一种新的加载技术^[83]。作为一种定量的高应变率的表征方法, LIPIT 技术实现了 μm 级和 nm 级的时空分辨率内微颗粒与材料超音速撞击的动力学参数表征和原位观察。LIPIT 实验系统如图 13(a) 所示, 发射台包括一个平板玻璃作为约束层, 烧蚀层(常用金膜或者铝膜)和一个弹性薄膜层(常用 μm 厚度的聚二甲基硅氧烷(PDMS)或聚脲)。当激光透过约束层薄膜烧蚀金属薄膜时, 会产生等离子体并迅速使得弹性薄膜层变形, 使得附着在其上的微颗粒达到较高的冲击速度。由于微颗粒与弹性薄膜层之间的附着力较小, 所以在高压下微弹体可以自由的向目标运动, 如图 13(b) 所示; 同时弹性薄膜层还能够有效的屏蔽激光烧蚀所产生的热效应, 使得微颗粒在冲击时保持室温的状态。LIPIT 能够实现对 μm 尺度材料的抗冲击性能的测量, 且冲击速度可控度高、实验重复性好、实验代价低并且操作简单等优点, 近年来得到快速发展。目前, 美国麻省理工学院^[88]、莱斯大学^[89]、马萨诸塞大学^[90]、中国科学院力学研究所^[91-92] 等单位均建立了 LIPIT 实验平台, 微颗粒的冲击速度 40~1200 m/s, 应变率 $10^6 \sim 10^8 \text{ s}^{-1}$, 为微尺度下的冲击动力学行为研究提供了有效的实验支撑条件。

5.1 薄膜材料微弹道冲击动力学行为

薄膜材料通常具有极高的面内波速, 可以将局部冲击动能在面内快速耗散, 提高材料的冲击防护能力。对于薄膜材料的吸能能力, 可以通过比吸能(SEA)来度量。通过计算冲击靶体前后微颗粒的速度衰减, 得到靶体吸能值 E_p 和比吸能 E_p^* 。当忽略空气阻力的影响时, 弹体动能的变化 ΔE_k 等于靶体吸收的能量 E_p 。 E_p 依赖于靶体的能

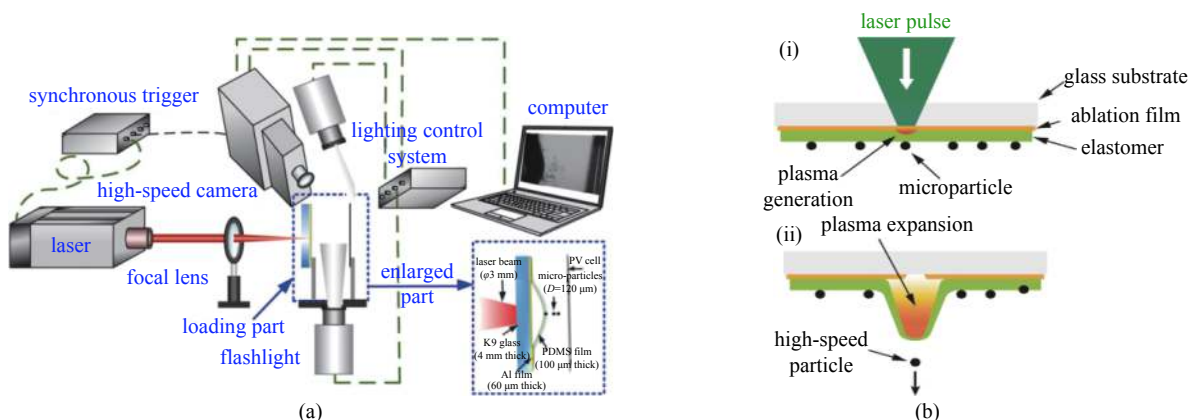

 Fig. 13 (a) Improved LIPIT setup designed by Xiao *et al.* (b) Impact process of LIPIT^[91-94]

 图 13 (a) Xiao 等人改进的 LIPIT 装置。(b) LIPIT 实验过程^[91-94]

量耗散机制,包括弹性变形、破裂和动能转移到碎裂区域等。其中, ΔE_k , E_p 和 E_p^* 分别可以表示为

$$\Delta E_k = \frac{1}{2}m(V_i^2 - V_r^2) \quad (3)$$

$$E_p = (\rho A_s h) V_i^2 / 2 + E_d \quad (4)$$

方程(4)的第一项表示变形区域 A_s 内传递给靶体的动能, ρ 为靶体密度, h 为靶体厚度, E_d 为其他方式的能量耗散机制,因此 SEA 可以写为

$$E_p^* = E_p / \rho A_s h = V_i^2 / 2 + E_d^* \quad (5)$$

其中: E_d^* 用于评估应力波向外传播的离域耗能能力。

Lee 等人^[89] 首次通过 LIPIT 实验,研究了微颗粒高速侵彻条件下,厚度为 10~100 nm 的多层 GR 薄膜的动力学行为,结果表明在冲击速度为 600 m/s 时,GR 薄膜的 SEA 约为钢的 10 倍,如图 14(a) 所示。微颗粒高速侵彻过程中,多层 GR 形成锥形的变形模式,产生较高的动态拉伸应力。侵彻完成后,多层 GR 展现出花瓣状断裂失效模式,如图 14(b) 所示。另外,多层 GR 由于其较高的面内波速、高强度、高硬度及各向异性的结构特征,使其在高速冲击时具有良好的冲击能量非局域耗散能力; Xie 等人采用 LIPIT 实验研究了仿珍珠纳米复合薄膜材料在 7.6 μm 的二氧化硅颗粒、400 m/s 冲击速度下的动力学行为,发现部分重叠的连续薄片材料具有更高的比吸能。

中国科学院力学研究所吴先前等人通过 LIPIT 实验装置,测量了 μm 厚度 CNT 薄膜冲击防护性能,结果如

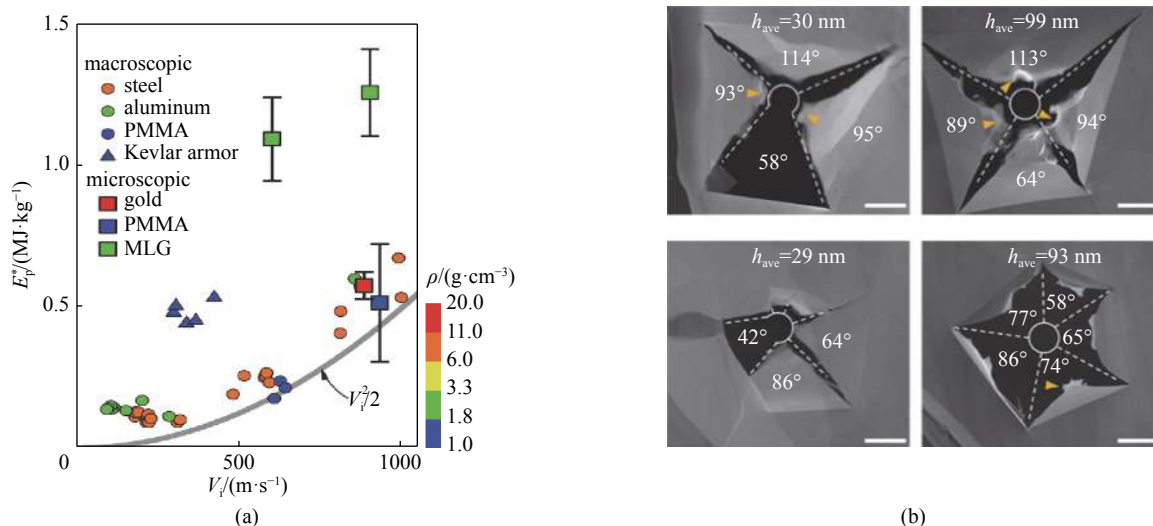

 Fig. 14 (a) Specific energy absorption (SEA) value of different materials under different impact velocity^[89]. (b) Failure model of GR film under impact^[89]

 图 14 (a) 不同冲击速度下不同材料的 SEA 对比^[89]; (b) GR 薄膜在冲击载荷作用下的失效模式^[89]

图 15(a)所示。可以看出, CNT 比吸能是聚合物薄膜和金属薄膜的 1~3 倍。Hyon 等人^[95]采用 LIPIT 实验, 测得 200 nm 厚的 CNT 薄膜的比吸能高达 7~12 MJ/kg, 如图 15(b)所示。在冲击载荷作用下, 多范德华界面使得无序的 CNT 之间滑移进而导致摩擦耗散冲击动能; 同时, CNT 之间的取向度、缠结度、失效等都为能量耗散提供了有效的通道。基于 CNT 薄膜的高耗能模式^[96-97], Xiao 等人^[94]通过 LIPIT 装置测量了交联 CNT 薄膜的吸能能力, 证实了添加交联能够有效提高抗冲击能力。进一步, 通过粗粒化分子动力学(CGMD)模拟, 获得了交联 CNT 薄膜

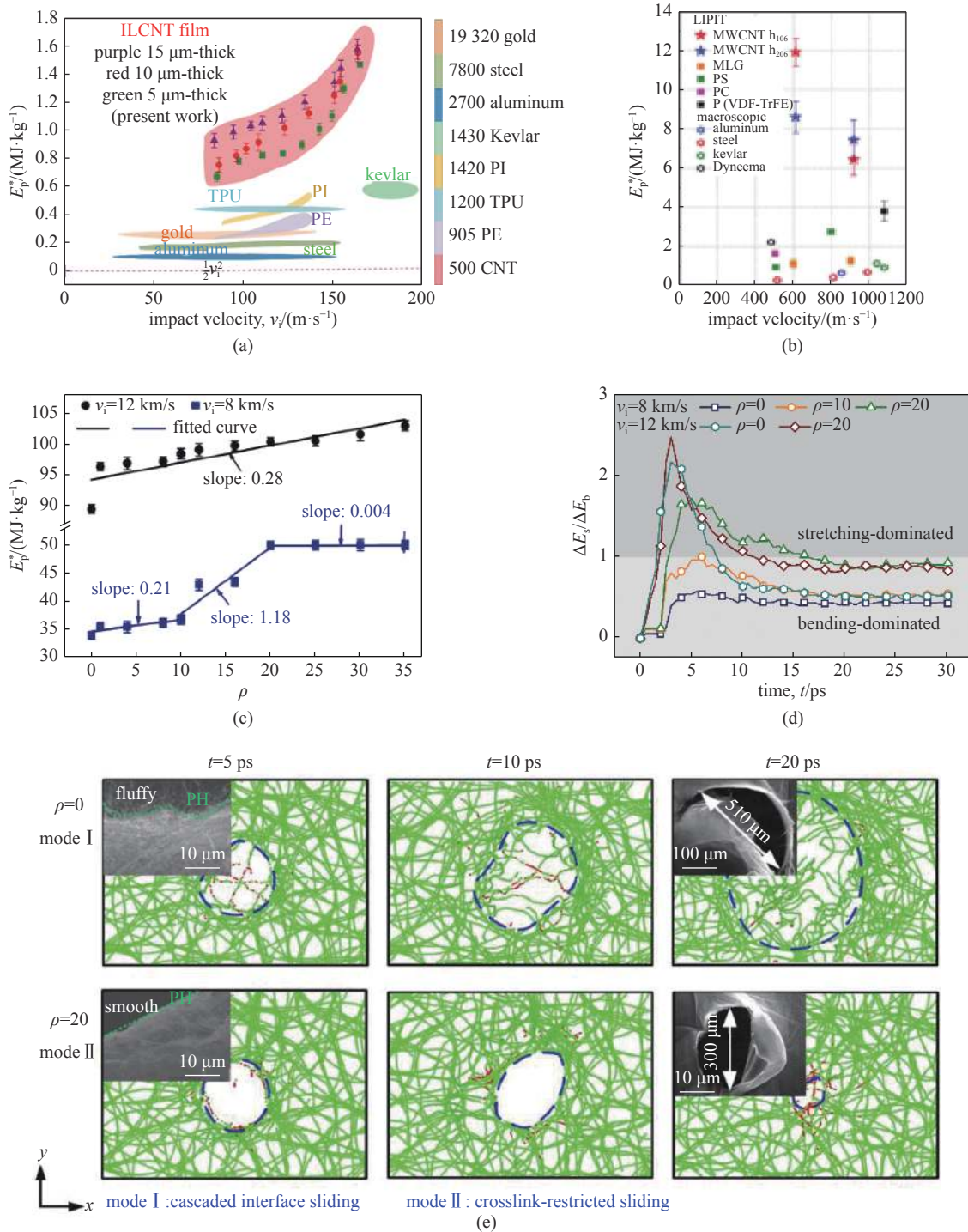


Fig. 15 (a) Relationship between impact velocity and SEA of CNT film. (b) Comparison of SEA^[95]. (c) Relationship between SEA and crosslink density^[94]. (d) Evolution of $\Delta E_s/\Delta E_b$ of CNT film with different crosslink density^[94]. (e) Penetration morphologies change of CNT film before and after adding crosslinks^[94]

图 15 (a) 冲击速度与 CNT 薄膜比吸能的关系; (b) 纳米厚度的 CNT 薄膜的比吸能与其他材料的对比^[95]; (c) 比吸能随交联密度的变化^[94]; (d) 不同交联密度 CNT 薄膜的 $\Delta E_s/\Delta E_b$ 变化历程^[94]; (e) 未添加交联和交联密度为 20 时 CNT 薄膜的穿孔形貌变化^[94]

的冲击能量耗散机制,发现随着交联密度的增加,CNT薄膜的比吸能增大,如图15(c)所示;随着交联度以及冲击速度的变化,CNT薄膜的能量耗散由弯曲主导耗能机制转变为拉伸-弯曲两个阶段耗能机制,如图15(d)所示。拉伸耗能机制的引入,为CNT薄膜打开了更多的耗能通道,大幅提升了材料的冲击能量耗散能力。失效行为由逐级界面滑移转换为交联限制滑移,穿孔形貌也由“fluffy”状态变成“smooth”状态,如图15(e)所示,与实验结果吻合较好。

Dong等人^[92]利用LIPIT,发现非晶合金薄膜材料的防护性能表现出明显的动态尺寸效应。实验对60 nm厚的Ni₆₀Ta₄₀非晶薄膜冲击防护性能进行测量,发现非晶薄膜的防护性能可与Kevlar相当,如图16所示。相比于Kevlar和氧化石墨烯,剪切带、裂纹、弯曲变形是纳米厚度非晶薄膜材料主要的冲击能量耗散机制。但是增加薄膜厚度到300 nm和600 nm厚度时,非晶薄膜由于塑性的降低,其比吸能快速降低。基于此,提出了利用多层非晶薄膜叠层设计克服尺寸效应,提高材料防护性能的设计方案。

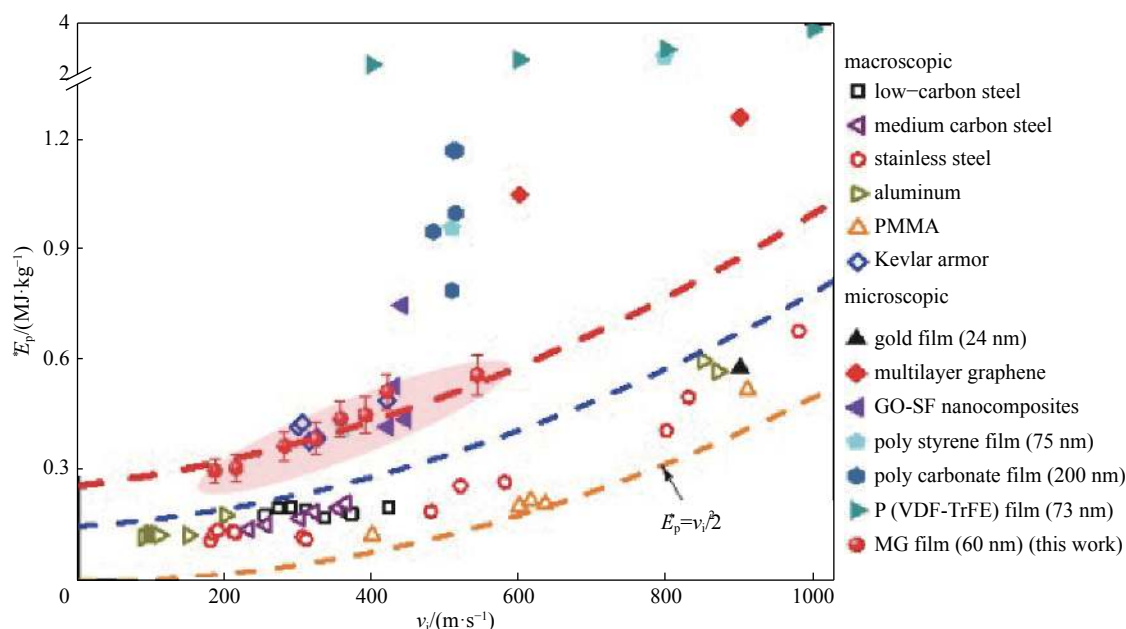


Fig. 16 SEA value of Ni₆₀Ta₄₀ amorphous alloy^[67]

图 16 Ni₆₀Ta₄₀ 非晶合金纳米薄膜的比吸能^[67]

Xie等人^[98]研究了玻璃聚合物体系,如聚苯乙烯(PS)的冲击防护性能。研究表明更高的断裂韧性和更高的分子量使得侵彻能增大,通过径向裂纹的扩展耗散更多的能量。同时,基于比吸能与缠结度之间的量化关系,预测了PS薄膜比吸能的上限,如图17(a)所示。与PS相比,Chan等人^[99]的研究表明聚碳酸酯(PC)薄膜由于较高的缠结度,使薄膜展示出较少的散射状裂纹,分子链之间的缠结为能量耗散提供了主要的通道,如图17(b)所示。对于具有长程有序的各向异性材料,冲击方向相对结构的变形有较大的影响。Lee等人^[100]研究了由玻璃层和橡胶层组成的块层状纳米复合材料,发现当冲击方向平行于铺层方向时,冲击动能主要由材料的重取向耗散;当冲击方向垂直于铺层方向时,层间压缩成为主导的耗能机制,如图17(c)所示。同时,发现层状微观结构之间的扭折、层间压缩、极端链构象的展平等变形特征使得耗能能力增加了30%。Cai和Thevamaran^[101]采用LIPIT装置对半晶体聚合物(偏二氟乙烯-三氟氯乙烯)(P(VDF-TrEE))薄膜进行了 μm 尺度的冲击,发现其比吸能可以达到3~4 MJ/kg,远高于常用的冲击防护材料,如图17(d)所示。

5.2 块体材料微弹道冲击行为

Hassani等人^[102]基于LIPIT实验,研究了单个直径45 μm 铝颗粒冲击铝板基底时的碰撞与粘合的过程,得到了与材料动力学性能相关的冲击阈值速度。当冲击速度超过该阈值速度时,微颗粒形成冲击射流并粘附在基底材料上,如图18(a)所示。同时发现实现粘合所需的大界面应变并不一定需要绝热剪切的不稳定性来触发,从而提出剪切失稳不是冷喷涂中粘附机制的观点^[103]。Hassani等人^[104]基于LIPIT实验提出了确定金属块体材料在微尺度以及高应变率下的动态硬度的计算方法。他们采用氧化铝陶瓷作为微弹体来冲击铜板和铁板,利用冲击速度和回弹速

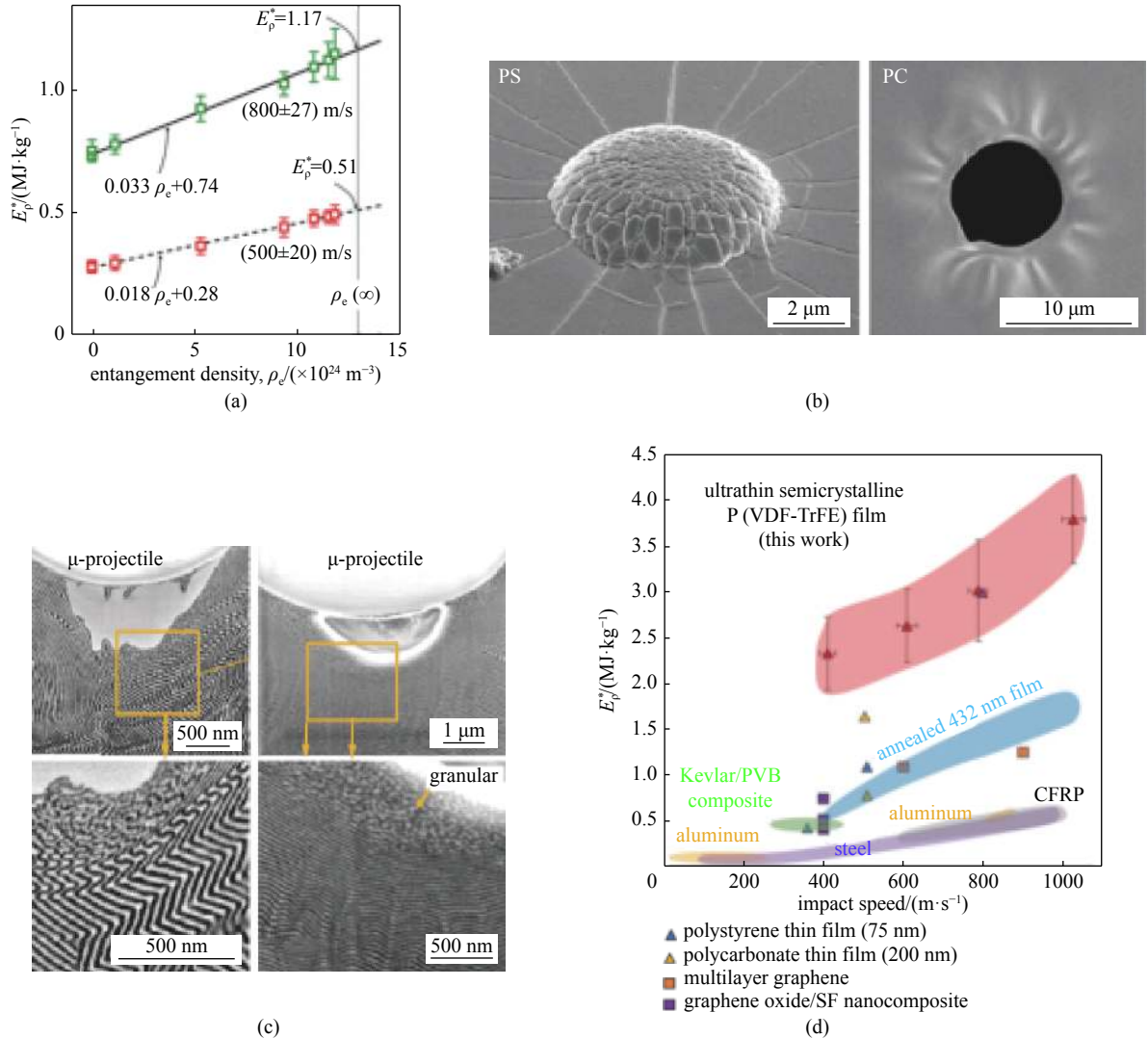


Fig. 17 (a) Relationship between SEA of PS film and entanglement degree^[98]. (b) Failure morphologies of PS film and PC film. (c) Micro-structure change of bulk lamellar nanocomposite under impact along different directions^[100]. (d) SEA value of P(VDF-TrEE) thin film^[101]
 图 17 (a) PS 薄膜比吸能与缠结度之间的关系^[98]; (b) PS 薄膜与 PC 薄膜的失效形貌对比; (c) 沿不同方向冲击时块层状纳米复合材料的微观结构变化^[100]; (d) P(VDF-TrEE) 薄膜的比吸能^[101]

度的实时测量以及冲击后压痕的体积来确定块体金属材料在应变率超过 $10^6/\text{s}$ 时的名义硬度, 如图 18(b) 所示。Hassani 等人^[105] 还研究了金属微颗粒从回弹和粘合过渡到冲蚀这种更为极端的状态。他们发现韧性金属材料在垂直冲击下的冲蚀是熔化驱动的, 并且建立了预测冲蚀速度的理论框架, 给出了不同颗粒材料与靶体材料组合触发熔化诱导冲蚀的冲击速度图谱, 如图 18(c) 所示。

6 结 论

强激光诱导的爆炸与冲击效应, 是利用激光与物质相互作用诱导等离子体形成与演化, 并且对约束介质冲击加载的过程, 是一个典型的多物理场耦合、时间跨尺度的问题, 它涉及非线性光学、等离子体物理、爆炸与冲击动力学、材料科学等基础理论学科。

强激光与等离子体相互作用, 是强激光驱动爆炸与冲击效应的研究基础。不同温度与压力条件下的等离子体吸收机制、电子与离子浓度等状态参量演化, 及其与等离子体的热力学状态之间关联, 还有待深入研究。另外, 考虑复杂等离子体演化与材料动态变形耦合的定量分析模型及多尺度数值计算方法还有待进一步完善。需要建立超快光谱诊断等技术, 结合多物理机制的分子动力学模拟方法, 进一步明确激光爆炸载荷的起源。

强激光驱动爆炸与冲击加载, 由于具有安全、可控性好、效率高等优势, 在金属材料表面冲击处理、驱动微弹道冲击等领域得到广泛应用。利用强激光驱动的爆炸与冲击效应, 结合连续激光辐照的热力学效应, 能够对材料

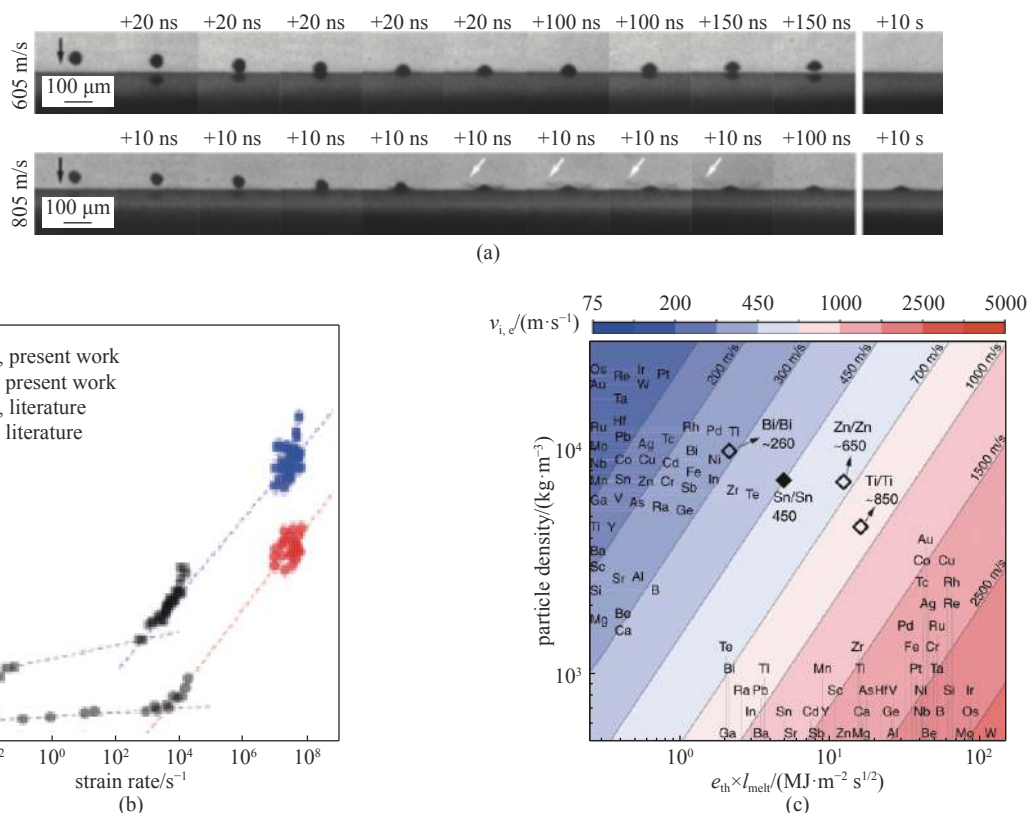


Fig. 18 (a) In-situ observation of the re-bouncing and bonding moment in microparticle impact. Multi-frame sequences at top and bottom showing the Al particle impacts on Al substrate below (605 m/s) and above (805 m/s) the critical velocity^[102]. (b) Calculation results of dynamic hardness of metallic materials^[104]. (c) Melt-driven erosion map. Impact velocity at which melt-driven erosion is triggered for different combinations of particle/substrate materials^[105]

图 18 (a) 微颗粒碰撞铝金属靶板时的反弹与粘合过程；其中上下两行的多帧序列分别显示了铝颗粒在阈值速度以下 (605 m/s) 和以上 (805 m/s) 对铝靶板的影响^[102]；(b) 金属材料的动态硬度计算结果^[104]。(c) 熔化驱动的不同颗粒/基体材料组合触发熔体驱动侵蚀的冲击速度图谱^[105]

形成新的冲击与破坏模式，产生新的变形与失效机制，为强激光与物质相互作用研究带来新的内涵。如何提高强激光与材料相互作用过程中的激光能量利用率，实现更高效冲击加载，以及更小尺度(约 nm)、更高速度(约 3 km/s)的冲击加载条件，也将是未来的一个重要研究方向。

致 谢 感谢董金磊博士提供第 3 章素材，殷秋运博士和夏伟光博士提供第 4 章素材，肖凯璐博士提供第 5 章素材。

参考文献：

[1] 郑哲敏. 爆炸加工[M]. 2版. 北京: 国防工业出版社, 1981 (Zheng Zhemin. Explosion and processing[M]. 2nd ed. Beijing: National Defense Industry Press, 1981)

[2] 郑哲敏, 谈庆明. 爆炸复合界面波的形成机理[J]. 力学学报, 1989, 21(2): 129-139. (Zheng Zhemin, Tan Qingming. Mechanism of wave formation at the interface in explosive welding[J]. Acta Mechanica Sinica, 1989, 21(2): 129-139)

[3] 孙承伟, 陆启生, 范正修, 等. 激光辐照效应[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002 (Sun Chengwei, Lu Qisheng, Fan Zhengxiu, et al. Laser irradiation effect[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2002)

[4] 吴先前. 金属材料激光冲击强化机理的实验与理论研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2012 (Wu Xianqian. Experimental and theoretical studies on laser shock peening of metals[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2012)

[5] Askar'yan G A, Moroz E M. Pressure on evaporation of matter in a radiation beam[J]. Soviet Journal of Experimental and Theoretical Physics, 1963, 16: 1638-1639.

[6] Radziemski L J, Cremers D A. Lasers-induced plasmas and applications[M]. New York: Marcel Dekker Inc. , 1989.

[7] Ready J F. Effects due to absorption of laser radiation[J]. Journal of Applied Physics, 1965, 36(2): 462-468.

[8] White R M. Elastic wave generation by electron bombardment or electromagnetic wave absorption[J]. Journal of Applied Physics, 1963, 34(7): 2123-2124.

[9] Fairand B P, Wilcox B A, Gallagher W J, et al. Laser shock-induced microstructural and mechanical property changes in 7075 aluminum[J]. Journal of Applied Physics, 1972, 43(9): 3893-3895.

- [10] Sano Y, Mukai N, Okazaki K, et al. Residual stress improvement in metal surface by underwater laser irradiation[J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms, 1997, 121(1/4): 432-436.
- [11] Fabbro R, Fournier J, Ballard P, et al. Physical study of laser-produced plasma in confined geometry[J]. Journal of Applied Physics, 1990, 68(2): 775-784.
- [12] Hong Xin, Wang Shengbo, Guo Dahao, et al. Confining medium and absorptive overlay: their effects on a laser-induced shock wave[J]. Optics and Lasers in Engineering, 1998, 29(6): 447-455.
- [13] Fabbro R, Peyre P, Berthe L, et al. Physics and applications of laser-shock processing[J]. Journal of Laser Applications, 1998, 10(6): 265-279.
- [14] Peyre P, Fabbro R. Laser shock processing: a review of the physics and applications[J]. Optical and Quantum Electronics, 1995, 27(12): 1213-1229.
- [15] Zhang Wenwu, Yao Y L, Noyan I C. Microscale laser shock peening of thin films, part 1: experiment, modeling and simulation[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2004, 126(1): 10-17.
- [16] Colvin J D, Ault E R, King W E, et al. Computational model for a low-temperature laser-plasma driver for shock-processing of metals and comparison to experimental data[J]. Physics of Plasmas, 2003, 10(7): 2940-2947.
- [17] Sollier A, Berthe L, Peyre P, et al. Laser-matter interaction in laser shock processing[C]//Proceedings of SPIE 4831, First International Symposium on High-Power Laser Macroprocessing. 2003: 463-467.
- [18] Wu Benxin, Shin Y C. A self-closed thermal model for laser shock peening under the water confinement regime configuration and comparisons to experiments[J]. Journal of Applied Physics, 2005, 97: 113517.
- [19] Wu Xianqian, Duan Zhuping, Song Hongwei, et al. Shock pressure induced by glass-confined laser shock peening: experiments, modeling and simulation[J]. Journal of Applied Physics, 2011, 110: 053112.
- [20] 吴先前, 段祝平, 黄晨光, 等. 激光冲击强化过程中蒸气等离子体压力计算的耦合模型[J]. 爆炸与冲击, 2012, 32(1): 1-7. (Wu Xianqian, Duan Zhuping, Huang Chenguang, et al. A coupling model for computing plasma pressure induced by laser shock peening[J]. Explosion and Shock Waves, 2012, 32(1): 1-7)
- [21] Fournier J, Ballard P, Merrien P, et al. Mechanical effects induced by shock waves generated by high energy laser pulses[J]. Journal de Physique III, 1991, 1(9): 1467-1480.
- [22] Peyre P, Fabbro R, Merrien P, et al. Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour[J]. Materials Science and Engineering:A, 1996, 210(1/2): 102-113.
- [23] Shepard M J, Smith P R, Amer M S. Introduction of compressive residual stresses in Ti-6Al-4V simulated airfoils via laser shock processing[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2001, 10(6): 670-678.
- [24] Masse J E, Barreau G. Laser generation of stress waves in metal[J]. Surface and Coatings Technology, 1995, 70(2/3): 231-234.
- [25] Hu Y X, Yao Z Q, Wang F, et al. Study on residual stress of laser shock processing based on numerical simulation and orthogonal experimental design[J]. Surface Engineering, 2007, 23(6): 470-478.
- [26] Peyre P, Berthe L, Scherpereel X, et al. Laser-shock processing of aluminium-coated 55Cr steel in water-confinement regime, characterization and application to high-cycle fatigue behaviour[J]. Journal of Materials Science, 1998, 33(6): 1421-1429.
- [27] Wu Xianqian, Tan Qingming, Huang Chenguang. Geometrical scaling law for laser shock processing[J]. Journal of Applied Physics, 2013, 114: 043105.
- [28] 谈庆明. 量纲分析[M]. 北京: 中国科学技术大学出版社, 2005 (Tan Qingming. Dimensional analysis[M]. Beijing: University of Science and Technology of China Press, 2005)
- [29] King A, Steuwer A, Woodward C, et al. Effects of fatigue and fretting on residual stresses introduced by laser shock peening[J]. Materials Science and Engineering:A, 2006, 435/436: 12-18.
- [30] 邹世坤, 巩水利, 郭恩明, 等. 发动机整体叶盘的激光冲击强化技术[J]. 中国激光, 2011, 38: 0601009 (Zou Shikun, Gong Shuili, Guo Enming, et al. Laser peening of turbine engine integrally blade rotor[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38: 0601009)
- [31] 王健, 邹世坤, 谭永生. 激光冲击处理技术在发动机上的应用[J]. 应用激光, 2005, 25(1): 32-34. (Wang Jian, Zou Shikun, Tan Yongsheng. Application of laser shock processing on turbine engines[J]. Applied Laser, 2005, 25(1): 32-34)
- [32] Bartsch T M. High Cycle Fatigue (HCF) science and technology program[R]. Technical Report, AD-A408071, 2002.
- [33] Ruschau J J, John R, Thompson S R, et al. Fatigue crack nucleation and growth rate behavior of laser shock peened titanium[J]. International Journal of Fatigue, 1999, 21 Suppl 1: S199-S209.
- [34] Sokol D W, Clauer A H, Dulaney J L, et al. Applications of laser peening to titanium alloys[C]//Conference on Lasers and Electro-Optics/Quantum Electronics and Laser Science and Photonic Applications, Systems and Technologies. 2005: PTuB4.
- [35] 刘志东, 杨怡生, 余承业. 激光冲击强化改善金属疲劳特性的研究[J]. 航空制造技术, 1992(5): 8-12. (Liu Zhidong, Yang Yisheng, Yu Chengye. Using laser shock processing to improve metal fatigue property[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 1992(5): 8-12)
- [36] 高建民. 我国首台激光冲击强化装置问世[J]. 高技术通讯, 1996(6): 32. (Gao Jianmin. Chinese first laser shock peening equipment is published[J]. High Technology Letters, 1996(6): 32)
- [37] 吴嘉俊, 赵吉宾, 乔红超, 等. 激光冲击强化技术的应用现状与发展[J]. 光电工程, 2018, 45: 170690. (Wu Jiajun, Zhao Jibin, Qiao Hongchao, et al. The application status and development of laser shock processing[J]. Opto-Electronic Engineering, 2018, 45: 170690)
- [38] Chen Lan, Ren Xudong, Zhou Wangfan, et al. Evolution of microstructure and grain refinement mechanism of pure nickel induced by laser shock peening[J].

- [Materials Science and Engineering:A](#), 2018, 728: 20-29.
- [39] Hua Yinqun, Bai Yuchuan, Ye Yunxia, et al. Hot corrosion behavior of TC11 titanium alloy treated by laser shock processing[J]. [Applied Surface Science](#), 2013, 283: 775-780.
- [40] Zhao Xiangfan, He Weifeng, Zang Shunlai, et al. Effect study and application to improve high cycle fatigue resistance of TC11 titanium alloy by laser shock peening with multiple impacts[J]. [Surface and Coatings Technology](#), 2014, 253: 68-75.
- [41] Correa C, Peral D, Porro J A, et al. Random-type scanning patterns in laser shock peening without absorbing coating in 2024-T351 Al alloy: a solution to reduce residual stress anisotropy[J]. [Optics & Laser Technology](#), 2015, 73: 179-187.
- [42] Dai Fengze, Zhou Jianzhong, Lu Jinzhong, et al. A technique to decrease surface roughness in overlapping laser shock peening[J]. [Applied Surface Science](#), 2016, 370: 501-507.
- [43] Zhang X C, Zhang Y K, Lu J Z, et al. Improvement of fatigue life of Ti-6Al-4V alloy by laser shock peening[J]. [Materials Science and Engineering:A](#), 2010, 527(15): 3411-3415.
- [44] Correa C, de Lara L, Díaz M, et al. Effect of advancing direction on fatigue life of 316L stainless steel specimens treated by double-sided laser shock peening[J]. [International Journal of Fatigue](#), 2015, 79: 1-9.
- [45] 曹子文, 邹世坤, 刘方军, 等. 激光冲击处理1Cr11Ni2W2MoV不锈钢[J]. [中国激光](#), 2008, 35(2): 316-320. (Cao Ziwen, Zou Shikun, Liu Fangjun, et al. Laser shock processing on 1Cr11Ni2W2MoV martensite steel[J]. [Chinese Journal of Lasers](#), 2008, 35(2): 316-320)
- [46] 王华明, 李晓轩, 孙锡军, 等. 激光冲击处理不锈钢及镍基合金后表面力学性能的研究[J]. [中国激光](#), 2000, 27(8): 756-760. (Wang Huaming, Li Xiaoxuan, Sun Xijun, et al. Study of surface mechanical properties of laser shock processed austenitic steel and Ni-based Superalloy[J]. [Chinese Journal of Lasers](#), 2000, 27(8): 756-760)
- [47] Trdan U, Grum J. Evaluation of corrosion resistance of AA6082-T651 aluminium alloy after laser shock peening by means of cyclic polarisation and EIS methods[J]. [Corrosion Science](#), 2012, 59: 324-333.
- [48] Lu J Z, Luo K Y, Yang D K, et al. Effects of laser peening on stress corrosion cracking (SCC) of ANSI 304 austenitic stainless steel[J]. [Corrosion Science](#), 2012, 60: 145-152.
- [49] Ge Maozhong, Xiang Jianyun, Yang L. Effect of laser shock peening on the stress corrosion cracking of AZ31B magnesium alloy in a simulated body fluid[J]. [Surface and Coatings Technology](#), 2017, 310: 157-165.
- [50] Sánchez-Santana U, Rubio-González C, Gomez-Rosas G, et al. Wear and friction of 6061-T6 aluminum alloy treated by laser shock processing[J]. [Wear](#), 2006, 260(7/8): 847-854.
- [51] Lim H, Kim P, Jeong H, et al. Enhancement of abrasion and corrosion resistance of duplex stainless steel by laser shock peening[J]. [Journal of Materials Processing Technology](#), 2012, 212(6): 1347-1354.
- [52] Lu J Z, Luo K Y, Zhang Y K, et al. Grain refinement of LY2 aluminum alloy induced by ultra-high plastic strain during multiple laser shock processing impacts[J]. [Acta Materialia](#), 2010, 58(11): 3984-3994.
- [53] Luo Sihai, Nie Xiangfan, Zhou Liucheng, et al. Thermal stability of surface nanostructure produced by laser shock peening in a Ni-based superalloy[J]. [Surface and Coatings Technology](#), 2017, 311: 337-343.
- [54] Ye Chang, Suslov S, Kim B J, et al. Fatigue performance improvement in AISI 4140 steel by dynamic strain aging and dynamic precipitation during warm laser shock peening[J]. [Acta Materialia](#), 2011, 59(3): 1014-1025.
- [55] Tani G, Orazi L, Fortunato A, et al. Warm laser shock peening: new developments and process optimization[J]. [CIRP Annals](#), 2011, 60(1): 219-222.
- [56] Ye Chang, Liao Yiliang, Suslov S, et al. Ultrahigh dense and gradient nano-precipitates generated by warm laser shock peening for combination of high strength and ductility[J]. [Materials Science and Engineering: A](#), 2014, 609: 195-203.
- [57] Zhou J Z, Meng X K, Huang S, et al. Effects of warm laser peening at elevated temperature on the low-cycle fatigue behavior of Ti6Al4V alloy[J]. [Materials Science and Engineering:A](#), 2015, 643: 86-95.
- [58] 柳沅汛, 王曦, 吴先前, 等. 激光冲击处理304不锈钢表面的形貌特征及其机理分析[J]. [中国激光](#), 2013, 40: 0103004. (Liu Yuanxun, Wang Xi, Wu Xianqian, et al. Surface morphology and deformation mechanism of 304 stainless steel treated by laser shock peening[J]. [Chinese Journal of Lasers](#), 2013, 40: 0103004)
- [59] Ye Chang, Suslov S, Lin Dong, et al. Deformation-induced martensite and nanotwins by cryogenic laser shock peening of AISI 304 stainless steel and the effects on mechanical properties[J]. [Philosophical Magazine](#), 2012, 92(11): 1369-1389.
- [60] Fu Jie, Zhu Yunhu, Zheng Chao, et al. Evaluate the effect of laser shock peening on plasticity of Zr-based bulk metallic glass[J]. [Optics & Laser Technology](#), 2015, 73: 94-100.
- [61] Liu Y, Jiang M Q, Yang G W, et al. Surface rippling on bulk metallic glass under nanosecond pulse laser ablation[J]. [Applied Physics Letters](#), 2011, 99: 191902.
- [62] Song X, Xiao K L, Wu X Q, et al. Nanoparticles produced by nanosecond pulse laser ablation of a metallic glass in water[J]. [Journal of Non-Crystalline Solids](#), 2019, 517: 119-126.
- [63] Wei Yanpeng, Xu Guangyue, Zhang Kun, et al. Anomalous shear band characteristics and extra-deep shock-affected zone in Zr-based bulk metallic glass

- treated with nanosecond laser peening[J]. *Scientific Reports*, 2017, 7: 43948.
- [64] Wang Fei, Zhang Chenfei, Lu Yongfeng, et al. Laser shock processing of polycrystalline alumina ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2017, 100(3): 911-919.
- [65] Shukla P, Nath S, Wang Guanjun, et al. Surface property modifications of silicon carbide ceramic following laser shock peening[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, 37(9): 3027-3038.
- [66] Jiang Weifeng, Gong Xinglong, Xuan Shouhu, et al. Stress pulse attenuation in shear thickening fluid[J]. *Applied Physics Letters*, 2013, 102: 101901.
- [67] Waitukaitis S R, Jaeger H M. Impact-activated solidification of dense suspensions via dynamic jamming fronts[J]. *Nature*, 2012, 487(7406): 205-209.
- [68] Barnes H A. Shear-thickening ("Dilatancy") in suspensions of nonaggregating solid particles dispersed in Newtonian liquids[J]. *Journal of Rheology*, 1989, 33(2): 329-366.
- [69] Ding Jie, Tian Tongfei, Meng Qing, et al. Smart multifunctional fluids for lithium ion batteries: enhanced rate performance and intrinsic mechanical protection[J]. *Scientific Reports*, 2013, 3: 2485.
- [70] Wu Xianqian, Zhong Fachun, Yin Qiuyun, et al. Dynamic response of shear thickening fluid under laser induced shock[J]. *Applied Physics Letters*, 2015, 106: 071903.
- [71] Wu Xianqian, Yin Qiuyun, Huang Chenguang. Experimental study on pressure, stress state, and temperature-dependent dynamic behavior of shear thickening fluid subjected to laser induced shock[J]. *Journal of Applied Physics*, 2015, 118: 173102.
- [72] Duerig T, Melton K, Stockel D, et al. Engineering aspects of shape memory alloys[M]. London: Butterworth-Heinemann, 1990.
- [73] Liao Yiliang, Ye Chang, Lin Dong, et al. Deformation induced martensite in NiTi and its shape memory effects generated by low temperature laser shock peening[J]. *Journal of Applied Physics*, 2012, 112: 033515.
- [74] Wang Xi, Xia Weiguang, Wu Xianqian, et al. Microstructure and mechanical properties of an austenite NiTi shape memory alloy treated with laser induced shock[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2013, 578: 1-5.
- [75] Wang Xi, Xia Weiguang, Wu Xianqian, et al. In-situ investigation of dynamic deformation in NiTi shape memory alloys under laser induced shock[J]. *Mechanics of Materials*, 2017, 114: 69-75.
- [76] 夏伟光, 吴先前, 魏延鹏, 等. 激光冲击强化对NiTi形状记忆合金力学性质的影响[J]. *中国激光*, 2013, 40: 1103002. (Xia Weiguang, Wu Xianqian, Wei Yanpeng, et al. Mechanical properties of NiTi shape memory alloy processed by laser shock peening[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40: 1103002)
- [77] Nemat-Nasser S, Choi J Y, Guo Weiguo, et al. Very high strain-rate response of a NiTi shape-memory alloy[J]. *Mechanics of Materials*, 2005, 37(2/3): 287-298.
- [78] Xu Yunhua, Chen Yumei, Zhu Jinhua. Wear behavior and nano-structure of surface layers of Hadfield steel under impact loading[J]. *Progress in Natural Science*, 2001, 11(6): 447-453.
- [79] Yin Qiuyun, Wu Xianqian, Huang Chenguang, et al. Atomistic study of temperature and strain rate-dependent phase transformation behaviour of NiTi shape memory alloy under uniaxial compression[J]. *Philosophical Magazine*, 2015, 95(23): 2491-2512.
- [80] Frost H J, Ashby M F. Deformation-mechanism maps: the plasticity and creep of metals and ceramics[M]. Oxford: Pergamon Press, 1982.
- [81] Yin Qiuyun, Wu Xianqian, Huang Chenguang. Atomistic study on shock behaviour of NiTi shape memory alloy[J]. *Philosophical Magazine*, 2017, 97(16): 1311-1333.
- [82] Zhao Xinghai, Zhao Xiang, Shan Guangcun, et al. Fiber-coupled laser-driven flyer plates system[J]. *Review of Scientific Instruments*, 2011, 82: 043904.
- [83] Veysset D, Lee J H, Hassani M, et al. High-velocity micro-projectile impact testing[J]. *Applied Physics Review*, 2021, 8: 011319.
- [84] Dean S W, De Lucia F C, Gottfried J L. Indirect ignition of energetic materials with laser-driven flyer plates[J]. *Applied Optics*, 2017, 56(3): B134-B141.
- [85] Curtis A D, Banishev A A, Shaw W L, et al. Laser-driven flyer plates for shock compression science: launch and target impact probed by photon Doppler velocimetry[J]. *Review of Scientific Instruments*, 2014, 85: 043908.
- [86] Watson S, Field J E. Measurement of the ablated thickness of films in the launch of laser-driven flyer plates[J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2000, 33(2): 170-174.
- [87] Brown K E, Shaw W L, Zheng Xianxu, et al. Simplified laser-driven flyer plates for shock compression science[J]. *Review of Scientific Instruments*, 2012, 83: 103901.
- [88] Veysset D, Hsieh A J, Kooi S, et al. Dynamics of supersonic microparticle impact on elastomers revealed by real-time multi-frame imaging[J]. *Scientific Reports*, 2016, 6: 25577.
- [89] Lee J H, Loya P E, Lou Jun, et al. Dynamic mechanical behavior of multilayer graphene via supersonic projectile penetration[J]. *Science*, 2014, 346(6213): 1092-1096.
- [90] Xie Wanting, Alizadeh-Dehkarghani A, Chen Qiyong, et al. Dynamics and extreme plasticity of metallic microparticles in supersonic collisions[J]. *Scientific Reports*, 2017, 7: 5073.
- [91] Xiao Kailu, Wu Xianqian, Song Xuan, et al. Study on performance degradation and damage modes of thin-film photovoltaic cell subjected to particle impact[J]. *Scientific Reports*, 2021, 11: 782.
- [92] Dong J L, Song X, Wang Z J, et al. Impact resistance of single-layer metallic glass nanofilms to high-velocity micro-particle penetration[J]. *Extreme*

- [Mechanics Letters](#), 2021, 44: 101258.
- [93] Xiao Kailu, Wu Xianqian, Wu Chenwu, et al. Residual stress analysis of thin film photovoltaic cells subjected to massive micro-particle impact[J]. [RSC Advances](#), 2020, 10(23): 13470-13479.
- [94] Xiao Kailu, Lei Xudong, Chen Yuyu, et al. Extraordinary impact resistance of carbon nanotube film with crosslinks under micro-ballistic impact[J]. [Carbon](#), 2021, 175: 478-489.
- [95] Hyon J, Lawal O, Thevamaran R, et al. Extreme energy dissipation via material evolution in carbon nanotube mats[J]. [Advanced Science](#), 2021, 8: 2003142.
- [96] Wang Chao, Xie Bo, Liu Yilun, et al. Mechanotunable microstructures of carbon nanotube networks[J]. [ACS Macro Letters](#), 2012, 1(10): 1176-1179.
- [97] Satti A, Perret A, McCarthy J E, et al. Covalent crosslinking of single-walled carbon nanotubes with poly(allylamine) to produce mechanically robust composites[J]. [Journal of Materials Chemistry](#), 2010, 20(37): 7941-7943.
- [98] Xie Wanting, Lee J H. Dynamics of entangled networks in ultrafast perforation of polystyrene nanomembranes[J]. [Macromolecules](#), 2020, 53(5): 1701-1705.
- [99] Chan E P, Xie Wanting, Orski S V, et al. Entanglement density-dependent energy absorption of polycarbonate films via supersonic fracture[J]. [ACS Macro Letters](#), 2019, 8(7): 806-811.
- [100] Lee J H, Veysset D, Singer J P, et al. High strain rate deformation of layered nanocomposites[J]. [Nature Communications](#), 2012, 3: 1164.
- [101] Cai Jizhe, Thevamaran R. Superior energy dissipation by ultrathin semicrystalline polymer films under supersonic microprojectile impacts[J]. [Nano Letters](#), 2020, 20(8): 5632-5638.
- [102] Hassani-Gangaraj M, Veysset D, Nelson K A, et al. In-situ observations of single micro-particle impact bonding[J]. [Scripta Materialia](#), 2018, 145: 9-13.
- [103] Hassani-Gangaraj M, Veysset D, Champagne V K, et al. Adiabatic shear instability is not necessary for adhesion in cold spray[J]. [Acta Materialia](#), 2018, 158: 430-439.
- [104] Hassani M, Veysset D, Nelson K A, et al. Material hardness at strain rates beyond 10^6 s^{-1} via high velocity microparticle impact indentation[J]. [Scripta Materialia](#), 2020, 177: 198-202.
- [105] Hassani-Gangaraj M, Veysset D, Nelson K A, et al. Melt-driven erosion in microparticle impact[J]. [Nature Communications](#), 2018, 9: 5077.