

高压物理学报

CrCoNiSi_{0.3}中熵合金的率-温相关压缩力学行为与变形机理

郜林玉 杜时雨 常慧 张团卫 王志华

The Rate-Temperature Dependent Compressive Mechanical Behavior and Deformation Mechanism of CrCoNiSi_{0.3} Medium Entropy Alloy

GAO Linyu, DU Shiyu, CHANG Hui, ZHANG Tuanwei, WANG Zhihua

引用本文:

郜林玉, 杜时雨, 常慧, 等. CrCoNiSi_{0.3}中熵合金的率-温相关压缩力学行为与变形机理[J]. 高压物理学报, 2025, 39(9):090101. DOI: 10.11858/gywlb.20251047

GAO Linyu, DU Shiyu, CHANG Hui, et al. The Rate-Temperature Dependent Compressive Mechanical Behavior and Deformation Mechanism of CrCoNiSi_{0.3} Medium Entropy Alloy[J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2025, 39(9):090101. DOI: 10.11858/gywlb.20251047

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.11858/gywlb.20251047>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

不同应变率下高强钢的拉伸行为及力学性能分析

Tensile Behavior and Mechanical Performance Analysis of High-Strength Steels at Varying Strain Rates

高压物理学报. 2024, 38(3): 030104 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20240702>

高温高应变率下钛合金Ti6Al4V的动态力学行为及本构关系

Dynamic Behavior and Constitutive Relationship of Titanium Alloy Ti6Al4V under High Temperature and High Strain Rate

高压物理学报. 2024, 38(1): 014101 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20230743>

金属材料在极高应变率下的力学性能测试

Determination of the Mechanical Properties of Metals at Very High Strain Rates

高压物理学报. 2020, 34(2): 024102 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20190794>

AlCrFeCuNi高熵合金力学性能的分子动力学模拟

Mechanical Properties of AlCrFeCuNi High Entropy Alloy: A Molecular Dynamics Study

高压物理学报. 2020, 34(1): 011301 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20190762>

动态载荷下CoCrFeNiMn高熵合金的压入行为

Indentation Behavior of CoCrFeNiMn High-Entropy Alloys under Dynamic Loads

高压物理学报. 2025, 39(4): 044202 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20251002>

Al_xCoCrFeNi高熵合金力学性能的分子动力学模拟

Mechanical Properties of Al_xCoCrFeNi High-Entropy Alloy: A Molecular Dynamics Study

高压物理学报. 2021, 35(5): 052201 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20210730>

CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的率-温相关 压缩力学行为与变形机理

郜林玉^{1,2}, 杜时雨^{1,2}, 常 慧^{1,2}, 张团卫^{1,2}, 王志华^{1,2}

(1. 太原理工大学航空航天学院应用力学研究所, 山西 太原 030024;
2. 太原理工大学山西省材料强度与结构冲击重点实验室, 山西 太原 030024)

摘要: CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在准静态加载下展现出优异的强韧协同力学行为, 温度和应变率对合金力学行为的影响亟待研究。通过霍普金森压杆装置, 对 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金进行了室温 (20 ℃) 动态压缩 (1 776~5 196 s⁻¹) 实验和高温 (20~1 000 ℃) 准静态压缩实验, 系统研究了 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在不同应变率和温度下的力学行为和变形机理。结果表明: 在动态加载下, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的屈服强度随着应变率的升高而增大, 表现出较高的应变率敏感性, 该现象源于随着应变率增大而增加的层错、变形孪晶和面心立方到密排六方相变; 平均应变硬化率随着应变率的升高先略有上升, 当应变率达到约 5 196 s⁻¹ 时, 由于剪切带形成, 平均应变硬化率下降。随着温度的升高, 压缩屈服应力和应变硬化能力下降, 但直至 1 000 ℃ 仍未表现出明显的应变软化现象; 在 600 ℃ 下合金有高密度层错和位错锁, 表现出与 400 ℃ 时基本一致的屈服强度和流动应力。针对应变硬化随应变率升高而降低的力学行为, 在模型中引入应变硬化函数, 建立了修正的 Johnson-Cook 本构模型, 该模型可以较好地预测 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的力学行为。

关键词: 中熵合金; 力学行为; 应变率; 应变硬化; 变形机理

中图分类号: O344.3; O521.2

文献标志码: A

中/高熵合金作为一种新型合金, 遵循多主元混合熵的新设计理念, 表现出优于传统合金的综合力学性能^[1-3]。面心立方 (face-centered cubic, FCC) 单相 CrCoNi 中熵合金 (medium entropy alloy, MEA) 具有优异的延展性和应变硬化性能^[4-6], 但其强度较低, 常被用作中/高熵合金强化的基体材料^[7-8]。为了增强合金的力学性能, 可以通过在合金中加入微量元素形成固溶强化。非金属元素 B、C、Si 的原子半径较小, 主要以间隙原子的形式存在于固溶体中^[9-10], 由于固溶体与间隙原子的原子半径和弹性模量相差较大, 因此, 固溶体形成了较大的晶格畸变。此外, 适量添加 Si 元素可以降低合金的层错能, 诱发更多的滑移和变形孪晶, 从而阻碍位错运动, 有效提高合金强度^[11]。Chang 等^[5] 的研究表明, Si 元素的加入有效改善了 CrCoNi 中熵合金的力学性能。通过对比不同 Si 含量 CrCoNiSi_x 中熵合金的力学性能, 发现 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的强度和塑性均最佳, 这是由于 Si 元素的添加促进了合金在变形过程中发生孪生和相变, 进而提高应变硬化能力。室温准静态加载下, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的抗拉强度达到 960 MPa, 伸长率达到 92%, 相比于 CrCoNi 合金, 分别提高了 21.5% 和 63.6%。应变率和温度是影响金

* 收稿日期: 2025-03-11; 修回日期: 2025-03-27

基金项目: 国家自然科学基金 (12102291, 12225207, 12072220, 12302480); 山西省科技创新人才团队专项 (202204051002006)

作者简介: 郜林玉 (2001—), 女, 硕士研究生, 主要从事新型中/高熵合金的冲击力学行为研究。

E-mail: gaolinyu001@163.com

通信作者: 杜时雨 (1995—), 女, 博士, 主要从事新型中/高熵合金的冲击力学行为与绝热剪切行为研究。

E-mail: dsytyut@163.com

属材料力学行为和变形机理的 2 个重要因素。单相 FCC 合金大多遵循屈服强度与应变率成正比^[7, 12-14]、与温度成反比^[10, 13]的规律。然而, 目前, 关于 Si 添加中/高熵合金的优异性能报道多集中在准静态室温和低温条件, 其在高应变率和高温条件下的性能及变形机理亟待研究。

为探讨温度和应变率对 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金力学性能的影响及其机理, 本研究将在室温和高温条件下进行准静态压缩实验, 温度范围为 20~1 000 °C, 同时, 采用分离式霍普金森压杆(split Hopkinson pressure bar, SHPB)开展室温动态压缩实验, 应变率范围为 1 776~5 196 s⁻¹, 对变形后的试样进行微结构表征, 探讨其微观变形机理, 最后在实验的基础上建立修正的 Johnson-Cook 本构方程, 以期更准确地描述其与应变率和温度相关的力学行为。

1 材料制备与实验方法

1.1 材料制备

采用真空感应磁悬浮熔炼炉制备具有强韧性的 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金。原材料的纯度为 99.9%, 在真空度为 1×10⁻³ Pa 的环境下熔炼, 铸成直径为 80 mm、高度为 100 mm 的铸锭。检测结果显示, 铸锭的实际化学成分(质量分数)为 Co(33.10%)、Cr(28.73%)、Ni(33.74%)、Si(4.44%)^[15]。采用电火花切割方法切割铸锭, 得到厚度为 8 mm 的圆片合金板, 于 1 200 °C 均匀化热处理 5 h, 室温轧制至厚度减少 62.5%, 然后在 1 100 °C 的温度下退火热处理 1 h, 使合金再结晶。所有热处理均在氩气气氛中进行, 每次热处理结束后进行水淬处理。

1.2 实验方法

1.2.1 压缩实验

室温准静态压缩实验在 Instron 万能试验机上进行, 应变率范围为 10⁻⁴~10⁻² s⁻¹。高温准静态压缩实验在力试科仪 LE5105 万能试验机上进行, 先将样品随炉升温, 达到指定温度后保温 10 min, 然后开始压缩, 测试完成后随炉冷却至约 500 °C, 开炉取出试样, 空气冷却, 压缩应变率为 10⁻³ s⁻¹, 当应变达到 50% 时终止压缩。采用块状压缩试样, 理论尺寸为 3 mm×4 mm×5 mm, 其示意图和实物如图 1(a) 所示。

室温动态压缩实验在 SHPB 上开展^[16], 动态压缩试样与准静态压缩试样一致。实验前, 采用 2 000 目砂纸对试样表面进行磨抛处理, 遴选表面无孔洞和裂纹的试样。每次实验至少重复 3 次。实验中, 首先测量试样的应力-应变曲线, 根据极限屈服应变计算各应变率下的极限压缩应变, 然后使用合适高度的止动环限制压缩, 保证压缩应变小于极限压缩应变。例如: 通过样品 1 得到某应变率下的应力-应变曲线, 获得极限屈服应变 ε_y , 然后测量样品 2 的高度 h , 通过 $\varepsilon_y h$ 求得此应变率下样品 2 的极限压缩应变, 则所用止动环的高度为 $h - \varepsilon_y h$ 。止动环由高强马氏体钢制成, 其示意图和实物如图 1(b) 所示。将样品放入止动环中进行压缩实验, 当样品压缩变形后的高度达到止动环高度时, 停止加载, 由此获得经过一次应力波加载的压缩变形样品, 用于试样变形后的微观表征。在 1 776、4 039 和 5 196 s⁻¹ 应变率下分别获得应变为 17.3%、38.1% 和 49.0% 的变形试样, 由此开展不同应变率加载下的变形机理研究。

1.2.2 微观组织表征方法

采用 Empyrean 型 X 射线衍射仪测量铸锭的相组成, 利用 JEOL JSM-7100 F 型场发射扫描电子显微镜(field emission scanning electron microscope, FESEM)、电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)、JEM-2100 F 型透射电子显微镜(transmission electron microscope, TEM)对试样的微观结构进行

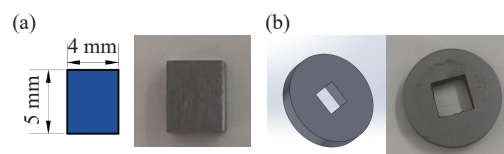


图 1 (a) 压缩样品的理论尺寸示意图和实物, (b) 止动环示意图及其实物

Fig. 1 (a) Schematic diagram of the theoretical dimensions and the actual object of the compressed sample; (b) schematic diagram and the actual object of the stop ring

表征。TEM 和 SEM 观测前, 首先通过机械法和金相法抛光试样, 然后在 20 °C、15 V 的温度和电压下使用抛光液(高氯酸与无水乙醇的体积比为 1 : 9)进行电解抛光, 其中, 压缩试样的 TEM 离子减薄样品取自试样中心。

2 结果与讨论

2.1 初始微观结构

为了分析合金的初始组织, 对其进行了 X 射线衍射(X-ray diffraction, XRD)和 EBSD 微观表征和统计。退火处理后 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的 XRD 谱如图 2(a) 所示, 根据衍射峰, 确定试样为单相 FCC 结构。CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的 EBSD 反极图如图 2(b) 所示, 可以发现, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金具有随机取向晶粒和丰富的退火孪晶。因此, 试样的初始组织为完全再结晶的单相 FCC 结构。对其晶粒尺寸进行统计, 结果如图 2(c) 所示, 包含孪晶界在内的平均晶粒尺寸 $\bar{D}$ 约为 110 μm 。

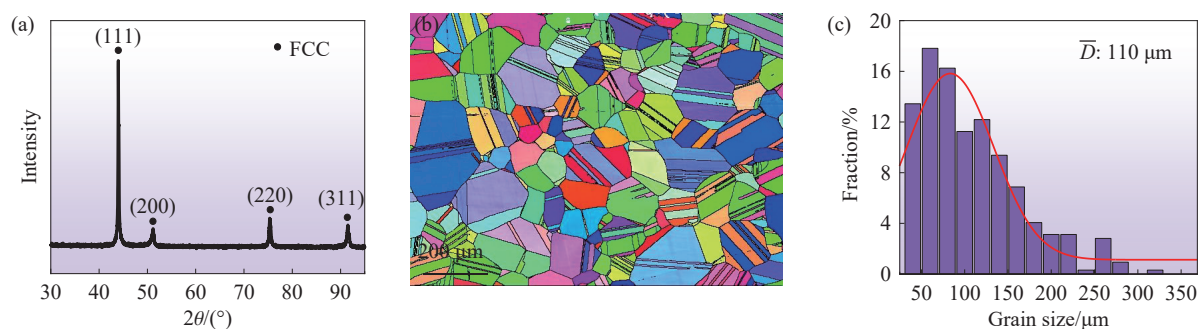


图 2 CrCoNiSi_{0.3} MEA 的 XRD 谱 (a)、微观结构的反极图 (b) 以及晶粒尺寸分布 (c)

Fig. 2 XRD pattern (a), the inverse pole figure of microstructure (b), and grain size distribution (c) of CrCoNiSi_{0.3} MEA

2.2 力学性能

2.2.1 不同应变率下的压缩力学行为

图 3(a) 和图 3(b) 分别为准静态压缩(应变率 $\dot{\epsilon}$ 为 10^{-4} 、 10^{-3} 、 10^{-2} s^{-1})和动态压缩(应变率为 1 776、3 231、4 039、5 196 s^{-1})下试样的工程应力-工程应变曲线。当应变率为 5 196 s^{-1} 时, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金发生失效; 在其他应变率条件下, 工程应力-工程应变曲线末端出现的应力下降均归因于应力波卸载。

不同应变率下 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的压缩真实应力-真实应变(σ - ϵ)曲线如图 3(c) 所示。根据曲线的变化趋势, 可将 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的动态力学行为分为 3 个阶段: 首先, 合金经历弹性变形阶段(OA 段), 当真实应变低于 0.02 时, 应力呈线性增长, 直至达到屈服强度; 而后, 由于应变硬化效应与热软化效应的相互竞争, 且应变硬化效应更强, 应力随位移增加而缓慢增加, 属于应变硬化阶段(AB 段); 最后, 随着应力波的卸载或者材料失效, 应力迅速下降, 即 BC 段。随着动态应变率升高, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的屈服强度增大, 呈现应变率强化效应。不同应变率下合金的屈服强度统计如图 3(d) 所示: 准静态压缩下合金的屈服强度随应变率的变化较小, 维持在 350 MPa; 在应变率为 1 776、3 231、4 039、5 196 s^{-1} 的动态压缩下, 合金的屈服强度分别增至 409、517、525、682 MPa。应变率达到 5 196 s^{-1} 时, 试样出现明显裂纹, 表明试样发生破坏。

准静态和动态载荷下 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的应力-应变率双对数曲线如图 3(e) 所示, 其中, 直线斜率表示不同应变率对应的应变率敏感系数($m = \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$), 屈服强度在准静态和动态载荷下的平均应变率敏感系数分别为 0.0109 和 0.5944, 说明该合金在高应变率下具有更强的应变率敏感性, 合金的变形行为与加载应变率存在强相关性。此外, 随着应变率的升高, 在 5 196 s^{-1} 应变率下, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金表现出明显的应变硬化率降低现象。

对 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在不同应变率下的应变硬化行为进行分析, 探究其塑性变形行为。图 3(f) 呈现了 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在不同应变率下的应变硬化曲线, 可见, 合金的硬化行为受加载应变率的

影响。应变硬化曲线主要分为 3 个阶段: 在第 1 阶段, 曲线急剧下降, 直至 2~3 GPa 停止下降, 试样的变形机制为位错滑移主导的塑性变形; 在第 2 阶段, 应变硬化率曲线在准静态加载曲线附近波动, 整体变化趋势与准静态加载曲线一致, 即随真实应变的增加而减小, 试样变形机制转变为孪晶主导的塑性变形^[17]; 第 3 阶段中, 应变硬化率降至零。图 3(f) 中的插图呈现了不同加载应变率下试样的平均应变硬化率, 可以看出, 平均应变硬化率随着应变率的升高先小幅增大而后减小。CrCoNi 中熵合金在 10^{-3} 、2 000、3 000、4 000、5 000 s^{-1} 应变率下的平均应变硬化率分别约为 2.30、2.35、2.40、2.55、1.50 GPa^[18], CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在不同应变率下的平均应变硬化率的整体变化趋势与 CrCoNi 中熵合金一致, 但变化幅度更小, 表明 Si 的加入减弱了应变率对中熵合金应变硬化率的影响。动态加载时, 应变硬化率曲线出现多个明显波动, 其原因是: 宏观上看, 高速加载时, 应力波传播波系复杂, 样品所受的应力和应变率随时间的变化也非常复杂, 导致应变硬化率曲线出现波动^[19-20]。

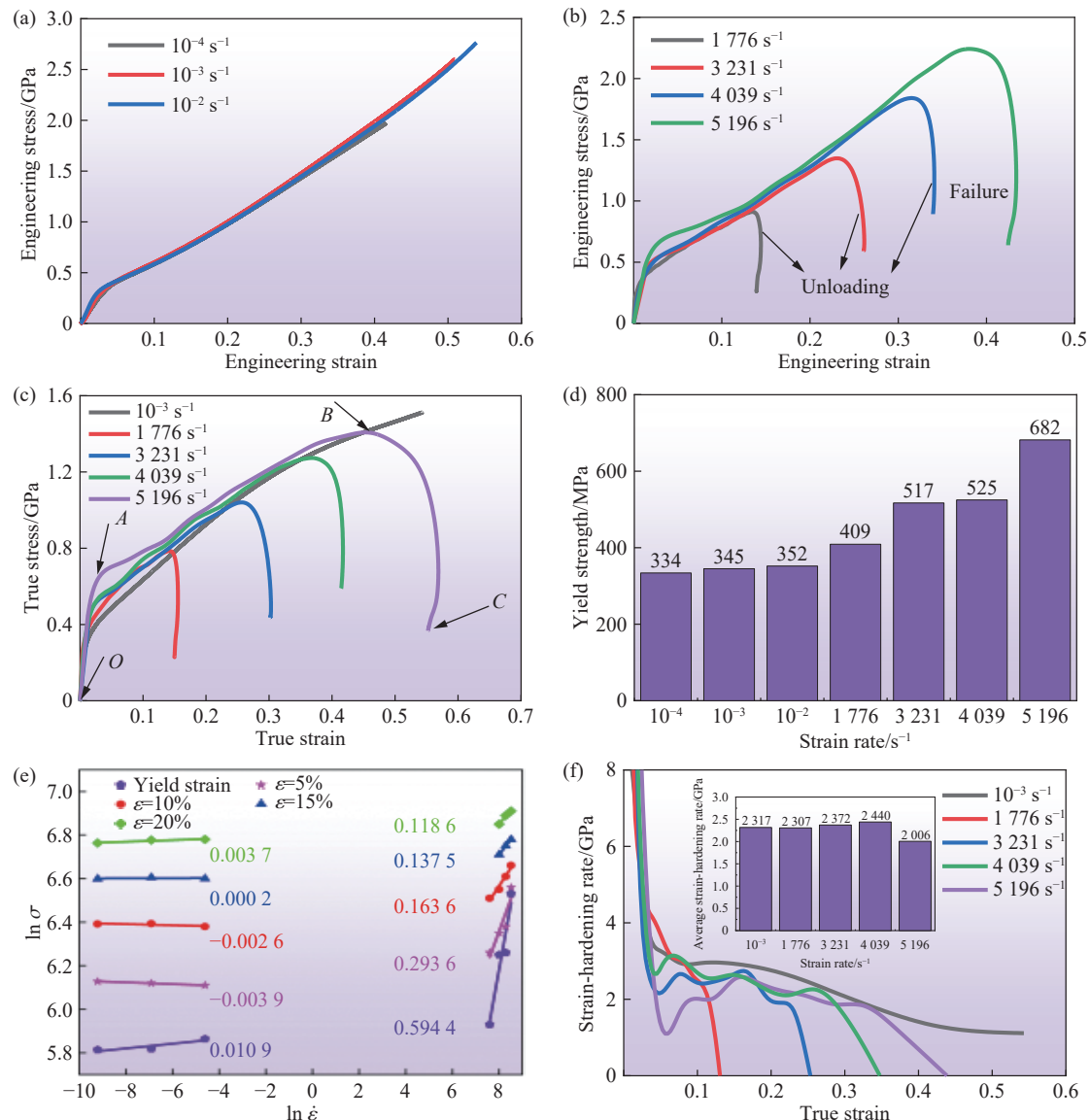


图 3 室温不同应变率压缩下 CrCoNiSi_{0.3} 的准静态工程应力-工程应变曲线 (a)、动态工程应力-工程应变曲线 (b)、真实应力-真实应变曲线 (c)、屈服应力柱状图 (d)、应力-应变率双对数曲线 (应力和应变率的单位分别为 MPa 和 s^{-1}) (e) 和应变硬化率-真实应变曲线 (f)

Fig. 3 Quasi-static engineering stress-strain curves (a), dynamic engineering stress-strain curves (b), true stress-strain curves (c), yield stress histogram (d), double-log stress-strain rate curves (The units of stress and strain rate are MPa and s^{-1} , respectively.) (e), strain-hardening rate-true strain curves (f) of CrCoNiSi_{0.3} under compression at different strain rates at room temperature

2.2.2 高温下准静态压缩力学行为

对 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在 20~1000 °C 温度范围内进行准静态 (10^{-3} s^{-1}) 压缩实验, 得到的工程应力-工程应变曲线和真实应力-真实应变曲线如图 4(a) 和图 4(b) 所示。可以看出, 温度的升高使合金屈服, 流动应力下降, 塑性变形阶段的应变硬化率减小, 与多数材料的热变形变化趋势^[7-8, 12]一致。800 °C 时, 合金的应变硬化率趋于零, 说明此时合金的应变硬化能力与热软化能力接近。在室温至 600 °C 条件下, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金表现出明显的应变硬化, 在 800~1000 °C 条件下则表现为理想的弹塑性变形模式, 温度达到 1000 °C 时合金仍未出现明显的软化现象, 该性能优于大部分传统合金和中/高熵合金^[21-23]。值得注意的是, 400 °C 下 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在压缩过程中出现了锯齿流变现象。由于锯齿流变会降低材料的塑性, 破坏局部塑性变形的稳定性, 使得塑性变形进入不均匀模式^[24], 因此, 材料失效可能首先发生在这些局部不稳定区域, 导致合金塑性降低, 这可能是导致 400 °C 时材料的力学性能与 600 °C 时相似的原因。

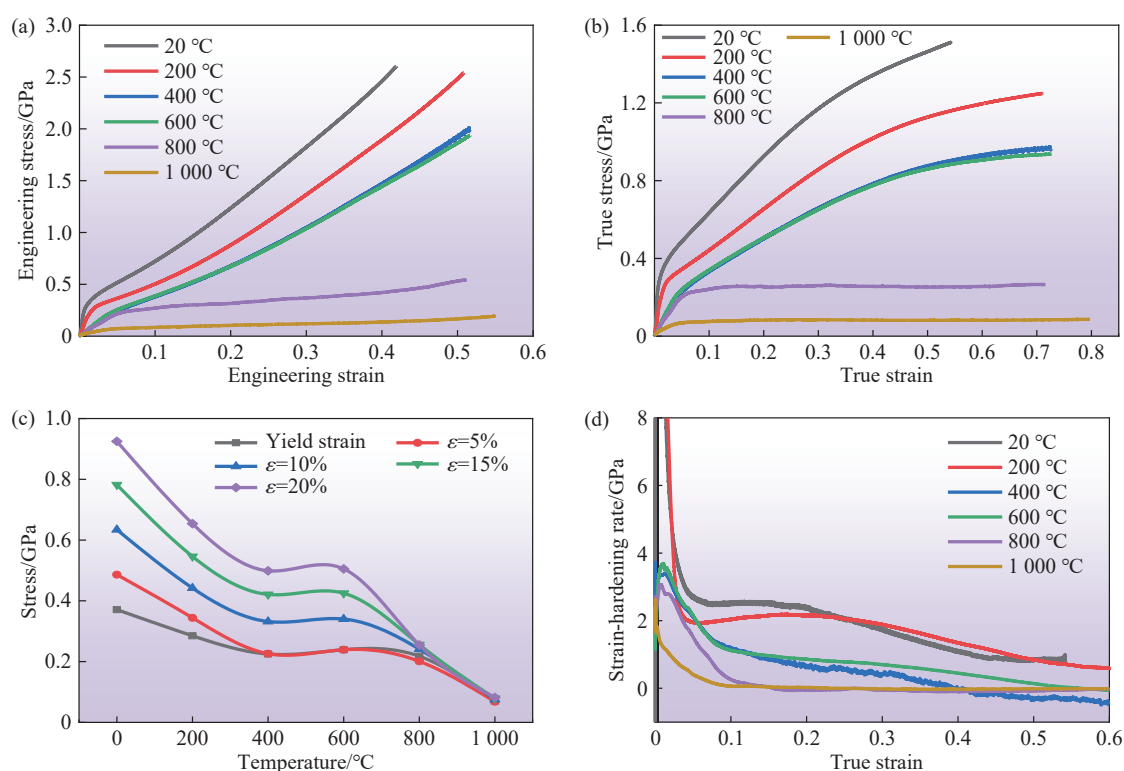


图 4 不同温度、准静态 (10^{-3} s^{-1}) 压缩下试样的工程应力-工程应变曲线 (a)、真实应力-真实应变曲线 (b)、不同应变下压缩屈服应力随温度的变化 (c) 和应变硬化率-真实应变曲线 (d)

Fig. 4 Engineering stress-strain curves (a), true stress-strain curves (b), yield stress-temperature curves at different strains (c), and strain-hardening rate-true strain curves (d) of specimens under quasi-static compression (10^{-3} s^{-1}) at different temperatures

为了研究合金强度随温度的变化规律, 对应变为 5%、10%、15%、20% 以及屈服应变下的应力随温度的变化进行分析。图 4(c) 显示了压缩屈服应力随温度的变化。当温度从室温升高至 200、400、600、800、1000 °C 时, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的屈服强度也由 345 MPa 分别降至 285、225、239、218 和 70 MPa。准静态加载下, 合金的流动应力随温度的升高整体呈下降趋势; 但是, 在某一温度区域内, 流动应力随温度的升高几乎没有下降, 甚至出现反常增大。这一现象使得金属的流动应力-温度曲线出现反常峰, 该现象被称为“第三型应变时效”(the third-type strain aging, 3rd SA), 通常由运动位错与扩散的溶质原子相互作用引起^[25]。已有研究证明, Si 原子半径较小, 主要以间隙原子的形式存在于固溶体中, 适当添加 Si 对于改善合金的显微组织和力学性能有建设性作用^[9-10]。因此推测, 加入 Si 元素后, 扩散的 Si 溶质原子运动并与位错发生相互作用, 导致“第三型应变时效”发生。

图 4(d) 为 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在不同温度下的应变硬化率-真实应变曲线。可以发现: 温度的升高使得材料的应变硬化能力不断减弱; 温度低于 600 °C 时, 应变硬化能力随着真实应变的增加不断变小; 当温度达到 800 °C 及以上时, 应变硬化率曲线呈平直状态, 即表现为理想塑性流动模式。

2.3 微观表征

2.3.1 不同应变率下的压缩变形机理

首先, 对准静态压缩变形机理进行研究。图 5 为室温准静态压缩 (10^{-3} s^{-1}) 下应变达到 45.8% 时试样的 TEM 图像。从图 5(a) 可以观察到大量的层错 (stacking faults, SFs)、孪晶 (twin), 以及交叉孪晶 (multiple twinning)。图 5(b) 所示的衍射图样和图 5(c) 所示的高分辨图像进一步证明了其存在。图 5(d) 为图 5(c) 矩形区域的放大图。从图 5(b) 和图 5(d) 可以观察到密排六方 (hexagonal close packed, HCP) 组织, 表明试样发生了 FCC 到 HCP 的相变。此外, 从图 5(d) 还可以看到交叉层错形成的 Lomer-Cottrells (LCs) 位错锁。这些机制的综合作用促使合金形成较强的加工硬化能力。从图 5(e) 观察到严重变形的组织, 形成剪切带 (shear band, SB)。图 5(f) 中未完全成形的纳米环表明, 剪切带内部为纳米晶锥形。

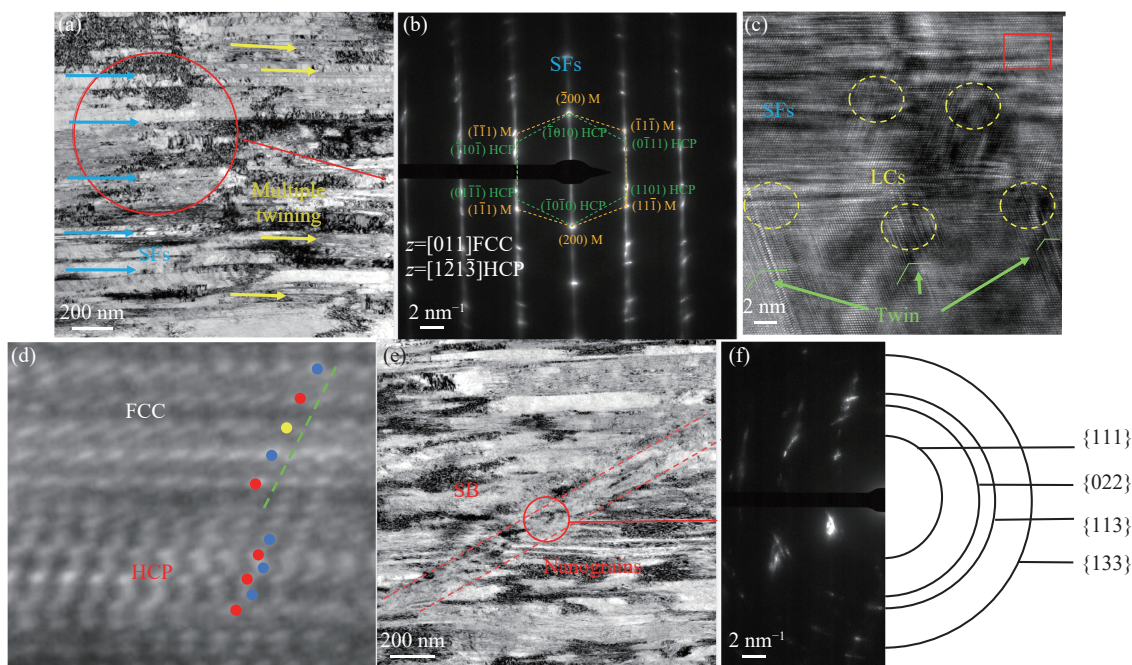


图 5 室温压缩至应变为 45.8% 时试样的 TEM 形貌 (a)、红色圆形区域 (图 5(a)) 的衍射花样 (b) 和高分辨图像 (c)、红色方框区域 (图 5(c)) 的放大图 (d)、剪切带形貌 (e) 以及红色圆形区域剪切带 (图 5(e)) 的衍射斑点图像 (f)

Fig. 5 (a) TEM images of the specimen when compressed to a strain of 45.8% at room temperature; (b)–(c) diffraction pattern and high-resolution images in the circular region of Fig. 5(a), (d) enlarged image for the red rectangular area of Fig. 5(c), (e) shear band topography, and (f) diffraction spots in the circular region of Fig. 5(e), respectively

为了研究不同应变率下的压缩变形机理, 对动态加载下 (1776 、 4039 和 5196 s^{-1}) 变形后的试样进行 SEM 表征, 分析其微结构变形机制和剪切带的形成。图 6(a) 和图 6(b) 分别给出了应变率为 1776 s^{-1} 、应变为 17.3% 以及应变率为 4039 s^{-1} 、应变为 38.1% 的 2 个试样的 SEM-BSD 图像。观察图 6(a) 发现, 1776 s^{-1} 应变率下 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的晶粒变形较小, 晶粒内部存在交错的滑移 (cross-slip)。从图 6(b) 观察到, 4039 s^{-1} 应变率下材料晶粒变形明显, 存在弯曲交叉的变形孪晶 (bending deformation twin)。图 6(c) 为应变率为 5196 s^{-1} 、应变为 49.0% 的试样的 SEM-BSD 图像, 可以观察到清晰的宽度约为 $6.5 \mu\text{m}$ 的绝热剪切带 (adiabatic shear band, ASB), 且在绝热剪切带中形成了微裂纹 (crack)。绝热剪切带是指在高速变形、冲击载荷或其他高应变率加载条件下, 材料局部区域因塑性变形功转化为热能

且热量来不及散失,导致该区域温度急剧升高,进而发生剧烈的局部剪切变形,形成的一条窄带状变形区域^[26]。图 6(d) 为图 6(c) 中剪切带方框区域的放大图。绝热剪切带的内部发生明显的晶粒细化,两侧为严重变形的细长晶粒,绝热剪切带中心到两侧形成梯度纳米晶 (gradient nanocrystals), 裂纹处于梯度纳米晶的中间。微观上看,高应变率加载下,位错运动更加剧烈,位错密度不断变化,其增殖、运动和交互作用更加复杂。位错之间的相互交割、缠结等会使位错运动阻力不断变化,导致材料的应变硬化率发生波动。同时,即使没有形成明显的绝热剪切带,高速变形过程中产生的热量也会使材料温度升高,而温度变化会影响材料的力学性能,如使材料的屈服强度降低、应变硬化能力改变等。试件不同部位的温度升高情况可能不同,这是导致动态加载下应变硬化率曲线出现波动的另一原因^[10,27]。

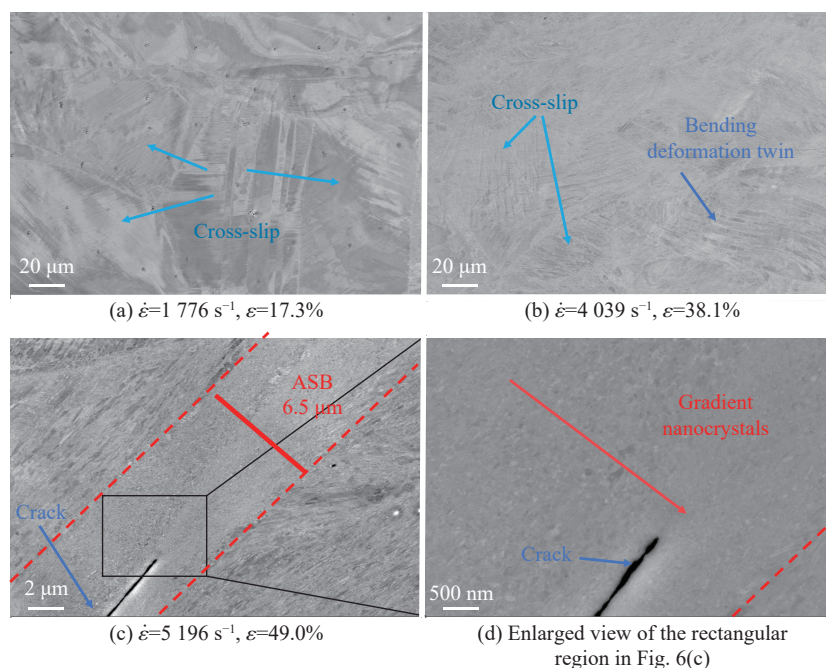


图 6 动态压缩后试样的 SEM 图像

Fig. 6 SEM images of samples after dynamic compression

选择 5196 s^{-1} 应变率下动态压缩变形后的试样进行 TEM 精细表征。图 7(a) 和图 7(b) 显示了 5196 s^{-1} 应变率下压缩变形后试样的 TEM 图像,可以观察到宽约 300 nm 的剪切带,其内部存在明显的晶粒细化;图 7(c) 为选区电子衍射图像;图 7(d)、图 7(e) 和图 7(f) 分别为图 7(a) 中剪切带附近高应变区的高分辨图像和衍射图,可观察到高密度层错,交叉层错形成位错锁,且存在孪晶和纳米尺度的 HCP 结构。SEM 和 TEM 测得的绝热剪切带的宽度不同,说明动态加载下样品变形后不仅存在较微观 ($6.5 \mu\text{m}$) 的剪切带,也存在纳微观 (300 nm) 的剪切带。

2.3.2 高温下准静态压缩变形机理

图 8(a) 为 $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 准静态压缩后试样的 TEM 图像。从图 8(a)~图 8(d) 可以发现,试样在高温变形后仍然存在较多的多级纳米孪晶和丰富的层错网,以及局部变形导致的纳米晶区 (见图 8(d)),但整体层错密度较室温准静态条件下低。从图 8(c) 可以观察到层错网和位错锁,位错锁在加固和增韧方面的有效性取决于它们积累脱位的能力^[28]。CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在 $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下仍存在高密度层错和位错锁,该现象在其他合金中很少见,可能是导致其力学性能与 $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时相似的另一个原因。从图 8(d) 可以发现,材料中存在宽度约为 500 nm 的剪切变形区,并且剪切变形区宽度较室温准静态下大,所形成的纳米环也更加完整。这是由于动态再结晶的发生需要克服一定的能量障碍,高温下原子的活动能力增强,使得位错更容易通过攀移、滑移等方式运动和重新排列;高温下,晶界的迁移能力增强,晶界处的原子扩散速度加快,更容易发生晶界的弓出、迁移等现象,从而促进了动态再结晶的发生^[29-30]。图 8(e)~

图 8(h) 为 1000 °C 高温准静态压缩实验后试样的 TEM 图像。在 1000 °C 高温下, 试样出现较大的再结晶晶粒, 晶粒尺寸约为 4 μm , 但仍比原始晶粒小。晶粒内部含有密度较小的位错、少量的层错和 σ 析出相(见图 8(f) 和图 8(g)), σ 析出相表现为 Cr、Si 元素的富集(见图 8(f))。

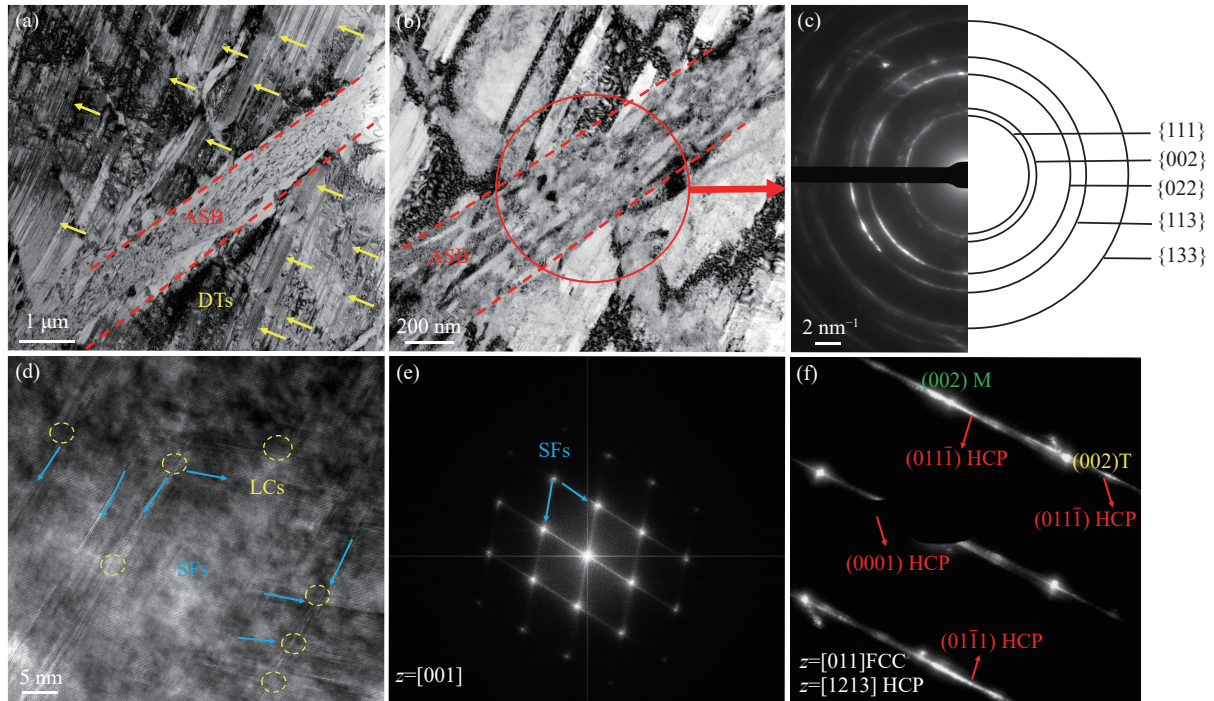


图 7 应变率为 5196 s^{-1} 的动态压缩后试样的 TEM 图像 (a)~(b)、剪切带内部衍射斑点 (c)、剪切带附近区域高分辨图像 (d) 及衍射斑点 (e)~(f)

Fig. 7 TEM images of the specimen after dynamic compression with the strain rate of 5196 s^{-1} (a)~(b), diffraction spots inside the shear band (c), high-resolution images of areas near the shear band (d) and diffraction spots (e)~(f)

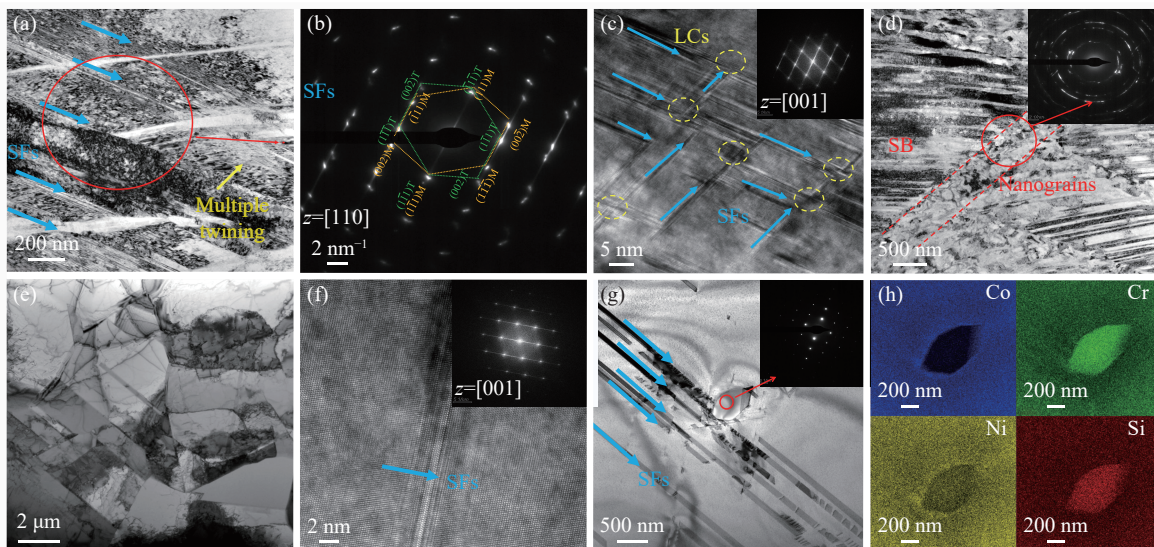


图 8 600 °C 准静态压缩后试样的 (a) 形貌、(b)~(c) 图 8(a) 中红色圆形区域对应的衍射斑点和高分辨图像、(d) 剪切带形貌以及 1000 °C 高温准静态压缩后试样的 (e) 形貌、(f)~(g) 高分辨图像、(h) 图 8(g) 中析出相的面扫图

Fig. 8 TEM images of specimens after high-temperature quasi-static compression experiment at 600 °C ((a)~(d)) and 1000 °C ((e)~(h)): (a) the topography; (b)~(c) diffraction spots and high-resolution images of circular region in Fig. 8(a); (d) the shear band; (e) topography images, (f)~(g) high-resolution images; (h) the surface map of the precipitated phase of Fig. 8(g)

2.4 本构关系

选择合适的本构模型描述材料的力学性能是工程应用不可或缺的一步。Johnson-Cook(J-C)模型是一种经验型黏塑性本构模型,能较好地描述金属材料的应变硬化效应、应变率强化效应和温度软化效应。J-C 模型的形式简单,使用方便,在工程中得到了广泛应用。本研究采用 J-C 模型描述 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在一维应力状态下的本构关系。

2.4.1 J-C 本构模型拟合

J-C 本构模型将流动应力 $\bar{\sigma}$ 表示为应变硬化 $f_1(\varepsilon)$ 、应变率强化 $f_2(\dot{\varepsilon})$ 和热软化 $f_3(T)$ 3 个函数的乘积,即 $\bar{\sigma} = f_1(\varepsilon)f_2(\dot{\varepsilon})f_3(T)$,具体形式为^[31]

$$\bar{\sigma} = (A + B\bar{\varepsilon}_p^n)(1 + C\ln\dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m}) \quad (1)$$

式中: $\bar{\varepsilon}_p$ 为等效塑性应变; A 为参考应变率和参考温度下的初始屈服应力; B 和 n 分别为材料应变硬化模量和硬化指数; C 为材料的应变率强化参数; m 为材料的热软化指数; $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$ 为无量纲塑性应变率, $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率; $T^* = (T - T_r)/(T_m - T_r)$ 为同系温度, T_r 为参考温度, T_m 为熔化温度。对室温准静态(10^{-3} s^{-1})加载下试样的实验数据进行拟合,得到参数 $A=345 \text{ MPa}$ 、 $B=2675 \text{ MPa}$ 、 $n=0.9$,如图 9(a) 所示。

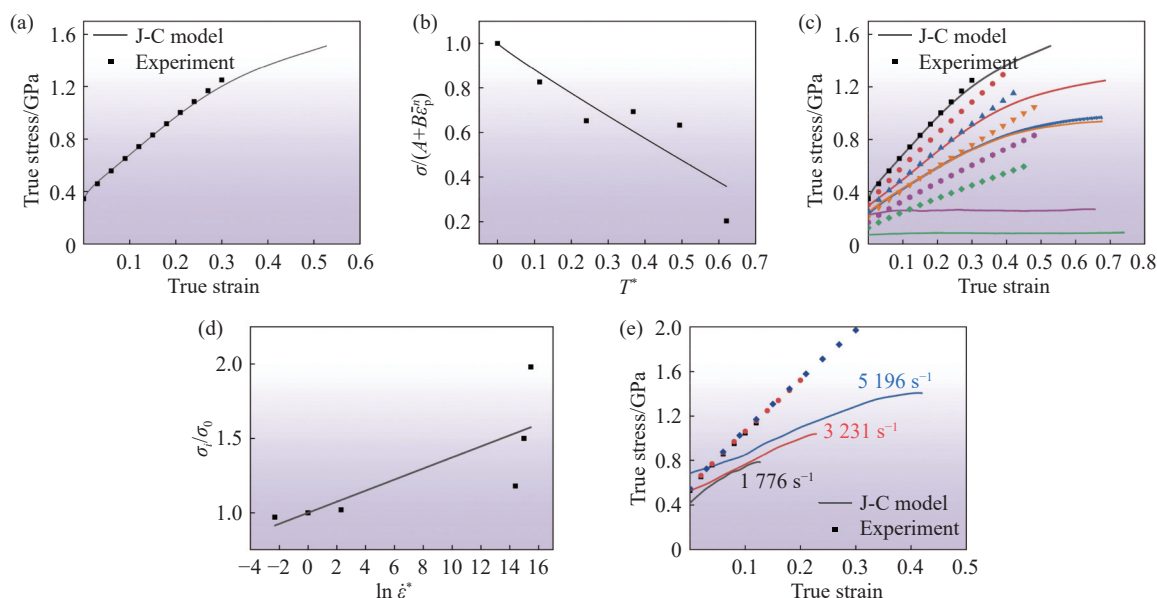


图 9 (a) 室温准静态($T_r = 20 \text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)压缩下试样的真实应力-真实应变曲线, (b) 高温准静态加载下 $\sigma/(A + B\bar{\varepsilon}_p^n)$ 与 T^* 的拟合曲线, (c) 高温准静态加载下真实应力-真实应变曲线, (d) $\sigma_i/\sigma_0 - \ln \dot{\varepsilon}^*$ 拟合曲线, (e) 室温动态加载下试样的真实应力-真实应变曲线

Fig. 9 (a) True stress-strain curve of the specimen under quasi-static compression at room temperature ($T_r = 20 \text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$); (b) $\sigma/(A + B\bar{\varepsilon}_p^n) - T^*$ curve of the specimen under quasi-static compression at high temperature; (c) true stress-strain curves of the specimen under quasi-static compression at high temperature; (d) $\sigma_i/\sigma_0 - \ln \dot{\varepsilon}^*$ fitting curves; (e) true stress-strain curves of specimens under dynamic compression at room temperature

根据 Hume-Rothery 规则,计算 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的理论熔点: $T_m = \sum_i w_i T_{mi} = 1598 \text{ }^\circ\text{C}$, 其中, w_i 为第 i 个元素的质量分数, T_{mi} 为第 i 个元素的熔点。取同一应变率下合金的高温屈服强度 $\sigma_Y(T^*)$ 与参考温度下屈服强度 $\sigma_Y(T_r)$ 之比

$$f_3(T^*) = \frac{\sigma_Y(T^*)}{\sigma_Y(T_r)} \quad (2)$$

得到不同 T^* 的 $f_3(T^*)$ 。根据不同温度下的准静态压缩实验(10^{-3} s^{-1}), 得到 $f_3(T^*)$, 结果如图 9(b) 所示。采用 $f_3(T^*) = 1 - T^{*m}$ 进行拟合, 得到 $m=0.9294$ 。高温准静态真实应力-真实应变实验结果与拟合曲线如图 9(c) 所示。

室温下 J-C 本构方程可以简化为 $\sigma_i = \sigma_0 \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)$, 其中, σ_i 为不同应变率下的屈服应力, σ_0 为准静态加载时的屈服应力, $\dot{\varepsilon}_0 = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。通过动态压缩实验获得 $\sigma_i/\sigma_0 - \ln \dot{\varepsilon}^*$ 拟合曲线, 如图 9(d) 所示, 由此得到 $C = 0.03721$ 。此时, 所得到的 J-C 本构方程为

$$\bar{\sigma} = (345 + 2675 \bar{\varepsilon}_p^{0.9}) (1 + 0.03732 \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 - T^{*0.9294}) \quad (3)$$

观察图 9 可以发现, 无论是温度还是应变率, 传统的 J-C 本构模型都不能很好地描述 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金。其中, 温度项的拟合差距主要是由于 600 和 800 °C 的 2 个屈服应力反常点严重影响了曲线拟合; 在应变率项中, 室温下传统 J-C 本构方程的 σ_i 与 $\ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)$ 为线性关系, 但对于 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金, σ_i/σ_0 与 $\ln \dot{\varepsilon}^*$ 的线性拟合效果不佳, 曲线呈指数增长。

2.4.2 修正的 J-C 本构模型

为了获得更好的预测效果, 对 J-C 本构模型进行了修正。针对温度项, 用不同真实应变下的真实应力进行参数拟合。引入参数 t , 采用函数 $f_3(T^*) = 1 - tT^{*m}$, 拟合得到 $m = 0.72$, $t = 1.3$, 拟合曲线如图 10(a) 所示。图 10(b) 给出了实验与拟合得到的高温准静态真实应力-真实应变曲线, 可以发现, 除了 600 和 800 °C, 拟合曲线与实验曲线符合良好。600 °C 时, 变形后样品内部存在大量的多级纳米孪晶、丰富的层错网及位错锁结构, 大幅提高了材料在此温度下的力学性能, 推测 800 °C 时也如此。

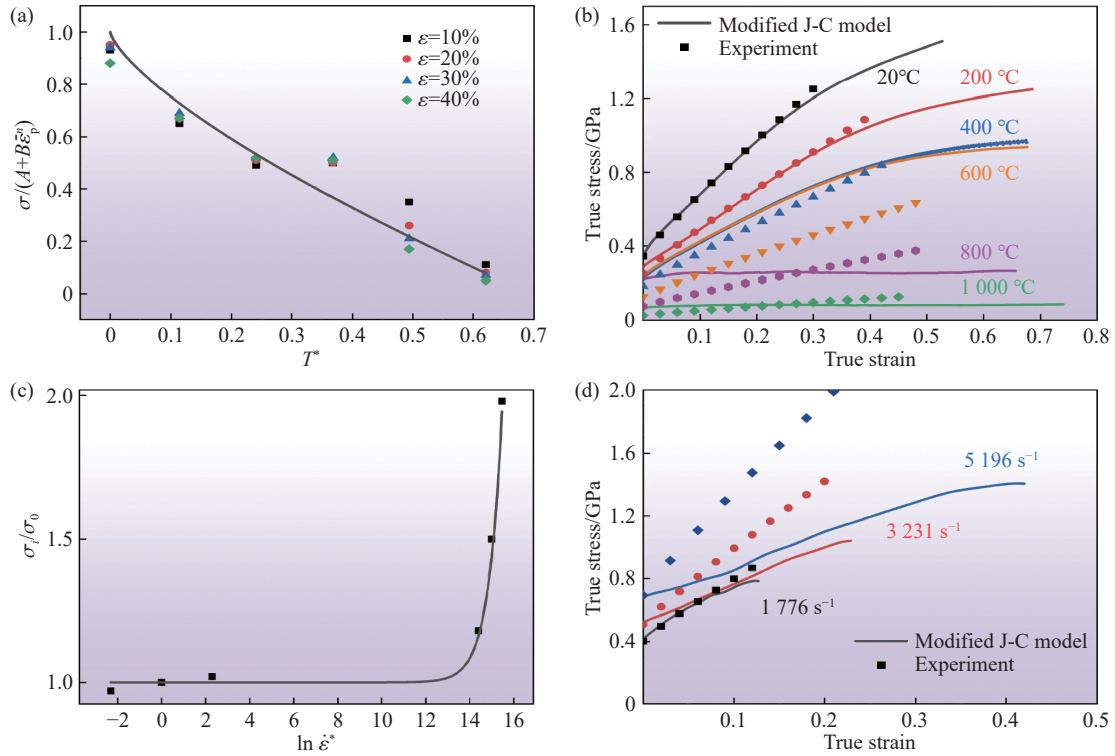


图 10 第 1 次修正后的拟合结果: (a) 高温准静态压缩下不同应变试样的 $\sigma/(A + B\bar{\varepsilon}_p^n) - T^*$ 拟合曲线, (b) 高温准静态压缩下的真实应力-真实应变曲线, (c) $\sigma_i/\sigma_0 - \ln \dot{\varepsilon}^*$ 拟合曲线, (d) 室温动态加载下试样的真实应力-真实应变曲线
Fig. 10 Fitting results after the first revision: (a) $\sigma/(A + B\bar{\varepsilon}_p^n) - T^*$ curve of the specimen under quasi-static compression at high temperature; (b) true stress-strain curves of specimens under quasi-static compression at high temperature; (c) $\sigma_i/\sigma_0 - \ln \dot{\varepsilon}^*$ fitting curves; (d) true stress-strain curves of specimens under dynamic compression at room temperature

CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金中 σ_i/σ_0 随 $\ln \dot{\varepsilon}^*$ 呈指数形式增长, 因此, 忽略温度项, 得到应变率强化公式^[32-33]

$$\sigma_i = \sigma_0 \left[1 + C e^{l \ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)} \right] = \sigma_0 (1 + C \dot{\varepsilon}^{*l}) \quad (4)$$

$\sigma_i/\sigma_0 - \ln \dot{\varepsilon}^*$ 的实验和拟合结果如图 10(c) 所示, 拟合得到 $C = 1 + 8.24 \times 10^{-12}$, $l = 1.65$ 。此时, J-C 本构方程为

$$\bar{\sigma} = (345 + 2675\bar{\epsilon}_p^{0.9}) \left[1 + (1 + 8.24 \times 10^{-12})\bar{\epsilon}^{*1.65} \right] (1 - 1.3T^{*0.72}) \quad (5)$$

室温动态加载下实验与拟合的真实应力-真实应变曲线如图 10(d) 所示。对比发现, 拟合曲线与实验曲线相差较大, 误差主要发生在加工硬化阶段。其主要原因是实验曲线塑性段的应变硬化随应变率的升高而降低。

分析认为, 初始 J-C 本构模型的预测误差较大, 且误差随着应变率的增加而变大, 其原因在于加工硬化项 B 与应变率存在相关性。考虑动态加载过程中温度变化的影响, 以 5196 s^{-1} 为例, 通过公式 $\Delta T = \frac{\beta}{\rho c_p} \int \tau dY_p$ 计算绝热温升 (ΔT 为绝热温升; c_p 为比定压热容; ρ 为密度; β 为塑性功转化为热的泰勒-昆纳系数, 对于绝热剪切, $\beta=0.9$; Y_p 为塑性剪切应变; τ 为剪切应力), 结果如图 11(a) 所示。将引入温度因素的 J-C 数据与未引入温度因素的 J-C 数据及实验数据进行对比, 结果如图 11(b) 所示, 可以发现, 温度并非动态加载下应变硬化率下降的主要原因。

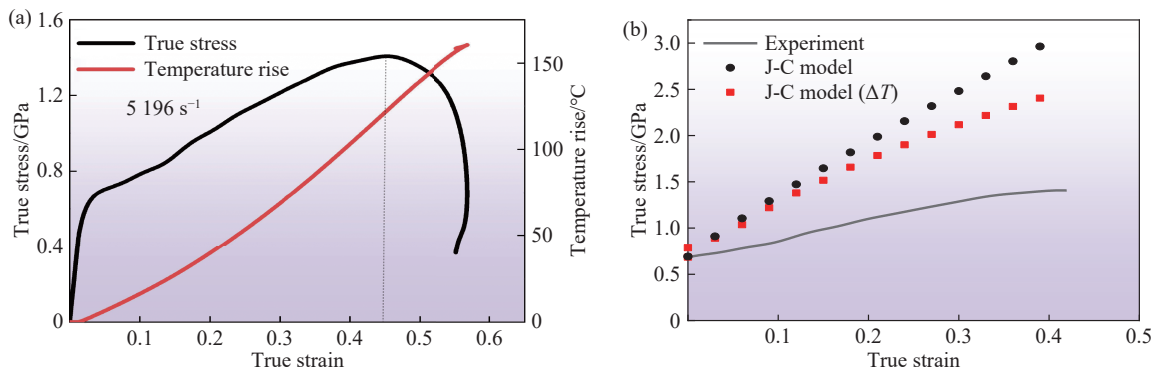


图 11 (a) 5196 s^{-1} 应变率下真实应力和温升随真实应变的变化, (b) 真实应力-真实应变实验数据与是否引入温度因素的 J-C 模型计算结果对比

Fig. 11 (a) Changes of true stress and temperature rise with true strain at a strain rate of 5196 s^{-1} ; (b) comparison of true stress-strain between the experimental data and the J-C model results with and without considering the temperature

应变率对应变硬化率的影响在于其塑性变形机制。应变率较低时, 位错有足够的时间运动和增殖, 通过位错滑移等方式使材料发生塑性变形, 位错之间的交互作用相对稳定, 应变硬化效果明显。当应变率升高时, 位错运动速度加快, 位错的增殖和湮灭过程变得复杂, 位错之间的交互作用也更加剧烈, 导致大量交滑移和孪晶组织产生, 致使位错运动阻力增大, 位错难以持续有效地增加材料的塑性变形, 表现为应变硬化率下降。应变率为 5196 s^{-1} 时动态再结晶机制导致应变硬化降低^[34]。

因此, 对 J-C 方程进行第 2 次修正, 将应变硬化常数 B 改为关于应变率 $\ln \dot{\epsilon}^*$ 的函数, 参考应变率下的 B 命名为 B_0 , 得到不同应变率与参考应变率下真实应力-真实应变曲线屈服段斜率之比 k_1/k_0 , 拟合曲线如图 12(a) 所示。其表达式为

$$B = B_0(1 - 1.22 \times 10^{-7} \dot{\epsilon}^{*1.005}) \quad (6)$$

最终得到修正的 J-C 本构方程

$$\bar{\sigma} = (345 + B\bar{\epsilon}_p^{0.9}) [1 + (1 + 8.24 \times 10^{-12})\bar{\epsilon}^{*1.65}] (1 - 1.3T^{*0.72}) \quad (7)$$

式中: $B = 2675(1 - 1.22 \times 10^{-7} \dot{\epsilon}^{*1.005})$, 单位 MPa。

室温动态加载下试样的真实应力-真实应变曲线的实验结果和修正 J-C 模型拟合曲线如图 12(b) 所示。

分别采用修正前和修正后的 J-C 本构方程进行拟合, 得到其他应变率下的真实应力-应变曲线, 如图 13(a) 和图 13(b) 所示。对比发现, 修正后的 J-C 本构方程的拟合效果良好。

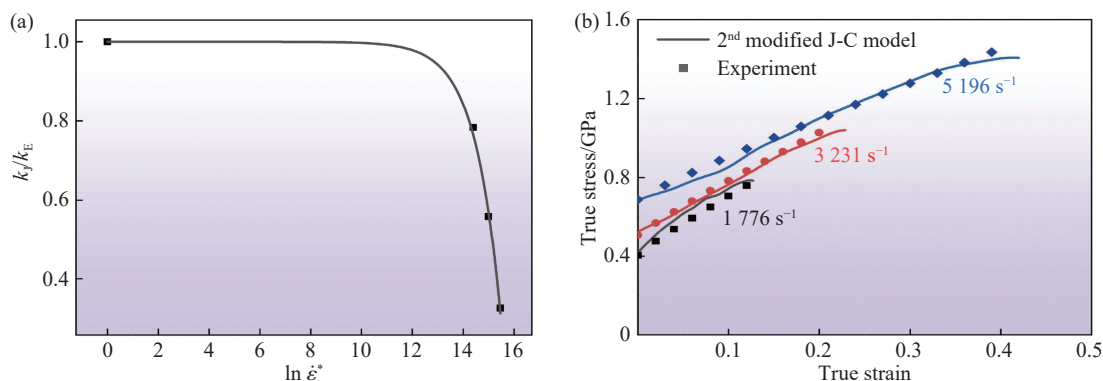


图 12 (a) 不同应变率和参考应变率下真实应力-真实应变曲线屈服段斜率之比 k_J/k_E ,
(b) 第 2 次修正 J-C 模型得到的室温动态加载下试样的真实应力-真实应变拟合曲线

Fig. 12 (a) Ratio of the slope in the yield stage of true stress-strain curves under different strain rates to that under the reference strain rate k_J/k_E ; (b) true stress-strain fitting curves of specimens under dynamic loading at room temperature obtained by the J-C model with second modification

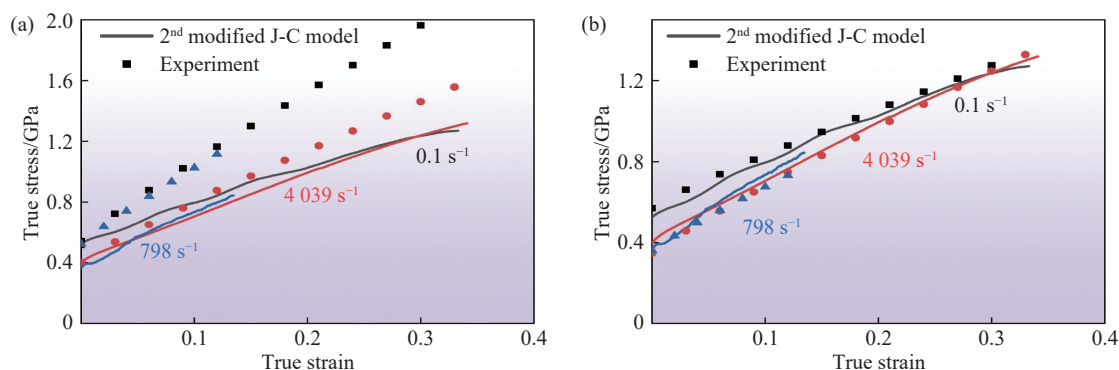


图 13 修正前的 J-C 模型 (a) 和第 2 次修正 J-C 模型 (b) 得到的
室温其他应变率加载下试样的真实应力-真实应变拟合曲线

Fig. 13 True stress-strain fitting curves of specimens under dynamic loading at other strain rates and room temperature obtained by the original (a) and secondarily modified (b) J-C model

3 结 论

采用 Instron 万能试验机和 SHPB 对 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在室温、不同应变率(1 776~5 196 s⁻¹)加载下的力学行为进行了研究,采用 LE5105 试验机对 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在高温(200~1 000 ℃)准静态压缩下的力学行为进行了研究,结合显微组织表征,揭示了高应变率和高温压缩下 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的变形机理,并对 J-C 本构模型进行了修正,得到如下主要结论。

(1) 在动态压缩载荷作用下, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的屈服强度随着应变率的升高而增大。准静态加载时,屈服强度为 350 MPa;动态加载时,随着应变率从 1 776 s⁻¹ 增加到 5 196 s⁻¹,屈服强度从 409 MPa 增加到 682 MPa。CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在宽应变率范围内表现出较高的应变硬化能力。平均应变硬化率先随应变率升高而略微增加,随后在 5 196 s⁻¹ 时显著下降,并伴有明显的内部结构变化,如绝热剪切带和微裂纹。准静态加载和动态加载下屈服强度的应变率敏感系数分别为 0.010 9 和 0.594 4,表明动态加载下屈服强度的应变率敏感性更高。

(2) 在准静态加载下, CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的屈服应力和流动应力随温度的升高而减小。CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金在高温下具有良好的抗压性能,在 1 000 ℃ 时仍表现出应变强化。在 600 ℃ 下,除晶粒细化外,变形孪晶、层错和位错锁的共同作用促使 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金表现出较强的动态应变硬化行为。

(3) 为了更好地预测 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的力学行为,对 J-C 本构模型的温度和应变率项进行了修

正。针对 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的应变硬化随应变率升高而降低的力学行为,通过引入应变硬化函数进行了修正。修正的 J-C 本构模型对于不同应变率下 CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金的力学行为均有较好的拟合效果。

参考文献:

- [1] CAI P C, LIU J H, LUAN J, et al. Local chemical fluctuation-tailored hierarchical heterostructure overcomes strength-ductility trade-off in high entropy alloys [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 214: 74–86.
- [2] SALIFU S, OLUBAMBI P A. Microstructural and nanoindentation study of spark plasma sintered high entropy alloy reinforced aluminium matrix composites [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 999: 175021.
- [3] EZATPOUR H R, JALALABADI M, HUO Y, et al. Microstructure, mechanical and tribological properties of Mg/CoCrFeNiMoTi high entropy alloy composites produced via FSP [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2024, 161: 108281.
- [4] MA Y, YUAN F P, YANG M X, et al. Dynamic shear deformation of a CrCoNi medium-entropy alloy with heterogeneous grain structures [J]. *Acta Materialia*, 2018, 148: 407–418.
- [5] CHANG H, ZHANG T W, MA S G, et al. Novel Si-added CrCoNi medium entropy alloys achieving the break through of strength-ductility trade-off [J]. *Materials & Design*, 2021, 197: 109202.
- [6] WU X L, YANG M X, JIANG P, et al. Deformation nanotwins suppress shear banding during impact test of CrCoNi medium-entropy alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2020, 178: 452–456.
- [7] 樊谦璐. Al、Ti 对 CoCrNi 多主元合金微观组织及力学性能的影响 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2017.
FAN Q L. Effects of Al and Ti on microstructures and mechanical properties of CoCrNi multi-principal-element alloy [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2017.
- [8] 赵佳琪. CoCrNi_x (x=0.5~1) 和 CoCrNiTi_x (x=0.1~1) 中熵合金的计算与模拟 [D]. 太原: 太原理工大学, 2020.
ZHAO J Q. Calculation and simulation of CoCrNi_x (x=0.5–1) and CoCrNiTi_x (x=0.1–1) medium entropy alloys [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2020.
- [9] ZHANG L K, AMAR A, ZHANG M Y, et al. Enhanced strength-ductility synergy in a brittle CoCrNi₂ (V₃B₂Si)_{0.2} eutectic high-entropy alloy by spheroidized M₃B₂ and recrystallized FCC [J]. *Science China Materials*, 2023, 66(11): 4197–4206.
- [10] GE S F, LIN S F, FU H M, et al. High-temperature mechanical properties and dynamic recrystallization mechanism of *in situ* silicide-reinforced MoNbTaTiVSi refractory high-entropy alloy composite [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 35(10): 1617–1630.
- [11] 张驰, 石国梁, 张奎, 等. 添加 Si 和 Zn 对 VW75 镁合金显微组织、力学性能和弹性模量的影响 [J]. *稀有金属*, 2024, 48(6): 796–807.
ZHANG C, SHI G L, ZHANG K, et al. Microstructure, mechanical properties and elastic modulus of VW75 magnesium alloy with Si and Zn addition [J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2024, 48(6): 796–807.
- [12] 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.
- [13] 严犇. CoCrFeNiAl_{0.1}RE 高熵合金热变形行为研究 [D]. 镇江: 江苏科技大学, 2019.
YAN B. Hot deformation behaviors of CoCrFeNiAl_{0.1}RE high-entropy alloy [D]. Zhenjiang: Jiangsu University of Science and Technology, 2019.
- [14] 王璐, 马胜国, 赵聘, 等. AlCoCrFeNi 高熵合金在冲击载荷下的动态力学性能 [J]. *热加工工艺*, 2018, 47(24): 86–89.
WANG L, MA S G, ZHAO D, et al. Dynamic mechanical properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloys under impact load [J]. *Hot Working Technology*, 2018, 47(24): 86–89.
- [15] 王平. CrCoNiSi_{0.3} 中熵合金动态剪切行为研究 [D]. 太原: 太原理工大学, 2022.
WANG P. Dynamic shear behavior of CrCoNiSi_{0.3} medium entropy alloy [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2022.
- [16] BERGHAU S D. Numerical methods for experimental mechanics [M]. New York: Springer, 2001.
- [17] LI Z, ZHAO S, DIAO H, et al. High-velocity deformation of Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy: remarkable resistance to shear

- failure [J]. *Science Letter*, 2017, 7(1): 42742.
- [18] 杜时雨. L₁₂ 相强化中熵合金率温相关的力学行为及绝热剪切局域化研究 [D]. 太原: 太原理工大学, 2024.
- DU S Y. Research on the rate-temperature dependent mechanical behavior and adiabatic shear localization of L₁₂ phase-strengthened medium-entropy alloys [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2024.
- [19] LI X L, ZHAO E L, LIU Z T, et al. Experimental study on multiple propagation characteristics of stress wave and surface displacement behavior in coal based on SHPB and DIC [J]. *Bulletin of Engineering Geology and the Environment*, 2023, 82(7): 246.
- [20] ZHENG Z J, WANG C F, YU J L, et al. Dynamic stress-strain states for metal foams using a 3D cellular model [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2014, 72: 93–114.
- [21] QIAO L, ZHU J C. Constitutive modeling of hot deformation behavior of AlCrFeNi multi-component alloy [J]. *Vacuum*, 2022, 201: 111059.
- [22] ANNASAMY M, HAGHDADI N, TAYLOR A, et al. Dynamic recrystallization behaviour of Al₃CoCrFeNi high entropy alloys during high-temperature plane strain compression [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 745: 90–106.
- [23] YU Z X, XIE B J, ZHU Z W, et al. High-temperature deformation behavior and processing maps of a novel AlNbTi₃VZr_{1.5} refractory high entropy alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 912: 165220.
- [24] MUHAMMAD A, SHEN J H, SHI W D, et al. Critical temperature-dependent shear band formation in CoCrNi alloy under high-temperature dynamic compression [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 1000: 175028.
- [25] 王建军, 袁康博, 张晓琼, 等. 第三型应变时效的提出与研究进展 [J]. *爆炸与冲击*, 2021, 41(5): 051101.
- WANG J J, YUAN K B, ZHANG X Q, et al. Proposition and research progress of the third-type strain aging [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2021, 41(5): 051101.
- [26] MEYERS M A, LI Z Z, ZHAO S T, et al. Shear localization of fcc high-entropy alloys [J]. *EPJ Web of Conferences*, 2018, 183: 03028.
- [27] WANG Z Q, BEYERLEIN I J, LESAR R. Dislocation motion in high strain-rate deformation [J]. *Philosophical Magazine*, 2007, 87(16): 2263–2279.
- [28] DONG J L, ZHANG X P, WANG G J, et al. Mechanical responses and crystal plasticity model of CoCrNi medium-entropy alloy under ramp wave compression [J]. *Matter and Radiation at Extremes*, 2024, 9(5): 057802.
- [29] ZHANG J L, ZHANG Y Q, LI H M, et al. Determination of critical dynamic recrystallization conditions and mechanism analysis of Ti600 high-temperature titanium alloy [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(1): 229–238.
- [30] 马建强, 闫宏伟, 汪洋, 等. Cu-Sn 合金的高温热模拟压缩晶界组织分析 [J]. *热加工工艺*, 2019, 48(6): 55–57.
- MA J Q, YAN H W, WANG Y, et al. Analysis on grain boundary microstructure of high temperature thermal simulation compression of Cu-Sn alloy [J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(6): 55–57.
- [31] 黄西成, 胡文军. Johnson-Cook 本构参数的确定方法 [C]//第六届全国爆炸力学实验技术学术会议论文集. 长沙: 中国力学学会爆炸力学专业委员会实验技术专业组, 2010: 8.
- HUANG X C, HU W J. Determination method of Johnson-Cook constitutive parameters [C]//Proceedings of the 6th National Academic Conference on Experimental Technology of Explosion Mechanics. Changsha: Experimental Technology Professional Group, Committee on Explosion Mechanics, Chinese Society of Theoretical and Applied Mechanics, 2010: 8.
- [32] 贾宝华, 刘思勇, 李革, 等. 基于 J-C 模型的 TC18 钛合金动态本构方程构建 [J]. *钛工业进展*, 2018, 35(5): 24–28.
- JIA B H, LIU S Y, LI G, et al. Establishment of dynamic constitutive equation for TC18 titanium alloy based on J-C model [J]. *Titanium Industry Progress*, 2018, 35(5): 24–28.
- [33] GAO C, IWAMOTO T. Instrumented Taylor impact test for measuring stress-strain curve through single trial [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2021, 157: 103980.
- [34] VOLLHÜTER J, BEZOLD A, KARPSTEIN N, et al. Strain rate-dependent anomalous work hardening of a single-crystalline CoNi-base superalloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, 54(5): 1608–1619.

The Rate-Temperature Dependent Compressive Mechanical Behavior and Deformation Mechanism of CrCoNiSi_{0.3} Medium Entropy Alloy

GAO Linyu^{1,2}, DU Shiyu^{1,2}, CHANG Hui^{1,2}, ZHANG Tuanwei^{1,2}, WANG Zhihua^{1,2}

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

2. *Shanxi Key Laboratory of Material Strength and Structural Impact, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China*)

Abstract: The CrCoNiSi_{0.3} medium entropy alloy exhibits excellent synergistic mechanical behavior of strength and toughness under quasi-static loading. However, the influences of temperature and strain rate on the mechanical behavior of the alloy urgently need to be studied. Through the split Hopkinson pressure bar (SHPB), dynamic compression experiments at room temperature (20 °C) with strain rates ranging from 1 776 s⁻¹ to 5 196 s⁻¹ and quasi-static compression experiments at high temperatures (from 20 °C to 1 000 °C) were carried out on the CrCoNiSi_{0.3} medium entropy alloy. The strain rate and temperature-dependent mechanical behavior and deformation mechanism of the CrCoNiSi_{0.3} medium entropy alloy were systematically investigated. The results show that under dynamic loading, the yield strength of the CrCoNiSi_{0.3} medium entropy alloy increases with the increase of the strain rate, exhibiting a high strain rate sensitivity. This is attributed to the comprehensive mechanism of stacking faults, deformation twins, and the phase transformation from face-centered cubic to hexagonal close packed, which increase as the strain rate increases. The average work hardening rate increases slightly at first with the increase of the strain rate. When the strain rate reaches about 5 196 s⁻¹, the average work hardening rate decreases due to the formation of shear bands. As the temperature rises, the compressive yield stress and work hardening ability of the alloy gradually decrease. However, there is still no work softening phenomenon at a temperature of 1 000 °C. Due to the high density of stacking faults and dislocation locks in the alloy at 600 °C, it shows almost the same yield strength and flow stress as at 400 °C. Aiming at the mechanical behavior that the strain hardening shows a decrease with the increase of the strain rate, a strain hardening function was introduced into the model, and a modified Johnson-Cook constitutive model was established, which can predict the mechanical behavior of the CrCoNiSi_{0.3} medium entropy alloy quite well.

Keywords: medium entropy alloy; mechanical behavior; strain rate; strain hardening; deformation mechanism