DOI: 10.11858/gywlxb.20230812

脉冲应力冲击下 30CrMnMo 钢的绝热剪切失效行为

程 昊[1], 王 猛[1], 李 想[1], 曲禹同[2], 吴海龙[1], 刘子禛[1], 李 博[1]

（1. 沈阳理工大学装备工程学院, 辽宁 沈阳 110159;
2. 中国兵器工业试验测试研究院, 陕西 华阴 714200）

摘要: 为研究 30CrMnMo 钢在脉冲应力冲击载荷下的绝热剪切失效及演化特性, 利用分离式霍普金森压杆对一种轴对称帽型试件进行冲击剪切实验, 并运用 LS-DYNA 动力学有限元软件对不同入射脉冲应力载荷下的剪切失效演化及剪切区温度分布进行数值模拟。结果表明, 帽型试件的绝热剪切失效与脉冲应力比冲量相关, 对于 30CrMnMo 钢帽型试件, 其绝热剪切失效对应的脉冲应力比冲量近似为常量。数值模拟中, 当网格尺寸小于剪切带宽度时, 能够有效模拟剪切带内的局部温升热点特性。绝热剪切演化表现为失稳由帽型试件剪切区拐角处启动并同时向中心传播, 剪切带内外材料主要经历均匀剪切变形和失稳快速扩展 2 个阶段。

关键词: 绝热剪切; 脉冲应力; 轴对称帽型试件; 温度场分布; 30CrMnMo 钢

中图分类号: O347; TG146 **文献标志码:** A

在冲击载荷作用下, 高强金属结构或构件可能发生绝热剪切局部化（adiabatic shear localization, ASL）失稳, 造成材料损伤甚至失效。材料微细观观测显示, 绝热剪切常以条带状组织呈现, 也称绝热剪切带（adiabatic shear bands, ASBs）。关于材料结构 ASL 的萌生、启动及演化失效行为, 由于影响因素多且复杂, 作用时间短, 涉及微细观结构尺度, 因此, 一直受到材料动态损伤领域的关注。

针对材料在高应变率载荷下的绝热剪切演化及失效行为, 研究人员开展了大量研究。Kuriyama 等[1] 建立了绝热剪切带扩展的计算模型, 模拟了 AISI4340 钢剪切带顶端的扩展情况, 发现绝热剪切带是通过其尖端的延伸而扩展的。Bonnet-Lebouvier 等[2] 对 CRS1018 钢的绝热剪切传播过程进行了研究, 结果表明, 剪切带的传播主要由剪切区内中心处发生的应力软化量控制。Medyanik 等[3] 基于材料在高温和高应变率下的动态再结晶机制, 模拟了动态绝热剪切的启动和演化过程, 得到了绝热剪切带宽度和传播速度等特征参数。Teng 等[4] 利用分离式霍普金森压杆（split Hopkinson pressure bar, SHPB）剪切冲击实验和数值模拟, 研究了绝热剪切带内微裂纹的转变和扩展, 提出带内热点是裂纹起始的主要因素。付应乾等[5] 选用扁平帽型试件, 研究了 Ti2 钛合金剪切区的演化过程, 并结合数字图像相关法对“冻结”试件进行金相观测, 通过推演发现, 剪切应变不断集中形成剪切带, 裂纹沿着剪切带发展。Guo 等[6] 利用高速摄影和红外温度探测对纯钛在绝热剪切演化过程中的变形和温度进行观测, 分析了应力状态对绝热剪切的影响。Zhu 等[7] 开展了动态剪压、剪拉和扭转实验, 结合仿真模拟定量分析了应力状态对 Ti-6Al-4V 材料中绝热剪切带萌生的影响。王财源等[8] 对一种 GCr15 轴承钢压剪试件进行了动态冲击实验和数值模拟, 阐述了压剪试件在动态冲击下的绝热剪切及熔融特性。上述研究表明, 冲击载荷下绝热剪切的形成及演化以及剪切带内的变形及温升仍是材料动态损伤失效的重要研究内容。

* **收稿日期:** 2023-12-13; **修回日期:** 2024-02-28
基金项目: 辽宁省教育厅科学研究经费项目（LG202013）
作者简介: 程 昊（1997—）, 女, 硕士研究生, 主要从事弹箭系统理论与技术研究. E-mail: 408058737@qq.com
通信作者: 王 猛（1980—）, 男, 博士, 副教授, 主要从事材料冲击动力学研究. E-mail: wangm2050@163.com

30CrMnMo 钢是一种高强度合金钢，广泛应用于高压容器、军事装备、汽车工业等工程领域，其在承受高速、高应变率作用下将发生损伤失效。本研究将利用 SHPB 系统对轴对称帽型 30CrMnMo 钢试件进行冲击剪切实验，结合 LS-DYNA 二维有限元仿真模拟，探讨脉冲应力冲击载荷下 30CrMnMo 钢的绝热剪切失效行为及温度场分布特性，以期为高强金属材料的动态损伤失效评估提供参考。

1　剪切冲击实验

1.1　实验布置

1985 年，Meyer 等[9] 首次提出了轴对称帽型试件绝热剪切实验。该试件具有结构简单、应力状态稳定、剪切路径明确等特点，在材料动态剪切实验中应用广泛。本实验所用的 30CrMnMo 钢轴对称帽型试件取自 150 mm 厚钢板（材料符合标准 GJB 31B—2019），试件的剖面及尺寸如图 1 所示，其中：阴影部分为试件的剪切区，剪压角为 4°。

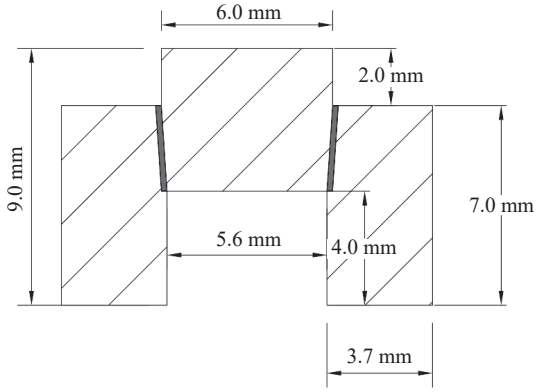


图 1　轴对称帽型试件剖面图

Fig. 1　Sectional view of axisymmetric cap shaped specimen

帽型试件的剪切冲击实验在 14.5 mm 口径 SHPB 加载测试平台上完成，其中：入射杆和透射杆的长度为 1 200 mm，子弹长度分别为 100、200、300 mm。将帽型试件装夹在入射杆与透射杆之间，为减小压杆端部摩擦的影响，实验前，在试件两端部涂上润滑油脂。根据 SHPB 的一维弹性波传播原理，忽略杆件系统的弥散效应，当子弹以一定速度撞击入射杆时，在入射杆中传递一束矩形脉冲压力，脉冲压力经过试件传递到透射杆中，则入射脉冲应力σ_{i}和透射脉冲应力σ_{t}的波形曲线[10] 为

$$\sigma_{\mathrm{i}}(t)=E_{\mathrm{bar}}[\varepsilon_{\mathrm{i}}(t)+\varepsilon_{\mathrm{r}}(t)] \tag{1}$$

$$\sigma_{\mathrm{t}}(t)=E_{\mathrm{bar}}\varepsilon_{\mathrm{t}}(t) \tag{2}$$

式中：ε_{i}为压杆入射波的应变信号，ε_{r}为压杆反射波的应变信号，ε_{t}为压杆透射波的应变信号，E_{bar}为压杆的弹性模量。

1.2　实验方案

高速破片撞击或子弹侵彻结构的作用时间通常为微秒量级，即结构承受的是脉冲应力冲击载荷。为分析 30CrMnMo 钢帽型试件在脉冲载荷下的剪切失效行为，在 SHPB 系统中，分别用长度为 100、200 和 300 mm 的子弹以不同速度撞击入射杆，以产生不同的脉冲载荷作用于帽型试件。不同长度子弹以不同速度撞击入射杆时的脉冲应力幅值（σ_{im}）、脉冲宽度（Δt）、剪切失稳时间（t_{s}）、剪切区面积（A_{s}）及脉冲应力比冲量（I）如表 1 所示，其中：L 为子弹长度，v_0 为子弹的撞击速度。

表 1　帽型试件的冲击剪切实验

Table 1　Impact shear experiment on cap shaped specimens

Case	L/mm	v_0/(m·s^{-1})	σ_{im}/MPa	Δt/μs	t_{s}/μs	A_{s}/mm^2	I/(MPa·μs·mm^{-2})
1	100	43.00	900	39	34	54.6	560.4
2	200	19.00	370	77		54.6	528.6
3	200	24.33	506	77	61	54.6	565.3
4	300	19.12	384	115	81	54.6	569.7
5	300	20.12	412	115	75	54.6	565.9

2　数值模拟

2.1　本构模型及参数

冲击载荷下材料绝热剪切区内的应变、应变率和温度通常处于极端状态，等效塑性应变可达 10～10^2，应变率达 10^5～10^7 s^{-1}[11]，塑性功转化的热量来不及传递，可近似绝热，剪切带内的温升甚至达到材料的熔点[12]。本研究采用 Modified-Johonson-Cook（MJC）本构模型[13] 模拟 30CrMnMo 钢的绝热剪切演化。该模型保持了经典 Johonson-Cook（J-C）模型的应变硬化、应变率硬化和热软化耦合表达式，仅有的修正之处是应变率硬化采用归一化的损伤等效应变率幂函数关系，能较好地表现材料在更高应变率下的力学行为，且不需要配合状态方程。MJC 模型的 Mises 流动应力 σ_y 的表达式为

$$\sigma_y = \left(A + B\varepsilon_p^n\right)(1+\dot{\varepsilon}^*)^C(1-T^{*m}) \tag{3}$$

式中：A 为参考应变率下材料的初始屈服应力；B 为应变硬化系数；n 为应变强化指数；ε_p 为等效塑性应变；C 为应变率硬化指数；m 为热软化指数；$T^*=(T-T_r)/(T_m-T_r)$，其中 T_m、T_r 分别为材料的熔化温度和室温；$\dot{\varepsilon}^*=\dot{\varepsilon}_p/\dot{\varepsilon}_0$，其中，$\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率，通常设置为 10^3 s^{-1}，$\dot{\varepsilon}_p$ 为等效塑性应变率。

为标定 30CrMnMo 钢的 MJC 本构模型参数，利用 SHPB 对 30CrMnMo 钢圆柱试件进行室温动态冲击压缩实验，得到不同应变率下 30CrMnMo 钢圆柱试件的动态力学性能曲线，如图 2 所示。利用 Matlab 软件进行拟合，得到 MJC 本构模型参数：A=1 050 MPa，B=200 MPa，n=0.4，C=0.084 24。受实验条件的限制，本研究没有对不同温度下材料力学行为及热软化指数 m 进行实验和标定。参照文献 [14]，假设 30CrMnMo 钢基于 MJC 模型的热软化行为遵循线性规律，即 m=1。

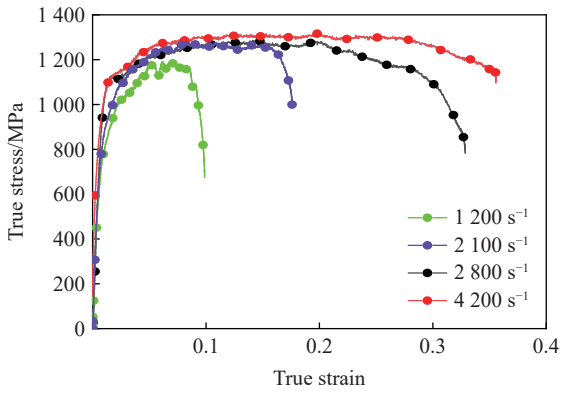


图 2　30CrMnMo 钢的动态真应力-真应变曲线

Fig. 2　Dynamic true stress-strain curves of 30CrMnMo steel

2.2　剪切冲击模型

绝热剪切局部化的空间尺度在微观上表现为绝热剪切带，其带宽一般为 1～100 μm，目前的三维有限元网格难以有效描述绝热剪切在细观尺度上的演化行为。基于 SHPB 的轴对称帽型试件的剪切冲击问题在结构上属于轴对称问题。为减少计算规模，利用 LS-DYNA 动力学有限元软件建立二维轴对称全尺寸剪切冲击计算模型，图 3 为帽型试件夹持端的局部网格。

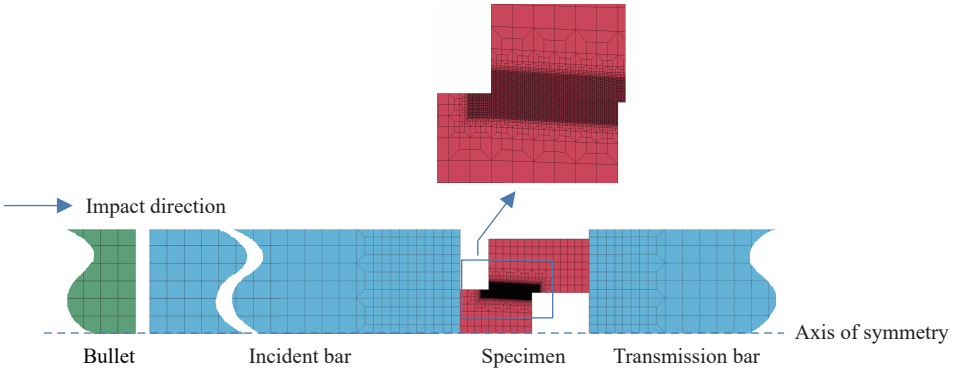


图 3　帽型试件 SHPB 冲击剪切夹持端状态

Fig. 3　State of the SHPB impact shear clamping end of the cap shaped specimen

选择 LS-DYNA 单元库中的 SOLID2D 轴对称单元，采用单点积分模式。网格类型选择四边形 Lagrange 网格，其中：子弹、入射杆、透射杆的网格尺寸均设置为 1.2 mm，对入射杆和透射杆区域进行

网格细化，夹持端的网格尺寸设置为 0.6 mm。轴对称帽型试件有限元模型的最大网格尺寸为 0.5 mm，为有效模拟绝热剪切带的形成和演化行为，需要对试件剪切区域进行网格精细化。冲击加载过程中，子弹和杆件不会发生塑性变形，均采用弹性材料模型，试件接触类型设置为 Automatic-Surface-to-Surface 面面自动接触。

3　结果与分析

3.1　冲击剪切失效分析

在冲击剪切试验中，子弹撞击产生的入射脉冲应力波经过帽型试件传递到透射杆，形成透射脉冲波。子弹长度影响脉冲应力波的宽度，子弹撞击速度影响脉冲应力幅值。夹持在入射杆与透射杆之间的帽型试件承受剪切作用。若帽型试件不发生冲击剪切失稳或失效断裂，则反射脉冲应力波形与透射脉冲应力波形稳定；若试件在加载过程中发生了一定程度的剪切失稳或损伤断裂，即试件完全或部分失去承载能力，则透射波形上表现为脉冲作用期间某一时刻透射应力塌陷。

图 4 给出了不同子弹撞击时入射脉冲应力、反射脉冲应力和透射脉冲应力波形曲线。其中，图 4(a) 显示了长度为 100 mm 的子弹以 43.00 m/s 撞击时产生的脉冲应力波形，入射脉冲应力幅值达到 900 MPa，脉冲宽度为 39 μs。入射脉冲到达试件后同时发生透射和反射，经过约 34 μs，透射脉冲波形曲线发生明显的卸载塌陷，表明此时试件发生了剪切失稳。图 4(b) 显示了长度为 200 mm 的子弹分别以 19.00、24.33 m/s 撞击时产生的脉冲应力波形。当撞击速度为 19.00 m/s 时，反射脉冲应力波形与透射脉冲应力波形处于稳定状态，且入射、反射和透射波形曲线的脉冲应力宽度保持一致，表明试件在加载过程中未发生剪切失效。当撞击速度为 24.33 m/s 时，由于实验中未加波形整形片，应力波形产生毛刺，入射脉冲应力幅值约为 506 MPa，入射脉冲宽度为 77 μs；约 53 μs 时，透射脉冲发生了明显的卸载塌陷，表明试件发生剪切失稳。图 4(c) 显示了长度为 300 mm 的子弹以 19.12、20.12 m/s 撞击时产生的脉冲应力波形，应力幅值分别为 384.0 和 412.0 MPa，脉冲宽度均为 115 μs，透射脉冲应力波形分别在 81 和 75 μs 发生明显塌陷，表明帽型剪切试件发生剪切失效。

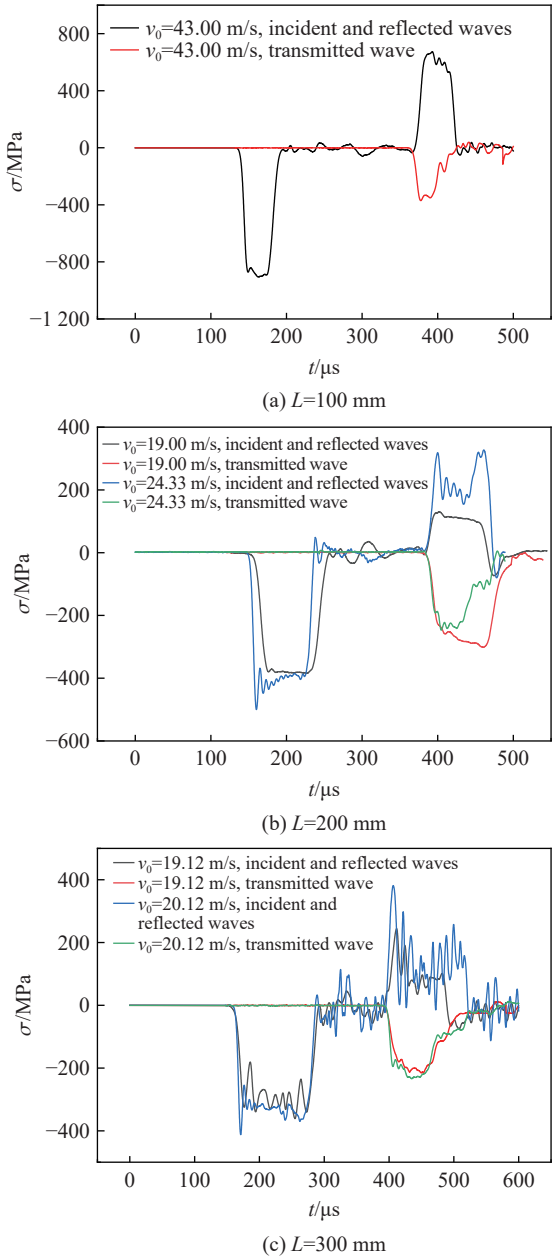


图 4　不同长度子弹撞击产生的脉冲应力波形

Fig. 4　Pulse stress waveforms generated by bullet impacts of different lengths

结合图 4 分析可知，子弹撞击入射杆产生的冲击载荷作用于帽型试件时，试件是否发生剪切失稳取决于撞击速度和子弹长度，即入射脉冲应力幅值和脉冲加载时间。更确切地说，SHPB 系统对帽型剪切试件的冲击加载是一种应力脉冲冲量载荷。

帽型试件发生剪切失稳主要沿剪切区扩展，当剪切失效完全贯穿剪切区时，试件失去承载力。定义帽型试件剪切区单位面积承受的脉冲应力冲量为脉冲应力比冲量

$$I=\frac{\sigma_{\mathrm{im}}t_{\mathrm{s}}}{A_{\mathrm{s}}} \tag{4}$$

式中：入射脉冲应力幅值 σ_{im}、剪切失稳时间 t_{s}、剪切区面积 A_{s} 的单位分别为 MPa、μs、mm^2。

图 5 显示了子弹以不同速度撞击时按式 (4) 计算得到的作用于轴对称帽型试件剪切区的脉冲应力比冲量。工况 1、工况 3～工况 5 均产生了剪切失效，对应的剪切区脉冲应力比冲量在 560～570 MPa·μs/mm^2 之间，平均值为 565.3 MPa·μs/mm^2，如表 1 所示。工况 2 中，剪切区的脉冲应力比冲量为 528.6 MPa·μs/mm^2，低于平均值，试件未发生剪切失效。可以推断，对于本研究的 30CrMnMo 钢轴对称帽型试件，应力脉冲载荷下发生动态剪切失效的脉冲应力比冲量近似为常数。根据周刚毅[15]的研究，帽型试件的压剪角对绝热剪切的形成及演化有明显影响，因此，对于具有不同压剪角的 30CrMnMo 钢帽型试件，压剪角与剪切失效的脉冲应力比冲量的关系有待进一步探讨。

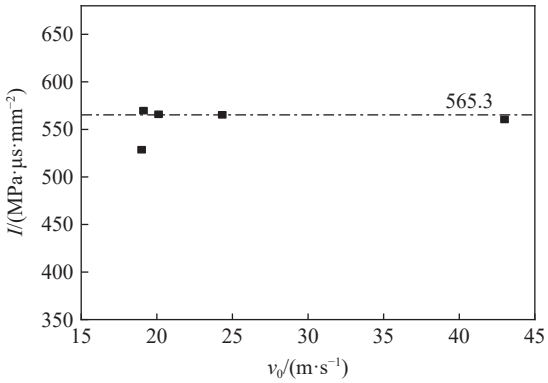


图 5　不同速度冲击时帽型试件的脉冲应力比冲量

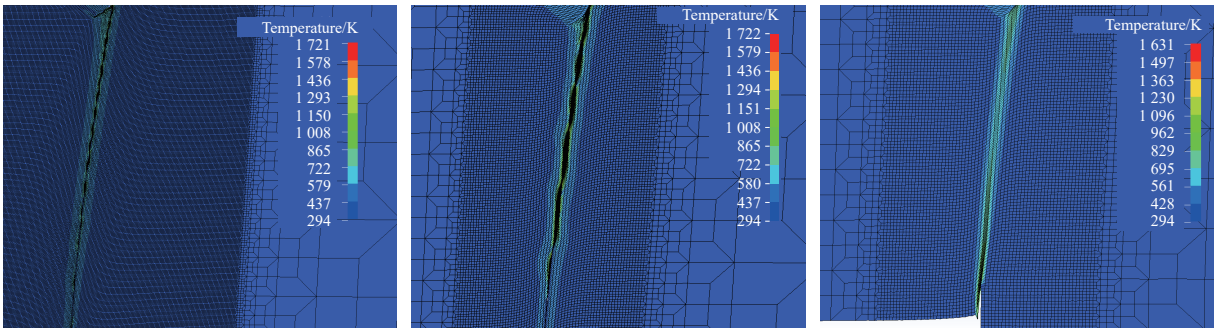
Fig. 5　Pulse stress specific impulse of hat shaped specimens under different impact velocities

3.2　数值模拟

3.2.1　网格敏感性分析

对材料动态剪切失效进行数值模拟时，网格尺寸对计算结果有非常重要的影响[16]。通常来说，材料发生局部绝热剪切失效时，剪切区剖面的剪切带宽度不超过 100 μm[17]，高强金属材料的相变剪切带则更狭窄，大致在 5～20 μm 区间。为有效地模拟动态加载下材料的绝热剪切失效行为演化，采用 Lagrange 网格划分时，须细化网格尺寸。本研究采用二维轴对称单元模拟，沿帽型试件的剪切区分别建立网格尺寸分别为 30、15、8 μm 的 3 种冲击试件模型，以分析网格尺寸对模拟绝热剪切失效的敏感性，剪切区与试件其他区域采用网格尺寸过渡。

图 6 显示了 200 mm 长的子弹以 24.33 m/s 的速度撞击时采用 3 种网格尺寸得到的相同时刻、相同剪切区位置的温度分布云图，所有计算均在 Window 7 系统、8 核处理器、16 GB 内存环境下进行。图 6(a) 对应的剪切区网格尺寸为 8 μm×8 μm，可以看到，沿着剪切区中心形成宽度约 15 μm 的绝热剪切带，带内变形剧烈，局部热点温度最高达 1 724 K，接近材料熔点，剪切带外的温度较低。图 6(b) 所示的剪切区网格尺寸为 15 μm×15 μm，绝热剪切带的宽度为 10～25 μm，带内温度分布不均，其中热点最高温



(a) 8 μm×8 μm　　(b) 15 μm×15 μm　　(c) 30 μm×30 μm

图 6　采用不同网格尺寸模拟的绝热剪切带的温度云图

Fig. 6　Temperature nephogram of simulated adiabatic shear bands with different grid sizes

度也达到 1 722 K。图 6(c) 显示了剪切区网格尺寸为 30 μm×30 μm 时剪切区的变形，可以看出，沿剪切区发生了明显的塑性变形和温升，但剪切带温升较均匀，未出现局部热点。3 种网格尺寸模型计算表明，材料均发生绝热剪切，并且当网格尺寸小于剪切带宽度时，能够模拟出剪切带内的局部热点，Ranc 等[18]对钛合金绝热剪切带内温度分布的原位测试证实了这种热点现象。

结合图 6 和表 2 可以看出，当网格尺寸为 15 μm×15 μm 时，能够有效模拟绝热剪切形成及局部温升热点现象，同时计算规模也在可接受范围之内。

表 2　采用 3 种网格尺寸模拟得到的剪切区

Table 2　Results of shear zone simulated with three grid sizes

Mesh size/(μm×μm)	Calculation time/h	Data file/GB	CPU number	ASB formation
8×8	90.00	180	8	Yes
15×15	1.36	54	8	Yes
30×30	0.24	30	8	Yes

图 7 给出了按照表 1 所列实验条件模拟得到的不同撞击速度下的脉冲应力幅值σ_{im}以及实验结果。由图 7 可知：入射脉冲应力幅值的模拟值为 358～894 MPa，实验值为 370～900 MPa，入射脉冲应力幅值与撞击速度近似成正比；透射脉冲应力幅值σ_{tm}的模拟值为 233～295 MPa，实验值为 228～308 MPa，且随撞击速度的增大呈略微增大趋势。模拟结果与实验结果吻合得较好。

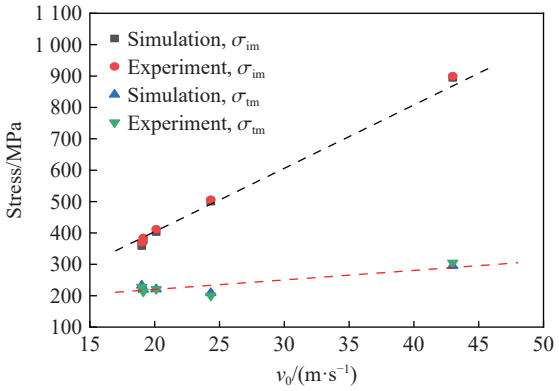


图 7　脉冲应力幅值-撞击速度曲线的模拟结果与实验结果的对比

Fig. 7　Comparison of simulation and experimental results of pulse stress amplitude-impact velocity curves

3.2.2　剪切带演化及温度场分布

冲击载荷下材料沿其剪切区发生剧烈的塑性变形流动，90% 以上的塑性功转化为热量却来不及向周围传递，造成局部温度急剧升高，这就是绝热剪切现象。动态高应变率加载下材料在经历应变硬化、应变率硬化和热软化后的瞬间应力塌陷和温度升高是绝热剪切演化的重要特征[19]。为研究轴对称帽型试件在应力脉冲作用下的绝热剪切变形演化，利用 LS-DYNA 动力学软件对二维轴对称帽型试件的 SHPB 冲击剪切进行数值模拟，沿剪切区标识特征单元，通过分析单元的状态，演绎绝热剪切带的形成过程。

在轴对称帽型试件剪切区中选取 2 个特征单元，如图 8 所示，其中：特征单元 C 位于剪切区中心；单元 D 位于剪切区外，并与单元 C 平行且相邻，距离单元 C 30 μm。当长度为 200 mm 的子弹以 24.33 m/s 的速度撞击时，单元 C 和单元 D 的等效应力及温度演化如图 9 所示。t=263 μs 时，入射应力脉冲到达试件，剪切区开始承受冲击剪切作用，表现为单元 C 和单元 D 的应力急剧增大并发生变形，单元温度快速升高。经过约 61 μs，即 t=324 μs 时，应力达到最大值 1 324 MPa，单元温度升高至 464 K，单元 C 和单元 D 的等效应力曲线和温度曲线均重合，表明该阶段试件的剪切变形基本均匀一致。324～329 μs 时，剪切变形开始向

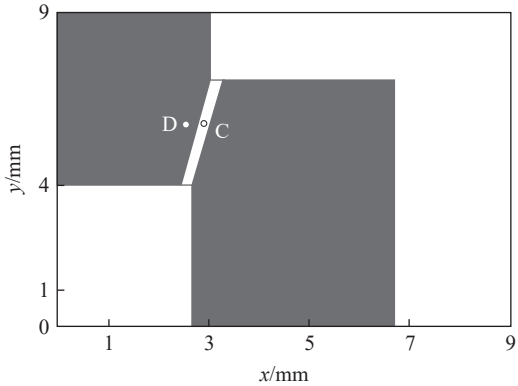


图 8　剪切区典型单元示意图

Fig. 8　Schematic diagram of typical elements in the shear zone

局部化发展而不再保持均匀，表现为单元 C 和单元 D的应力和温度曲线开始出现明显的分叉特征。到 341 μs 时，单元 C 的应力急剧塌陷，甚至失去承载力，温度急剧升高达到 1 722 K，表现出典型的绝热剪切带内材料热塑性失稳流动的特性。与之对应的单元 D 的应力逐渐降低，表现出明显的振荡现象，其温度缓慢升高到 565 K 后“冻结”并不再变化，表明该位置的剪切变形停滞。利用光学显微镜观察帽型试件在此加载条件下形成的绝热剪切带的形貌特征，如图 10 所示，可以清晰地看到，剪切区内部有一条“白亮带”产生，证实了帽型试件在此加载条件下发生了剪切失效。

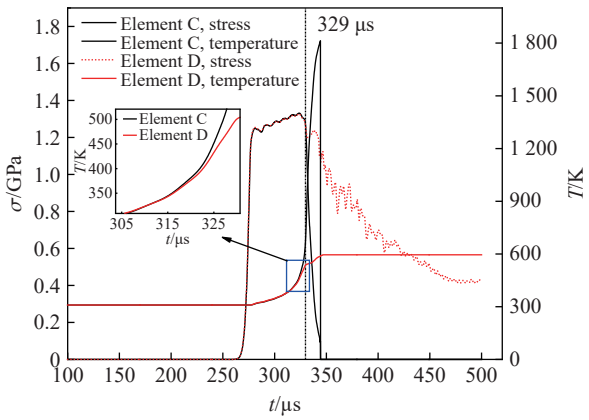


图 9　典型单元的等效应力及温度随时间变化曲线

Fig. 9　Variations of equivalent stress and temperature of typical elements with time

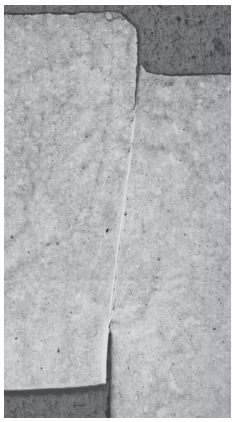
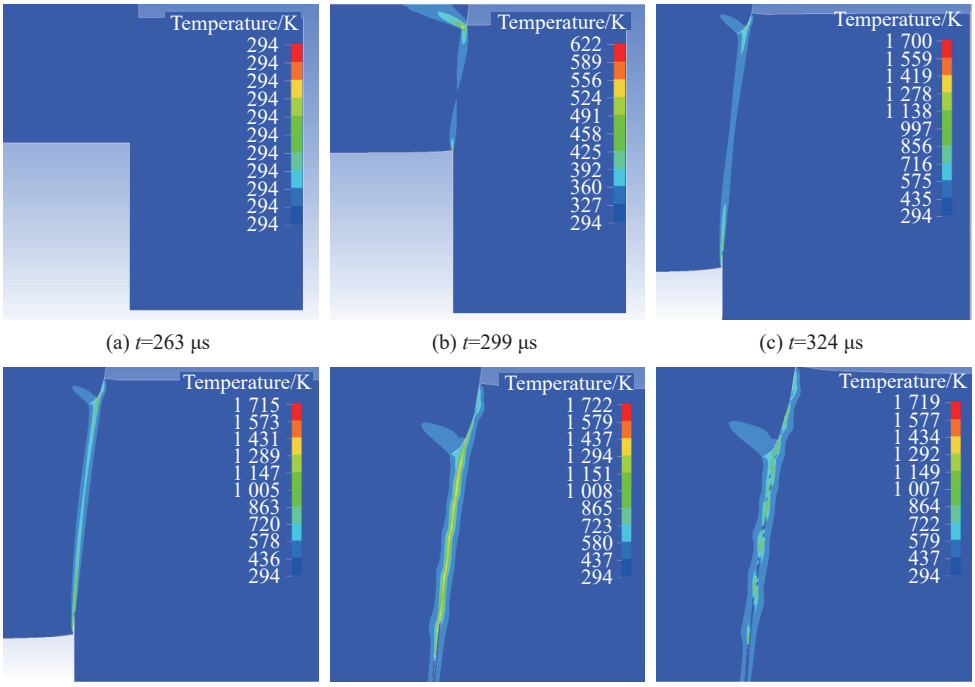


图 10　ASB 的整体形貌特征

Fig. 10　Overall morphology feature of ASB

图 11 显示了 200 mm 长子弹以 24.33 m/s 的速度冲击时轴对称帽型试件绝热剪切形成过程中典型时刻的温度场分布。结合图 9 所示的单元 C 和单元 D 的等效应力和温度演化曲线，可以将绝热剪切演化过程分为 2 个阶段。第 1 阶段为剪切局部化均匀扩展阶段，该过程持续约 61 μs。剪切局部化从帽型试件前后拐角处同时向中心区对向扩展，呈带状分布，如图 11(b) 所示。到 324 μs，剪切带完全贯穿，剪



(a) t=263 μs　(b) t=299 μs　(c) t=324 μs

(d) t=329 μs　(e) t=341 μs　(f) t=360 μs

图 11　绝热剪切带形成过程中典型时刻的温度云图

Fig. 11　Temperature nephogram at typical moments during the formation of adiabatic shear bands

切区内变形几乎一致，除拐角处的温度较高，剪切带内大部分区域的温度较低，约 460 K。第 2 阶段为剪切局部化快速发展阶段（324～341 μs），17 μs 内剪切带内应力迅速塌陷，材料发生剧烈的塑性流动失稳，造成带内温度急剧升高。在该阶段，剪切带内的塑性剪切变形并不均匀，形成数个变形集中热点，其温升甚至超过 1 720 K，如图 11(e) 所示，剪切带内的温度场呈现热点分布特性。Bronkhorst 等[20] 对钽和不锈钢帽型试件在剪切变形过程中的温升分布进行了实验和模拟研究，也得到了类似结论。

4　结　论

采用 SHPB 系统对 30CrMnMo 钢轴对称帽型试件进行冲击剪切实验，分析了不同脉冲应力冲击载荷下试件的动力学响应，结合 LS-DYNA 对帽型试件的绝热剪切过程进行有限元模拟，得到如下结论。

(1) 脉冲应力冲击载荷下，轴对称帽型试件是否发生剪切失稳取决于脉冲应力比冲量，对于本研究的 30CrMnMo 钢帽型试件，发生剪切失效对应的脉冲应力比冲量近似常量（565.3 MPa·μs/mm^2）。冲击剪切失效时，脉冲宽度内透射脉冲应力波形曲线出现明显的卸载塌陷。

(2) 网格尺寸对动态绝热剪切失效模拟结果有重要影响，网格尺寸小于剪切带宽度时，能够有效模拟剪切带内的局部热点特性，剪切带内的塑性变形剧烈，局部热点温升甚至超过 1 720 K。

(3) 剪切失稳首先在帽型试件剪切区拐角处发生，同时向剪切中心传播。绝热剪切演化过程中，剪切带内、外材料主要经历均匀变形和失稳快速扩展 2 个阶段，其中剪切带内材料应力塌陷、急剧温升，剪切带外材料的剪切变形近乎停滞。

参考文献：

[1] KURIYAMA S, MEYERS M A. Numerical modeling of the propagation of an adiabatic shear band [J]. Metallurgical Transactions A, 1986, 17(3): 443–450.

[2] BONNET-LEBOUVIER A S, MOLINARI A, LIPINSKI P, et al. Analysis of the dynamic propagation of adiabatic shear bands [J]. International Journal of Solids and Structures, 2002, 39(16): 4249–4269.

[3] MEDYANIK S N, LIU W K, LI S F. On criteria for dynamic adiabatic shear band propagation [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2007, 55(7): 1439–1461.

[4] TENG X, WIERZBICKI T, COUQUE H. On the transition from adiabatic shear banding to fracture [J]. Mechanics of Materials, 2007, 39(2): 107–125.

[5] 付应乾, 董新龙. 帽型试样动态绝热剪切破坏演化分析 [J]. 固体力学学报, 2015, 36(5): 392–400.
FU Y Q, DONG X L. Study of evolution of adiabatic shear failure in hat-shaped specimen under dynamic loading [J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2015, 36(5): 392–400.

[6] GUO Y Z, RUAN Q C, ZHU S X, et al. Dynamic failure of titanium: temperature rise and adiabatic shear band formation [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2020, 135: 103811.

[7] ZHU S X, GUO Y Z, CHEN H S, et al. Formation of adiabatic shear band within Ti-6Al-4V: effects of stress state [J]. Mechanics of Materials, 2019, 137: 103102.

[8] 王财源, 余丰. 复杂应力状态下 GCr15 轴承钢的动态剪切及熔融特性研究 [J]. 力学季刊, 2022, 43(1): 84–92.
WANG C Y, YU F. Research on dynamic shearing and melting characteristics of GCr15 bearing steel under complex stress state [J]. Chinese Quarterly of Mechanics, 2022, 43(1): 84–92.

[9] MEYER L W, MANWARING S. Critical adiabatic shear strength of low alloyed steel under compressive loading [M]//MURR L E, STAUDHAMMER K P, MEYERS M A. Metallurgical Applications of Shock Wave and High-Strain-Rate Phenomena. New York: Marcel Dekker Inc., 1985: 657–674.

[10] 王礼立. 应力波基础 [M]. 2 版. 北京: 国防工业出版社, 2005.
WANG L L. Foundation of stress waves [M]. 2nd ed. Beijing: National Defense Industry Press, 2005.

[11] 杨扬, 程信林. 绝热剪切的研究现状及发展趋势 [J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(3): 401–408.
YANG Y, CHENG X L. Current status and trends in researches on adiabatic shearing [J]. The Chinese Journal of Nonferrous

Metals, 2002, 12(3): 401–408.
［12］TRESCA M H. On further applications of the flow of solids [J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 1878, 29(1): 301–345.
［13］RULE W K, JONES S E. A revised form for the Johnson-Cook strength model [J]. International Journal of Impact Engineering, 1998, 21(8): 609–624.
［14］BØRVIK T, DEY S, CLAUSEN A H. Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles [J]. International Journal of Impact Engineering, 2009, 36(7): 948–964.
［15］周刚毅. TA2 钛合金绝热剪切破坏特性及应力状态、晶粒度影响 [D]. 宁波: 宁波大学, 2018.
ZHOU G Y. Adiabatic shearing behavior of TA2 titanium alloy and its influence of stress state, grain size [D]. Ningbo: Ningbo University, 2018.
［16］LI J R, YU J L, WEI Z G. Influence of specimen geometry on adiabatic shear instability of tungsten heavy alloys [J]. International Journal of Impact Engineering, 2003, 28(3): 303–314.
［17］WEI Z G, YU J L, LI J, et al. Influence of stress condition on adiabatic shear localization of tungsten heavy alloys [J]. International Journal of Impact Engineering, 2001, 26(1): 843–852.
［18］RANC N, TARAVELLA L, PINA V, et al. Temperature field measurement in titanium alloy during high strain rate loading-adiabatic shear bands phenomenon [J]. Mechanics of Materials, 2008, 40(4/5): 255–270.
［19］WRIGHT T W, OCKENDON H. A model for fully formed shear bands [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1992, 40(6): 1217–1226.
［20］BRONKHORST C A, CERRETA E K, XUE Q, et al. An experimental and numerical study of the localization behavior of tantalum and stainless steel [J]. International Journal of Plasticity, 2006, 22(7): 1304–1335.

Adiabatic Shear Failure Behavior of 30CrMnMo Steel under Pulse Stress Impact

CHENG Hao[1], WANG Meng[1], LI Xiang[1], QU Yutong[2], WU Hailong[1], LIU Zizhen[1], LI Bo[1]

（1. *School of Equipment Engineering*, *Shenyang Ligong University*, *Shenyang* 110159, *Liaoning*, *China*;
2. *China Ordnance Industry Testing and Research Institute*, *Huayin* 714200, *Shaanxi*, *China*）

Abstract: In order to study the adiabatic shear failure behavior and evolution characteristics of 30CrMnMo steel under pulse stress impact, a split Hopkinson pressure bar was used to conduct an axisymmetric cap shaped specimen for impact shear experiments. The shear failure evolution and temperature distribution in the shear zone under different incident pulse stress loads were numerically simulated using LS-DYNA dynamic finite element software. The results indicate that the adiabatic shear failure of the cap shaped specimen is related to the specific impulse of the pulse stress. For cap shaped specimen of 30CrMnMo steel, the specific impulse of pulse stress corresponding to the adiabatic shear failure is approximately constant. In numerical simulation, when the grid size is smaller than the width of the shear band, the local temperature rise of hot spot within the shear band can be effectively simulated. The evolution of adiabatic shear instability is characterized by simultaneous propagation from the corner of the shear zone to the center, and the materials inside and outside the shear zone mainly undergo two stages: uniform shear deformation and rapid expansion of instability.

Keywords: adiabatic shear; pulse stress; axisymmetric cap shaped specimen; temperature field distribution; 30CrMnMo steel