

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

郭宇阳, 王成*, 海译文

(北京理工大学爆炸科学与安全防护全国重点实验室, 北京 100081)

摘要: 以真空电弧熔炼法制备的单相体心立方 (Body-centered Cubic, BCC) 结构 WNbMoTaV 难熔高熵合金 (Refractory High-entropy Alloy, RHEA) 为研究对象, 探究温度 (77.15-1373.15K) 与应变率 (0.001-7300s⁻¹) 耦合作用下的动/静态力学行为与微观演化机理。基于实验结果拟合了 Johnson-Cook (J-C) 本构关系并展开分析, 结果表明: 拟合曲线中应变率硬化阶段拟合与实验结果产生明显的误差, 且合金力学响应规律表现出较强的温度依赖性, 77.15K 的样品应变硬化率仅为 1373.15K 时的 68.5%。因此引入回归系数与温度-应变率耦合修正方法, 提出针对利用应变率硬化项、温度项的修正 J-C 本构关系, 经由有限元数值模拟方法验证, 该模型误差区间在 8.0-12.5% 之间。此外, 通过扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM)、电子背散射衍射 (Electron Back Scatter Diffraction, EBSD) 与高分辨透射电镜 (High Resolution Transmission Electron Microscopy, HRTEM) 表征发现: WMoTaNbV RHEA 准静态拉伸损伤断口处的解理面上, 韧性撕裂棱与河流状花纹出现不同分布情况, 晶粒出现不同程度的细化, 断裂与裂纹延展模式呈现出显著的演变趋势; 不同温度与冲击耦合作用下大角度晶界 (High-angle Grain Boundary HAGB) 的高占比 (全温度区间占比均 ≥75%) 是 WMoTaNbV RHEA 宽温域稳定性的核心, 低温工况下亚晶细化与位错墙导致合金动态强度提升, 高温工况中晶格畸变程度降低与动态再结晶共同促进了 HAGB 的形成。

关键词: WNbMoTaV RHEA; 微观演化; J-C 本构修正; 有限元

中图分类号: TJ04 **国标学科代码:** 13035 **文献标志码:** A

Microscopic Mechanisms and Constitutive Model Modification of WNbMoTaV Refractory High-Entropy Alloy Under Coupled Effects of Temperature and Shock Loading

Guo Yuyang, Wang Cheng*, Hai Yiwen

(State Key Laboratory of Explosion Science and Safety Protection, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: Refractory high-entropy alloys (RHEAs) are key structural materials for aerospace and weaponry components operating under extreme thermomechanical coupling conditions, owing to their outstanding high-temperature stability and mechanical properties. However, their dynamic behaviors under combined wide-temperature (77.15–1373.15 K) and high-strain-rate (0.001–7300 s⁻¹) loading remain poorly characterized. The relationship between macroscopic responses and microstructural evolution is not yet fully understood, and the conventional Johnson–Cook (J-C) model fails to capture the temperature–strain rate coupling effects, thereby

*收稿日期: 2026-01-26; 修回日期: 2026-05-02;

基金项目: 国家自然科学基金委员会创新群体 (12221002); 国家自然科学基金 (12402426);

第一作者: 郭宇阳 (1996—), 男, 博士研究生, E-mail: youngguomail@163.com;

通信作者: 王成 (1972—), 男, 博士, 教授, E-mail: wangcheng@bit.edu.cn.

limiting their engineering applications. An equiatomic single-phase body-centered cubic (BCC) WNbMoTaV RHEA was fabricated by vacuum arc melting with five remelts to ensure chemical homogeneity. Quasi-static tensile tests were conducted at 77.15 K, 173.15 K, and 293.15 K at a strain rate of 0.001 s^{-1} . Dynamic compressive tests were performed using a split Hopkinson pressure bar (SHPB) system at six temperatures and four loading velocities. A multi-scale characterization approach, combining scanning electron microscopy (SEM), electron backscatter diffraction (EBSD), and high-resolution transmission electron microscopy (HRTEM), was employed to elucidate the deformation and damage mechanisms. A modified J-C model, incorporating regression coefficients for the strain-rate hardening term and a temperature-strain rate coupling correction, was developed and validated via finite element simulations using a user-defined material subroutine (UMAT). The results show that the alloy exhibits pronounced temperature softening and strain-rate hardening. At a fixed loading velocity, the strain hardening rate decreases monotonically with increasing temperature, with the value at 77.15 K being only 68.5% of that at 1373.15 K. A consistently high fraction of high-angle grain boundaries (HAGBs, $\geq 75\%$ across all temperatures) underpins its exceptional wide-temperature stability: low-temperature strengthening arises from subgrain refinement and dislocation wall accumulation, while dynamic recrystallization dominates plastic deformation at 1373.15 K. The modified model accurately reproduces the evolution of the strain hardening rate with temperature, with prediction errors ranging from 8.0% to 12.5%.

Keywords: WNbMoTaV RHEA; microstructural evolution; J-C constitutive correction; finite element method

难熔高熵合金凭借高温下卓越的力学性能,以及在耐磨性、耐腐蚀性等方面相较于传统合金的显著优势,在航空航天、兵器装备等关键领域受到广泛关注^[1-3]。W、Nb、Mo、Ta、V 五种元素在热力学(高混合熵、低形成焓)、几何结构(相同 BCC 结构、低原子尺寸差、相近晶格常数)、化学性质(电负性匹配)和动力学(低扩散系数)四大维度协同满足,使其兼顾高熔点、高强度及高温稳定性,成为难熔高熵合金领域的经典基准体系^[4]。Senkov^[5]等设计并制备了两种等摩尔比的单相 BCC 结构的 $\text{Nb}_{25}\text{Mo}_{25}\text{Ta}_{25}\text{W}_{25}$ 和 $\text{V}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Mo}_{20}\text{Ta}_{20}\text{W}_{20}$ RHEA,通过准静态压缩试验测算在 1073.15K 的屈服强度分别为 $\sigma_{0.2}=552\text{MPa}$ 和 $\sigma_{0.2}=846\text{MPa}$,在 1473.15K 屈服强度为 $\sigma_{0.2}=506\text{MPa}$ 和 $\sigma_{0.2}=735\text{MPa}$ 。Li^[6]等研究发现 $\text{Zr}_x\text{NbMoTaW}$ RHEAs 由两个无序的 BCC 相组成,其中 $\text{Zr}_1\text{NbMoTaW}$ RHEAs 室温下的 $\sigma_{0.2}=1558\text{MPa}$,应变为 15.8%,在 1273.15K 下 $\sigma_{0.2}=555\text{MPa}$,应变达到 25% 不断裂。Han^[7]等对比研究了 NbMoTaW 和 TiNbMoTaW 两种 RHEA 的力学特性,发现添加 Ti 元素有效强化了室温屈服强度(分别为 1343MPa、1515MPa),在 1473.15K 时,两者 $\sigma_{0.2}$ 分别为室温下的 43.63% 和 43.40%,准静态压缩塑性应变均超过 10%,在 1873.15K 时,铸态的单相 BCC TiNbMoTaW RHEA 的 $\sigma_{0.2}$ 为室温下的 111.42%^[8]。Wang^[9]等探索了具有单一 BCC 结构的 V_xNbMoTa RHEAs,研究发现提升 V 的浓度(0-25%)能够有效细化晶粒,诱导更强的溶质效应,准静态压缩等摩尔比 VNbMoTa 合金在 1273.15K 下的屈服强度为~600MPa,表现出高温软化效应。Senkov^[10]等研究发现 TaNbHfZrTi RHEA 在温度(296-1473K 范围内)与应变率(10^{-3}s^{-1})耦合作用下, $\sigma_{0.2}$ 由 929MPa 降至 92MPa,普遍低于相同温度下的 NbMoTaW 系难熔高熵合金。然而当前在航空航天及兵器装备领域的极端复杂服役环境,不仅对材料的高温性能与准静态力学特性提出了严苛要求,动态力学性能及多物理场耦合效应的研究同样是不可忽视的核心方向^[11,12],因此本文研究了 WNbMoTaV RHEA,在宽温度域与宽应变率耦合作用下的力学性能。

基于力学性能实验数据拟合的 J-C 本构关系,是量化分析材料力学响应及性能的核心方法^[13,14],当前已开发了多种本构关系^[15],其中 J-C 本构关系^[16]因简单的乘法形式与对宽应变率范围与温度耦合下的力学行为的预测能力而被广泛的用于高熵合金本构模型^[17-20]的拟合。李海峰^[21]等研究了 Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金在应变率(10^{-3} - 10^3s^{-1})与温度(298.15-1173.15K)耦合作用下的力学响应,依据实验数据得到了 J-C 本构关系及损伤失效模型。刘建青^[22]等围绕 TiZrTaMoNb RHEA 分别完成了

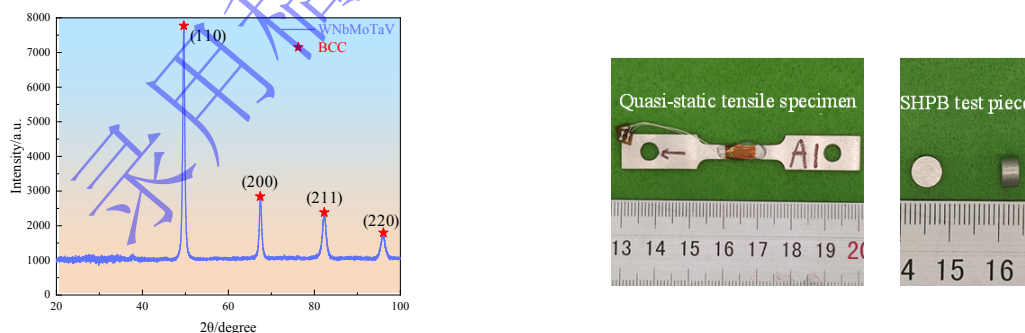
静态与动态压缩实验，基于实验数据拟合构建了材料 J-C 本构关系，并采用 LS-DYNA 仿真软件验证了有效性。但大量实验结果表明金属材料在动态冲击加载过程中，由于冲击温升导致材料微观演化引发的误差是不可忽略，凌静^[23]等研究了双相 $Al_{15}(CoCrFeNi)_{85}$ HEA 在动/静态单轴压缩加载下发生 FCC 相向 BCC 相转变且具有应变率敏感性，准静态压缩下 FCC 相与 BCC 相比值约为 1: 1，动态下约为 3: 7，相变导致了流动应力突变，因此在拟合 J-C 本构模型的拟合过程中对应变率敏感性系数进行了修正。Zhang^[24]等计算得到 $AlCoCr_{1.5}Fe_{1.5}NiTi_{0.5}$ 在加载应变率为 $4600s^{-1}$ 时，诱导冲击温升 120K，通过引入动态载荷作用下由塑性变形功转换的绝热温升，修正了 J-C 模型，能够宏观地预测高应变率变形时的流变行为。Zhang^[25]等对比研究了高应变率下 $TiZrHfNbTaMo_x$ RHEA 应变硬化与冲击温升对 J-C 模型误差的影响，发现应变速率升高到 $6000s^{-1}$ 时，与冲击温升相比，应变硬化仍然处于劣势，因此借助温度软化项与应变率的函数关系，对 J-C 模型进行修正。Hu^[26]等针对 TaNbHfZrTi RHEA 的力学响应与微观组织演化开展研究，发现高温环境下冲击温升引发应变硬化效应，归因于粘滞阻力控制的位错运动的强化，引起了 J-C 模型与实验采集曲线间的误差，因此应变率硬化项、温度软化项被着重修正。

综上所述，应变硬化、应变率强化与温度软化三者传统的 J-C 本构关系中假定相互独立，而实验结果表明三者的耦合效应是不可忽略的，因此修正后的 J-C 模型具有对极端多物理场耦合环境下的高熵合金力学性能的预测能力。本研究着重剖析了 WNbMoTaV RHEA 在高低温 ($77.15-1373.15K$) 与宽应变率 ($0.001-7300s^{-1}$) 耦合作用下动/静态力学行为，利用 SEM、EBSD 与 HRTEM 多角度的揭示了极端环境下 WNbMoTaV RHEA 力学性能变化规律与机理，建立了适用于高低温、宽应变率范围的改进型 J-C 模型，结合有限元软件验证其准确性与适用性。

1 材料制备

采用真空电弧熔炼法制备了本研究中所使用的 WNbMoTaV RHEA^[27,28]。在高纯度惰性气体（氩气）环境中将等原子比的高纯度金属混合物（各组分纯度 $\geq 99.9\%$ ），依据各元素熔点由高到低的顺序，将其装入电弧炉进行熔炼铸锭；通过五次反复熔炼保障合金的化学均匀性，最终采用水冷铜模快速冷却工艺完成凝固过程。

制备完成后的 WNbMoTaV RHEA 为 BCC 单相结构，X 射线衍射 (X-ray Diffraction, XRD) 测试结果图 1(a)所示。通过电火花线切割从冷却后样品中分别切割出准静态拉伸、分离式霍普金森 (Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB) 实验试件，如图 1(b)所示。



(a) XRD results of the WNbMoTaV RHEA

(b) Photographic representation of the experimental specimens

图 1 制备完成后的 WNbMoTaV RHEA

Fig.1 The WNbMoTaV RHEA after preparation completion

2 实验

2.1 准静态拉伸实验

为探究低温及室温下的力学响应，利用万能试验机（WDW-1000kN）开展 WNbMoTaV RHEA 准静态拉伸实验，选取 77.15K、173.15K、293.15K 三个温度梯度，在 $0.001s^{-1}$ 的准静态应变率条件下完成测试，依据式(1)和式(2)将采集的工程应力-应变曲线转化为真实应力-应变曲线。

$$\sigma_T = (1 + \varepsilon)\sigma \quad (1)$$

$$\varepsilon_T = \ln(1 + \varepsilon) \quad (2)$$

式中： σ_T 是真实应力， σ 是工程应力， ε_T 是真实应变， ε 是工程应变。

2.2 SHPB 实验

采用 SHPB 实验方法，分别探索 77.15K、173.15K、293.15K、572.15K、973.15K、1373.15K 温度与不同应变率耦合作用下，WNbMoTaV RHEA 的动态力学响应特性，高低温 SHPB 实验系统如图 2 所示。使用激光测速装置采集子弹炮口速度，通过高低温试验箱对试件（尺寸 $\phi 6 \times 3mm$ ）温度进行高精度控制，在高低温试验箱工作时，可先将入射杆（ $\phi 16mm$ ）和透射杆（ $\phi 16mm$ ）从试验箱两侧预留孔洞取出，待保温结束后，再将入射杆与透射杆复位，尽可能降低因杆件温度分布不均匀引发的实验误差，应变片采集的电信号经高动态应变仪处理后得到试件力学响应曲线。

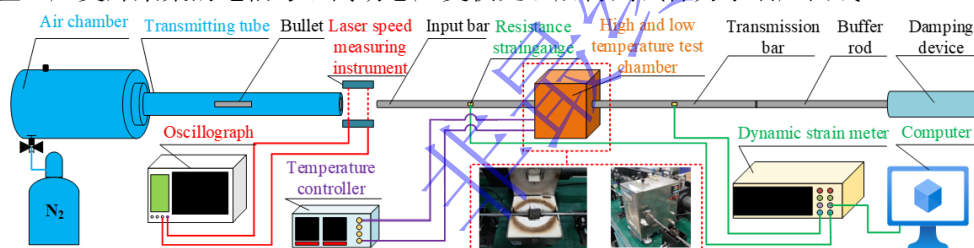


图 2 SHPB 系统示意图

Fig. 2 Schematic diagram of the SHPB system

3 实验结果与本构关系

3.1 动静态力学实验

3.1.1 准静态实验结果

图 3 展示了 WNbMoTaV RHEA 的准静态拉伸（ $0.001s^{-1}$ ）实验结果。

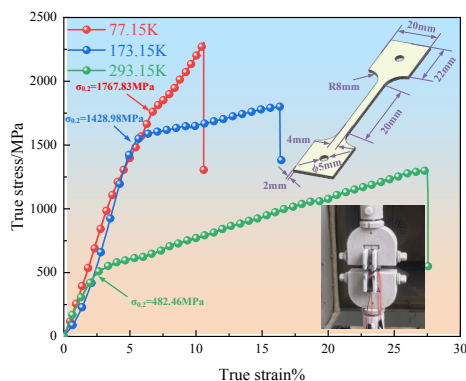


图 3 准静态拉伸实验结果

Fig. 3. Quasi-static tensile test results

在 293.15K 工况下, WNbMoTaV RHEA 的应力-应变曲线中弹性阶段遵循广义胡克定律, 呈现典型线性特征。屈服阶段试件在单轴拉伸载荷作用下, 随着应变的增长应力的增长相对弹性阶段变得缓慢, 在强化阶段, 产生拉伸变形所需的应力再次增加, 直至应力达到极限值; 随着实验环境温度的降低, 合金的屈服点 ($\sigma_{0.2}$) 发生明显的增强, 在相同加载应变率下的应力-应变曲线趋势表明, WNbMoTaV RHEA 的韧性在逐渐降低, 甚至在 77.15K 工况下, 呈现出类似脆性断裂的损伤模式, 屈服与强化阶段开始变得不明显, 但屈服点位置随温度的降低呈显著上移态势, 其变化规律与温度之间存在负相关, 该合金表现出了强烈的温度依赖性, 低温环境中表现出低温强化特性。为进一步探索环境温度对 WNbMoTaV RHEA 损伤模式的影响, 回收不同温度工况下样品并检测断口处的微观形貌特征。

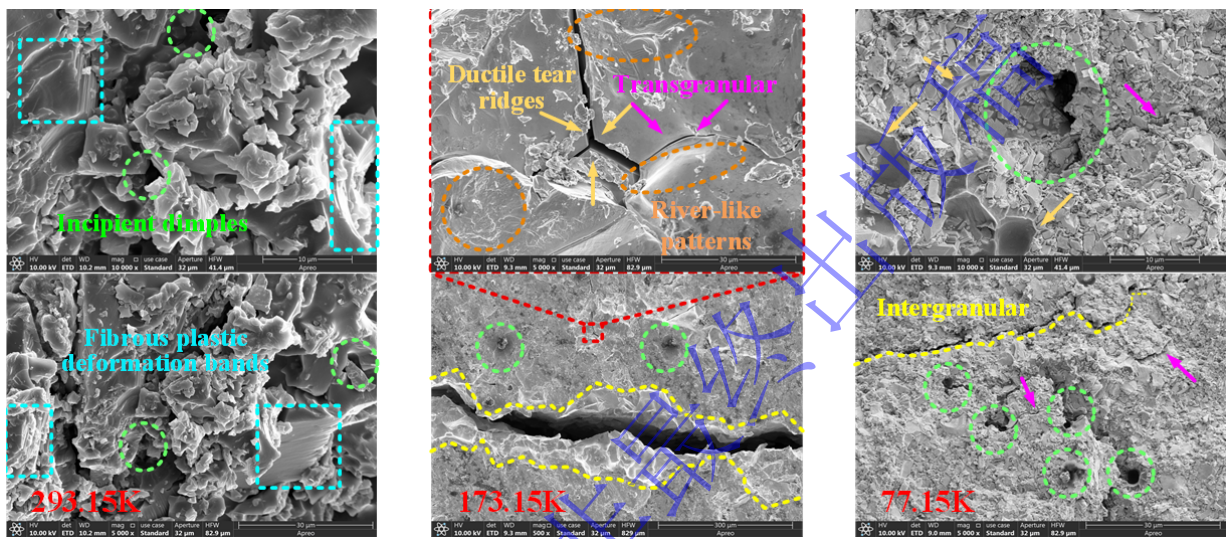


图 4 断口处 SEM 扫描结果

Fig. 4 SEM scanning results of the fracture surface

图 4 展示了采用 SEM 观测到不同工况下的断口微观形貌, 293.15K 工况下, 断口处能够清晰的看到粗糙的解理面与密集的撕裂棱, 同时局部区域出现韧窝雏形, 证明了韧性断裂的损伤模式, 断口处发现的纤维状塑性变形带呼应了应变量大远大于其余工况; 173.15K 工况下得到了较为平整度的解理面与明显的撕裂棱, 同样出现了部分微孔洞, 但是解理面并非完全平直, 而出现了大量河流状花纹, 证明此时合金仍处于韧性断裂的损伤模式, 裂纹也是以穿晶断裂为主, 沿晶断裂为辅, 主要裂纹路径呈现出锯齿状延展路径, 说明在其延展路径中遭遇晶界或亚晶界阻碍、发生偏转; 77.15K 工况下出现大量片状解理面, 但是出现的微孔洞与少量韧性撕裂棱, 证明合金断口为脆性断裂为主、韧性断裂为辅的混合损伤模式, 裂纹的延展模式沿为沿晶断裂为主, 穿晶断裂为辅。

3.1.2 SHPB 实验结果

77.15~1373.15K 温度范围内, WNbMoTaV RHEA 的实验工况与结果如表 1 和图 5 所示。通过分析图 5 中 SHPB 实验结果, 可以明确 WNbMoTaV RHEA 在 77.15-1373.15K 范围内, 极限应力、应变、应变率与温度的关联规律, 应变率强化现象贯穿于整个实验温度区间, 低温工况下, 合金动力学响应并无准静态加载工况下的低温强化效应; 在相同加载速度下, 屈服位置随温度降低呈先增高后降低的趋势; 在高温工况下, WNbMoTaV RHEA 表现出高温软化效应, 573.15-973.15K 时, 未表现出明显的屈服阶段, 而随着温度达到 1373.15K, 试件在高应变率加载下出现了弹性、屈服和塑性三个阶段。

表 1 高低温 SHPB 实验工况与结果

Tab. 1 High and low temperature SHPB experimental conditions and results

温度/K	速度/(m·s ⁻¹)	应变率/(s ⁻¹)	屈服强度/MPa	抗压强度/MPa
------	-------------------------	------------------------	----------	----------

爆炸与冲击
Explosion and Shock Waves

77.15	5	1330	624.53	1075.56
	10	1710	1167.21	1516.51
	15	1890	1270.71	1918.59
	20	2000	1407.26	2061.79
173.15	5	1500	562.65	1090.53
	10	2000	1285.76	2046.23
	15	2600	1797.82	2390.3
	20	3300	1898.92	2404.71
293.15	5	2500	592.71	896.80
	10	3050	1072.53	1530.49
	15	4300	1584.61	1855.12
	20	5500	1637.27	2351.96
573.15	5	1300	587.13	686.20
	10	2400	992.98	1521.16
	15	4000	1531.22	1985.92
	20	5000	1663.89	2299.12
973.15	5	2000	406.01	992.81
	10	3000	716.97	1401.94
	15	4000	1110.21	1375.17
	20	5000	1271.69	1315.64
1373.15	5	2500	168.10	674.52
	10	5000	489.26	809.83
	15	6000	520.97	1021.12
	20	7300	594.57	1116.12

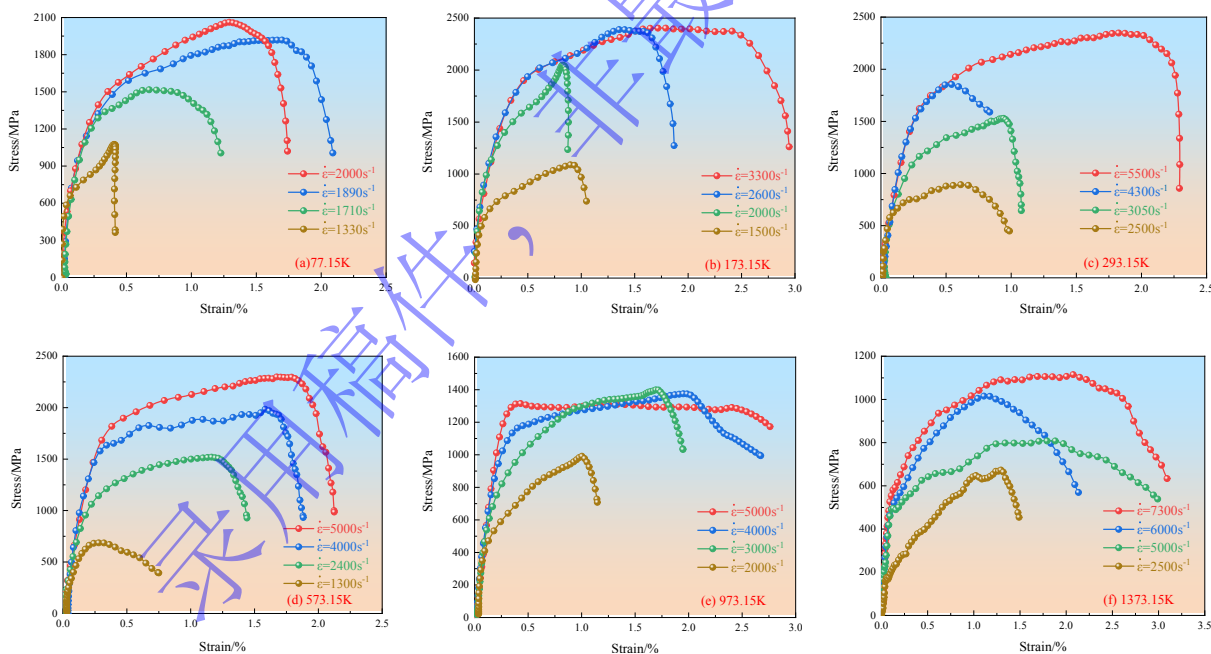


图 5 不同温度下 SHPB 实验结果

Fig.5 Experimental results at different temperatures

图 6 展示了相同加载速度下 WNbMoTaV RHEA 随温度变化的应变硬化率 ($d\sigma/d\varepsilon$) 随塑性应变的关系曲线, 在相同加载速度, 合金的应变硬化率随温度升高均呈现显著的单调下降趋势, 表现出应变硬化率与温度的强负相关关系^[29-31]。以 20m/s 的加载速度下为例, 77.15K 工况下, 合金应变硬化阶段的平均应变硬化率为 14260MPa, 1373.15K 工况下平均应变硬化率为 9747MPa, 77.15K 下的应变硬化率仅为 1373.15K 时的 68.5%。从全应变率区间的对比结果来看, 5m/s、10m/s、15m/s、20m/s

所有加载速度下，样品均表现出一致的温度软化效应，证明了应变硬化率与温度负相关的规律并非单一加载速度下的特殊现象，全应变率范围（ $0.001-7300s^{-1}$ ）内均具有该性质。塑性变形初期应变硬化率快速下降，对应样品的弹塑性转变过程，稳定硬化阶段，应变硬化率随塑性应变的增加趋于平稳，低温下的应变硬化率始终高于高温工况。

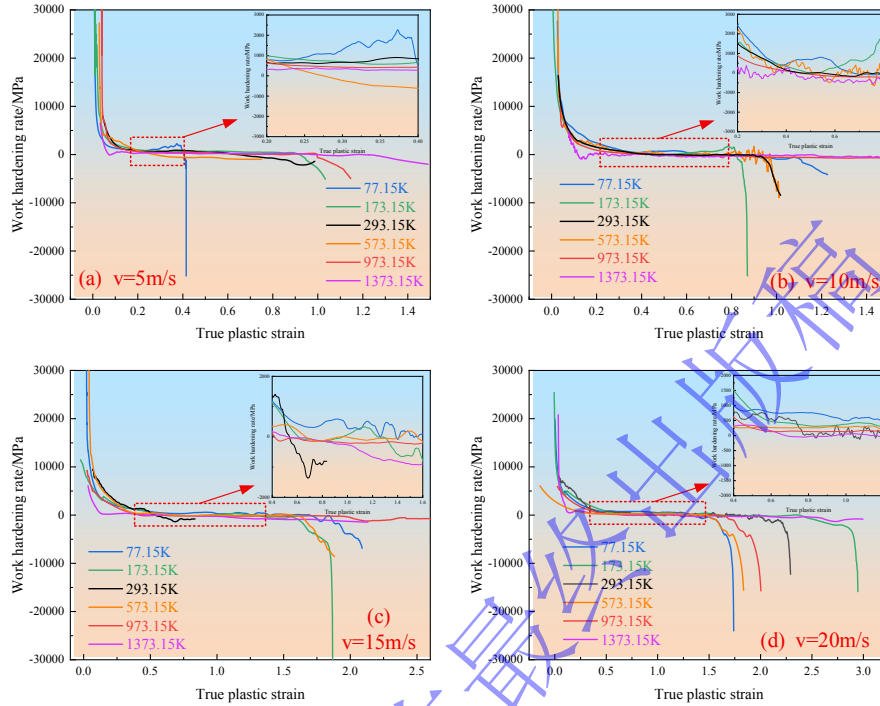


图 6 相同加载速度下不同温度的应变硬化率与塑性真应变关系曲线
Fig.6 Relationship between strain hardening rate and true plastic strain

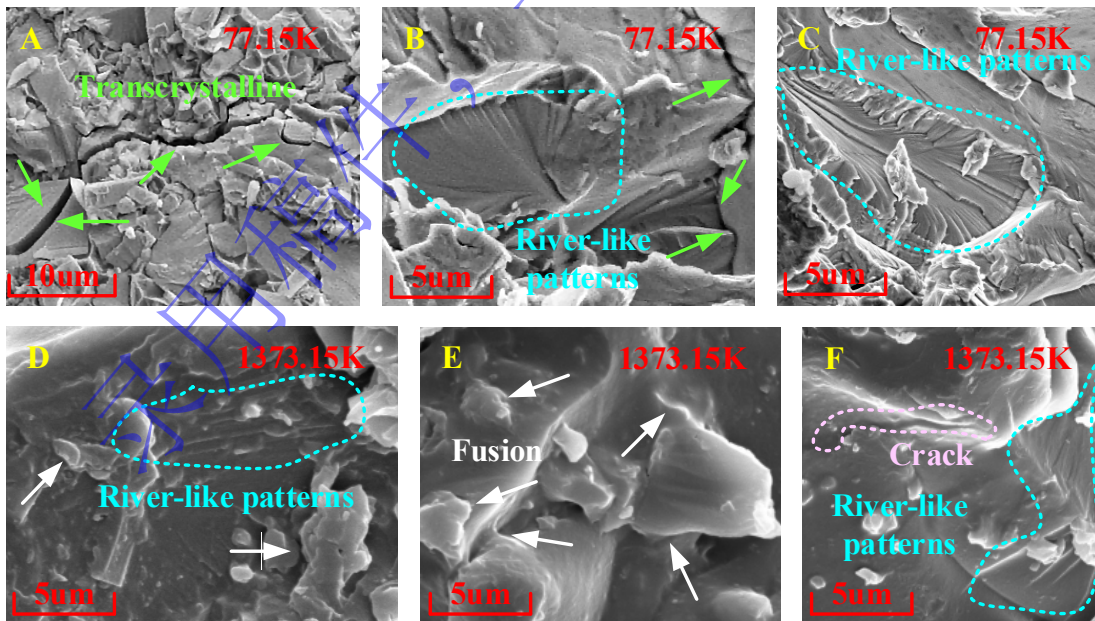


图 7 SEM 观测结果，(A~C)采集了加载速度 15m/s 实验温度 77.15K 时试件的断口微观形貌(D~F)采集了加载速度 15m/s 实验温度 1373.15K 时试件的断口微观形貌

Fig.7 The SEM observation results, (A~C) Fracture micromorphology of the specimens collected at the loading velocity of 15 m/s and experimental temperature of 77.15 K. (D~F) Fracture micromorphology of the specimens collected at the loading velocity of 15 m/s and experimental temperature of 1373.15 K

为进一步阐明 WNbMoTaV RHEA 不同温度下的动态损伤机理，分别运用 SEM、EBSD 与 HRTEM 观测不同工况下的微观组织演变。图 7 (A)中观测到低温动态加载条件下，合金中出现晶粒细化与密集解理面，表现出与准静态类似的混合断裂模式，裂纹的延展模式同样为沿晶为主、穿晶为辅，图 7 (B)中显示断口处出现明显的放射状河流花纹，图 7 (C)中解理台阶的出现，更加印证了合金在 77.15K 温度与冲击耦合作用下呈现出韧性断裂为主、脆性断裂为辅的模式，表现出与准静态实验结果不同模式；图 7 (D、E、F)展示了高温与冲击耦合作用下合金断口呈现熔融态，可以归结为 1373.15K 的实验环境温度叠加冲击温升导致，根据实验采集力学响应曲线虽能够看到明显的高温软化效应，同时合金断口处仍能看到少量不太明显的河流状花纹。

图 8 中，未加载的 WNbMoTaV RHEA 呈现等轴晶组织晶粒轮廓规则，晶粒平均尺寸为~80um，经 Channel 5 软件统计分析得出 HAGB 占比为 72.3%，[100]极图的取向密度峰值达 4.56，反极图在 <001>取向处出现密度峰值最大密度 2.19，存在<001>方向的择优结构；室温（293.15K）与冲击耦合加载下，合金发生了动态塑性变形主导的晶粒细化，平均晶粒尺寸下降至~30um，核心作用机制为位错滑移诱导亚晶生成，亚晶界经位错重排转化为 HAGB，占比为 78.4%，晶粒细化后通过晶界阻碍位错滑移，进而提升动态强度，验证实验中合金出现应变率强化效应的机理。加载后[111]极图的最大密度仅 2.69，反极图取向密度峰值更平缓、分布更均匀，滑移破坏了晶粒的择优生长取向；因为低温（77.15K）抑制原子扩散，高应变率下位错堆积无法通过扩散实现晶界迁移，只能驱动更多亚晶形核，平均晶粒尺寸下降至~20um，反极图的最大密度从室温加载态的 1.82 降至 1.78，[100]极图的最大密度从 2.69 降至 2.51，低温工况中小角度晶界（Low-angle grain boundary, LAGB）向 HAGB 的转化比例进一步提升，占比为 81.6%，解释了实验中出现的低温动态强度与抗冲击韧性增加的原因；相较于室温与低温工况，高温（1373.15K）与冲击耦合加载下晶粒显著粗化，平均晶粒尺寸~60um，[100]极图的最大密度升至 3.50，反极图的最大密度达 1.74，大幅提升的原子扩散速率与冲击耦合下驱动了合金的动态回复与部分动态再结晶，允许部分 LAGB 通过迁移合并，但动态再结晶过程中形成的新晶界仍以 HAGB 为主，占比为 75.2%，既保证了晶界的高温稳定性，又避免了 LAGB 的过度堆积，平衡了强度与塑性的高温匹配性。在不同温度与冲击耦合作用下 HAGB 的高占比（全温度区间占比均 $\geq 75\%$ ）是 WNbMoTaV RHEA 宽温域稳定性的核心，低温下抑制晶界脆化，高温下抑制晶界软化。

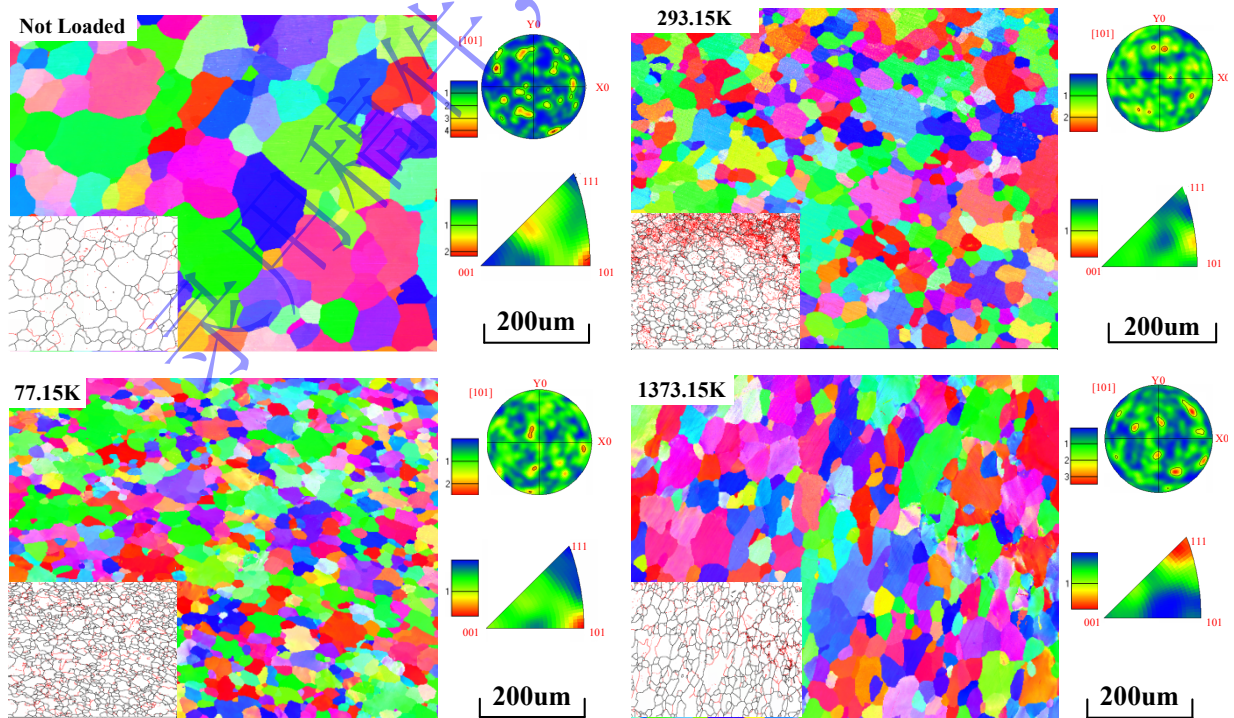


图 8 不同实验温度 WNbMoTaV RHEA 在 15m/s 加载速度下的 EBSD 图像

Fig. 8 EBSD images of the WNbMoTaV RHEA under a loading velocity of 15 m/s at different experimental temperatures

宏观力学响应已证明合金的应变硬化率与实验温度呈现负相关，图 9(a)揭示了低温（77.15K）与冲击耦合作用下的亚晶细化与位错墙导致合金低温动态强度提升的机理，亚晶界由位错墙与位错缠结构成，与图 8 低温工况中平均晶粒尺寸降至~20 μm 的结论一致，位错墙是多滑移系激活与位错择优堆积共同作用的结果，图 9(b)中 BCC 的[110]等晶面晶格条纹间距分别是 0.22nm 和 0.14nm，放大后的区域能够清晰的看出因温度与冲击耦合作用下产生的堆积层错，以及由位错墙构成的晶格取向界面产生的小角度亚晶界，是 EBSD 中 LAGB 的原子尺度直接体现，同时无第二相的产生，SAED 呈现 BCC 结构的特征斑点排列但存在轻微弥散化，说明晶体未发生非晶化，但轻微弥散表明加载后导致的堆积层错引发了晶格畸变；图 9(c)展示了高温（1373.15K）与冲击耦合作用下的动态再结晶主导的亚结构演化，再结晶形成的细亚晶晶界为连续的 HAGB，不具备低温工况下的位错墙与位错缠结结构，与图 8 高温工况中晶粒粗化与动态再结晶形核的结论一致，使得 WNbMoTaV RHEA 在高温工况下兼具强度与塑性，图 9(d)中 BCC 的[110]晶面中晶格条纹间距分别是 0.22nm 和 0.24nm，位错密度与缺陷区域远少于低温工况，SAED 呈现 BCC 结构的特征斑点排列，弥散化程度降低，体现了高温工况下的晶格畸变程度降低与动态回复机制，也无第二相的产生。

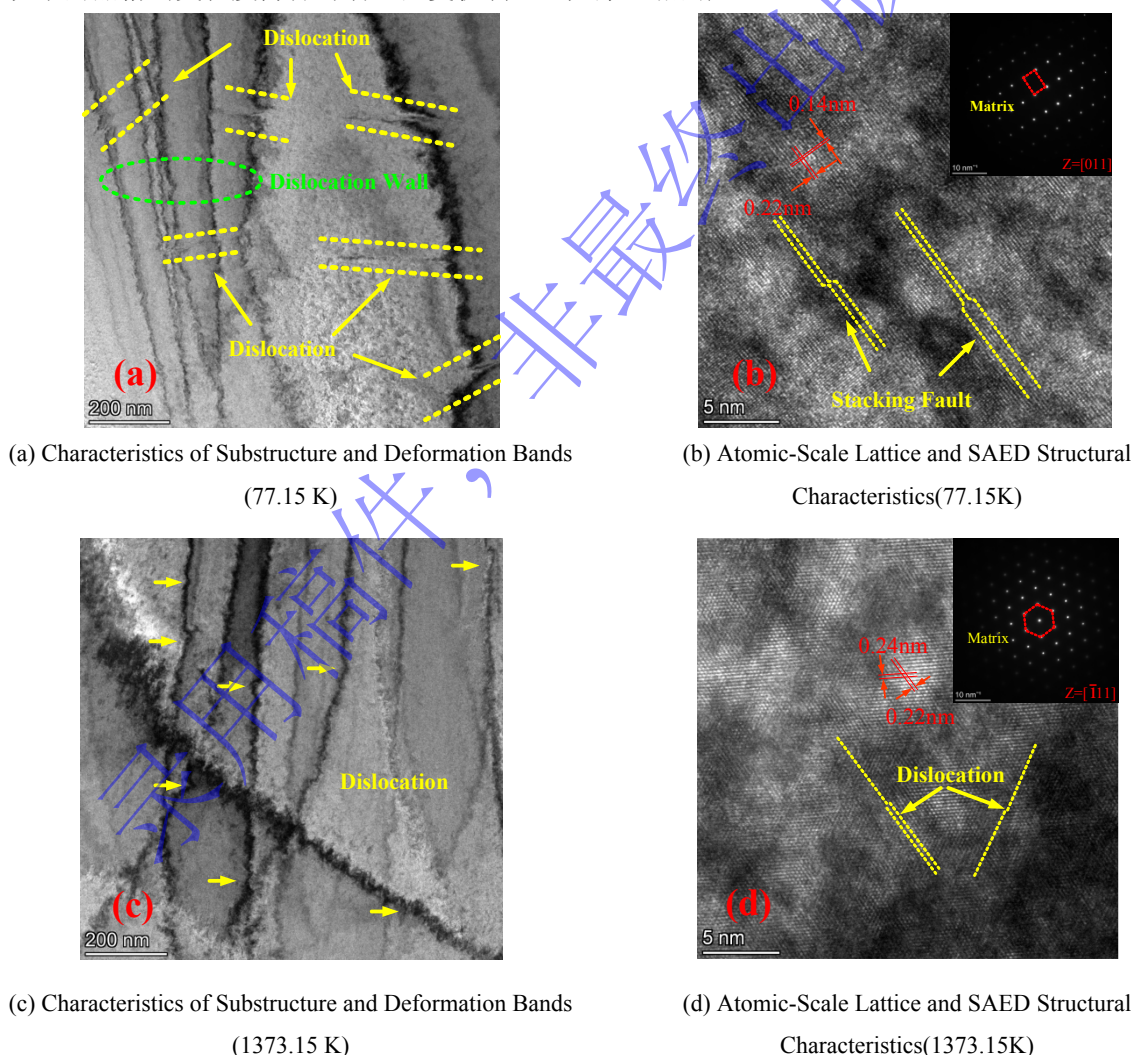


图 9 WNbMoTaV RHEA 的 HRTEM 与选区电子衍射 (selected area electron diffraction, SAED) ($v=15\text{m/s}$)

Fig. 9 HRTEM and SADE (Selected Area Electron Diffraction) of WNbMoTaV RHEA ($v = 15\text{m/s}$)

基于 EBSD、HRTEM 多尺度表征与宏观力学响应的联合分析表明，1373.15K 高温-冲击耦合条件下，WNbMoTaV 合金平均晶粒由 80 μm 细化至 60 μm 并伴随大量亚微米级等轴晶生成，大角度晶

界占比由 72.3% 提升至 75.2%，初始<001>择优织构显著弱化，取向密度峰值由 2.19 降至 1.74，符合动态再结晶过程中亚晶界旋转合并、新晶粒形核长大及织构随机化的典型特征；HRTEM 下可观测到清晰连续的大角度晶界与低缺陷密度再结晶晶粒，SAED 花样呈现多晶衍射特征，为动态再结晶提供了原子尺度直接证据；同时宏观应力-应变曲线表现出明显的稳态流变特征，表明动态再结晶软化与加工硬化效应达到动态平衡，综合证实该工况下合金塑性变形由动态再结晶主导。

3.2 J-C 本构关系

J-C 本构关系可实现有效的数学描述^[32]，具备广泛的工程适用性。表达式为：

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (3)$$

式中： σ 是 Von Mises 等效应力； A 是材料准静态屈服强度； B 是应变强化系数； n 是强化指数； ε_p 是等效塑性变形； $\dot{\varepsilon}$ 是塑性应变率； $\dot{\varepsilon}_0$ 是参考应变率，取 0.001s^{-1} ； C 是应变率敏感系数； m 是温度软化系数； T_m 是材料的熔点； T_r 是参考温度，本文为了研究 WNbMoTaV RHEA 在宽温度区间及宽应变率区间的力学性能，因此选定 77.15K 为参考温度； T 是实验环境温度。当仅考虑准静态拉伸工况，且实验温度与参考温度一致时，式(3)可转化为如下形式：

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n) * 1 * 1 = (A + B\varepsilon_p^n) \quad (4)$$

左右化简后取对数为：

$$\ln(\sigma - A) = n \ln \varepsilon_p + \ln B \quad (5)$$

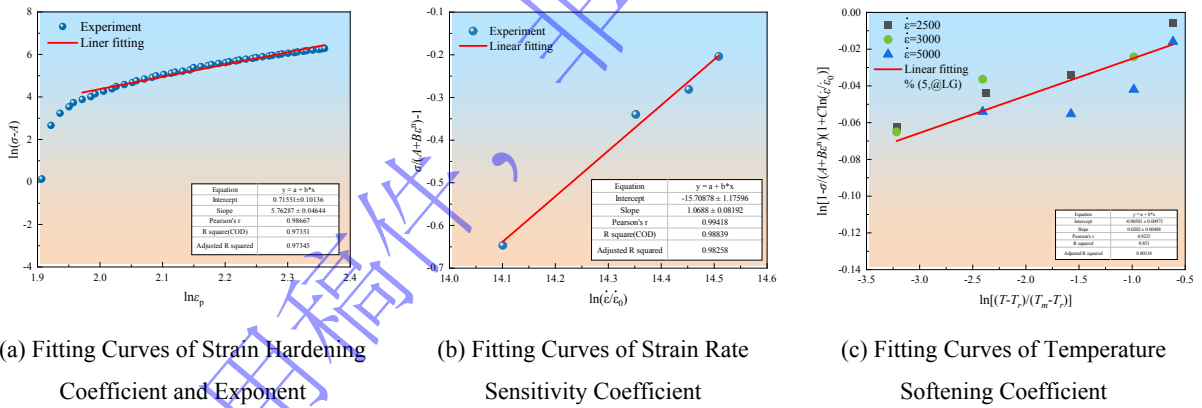


图 10 J-C 本构方程拟合过程

Fig. 10. The fitting process of the J-C constitutive equation

以 77.15K 为参考温度拟合参数，由图 3 可知，参考实验温度下 $A=1767.83\text{MPa}$ 。将 A 值代入式 (5) 并结合实验数据，绘制 $\ln(\sigma-A)-\ln\varepsilon_p$ 关系曲线如图 10(a) 所示。可以确定 J-C 本构关系中 $B=2.05\text{MPa}$ ， $n=5.76$ 。在不考虑温度效应时可表示为：

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) * 1 \quad (6)$$

变形为：

$$C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} = \left(\frac{\sigma}{A + B\varepsilon_p^n} - 1 \right) \quad (7)$$

式(7)中初始参考应变率选取 $\dot{\varepsilon}=0.001\text{s}^{-1}$ ，将已知参数代入式(7)拟合得到 $\ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)-\sigma/(A+B\varepsilon_p^n)-1$ 关系曲线如图 10(b)所示，即 $C=1.07$ 。

依据不同温度下的 SHPB 结果拟合 m ：

$$\ln \left[1 - \frac{\sigma}{(A+B\varepsilon_p^n)(1+C \ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0))} \right] = m \ln \left(\frac{T-T_r}{T_m-T_r} \right) \quad (8)$$

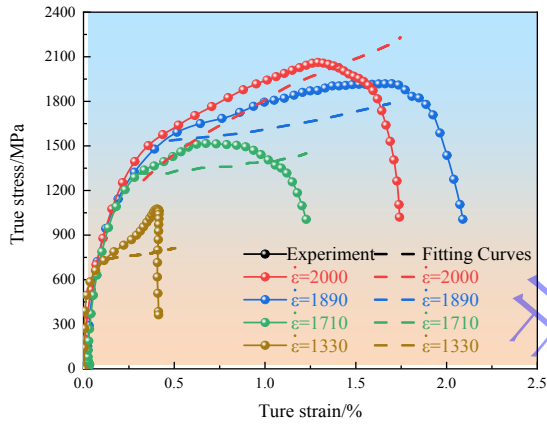
拟合过程如图 10(c)所示，得到 $m=0.02$ 。综上，WNbMoTaV RHEA 的 J-C 本构关系参数如表 2 所示。

表 2 WNbMoTaV RHEA 的 J-C 模型参数

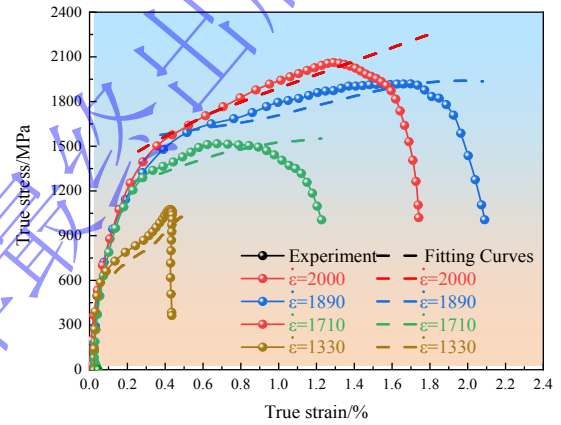
Tab. 2 J-C model parameters of WNbMoTaV RHEA

A/MPa	B/MPa	n	C	m
1767.83	2.05	5.76	1.07	0.02

3.3 J-C 本构关系修正



(a) The unmodified strain hardening term fitting results are compared with the experimental results (77.15K)



(b) After modification of the strain rate hardening term, the fitting results are compared with the experimental results (77.15K)

图 11 拟合结果与实验结果对比

Fig. 11. Comparison of fitting results with experimental results

基于上节拟合得到的 J-C 本构关系开展拟合结果与实验结果的对比分析。在不考虑温度项影响时 ($T=77.15\text{K}$)，弹性段中合金的拟合结果与实验结果误差较小，但是在高应变率下超出合金屈服点进入应变率硬化阶段时，因为合金晶粒细化导致晶界阻碍位错滑移提升了动态强度，产生了较为明显的误差，鉴于该模型难以精准表征合金在高应变率工况下的力学响应特性，为此引入回归系数，完成对 J-C 本构关系中 C 的修正优化^[18,33]，改变高应变率环境下塑性变形进程中的低应变硬化现象，修正函数如下：

$$C \left(\varepsilon, \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) = D + E\varepsilon + F \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} + G\varepsilon^2 + H\varepsilon \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \quad (9)$$

式中： D 、 E 、 F 、 G 和 H 可通过回归方程确定的回归系数。基于 77.15K 不同应变率的实验数据计算 WNbMoTaV RHEA 的回归系数，如表 3 所示。

表 3 应变率硬化项回归系数

Tab. 3 The regression coefficients for the strain rate hardening term.

<i>D</i>	<i>E</i>	<i>F</i>	<i>G</i>	<i>H</i>
-0.84	0.51	0.0056	0.481	0.0015

利用包含 *D*、*E*、*F*、*G* 和 *H* 回归系数的 J-C 本构关系对比实验结果可知：随着加载应变率的逐级递增，两者间误差持续加剧，均表现在屈服点后的塑性变形段，同时这些误差随温度变化的趋势呈现出温度依赖性差异，低温时拟合曲线的峰值压力均小于实验结果，高温时拟合曲线峰值压力大于实验结果，部分温度下不同应变率的拟合结果与实验结果对比分析如图 12 所示。

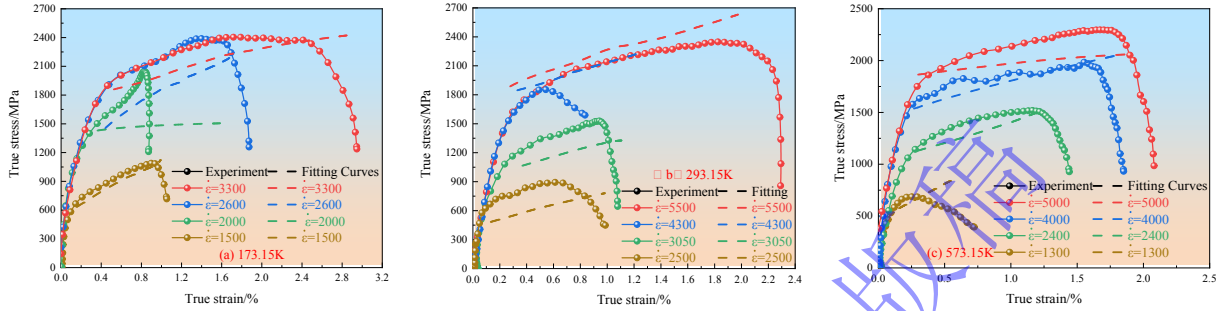


图 12 未修正温度项的拟合结果与实验结果对比

Fig. 12. Comparison of the fitting results without temperature term correction and the experimental results

微观形貌表征结果显示，WNbMoTaV RHEA 具有显著的低温脆韧转变特征及高温软化效应，对应的宏观实验数据表现为温度依赖性与应变率效应，因此针对温度项对本构关系再次修正^[34]：

$$f \left[\varepsilon, \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] = 1 - I \left[\left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right]^{J+K\varepsilon} \quad (10)$$

式中： m_0 ， m_1 ， m_2 的取值由修正应变率硬化项后的参数如表 4 所示。

表 4 温度项修正系数

Tab. 4 Temperature correction coefficients

<i>I</i>	<i>J</i>	<i>K</i>
0.00285	0.6802	0.00011

式(8)表明，随着加载温度的上升，温度-应变率耦合的修正补偿系数增大，温度补偿系数越大，应变硬化项越小，温度-应变率耦合作用误差得到有效改善，修正后拟合曲线与实验采集结果对比如图 13 所示。

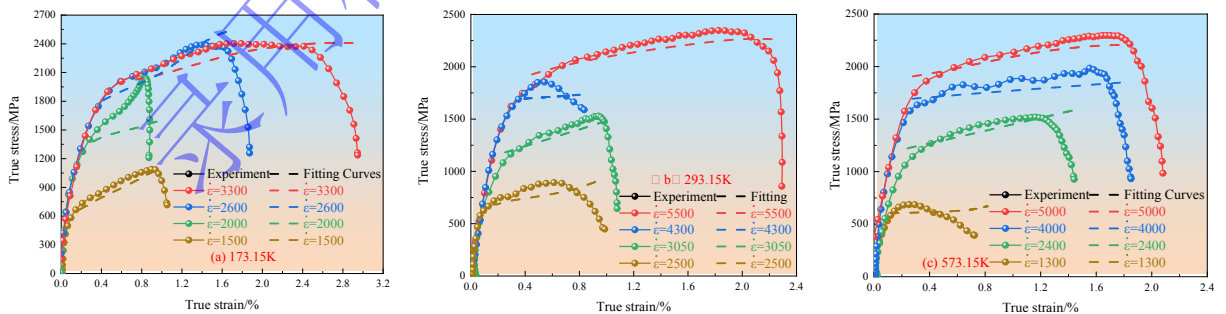


图 13 温度-应变率耦合修正后 J-C 本构关系拟合曲线与实验曲线对比

Fig. 13. Comparison of Fitting Curves of Temperature-Strain Rate Coupling Modified J-C Constitutive Model and Experimental Curves

对比分析图 6 和图 14，在所有固定的加载速度下，修正后 J-C 本构关系计算得到的应变硬化率曲线与实验曲线高度吻合，能够精准复现应变硬化率随温度升高呈显著单调下降的核心规律。修正后

J-C 本构关系能够精准复现该规律的物理本质在于，引入的温度-应变率耦合修正项，进一步验证了本构修正的合理性。

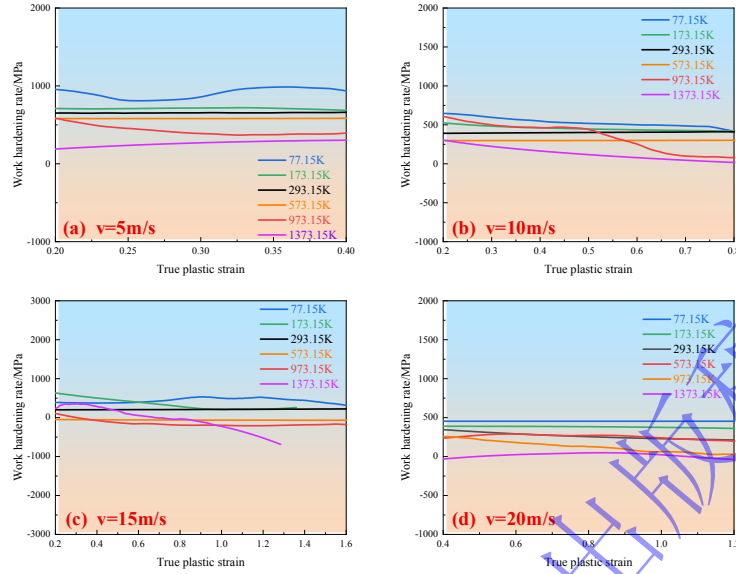


图 14 相同加载速度下不同温度的应变硬化率与塑性真应变关系曲线（修正后 J-C 本构关系）

Figure 14 Relationship curves of strain hardening rate and plastic true strain at different temperatures under the same loading speed (modified J-C constitutive relation)

4 数值模拟

针对拟合参数的精度验证需求，建立 SHPB 加载系统的几何仿真模型，利用 FORTRAN 编程语言开发修正后的 WNbMoTaV RHEA 的 J-C 本构关系，借助 UMAT 用户子程序将模型嵌入有限元分析软件，进而对 WNbMoTaV RHEA 在温度-冲击耦合加载下的动态力学行为开展数值模拟。

4.1 算法设计

在动态力学性能仿真的算法设计环节，WNbMoTaV RHEA 塑性本构参数求解通过隐式方法实现，这种方式能够提升高应变率、宽温度区间下参数求解的数值稳定性。与之不同，塑性流动方向及塑性模量的计算采用显式方法完成，可满足合金动态变形过程中参数快速迭代的需求。从计算时序来看，塑性参数增量的求解过程安排在计算步末期开展。而塑性流动方向与塑性模量的确定工作，在计算步初始阶段就已完成。仿真过程中，容易出现屈服面漂移的精度偏差问题，会直接影响合金动态力学响应的模拟精度。因此在每个计算步终止时，都要对合金的屈服条件进行针对性修正^[35-37]：

$$\begin{cases} \varepsilon_{n+1} = \varepsilon_n + \Delta \varepsilon \\ \varepsilon_{n+1}^p = \varepsilon_n^p + \Delta \lambda_{n+1} \mathbf{r}_n \\ \mathbf{q}_{n+1} = \mathbf{q}_n + \Delta \lambda_{n+1} \mathbf{h}_n \\ \boldsymbol{\sigma}_{n+1} = \mathbf{D} : (\varepsilon_{n+1} - \varepsilon_{n+1}^p) \\ f_{n+1} = f(\boldsymbol{\sigma}_{n+1}, \mathbf{q}_{n+1}) = 0 \end{cases} \quad (11)$$

式中： $\Delta \lambda$ 是塑性常数； \mathbf{r} 是塑性流动方向， $\mathbf{r} = \partial \phi / \partial \boldsymbol{\sigma}$ ； \mathbf{q} 是内变量； $\boldsymbol{\sigma}$ 是 Cauchy 应力。需对非线性方程组式(11)进行 Newton 迭代^[38]，故将塑性更新和屈服条件写为：

$$\begin{cases} \mathbf{a} = -\boldsymbol{\varepsilon}_{n+1}^p + \boldsymbol{\varepsilon}_n^p + \Delta\lambda_{n+1}\mathbf{r}_n = 0 \\ \mathbf{b} = -\mathbf{q}_{n+1} + \mathbf{q}_n + \Delta\lambda_{n+1}\mathbf{h}_n = 0 \\ f_{n+1} = f(\boldsymbol{\sigma}_{n+1}, \mathbf{q}_{n+1}) = 0 \end{cases} \quad (12)$$

将方程组(12)线性化为:

$$\begin{cases} \mathbf{a}^{(k)} + \mathbf{D}^{-1} : \Delta\boldsymbol{\sigma}^{(k)} + \delta\lambda^{(k)}\mathbf{r}_n = 0 \\ \mathbf{b}^{(k)} - \Delta\mathbf{q}^{(k)} + \delta\lambda^{(k)}\mathbf{h}_n = 0 \\ f^{(k)} - f_{\boldsymbol{\sigma}}^{(k)} : \Delta\boldsymbol{\sigma}^{(k)} + f_q^{(k)} : \Delta\mathbf{q}^{(k)} = 0 \end{cases} \quad (13)$$

对上式求解可得到应力和内应变增量:

$$\begin{Bmatrix} \Delta\boldsymbol{\sigma}^{(k)} \\ \Delta\mathbf{q}^{(k)} \end{Bmatrix} = -[\mathbf{A}^{(k)}] \begin{Bmatrix} \tilde{\mathbf{a}}^{(k)} \\ \tilde{\mathbf{b}}^{(k)} \end{Bmatrix} - \delta\lambda^{(k)}[\mathbf{A}^{(k)}] \begin{Bmatrix} \tilde{\mathbf{r}}_n \\ \tilde{\mathbf{h}}_n \end{Bmatrix} = \delta\lambda^{(k)}[\mathbf{A}^{(k)}] \begin{Bmatrix} \tilde{\mathbf{r}}_n \\ \tilde{\mathbf{h}}_n \end{Bmatrix} \quad (14)$$

式中: $[\mathbf{A}^{(k)}] = \begin{bmatrix} \mathbf{D} & 0 \\ 0 & \mathbf{I} \end{bmatrix}^{(k)}$, $\begin{Bmatrix} \tilde{\mathbf{r}}_n \\ \tilde{\mathbf{h}}_n \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \mathbf{r}_n \\ \mathbf{h}_n \end{Bmatrix}$ 结合式(13)和(14)可求得:

$$\delta\lambda^{(k)} = \frac{f^{(k)}}{\partial f^{(k)} : [\mathbf{A}^{(k)}] : \begin{Bmatrix} \tilde{\mathbf{r}}_n \\ \tilde{\mathbf{h}}_n \end{Bmatrix}} \quad (15)$$

式中: $\partial f^{(k)} = \begin{bmatrix} f_{\boldsymbol{\sigma}}^{(k)} & f_q^{(k)} \end{bmatrix}$, 式(11)中变量可以更新为:

$$\begin{cases} \boldsymbol{\varepsilon}_{n+1}^{p(k+1)} = \boldsymbol{\varepsilon}_n^{p(k)} + \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{p(k)} = \boldsymbol{\varepsilon}_n^{p(k)} - \mathbf{D}^{-1} : \Delta\boldsymbol{\sigma}^{(k)} \\ \mathbf{q}_{n+1}^{(k+1)} = \mathbf{q}_n^{(k)} + \Delta\mathbf{q}^{(k)} \\ \Delta\lambda_{n+1}^{(k+1)} = \Delta\lambda_n^{(k)} + \delta\lambda^{(k)} \end{cases} \quad (16)$$

4.2 模拟结果与讨论

实验系统采用实体单元建模, SHPB 杆件在实验过程中变形量忽略不计, 同时为方便计算, 将其设置为刚体, 对整体设置仅能沿轴线运动, SHPB 装置材料参数如表 5 所示。利用六面体网格对 WNbMoTaV RHEA 样品进行划分, 尺寸为 0.3mm*0.15mm*0.15mm, 样品与 SHPB 杆件的接触设置为单面接触, 模拟的总步长为 0.1ms。基于拟合修正后 WNbMoTaV RHEA 的 J-C 模型, 分别开展 77.15K、293.15K 与 1373.15K 与冲击 ($v=20\text{m/s}$) 耦合作用下的力学响应数值模拟研究。

表 5 SHPB 杆件材料的 J-C 本构参数^[39]

Tab. 5 The J-C constitutive parameters for the SHPB components' material are provided

$\rho_0/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	A/MPa	B/MPa	n	C	m
7.85	1400	2000	0.232	0.008	1.27

数值模拟与实验结果对比如图 15 所示。

由于实验过程中合金一直放在高低温试验箱中, 因此无法使用高速摄像机采集动态加载过程, 通过观察加载后收集 WNbMoTaV RHEA 与数值模拟结果的形貌特征, 证明了数值模拟表征动态加载过程的有效性。对比相同时刻, 不同温度与冲击耦合作用下的仿真形貌特征, 能够清晰的观察到, 随着温度的上升 WNbMoTaV RHEA 的高温软化效应比较明显, 破坏后崩落的尺寸也与温度呈现正相关。

77.15K 时合金呈现出韧性为主、脆性为辅的断裂模式，在加载面表现出较大的应力集中，加载开始后~20us 出现损伤，出现损伤崩落的尺寸较小；293.15K 时韧性相对于 77.15K 时有了较大提升，在加载后~40us 产生了延性断裂；温度达到 1373.15K 时，合金的高温软化效果显著，宏观上塑性变形量最大，加载开始后~60us 产生延性损伤，一个完整应力脉冲加载后能够收集到较大尺寸的碎屑。

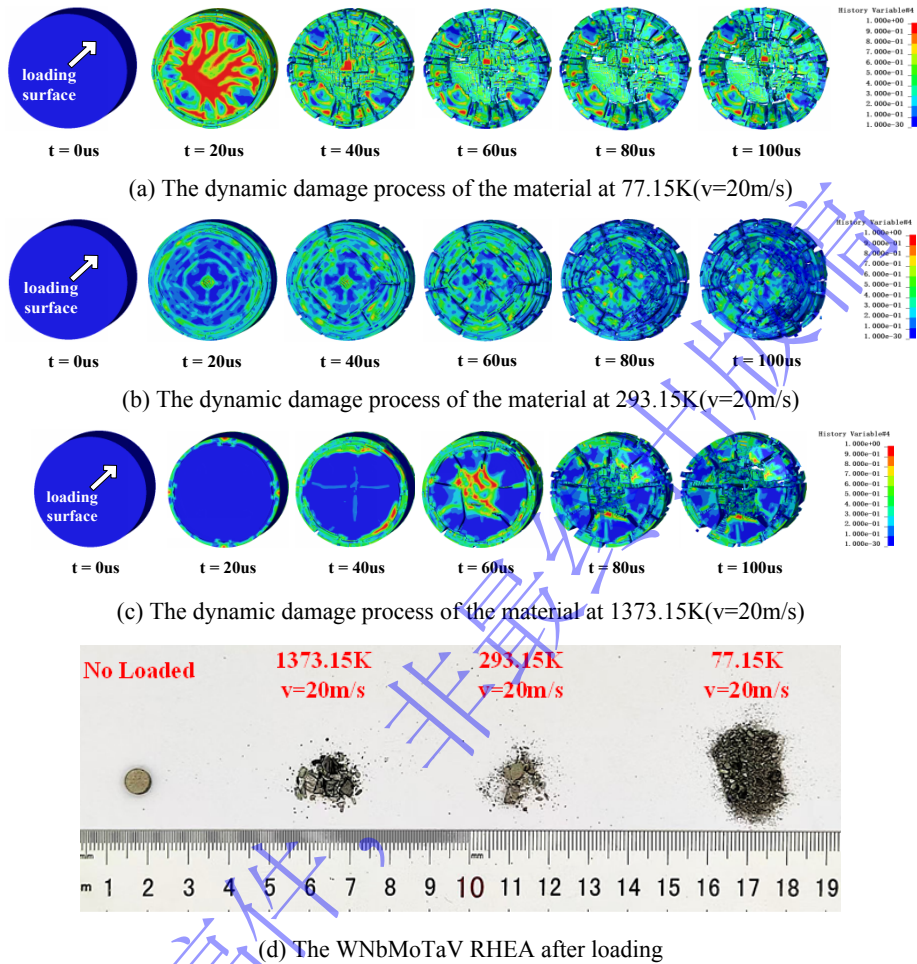


图 15 不同温度下 WNbMoTaV RHEA 动态力学行为模拟与实验结果

Fig. 14 Simulation of the dynamic mechanical response of WMoTaNbV RHEA across varying temperatures

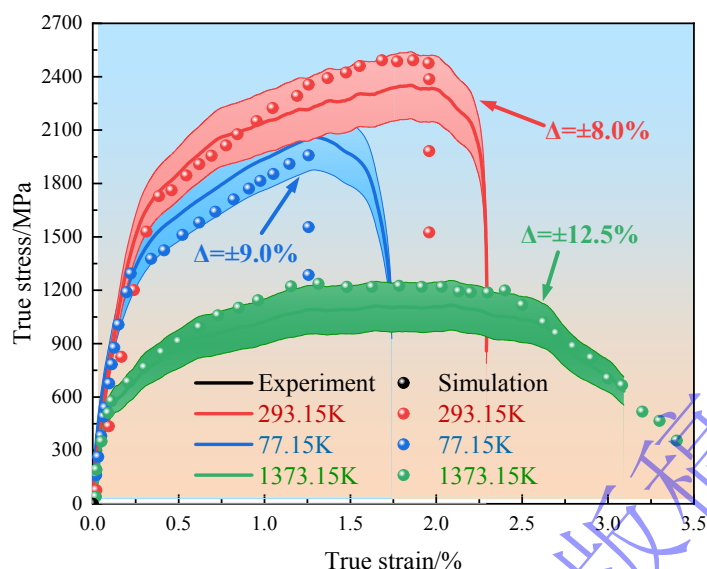


图 16 实验结果与模拟结果对比 ($v=20\text{m/s}$)

Fig. 15 Comparison of simulations and experimental results ($v=20\text{m/s}$)

数值模拟中合金应力-应变曲线与实验采集曲线的对比,如图 16 所示,显示数值模拟结果曲线(图 16 中散点图)包含在实验结果曲线(图 16 中折线图)的合理误差带中,误差能够稳定再 8.0-12.5%之间,证明了修正后的 J-C 本构关系能够描述在温度与冲击耦合作用下 WNbMoTaV RHEA 的力学响应特性。

5 结论

针对在氩气保护氛围中,采用真空电弧熔炼法制备出单一 BCC 相结构的 WNbMoTaV RHEA,平均晶粒尺寸 $\sim 80\mu\text{m}$ 。通过开展温度(77.15-1373.15K)与应变率($0.001-7300\text{s}^{-1}$)耦合作用下的力学性能实验,结合多种观测方法构筑起宏/微观力学响应的关联,解释了多物理场耦合作用下的变形机理,基于实验结果拟合并修正了 WNbMoTaV RHEA 的 J-C 模型,利用有限元算法验证了修正后本构关系的准确性。主要结论如下:

1) 准静态加载中随着温度降低,合金的屈服点由 482.46MPa 增至 1767.83MPa, SEM 观测到段断裂模式逐渐由韧性断裂向脆性为主、韧性为辅的损伤模式转变。裂纹的延展模式也逐步转变为沿晶断裂为主,穿晶断裂为辅;

2) 温度与冲击耦合作用下 WNbMoTaV RHEA 产生了高温软化与应变率强化效应,相同加载速率下屈服点随温度降低呈现出先增高后降低的趋势,应变硬化率与温度呈负相关。高占比的 HAGB (全温度区间占比均 $\geq 75\%$)是其宽温域稳定性的核心机制,在低温抑制晶界脆化、高温抑制晶界软化。

3) 基于实验结果拟合得到 WNbMoTaV RHEA 的 J-C 模型,针对应变率硬化项与温度项完成修正,有限元验证结果表明,修正后模型预测值与实验值偏差控制在 8.0%-12.5%范围内,具备一定的工程适用性。

参考文献

- [1] Maresca F, Curtin W A. Mechanistic origin of high strength in refractory BCC high entropy alloys up to 1900K[J]. Acta Materialia, 2020, 182: 235-249. DOI:10.1016/j.actamat.2019.10.015.
- [2] Lee C, Kim G, Chou Y, et al. Temperature dependence of elastic and plastic deformation behavior of a refractory high-

- entropy alloy[J]. *Science Advances*, 2020, 6(37): eaaz4748. DOI:10.1126/sciadv.aaz4748.
- [3] 罗浩,高兴勇,魏华男,等.TiZr 系难熔高熵合金设计制备及毁伤应用研究进展[J].兵器装备工程学报, 2025, 46(5):291-304. DOI:10.11809/bqzbgcxb2025.05.039.
LUO H, GAO X Y, WEI H N, et al. Advances in design, preparation and damage application of TiZr-based refractory high-entropy alloys[J]. *Journal of Ordnance Equipment Engineering*, 2025, 46(5). DOI:10.11809/bqzbgcxb2025.05.039.
- [4] 乔珺威,张勇,王志华.高熵合金及其性能[M].科学出版社,2025.
- [5] Senkov O N, Wilks G B, Scott J M, et al. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(5): 698-706. DOI:10.1016/j.intermet.2011.01.004.
- [6] Li T, Jiao W, Miao J, et al. A novel ZrNbMoTaW refractory high-entropy alloy with in-situ forming heterogeneous structure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 827: 142061. DOI:10.1016/j.msea.2021.142061.
- [7] Han Z D, Chen N, Zhao S F, et al. Effect of Ti additions on mechanical properties of NbMoTaW and VNbMoTaW refractory high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2017, 84: 153-157. DOI:10.1016/j.intermet.2017.01.007.
- [8] Wan Y, Mo J, Wang X, et al. Mechanical properties and phase stability of WTaMoNbTi refractory high-entropy alloy at elevated temperatures[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2021, 34(11): 1585-1590. DOI:10.1007/s40195-021-01263-9.
- [9] Wang M, Ma Z L, Xu Z Q, et al. Designing VxNbMoTa refractory high-entropy alloys with improved properties for high-temperature applications[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 191: 131-136. DOI:10.1016/j.scriptamat.2020.09.027.
- [10] Senkov O N, Scott J M, Senkova S V, et al. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(9): 4062-4074. DOI:10.1007/s10853-012-6260-2.
- [11] Sonar T, Ivanov M, Trofimov E, et al. An overview of microstructure, mechanical properties and processing of high entropy alloys and its future perspectives in aeroengine applications[J]. *Materials Science for Energy Technologies*, 2024, 7: 35-60. DOI:10.1016/j.mset.2023.07.004.
- [12] 龙俊丞, 李彦生, 吴渊. 增材制造难熔高熵合金研究进展[J]. 航空材料学报, 2026, 46(1): 15-29. DOI:10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000138.
LONG J C, LI Y S, WU Y. Research progress on additive manufacturing of refractory high entropy alloys[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2026, 46(1): 15-29. DOI:10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000138.
- [13] 张杜江,赵振宇,贺良,等.基于 Johnson-Cook 本构模型的高强度装甲钢动态力学性能参数标定及验证[J]. 兵工学报,2022,43(8):1966-1976. DOI:10.12382/bgxb.2021.0409.
ZHANG D J,ZHAO Z Y,HE L,et al. Calibration and verification of dynamic mechanical properties of high-strength armored steel based on Johnson Cook constitutive model[J]. *Acta Armamentarii*. 2022,43(8):1966-1976. (in Chinese). DOI:10.12382/bgxb.2021.0409.
- [14] Li D, Liu J, Fan Y, et al. A preliminary discussion about the application of machine learning in the field of constitutive modeling focusing on alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 976: 173210. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.173210.
- [15] Tang Y, Wang R, Xiao B, et al. A review on the dynamic-mechanical behaviors of high-entropy alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2023, 135: 101090. DOI:10.1016/j.pmatsci.2023.101090.
- [16] 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)90051-9.
- [17] 高茂国,刘睿,郭岩松,等.HfZrTiTaAl 系高熵合金动态变形,损伤及破坏行为[J].兵工学报, 2025, 46(1):288-298.DOI:10.12382/bgxb.2023.1183.
GAO M G,LIU R, GUO Y S,et al. Dynamic Deformation, Damage and Failure Behaviors of High-entropy HfZrTiTaAl Alloy[J]. *Acta Armamentarii*. 2025, 46(1):288-298.DOI:10.12382/bgxb.2023.1183.

- [18] 马胜国,王志华.CoCrFeNiAlx 系高熵合金的动态力学性能和本构关系[J].爆炸与冲击, 2021, 41(11):1-11.DOI:10.11883/bzycj-2020-0293.
MA S G,WANG Z H. Dynamic mechanical properties and constitutive relations of CoCrFeNiAlx high entropy alloys[J]. EXPLOSION AND SHOCK WAVES, 2021. DOI:10.11883/bzycj-2020-0293.
- [19] Wang Y Z, Jiao Z M, Bian G B, et al. Dynamic tension and constitutive model in Fe40Mn20Cr20Ni20 high-entropy alloys with a heterogeneous structure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 839: 142837. DOI:10.1016/j.msea.2022.142837.
- [20] Chen J, Chen C, Guo K, et al. Dynamic mechanical properties and ignition behavior of TiZrHfX0.5 high-entropy alloys associated with temperature, trace element and strain rate[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 933: 167798. DOI:10.1016/j.jallcom.2022.167798.
- [21] 李海峰,门建兵,金文,等.Ta-Hf-Nb-Zr 体系高熵合金 J-C 模型及应用试验[J].爆炸与冲击, 2025(3). DOI: LI H F, MEN J B, JIN W, et al. J-C model of high-entropy alloy Ta-Hf-Nb-Zr system and its application test[J]. EXPLOSION AND SHOCK WAVES, 2025. DOI:10.11883/bzycj-2024-0069.
- [22] 刘建青,项发恒,陆鸣,等.TiZrTaMoNb 高熵合金动态特性与应用研究[J].兵器装备工程学报, 2025, 46(6):198-208. DOI:10.11809/bqzbgcxb2025.06.024.
LIU J Q, XIANG F H, LU M, et al. Study on dynamic characteristics and application of TiZr-TaMoNb high entropy alloy[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2025, 46(6):198-208. DOI:10.11809/bqzbgcxb2025.06.024.
- [23] 凌静,梁延祥,敬霖.A115(CoCrFeNi)85 高熵合金的动态冲击力学响应与变形机制[J].兵工学报:0-null[2026-01-14].DOI:10.12382/bgxb.2025.0499.LING J, LIANG Y X, JING L.
Dynamic Impact Mechanics Response and Deformation Mechanisms of A115(CoCrFeNi)85 High-entropy Alloy[J]. Acta Armamentarii. 0-null[2026-01-14].DOI:10.12382/bgxb.2025.0499.
- [24] Zhang T W, Jiao Z M, Wang Z H, et al. Dynamic deformation behaviors and constitutive relations of an AlCoCr1.5Fe1.5NiTi0.5 high-entropy alloy[J]. Scripta Materialia, 2017, 136: 15-19. DOI:10.1016/j.scriptamat.2017.03.039.
- [25] Zhang S, Wang Z, Yang H J, et al. Ultra-high strain-rate strengthening in ductile refractory high entropy alloys upon dynamic loading[J]. Intermetallics, 2020, 121: 106699. DOI:10.1016/j.intermet.2020.106699.
- [26] Hu M, Song W, Duan D, et al. Dynamic behavior and microstructure characterization of TaNbHfZrTi high-entropy alloy at a wide range of strain rates and temperatures[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 182: 105738. DOI:10.1016/j.ijmecsci.2020.105738.
- [27] Hu X, Liu X, Yan D, et al. A high-density non-equiatomic WTaMoNbV high-entropy alloy: Alloying behavior, microstructure and mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 894: 162505. DOI:10.1016/j.jallcom.2021.162505.
- [28] 宗乐,徐流杰,罗春阳,等.难熔高熵合金:制备方法性能综述[J].工程科学学报, 2021, 43(11): 1459-1473. DOI:10.13374/j.issn2095-9389.2021.01.27.003.
ZONG L, XU L J, LUO C Y, et al. Refractory high-entropy alloys: A review of preparation methods and properties[J]. Chinese Journal of Engineering, 2021, 43(11):1459-1473. DOI:10.13374/j.issn2095-9389.2021.01.27.003.
- [29] Park J M, Moon J, Bae J W, et al. Strain rate effects of dynamic compressive deformation on mechanical properties and microstructure of CoCrFeMnNi high-entropy alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 719: 155-163. DOI:10.1016/j.msea.2018.02.031.
- [30] Ma S G, Jiao Z M, Qiao J W, et al. Strain rate effects on the dynamic mechanical properties of the AlCrCuFeNi2 high-entropy alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 649: 35-38. DOI:10.1016/j.msea.2015.09.089.
- [31] Cao T, Zhang Q, Wang L, et al. Dynamic deformation behaviors and mechanisms of CoCrFeNi high-entropy alloys[J]. Acta Materialia, 2023, 260: 119343. DOI:10.1016/j.actamat.2023.119343.

- [32] 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.
- [33] Tan J Q, Zhan M, Liu S, et al. A modified Johnson–Cook model for tensile flow behaviors of 7050-T7451 aluminum alloy at high strain rates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 631: 214-219. DOI:10.1016/j.msea.2015.02.010.
- [34] Chen C, Tu Y, Chen J, et al. Dynamic constitutive relationship of TiZrHfCu0.5 high entropy alloy based on Johnson–Cook model[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 3729-3740. DOI:10.1016/j.jmrt.2023.10.154
- [35] Hama T, Takuda H. Crystal-plasticity finite-element analysis of inelastic behavior during unloading in a magnesium alloy sheet[J]. International Journal of Plasticity, 2011, 27(7): 1072-1092. DOI:10.1016/j.ijplas.2010.11.004.
- [36] Cazacu O, Barlat F. Application of the theory of representation to describe yielding of anisotropic aluminum alloys[J]. International Journal of Engineering Science, 2003, 41(12): 1367-1385. DOI:10.1016/S0020-7225(03)00037-5.
- [37] Tari D G, Worswick M J, Ali U, et al. Mechanical response of AZ31B magnesium alloy: Experimental characterization and material modeling considering proportional loading at room temperature[J]. International Journal of Plasticity, 2014, 55: 247-267. DOI:10.1016/j.ijplas.2013.10.006.
- [38] 张安康,陈士海.LS-DYNA 用户自定义材料模型开发与验证[J].计算机应用与软件, 2011, 28(4):3.DOI:CNKI:SUN:JYRJ.0.2011-04-020.
- [39] Liu T, Yin Z, Lei J, et al. Dynamic mechanical properties and constitutive model of photosensitive resin specimens at different temperatures[J]. SN Applied Sciences, 2023, 5(8): 203. DOI:10.1007/s42452-023-05427-3.