

30CrMnSiNi2A 高强钢的动力学行为及抗侵彻性能*

吴帅涛^{1,2}, 肖新科^{1,2}, 周储伟³

(1. 南阳理工学院土木工程学院, 河南 南阳 473004; 2. 南阳理工学院河南省冲击与工程结构灾害动力学国际联合实验室, 河南 南阳 473004; 3. 南京航空航天大学航空学院, 江苏 南京 210016)

摘要: 为系统表征 30CrMnSiNi2A 高强钢在不同应力状态、应变率和温度条件下的动力学行为, 并研究其在平头弹冲击下的抗侵彻性能与失效特征, 开展了准静态、动态、高温力学性能实验及弹道冲击实验, 建立了相应的塑性-断裂材料模型及有限元分析方法。采用 Ludwik 与 Voce 硬化准则线性组合的修正 Johnson-Cook(MJC)塑性模型描述材料的应变硬化、应变率效应和温度效应, 采用同时考虑应力三轴度、Lode 参数以及应变率和温度影响的扩展 Xue-Wierzbicki(XW)断裂准则表征材料的韧性断裂行为。通过光滑圆棒、缺口圆棒、平板剪切和平面应变等准静态实验, 以及应变率为 $1063.8 \sim 4753.8 \text{ s}^{-1}$ 的分离式霍普金森压杆动态压缩实验、应变率为 $25 \sim 1000 \text{ s}^{-1}$ 的高速拉伸实验和 $200 \sim 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸实验, 结合有限元反演完成材料模型参数的系统标定。结果表明, 30CrMnSiNi2A 高强钢具有显著的应变率强化和高温软化特征: 应变率由准静态提高至 4547.8 s^{-1} 时, 屈服强度由 1095.6 MPa 提高至 1497.0 MPa , 而温度达到 $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 及以上时材料强度明显下降; 其韧性断裂具有显著的应力状态和 Lode 相关性, 剪切和平面应变状态下的断裂应变较单轴拉伸状态分别降低 35.8% 和 63.9% 。采用名义直径 6 mm 平头弹对 4 mm 厚 30CrMnSiNi2A 钢靶开展 13 组弹道冲击实验, 冲击速度为 $196.2 \sim 413.9 \text{ m/s}$, 基于 Lambert-Jonas 模型拟合得到弹道极限为 209.9 m/s , 靶板的主导失效模式为剪切冲塞。基于标定后的材料模型建立 ABAQUS 轴对称有限元模型, 结果表明弹道极限预测对局部单元尺寸具有显著敏感性; 局部单元尺寸为 $75 \text{ }\mu\text{m}$ 和 $50 \text{ }\mu\text{m}$ 时, 预测弹道极限分别为 213.7 和 205.0 m/s , 与实验拟合值的误差分别为 1.8% 和 -2.4% , 且模拟得到的主导失效模式与实验结果一致。研究表明, 系统标定的 MJC 塑性模型与扩展 XW 断裂准则能够较好表征 30CrMnSiNi2A 高强钢的动态塑性和应力状态相关断裂行为, 并可在合理控制局部单元尺寸的条件下预测平头弹冲击下靶板的弹道极限与剪切冲塞失效。

关键词: 本构模型; 断裂准则; 抗侵彻性能; 应力状态; Lode 参数

中图分类号: O347.3

国标学科代码: 13015

文献标识码: A

Dynamic mechanical behavior and ballistic resistance of 30CrMnSiNi2A ultra-high-strength steel

WU Shuaitao^{1,2}, XIAO Xinke^{1,2}, ZHOU Chuwei³

(1. School of Civil Engineering, Nanyang Institute of Technology, Nanyang 473004, Henan, China;

*收稿日期: 2026-04-28; 修回日期: 2026-09-10;

基金项目: 河南省高等学校重点科研项目(25A130007); 南阳市基础与前沿研究计划项目(24JCQY038); 南阳理工学院博士科研启动基金项目(NGBJ-2024-16)

第一作者: 吴帅涛(1981—), 男, 博士研究生, 讲师. 3051038@nyist.edu.cn;

通信作者: 吴帅涛(1981—), 男, 博士研究生, 讲师. 3051038@nyist.edu.cn;

2. Henan International Joint Laboratory of Dynamics of Impact and Disaster of Engineering Structures, Nanyang Institute of Technology, Nanyang 473004, Henan, China;

3. College of Aerospace Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, Jiangsu, China)

Abstract: To systematically characterize the dynamic mechanical behavior of 30CrMnSiNi2A ultra-high-strength steel under different stress states, strain rates, and temperatures, and to evaluate its ballistic resistance and failure characteristics under flat-nosed projectile impact, a comprehensive experimental and numerical investigation was conducted. A modified Johnson-Cook (MJC) plasticity model was employed to describe the plastic response, in which the strain-hardening term was represented by a linear combination of the Ludwik and Voce laws, together with strain-rate hardening and temperature-softening terms. An extended Xue-Wierzbicki (XW) fracture criterion incorporating stress triaxiality, the normalized third invariant of the deviatoric stress tensor (Lode parameter), strain rate, and temperature was adopted to characterize ductile fracture. The material parameters were calibrated using a combined experimental and finite-element-based identification procedure. Quasi-static tests on smooth round-bar, notched round-bar, flat shear, and plane-strain specimens were performed to cover different stress states. Split Hopkinson pressure bar compression tests at strain rates of $1063.8\sim 4753.8\text{ s}^{-1}$, high-rate tensile tests at $25\sim 1000\text{ s}^{-1}$, and elevated-temperature tensile tests from 200 to 800 °C were further conducted to characterize strain-rate and temperature effects. Digital image correlation was used to measure local deformation and strain fields in the shear, plane-strain, and high-rate tensile specimens. The quasi-static hardening parameters were determined from the smooth round-bar tensile response, with one weighting parameter identified through inverse optimization by coupling Isight with ABAQUS. The strain-rate and thermal-softening parameters were calibrated from the measured yield stresses at different strain rates and temperatures. For fracture calibration, finite element simulations of the smooth and notched round-bar, shear, and plane-strain tests were used to extract the histories of equivalent plastic strain, stress triaxiality, and Lode parameter at the fracture location, from which the stress-state-dependent fracture locus was established. The strain-rate- and temperature-dependent fracture parameters were subsequently determined from the high-rate and elevated-temperature tensile tests. Ballistic resistance was evaluated through 13 impact tests using nominally 6-mm-diameter flat-nosed projectiles against 4-mm-thick steel targets at impact velocities of 196.2~413.9 m/s. The ballistic limit was obtained by fitting the initial-residual velocity data using the Lambert-Jonas relationship. Axisymmetric finite element simulations were finally performed in ABAQUS to evaluate the predictive capability of the calibrated material model and to quantify the influence of local element size. The results show pronounced strain-rate strengthening and thermal softening of 30CrMnSiNi2A steel. As the strain rate increased from the quasi-static regime to 4547.8 s^{-1} , the yield strength increased from 1095.6 to 1497.0 MPa, whereas a marked loss of strength occurred at temperatures of 600 °C and above. The ductile fracture response exhibited a pronounced dependence on stress state and the Lode parameter. Relative to uniaxial tension, the fracture strains under shear and plane-strain tension decreased by 35.8% and 63.9%, respectively. The Lambert-Jonas fit to the ballistic-test data yielded a ballistic limit of 209.9 m/s, and shear plugging was identified as the dominant target failure mode. The numerical ballistic limit showed significant mesh-size dependence: local element sizes of 75 and 50 μm resulted in predicted ballistic limits of 213.7 and 205.0 m/s, corresponding to deviations of +1.8% and -2.4% from the experimental fit, respectively. The dominant shear-plugging failure mode was also reproduced numerically. The results demonstrate that the systematically calibrated MJC plasticity model combined with the extended XW fracture criterion provides an effective description of the dynamic plasticity and stress-state-dependent ductile fracture of 30CrMnSiNi2A steel. With an appropriately refined local mesh, the modeling framework can reasonably predict the ballistic limit and dominant shear-plugging failure of thin 30CrMnSiNi2A steel targets subjected to flat-nosed projectile impact.

Keywords: Constitutive model; Fracture criterion; Penetration resistance performance; Stress state; Lode parameter

30CrMnSiNi2A 钢是一种综合性能良好的低合金高强度钢, 经适当热处理可获得较高的强度以及良好的韧性和抗冲击性能, 广泛用于飞机起落架、机翼大梁、发动机壳体、战斗部壳体等关键承载构

件^[1-4]。上述构件在服役过程中可能承受撞击、爆炸和高速侵彻等瞬态载荷,局部材料往往同时经历高应变率、大塑性变形、显著温升和快速变化的复杂应力状态。在此条件下,材料的流动应力和断裂延性不仅需要考虑塑性应变,还应计及应变率、温度及应力状态等因素的共同影响。因此,系统表征 30CrMnSiNi2A 钢在复杂载荷条件下的塑性与断裂行为,是评价相关结构动态承载能力和抗侵彻性能的基础。

围绕 30CrMnSiNi2A 钢的组织 and 力学性能,已有研究首先关注了热处理制度及应变率对材料性能的影响。刘宪民等^[1]研究发现,该钢经 890~900 °C 油淬和 260~300 °C 回火后可获得较好的强韧性匹配,而在 350~550 °C 回火时存在明显的回火脆性。薛智等^[2]、武海军等^[3]以及周义清和张治民^[4]采用分离式霍普金森压杆开展了不同热处理状态下的动态压缩试验,结果总体表明,该钢的屈服强度具有一定的应变率敏感性,并据此标定了相应的 Johnson-Cook 本构参数。Niu 等^[5]进一步在 30~700 °C 和高应变率条件下研究了材料的动态压缩行为,发现其流动应力随温度升高明显降低。李磊等^[6]从材料硬度角度分析了动态本构和损伤参数的变化规律,指出硬度升高会导致材料塑性下降、脆性增强,并对动态本构和断裂参数产生显著影响。闫华东等^[7]在 25~800 °C 和 0.0005~10000 s⁻¹ 范围内研究了材料的静、动态压缩行为,进一步揭示了其明显的温度软化特征。这些研究为认识 30CrMnSiNi2A 钢的热处理响应、应变率效应和温度效应提供了重要基础,但多数工作以单轴压缩为主要载荷路径,对复杂应力状态下流动与断裂行为的统一描述仍显不足。

在动态剪切和断裂方面,余万千等^[8]通过光滑圆棒、缺口圆棒、缺口平板和圆柱压缩试验,获得了应力三轴度约为 -1/3~1.5 范围内的断裂数据,发现 30CrMnSiNi2A 钢的断裂应变与应力状态密切相关;在低应力三轴度区域, Bao-Wierzbicki 模型对试验结果的描述优于传统 Johnson-Cook 断裂模型。Fan 等^[9]采用 II 型动态断裂试验研究了 30CrMnSiNi2A 钢的加载率效应,发现其 II 型动态断裂韧度随加载率提高而增大,失效模式随加载率增加逐渐由拉伸断裂向绝热剪切断裂转变。Xiao 等^[10]采用平帽形试样研究了 30CrMnSiNi2A 钢在压缩-剪切应力状态下的动态剪切变形与断裂行为。试验采用分离式霍普金森压杆加载,并结合超高速摄影、数字图像相关分析和显微组织观察获取剪切局部化及裂纹萌生信息。Li 等^[11]进一步考察了不同硬度、温度和应变率条件下的动态剪切行为及绝热剪切带微观演化。上述研究拓展了对 30CrMnSiNi2A 钢动态剪切失效机理的认识,但其研究重点主要集中于动态剪切响应、裂纹尖端失效模式或绝热剪切带演化,尚未形成同时覆盖轴对称拉伸、剪切和平面应变等典型应力状态,并兼顾应变率与温度效应的统一断裂轨迹。

韧性断裂是孔洞形核、长大和聚合等微观损伤过程在宏观尺度上的综合表现,其演化过程受应力三轴度和第三偏应力不变量共同控制。以应力三轴度为主要应力状态变量的断裂准则能够较好地描述轴对称拉伸条件下的断裂行为,但难以区分相同应力三轴度、不同 Lode 参数所对应的剪切、平面应变和轴对称载荷状态^[12-14]。Coppola 等^[15]、Papasidero 等^[16]、Dunand 和 Mohr^[17]以及 Šebek 等^[18]的研究表明, Lode 参数会对金属材料的塑性局部化和断裂应变产生显著影响,尤其是在低应力三轴度区域,仅采用应力三轴度表征断裂延性可产生明显误差。Xue 和 Wierzbicki^[14]建立的断裂模型同时引入压力敏感性和 Lode 相关性,为描述复杂应力状态下的韧性断裂提供了有效途径。对于 30CrMnSiNi2A 钢,现有研究已揭示应力三轴度的重要影响,但 Lode 参数对其断裂延性的作用规律以及该作用在弹道冲击条件下的实际影响,仍需要通过更完整的试验和数值分析加以确定。

平头弹撞击金属靶板时,弹体边缘附近的靶板材料通常发生高度局部化的剪切变形,并可能以剪切冲塞方式失效。在这一过程中,材料同时经历大塑性应变、高应变率、近绝热温升及复杂应力状态,使弹道极限和失效过程对材料本构关系、断裂准则及数值离散方式较为敏感。近年来,为了更精准地描述金属材料在极端冲击载荷下的动态力学行为,学者们对经典本构模型及断裂准则进行了广泛的拓展与应用。例如,针对高应变率与高温耦合作用下的绝热温升与软化效应,郭宇阳等^[19]提出了一种引入温度-应变率耦合修正项的改进型 Johnson-Cook 本构关系;彭建等^[20]系统标定了金属

材料在宽温域及宽应变率下的 J-C 本构模型和失效准则参数, 并成功应用于高速气炮冲击下靶板冲塞失效与弹道极限的数值预测中。Kane 等^[21]指出, 采用局部损伤和单元删除方法模拟平头弹侵彻时, 剪切冲塞和弹道极限预测结果会受到单元尺寸的明显影响。针对 Lode 参数的作用, 已有研究得出了不完全一致的结论: 对 2024-T351 铝合金靶板, 引入 Lode 相关断裂准则可明显改善弹道极限和剪切冲塞预测^[22]; 而对 Weldox 700 E 高强钢靶板, 是否考虑 Lode 参数对弹道极限预测的影响相对有限^[23]。这表明, Lode 效应在弹道冲击模拟中的重要程度与材料断裂延性及具体弹靶构型有关。因此, 有必要针对 30CrMnSiNi2A 钢自身的断裂轨迹, 评价 Lode 相关断裂准则对其弹道极限和失效行为的预测表现, 并同时分析计算结果的网格敏感性。

综上, 现有研究已从热处理、应变率、温度、应力三轴度、动态剪切和 II 型断裂等方面对 30CrMnSiNi2A 钢开展了较为广泛的研究, 但仍缺乏同时覆盖复杂应力状态、宽应变率和宽温度范围的成套塑性与断裂参数; 其韧性断裂的 Lode 相关性, 以及这种相关性在平头弹撞击和剪切冲塞过程中的作用尚未得到充分研究。同时, 该材料作为靶板时的弹道极限、失效模式及其数值预测中的网格敏感性仍需要系统评价。

基于此, 以经典 Johnson-Cook 模型^[24,25]为基本框架, 采用由 Ludwik 和 Voce 硬化关系^[26,27]线性组合的修正 Johnson-Cook 本构模型描述 30CrMnSiNi2A 钢的流动应力, 并采用扩展 Xue-Wierzbicki 断裂准则^[14]描述材料的断裂行为; 该准则以应力三轴度和 Lode 参数(无量纲化应力偏张量第三不变量)共同表征应力状态, 并进一步引入应变率和温度修正项。通过光滑圆棒、缺口圆棒、平板剪切和平面应变试样的准静态试验, 分离式霍普金森压杆动态压缩试验、高速拉伸试验以及高温拉伸试验, 完成材料模型参数的系统标定。在此基础上, 采用平头弹对 4 mm 厚 30CrMnSiNi2A 钢靶板开展弹道冲击试验, 获得初始—剩余速度关系和靶板失效特征; 随后在 ABAQUS 中采用轴对称算法建立有限元计算模型, 评价标定后的材料模型对靶板弹道极限和失效行为的预测表现, 并进一步分析局部单元尺寸对计算结果的影响。

1 材料模型

1.1 修正 Johnson-Cook(MJC)本构模型

本构模型拟采用 Han 等^[28]提出的 Modified Johnson-Cook(MJC)本构模型, 该模型中的应变硬化项由 Ludwik 准则^[26]和 Voce 准则^[27]线性组合而成, 温度软化项则参考 Xiao 等^[21]提出的修正形式。MJC 本构模型写为:

$$\sigma_{eq} = \{\alpha(A + B\epsilon_{eq}^n) + (1 - \alpha)[A + Q(1 - \exp(-\beta\epsilon_{eq}))]\} (1 + C \ln \dot{\epsilon}_{eq}^*) (1 - pT^{*m}) \quad (1)$$

式中: σ_{eq} 为等效应力; ϵ_{eq} 为等效塑性应变; A , B , n , Q , β 和 α 为应变硬化项参数; C 为应变率敏感系数; p 和 m 为温度软化项系数; $\dot{\epsilon}_{eq}^*$ 为无量纲应变率, $\dot{\epsilon}_{eq}^* = \dot{\epsilon}_{eq} / \dot{\epsilon}_0$, 其中 $\dot{\epsilon}_{eq}$ 和 $\dot{\epsilon}_0$ 分别为当前应变率和参考应变率; T^* 为无量纲温度, $T^* = (T_0 - T_r) / (T_m - T_r)$, 其中 T_0 , T_r 和 T_m 分别为材料当前、参考和熔点温度。

1.2 扩展 Xue-Wierzbicki 断裂准则

Xue 和 Wierzbicki^[14]建立的 XW 断裂准则包含了应力三轴度和无量纲化应力偏张量第三不变量的影响, 为适应非线性高温和高应变率应用场景, 参考原始 Johnson-Cook 断裂模型, 将 XW 断裂准则扩展为:

$$\epsilon_f = \left\{ C_1 e^{-C_2 \eta} - (C_1 e^{-C_2 \eta} - C_3 e^{-C_4 \eta}) (1 - \xi^{C_5})^{1/C_5} \right\} (1 + C_6 \ln \dot{\epsilon}_{eq}^*) (1 + C_7 T^{*C_8}) \quad (2)$$

式中: $C_1 \sim C_8$ 为材料模型参数; 应力三轴度 η 与无量纲化的应力偏张量第三不变量 ξ 定义为:

$$\eta = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3\sigma_{eq}}, \quad \xi = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_{eq}^3} = \frac{27}{2} \frac{s_1 s_2 s_3}{\sigma_{eq}^3} \quad (3)$$

式中： σ_1 、 σ_2 与 σ_3 为第一、第二和第三主应力； s_1 、 s_2 和 s_3 分别为应力偏张量的三个主值； J_3 为应力偏张量第三不变量。无量纲化应力偏张量第三不变量与 Lode 角 $\bar{\theta}$ 的关系为：

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{2}{\pi} a \cos(\xi) \quad (4)$$

正因为如此，无量纲化应力偏张量第三不变量也可称为 Lode 参数。另外，在高应变率过程中，材料内部假定为绝热条件，温升 ΔT 计算为：

$$\Delta T = \frac{\chi}{\rho C_p} \int \sigma_{eq} d\varepsilon_{eq} \quad (5)$$

式中： ρ 为密度； C_p 为比热容； χ 为泰勒-奎尼系数，取值为 0.9^[29]。

2 材料力学性能实验及模型参数标定

2.1 材料与实验装置

选取 30CrMnSiNi2A 高强钢作为研究对象。试样经调质处理后用于力学性能测试，具体热处理制度为：在 890 °C 下保温 30 min 进行奥氏体化处理，随后油淬；淬火后于 600 °C 进行 180 min 回火处理，最后空冷至室温。材料化学成分见文献[10]，符合 GJB1951-1994 中 30CrMnSiNi2A 钢的要求。原始材料为 80mm 直径的 30CrMnSiNi2A 钢棒，通过线切割得到不同直径的圆棒或者不同厚度的平板，之后进行热处理，热处理后材料的硬度为 38 HRC。圆棒的轴向与平板的长度方向与原始棒材的轴向一致。

为标定本构模型和断裂准则模型参数，开展了：(1) 光滑圆棒(Smooth Round bar, SRB)、缺口圆棒(Notched Round bar, NRB)、平面应变(Plane-Strain, PE)试样的准静态常温拉伸实验，以及准静态常温平板剪切(Shear)实验，该组实验记为实验 I；(2) 准静态不同高温条件下光滑圆棒试样的拉伸实验，该组实验记为实验 II；(3) 常温条件下的霍普金森压杆实验与高速拉伸实验等，采用的试样分别为动态压缩圆柱(Dynamic Compression Cylinder, DCC)与高应变率平板拉伸试样(High Rate Dog-bone, HRDB)，该组实验记为实验 III。试样的设计图纸如图 1 所示。

实验 I 与 II 在 100 kN 岛津万能材料试验机上开展，光滑圆棒、缺口圆棒拉伸实验中采用基恩士的 KM-3000 测试最小直径的缩小量并于试验机输出的载荷同步；平面应变和平板剪切试样表面喷涂了散斑，分别采用单台和双台工业相机拍摄试样表面的变形图像，最终利用数字图像相关(Digital Image Correlation, DIC)软件 MatchID 获取标距段的相对伸长量并计算得到标距区的变形与应变场，标记点的位置和标距段的长度见图 1(d)与(e)。高温实验的温度范围为 200-800 °C，通过工业相机采集图像并利用 MatchID 软件获得 SRB 试样 40 mm 长平行段的伸长量。

实验 III 中的动态压缩实验利用直径 11.89 mm 的霍普金森压杆开展，杆件的材料为 C350；图 1(f)所示的高速拉伸平板试样通过 Instron 高速拉伸试验机加载，该设备的最大拉伸速度为 20 m/s，最大载荷为 50 kN。高速拉伸实验的加载速度分别设置为 0.5、5.0、10.0 和 20.0 m/s，实验过程采用 Photron SA-Z 相机以 100000FPS 的帧率拍摄试样表面的变形，试验后通过 MatchID 软件获得标距区的变形和应变场，通过 DIC 分析可以获得试样在断裂瞬间的表面应变。由于试样厚度有限 (2 mm)，可假定应变沿厚度方向均匀分布，因此断裂时刻试样表面的应变即可近似认为是断裂应变。

另外，为了直观获得材料的弹性模量、屈服强度和硬化参数，还在岛津试验机上利用全自动引伸计开展了 SRB 试样的拉伸实验，获得了载荷-伸长量数据。

针对不同实验条件，采用相应的 DIC 测试方案获取试样表面变形信息。对于 Shear 和 PE 试样，在试样表面喷涂随机黑白散斑，分别采用单相机和双相机 DIC 系统采集变形图像，其中双相机系统

用于获取 PE 试样局部区域的三维变形信息。对于高速拉伸实验,采用高速摄影结合 DIC 方法记录试样断裂过程中的表面变形。所有 DIC 数据均采用 MatchID 软件进行后处理。对于 Shear、PE 和 HRDB 试样,平均散斑尺寸分别为 0.016 mm (4.9 pix)、0.12 mm (2.7 pix)和 0.40 mm (3.1 pix),子区尺寸、步长和应变窗口尺寸分别为(21, 7, 7)、(21, 7, 5)与(15, 5, 5)。

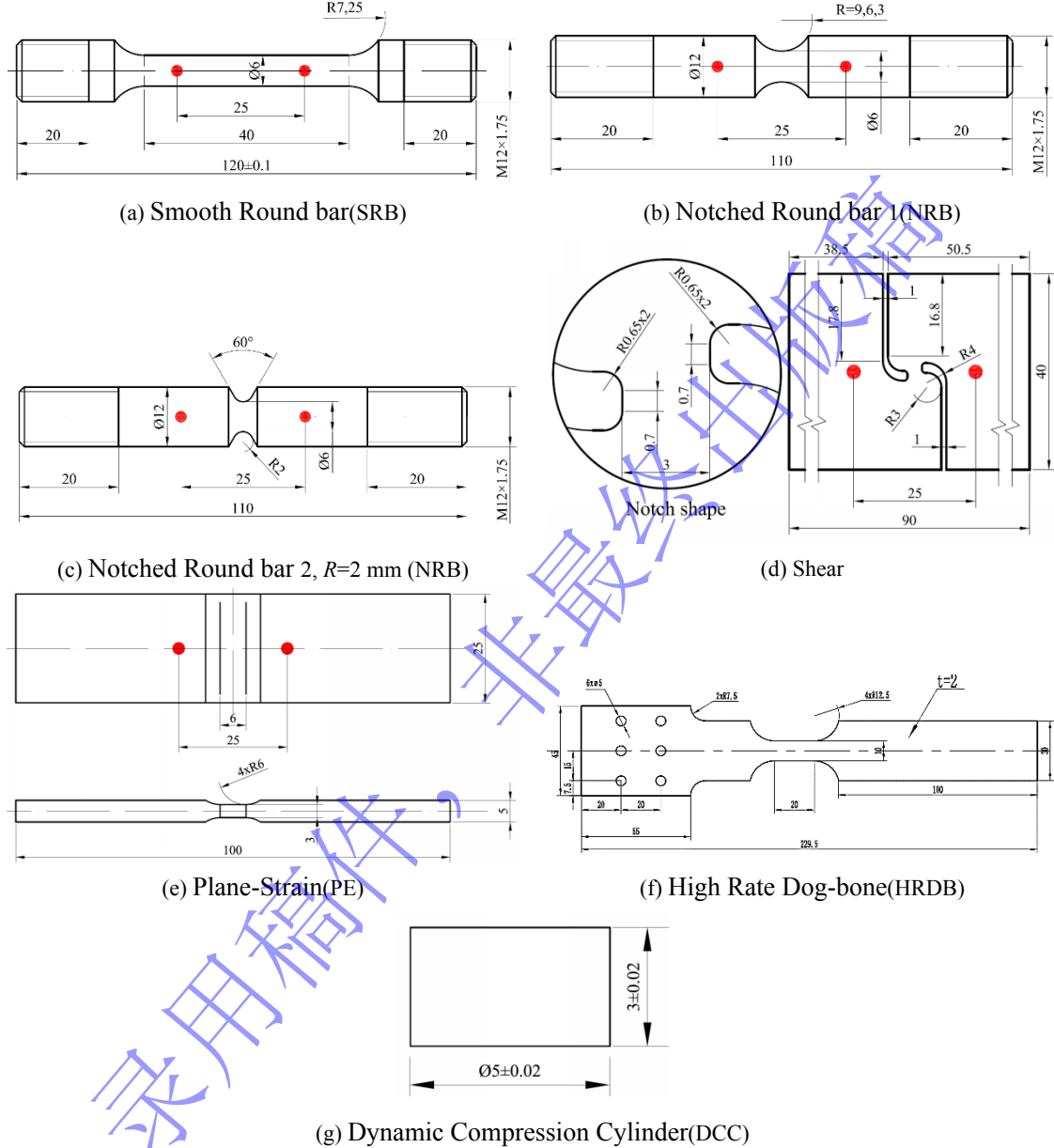


图 1 30CrMnSiNi2A 高强度钢力学性能实验试样(单位: mm)

Fig.1 Mechanical property test specimens of 30CrMnSiNi2A high-strength steel (Unit: mm)

2.2 实验结果

图 2 给出了实验 I 的加载曲线,可见平行实验结果具有较好的一致性,但 $R=2$ 和 3 mm 的 NRB 试样的个别结果与其他结果出现了一定的差别,这可能是因为材料本身存在一定的不均匀性或者热处理条件不完全均匀。

限于篇幅,采用轴向引伸计的 SRB 试样的拉伸结果不再给出。

图 3 给出了一组剪切和平面应变实验过程中试样标距区的等效塑性应变分布图。该结果可为后文数值模拟结果有效性的校验提供靶标。

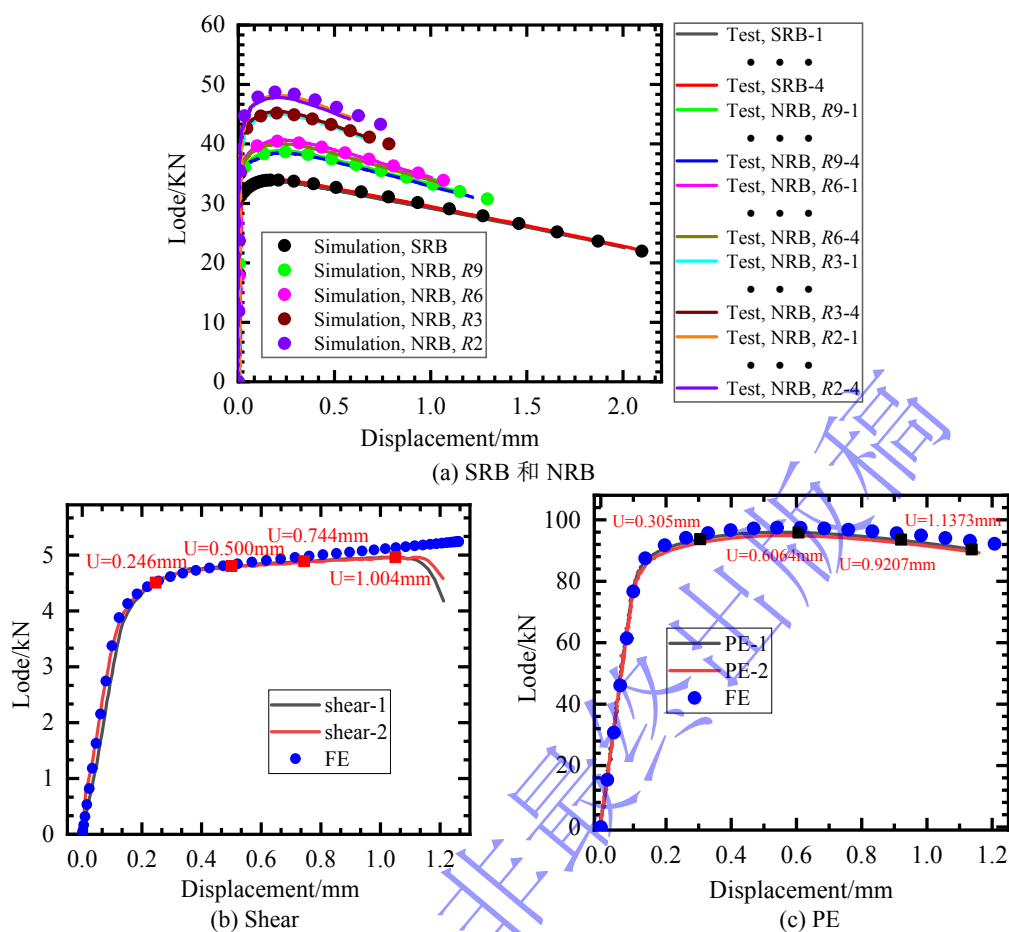


图 2 准静态常温力学性能实验的载荷-位移曲线

Fig.2 The load-displacement curves of mechanical tests under the quasi-static and room temperature condition

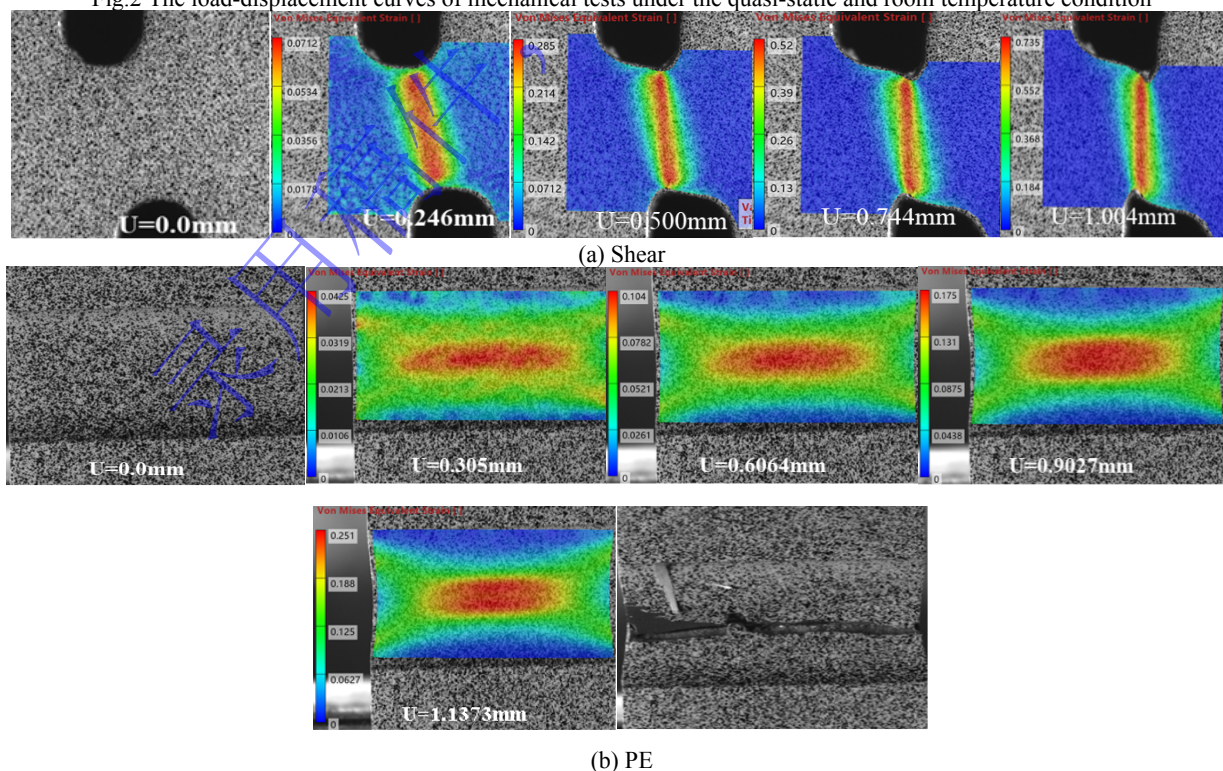
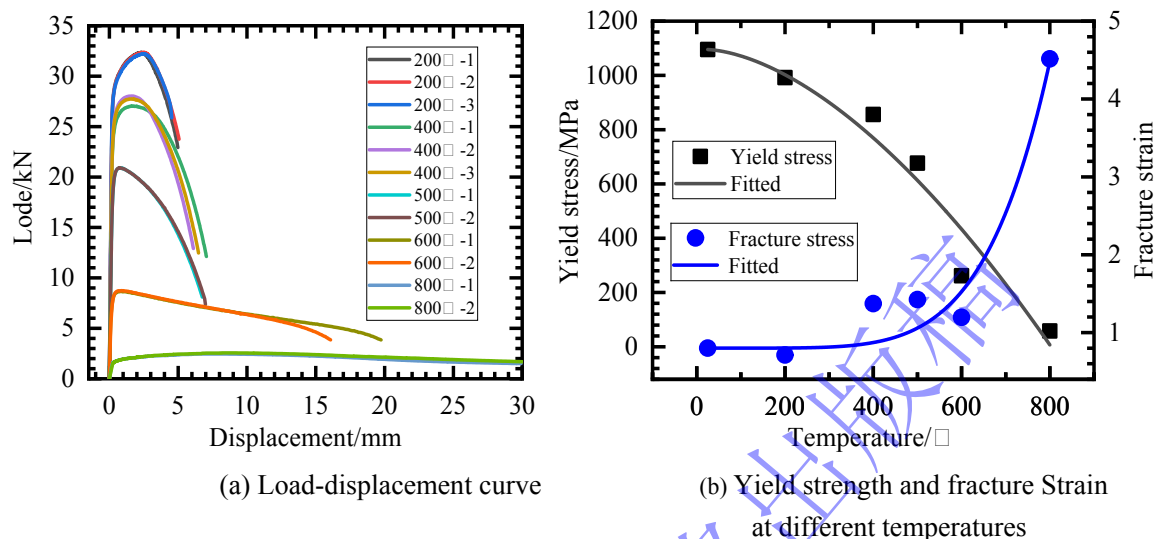


图 3 剪切和平面应变试样加载过程中的等效塑性应变场

Fig. 3 Equivalent plastic strain field during the loading process of the Shear and PE specimens

图 4(a)和(c)给出了 200~800 °C条件下 SRB 试样拉伸实验的载荷-位移响应以及实验后得到的试样。可见，材料在 600 和 800 °C时的强度损失明显，延展性明显增强。



(c) Specimens after tensile test

图 4 高温拉伸实验结果

Fig. 4 Experimental results of high-temperature tensile tests

图 5(a)给出了霍普金森压杆实验获得的不同应变率条件下材料的工程应力-工程应变曲线，该曲线由一维应力波理论获得，相关计算公式见文献[30]。采用文献[31]提出双线性法确定各应变率下的屈服强度，见表 1。

表 1 30CrMnSiNi2A 高强钢在不同应变率下的屈服强度

Table 1 The yield stress of 30CrMnSiNi2A high-strength steel at various strain rates

应变率 /s ⁻¹	4.17×10 ⁻⁴	1063.8	1241.3	3093.4	3114.3	3168.6	4753.8	4547.8	4740.0
屈服强度/MPa	1095.6	1333.9	1266.8	1421.0	1476.0	1394.4	1360.9	1497.0	1438.5

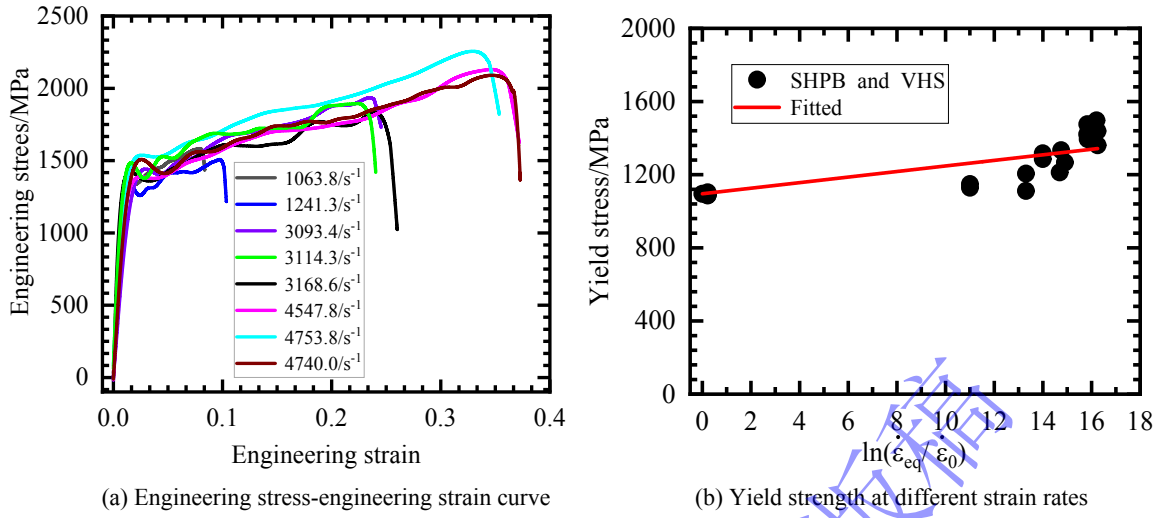


图 5 霍普金森压杆实验结果

Fig. 5 The results of the Hopkinson pressure bar experiments

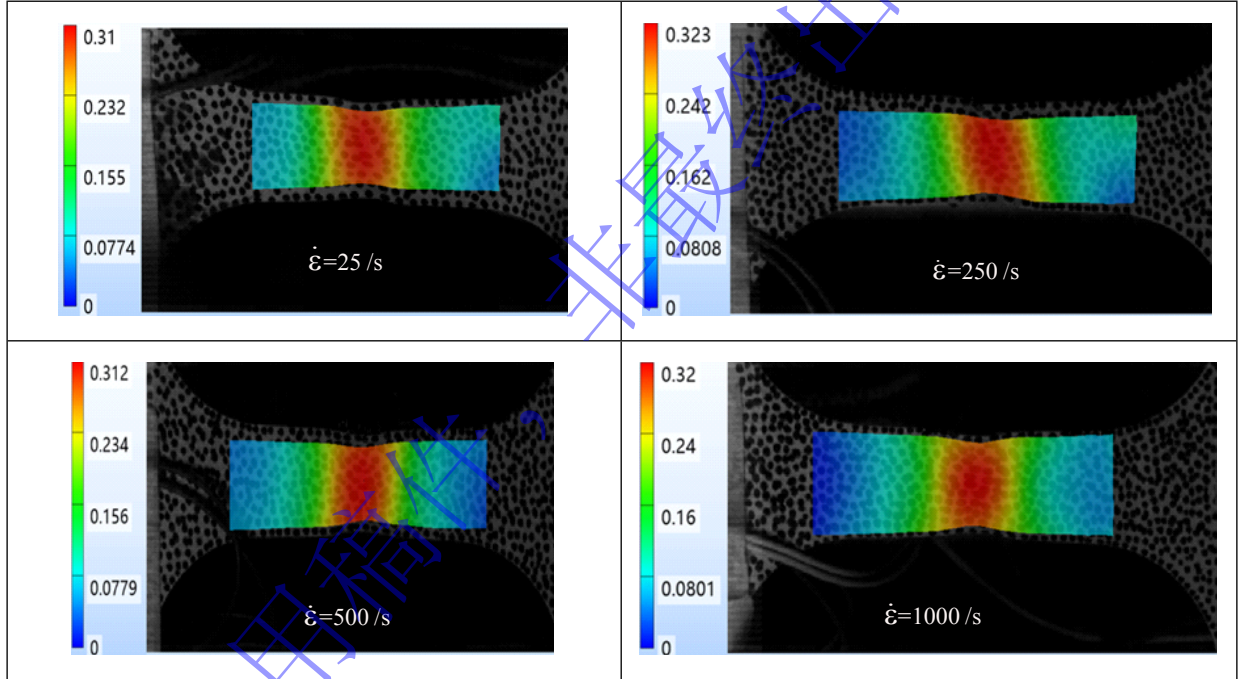


图 6 临近断裂时高速拉伸试样表面等效塑性应变分布

Fig. 6 The distribution of equivalent plastic strain on the surface of the high-speed tensile specimens at the moment of near fracture

图 6 展示了试样在部分典型应变率下高速拉伸至断裂前表面的等效应变分布，该分布基于断裂发生前最后一帧高速摄像图像的数字图像相关(DIC)分析结果获得，在应变率依次为 25、250、500 和 1000 s^{-1} 时，该材料的平均断裂应变(平行实验断裂应变的平均值)分别为 0.313、0.317、0.318 和 0.32。可见在所研究的应变率下，材料的断裂应变对应变率的敏感性较弱。

2.3 材料模型参数标定

为准确获取 30CrMnSiNi2A 高强钢在复杂受载下的材料模型参数，采用实验测试与有限元数值模拟相结合的方法进行了系统的参数标定(参数识别的方法学框架参考了文献[30])。本构模型参数的具体标定步骤如下：

(1) 首先, 基于准静态和常温条件下 SRB 单向拉伸实验结果, 获取弹性模量与屈服强度, 屈服强度即为本构模型参数中的 A 。

(2) 然后, 基于上述结果中屈服至颈缩之间的真应力-真应变数据, 拟合得到模型参数 B 、 n 、 Q 、 β 。

(3) 建立准静态和常温条件下 SRB 单向拉伸实验的二维轴对称有限元模型, 以模型参数 α 为优化控制变量, 生成相应的硬化模型, 使数值模拟预报的载荷-位移响应与实验结果一致, 则得模型参数 α 。

为确定参数 α , 本研究采用 Isight 软件建立参数优化流程, 并调用 ABAQUS 有限元模型进行自动计算。优化过程中采用 Pointer 算法, 以参数 α 作为唯一设计变量, 通过调整其取值获得不同硬化模型, 并以模拟载荷-位移曲线与实验曲线之间误差平方和最小作为优化目标函数, 通过迭代优化获得最佳参数 α 。需要指出的是, 准静态硬化模型中的其他参数均由实验数据和理论关系确定, 并未参与优化, 因此参数识别过程属于单参数优化, 优化空间为一维, 参数耦合导致的非唯一性问题不存在; 同时通过合理设置搜索范围和实验响应验证保证优化结果可靠。

(4) 拟合表 1 中不同应变率下材料的屈服强度, 得模型参数 C , 其中参考应变率以准静态和常温条件下 SRB 单向拉伸实验为准。

(5) 以不同温度下 SRB 试样的屈服强度为依据, 拟合得模型参数 p 与 m , 其中参考温度设为室温 (25 °C)。

断裂准则参数标定采用实验与数值模拟相结合的方法。主要过程为:

(1) 建立 SRB、NRB、PE 以及 Shear 实验的有限元模拟, 采用前述标定的本构模型完成相关计算。

(2) 确认数值模拟结果的有效性, 若数值模拟预报的载荷-位移响应与实验吻合, 则基于数值模拟结果提取断裂位置单元的等效塑性应变以及应力三轴度和无量纲化应力偏张量第三不变量历程。

(3) 将断裂时刻(从实验中提取, 通常为引伸计位移量的关键值)断裂位置单元的等效塑性应变提取为断裂应变, 按公式(6)计算平均应力状态参数。

(4) 汇总 SRB、NRB、PE 以及 Shear 实验对应应力状态和断裂应变, 拟合得到断裂准则模型参数 $C_1 \sim C_5$ 。

(5) 以(3)中 SRB 实验的应变率为参考应变率, 拟合不同应变率下 HRDB 的断裂应变得到模拟参数 C_6 。

(6) 拟合准静态不同温度下 SRB 的断裂应变得到模型参数 C_7 与 C_8 。

需要指出的是, 本构参数在完成标定后保持不变, 并用于所有不同应力状态试样的有限元模拟。有限元计算过程中不再根据实验载荷-位移响应调整本构参数, 其目的仅在于获得断裂区域的局部应力状态和塑性应变演化, 为断裂轨迹建立提供依据。

上述分析过程中, 平均应力三轴度 $\bar{\eta}_{av}$ 与平均无量纲化的应力偏张量第三不变量 ξ_{av} 计算为:

$$\bar{\eta}_{av} = \frac{1}{\varepsilon_f} \int_0^{\varepsilon_f} \eta(\varepsilon_{eq}) H \varepsilon_{eq} \quad \xi_{av} = \frac{1}{\varepsilon_f} \int_0^{\varepsilon_f} \xi(\varepsilon_{eq}) H \varepsilon_{eq} \quad (6)$$

参考已有研究方法, SRB、NRB 和 PE 试样的断裂时刻取为图 2 中载荷-位移曲线出现明显下降的时刻, 断裂位置假定位于试样标距段中心。对于 Shear 试样, 由于剪切带内存在明显的局部化变形, 其载荷响应不存在明显突降, 因此根据实验过程图像及 DIC 应变场演化结果, 以剪切带区域出现宏观可见裂纹的时刻确定断裂时刻和断裂位置。准静态各实验的断裂时刻(位移)以及获得的断裂应变及应力状态列于表 2 中。

表 2 不同应力状态下试样的断裂位移与断裂应变

Table 2 Fracture displacement and fracture strain of specimens subjected to varying stress states

断裂参数	U_f / mm	$\bar{\eta}_{av}$	$\bar{\xi}_{av}$	ε_f
SRB	4.513	0.689	1	1.194
NRB, $R=2$	0.579	1.287	1	0.199
NRB, $R=3$	0.700	1.145	1	0.277
NRB, $R=6$	1.038	0.913	1	0.454
NRB, $R=9$	1.244	0.828	1	0.543
Shear	1.000	-0.050	-0.080	0.766
PE	1.148	0.634	0.226	0.431

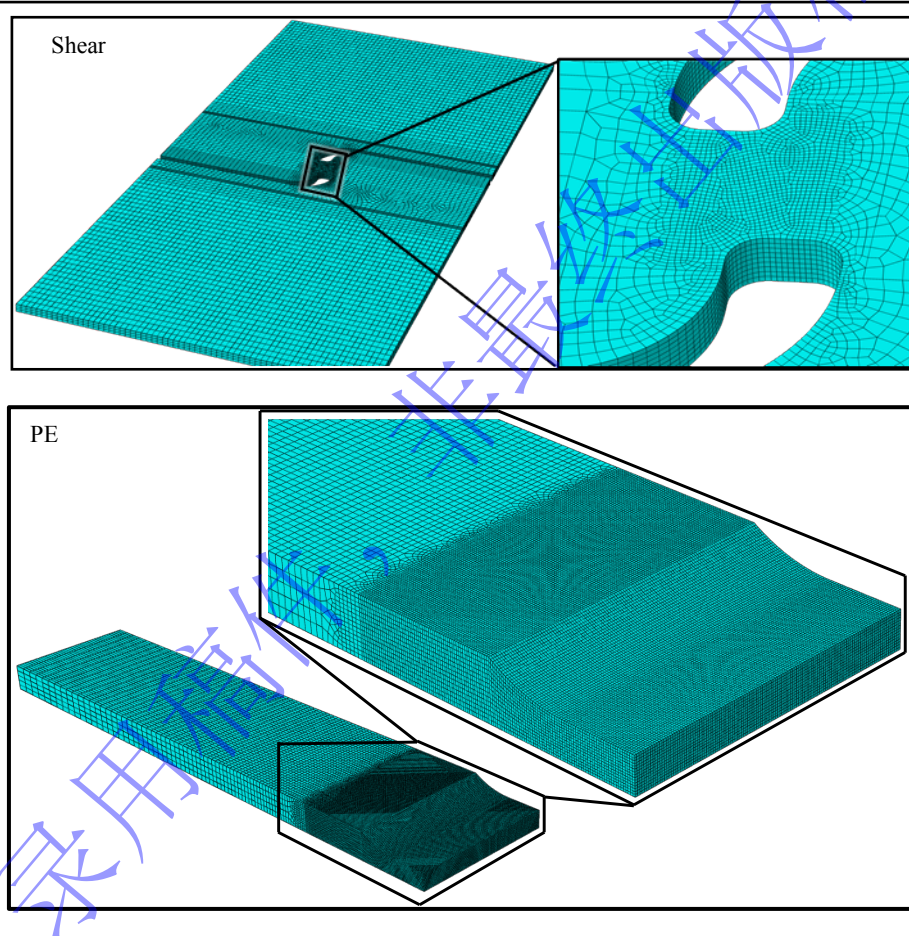


图 7 部分材料力学性能测试的有限元计算模型

Fig. 7 Finite element calculation models for some mechanical property tests of materials

上述计算过程中, SRB、NRB 拉伸实验的有限元模型为二维轴对称模型; PE 和 Shear 采用三维实体模型, 考虑到对称性 PE 采用 1/8 模型, Shear 采用 1/2 模型, 如图 7 所示。获取断裂应变中各有限元计算模型中标距区单元尺寸均约为 0.1 mm。

图 4(b)展示了温度对材料屈服强度和断裂应变的影响以及模型拟合结果; 图 5(b)展示了应变率的影响及模型拟合结果。图 8 绘制了不同应变率下材料的断裂应变及断裂准则的拟合结果, 为保持逻辑

辑一致，其中参考应变率下 SRB 的断裂应变按断口直径计算，即 $\varepsilon_f = 2 \ln(d_0/d_f)$ ，其中 d_0 和 d_f 分别为 SRB 试样的原始直径和断口直径。

通过上述标定，得到了 30CrMnSiNi2A 高强钢的全部模型参数，列于表 3 中。

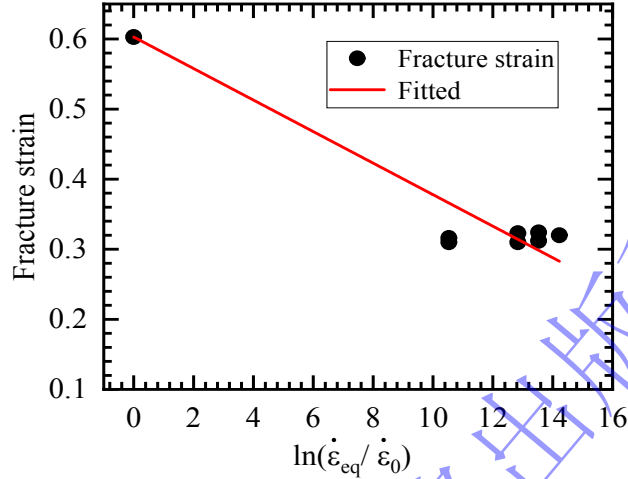


图 8 30CrMnSiNi2A 高强钢在不同应变率下的断裂应变及断裂准则拟合结果

Fig.8 Fracture strain and fracture criterion calibration results for 30CrMnSiNi2A high-strength steel under varying strain rates

表 3 30CrMnSiNi2A 高强钢的材料模型参数

Table 3 Material model parameters of 30CrMnSiNi2A high-strength steel

E/GPa	ν	$\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	$C_p/(\text{J}/\text{kg}/\text{K})$	T_0/K	T_m/K	$\dot{\varepsilon}_0/\text{s}^{-1}$	A/MPa
200.4	0.3	7790	530	293	1764.4	4.17×10^{-4}	1095.6
B/MPa	Q/MPa	n	β	α	C	p	m
1020.8	204.4	0.601	33.45	0.23	0.014	2.880	1.677
C_1	C_2	C_3	C_4	C_5	C_6	C_7	C_8
16.70	3.989	0.734	0.843	4.0	-0.037	149.2	5.48

3 对平头弹的抗侵彻性能

3.1 实验研究

3.1.1 实验材料与装置

30CrMnSiNi2A 靶板与材料力学性能测试试样取自同一原始棒材，首先加工成厚度约为 6.5mm 的圆片，之后与材料力学性能测试试样一起进行热处理，最后加工成厚度为 4 mm、直径为 80mm 的靶板。靶板边缘钻有 12 个直径 3 mm 的钻孔，用于将靶板固定在靶架上。平头圆柱弹采用 9CrSi 钢制成，名义直径为 6mm（受加工公差影响，实测直径在 5.91~5.94 mm 之间），长度为 30mm，名义硬度为 52 HRC。采用南阳理工学院的一级轻气炮开展弹道冲击试验，该气炮主要由增压室、与弹丸口径匹配的发射管、速度测量仪及冲击室组成，如图 9 所示，装置细节可参考文献[31]。弹体撞击靶板的过程采用高速相机(Photron FASTCAM SA-Z, 帧率 60000FPS)进行记录；弹丸初始速度同时通过相机与速度测量仪测量，两者偏差在 2%以内；弹丸穿靶后的剩余速度通过高速摄像计算。

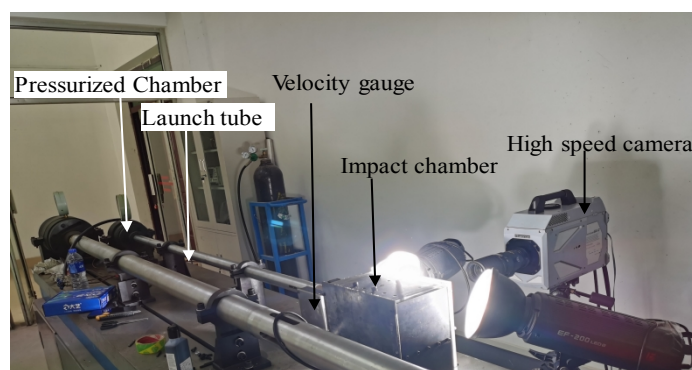


图9 侵彻实验装置

Fig.9 Ballistic impact test set-up

3.1.2 实验结果

共开展 13 组试验, 冲击速度范围为 196.2~413.9 m/s。除初始速度为 196.2 m/s、215.8m/s 时, 子弹反弹, 其余速度下靶板均被子弹贯穿, 弹体剩余速度为 0~311.7m/s, 试验结果见表 4。弹道极限采用 Lambert-Jonas(L-J)模型^[32]计算, 表达式如下:

$$V_r = a(V_0^P - V_{bl}^P)^{1/P} \quad (7)$$

式中: V_0 为弹体初始速度; V_r 为弹体剩余速度; a 与 P 为 L-J 模型常数, V_{bl} 为弹道极限。

基于表 4 中的数据, 通过 L-J 模型采用最小二乘法拟合获得了模型参数 $a=0.77$ 、 $P=3.13$ 、弹道极限 $V_{bl}=209.9$ m/s。需要说明的是, 从表 4 的实验物理现象来看, 最高未穿透速度为 215.8 m/s, 最低穿透速度为 216.6 m/s, 实际的物理弹道极限区间应介于两者之间。L-J 模型拟合值(209.9 m/s)略低于实验最高未穿透速度, 这主要是由于靶板临界穿透状态附近的实验离散性与数学拟合特性共同导致的: 在 $V_0=216.6$ m/s 时, 一旦剪切冲塞块完全脱落, 弹体阻力骤降, 测得了较高的剩余速度 (104.3 m/s); 为使全局误差最小化, L-J 曲线在拟合这一具有一定离散性的“跃变”数据时, 其数学渐近线(即拟合参数 V_{bl})自然向低速方向发生了少许偏移。尽管存在这一微小的数值偏差, L-J 模型仍能合理且整体地描述该材料在较宽速度范围内的弹道响应规律。图 10 展示了实验的初速-剩余速度及 L-J 模型的预报结果, 可见 L-J 模型的预报结果与实验结果一致性良好。

表 4 弹道冲击试验结果

Table 4 Ballistic impact test results

试验 编号	弹体 直径 D/mm	弹体 长度 L/mm	初始 质量 m/g	初始 速度 $V_0/(m/s)$	剩余 速度 $V_r/(m/s)$	状态 结果
1	5.94	29.79	6.44	301.9	190.6	穿透
2	5.93	29.76	6.46	215.8	0.0	反弹
3	5.94	29.77	6.45	196.2	0.0	反弹
4	5.94	29.77	6.39	330.1	216.4	穿透
5	5.94	29.81	6.39	286.6	184.7	穿透
6	5.93	29.80	6.43	247.1	145.4	穿透
7	5.93	29.77	6.39	252.9	164.8	穿透
8	5.94	29.80	6.45	268.3	169.7	穿透
9	5.93	29.80	6.45	249.3	149.2	穿透
10	5.91	29.79	6.43	234.8	140.1	穿透
11	5.93	29.81	6.45	216.6	104.3	穿透
12	5.93	29.78	6.436	233.9	132.7	穿透
13	5.93	29.79	6.443	413.9	311.7	穿透

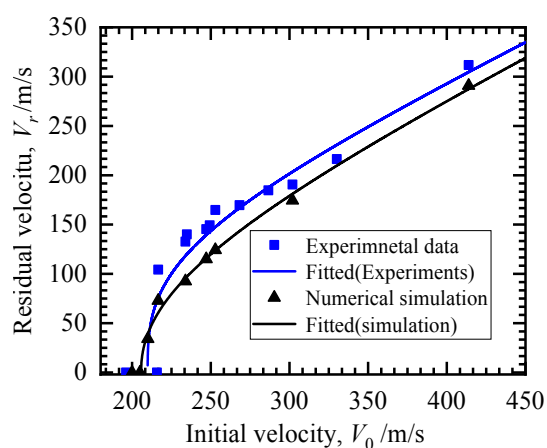
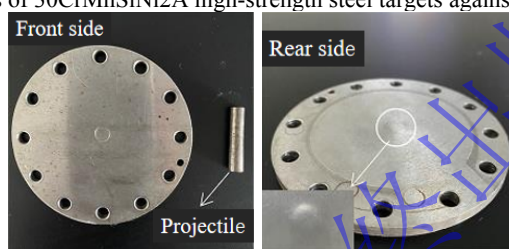
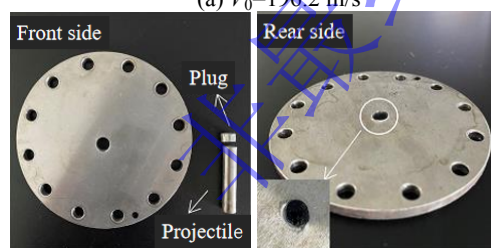


图 10 30CrMnSiNi2A 高强钢靶对平头弹的弹道曲线

Fig.10 Ballistic curves of 30CrMnSiNi2A high-strength steel targets against blunt projectile impact



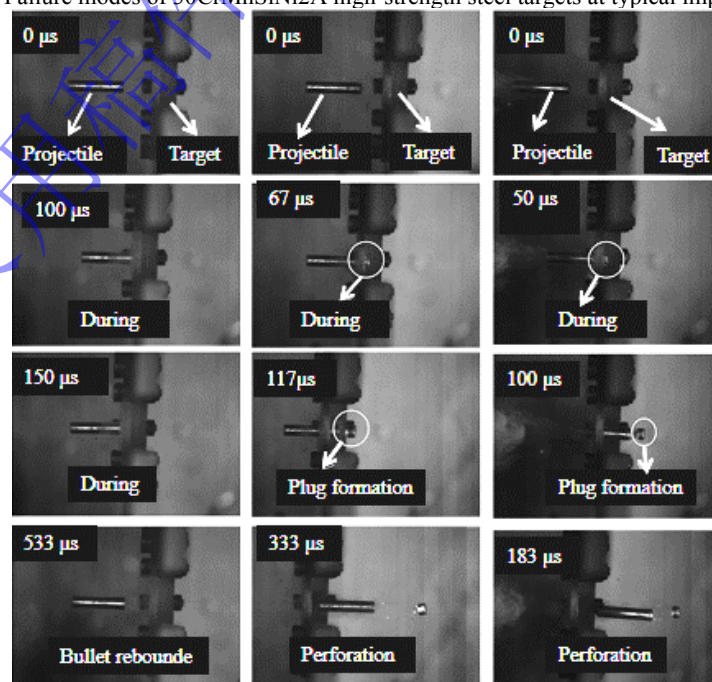
(a) $V_0=196.2$ m/s



(b) $V_0=413.9$ m/s

图 11 典型撞击速度下 30CrMnSiNi2A 高强钢靶的失效模式

Fig.11 Failure modes of 30CrMnSiNi2A high-strength steel targets at typical impact velocities



(a) $V_0=196.2\text{m/s}$ (b) $V_0=233.9\text{m/s}$ (c) $V_0=413.9\text{m/s}$

图 12 30CrMnSiNi2A 靶板在三种速度下的冲击过程

Fig.12 The impact process of 30CrMnSiNi2A target plates at three different impact velocities

实验中,观察到靶板的失效模式为剪切冲塞,这是钝头刚性弹冲击韧性金属靶板时常见的失效模式。当冲击速度小于弹道极限速度时,靶板正面和背面分别出现冲坑与隆起,子弹反弹,背面产生较大塑性变形,但未发现裂纹;冲击速度高于弹道极限速度时,子弹贯穿靶板并平行飞出,靶板背面弹孔附近未出现明显裂纹,如图 11 所示。图 12 展示了三种典型撞击速度下的高速相机摄像图像,可清楚看到撞击产生的剪切冲塞,且冲击过程中未发现碎片飞出现象。

3.2 数值模拟研究

3.2.1 有限元计算模型

基于上述塑性模型与断裂准则,在 ABAQUS 中采用轴对称算法建立有限元计算模型。弹体与靶板建模均设为变形体,采用 CAX4R 单元。弹体直径 5.94mm、长度 29.78 mm,靶板直径 80 mm、厚度 4.0 mm。弹体单元网格尺寸为 $0.4\text{ mm}\times 0.4\text{ mm}$;由于剪切冲塞的数值模拟结果通常具有明显的网格敏感性,靶板中心区域采用四种网格尺寸,分别为 $50\mu\text{m}\times 50\mu\text{m}$ 、 $75\mu\text{m}\times 75\mu\text{m}$ 、 $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ 与 $200\mu\text{m}\times 200\mu\text{m}$,对应靶板厚度方向的单元数量分别为 80、53、40 与 20 个;中心区域以外的其它网格则逐渐粗化。图 13 给出了单元网格尺寸为 $50\mu\text{m}\times 50\mu\text{m}$ 的有限元局部细化模型。

靶板边缘固定,初温设为 $20\text{ }^{\circ}\text{C}(293\text{K})$;弹体初始速度沿垂直于靶板的方向施加。采用通用接触算法定义所有可能接触对的接触行为。接触表面间的法向行为采用“硬接触”。考虑到平头弹撞击引发剪切冲塞失效时,弹靶界面主要承受法向高强压缩,冲塞脱落前后的切向相对滑动较小,摩擦做功在总能量耗散中的占比微乎其微。因此,基于剪切冲塞的物理特征以及同类数值模拟的普遍处理经验^[22,23,28],切向接触行为中忽略了摩擦的影响。由于弹靶撞击发生时间极短,该过程可近似为绝热。平头弹采用不考虑断裂准则的双线性弹塑性 Von Mises 模型,材料模型参数根据文献[23]确定,其密度、弹性模量、泊松比、屈服强度和切线刚度依次为 7800 kg/m^3 、 204GPa 、 0.33 、 1900MPa 和 15GPa 。

此外,本研究还尝试在局部细化区采用 $25\text{ }\mu\text{m}\times 25\text{ }\mu\text{m}$ 的网格,但因单元发生过大畸变而终止计算,最终没有获得该网格尺寸下的数值仿真结果。

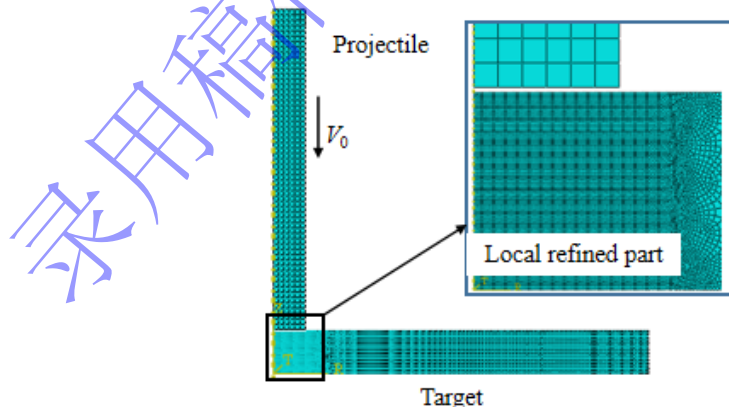


图 13 侵彻实验的有限元计算模型

Fig.13 Finite element model of the impact tests

3.2.2 计算结果

数值模拟得到的剩余与初始速度结果见表5,绘制的弹道曲线如图14所示,基于L-J模型参数见表6。

表5 数值模拟得到的初始-剩余速度结果

Tab.5 The initial-residual velocity results obtained from numerical simulations

网格尺寸 200 μm x200 μm								
V_0 /(m/s)	255.0	260.0	270.0	290.0	301.9	330.0	413.9	
V_r /(m/s)	0.0	72.3	98.1	131.7	149.8	185.2	275.5	
网格尺寸 100 μm x100 μm								
V_0 /(m/s)	220.0	225.0	233.9	247.1	252.9	301.9	413.9	
V_r /(m/s)	0.0	56.1	80.9	104.1	112.9	170.6	294.0	
网格尺寸 75 μm x75 μm								
V_0 /(m/s)	220	225.0	233.9	247.1	252.9	301.9	413.9	
V_r /(m/s)	0.0	22.7	72.4	102.3	115.1	176.7	284.6	
网格尺寸 50 μm x50 μm								
V_0 /(m/s)	205.0	209.9	216.6	233.9	247.1	252.9	301.9	413.9
V_r /(m/s)	0.0	34.1	72.8	92.5	114.9	124.3	174.4	290.8

表 6 采用 XW 断裂准则及不同单元尺寸预报的弹道极限

Tab.6 Ballistic limit predicted by the XW fracture criterion and different element sizes

网格尺寸	a	p	V_{bl} /(m/s)	与试验误差
200 μm ×200 μm	0.768	2.444	263.2	20.2%
100 μm ×100 μm	0.764	2.554	232.6	9.8
75 μm ×75 μm	0.755	2.433	213.7	1.8%
50 μm ×50 μm	0.759	2.237	205.0	-2.4%

为了直观显示网格尺寸的影响,图 15 进一步绘制了不同网格尺寸下预测的弹道极限。可见,随着局部单元尺寸减小,预测弹道极限总体呈下降趋势,表明当前基于局部损伤和单元删除的数值模型具有明显的网格敏感性。该结果与 Han 等^[9]、Xiao 等^[22]的报道结果类似。对于研究的亚弹速范围内 5.94mm 平头弹撞击 4mm 厚 30CrMnSiNi2A 钢靶板的工况,在采用局部损伤模型和单元删除算法的条件下,当局部网格尺寸为 50 μm 或 75 μm 时,计算结果与实验弹道极限较为接近,误差小于 3%。需要指出的是,该单元尺寸仅是针对本研究中弹靶构型和数值计算方案获得的经验离散尺度,不应视为适用于其他靶板厚度、弹体形状或单元类型的普适网格尺寸。

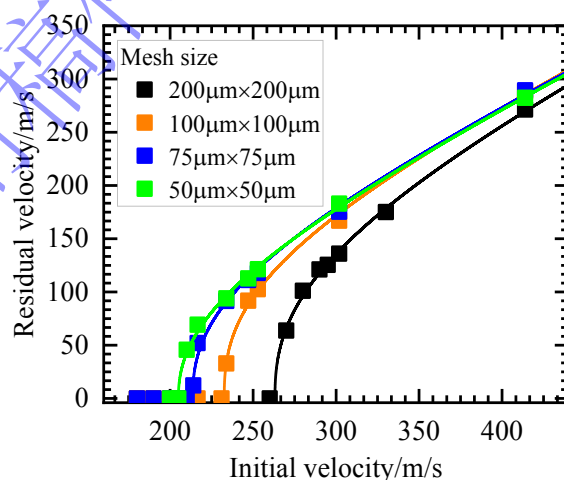


图14 采用不同网格尺寸时模拟得到的初始与剩余速度及弹道曲线

Fig.14 The initial-residual velocities and ballistic curves obtained from simulations with different mesh sizes

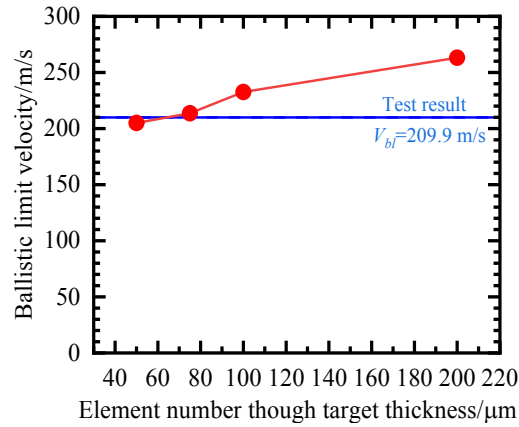


图15 数值模拟预报的弹道极限及单元尺寸敏感性

Fig.15 Ballistic limit and element size sensitivity predicted by numerical simulation

图16展示了撞击速度略高于弹道极限与远高于弹道极限时，数值模拟预报的靶板失效模式。可见，数值预报的靶板主要失效模式均为剪切冲塞，这与实验观察一致。需要说明的是，与实验结果相比，数值模拟中靶板后表面出现了少许额外的单元删除（微裂纹）。从力学机理上分析，靶板后表面在冲塞块脱落后会经历显著的局部弯曲隆起，该区域处于双向拉伸应力状态($\bar{\sigma} = -1$)。由于本研究的断裂准则参数主要基于单轴拉伸($\bar{\sigma} = 1$)、平面应变和纯剪切($\bar{\sigma} = 0$)等应力状态标定，唯象断裂模型在向未标定的双向拉伸域外推时，基于其数学形式的自然延伸可能略微低估了材料的断裂延性，从而导致局部单元提早失效。尽管存在这一局部的形貌差异，但该现象并未改变主导的剪切冲塞机制，且模型对宏观弹道极限给出了合理的预报，这表明所校准的模型足以满足30CrMnSiNi2A高强钢抗侵彻行为的预测需求。

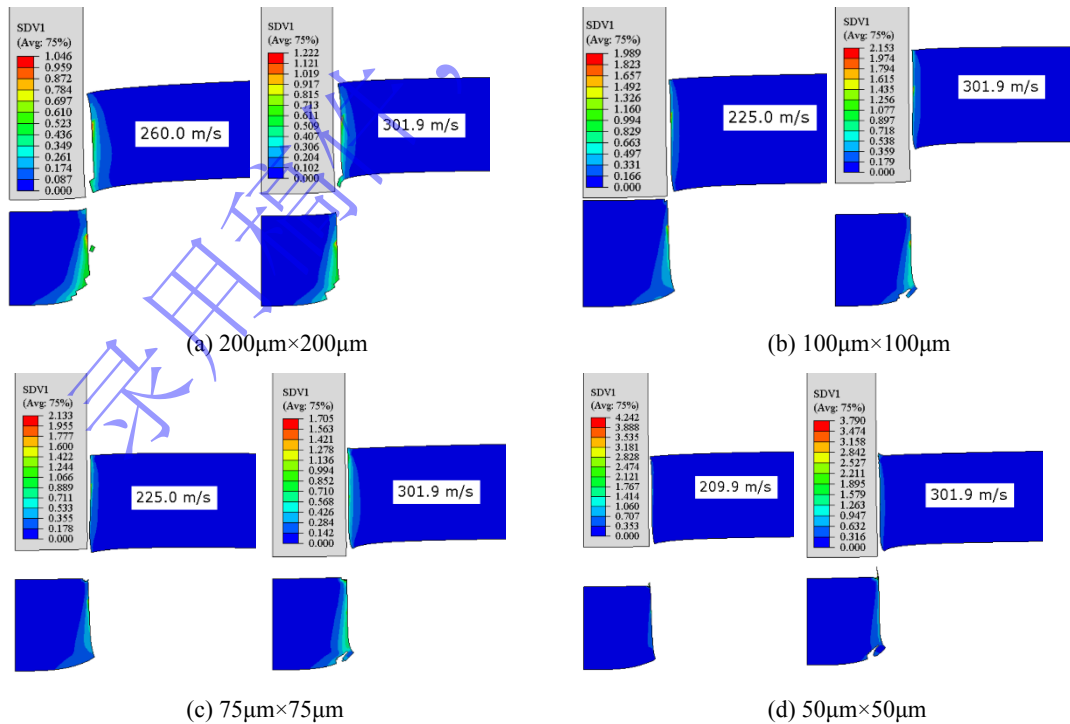


图16 靶板采用不同网格尺寸预测得到的失效模式(SDV1为等效塑性应变)

Fig.16 Failure modes of the target plate predicted with different mesh sizes(SDV1 is the equivalent plastic strain)

4 结论

为探究30CrMnSiNi2A高强钢的塑性、延性断裂及亚弹速范围内的弹道冲击行为,开展了覆盖宽温域与宽应变率的材料力学性能试验及平头弹侵彻试验,标定了MJC本构模型与扩展XW断裂准则,并进行了高精度的弹道极限数值预测。获得的主要结论如下:

(1) 30CrMnSiNi2A 高强钢的韧性断裂具有显著的 Lode 相关性。相比于单轴拉伸状态,该材料在剪切与平面应变状态下的断裂应变分别大幅下降了 35.8%与 63.9%。

(2) 明确了该材料在宽应变率与高温耦合下的流变特性定量规律。材料屈服强度表现出显著的高应变率强化(应变率从准静态提升至 4547.8 s^{-1} 时,屈服强度由 1095.6 MPa 提升至 1497.0 MPa)与明显的高温软化(温度达到 600 °C及以上时强度发生断崖式衰减)。校准后的 MJC 本构模型能够准确捕捉这一热-黏塑性流动行为。

(3) 准确预报了特定弹靶构型下的弹道极限与主导失效模式。对于亚弹速范围内 5.94 mm 平头弹撞击 4 mm 厚 30CrMnSiNi2A 高强钢靶板,实验测得的弹道极限为 209.9 m/s,宏观表现为典型的剪切冲塞失效。基于标定的扩展 XW 断裂准则,数值模拟较好预报了靶板剪切冲塞这一主要失效演化过程。需要指出的是,由于侵彻过程中局部区域可能经历本研究中实验标定范围之外的双向等拉应力状态,模拟中对靶板背面局部裂纹存在一定程度的过预测。

(4) 揭示了局部损伤与单元删除算法的网格敏感性规律。在本研究中 5.94mm 平头弹撞击 4mm 厚 30CrMnSiNi2A 钢靶板的计算条件下,数值预报的弹道极限随局部单元尺寸减小而降低,数值预报的弹道极限随局部单元尺寸的减小而降低;当采用 $50\mu\text{m}\times 50\mu\text{m}$ 或 $75\mu\text{m}\times 75\mu\text{m}$ 的局部网格尺寸时,弹道极限预报误差控制在 3%以内。

参考文献:

- [1] 刘宪民, 花峰, 刘葵, 等. 热处理对 30CrMnSiNi2A 钢力学性能的影响[J]. 钢铁, 2003, 38(1): 44-47. DOI: 10.13228/j.boyuan.issn0449-749x.2003.01.015.
LIU X M, HUA F, LIU R, et al. Effect of heat treatment on the mechanical properties of 30CrMnSiNi2A steel[J]. Steel, 2003, (1): 43-47. DOI: 10.13228/j.boyuan.issn0449-749x.2003.01.015.
- [2] 薛智, 张治民, 于建民, 等. 30CrMnSiNi2A 钢的动态屈服强度研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2009, 32(1): 10-12. DOI: 10.14024/j.cnki.1004-244x.2009.01.026.
XUE Z, ZHANG Z M, YU J M, et al. Research on dynamic yield strength of 30CrMnSiNi2A steel [J]. Ordnance Materials Science and Engineering, 2009, 32(1): 10-13. DOI: 10.14024/j.cnki.1004-244x.2009.01.026.
- [3] 武海军, 姚伟, 黄风雷, 等. 超高强度钢 30CrMnSiNi2A 动态力学性能实验研究[J]. 北京理工大学学报, 2010, 30(3): 258-262. DOI: 10.15918/j.tbit1001-0645.2010.03.002.
WU H J, YAO W, HUANG F L, et al. Experimental study on dynamic mechanical properties of ultra-high strength steel 30CrMnSiNi2A [J]. Journal of Beijing Institute of Technology, 2010, 30(3): 258-262. DOI: 10.15918/j.tbit1001-0645.2010.03.002.
- [4] 周义清, 张治民. 30CrMnSiNi2A 钢在不同应变率下的力学性能研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2010, 33(4): 46-50. DOI: 10.14024/j.cnki.1004-244x.2010.04.021.
ZHOU Y Q, ZHANG Z M. Research on the mechanical properties of 30CrMnSiNi2A steel under different strain rates [J]. Ordnance Materials Science and Engineering, 2010, 33(4): 46-50. DOI: 10.14024/j.cnki.1004-244x.2010.04.021.
- [5] NIU Q, MING W, CHEN M, et al. Dynamic mechanical behavior of ultra-high strength steel 30CrMnSiNi2A at high strain rates and elevated temperatures[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2017, 24(7): 724-729. DOI: 10.1016/S1006-706X(17)30109-7.

- [6] 李磊, 张先锋, 吴雪, 等. 不同硬度 30CrMnSiNi2A 钢的动态本构与损伤参数[J]. 高压物理学报, 2017, 31(3): 239-248. DOI: 10.11858/gywllxb.2017.03.005.
LI L, ZHANG X F, WU X, et al. Dynamic constitutive and damage parameters of 30CrMnSiNi2A steel with different hardness [J]. Acta High Voltage Physics, 2017, 31(3): 239-248. DOI: 10.11858/gywllxb.2017.03.005.
- [7] 闫华东, 赵卫星, 时丕顺, 等. 火箭橇滑靴用 30CrMnSiNi2A 钢的静、动态力学行为[J]. 材料热处理学报, 2024, 45(2): 164-173. DOI: 10.13289/j.issn.1009-6264.2023-0288.
YAN H D, ZHAO W X, SHI P S, et al. Static and dynamic mechanical behavior of 30CrMnSiNi2A steel for rocket skid boots [J]. Journal of Materials Heat Treatment, 2024, 45(2): 164-173. DOI: 10.13289/j.issn.1009-6264.2023-0288.
- [8] 余万千, 郁锐, 崔世堂. 考虑应力三轴度影响的 30CrMnSiNi2A 钢韧性断裂研究[J]. 爆炸与冲击, 2021, 41(3): 47-54. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0334.
YU W Q, YU R, CUI S T. Research on ductile fracture of 30CrMnSiNi2A steel considering the influence of stress triaxiality [J]. Explosion and Shock Waves, 2021, 41(3): 47-54. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0334.
- [9] FAN C, XU Z, HAN Y, et al. Loading rate effect and failure mechanisms of ultra-high-strength steel under mode II fracture[J]. International Journal of Impact Engineering, 2023, 171: 104374. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2022.104374.
- [10] XIAO X K, WANG Y G, WU S T, et al. Experimental and Numerical Investigation on Dynamic Shear Behavior of 30CrMnSiNi2A Steel Using Flat-Hat Specimens[J]. Metals, 2025, 15(5): 563. DOI: 10.3390/met15050563.
- [11] LI C, ZHANG X, MENG F, et al. Macro-micro deformation mechanisms of 30CrMnSiNi2A steel with different hardnesses under dynamic shear loading[J]. Materials Science and Engineering: A, 2026: 150621. DOI: 10.1016/J.msea.2026.150621.
- [12] BAO Y, WIERZBICKI T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2004, 46(1): 81-98. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006.
- [13] WIERZBICKI T, BAO Y, LEE Y W, et al. Calibration and evaluation of seven fracture models[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2005, 47(4-5): 719-743. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2005.03.003.
- [14] XUE L, WIERZBICKI T. Ductile fracture initiation and propagation modeling using damage plasticity theory[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(11): 3276-3293. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2007.08.012.
- [15] COPPOLA T, CORTESE L, FOLGARAIT P. The effect of stress invariants on ductile fracture limit in steels[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2009, 76(9): 1288-1302. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2009.02.006.
- [16] PAPASIDERO J, DOQUET V, MOHR D. Determination of the effect of stress state on the onset of ductile fracture through tension-torsion experiments[J]. Experimental Mechanics, 2014, 54(2): 137-151. DOI: 10.1007/s11340-013-9788-4.
- [17] DUNAND M, MOHR D. Effect of Lode parameter on plastic flow localization after proportional loading at low stress triaxialities[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2014, 66: 133-153. DOI: 10.1016/j.jmps.2014.01.008.
- [18] EBEL F, PETRUKA J, KUBIK P. Lode dependent plasticity coupled with nonlinear damage accumulation for ductile fracture of aluminium alloy[J]. Materials & Design, 2018, 137: 90-107. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.09.064.
- [19] 郭宇阳, 王成, 海译文. 温度与冲击耦合作用下 WNbMoTaV 难熔高熵合金的微观演化与本构关系 [J]. 爆炸与冲击, 2026. DOI: 10.11883/bzycj-2026-0039.
GUO Y Y, WANG C, HAI Y W. Microscopic mechanisms and constitutive model modification of WNbMoTaV refractory high-entropy alloy under coupled effects of temperature and shock loading[J]. Explosion And Shock Waves.2026. DOI: 10.11883/bzycj-2026-0039.
- [20] 彭建, 郭泽华, 李兴华, 等. 核级不锈钢 Z2CN18.10 的 Johnson-Cook 本构模型和失效准则[J]. 爆炸与冲击, 2026. DOI: 10.11883/bzycj-2025-0301.

- PENG J, GUO Z H, LI X H, ZHU, et al. Johnson-Cook constitutive model and failure criterion for nuclear-grade stainless steel Z2CN18.10[J]. Explosion And Shock Waves, 2026. **DOI:** 10.11883/bzycj-2025-0301.
- [21] KANE A, BØRVIK T, HOPPERSTAD O S, et al. Finite element analysis of plugging failure in steel plates struck by blunt projectiles[J]. Journal of Applied Mechanics, 2009, 76(5): 051302. **DOI:** 10.1115/1.3129722.
- [22] XIAO X K, PAN H, BAI Y, et al. Application of the modified Mohr–Coulomb fracture criterion in predicting the ballistic resistance of 2024-T351 aluminum alloy plates impacted by blunt projectiles[J]. International Journal of Impact Engineering, 2019, 123: 26-37. **DOI:** 10.1016/j.ijimpeng.2018.06.008. **DOI:** 10.1016/j.ijimpeng.2018.09.015.
- [23] XIAO X K, WANG Y, VERSHININ V V, et al. Effect of Lode angle in predicting the ballistic resistance of Weldox 700 E steel plates struck by blunt projectiles[J]. International Journal of Impact Engineering, 2019, 128: 46-71. **DOI:** 10.1016/j.ijimpeng.2019.02.004.
- [24] JOHNSON G R. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures
[C]. Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics, The Hague, 1983: 541-547.
- [25] JOHNSON G R, COOK W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1985, 21(1): 31-48. **DOI:** 10.1016/0013-7944(85)90052-9.
- [26] LUDWIK P. Elemente der technologischen Mechanik[M]. Springer, 1909.
- [27] VOCE E. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation[J]. Journal of the Institute of Metals, 1948, 74: 537-562.
- [28] HAN J, SHI Y, MA Q, et al. Experimental and numerical investigation on the ballistic resistance of 2024-T351 aluminum alloy plates with various thicknesses struck by blunt projectiles[J]. International Journal of Impact Engineering, 2022, 163: 104182. **DOI:** 10.1016/j.ijimpeng.2022.104182.
- [29] RITTEL D, ZHANG L H, OSOVSKI S. The dependence of the Taylor–Quinney coefficient on the dynamic loading mode[J]. Journal of the Mechanics & Physics of Solids, 2017, 107(oct.):96-114. **DOI:** 10.1016/j.jmps.2017.06.016.
- [30] 吴帅涛. 高强金属靶冲塞失效机理的实验和数值模拟研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2023.
WU S T. Experimental and Numerical Simulation of Failure Mechanism of High Strength Metal Target Punch[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2023.
- [31] WU S T, ZHOU C W, SHI Y H, et al. Plasticity, ductile fracture and ballistic impact behavior of Ti-6Al-4V Alloy[J]. International Journal of Impact Engineering, 2023, 36(19):1421-1430. **DOI:** 10.1016/j.ijimpeng.2023.104493.
- [32] LAMBERT J P, JONAS G H. Towards standardization in terminal ballistics testing: Velocity Representation[J]. 1976. **DOI:** 10.21236/ada021389.