金属材料绝热剪切带形成机制及多尺度模拟研究进展

李建国, 豆清波, 索涛*

西北工业大学航空学院, 西安 710072

* 联系人, E-mail: suotao@nwpu.edu.cn

2021-04-14 收稿, 2021-06-09 修回, 2021-06-16 接受, 2021-06-17 网络版发表

国家自然科学基金(12025205, 11772268)资助

摘要 韧性金属受冲击时, 绝热剪切带(adiabatic shear band, ASB)成为一种重要的变形失效机制. 力-热耦合作用下, 在极窄的区域内热塑性失稳的发生使得裂纹沿带内或边界迅速扩展而引发失效. 在时空上, ASB极端的小尺度给实验研究带来了巨大的挑战. 长久以来, 学界仍尚未全面认识这一特殊的力学行为, 但大量研究工作仍取得了诸多突破性的进展. 在实验方面, 高速、高分辨率测试技术的应用令人们更加清楚地看到ASB起始和扩展的过程, 进而认识到不同影响因素的作用, 特别是厘清绝热温升与局部变形之间的关系等. 同时, 近年来学者已经归纳出多种解释ASB发生的软化机制. 此外, 在数值分析方面, 也提出了很多种有效的模拟方法帮助我们理解ASB的形成过程. 除了宏观尺度模型, 在不同微观尺度模型中引入各种微观机理的作用, 独立地研究不同微观变量对动态力学行为的影响, 能够极大地促进人们对ASB的认识. 本文结合西北工业大学冲击动力学与工程应用研究团队近年来针对绝热剪切失稳行为取得的多项研究成果, 总结了其他多种针对不同微观特征金属材料所提出的ASB形成机理, 系统地梳理了目前应用于ASB研究的多尺度模拟方法及其研究进展. 最后, 对该研究领域存在的问题和未来重点关注的研究方向进行了讨论和展望.

关键词 高应变率变形, 冲击失效, 绝热剪切带, 失稳机制, 多尺度模拟

金属材料受冲击载荷作用时通常表现出一种特殊的变形及失效行为: 宏观力学曲线上表现为应力的突然跌落; 微观形貌上则呈现为微米量级区域内塑性变形的集中局域化, 并且很快裂纹会沿着塑性区边界或其内部极速扩展, 进而引起突发性失效. 这一现象在高速冲压成型、切削加工、高速碰撞或侵彻等金属高应变率变形过程中极为常见. 短历程动态变形期间塑性功转化的热量并不能及时扩散, 局部变形区内可近似理解为“绝热”环境; 同时, 变形区主要沿着最大剪切力方向扩展, 集中变形区与小应变区之间的过渡段往往呈现出明显的剪切流动痕迹. 因此, 金属材料受冲击时力-热耦合作用下形成的这种独特的微观特征也有一

个简单的名字——“绝热剪切带”(adiabatic shear band, ASB)^[1]. 非晶合金在准静态条件下的局部剪切带也成为协调变形的形式. 这里必须强调的是, 其形成与变形热并无密切关联, 除非动态条件加载时所形成的局部剪切带亦可称作ASB, 但非晶合金与金属材料变形机理差异显著^[2], 其中各自ASB的形成机理也不尽相同, 本文仅局限于韧性金属材料中绝热剪切失稳行为的讨论与分析. 图1(a)显示高速切削钛合金棒材时刀具沿样品表层切线方向快速划过, 导致碎断的锯齿状切屑中形成了周期性分布的绝热剪切带, 从局部放大图中可以看到剪切区附近明显的流动痕迹^[3]. 这种非连续性切屑会引起刀具所承受切削力呈现出周期性涨落

引用格式: 李建国, 豆清波, 索涛. 金属材料绝热剪切带形成机制及多尺度模拟研究进展. 科学通报, 2021, 66: 4081–4097

Li J G, Dou Q B, Suo T. Advances in formation mechanisms and multiscale simulations of adiabatic shear bands in metallic materials (in Chinese). Chin Sci Bull, 2021, 66: 4081–4097, doi: 10.1360/TB-2021-0368

的趋势,致使刀具发生振动,这会严重影响刀具的寿命,并且机械加工所得样品表面光洁度也不好^[3]。相反,在军工领域,绝热剪切变形则发挥着积极的作用^[4]。如图1(b)所示,高密度合金动能弹高速侵彻过程中弹体端部发生的绝热剪切破坏会造成“自锐”效应,大幅提升动能穿甲弹的侵彻破甲能力^[5-7]。由此可见,广泛存在于各种类型韧性金属材料中的绝热剪切失效行为虽然是结构安全性的巨大威胁,但是巧妙地利用这种独特的力学行为也能帮助人们解决很多实际问题。如何避免或有效利用它的关键就在于清楚地揭示不同金属的绝热剪切失稳机制,这也是一直以来冲击动力学领域研究的焦点问题之一。

19世纪末, Tresca^[8]最早在被锤锻的铍化铂中发现交叉分布的局部高温区。20世纪40年代, Zener和Hollomon^[9]以局部热塑性失稳理论首次系统阐释了动态变形时金属材料中局部塑性流动导致带状组织的出现。截至目前,金属材料中这一特殊的力学行为依然吸引着国内外众多学者的研究兴趣,从数学、力学以及材料科学等不同角度开展研究工作,努力揭示其形成机理并明确该力学行为发生时所需的临界条件和失稳判据等。以Wright等人^[10-12]为代表的物理学及应用数学领域的学者基于绝热剪切宏观失稳现象建立了连续尺

度的非线性动力学模型,用于ASB起始条件的分析以及ASB宽度和周期性空间分布的理论预测。在“局部热塑性失稳”理论提出后不久, Recht^[13]以热软化因子、热传导梯度和应变硬化率之间的比值关系作为绝热剪切失稳判据,能够定量描述金属加工过程中绝热剪切带的形成条件,但该判据并未考虑材料屈服等ASB形成的必要条件。此后, Rice^[14]基于材料本构关系,将ASB起始视作一个局部分岔问题进行分析。他认为,塑性变形过程中质点加速度存在局部不连续的现象。当不连续端面的扩展速度为零时,则形成静态的局部剪切带。相应地,据此得到了以应变硬化判断ASB形成的临界条件,但这种非线性动力学分析必须进行必要的空间分布近似性假设。针对这一问题, Clifton等人^[15,16]进一步提出了固体变形稳定性的扰动分析法,综合考虑热导率、应变硬化、应变率敏感性和热软化等因素对绝热剪切行为起始的影响。结果显示,临界应变表现出对初始扰动(如几何缺陷或者局部温度、应变梯度等)的显著依赖性,并且不同失稳模式表现出主导波长的差异,具体表现为剪切带空间分布上的变化。基于类似的方法, Wright等人^[10-12]进行了一维黏塑性分析,预测了金属材料中ASB宽度、多条ASB之间的距离以及等效热边界层厚度等绝热剪切带形貌特征的演化。Wright^[10]对以上数理模型进行汇总,形成了绝热剪切带研究领域的经典著作之一。以上工作均十分有助于增加人们对这一特殊非线性失稳行为的理解和认识,但唯象型本构关系中并未体现材料微观结构特征与影响ASB起始的各参量之间的关系,因此在理解绝热剪切带形成原因的基础上,我们仍需加强绝热剪切失稳微观机制方面的研究工作。在对ASB的形成原因有了初步认识之后,一部分材料科学领域的学者则较为关注绝热剪切变形发生后ASB内微观结构特征的演化^[17,18]。一方面,清晰地表征对比ASB内部和外部微观结构特征的差异,有利于进一步分析ASB带内损伤演化及突发性失效发生的过程。另一方面,短历程变形期间,局部剪切区内大量塑性应变的累积形成了一个绝热环境,力-热耦合作用下动态再结晶导致大量等轴纳米晶粒的形成。这为研究分析金属动态再结晶行为提供了独特的研究条件,同时,这方面研究工作的开展也能为未来高性能金属结构材料的设计提供新的思路。在这一领域,已经开展了系统的研究工作。根据绝热剪切带形成原因及微观特征的差异, ASB被分成了多种类型,相关研究成果可参见文献^[19,20]。

图1 (网络版彩色)高应变率条件下不同金属材料中形成的绝热剪切带的微观形貌。(a)超高速切削时出现锯齿状切屑^[3];(b)弹体侵彻时绝热剪切失效引发自锐效应^[5]

Figure 1 (Color online) Microstructural morphologies of adiabatic shear bands in various metallic materials under high strain rate impacting. (a) Serrated cutting debris produced during ultra-high-speed machining^[3], (b) self-sharpening effect caused by adiabatic shear failure on kinetic energy penetrators during the projectile penetration^[5]

除上述两种研究思路外,一些力学和材料科学交叉领域的学者则十分关注材料微观结构特征与绝热剪切带起始及演化之间的关联性^[21-23],其研究目标聚焦于揭示黏塑性金属材料中绝热剪切失稳的微观机制,并且在此基础上尽可能实现材料宏观动态力学行为的人为调控设计。如前所述,绝热剪切带引发的突发性失效虽然会严重影响结构的安全性,但在一些特殊应用领域却表现出积极的作用,因此厘清不同晶格类型及微结构特征金属材料中绝热剪切失稳发生的主控机制成为关键的科学问题。早前大量的实验研究发现,材料微观结构的改变会显著影响金属材料的力学性能和变形动力学特性^[24-30]。Wei等人^[31-34]最早发现,体心立方(body-centered cubic, BCC)结构金属随着晶粒尺寸的减小其应变率敏感性越来越小,并且材料强度显著提升。因此,在冲击条件下,超细晶BCC结构金属中更易形成绝热剪切带。采用绝热剪切敏感性因子定量表征ASB形成的难易程度时可以发现,相比于原始粗晶金属材料,细晶化处理后该数值至少增加了2或3个量级。根据定义,该值越大,表明材料越容易形成ASB。恰恰相反,面心立方(face-centered cubic, FCC)结构金属随着晶粒尺寸减小,其应变率敏感性则显著升高^[25-29],因此,通常认为FCC结构金属动态塑性变形较为稳定,不易生成ASB^[29]。当前仅在一些析出相增强的FCC结构合金材料中发现ASB。这一类材料的高强度以及变形时塞积的位错“雪崩式”释放极易诱发局部塑性变形行为,进而导致ASB的形成和扩展^[35,36]。另外,对于一些低层错能合金,其应变率敏感性并不随着晶粒尺寸减小发生显著增强,并且在大塑性变形处理过程中易形成较强的织构组织。例如,含高斯织构和黄铜型织构等金属试样沿特定方向冲击时,塑性变形沿着剪切滑移方向率先开始,局部塑性变形先被激活,进而在局部剪切区内塑性功转化的热量集聚,最终导致塑性失稳行为的发生^[37,38]。针对密排六方(hexagonal closed packing, HCP)结构金属,目前尚未发现微观结构与变形动力学特性之间的关联性规律,但在冲击载荷下HCP结构金属中同样十分容易发生绝热剪切破坏^[39,40]。最近,Guo等人^[41]通过高速多点式红外测温系统对帽形纯钛试样局部剪切区内绝热温升的演化进行了实时测量,同时结合超高速照相机记录了ASB生成和演化的过程。研究发现,在ASB出现前温升十分有限,而ASB出现后剪切区内温升快速上升,因此,学者认为绝热温升可能并不是该金属绝热剪切变形开始的原因,而只是绝热剪

切变形的结果。此前,针对钛合金等金属,Rittel等人^[42]采用预加载或同一试样分次加载等方式也间接地论证了温升与绝热剪切行为之间类似的因果关系,并进一步指出,失稳变形发生前材料内部形成大量的动态再结晶,这些不含缺陷的晶粒可能作为软化点诱发局部塑性失稳行为的发生。但截至目前,HCP结构金属中绝热剪切失稳的微观机制仍没有定论。众所周知,HCP结构金属独立滑移系较少,加载时需要生成大量形变孪晶来协调塑性变形。那么,冲击载荷作用下局部变形带是否成为一种协调塑性变形的机制,进而演化为ASB?这些问题均需在将来研究中进一步论证。此外,在一些特殊的微观结构金属中,例如纳米晶 α -Fe(平均晶粒尺寸约80 nm),即使在准静态条件下压缩时样品表面也形成了大量的剪切带;高应变率下变形后,剪切带内初始等轴纳米晶被拉长了更多,并且形成了明显的织构。研究者在具体分析此类剪切带成因后指出,纳米晶粒旋转并最终沿剪切方向发生变形触发了局部变形带的形成^[43,44]。

相较而言,通过实验测试深入研究绝热剪切失稳行为的难度较大,而建立数值模型或直接通过数值分析方法研究绝热剪切变形的全过程,并解耦分析各种微观变量的影响规律则更能清楚地揭示绝热剪切失稳的形成机制,这对于工程实际应用也能产生良好的指导意义。近年来,随着计算能力的快速提升,研究者在不同尺度上采用不同的模拟方法研究了绝热剪切失稳行为的形成机制:从宏观数值分析到传统有限元(finite element method, FEM)模拟,再到介观尺度上晶体塑性有限元(crystal plasticity finite element method, CPFEM)和相场(phase field, PF)模拟。也有学者采用更加微观的模拟方法(如位错动力学、分子动力学)对微观甚至原子尺度上局部塑性变形机理进行了深入剖析。需要指出的是,较大尺度模拟时仍需根据金属变形的微观机理在模型中定义其对局部变形演化的作用,而更小尺度模拟过程中仅需根据运动方程定义离散位错的移动及其间的相互作用,或者仅借助势函数关系定义原子之间的相互作用,因此其更能反映材料变形时局部塑性行为起始及演化的本质。基于力学、材料科学领域取得的诸多研究进展,本文将系统地总结黏塑性金属材料中绝热剪切失稳机制方面的研究工作,进而根据数值模拟结果详细阐释不同微观因素对该特殊力学行为起始和演化的影响,最后对该领域依然存在的一些问题进行总结和展望。

1 金属中绝热剪切带的形成机制

绝热剪切带的形成发生在极短的时间内, 并且其微观形貌也呈现出空间上极小尺度的特征, 因此, 对这一独特力学行为形成机制开展实验性研究存在较大的难度. 首先需要厘清金属材料中演化生成绝热剪切带的过程. Marchand和Duffy^[45]在这一方面作出了开创性的实验工作. 基于薄壁试样动态扭转实验结果, 他们认为绝热剪切变形可分为均匀塑性变形阶段、非均匀应变分布阶段和塑性失稳阶段. 在整个变形过程中, 塑性区逐渐集中化, 随着局部区域大量塑性功转化并集聚热量, 高速摄像拍摄结果显示, 塑性失稳最早在圆柱形薄壁试样的某一点开始, 随后迅速沿圆周扩展, 致使整个试样发生剪切失效. 塑性失稳后变形集中在绝热剪切带内, 因此会产生极高的温度, 一些材料中实际测得温升甚至超过1000°C^[46], 剪切破坏的断口上也呈现出融化流动的形貌. 那么, 局部失稳发生前绝热温升究竟起到什么作用? 最先要厘清的是绝热温升与局部变形之间的因果关系, 这个问题一直阻碍着人们对绝热剪切行为的深入认识. 如果温升并非绝热剪切变形起始的主导因素, 还有哪些微观机制能够促进绝热剪切失稳行为的发生? 本节将综述目前已提出的几种绝热剪切失稳机制.

1.1 热软化机制

最早被广泛接受的“热塑性失稳”理论^[8]认为, 动态加载过程中绝热温升导致的热软化与材料自身应变/应变率硬化之间竞争的结果是诱发/抑制绝热剪切带起始的主要原因. 早期的诸多经典数理模型都是基于这一假设将温度扰动或者温升引起的材料性能下降作为初始条件, 从而模拟分析绝热剪切失稳过程的演化^[11,12]. 同时, 大量微观观察发现, 塑性失稳后所形成绝热剪切带内出现很多等轴纳米晶, 这主要是ASB内大应变及一定温度下引起动态再结晶的结果, 也能从侧面间接印证ASB内温度较高的事实^[18,23,38]. 实际上, 通过设计特殊形状的试样(比如带凹槽的薄壁扭转剪切试样)限制绝热剪切带出现的位置后, 也可采用高速红外设备测量局部剪切区内绝热温升的演化. 最早针对钢及TC4钛合金开展的温度场测量实验表明, 剪切带内温度峰值可达550°C以上, 并且变形场拍摄结果显示, 失稳变形首先发生在局部位置点上, 但很快便扩展至整个试样而引发突然的失效^[46,47]. 采用光谱波段覆盖可

见光范围的增强型测试镜头可测取更高范围的温度. 针对TC4钛合金局部剪切区内温升分布的测试结果显示, 局部位点的温升高达1000°C以上(图2(a)), 这与高速相机拍摄的剪切破坏的模式相互呼应. 这些“热点”(hot spots)的扩展连接会进一步导致塑性失稳的发生, 最终导致绝热剪切带的形成^[46]. 然而, 红外点测等方式受空间分辨率的限制, 很难获得准确的全场温度演化过程, 早前测试结果也只能起到辅助理解绝热剪切带形成过程的作用. 得益于计算方法和硬件性能的提升, 可以基于材料微观变形机理建立塑性本构模型, 用于金属材料动态力学行为演化的模拟研究. 其中根据塑性功转化, 能够计算变形区内温升的演化, 模拟过程中实时更新变化以获得全局的应变及温度场分布^[48]. Zhang等人^[48]基于晶体塑性理论建立了多晶体塑性有限元模型, 模拟分析了HCP结构钛金属中ASB起始和扩展的过程. CPFEM模拟结果显示, 绝热剪切带起始于局部变形区内热量集中的位点, 随着应变的继续增加, 局部“热点”将沿着剪切方向迅速扩展连接, 直到整个试样发生失效.

为了更加清晰地认识绝热温升在局部剪切变形过程中的作用, 近年来在高速、高分辨率测温技术方面取得了诸多突破性进展. 借助于高速红外照相机, 可以采集获取局部剪切区内温度场演化的全过程^[49]. 如图2(b)所示, 同时结合力-时间曲线和X光拍摄的试样变形图像可知, 最高温升出现在局部绝热剪切带起始之后, 短时间内试样并未失效且承载力仍继续增加至最大值, 而后绝热剪切带继续扩展才引发最终的失效. 但受高速红外相机采集频率的限制, 目前可以认识到的是, 绝热剪切带和峰值温升均出现于最大载荷之前, 且绝热剪切带形成于更早的时刻. 由此可以肯定, 峰值温度是局部剪切变形的结果, 但尚无法确认绝热温升对剪切带形成起到何种作用. 另一种高速测温方式是采用多点式线列阵的高速红外探测器捕捉剪切区内温度值的变化^[41,50,51], 这种方法反应灵敏、采集频率高, 可以实时记录温度的变化. 同时, 为了能够记录压剪试样上局部变形区内应变的演化, 在局部剪切区内事先预制平行栅线作为计算剪切应变及识别ASB起始的标志, 采用高速照相机拍摄动态变形的全过程. 这样的同步测试方法可帮助建立力、温度、变形之间一一对应的关系, 进而清楚地分析绝热温升对剪切带起始的作用. Guo等人^[41]采用这一测试方法对HCP结构钛金属中绝热剪切带形成演化过程进行了同步原位测试. 结果显

图2 (网络版彩色)绝热剪切带形成过程中局部“热点”分布的测试结果。(a) 动态扭转剪切变形实验测得绝热剪切带内温升的分布^[46];(b) 高速红外照相机记录帽型试样剪切区内绝热温升随变形的演化过程^[49]

Figure 2 (Color online) Experimental results of distributions of localized “hot spots” during the formation of adiabatic shear bands. (a) Experimental measurements of adiabatic temperature rise within the ASB during dynamic torsion tests^[46]; (b) high-speed infrared camera measurement results recording the evolution of adiabatic temperature rise with increasing strain in the shear zone of a hat-shaped specimen^[49]

示, 剪切带起始前试样表面温度上升十分有限, 最大应力值对应的绝热温升仅为100°C左右, 且整个剪切区内温升分布较为均匀, 对于纯钛金属, 这种温度变化所引起的应力下降只有约50 MPa。相反, 在ASB形成之后, 剪切区内温度快速上升, 并且各测试点之间呈现出显著的温差。根据以上测试结果可以推断, 温度可能并不是绝热剪切带起始的原因; 反过来, 剪切带生成后则必然会形成显著的绝热温升。

综合来看, 热软化机制的提出能够帮助人们更加深入地理解绝热剪切失稳行为发生的过程, 但现有的测试结果依然无法清晰地论证绝热温升与局部变形之间的因果关系, 因此, 热软化诱发变形失稳的这一理论仍存在较大的争议。

1.2 动态再结晶软化机制

在热软化机制依然存在较大争议的前提下, 学者开始从材料微观角度寻求能够解释绝热剪切带起始的软化失稳机制。如前所述, 绝热剪切变形开始后局部剪切区的温度必定急剧升高, 而正如测试中发现, 热软化诱发绝热剪切带起始的情况, 局部位点温度的升高也应源于该位置大塑性变形的累积, 因此, 从微观角度出发揭示绝热剪切带形成机制应当能对这一现象作出一定的解释。Rittel等人^[42,52~55]在此方面得到了一系列出色的研究成果。首先, 他们通过预加载变形和限制应变

大小对同一试样实施多次冲击加载, 严格地论证了镁合金/钛合金/钨合金等材料中温升并不是绝热剪切起始的主导因素^[42]。然后, 他们仔细地分析了不同应变下试样内微观结构的演化。研究发现, 将纯钛金属加载至小于1/2临界失稳应变时, 试样内部已经形成了大量的纳米尺寸再结晶晶粒, 如图3所示^[52]。通常情况下, 绝热剪切带形成后带内由于高温和大变形共同作用易导致动态再结晶的发生, 但在此之前形成的这些无缺陷的再结晶晶粒相对于周围大变形后的晶粒而言, 其强度要低得多。在进一步塑性变形时, 这些软化点容易引起局部变形的开启, 沿最大剪切力方向软化点相连接则形成局部剪切带, 并最终引发热塑性失稳现象。Rittel等人^[52,56,57]认为, 动态再结晶的形成与变形过程中动态储存能(dynamic stored energy)直接相关, 并提出以能量准则作为绝热剪切失稳的临界判据^[58]。基于这一观点, 他们进一步建立了数学模型, 对比分析了热软化和再结晶软化对不同材料中绝热剪切失稳演化的作用。模拟计算结果表明, 两种软化机制对ASB的形成均起到促进作用, 但哪一种起突出作用则取决于各自发生时间的先后顺序^[54]。难熔金属Ta很难形成动态再结晶晶粒, 所以热软化是局部塑性失稳的主要原因; 而Ti6Al4V合金中很早便形成大量的再结晶晶粒, 这些局部软化点则成为绝热剪切带起始的重要原因^[54]。另外, 对比纯钛和Ti6Al4V合金两种材料, 纯钛金属变形时易

图3 钛合金内部动态再结晶晶粒作为局部软化点促成绝热剪切失稳行为的发生^[52]

Figure 3 Dynamic recrystallized grains in the titanium alloy acting as local softening points to promote the adiabatic shear instability^[52]

形成高密度孪晶, 而孪晶不利于变形能的存储, 变形前期较少发现动态再结晶晶粒的生成, 直到较大变形时在高密度位错区域也开始形成再结晶晶粒, 因此形变孪晶起到了延迟ASB形成的作用^[53]. 由此可见, 动态再结晶晶粒可能作为局部软化点导致塑性变形的集中化, 而前文提及的局部“热点”正是这种局部位置塑性变形的结果. 在力-热耦合作用下, 局部变形“热点”的扩展和连接则进一步演化为剪切区域的整体变形及失稳, 最终形成绝热剪切带.

1.3 几何软化机制

类似于加载过程中微观结构演化引起的局部变形行为, 变形前微观结构的调控也能显著改变材料的力学行为. 大量实验已经证实, 晶粒细化不仅能够有效提升材料的强度, 其微观变形机制和变形动力学特性也会随之发生改变. 根据经验性的结论: 具有较高流动应力, 高的温度敏感性, 低应变硬化能力、应变率敏感性和热导率的金属材料, 受到冲击载荷时更容易出现绝热剪带^[31-40], 因此, BCC结构金属随着晶粒尺寸的减小, 超细晶结构金属的绝热剪切敏感性越来越强^[31-34]; 当晶粒尺寸细化至纳米尺度时, 其微观变形机制发生

更加特殊的转变, 导致材料力学行为也存在特殊性. 如图4(a), (b)所示, 平均晶粒尺寸约为80 nm的纳米晶 α -Fe金属甚至在准静态条件压缩时便形成大量的局部剪切带, 带外纳米晶粒保持等轴状态, 而带内晶粒受剪切变形被严重拉长. 晶体取向测试结果表明, 带内形成了强织构组织, 并且随着压缩应变增大, 剪切带宽度逐渐增加^[59]; 冲击载荷条件下, 力-热耦合作用使得带内发生严重的热塑性流动, 沿绝热剪切带边界形成了明显的共轭流线且带宽增加到几十微米^[32]. 为了清楚解释纳米结构金属材料中局部剪切带的形成机理, Joshi和Ramesh^[44,60]根据微观结构特征提出了一种纳米晶粒旋转驱动剪切失稳行为发生的几何软化机制. 他们认为, 足够小尺寸的晶粒在应力驱动下晶粒整体旋转成为可能. 当晶粒旋转至易于开启滑移系的方向时, 在最大剪切力作用下, 试样发生局部塑性变形. 基于这一机理, 他们在黏塑性本构关系中引入可描述晶粒旋转的内部变量, 并将晶粒旋转演化与塑性变形率及晶粒之间的相互作用进行关联性表述, 图4(c)显示了剪切变形过程中黏塑性介质中刚性晶粒旋转过程的示意图. 在此模型基础上, 定义材料中初始旋转变量的分布服从高斯函数, 以代表具有随机取向分布的纳米晶金属中可旋转晶粒能够提供的初始扰动, 随着应变增加, 由于局部区域晶体取向重构达到旋转变量的饱和值, 发生局部塑性失稳行为. 该模型很好地预测了剪切带的出现及其宽度的演化^[44,60]. 在模型中调整晶粒尺寸、应变硬化以及应变率敏感性参数等, 能够对比研究不同变量对局部塑性失稳行为演化的影响规律^[60]. 下文将论述这一软化机制在数值模拟分析绝热剪切带形成及演化过程中的实际应用, 该机制对认识微/纳米结构金属中局部塑性失稳行为起到重要的作用.

1.4 微观织构软化机制

另一种微观软化机制与多晶体金属材料的晶粒取向分布有关. 联系前文晶粒旋转导致的几何软化机制, 与之类似, 可以在金属材料中通过塑性变形及热处理工艺预先引入有利于局部塑性变形的织构组分, 那么, 在动态载荷作用下, 变形区内绝热温升将进一步加速局部热塑性失稳行为的发生. 早前实验研究中, 针对不同织构组分对金属材料塑性变形行为的影响已开展了广泛的工作^[61,62]. 根据Schmid准则, 塑性变形沿施密特因子最大的滑移方向开启并主导变形行为的演化, 微观形貌上则可以观察到大量分散滑移带的形成. 而微

图4 (网络版彩色)纳米晶粒旋转引起几何软化机制导致纳米晶纯铁中局部剪切带和绝热剪切带的形成^[32,60]。(a) 准静态压缩纳米晶纯铁时出现的局部剪切带;(b) 高应变率动态压缩后纳米晶纯铁中形成的绝热剪切带;(c) 受剪切变形时纳米晶粒发生旋转的结构示意图

Figure 4 (Color online) Geometric softening mechanism from the rotation of nanocrystals leading to the formation of shear localization and adiabatic shear bands in the nanocrystalline pure iron^[32,60]. (a) Under the quasi-static compression, localized shear bands appear in the nanocrystalline pure iron; (b) adiabatic shear band in the nanocrystalline pure iron specimen after dynamic compression at a high strain rate; (c) illustration image showing the rotation of nanocrystal grains when the shear stresses are applied

观织构对材料动态力学行为的影响也很早就引起了关注。Schoenfeld和Kad^[63]报道了随机取向和含织构Ti6Al4V钛合金板侵彻过程中出现不同的绝热剪切带形貌。Kuroda和Tvergaard^[64]采用晶体塑性有限元模拟方式系统地研究了轧制铝板中5种织构组分对平面应变状态拉伸/压缩以及弯曲状态下平板内部局部剪切带形成及演化的影响,并指出立方织构最不利于绝热剪切行为的发生。类似地,Zhang等人^[48]建立了含不同织构组分的HCP结构金属多晶体塑性有限元模型,研究了多种典型取向分布对绝热剪切行为起始及扩展的影响。模拟结果表明,不同织构组分对应的临界失稳应变具有显著差异,并且择优取向导致局部“热点”的形成确实是绝热剪切带起始的主要原因,这有助于学者清晰地认识到绝热剪切带的形成过程。实验研究方面,Wei等人^[31]在对比研究ECAP(equal channel angular pressing)和ECAP+Rolling大变形处理超细晶纯钨的动态变形行为时发现,仅在轧制后晶粒尺寸更小的纯钨中发现了绝热剪切失稳现象。他们在进一步分析绝热剪切失稳的形成机制时提出,轧制后形成的强织构可

能是局部塑性失稳的主要原因^[65]。近年来,我们团队^[29,37,38]在这一方向也取得了一些研究进展。针对面心立方结构纳米晶Cu-Al合金的动态力学行为展开了深入的研究。实验结果显示,准静态条件压缩时剧烈塑性变形制备的纳米结构Cu-Al合金依然表现出一定的应变硬化能力,结合动态压缩测试结果分析可知,其应变率敏感性也有所上升。这些力学属性均与传统FCC微/纳米结构块体金属材料相似。因此,通常认为,高的应变率敏感性会抑制局部塑性失稳行为的发生,FCC纳米结构金属中并不易于生成绝热剪切带^[29]。但是,纳米结构Cu-Al合金动态单轴压缩所得真实应力-应变曲线显示,立方体试样动态压缩变形至一定应变时发生了明显的应力跌落现象,即出现了局部塑性失稳行为^[38]。微观观察验证了共轭分布的绝热剪切带的形成,这也是国际上首次在FCC结构固溶合金中单轴压缩条件下发现了绝热剪切带。通过不同环境温度下冲击加载以及同一试样间断多次加载实验,我们首先明确了热软化并不是局部剪切变形开始的原因,随后针对微观结构特征对材料动态力学行为的影响进行了具体的分析^[38]。图5(a)中沿立方体试样3个垂直方向的冲击加载实验显示出各向异性的绝热剪切行为,表明其塑性失稳行为的起始及演化与材料的微观结构有关。随后的织构组分测试结果证明,剧烈塑性变形细化晶粒过程中形成了强烈的Goss及旋转Goss织构,如图5(b)所示。正是这些择优取向的存在促进了局部剪切失稳行为的发生,并最终导致绝热剪切带的形成^[38]。为进一步阐释绝热剪切带的形成过程,我们建立了介观尺度晶体塑性有限元模型,全面分析了FCC结构金属中各种典型织构组分对金属动态力学行为演化的作用^[66]。最新的实验结果很好地印证了这一结论。Liu等人^[67]针对亚稳态 β 型钛合金(gum metal),分别采用ECAP和挤压工艺预先引入强织构后研究其动态力学行为演化,两种工艺形成的强织构促使微观结构导致的几何软化机制成为绝热剪切带形成的主要原因。基于以上研究结果,不难看出,微观结构的调控可以成为控制绝热剪切失稳行为的一种有效途径,在清楚其失稳机制并厘清微观结构对动态力学行为影响规律的基础上,未来有可能实现材料动态力学行为的可控化设计。

基于以上软化机制的总结可以发现,韧性金属中绝热剪切失稳的软化机制大致上可以归纳为热软化和结构软化两大类。前者多见于温度敏感型材料;而其他金属根据自身微观变形机理的差异则表现出不同形式

图5 (网络版彩色)微观结构软化诱导绝热剪切失稳行为的发生^[39]. (a) 剧烈塑性变形法制备所得纳米结构Cu-Al合金试样沿不同方向加载时表现为各向异性动态失效行为; (b) XRD测试表明剧烈塑性变形后纳米结构FCC Cu-Al合金中形成了很强的晶体织构

Figure 5 (Color online) Microstructural texture softening causing the occurrence of adiabatic shear instability behavior^[39]. (a) Nanostructured Cu-Al alloy produced via severe plastic deformation method exhibits anisotropic dynamic failure behaviors when the specimens are loaded in the different directions; (b) XRD measurement result showing the existence of strong crystal textures in the nanostructured FCC Cu-Al alloy after severe plastic deformation

的结构软化特征. 需要指明的是, 结构软化是主导局部塑性变形的直接原因, 在动态加载条件下, 局部变形区内绝热温升的急剧增加才是导致最终发生塑性失稳的关键因素. 这也是目前针对绝热剪切失稳行为争论的焦点问题: 绝热温升与局部剪切变形开启的因果关系, 特别是热软化机制是如何引起变形局域化现象的? 此前针对局部“热点”的测量均采用可实现局部剪切变形的特殊试样, 受限于实验技术对短历程、小尺度绝热剪切带内变量测试的困难性, 未来采用更加精确的数值模拟方法是全面认识ASB起始和扩展过程的必然选择. 下文将具体论述近年来针对金属绝热剪切变形开展的多尺度数值模拟方面的研究进展.

2 多尺度数值模拟绝热剪切失稳变形行为

对于绝热剪切带这一特殊的力学失稳现象, 除了清楚地阐释其形成机制以外, 准确预测临界失稳应变、剪切带的宽度, 明确应力、应变率和温度等外载变量及微观特征等内部变量对绝热剪切带起始和演化的影响规律也十分重要; 对于一些易形成多条绝热剪切带的结构, 需要分析剪切带之间的相互作用机制, 清楚这些自组织剪切带的空间分布规律. 这些研究工作的开展更有助于在实际应用中避免或有效利用绝热剪切失稳行为. 前文已经提及受绝热剪切带演化过程中时间和空间上极小尺度的限制, 实验研究很难清晰地表征其形成过程, 而数值模拟研究则可以发挥其量化研究的优势, 更加直观地显示绝热剪切变形演化的全

过程. 同时, 根据模拟结果还可以分析不同内/外部变量的影响规律. 基于前文综述的各种软化机制以及相应提出的临界失稳准则, 近年来学者从宏观尺度上数值分析或有限元计算到微观尺度甚至原子尺度上局部塑性变形的模拟都开展了深入的研究工作, 下文将具体论述不同尺度上模拟研究绝热剪切失稳行为的进展.

2.1 宏观数值模型分析热塑性失稳行为

目前来看, 宏观尺度上模拟绝热剪切带的起始及演化过程主要包括两种研究思路. 第一, 采用不同数值方法求解控制方程以量化表征各种变量的演化, 其中不同的软化机制则以内部变量的形式反映在控制方程中; 第二, 基于不同的软化机制, 提出临界失稳准则以描述动态失稳变形的发生和扩展, 直接建立有限元模型模拟显示不同变量的分布, 并系统地研究各变量对绝热剪切变形的影响规律. 有研究针对绝热剪切行为建立了很多数理模型^[11,12,15,16,68], 但较少考虑材料微观特征对绝热剪切失稳行为的影响. 近年来, Zhou等人^[69,70]在研究多条绝热剪切带自组织演化时提出了一种有效的一维特征线法用于分析绝热剪切带的形成, 并分析多条ASB之间的相互作用. 随后, Guo等人^[71]将此方法拓展至微/纳米晶金属中绝热剪切失稳行为的分析研究, 并在控制方程中以内部变量的形式耦合了基于晶粒旋转扩散的几何软化和变形热共同作用导致的软化效应. 特征线法求解过程中, 将动态变形过程分解为非线性黏塑性流动和弹性应力波的传播过程, 沿特

征线积分显示求解应力波的承载信息,其准确性可以达到二阶精度^[69]。数值计算可得剪切带宽度、带内及其附近应力、应变、应变率、绝热温升分布和晶粒旋转变量的演化。变形过程中流动应力和绝热温升的更新能够清晰地显示随变形增加塑性失稳发生时出现的突发性应力跌落现象以及绝热温升陡然增高后保持稳定的趋势。这些典型特征的输出表明了该模拟方法的准确性。随后针对性分析各项材料属性(如晶粒尺寸、初始缺陷密度、应变硬化、率敏感性等)对绝热剪切变形演化的影响规律,则可以进一步加深对材料力学失稳行为的认识^[71]。当然,也可以直接采用传统或改进的有限元方法求解控制方程,基于现有商用软件可直观显示各种变量的空间分布。在描述材料本构关系时,除了采用现有模型以外,也可基于已提出的软化机制发展新模型用于动态失稳行为的模拟研究。例如, Mourad 等人^[72]首先建立了一个描述金属材料中动态再结晶起始和发展的模型,并将其与描述黏-弹-塑性金属材料的本构关系进行关联性耦合,实现了动态再结晶软化和热软化的耦合作用,模拟和实验结果十分吻合,有效验证了微观结构演化在动态失稳行为形成过程中的显著作用。同时,类似模型的建立也能应用到宏观尺度上复杂动态损伤和失效过程的模拟与预测。

2.2 介观尺度晶体塑性有限元模拟绝热剪切失效

宏观模型建立时多采用唯象型本构关系描述材料的力学属性。然而,已有的许多实验指出,微观结构的确是影响材料动态失效行为的关键因素。正如上文中多种微观机制的提出均建立在材料微观结构演化分析的基础上,因此,直接模拟不同微观特征对绝热剪切带形成的影响则十分必要。基于晶体塑性理论的介观尺度有限元模拟方法可从微观机理出发建立物理本构关系,用于材料力学性能及行为的描述;同时,晶体塑性理论中变形动力学的表示实质上是连续介质变形速度梯度的矢量分解,能够反映微观剪切过程中晶体缺陷与宏观行为之间的联系,沿指定滑移系上发生塑性流变及其强化作用更能贴近材料变形的物理本质。特别是近年来已发展至包含尺寸效应、界面机制等多尺度物理模型的广泛应用,动力学描述中也增加了孪晶、马氏体相变等多重微观机制的复杂作用。该方法结合晶体剪切滑移的描述能够综合考虑晶粒尺寸、晶体织构及相关微观结构对材料力学响应的影响,但目前仍多用于准静态条件下材料力学行为以及微观织构演化

等模拟研究工作中。而高应变率变形过程中需重点关注力热耦合效应、声子拖曳效应对位错滑移的作用和相变、孪生及断裂机制的转变等软化及变形机理,特别是如何在晶体塑性理论模型中引入这些机理的数值方法。虽然现有的动态晶体塑性本构模型还不十分完善,但已经能够模拟冲击加载过程中绝热剪切带的形成和扩展^[73]。最简单的方法就是在唯象本构关系中考虑绝热温升的影响,用于动态力学响应的模拟研究。Bronkhorst等人^[74]基于此思路研究了冲击加载帽型剪切试样中多晶体金属局部剪切区内应力、应变、温升以及晶粒取向的分布和演化。Tajalli等人^[75]同样基于唯象动态本构模型模拟研究了高速切削过程中绝热剪切带的形成和分布。另外,前文提及的大塑性变形制备的纳米结构Cu-Al中发生了明显的各向异性绝热剪切失稳行为。为了明确分析典型织构对动态失效行为演化的影响,我们建立了含不同织构组分的多晶体塑性有限元模型,模拟了冲击加载过程中含典型织构组分的FCC结构金属中绝热剪切带的形成及演化过程。如图6所示,根据宏观力学曲线的演变,可以将整个塑性变形段分为均匀塑性变形段、局部塑性变形起始和塑性失稳的发生3个阶段,这与实验观察的过程相一致^[39,66]。根据含其他织构组分金属塑性失稳行为的模拟结果,可以预测或设计不同金属材料的动态力学行为。Zhang等人^[48]建立了基于位错密度演化的动态塑性本构关系,其中同样耦合了绝热温升对金属力学性能及位错密度演化的影响,系统地模拟了HCP结构金属中多种典型织构组分对纯钛金属绝热剪切失稳应变及ASB演化的作用,特别是模拟所得剪切区局部热点的出现进一步验证了ASB形成过程中热软化的作用;但同时他们也发现了晶体取向在剪切带扩展过程中起到的双重作用,“软”取向有利于局部滑移的扩展,而“硬”取向则会显著阻碍局部剪切区内的滑移。

需要指出的是,目前模型中依然尚未考虑HCP结构金属变形时形变孪晶的贡献。由此可见一斑,基于晶体塑性理论的介观尺度动态力学行为模拟方法仍需大量工作的开展,以完备的理论体系促进对特殊力学行为更加深入的认识。

2.3 相场法模拟局部热塑性失稳

另一种常用的金属材料及结构动态失效仿真方法是基于能量变分的相场法。相场模型是目前模拟材料微结构演化和变形失效的重要理论与计算工具。该方

图6 (网络版彩色)多晶体塑性有限元模拟含Goss织构纳米结构FCC金属中失稳演化和ASB形成的全过程^[39]。(a) 变形过程中典型的真实应力-应变曲线及应变硬化率的演化; (b) 不同变形阶段压缩试样上真实应变的分布

Figure 6 (Color online) Polycrystal plasticity finite element method simulating the whole process of instability behavior and the formation of adiabatic shear bands in nanostructured FCC metals having the Goss texture^[39]. (a) The typical true stress-strain curve and the evolution of hardening rate during the whole deformation process; (b) the distribution of true strain field on the compression samples at various plasticity stages

法已成熟地应用于凝固、相变等领域,但在裂纹扩展、绝热剪切失效等方面的模拟仍处于正在发展的阶段^[76]。Francfort和Marigo^[77]最早结合Griffith脆断理论和变分方法提出了全局势能最小求解断裂问题的理论。由此开始,相场模型逐渐被应用于裂纹扩展问题的模拟研究。近年来,学者通过刚度退化函数、塑性屈服面软化及相变演化驱动能等修正方法,逐渐将该模型推广至金属韧性断裂的模拟^[78,79]。在此基础上,考虑到金属受冲击加载时材料自身的应变率效应^[80]、绝热温升软化^[81]等问题,建立起模拟金属材料变形失效的相场理论模型。Wang等人^[82]基于系统自由能密度取极小值推导相场演化方程,提出了一种借助商用有限元软件求解的显式中心差分方法,在用户单元子程序中实现

了数值求解。为了验证模型的准确性,他们首先进行了薄壁圆筒扭转简单剪切过程中绝热剪切带起始和演化的模拟,与实验结果相比,整体结构的应力-应变曲线及剪切带的局部响应吻合良好^[83]。与实验进行参数标定后,他们将相场法应用到厚壁圆筒动态坍塌实验的模拟分析中。图7所示为不同类型金属材料相场模拟结果与真实实验结果的对比,这些自组织绝热剪切带的分布、失效模式等吻合度极高。据此可以进一步深入分析多条绝热剪切带形成的软化失稳机制及其之间的相互作用对绝热剪切带分布和结构失效的影响^[84]。最近,Xu等人^[85]提出以剪切带能密度和Griffith正则化ASB表面能近似的方式表征绝热剪切带的能量耗散,所建立的相场理论能够很好地模拟绝热剪切带的起始和扩展,并能够较好地阐释绝热剪切带形成的物理机制。基于能量最小化和ASB典型结构的分析,Xu等人^[85]进一步推导该ASB模拟的相场理论,发现它能够简化到标准的应变梯度模型,因此绝热剪切带的宽度与相场的特征尺度相关。随后的平面拉伸模拟和厚壁圆筒坍塌模拟结果显示了剪切带形貌及分布与网格的不相关性。该模型的建立将相场理论和应变梯度理论联系起来,能帮助人们加深理解能量耗散、剪切失稳和尺寸效应等对绝热剪切带动态局域化扩展的作用。

图7 (网络版彩色)采用相场模拟方法复现TC4钛合金(a)和304不锈钢厚壁圆环(b)中自组织绝热剪切带的分布^[84]

Figure 7 (Color online) The distribution of self-organizing adiabatic shear bands in TC4 titanium alloy (a) and 304 stainless steel thick-walled rings (b) was simulated by phase field method^[84]

2.4 位错动力学模型

以上方法仅涉及宏观和介观尺度上材料中绝热剪切带起始和扩展的模拟研究, 但材料的变形行为是其内部非均匀的微细观结构被激活并随时空演化的动力学过程, 若只停留在较大尺度的研究分析, 则很难理解导致材料特殊动态力学行为形成的根本原因。通常认为, 晶体材料的塑性由位错、孪晶和相变等微观机制主导, 其中以位错作为最基本的塑性剪切单元。微观尺度上位错的形核、增殖和反应等行为都将最终决定宏观尺度上不同变形行为的出现。位错动力学计算就是通过追踪每一条位错线的成核、运动及演化来描述材料塑性变形的微观模拟方法^[86]。在较低变形速率下, 塑性以位错运动主导, 但随着应力及位错速度的增加, 动态载荷下则需考虑不同机制的影响, 如热激活运动、声子拖曳效应和相对论效应等。较高应变率下, 位错以生成机制为主协调塑性变形, 热激活位错生成机制会显著影响材料的应变率敏感性。通常认为, 热激活主导位错运动是热软化行为的主要原因, 但是在高应变率条件下, 有些金属则会出现显著的硬化趋势, 而声子拖曳效应引起的阻碍作用被认为是热硬化的主要原因。此外, 随着加载应力的增加, 位错滑移速度也会增加, 当位错速度接近声速时受相对论效应约束, 位错速度很难越过这一障碍。可见, 高应变率条件下可移动位错的滑移成为控制材料塑性行为的关键, 因此, 清楚地认识高应变率下位错的运动规律显得至关重要^[87]。离散位错动力学(discrete dislocation dynamics, DDD)被广泛用于冲击载荷等极端条件下内部微观结构演化的研究, 这种分析方法也历经了艰难的发展历程。首先关注的是位错运动方程中惯性效应的考虑与否问题, 目前多采用单位长度位错的等效质量描述惯性效应的影响。其次, 有关动态变形过程中位错演化机制的争论也会决定位错模型中演化方程的形式。结合大量原子尺度的模拟研究可知, 高应变率下位错成核是主导材料动力学行为的主要机制。再者, 从热力学角度来看, 冲击载荷下剧烈塑性变形也会引起严重的热效应。已有研究通过有限元方法计算获取温度场分布后传递到DDD模型中更新应力场分布, 进而显著影响位错运动属性^[88]。Hu等人^[89]结合原子尺度模拟和DDD模型分析了冲击载荷下单晶铜试样中位错环形核及位错增殖引发局部剪切带形成的过程, 模拟与实验观察结果吻合良好。他们首先通过分子动力学模拟获得了铜金属位错

成核的各项参数, 随后将其代入位错动力学模型并且耦合了温度对位错动力学的影响, 以模拟冲击载荷下位错运动对材料行为演化的作用。DDD模拟结果显示, 冲击载荷作用下, 单晶铜试样中出现了大量平行分布的滑移带。这些研究的呈现对从微观角度理解金属材料动态力学行为起到了极大的帮助作用, 但微观模型的发展还需更多的努力去完善相关机理的分析及模型的建立。

2.5 分子动力学模型

基于连续理论的模拟计算已经能够较好地反映绝热剪切失稳行为起始和演化的过程, 但距离揭示绝热剪切带形成的物理本质还有进一步研究发展的空间, 这需从更小尺度上进行变形机理的深入挖掘和分析。原子尺度的分子动力学模拟早已被广泛地应用于金属材料微观变形机理的模拟研究。然而, 受限于时空尺度的约束, 绝热剪切带的起始并不能被离散成原子之间动力学模拟过程来揭示其形成的微观机制。原子尺度上局部区域剪切滑移的发生并不意味着塑性失稳的出现, 只有结合相应的失稳判据方能判断不同微观结构演化对局部塑性失稳行为的作用。为了更加深层次地揭示绝热剪切带起始的微观机理, Xu等人^[90,91]提出了一种“原子到连续体耦合”模拟(atomistic-to-continuum simulation)的新方法, 并依据模拟结果给出了基于原子势的能量通量判据来预测绝热剪切带的起始。Inoue等人^[92]最先将沿特定通道上所有原子的围线积分作为原子尺度裂纹扩展J积分的计算方法和判定准则。类似地, Xu和Chen^[91]建立如图8(a)所示局部剪切区的原子尺度模型, 并施加相同的原子边界条件, 以原子尺度J积分计算结果作为绝热剪切带临界失稳的判据, 同时观察局部剪切区内原子尺度微观结构的演化, 将绝热剪切带的起始与位错滑移、相变等物理过程进行关联, 以解释ASB起始对应的微观缺陷的演化。他们给出了临界剪切带能量(critical shear banding energy)的新概念, 主要由动态再结晶极限能量和热软化能量组成, 这也说明了微观结构演化对绝热剪切带起始的重要作用。在临界失稳能量之前, 变形主要沿剪切面进行。但随着能量值接近临界能量通量时, 则形成辐射状结构, 并且出现如图8(b)所示的相变等微结构, 这些微观演化均在ASB起始时起到重要的作用。类似地, Xu和Chen^[91]还提出原子-颗粒耦合模型用于在原子尺度模拟分析绝热剪切带形成机理及临界失稳能量判据。这一部分研

图 8 (网络版彩色)原子-连续体耦合模型在原子尺度模拟冲击载荷下绝热剪切带起始的微观机理^[91]. (a) 多尺度模拟单元的横断面视图, 其中局部放大图显示了帽型试样局部变形区尖端附近的原子排布; (b) A~D四个时间点上原子构型的截图展示了局部剪切变形起始时原子尺度上主要的微观机理

Figure 8 (Color online) Atom-continuum body coupled model was used to analyze the micro-mechanism of initiation of adiabatic shear bands in metallic materials at the atomistic scale under impact loading^[91]. (a) Cross-sectional view of the multiscale simulation cell and the magnified image illustrating the atomistic description near the tip of shear localization zone on the hat-shaped specimen; (b) atomic configuration snapshots at four different time points from A to D showing the dominant micro-mechanisms at the atomistic scale when the localized shearing deformation initiated

究的开展相对较少, 但有限的工作对揭示绝热剪切带起始的物理本质意义重大. 接下来的研究可适当增加原子尺度模拟工作的开展, 进一步分析和揭示绝热剪切带起始的物理本质.

综合以上内容, 不同尺度上数值模拟工作的开展能够从不同角度深入分析绝热剪切带形成的影响因素以及局部塑性变形开启的物理本质. 宏观尺度模型的建立能够帮助人们全面认识绝热剪切带起始和演化的全过程, 然而这需要建立在准确描述材料力学属性本构关系的基础之上. 同时, 动态变形过程中绝热温升耦合作用是建立模型的关键因素, 但目前通常采用的常系数项指定法并不能准确反映绝热温升的真实演化过程, 对材料变形过程中功/热转换关系的研究工作仍在进行之中. 微观和原子尺度上动态变形模型能够清晰地展示局部剪切变形起始时对应的微观机制, 但受计算时长的限制, 所建立模型的变形率远高于工程实际中材料所面临的真实工况. 对于位错主导塑性变形的材料, 这一尺度的模型尚且可以揭示位错滑移及相互作用对局部变形的作用; 但对于一些变形率相关的微观机制(如孪晶、相变等), 局部剪切变形开启和演化过程中, 此类微观机制起何种作用尚不能给出具体的解释. 因此, 在接下来的研究中, 仍需结合实验和模拟研究更加细化分析韧性金属中绝热剪切变形的内在机理.

3 总结与展望

绝热剪切带作为冲击载荷作用下金属材料中一种常见的变形失效现象, 半个多世纪以来已经引起了众多学者的广泛关注, 大量研究工作的开展也使得人们正在逐渐理解和认清这一独特力学行为的形成机理, 为避免或利用该行为提供了充足的理论基础. 以此为基础, 本文首先综述了目前已被认可的多种绝热剪切失稳软化机制, 针对不同类型金属材料的实验研究提出了几种不同的观点. 争论的焦点主要集中在“绝热温升”与“局部变形起始”的因果关系上, 因此产生了热软化和微观结构软化两种主要的软化机制. 随后, 重点介绍了近年来基于以上软化机制发展的不同尺度上有关绝热剪切失稳行为数值模拟的研究进展, 从宏观尺度上数值/有限元分析到微观尺度甚至原子尺度模拟研究金属材料中绝热剪切带形成机理, 系统地梳理了不同尺度上研究方法及其模拟结果的进展. 各种模拟研究的开展对深入认识绝热剪切带起始和演化过程都具有重要意义, 并且随着计算能力的提升以及研究方法的创新, 从微观角度出发开展的模拟研究更能帮助我们彻底地揭示绝热剪切带起始的物理本质.

然而, 就目前该领域在各方面的研究进展来看, 依然存在部分尚未解决的问题. 本文最后对这些问题进

行展望和讨论, 希望能够引起学者的研究兴趣, 共同推动金属材料动态力学行为研究的快速进步, 努力为工程实际应用奠定更加坚实的理论基础. 该领域亟待解决的几个问题总结如下.

(1) BCC结构金属中绝热剪切失稳机理分析. BCC结构金属材料是被研究最为广泛和深入的, 尤其是平均晶粒尺寸较小的超细晶/纳米晶BCC结构金属, 往往将绝热剪切失稳行为与高强度、较小的应变率敏感性和应变硬化能力相关联. 这样虽能够较为清晰地理解其成因, 但其失稳机制尚未获得统一的认识. 有学者指出, BCC结构金属(如超细晶IF钢)在极窄的温度区间内发生显著的应力下降行为, 因此认为温度软化是促进局部变形失稳的主要原因^[93]; 也有研究认为, 大塑性变形后强织构的引入是导致局部变形开启的主要因素^[65]. 解决这一问题的关键在于采用实验或者模拟的方式清晰地显示冲击加载过程中绝热温升的分布及演化, 以明确温升和局部变形之间的因果关系.

(2) HCP结构金属中局部塑性变形开启的微观机理. 对于HCP结构金属, 如前文提及的原位高速测温实验结果指出, 绝热温升可能并不是绝热剪切失稳变形开启的原因, 而只是局部变形的结果^[41]. 因此, 目前HCP结构金属中绝热剪切失稳行为研究需重点关注的是主导局部塑性变形开启的微观机制. 众所周知, HCP结构金属独立滑移系较少, 塑性变形时需形成大量形变孪晶协调变形, 而冲击加载过程中局部塑性变形集中化对应的微观机理仍需进一步深入研究.

(3) 多相结构金属中绝热剪切带的形成机理. 析出相增强的合金材料在受冲击载荷作用时也很容易发生绝热剪切失效, 例如一些轻质高强合金材料^[35,36]. 在分析其形成原因时, 往往将其归因于高强度和大塑性生成的大量变形热. 也有学者通过初步的有限元模拟分析指出, 由于增强相与基体相之间各种力学属性及变形能力的显著差异, 导致塑性变形易逐

渐集中在软的基体相中, 进而诱发局部热塑性失稳行为的发生^[94]. 我们认为, 这一部分研究也十分有必要进一步地挖掘分析, 例如可以研究增强相空间分布对局部塑性变形的影响, 进而可指导高性能材料的设计工作.

(4) 金属材料中绝热温升演化与微观结构之间的关系. 这也是绝热剪切变形关注的最基本的问题之一. 对变形过程中绝热温升的计算, 必然需要知道不同材料的功热转换系数. 通常情况下, 采用简单的常数设置表示能量转换效率, 但大量研究发现, 该系数同加载条件、微观机制都十分相关^[95]. 最新的原子尺度模拟结果表明, 单晶体金属中如果仅仅依赖位错滑移主导塑性, 则转换率可达到1; 但在多晶体金属中, 由于晶界参与塑性变形, 部分能量被储存或以其他形式释放^[96]. 对于这种特殊的热塑性失稳行为, 准确分析短历时加载过程中能量转换引起的温度演化也是理解和认识这一力热耦合行为的关键.

(5) 结合介观/微观尺度模拟研究指导先进金属材料动态失效行为的设计. 随着对金属材料中“结构-性能”关系的深入认知, 微观结构调控成为设计先进高性能金属材料的主要手段. 然而, 金属材料微观特征或者力学性能的改变往往意味着变形行为的转变. 特别是在一些极端冲击载荷作用下, 高强韧金属塑性变形过程中必然伴随着大量热的生成, 力热耦合作用使得局部热塑性失稳主导着变形及失效行为的演化. 前文已经提及部分研究结果, 但目前来看, 人们尚未全面认清不同微观特征对材料动态力学行为的影响规律. 通常情况下, 不同微观特征金属材料中变形机理差异也十分明显, 为了更加清晰地揭示冲击载荷下不同金属材料中绝热剪切失稳的微观机制, 直接建立相应的介观/微观尺度模型更有助于分析相应微观特征对材料变形行为的作用, 进而在微结构设计时调控工艺参数以实现材料动态力学行为可控化设计的目标.

参考文献

- 1 Bai Y L, Dodd B. *Adiabatic Shear Localization: Occurrence, Theories, and Applications*. 1st ed. Oxford: Pergamon Press, 1992
- 2 Greer A L, Cheng Y Q, Ma E. Shear bands in metallic glasses. *Mater Sci Eng R Rep*, 2013, 74: 71–132
- 3 Ye G G, Xue S F, Jiang M Q, et al. Modeling periodic adiabatic shear band evolution during high speed machining Ti-6Al-4V alloy. *Int J Plast*, 2013, 40: 39–55
- 4 Meyers M A. *Dynamic Behavior of Materials*, 1st ed. New York: John Wiley & Sons Inc., 1994
- 5 Liu X F, Tian Z L, Zhang X F, et al. “Self-sharpening” tungsten high-entropy alloy. *Acta Mater*, 2020, 186: 257–266
- 6 Magness Jr L S. High strain rate deformation behaviors of kinetic energy penetrator materials during ballistic impact. *Mech Mater*, 1994, 17: 147–

- 7 Kim D K, Lee S, Baek W H. Microstructural study of adiabatic shear bands formed by high-speed impact in a tungsten heavy alloy penetrator. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 1998, 249: 197–205
- 8 Tresca H M. On further applications of the flow of solids. *J Frankl Inst Eng Appl Math*, 1878, 106: 326–334
- 9 Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *J Appl Phys*, 1944, 15: 22–32
- 10 Wright T W. The Physics and Mathematics of Adiabatic Shear Bands. 1st ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2002
- 11 Wright T W, Batra R C. The initiation and growth of adiabatic shear bands. *Int J Plast*, 1985, 1: 205–212
- 12 Wright T W, Walter J W. On stress collapse in adiabatic shear bands. *J Mech Phys Solids*, 1987, 35: 701–720
- 13 Recht R F. Catastrophic thermoplastic shear. *J Appl Mech*, 1964, 31: 189–193
- 14 Rice J R. The localization of plastic deformation in theoretical and applied mechanics. In: *Proceedings of the 14th International Congress on Theoretical and Applied Mechanics*. Delft: North-Holland Publishing Co., 1976, 1: 207–220
- 15 Clifton R J, Duffy J, Hartley K A, et al. On critical conditions for shear band formation at high strain rates. *Scr Metall*, 1984, 18: 443–448
- 16 Molinari A, Clifton R J. Analytical characterization of shear localization in thermoviscoplastic materials. *J Appl Mech*, 1987, 54: 806–812
- 17 Meyers M A, Nesterenko V F, LaSalvia J C, et al. Shear localization in dynamic deformation of materials: Microstructural evolution and self-organization. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2001, 317: 204–225
- 18 Xu Y, Zhang J, Bai Y, et al. Shear localization in dynamic deformation: Microstructural evolution. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, 2008, 39: 811–843
- 19 Timothy S P. The structure of adiabatic shear bands in metals: A critical review. *Acta Metall*, 1987, 35: 301–306
- 20 Gray III G T. High-strain-rate deformation: Mechanical behavior and deformation substructures induced. *Annu Rev Mater Res*, 2012, 42: 285–303
- 21 Antolovich S D, Armstrong R W. Plastic strain localization in metals: Origins and consequences. *Prog Mater Sci*, 2014, 59: 1–160
- 22 Gurrutxaga-Lerma B. Adiabatic shear banding and the micromechanics of plastic flow in metals. *Int J Solids Struct*, 2018, 132–133: 153–170
- 23 Yan N, Li Z, Xu Y, et al. Shear localization in metallic materials at high strain rates. *Prog Mater Sci*, 2021, 119: 100755
- 24 Wei Q. Strain rate effects in the ultrafine grain and nanocrystalline regimes—Influence on some constitutive responses. *J Mater Sci*, 2007, 42: 1709–1727
- 25 Wei Q, Cheng S, Ramesh K T, et al. Effect of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on the strain rate sensitivity and activation volume: Fcc versus bcc metals. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2004, 381: 71–79
- 26 Suo T, Chen Y, Li Y, et al. Strain rate sensitivity and deformation kinetics of ECAPed aluminium over a wide range of strain rates. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2013, 560: 545–551
- 27 Suo T, Li Y, Xie K, et al. Experimental investigation on strain rate sensitivity of ultra-fine grained copper at elevated temperatures. *Mech Mater*, 2013, 43: 111–118
- 28 Suo T, Li Y, Zhao F, et al. Compressive behavior and rate-controlling mechanisms of ultrafine grained copper over wide temperature and strain rate ranges. *Mech Mater*, 2013, 61: 1–10
- 29 Li J, Li Y, Huang C, et al. Mechanical responses and dynamic failure of nanostructure Cu-Al alloys under uniaxial compression. *Mech Mater*, 2017, 114: 147–160
- 30 Huang C X, Hu W P, Wang Q Y. Strain-rate sensitivity, activation volume and mobile dislocations exhaustion rate in nanocrystalline Cu-11.1at%Al alloy with low stacking fault energy. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2014, 611: 274–279
- 31 Wei Q, Jiao T, Ramesh K T, et al. Mechanical behavior and dynamic failure of high-strength ultrafine grained tungsten under uniaxial compression. *Acta Mater*, 2006, 54: 77–87
- 32 Wei Q, Keeskes L, Jiao T, et al. Adiabatic shear banding in ultrafine-grained Fe processed by severe plastic deformation. *Acta Mater*, 2004, 52: 1859–1869
- 33 Wei Q, Zhang H T, Schuster B E, et al. Microstructure and mechanical properties of super-strong nanocrystalline tungsten processed by high-pressure torsion. *Acta Mater*, 2006, 54: 4079–4089
- 34 Wei Q, Pan Z L, Wu X L, et al. Microstructure and mechanical properties at different length scales and strain rates of nanocrystalline tantalum produced by high-pressure torsion. *Acta Mater*, 2011, 59: 2423–2436
- 35 Owolabi G M, Odeshi A G, Singh M N K, et al. Dynamic shear band formation in aluminum 6061-T6 and Aluminum 6061-T6/Al₂O₃ composites. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2007, 457: 114–119
- 36 He H, Wu X, Sun C, et al. Grain structure and precipitate variations in 7003-T6 aluminum alloys associated with high strain rate deformation. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2019, 745: 429–439
- 37 Li J, Suo T, Huang C, et al. Adiabatic shear localization in nanostructured face centered cubic metals under uniaxial compression. *Mater Des*, 2016, 105: 262–267
- 38 Li J, Li Y, Huang C, et al. On adiabatic shear localization in nanostructured face-centered cubic alloys with different stacking fault energies. *Acta*

- Mater, 2017, 141: 163–182
- 39 Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. Adiabatic shear localization in α -titanium: Experiments, modeling and microstructural evolution. *J Mech Phys Solids*, 2004, 52: 1889–1909
 - 40 Meyers M A, Subhash G, Kad B K, et al. Evolution of microstructure and shear-band formation in α -hcp titanium. *Mech Mater*, 1994, 17: 175–193
 - 41 Guo Y, Ruan Q, Zhu S, et al. Temperature rise associated with adiabatic shear band: Causality clarified. *Phys Rev Lett*, 2019, 122: 015503
 - 42 Rittel D, Wang Z G, Merzer M. Adiabatic shear failure and dynamic stored energy of cold work. *Phys Rev Lett*, 2006, 96: 075502
 - 43 Jia D, Ramesh K T, Ma E. Effects of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on constitutive behavior and shear bands in iron. *Acta Mater*, 2003, 51: 3495–3509
 - 44 Joshi S P, Ramesh K T. Rotational diffusion and grain size dependent shear instability in nanostructured materials. *Acta Mater*, 2008, 56: 282–291
 - 45 Marchand A, Duffy J. An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel. *J Mech Phys Solids*, 1988, 36: 251–283
 - 46 Ranc N, Taravella L, Pina V, et al. Temperature field measurement in titanium alloy during high strain rate loading—Adiabatic shear bands phenomenon. *Mech Mater*, 2008, 40: 255–270
 - 47 Duffy J, Chi Y C. On the measurement of local strain and temperature during the formation of adiabatic shear bands. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 1992, 157: 195–210
 - 48 Zhang Z, Eakins D E, Dunne F P E. On the formation of adiabatic shear bands in textured HCP polycrystals. *Int J Plast*, 2016, 79: 196–216
 - 49 Nie Y, Claus B, Gao J, et al. *In situ* observation of adiabatic shear band formation in aluminum alloys. *Exp Mech*, 2020, 60: 153–163
 - 50 Guo Y, Ruan Q, Zhu S, et al. Dynamic failure of titanium: Temperature rise and adiabatic shear band formation. *J Mech Phys Solids*, 2020, 135: 103811
 - 51 Zhu S, Guo Y, Chen H, et al. Formation of adiabatic shear band within Ti-6Al-4V: Effects of stress state. *Mech Mater*, 2019, 137: 103102
 - 52 Rittel D, Landau P, Venkert A. Dynamic recrystallization as a potential cause for adiabatic shear failure. *Phys Rev Lett*, 2008, 101: 165501
 - 53 Osovski S, Rittel D, Landau P, et al. Microstructural effects on adiabatic shear band formation. *Scr Mater*, 2012, 66: 9–12
 - 54 Osovski S, Rittel D, Venkert A. The respective influence of microstructural and thermal softening on adiabatic shear localization. *Mech Mater*, 2013, 56: 11–22
 - 55 Rittel D, Osovski S. Dynamic failure by adiabatic shear banding. *Int J Fract*, 2010, 162: 177–185
 - 56 Rittel D, Kidane A A, Alkhader M, et al. On the dynamically stored energy of cold work in pure single crystal and polycrystalline copper. *Acta Mater*, 2012, 60: 3719–3728
 - 57 Dolinski M, Rittel D. Experiments and modeling of ballistic penetration using an energy failure criterion. *J Mech Phys Solids*, 2015, 83: 1–18
 - 58 Dolinski M, Merzer M, Rittel D. Analytical formulation of a criterion for adiabatic shear failure. *Int J Impact Eng*, 2015, 85: 20–26
 - 59 Wei Q, Jia D, Ramesh K T, et al. Evolution and microstructure of shear bands in nanostructured Fe. *Appl Phys Lett*, 2002, 81: 1240–1242
 - 60 Joshi S P, Ramesh K T. Grain size dependent shear instabilities in body-centered and face-centered cubic materials. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2008, 493: 65–70
 - 61 Jia N, Eisenlohr P, Roters F, et al. Orientation dependence of shear banding in face-centered-cubic single crystals. *Acta Mater*, 2012, 60: 3415–3434
 - 62 Mayeur J R, McDowell D L. A three-dimensional crystal plasticity model for duplex Ti-6Al-4V. *Int J Plast*, 2007, 23: 1457–1485
 - 63 Schoenfeld S, Kad B. Texture effects on shear response in Ti-6Al-4V plates. *Int J Plast*, 2002, 18: 461–486
 - 64 Kuroda M, Tvergaard V. Effects of texture on shear band formation in plane strain tension/compression and bending. *Int J Plast*, 2007, 23: 244–272
 - 65 Wei Q, Keeskes L J, Ramesh K T. Effect of low-temperature rolling on the propensity to adiabatic shear banding of commercial purity tungsten. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2013, 578: 394–401
 - 66 Li J, Li Y, Suo T, et al. Numerical simulations of adiabatic shear localization in textured FCC metal based on crystal plasticity finite element method. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2018, 737: 348–363
 - 67 Liu S, Guo Y Z, Pan Z L, et al. Microstructural softening induced adiabatic shear banding in Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr-O gum metal. *J Mater Sci Technol*, 2020, 54: 31–39
 - 68 Bai Y L. Thermo-plastic instability in simple shear. *J Mech Phys Solids*, 1982, 30: 195–207
 - 69 Zhou F, Wright T W, Ramesh K T. A numerical methodology for investigating the formation of adiabatic shear bands. *J Mech Phys Solids*, 2006, 54: 904–926
 - 70 Zhou F, Wright T W, Ramesh K T. The formation of multiple adiabatic shear bands. *J Mech Phys Solids*, 2006, 54: 1376–1400
 - 71 Guo Y Z, Li Y L, Pan Z, et al. A numerical study of microstructure effect on adiabatic shear instability: Application to nanostructured/ultrafine grained materials. *Mech Mater*, 2010, 42: 1020–1029
 - 72 Mourad H M, Bronkhorst C A, Livescu V, et al. Modeling and simulation framework for dynamic strain localization in elasto-viscoplastic metallic materials subject to large deformations. *Int J Plast*, 2017, 88: 1–26

- 73 Liu J N, Ye C Q, Liu G S, et al. Crystal plasticity finite element theoretical models and applications for high temperature, high pressure and high strain-rate dynamic process (in Chinese). *Chin J High Pressure Phys*, 2020, 34: 030102 [刘静楠, 叶常青, 刘桂森, 等. 高温、高压、高应变速率动态过程晶体塑性有限元理论模型及其应用. *高压物理学报*, 2020, 34: 030102]
- 74 Bronkhorst C A, Hansen B L, Cerreta E K, et al. Modeling the microstructural evolution of metallic polycrystalline materials under localization conditions. *J Mech Phys Solids*, 2007, 55: 2351–2383
- 75 Tajalli S A, Movahhedy M R, Akbari J. Simulation of orthogonal micro-cutting of FCC materials based on rate-dependent crystal plasticity finite element model. *Comput Mater Sci*, 2014, 86: 79–87
- 76 Liu Z L, Chu D Y, Wang T, et al. Dynamic failure simulation of metal materials and structures under blast and impact loading (in Chinese). *Appl Math Mech*, 2021, 42: 1–14 [柳占立, 初东阳, 王涛, 等. 爆炸和冲击载荷下金属材料及结构的动态失效仿真. *应用数学和力学*, 2021, 42: 1–14]
- 77 Francfort G A, Marigo J J. Revisiting brittle fracture as an energy minimization problem. *J Mech Phys Solids*, 1998, 46: 1319–1342
- 78 Borden M J, Hughes T J R, Landis C M, et al. A phase-field formulation for fracture in ductile materials: Finite deformation balance law derivation, plastic degradation, and stress triaxiality effects. *Comput Methods Appl Mech Eng*, 2016, 312: 130–166
- 79 McAuliffe C, Waisman H. A unified model for metal failure capturing shear banding and fracture. *Int J Plast*, 2015, 65: 131–151
- 80 Chu D, Li X, Liu Z, et al. A unified phase field damage model for modeling the brittle-ductile dynamic failure mode transition in metals. *Eng Fract Mech*, 2019, 212: 197–209
- 81 Miehe C, Hofacker M, Schänzel L M, et al. Phase field modeling of fracture in multi-physics problems. Part II. Coupled brittle-to-ductile failure criteria and crack propagation in thermo-elastic-plastic solids. *Comput Methods Appl Mech Eng*, 2015, 294: 486–522
- 82 Wang T, Ye X, Liu Z, et al. A phase-field model of thermo-elastic coupled brittle fracture with explicit time integration. *Comput Mech*, 2020, 65: 1305–1321
- 83 Wang T, Liu Z L, Cui Y N, et al. A thermo-elastic-plastic phase-field model for simulating the evolution and transition of adiabatic shear band. Part I. Theory and model calibration. *Eng Fract Mech*, 2020, 232: 107028
- 84 Wang T, Liu Z L, Cui Y N, et al. A thermo-elastic-plastic phase-field model for simulating the evolution and transition of adiabatic shear band. Part II. Dynamic collapse of thick-walled cylinder. *Eng Fract Mech*, 2020, 231: 107027
- 85 Xu Y, Ming P, Chen J. A phase field framework for dynamic adiabatic shear banding. *J Mech Phys Solids*, 2020, 135: 103810
- 86 Huang M S, Huang S, Liang S, et al. Discrete dislocation dynamics algorithms and their application in modeling of plastic behaviors of crystalline materials (in Chinese). *Chin Sci Bull*, 2019, 64: 1864–1877 [黄敏生, 黄嵩, 梁爽, 等. 离散位错动力学算法及其在材料塑性行为模拟中的应用. *科学通报*, 2019, 64: 1864–1877]
- 87 Yao S L, Pei X Y, Yu J D, et al. Overview of the study of dynamical plastic deformation based on dislocation dynamics method (in Chinese). *Chin J High Pressure Phys*, 2019, 33: 030107 [姚松林, 裴晓阳, 于继东, 等. 基于位错动力学方法的动态塑性变形研究. *高压物理学报*, 2019, 33: 030107]
- 88 Cui Y N, Liu Z L, Hu J Q, et al. Advances and application of dislocation dynamics in the mechanics of extreme environment (in Chinese). *Chin J High Pressure Phys*, 2020, 34: 030101 [崔一南, 柳占立, 胡剑桥, 等. 位错动力学在极端环境力学中的发展及应用. *高压物理学报*, 2020, 34: 030101]
- 89 Hu J, Liu Z, Chen K, et al. Investigations of shock-induced deformation and dislocation mechanism by a multiscale discrete dislocation plasticity model. *Comput Mater Sci*, 2017, 131: 78–85
- 90 Xu Y, Yu X J, Chen J. Atomistic-to-particle multiscale coupling method for adiabatic shear banding simulation. *Comput Mater Sci*, 2013, 75: 73–78
- 91 Xu Y, Chen J. Atomistic potentials based energy flux integral criterion for dynamic adiabatic shear banding. *J Mech Phys Solids*, 2015, 75: 45–57
- 92 Inoue H, Akahoshi Y, Harada S. A fracture parameter for molecular dynamics method. *Int J Fract*, 1994, 66: 77–81
- 93 Liu J, Suo T, Fan Y, et al. Dynamic mechanical responses of ultrafine-grained IF steel over a wide range of temperatures. *Int J Appl Mech*, 2018, 10: 1850044
- 94 Han Q, Asgari A, Hodgson P D, et al. Strain partitioning in dual-phase steels containing tempered martensite. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process*, 2014, 611: 90–99
- 95 Rittel D, Zhang L H, Osovski S. The dependence of the Taylor-Quinney coefficient on the dynamic loading mode. *J Mech Phys Solids*, 2017, 107: 96–114
- 96 Kositski R, Mordehai D. Employing molecular dynamics to shed light on the microstructural origins of the Taylor-Quinney coefficient. *Acta Mater*, 2021, 205: 116511

Summary for “金属材料绝热剪切带形成机制及多尺度模拟研究进展”

Advances in formation mechanisms and multiscale simulations of adiabatic shear bands in metallic materials

Jianguo Li, Qingbo Dou & Tao Suo^{*}

School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China

^{*} Corresponding author, E-mail: suotao@nwpu.edu.cn

Adiabatic shear bands (ASBs) become an important failure mechanism when the ductile metallic materials are loaded under the dynamic impact. This thermoplastic instability behavior occurring in such a narrow band under the coupling actions of force and thermal effect easily causes a rapid propagation of crack inside the ASB or along its boundary, subsequently leading to a sudden failure. The extremely small scale of adiabatic shear bands in space and time has brought great challenges to experimental investigations. For this reason, scholars have not obtained a comprehensive understanding of this unique mechanical behavior, but a lot of research work has already been done and many breakthroughs have been made in this research field. In the experimental studies, the applications of high-speed and high-resolution testing techniques make people observe the whole process of initiation and propagation of the ASBs more clearly, and further recognize the role of different influencing factors in the emergence of ASBs, more specifically, the causal relationship between the adiabatic temperature rising and plastic localization. Based on a large number of experimental results, scholars have summarized a variety of mechanical explanations in recent years to reveal the formation mechanism of adiabatic shear instability behavior. Moreover, in the aspect of numerical analysis, the scholars have already put forward many kinds of modelling and simulation methods to help discern the formation process of ASB. In addition to the modelling method at a macro scale, multiscale simulation methods consider different kinds of microscopic mechanisms in their constitutive relations. As such, the influences of different microscopic variables on the dynamic mechanical behavior can be analyzed independently via multiscale simulations, which can greatly promote the comprehension of formation mechanisms of adiabatic shear bands. In this review, the latest investigation advances on adiabatic shear instability behavior of the research group from impact dynamics and engineering application laboratory in Northwestern Polytechnical University, as well as a number of published results of other scholars, focusing on the formation mechanisms of ASBs in the metallic materials with different microscopic characteristics, are summarized. Firstly, the most classical thermal softening theory is discussed, and the latest measurement results revisiting the causal relationship between adiabatic temperature rise and localized deformation are reviewed. Then we briefly introduce some other softening mechanisms proposed based on the microstructure characteristics of metallic materials, including the geometric softening theory and dynamic recrystallization softening mechanism. Based on these above instability mechanisms, many simulation models are constructed to reproduce the formation process of ASBs. Therefore, we also systematically elaborate on the simulation studies on adiabatic shear instability behavior via multiscale simulation methods and track their respective progress. Besides the traditional modelling and finite element method at the macro scale, more simulations carried out at the meso/micro scales to reveal the physical essence of this behavior in recent years are stated, such as the crystal plasticity finite element method, phase field simulation, discrete dislocation dynamics method and even atomistic simulations. Finally, we discuss the problems existing in this research field and future research focuses for the adiabatic shearing localizations.

high strain rate deformation, impact failure, adiabatic shear band, instability mechanisms, multiscale simulations

doi: [10.1360/TB-2021-0368](https://doi.org/10.1360/TB-2021-0368)