

DOI: 10.11883/bzycj-2023-0439

高温下多主元合金的动态变形行为与本构建模*

邱吉^{1,2,3}, 苏步云⁴, 金涛⁴, 姚小虎², 树学峰⁴, 李志强¹, 方慧青⁴

(1. 太原理工大学航空航天学院, 山西太原 030024;

2. 华南理工大学土木交通学院, 广东广州 510641;

3. 山西省建设投资集团有限公司, 山西太原 030032;

4. 太原理工大学机械与运载工程学院, 山西太原 030024)

摘要: 为加速多主元合金在航空工业领域的应用, 将航空发动机经常面临的高温高应变率耦合环境作为实验条件, 在5种温度下开展了CoCrFeNiMn多主元合金的动态压缩实验和变形后试样的塑性变形机理微观表征。结果表明: 在1273 K的高温环境中, 多主元合金的动态屈服强度可达200 MPa, 表现出较好的耐高温性能; 随着动态塑性应变的增加, 材料内部出现了晶粒粗化的现象, 并且在晶界处具有更高的亚结构孕育能力。此外, 量化了不同环境温度下动态塑性变形过程中绝热温升的变化规律, 指出了现有动态本构关系对CoCrFeNiMn多主元合金在宽温度域内动态应力-应变关系预测能力的不足。最后, 通过解耦分析初始屈服与塑性流动阶段的温度效应, 建立了一个指数形式的唯象动态本构方程。该本构方程可用于预测冲击载荷作用下宽温度域内多主元合金的屈服强度和塑性流动规律。

关键词: 高温高应变率耦合; 塑性变形机理; 动态本构关系; 绝热温升; 多主元合金

中图分类号: O347.3

国标学科代码: 13015

文献标志码: A

Dynamic deformation behavior and constitutive modeling of multi-component alloys at high temperature

QIU Ji^{1,2,3}, SU Buyun⁴, JIN Tao⁴, YAO Xiaohu², SHU Xuefeng⁴, LI Zhiqiang¹, FANG Huiqing⁴

(1. College of Aeronautics and Astronautics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China;

2. School of Civil Engineering and Transportation, South China University of Technology,

Guangzhou 510641, Guangdong, China;

3. Shanxi Construction Investment Group Co., Ltd., Taiyuan 030032, Shanxi, China;

4. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China)

Abstract: Compared to traditional alloys, the new multi-component alloy exhibits an excellent "cocktail effect". This effect allows for the collaborative control of structure and performance, making it highly suitable for application in the demanding service environment of the aviation industry. Experimental conditions simulating high temperature and high strain rate coupling environments encountered by aero engines are employed to expedite the adoption of multi-principal component alloys in the aviation industry. Using the CoCrFeNiMn multi-principal element alloy as the research object, dynamic impact tests were conducted at different temperatures (298, 673, 873, 1073, 1273 K) by using a split Hopkinson pressure bar with an impact velocity of 20 m/s. Dynamic stress-strain curves at five temperatures were obtained, and the results indicate that the stress-strain curve at 1273 K has higher strain-hardening ability compared to 873 K and 1073 K. When the temperature increases to 1273 K, the material's yield strength can still reach 200 MPa, demonstrating good high-temperature performance.

* 收稿日期: 2023-12-22; 修回日期: 2024-03-06

基金项目: 国家自然科学基金(12302477, 12272255, 12272256); 山西省基础研究自由探索项目(202203021222081)

第一作者: 邱吉(1992—), 男, 博士, 讲师, qiuji@tyut.edu.cn

通信作者: 方慧青(1985—), 女, 博士, 讲师, fanghuiqing@tyut.edu.cn

The grain size, dislocation density, and microstructure types of the samples before and after deformation were discussed by electron backscatter diffraction tests. The experiment result reveals that an increase in dynamic plastic strain at 1273 K leads to a grain coarsening phenomenon, with higher substructure breeding ability observed at the grain boundary. In addition, the change in adiabatic temperature rise and ambient temperature during dynamic plastic deformation is quantified. It is also highlighted that the current dynamic constitutive relationship is inadequate in predicting the dynamic stress-strain relationship of the CoCrFeNiMn multi-principal component alloy across a wide temperature range. Finally, an exponentially phenomenological dynamic constitutive equation is established by decoupling the temperature effect between the initial yield and the plastic flow stage. This constitutive equation allows for accurate prediction of the yield strength and plastic flow behavior of multi-component alloys under impact loads over a wide temperature range.

Keywords: high temperature and high strain rate coupling; plastic deformation mechanism; dynamic constitutive relation; adiabatic temperature rise; multi-component alloy

作为多元合金的典型代表, CoCrFeNiMn 多主元合金最早由 Cantor 等^[1]发现, 因此也将其称为 Cantor 合金。CoCrFeNiMn 多主元合金是目前研究最多的 FCC(face-centered cubic)多主元合金之一, 其优异的力学性能使其成为低温和高温应用的潜在材料^[2]。目前, 关于 CoCrFeNiMn 多主元合金的研究主要集中在不同温度下的准静态分析, 对于其在高温-高应变率耦合的极端服役条件下的研究还相对匮乏。在许多重要工程领域中, 高温、高应变率是其结构服役过程中频繁面临的苛刻条件, 例如发动机的高涡轮入口温度、叶片的高速旋转、起落架的高速冲击等, 这些复杂的工况给飞机的飞行安全带来了严重的威胁^[3-4]。新型多主元合金较传统合金表现出一种新的特性, 即“鸡尾酒效应”。基于这一特性, 可以进一步实现对材料性能的定向调控^[5], 例如通过添加 Mo、Nb、Hf、Ta 等难熔金属可制备耐高温合金^[6], 添加 Al、Mg、Li 等轻金属元素可制备轻质高强合金^[7]。因此, 新型多主元合金具有较好的强韧性、耐热性、抗腐蚀性、抗氧化性等, 被视为航空工业领域极具潜在价值的合金材料^[8-10], 目前已在航空工业领域得到了一定的应用, 如王秒等^[11]将 CoFeNiCrCu 多主元合金作为钎料实现了高强度航空材料 SiC 陶瓷的钎焊连接, 并获得了高温焊接条件下微观组织的演变规律。

针对涡轮叶片面临的高温-高应变率耦合的苛刻服役条件, 众多研究者^[12-13]一直致力于研发新的材料、发展新的制备工艺以提高承温能力, 然而这些研究常常忽略材料在高应变率-高温耦合条件下的力学响应。例如, 动态加载中材料由于声子拖曳效应表现出的强应变硬化能力^[14]、高应变率与高温耦合下出现的动态应变时效^[15]等, Jiang 等^[16]还发现高强度 CoCrFeNiMn 多主元合金在动态强迫剪切变形时会出现晶体的非晶化。因此, 提高飞行器的结构安全不能仅局限在新型材料研发, 明晰材料在极端环境中的变形机理、建立精度高且适用范围广的本构关系也是至关重要的环节。例如, 飞鸟、冰雹等外物撞击时由于结构强度预测能力不足造成的飞行器失事已有报道^[17], 在类似的失效事故分析中, 研究者多采用经典的 Johnson-Cook(J-C)本构模型来开展数值仿真分析, 或采用实验测试的手段来分析外物撞击飞机蒙皮和叶片的损伤失效规律以预测失效强度^[18-19]。然而, 这些研究大多数都局限在单方面考虑高速冲击的率效应或准静态的温度效应。虽然描述金属塑性变形的本构关系发展了多年, 但率温本构关系应用最为广泛的模型仍然是 J-C 模型。J-C 模型因形式简单、使用方便, 被大量用于各种金属的工程实践及数值仿真计算中。为提高航空用 38CrMoAl 钢的使用效率, 陈跃良等^[20]对其开展了高速冲击下的力学性能研究, 并获取了相关的 J-C 模型参数。Fu 等^[21]在高温高应变率条件下开展了 Ti3Al 合金的力热耦合分析, 发现了材料的温度敏感指数不是一个恒定值, 而是随着变形温度与塑性应变的增加而变化, 证实了 J-C 模型对高温-高应变率耦合条件下材料应力-应变关系预测能力的不足。

对材料在高温、高应变率等苛刻条件下塑性变形行为的认识不足以及动态本构关系的缺乏, 限制了高性能航空材料的探索及应用。本文中, 采用新型 CoCrFeNiMn 多主元合金, 开展其在高温-高应变率耦合加载条件下的力学性能测试, 探索高温与高应变率对变形机制的影响, 建立适用于宽温度域的动态本构关系, 以期材料在极端服役条件下的应用提供相应的分析方法和实验支撑。

1 实验材料和方法

实验材料为 CoCrFeNiMn 多主元合金, 材料加工流程为: 铸锭→1473 K 热处理 12 h→1323 K 锻造。为确定材料的化学组成及晶体结构类型, 采用能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)与 X 射线衍射仪(X-ray diffractometer, XRD)进行微观组成分析。结果显示, Ni、Fe、Cr、Co 和 Mn 的质量分数分别为 25.9%、20.1%、19.0%、17.9% 和 17.2%, 与理论值的偏差较小, 可以认为, 该多主元合金的各元素是近等原子比。该多主元合金的 XRD 图谱(图 1)显示, 在 43°、50°、75°附近出现了峰值, 晶体结构为典型的面心立方晶系。

为进一步探索材料的初始微观结构, 对材料开展电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)面扫分析。通过反极图(图 2(a))可以看出, 该多主元合金的初始晶粒取向随机分布, 组织类型主要以变形态呈现(图 2(b)的红色区域), 同时还出现了部分回复组织(黄色)以及少量再结晶组织(蓝色)。材料的局部平均取向差(kernel average misorientation, KAM)较小, 仅部分晶界处的 KAM 达到了 2°左右(图 2(c)), 晶界角以大角晶界为主(图 2(d)蓝色线条)。

采用配有高温炉的霍普金森压杆分别在 298、673、873、1073 和 1273 K 下进行动态加载实验。入射杆和透射杆的直径为 14 mm, 子弹长度为 300 mm; 温度控制装置主要包括调压器与控温器, 其中温度传感器选用 K 型热电偶, 高温炉尺寸为 120 mm×70 mm×150 mm, 炉内填充保温石棉, 详细实验装置如图 3(a)所示。为保证实验过程中试样温度的均匀性, 将试样快速加热至目标温度, 加热时间约为 3 min, 然后利用控温器将试样温度控制在目标温度±2 K 的范围内并持续 10 min。根据霍普金森压杆的实验标准, 为获得较高的加载应变率, 将试样的径高比设定为 1.2, 即直径为 6 mm, 高度为 5 mm。不同温度下变形前后的试样如图 3(b)所示, 可以看出, 试样的表现形貌未发生明显的改变, 尤其是变形后试样未产生明显的鼓形, 表明试样与入射和透射杆端的摩擦效应并不显著, 进而证明了试样的整体变形在高度方向是均匀的。变形后试样的微结构变化将在第 2 节进行详细讨论。

通过气炮发射的子弹撞击入射杆的一端产生应力波, 应力波沿入射杆、试样、透射杆进行传播, 采用超动态应变仪采集入射杆和透射杆的应力波信号 ε_r 和 ε_t 。基于一维应力波与应力均匀假设, 可推导 t 时刻加载到试样的应力 $\sigma(t)$ 、应变 $\varepsilon(t)$ 、应变率 $\dot{\varepsilon}(t)$:

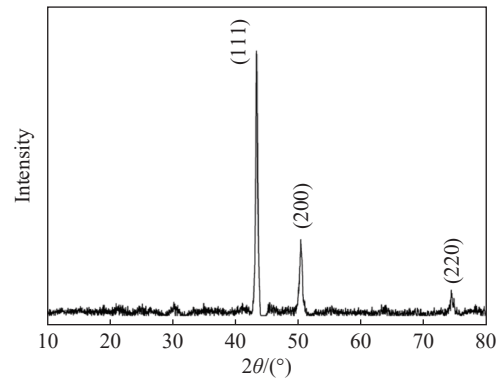


图 1 CoCrFeNiMn 多主元合金的 XRD 谱

Fig. 1 XRD pattern of the CoCrFeNiMn multi-principal component alloy

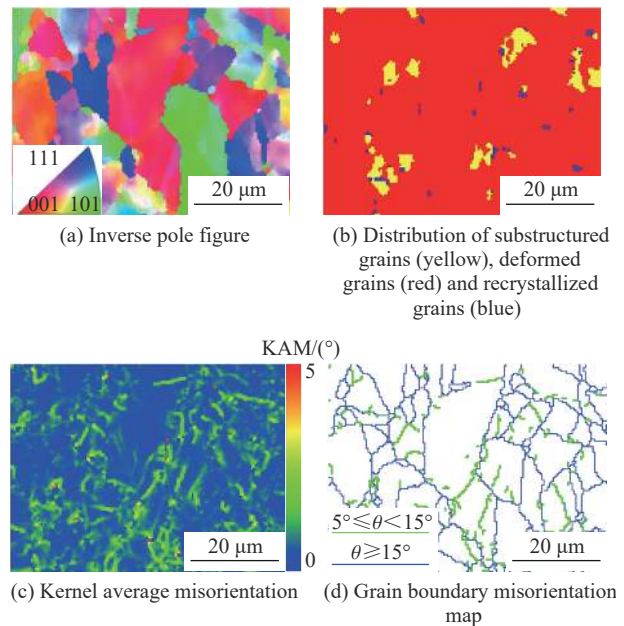


图 2 CoCrFeNiMn 多主元合金的 EBSD 测量结果

Fig. 2 EBSD measurement results of CoCrFeNiMn multicomponent alloy

$$\begin{cases} \sigma(t) = \frac{E_0 S}{A_s} \varepsilon_t(t) \\ \varepsilon(t) = -2 \frac{c_0}{l_0} \int_0^t \varepsilon_r(t) dt \\ \dot{\varepsilon}(t) = -2 \frac{c_0}{l_0} \varepsilon_r(t) \end{cases} \quad (1)$$

式中: E_0 和 S 分别为杆的弹性模量和横截面积, A_s 和 l_0 分别为试样的横截面面积和高度, c_0 为弹性波波速。

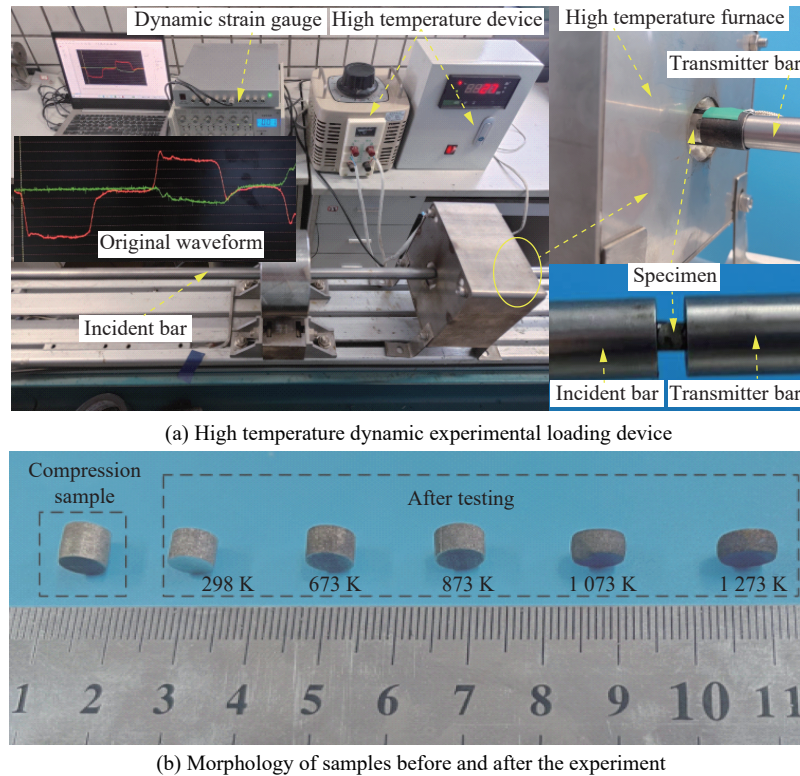


图 3 高温动态实验加载装置与试样形貌

Fig. 3 High temperature dynamic experimental loading device and morphologies of samples

2 实验结果和分析

实验中,所有试样采用同一尺寸,动态加载的应变率主要取决于撞击杆的加载速度,本研究重点分析动态加载中 CoCrFeNiMn 多主元合金的温度效应,不讨论其应变率效应,因此每次加载均控制撞击杆的加载速度约为 20 m/s。冲击加载下的典型入射、透射波形如图 3(a) 的红线、绿线所示,根据式 (1) 可计算出不同温度下的真应力-真应变曲线,如图 4 所示。可以看出,在高速加载条件下,CoCrFeNiMn 多主元合金表现出显著的温度效应,随着温度的升高,强度逐渐下降,当温度升高到 1 273 K 后,其屈服强度仍能达到 200 MPa,表现出了较好的耐高温性能。另外,在 1 273 K 的环境中,CoCrFeNiMn 多主元合金进入塑性变形阶段后依旧具有较好的应变硬化能力。

为了进一步探明高应变率条件下温度对 CoCrFeNiMn 多主元合金塑性变形机制的影响规律,分别对 4 种温度(673、873、1 073 和 1 273 K)时的试样沿高度方向对中心区域进行 EBSD 面扫分析,结果如图 5~6 所示。为避免高速加载后高温炉内热量对变形后试样微观结构的影响,加载完成后,采用图 3(a) 所示的试样夹持装置将试样快速拆卸,然后进行微观结构表征分析。通过反极图(图 5(a)~(d))可以看出,随着温度的升高,晶粒尺寸较初始形貌出现了明显的改变,673 K 时,塑性变形后材料的晶粒发生

了细化, 出现了大量尺寸小于 $5\ \mu\text{m}$ 的晶粒(图 5(a)), 还产生了大量的再结晶组织(图 5(e))。文献 [22] 表明, 准静态条件下 CoCrFeNiMn 多主元合金的再结晶温度约为 $1\ 073\ \text{K}$, 可初步推断高应变率加载可能会降低 CoCrFeNiMn 多主元合金的再结晶温度。当温度升高到 $873\ \text{K}$ 后, 局部晶粒开始重新长大, 出现了大量的回复组织(图 5(f)), 然而 $1\ 073\ \text{K}$ 时样品发生塑性变形后不再出现 $5\ \mu\text{m}$ 以下的晶粒(图 5(c)), 回复组织与再结晶组织也较少, 主要以变形组织为主(图 5(g))。动态加载过程中, 受绝热温升的影响, 动态再结晶的初始温度降低; 但在动态变形过程中, 由于响应时间较短以及材料固有的缓慢位错动力学特性和较低的层错能, 材料的连续动态再结晶过程被抑制, 进而导致高应变率变形过程中的动态再结晶能力较低(相较于准静态)。Chen 等^[23] 在 CoCrFeNiMn 多主元合金 ($1\ 073\ \text{K}$) 的动态压缩测试中也观察到了类似的现象。当环境温度升高到 $1\ 273\ \text{K}$ 时, 塑性变形后晶粒尺寸均为 $10\sim 20\ \mu\text{m}$ (图 5(d)), 而且出现了大尺寸的再结晶组织(图 5(h)), 该温度下不连续动态再结晶的出现可能导致再结晶晶粒长大。Khan 等^[24] 也发现 AlTiNbZrW 合金在 $1\ 273\ \text{K}$ 时的热变形将同时出现连续动态再结晶和不连续动态再结晶。

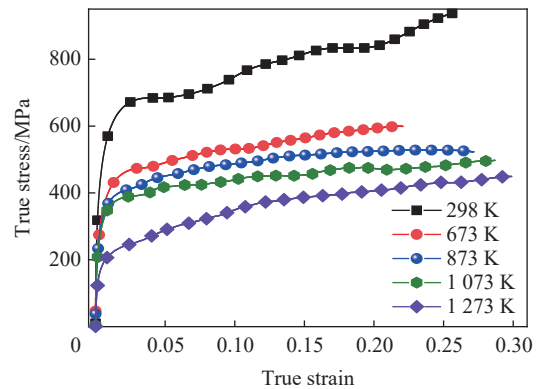


图 4 不同温度下 CoCrFeNiMn 多主元合金的动态应力-应变曲线

Fig. 4 Dynamic stress-strain curves of CoCrFeNiMn multi-principal component alloys at different temperatures

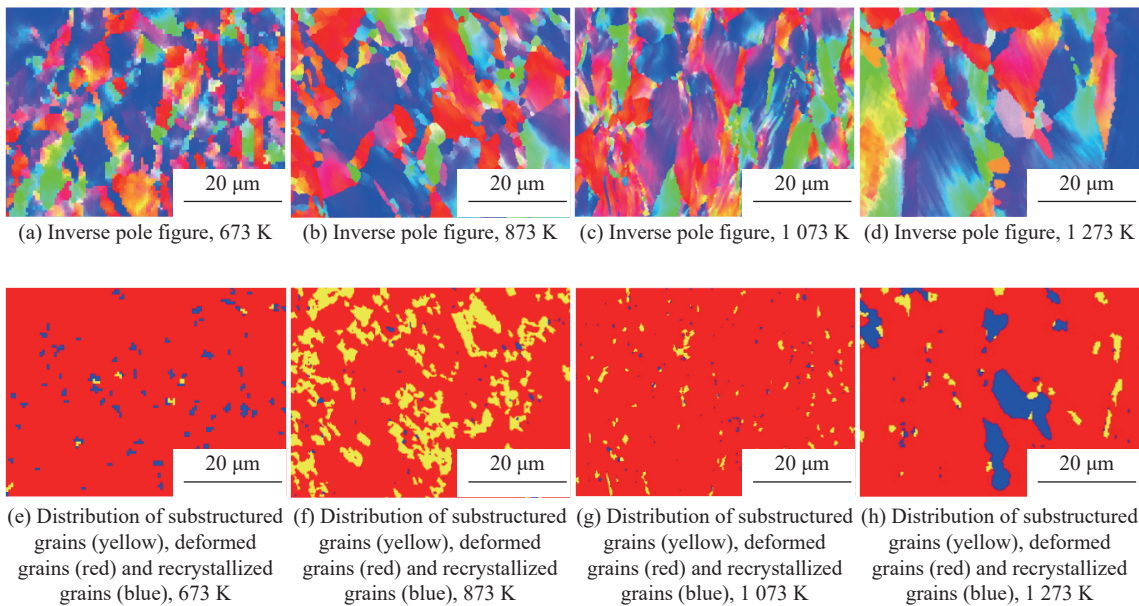


图 5 不同温度下 CoCrFeNiMn 多主元合金的微观结构演变

Fig. 5 Microstructure evolution of CoCrFeNiMn multi-component alloys at different temperatures

图 6 为不同环境温度下塑性变形后 CoCrFeNiMn 多主元合金的 KAM 分布图(图 6(a)~(d))和晶界角分布图(图 6(e)~(h)), 直接反映了几何必要位错(geometrically necessary dislocation, GND)在试样中的分布。可以看出, $673\ \text{K}$ 时, 塑性变形后合金具有较大的 KAM, KAM 大多均集中在 2° 左右, 部分晶界处的取向差达到 5° (图 6(a)), 同时材料内部还出现了大量的小角晶界(图 6(e) 的绿色线条), 表明该温度下塑性变形后试样内部存储较高水平的位错密度, 由于此时温度较低, 较高的位错密度主要归因于塑性变形过程中的应变硬化效应。当环境温度为 873 和 $1\ 073\ \text{K}$ 时, 塑性变形后材料内部的 KAM 较 $673\ \text{K}$ 时更

小(图 6(b)~(c)), 这是由于当温度达到 873 K 时, 温度导致部分位错湮灭, 图 5(f)~(g) 所示的回复组织也可以证实这一推断, 与此同时, 材料内部小角晶界的增加量也在逐渐降低。另外, 通过 KAM 图可以发现, 变形晶粒边缘区域的取向差高于内部区域, 表明变形过程中晶界附近比内部区域具有更强的亚结构孕育能力。值得注意的是, 当温度达到 1273 K 时, 试样内部的 KAM 较 873 和 1073 K 时更高, 表明由于高温与高应变率的耦合作用, GND 增殖, 进而导致合金具有较高的应变硬化能力^[25], 1273 K 的宏观应力-应变曲线可以证明这一推断。此外, 由图 5(h) 可以发现, 1273 K 时动态变形后材料内部出现了较大尺寸的动态再结晶结构, 大尺寸再结晶结构的形成过程会湮灭大量的位错, 变形进一步集中在晶界中, 导致位错分布不均匀, 表现为较大的 KAM。Soares 等^[26] 对动态压缩中 CoCrFeNiMn 微结构的分析也得到了类似的结论。

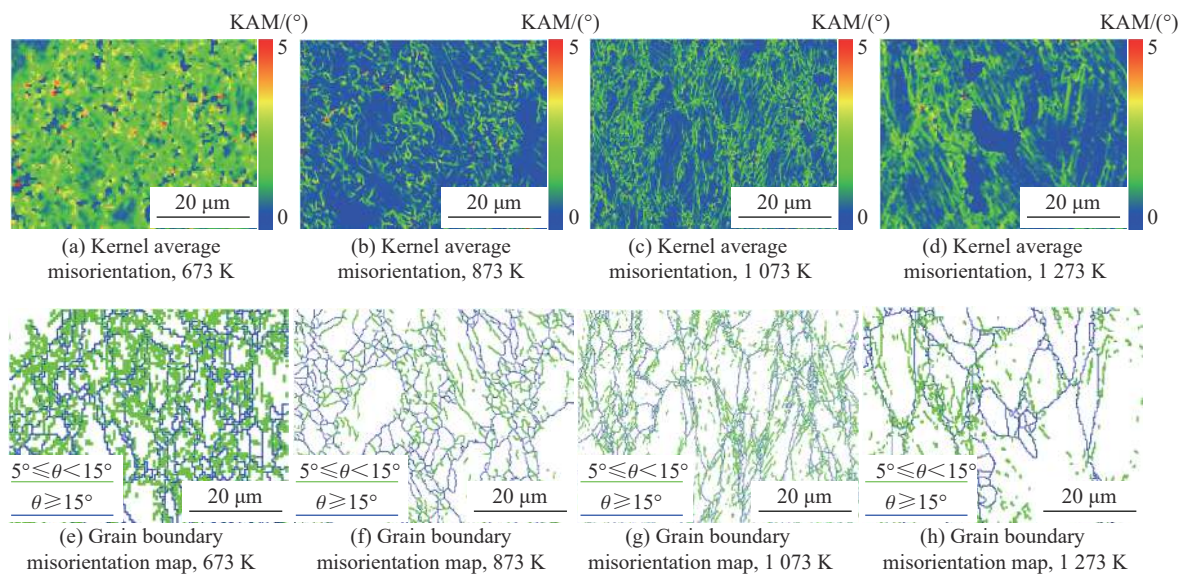


图 6 不同温度下 CoCrFeNiMn 多主元合金变形后的局部平均取向差和晶界角

Fig. 6 The KAM and grain boundary misorientation of CoCrFeNiMn multi-component alloys after deformation at different temperatures

高温-高应变率耦合条件下, CoCrFeNiMn 多主元合金的应变硬化能力提升, 考虑温度效应的本构模型(例如 J-C 模型)对材料温敏指数以及应力-应变关系的预测能力下降。

3 本构建模与参数分析

为加速 CoCrFeNiMn 多主元合金在极端环境中的应用, 在探明其塑性变形机理的基础上还需建立动态本构模型, 以便仿真计算。动态本构建模的前提就是精确获取材料变形的参数以及准确还原塑性变形过程。材料以高应变率进行变形时, 没有足够的时间使变形热从材料中消散, 这有别于准静态条件下的等温过程。因此, 绝热温升成为高温动态本构建模的重要影响因素, 建模时, 既需要考虑环境温度效应也需要考虑绝热温升。然而, 目前多数的高温动态本构建模研究中仅考虑了环境的温度效应, 忽略了绝热温升。通常, 绝热条件下塑性变形引起的温升 ΔT 可表示为:

$$\Delta T = T - T_0 = \frac{\eta}{\rho c_v} \int_{\varepsilon_y}^{\varepsilon_p} \sigma d\varepsilon \quad (2)$$

式中: T 为瞬时温度, 即试样的真实变形温度; T_0 为初始温度, 即环境温度; η 为功热转化效率, 通常取 0.9; ρ 和 c_v 分别为材料的密度和比定容热容, 对于 CoCrFeNiMn 多主元合金, 通常取 $\rho = 8042 \text{ kg/m}^3$, $c_v = 0.43 \text{ J/(g}\cdot\text{K)}$ ^[27]; ε_y 和 ε_p 分别为初始屈服应变和 t 时刻的塑性应变。通过式 (2), 可以绘制出不同环境温度下塑性变形与绝热温升的关系, 如图 7 所示。通过多次数值拟合分析, 可以进一步将温度增量统一归纳

为动态压缩塑性应变与环境温度的函数:

$$\Delta T = (163.42 - 0.26T_0 + 3.23 \times 10^{-4}T_0^2 - 1.35 \times 10^{-7}T_0^3) \left(\exp \frac{\varepsilon_p}{3.09 \times 10^{-4}T_0 + 0.58} - 1 \right) \quad (3)$$

式 (3) 中的已知数值均由拟合得到。首先, 在同一变形温度下获得绝热温升与塑性应变的关系, 然后将不同温度下拟合所得的绝热温升参数再次与变形温度进行拟合分析, 最终可得塑性应变与环境温度共同影响的绝热温升函数。

构建考虑材料温度效应的动态本构关系时, 精确确定材料的温度敏感指数是非常关键的一步, 目前研究中关于材料温度敏感指数的确定大多未考虑塑性变形以及绝热温升。基于式 (2)~(3) 获得不同时刻的变形温度, 将温度敏感指数 (m) 修正为如下形式:

$$m = \frac{\ln [\sigma_T(\varepsilon_p) / \sigma_{T_r}(\varepsilon_p)]}{\ln [T(\varepsilon_p) / T_r(\varepsilon_p)]} \quad (4)$$

式中: σ_T 和 σ_{T_r} 分别为变形温度和参考温度下的真应力; $T_r(\varepsilon_p)$ 为参考温度, 即室温下考虑了绝热温升后的真实变形温度。根据式 (4) 可进一步计算不同变形温度和塑性应变时的温度敏感指数, 如图 8 所示。

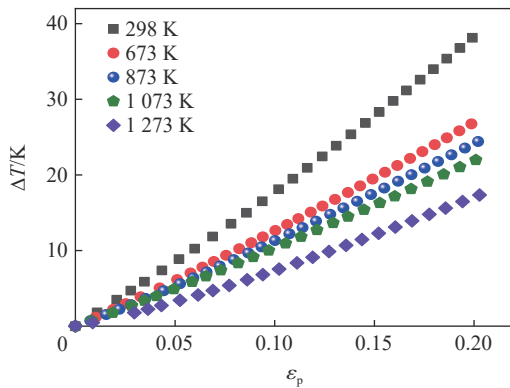


图 7 不同温度下塑性应变与绝热温升之间的关系

Fig. 7 Relationship between plastic strain and adiabatic temperature rise at different temperatures

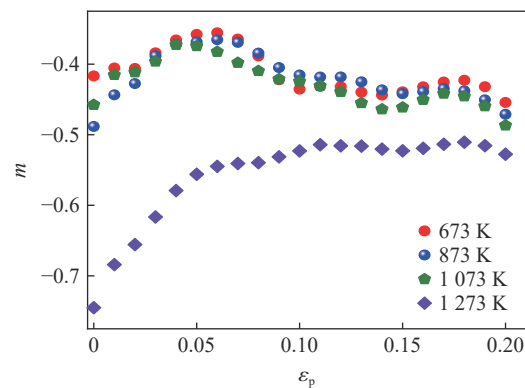


图 8 不同温度下塑性应变与温度敏感指数之间的关系

Fig. 8 Relationship between plastic strain and temperature sensitivity index at different temperatures

由图 8 可知, 不同塑性应变水平下 m 并不是恒定不变的, 不同变形温度下随着塑性应变的增大, m 出现了不同程度的波动。当环境温度处于 673~1 073 K 时, m 在 -0.45 上下波动, 而且波动幅值不超过 0.1; 然而当环境温度达到 1 273 K 时, m 出现了明显的下降, 塑性应变从 0 增大到 0.20 后, m 从 -0.75 增大到 -0.50。Park 等^[28] 在准静态范围获得的 CoCrFeNiMn 多主元合金的 m 为 -0.60。可以看出, 使用幂律函数关系构建的本构关系 (如 J-C 模型) 描述 CoCrFeNiMn 多主元合金的温度效应时, 仅能较准确地描述 1 073 K 以下的动态应力-应变响应, 对 1 273 K 时合金动态应力-应变关系的预测能力显著降低。

考虑到塑性变形过程对温度效应的影响, 首先要分析初始屈服强度的温度效应, 不同变形温度下 CoCrFeNiMn 多主元合金的初始屈服强度如图 9 所示。可以看出, 随着变形温度的升高, 初始屈服强度不断地降低。将初始屈服应力 σ_0 分为温度敏感部分 σ_t 和温度不敏感部分 σ_{at} , 结合温度效应的指数变化率, 初始屈服应力与温度的关系可进一步表示为:

$$\sigma_0 = \sigma_t e^{-\beta T} + \sigma_{at} \quad (5)$$

式中: β 为温度影响系数。通过对实验数据的拟合, 可得 σ_t 、 β 、 σ_{at} 分别为 733.16 MPa、 $1.23 \times 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ 、115.42 MPa。基于式 (5) 和图 9, 可以推断 CoCrFeNiMn 多主元合金不受温度影响的屈服强度约为 115.42 MPa, 这部分应力不受热激活的影响; 另一方面, 可预测合金在绝对零度下的动态屈服强度约为 848.58 MPa。

结合式 (5) 和动态应力-应变曲线的特征, 在初始屈服应力的热敏感部分引入金属材料最常用的幂

强化模型,可以初步将考虑温度效应的应力-应变关系表示为:

$$\sigma = (\sigma_t + A\varepsilon_p^n) e^{-\beta T} + \sigma_{at} \quad (6)$$

式中: A 和 n 分别为应变硬化系数和应变硬化指数。采用式 (6) 对图 4 中 298 K 时的动态塑性应力-应变曲线进行拟合, 可得到 $A=567.88$ MPa, $n=0.69$; 然后, 取 n 恒等于 0.69, 拟合可得其余 4 种温度下的 A 分别为 739.82、959.85、1206.15 和 1435.03 MPa。参数 A 与 T 的关系如图 10 所示。

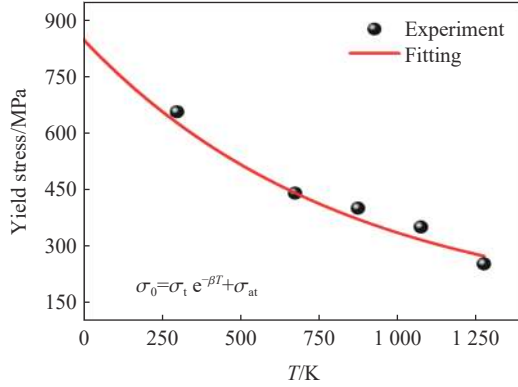


图 9 动态加载下初始屈服应力与变形温度的关系

Fig. 9 Relationship between initial yield stress and deformation temperature under dynamic loading

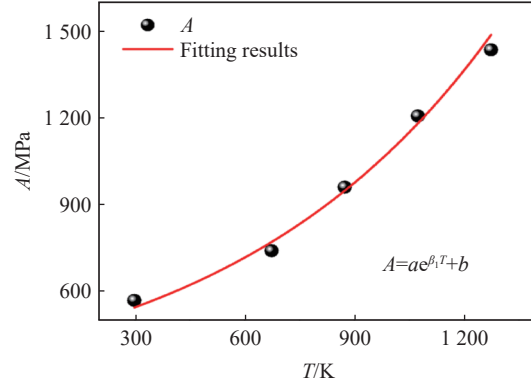


图 10 材料参数 A 与变形温度的关系

Fig. 10 Relationship between material parameter A and deformation temperature

通过拟合可将 A 与 T 的关系定量表示为:

$$A = a e^{\beta_1 T} + b \quad (7)$$

式中: a 、 β_1 、 b 均为温度相关的材料参数, 分别取 226.01 MPa、 $1.36 \times 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ 、204.90 MPa。将式 (7) 代入式 (6), 可得:

$$\sigma = [\sigma_t + (a e^{\beta_1 T} + b) \varepsilon_p^n] e^{-\beta T} + \sigma_{at} \quad (8)$$

整理后可得考虑温度效应的 CoCrFeNiMn 多主元合金的动态塑性应力-应变关系:

$$\sigma = \sigma_t e^{-\beta T} + [a e^{(\beta_1 - \beta) T} + b e^{-\beta T}] \varepsilon_p^n + \sigma_{at} \quad (9)$$

对于 CoCrFeNiMn 多主元合金, 式 (9) 中的参数取值列于表 1。根据式 (9) 和表 1, 绘制不同温度下 CoCrFeNiMn 多主元合金的塑性应力-应变曲线, 其与实验结果的对比如图 11 所示。可以看出, 理论结果与实验结果吻合较好, 验证了这一本构关系的有效性。另外, 通过图 11 还可以看出, 指数形式的单轴本构关系的精度较高, 其对高温下出现的热硬化现象具有非常好的描述能力, 这一建模思路也可以进一步推广到其他金属材料。

表 1 模型参数

Table 1 Parameters of proposed model

σ_t /MPa	β /K ⁻¹	a /MPa	β_1 /K ⁻¹	b /MPa	n	σ_{at} /MPa
733.16	1.23×10^{-3}	226.01	1.36×10^{-3}	204.90	0.69	115.42

本研究建立的单轴高温动态本构方程将初始屈服应力和塑性硬化应力的温度效应进行了解耦。对于初始屈服阶段, 基于数值拟合确定了初始屈服应力部分中的热不敏感应力。对于塑性硬化阶段, 将塑性应力的温度效应分解为两部分进行表征: 一部分为常规的热软化项; 另一部分为热硬化项, 用于解决部分 FCC 合金在高温动态加载过程中由于动态应变时效、声子拖曳机制、相对论效应等引起的热硬化现象。

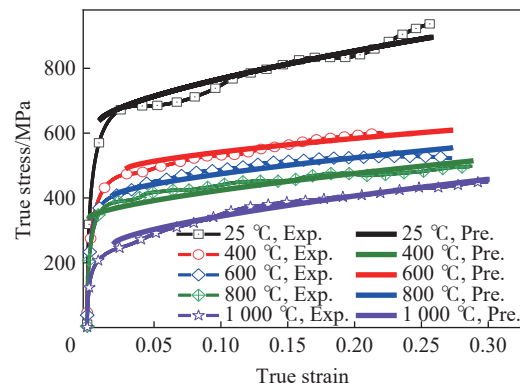


图 11 不同温度下动态应力-应变曲线实验结果与理论结果的对比

Fig. 11 Comparison between predicted and experimental dynamic stress-strain curves at different temperatures

4 结 论

研究了不同高温环境下 CoCrFeNiMn 多主元合金的动态力学响应分析及塑性变形机理, 给出了不同温度下绝热温升的发展规律, 并建立了一个唯象的计及温度效应的本构方程, 得到的主要结论如下。

(1) 在 20 m/s 的加载条件下, CoCrFeNiMn 多主元合金的塑性变形表现出显著的温度敏感性。较低温度下, 材料变形后内部将存储较高水平的位错密度; 随着温度的升高, 内部存储的位错将不断湮灭。变形晶粒边缘区域的局部平均取向差高于内部区域, 变形过程中晶界附近比内部区域具有更强的亚结构孕育能力。当变形温度达到 1273 K 时, 晶粒出现了明显的粗化现象, 晶粒尺寸较变形前更大。

(2) 动态加载过程中, 绝热温升随塑性应变的增大呈指数形式变化, 通过引入环境温度项定量分析了塑性变形和环境温度对绝热温升的影响。综合考虑绝热温升和环境温度的量化分析方法精确捕获了 CoCrFeNiMn 多主元合金的温度敏感指数, 证实了幂律形式的本构关系无法精确描述该材料在宽温度域内的应力-应变关系。通过对初始屈服应力和塑性流动阶段的解耦分析, 并引入热不敏感应力和热硬化项, 建立了指数形式的本构关系。该本构方程对 CoCrFeNiMn 多主元合金在 298~1273 K 的动态应力-应变关系有较高的预测能力。

参考文献:

- [1] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375/376/377: 213–218. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
 - [2] GHOLIZADEH R, YOSHIDA S, BAI Y, et al. Global understanding of deformation behavior in CoCrFeMnNi high entropy alloy under high-strain torsion deformation at a wide range of elevated temperatures [J]. *Acta Materialia*, 2023, 243: 118514. DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118514.
 - [3] MOURAD A H I, ALMOMANI A, SHEIKH I A, et al. Failure analysis of gas and wind turbine blades: a review [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2023, 146: 107107. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2023.107107.
 - [4] ESA M, XUE P, KASSEM M, et al. Manipulation of impact feedbacks by using novel mechanical-adaptor mechanism for UAV undercarriage applications [J]. *Aerospace Science and Technology*, 2017, 70: 233–243. DOI: 10.1016/j.ast.2017.07.021.
 - [5] 庞宝林, 王曼, 席晓丽. Cantor 合金力学性能及其组织稳定性研究进展 [J]. *材料导报*, 2022, 36(2): 179–183. DOI: 10.11896/cldb.20080242.
- PANG B L, WANG M, XI X L. Research development of mechanical properties and microstructure stability of cantor alloys [J]. *Materials Reports*, 2022, 36(2): 179–183. DOI: 10.11896/cldb.20080242.

- [6] WEI Q, ZHANG A J, HAN J S, et al. A novel $\text{Hf}_{30}\text{Nb}_{25}\text{Ta}_{25}\text{Ti}_{15}\text{Mo}_5$ refractory high entropy alloy with excellent combination of strength and ductility [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 857: 144035. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144035.
- [7] 柳建, 郭煜, 蔡志海, 等. 轻质高熵合金在车辆装备中的应用前景 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2021, 41(7): 849–852. DOI: 10.15980/j.tzzz.2021.07.011.
- LIU J, GUO Y, CAI Z H, et al. Application prospect of lightweight high entropy alloy in vehicle equipment [J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2021, 41(7): 849–852. DOI: 10.15980/j.tzzz.2021.07.011.
- [8] 陈海华, 张先锋, 刘闯, 等. 高熵合金冲击变形行为研究进展 [J]. *爆炸与冲击*, 2021, 41(4): 041402. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0414.
- CHEN H H, ZHANG X F, LIU C, et al. Research progress on impact deformation behavior of high-entropy alloys [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2021, 41(4): 041402. DOI: 10.11883/bzycj-2020-0414.
- [9] HU R, DU J H, ZHANG Y J, et al. Microstructure and corrosion properties of $\text{Al}_x\text{CuFeNiCoCr}$ ($x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0$) high entropy alloys with Al content [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 921: 165455. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.165455.
- [10] 魏耀光, 郭刚, 李静, 等. 难熔高熵合金在航空发动机上的应用 [J]. *航空材料学报*, 2019, 39(5): 82–93. DOI: 10.11868/j.issn.1005-5053.2019.000023.
- WEI Y G, GUO G, LI J, et al. Application of refractory high entropy alloys on aero-engines [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2019, 39(5): 82–93. DOI: 10.11868/j.issn.1005-5053.2019.000023.
- [11] 王杪, 王微, 杨云龙, 等. 钎焊时间对 CoFeNiCrCu 高熵钎料钎焊 SiC 陶瓷接头组织与性能的影响 [J]. *航空学报*, 2022, 43(4): 525057. DOI: 10.7527/S1000-6893.2021.25057.
- WANG M, WANG W, YANG Y L, et al. Effect of brazing time on microstructure and properties of SiC ceramic brazed with CoFeNiCrCu [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2022, 43(4): 525057. DOI: 10.7527/S1000-6893.2021.25057.
- [12] 吕培森, 高强, 李常金, 等. 应力对 DD5 单晶高温合金持久过程中析出相的影响 [J]. *航空学报*, 2021, 42(6): 424073. DOI: 10.7527/S1000-6893.2020.24073.
- LV P S, GAO Q, LI C J, et al. Effect of stress on precipitated phases in DD5 single crystal superalloy during stress rupture tests [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021, 42(6): 424073. DOI: 10.7527/S1000-6893.2020.24073.
- [13] 王娟, 彭徽, 陈国忠, 等. Ru 过渡层对 NiCoCrAlY 涂层与 DD6 单晶高温合金界面扩散行为的影响 [J]. *航空学报*, 2011, 32(4): 758–764.
- WANG J, PENG H, CHEN G Z, et al. Impact of Ru buffer layer on diffusion behavior between NiCoCrAlY and single crystal superalloy DD6 [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2011, 32(4): 758–764.
- [14] REN K R, LIU H Y, MA R, et al. Dynamic compression behavior of TiZrNbV refractory high-entropy alloys upon ultrahigh strain rate loading [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 161: 201–219. DOI: 10.1016/j.jmst.2023.04.008.
- [15] 李娜, 李玉龙, 郭伟国. 两种钨合金材料力学行为及微观损伤研究 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2009, 32(4): 99–103. DOI: 10.3969/j.issn.1004-244X.2009.04.028.
- LI N, LI Y L, GUO W G. Study on the mechanical behaviors and microcosmic damage of two tungsten alloys [J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2009, 32(4): 99–103. DOI: 10.3969/j.issn.1004-244X.2009.04.028.
- [16] JIANG K, ZHANG Q, LI J G, et al. Abnormal hardening and amorphization in an FCC high entropy alloy under extreme uniaxial tension [J]. *International Journal of Plasticity*, 2022, 159: 103463. DOI: 10.1016/j.ijplas.2022.103463.
- [17] 刘小川, 王彬文, 白春玉, 等. 航空结构冲击动力学技术的发展与展望 [J]. *航空科学技术*, 2020, 31(3): 1–14. DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2020.03.001.
- LIU X C, WANG B W, BAI C Y, et al. Progress and prospect of aviation structure impact dynamics [J]. *Aeronautical Science & Technology*, 2020, 31(3): 1–14. DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2020.03.001.
- [18] 王永虎, 吴志坚, 杨敏. 无人机飞鸟撞击机翼损伤程度预测仿真 [J]. *计算机仿真*, 2018, 35(9): 42–45, 83. DOI: 10.3969/j.issn.1006-9348.2018.09.009.
- WANG Y H, WU Z J, YANG M. The damage prediction and simulation for the UAV and birdstrike impact on wing [J]. *Computer Simulation*, 2018, 35(9): 42–45, 83. DOI: 10.3969/j.issn.1006-9348.2018.09.009.
- [19] LIU J, ZHANG C Y, JUAN B P, et al. Damage sensitivity of a wing-type leading edge structure impacted by a bird [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2023, 36(5): 328–343. DOI: 10.1016/j.cja.2023.03.018.
- [20] 陈跃良, 张柱柱, 卞贵学, 等. 高应变率条件下 38CrMoAl 钢的动态力学行为及失效模型 [J]. *航空学报*, 2020, 41(10):

423709. DOI: 10.7527/S1000-6893.2020.23709.
- CHEN Y L, ZHANG Z Z, BIAN G X, et al. Dynamic mechanical behavior and failure model of 38CrMoAl steel under high strain rate [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2020, 41(10): 423709. DOI: 10.7527/S1000-6893.2020.23709.
- [21] FU Z X, GAO G F, WANG Y, et al. Research on dynamic mechanical properties and plastic constitutive relation of Ti₃Al intermetallic compounds under mechanical-thermal coupling [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 4154–4170. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.06.121.
- [22] 邱吉. 考虑强度准则与应变梯度的高熵合金压入理论 [D]. 太原: 太原理工大学, 2020: 98–101. DOI: [10.27352/d.cnki.gylgu.2020.000806](https://doi.org/10.27352/d.cnki.gylgu.2020.000806).
- QIU J. Indentation theory of high entropy alloy based on strength criterion and strain gradient [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2020: 98–101. DOI: [10.27352/d.cnki.gylgu.2020.000806](https://doi.org/10.27352/d.cnki.gylgu.2020.000806).
- [23] CHEN H Y, LIU Y, WANG Y G, et al. Temperature-dependent dynamic compressive properties and failure mechanisms of the additively manufactured CoCrFeMnNi high entropy alloy [J]. *Materials & Design*, 2022, 224: 111324. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.111324.
- [24] KHAN M A, WANG T L, FENG C S, et al. A superb mechanical behavior of newly developed lightweight and ductile Al_{0.5}Ti₂Nb₁Zr₁W_x refractory high entropy alloy via nano-precipitates and dislocations induced-deformation [J]. *Materials & Design*, 2022, 222: 111034. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.111034.
- [25] WANG H L, MA J, YUAN M N, et al. Microstructure, deformation behaviors and GND density evolution of Ti-Al laminated composites under the incremental compression test [J]. *Materials Today Communications*, 2022, 33: 104605. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104605.
- [26] SOARES G C, PATNAMSETTY M, PEURA P, et al. Effects of adiabatic heating and strain rate on the dynamic response of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy [J]. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 2019, 5(3): 320–330. DOI: 10.1007/s40870-019-00215-w.
- [27] WANG B F, FU A, HUANG X X, et al. Mechanical properties and microstructure of the CoCrFeMnNi high entropy alloy under high strain rate compression [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(7): 2985–2992. DOI: 10.1007/s11665-016-2105-5.
- [28] 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.

(责任编辑 王小飞)