

专题: 无序合金的序调控

(NiCoV)₉₅W₅ 中熵合金的动态力学性能与变形机理*

路圣晗¹⁾ 陈颂阳¹⁾ 崔广鹏²⁾ 周丹²⁾ 蔡伟金^{1)†} 宋旻¹⁾ 王章维^{1)‡}¹⁾ (中南大学粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)²⁾ (鞍钢集团钢铁研究院, 鞍山 114009)

(2025 年 2 月 5 日收到; 2025 年 3 月 3 日收到修改稿)

中熵合金因其独特的强塑性协同效应, 在高应变速率服役的结构材料领域展现出广阔应用前景. 本研究聚焦于 NiCoV 中熵合金体系, 通过引入高熔点钨元素 (原子含量为 5%) 进行合金化设计, 采用真空电弧熔炼结合热机械处理工艺制备了 (NiCoV)₉₅W₅ 合金. 基于分离式霍普金森压杆实验平台, 系统揭示了该合金在 2000—6000 s⁻¹ 高应变速率下的动态响应机制与变形机理. 研究发现: 合金展现出优异的应变速率敏感性 ($m = 0.42$), 当应变速率从准静态 (10⁻³ s⁻¹) 提升至动态 (6000 s⁻¹) 时, 屈服强度显著提升 162% (720→1887 MPa), 这一强化效应源于高应变速率下晶格畸变诱导的声子拖曳作用显著增强. 通过显微分析, 揭示了该合金体系在高应变速率下的多尺度协同变形机理: 2000 s⁻¹ 时以位错平面滑移为主导, 当速率增至 4000 s⁻¹ 时形成高密度位错缠结网络并激发部分析出相协同变形, 而在 6000 s⁻¹ 条件下则通过诱发变形孪晶实现加工硬化的存续. 本研究阐明了 W 元素掺杂的 NiCoV 中熵合金动态力学行为与变形机制, 为设计具有优异动态力学响应的新型结构材料提供了参考.

关键词: 中熵合金, 动态压缩变形, 加工硬化, 析出强化**PACS:** 61.82.Bg, 62.20.-x, 68.37.Lp, 61.72.Ff**DOI:** 10.7498/aps.74.20250141**CSTR:** 32037.14.aps.74.20250141

1 引言

在国防、航天等关键领域的高应变速率服役环境中, 合金的位错运动会发生许多与准静态变形具有显著差异的特征行为而影响力学响应, 例如热软化、声子拖曳及绝热剪切等效应^[1], 动态载荷和绝热温升都会影响合金的韧脆转变和失效响应^[2]. 近年来, 中/高熵合金 (medium/high-entropy alloys, M/HEAs) 以创新的多组元合金设计理念, 一方面形成了严重的晶格畸变, 显著提高了合金的晶格摩擦应力^[3]; 另一方面成分的复杂性为合金的析出强

化设计提供了更多选择^[4-6]. 同时, 通过成分驱动的层错能调控, M/HEAs 在变形过程中容易激发孪晶诱导塑性 (twinning-induced plasticity, TWIP)^[7]、相变诱导塑性 (transformation-induced plasticity, TRIP)^[8] 等强韧化机制. 耦合多种强化与塑化机制的 M/HEA 表现出良好的应变硬化能力, 从而有望在高速应变过程中持续与热软化竞争, 降低高速塑性变形中强度与硬度的损失^[9]. 因此, 中/高熵合金是高应变速率服役环境中极具应用潜力的结构材料.

目前的中/高熵合金体系中, 面心立方 (face-centered cube, FCC) 单相 NiCoV 中熵合金凭借较大的原子尺寸错配与电负性差异, 引发了剧烈的晶格

* 国家自然科学基金 (批准号: 52471153)、中南大学中央高校基本科研业务费 (批准号: 2024ZZTS0688, 2024ZZTS0408) 和湖南省自然科学基金青年学生基础研究项目 (批准号: 2024JJ10011) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: cai.wj@csu.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: z.wang@csu.edu.cn

畸变与摩擦应力^[10,11], 使其屈服强度达到 1 GPa, 延伸率维持在 34%^[12]. 如此优异的力学性能使得 NiCoV 合金成为强化再设计的优选模型合金. 值得注意的是, NiCoV 中熵合金具有独特的析出行为: 在 400—600 °C 退火时合金内部容易形成非共格的 σ 相, 而当温度在 700—800 °C 下则会形成板条状的 κ 相^[13], 上述硬质相具有强烈的析出强化效应, 在适当的含量与分布下可有效提高 NiCoV 合金的强度. 例如 He 等^[14] 在 NiCoV 合金中调控 V 元素的含量, 设计独特的两段式退火来形成弥散分布的超细 κ /FCC 两相结构, 使合金屈服强度提高到 1.6 GPa, 同时加工硬化率维持在 4000 MPa. 通常来说, 准静态下的高强度与高韧性是极端环境承载材料的前置要求. NiCoV 中熵合金力学性能的突破表明其能够作为一种面向极端环境服役的候选材料. 然而, 目前大多数 NiCoV 系 MEA 研究集中于准静态力学与低温力学性能^[15–17], 缺乏动态力学性能的研究.

难熔元素钨 (W) 具有超高的硬度与熔点, 一方面 W 较大的原子尺寸在强化 NiCoV 晶格畸变的同时, 可以调控硬质相的析出以获得更高的析出强化效果, 另一方面其高熔点、高硬度的性质可有效提高 NiCoV 在高温条件下的强度以抵抗高速变形的绝热温升带来的热软化^[18]. 因此, 本研究以 NiCoV 中熵合金为对象, 选取 W 为掺杂元素, 通过真空电弧熔炼结合轧制与热处理工艺, 制备了 (NiCoV)₉₅W₅ 合金 (原子含量). 通过对高应变速率下 (NiCoV)₉₅W₅ 中熵合金动态力学性能及变形显微组织进行测试与表征, 本研究分析并阐释了其在高应变速率下动态塑性变形机制的演变, 为后续高速应用的中/高熵合金设计思路提供借鉴.

2 实验方法

实验对象 (NiCoV)₉₅W₅ 合金由对应的纯度大于 99.9% 的金属颗粒原料按照原子比例熔炼得到. 采用氩气保护真空电弧熔炼, 将合金反复熔炼 8 次以上确保均匀性, 随后用真空铜模吸铸得到尺寸为 10 mm × 10 mm × 70 mm 的铸锭. 铸锭在 1423 K 下均匀化退火 24 h 后进行轧下量为 75% 的冷轧处理, 每道次轧下量为 1 mm. 轧制后的样品经过 1273 K, 10 min 退火后得到完全再结晶的组织. 经过再结晶退火的样品切割成圆柱形试样并使用

2000 目金刚石砂纸打磨后用于准静态压缩与分离式霍普金森压杆 (split Hopkinson pressure bar, SHPB) 动态压缩试验. 准静态压缩样品尺寸分别为直径 5 mm, 高度 5 mm (应变速率为 10^{-3} s^{-1}). SHPB 动态压缩样品直径 5 mm, 高度 2.5 mm (应变速率为 2000, 4000 和 6000 s^{-1}). 每个应变速率准备至少 4 个样品以确保试验结果的可重复性. 在 SHPB 动态压缩试验过程中, 分别采集入射波、透射波与反射波的信号, 结合试验时间, 使用以下公式对应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 、工程应变 ε 以及工程应力 σ 进行计算^[19]:

$$\dot{\varepsilon} = -\frac{2C_0}{L_0} \varepsilon_r(t), \quad (1)$$

$$\varepsilon = -\frac{2C_0}{L_0} \int_0^t \varepsilon_r(t) dt, \quad (2)$$

$$\sigma = \frac{A_b}{A} E \varepsilon_t(t), \quad (3)$$

其中 C_0 为弹性纵波在入射与透射杆中的传播速度, L_0 为试样厚度, A_b 为杆的横截面积, A 为试样横截面积, $\varepsilon_r(t)$ 和 $\varepsilon_t(t)$ 分别为记录入射与透射应力波的信号.

使用 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD) 分析原始样与变形样的晶体结构, 设备型号为 Bruker D8 Advance, 在 40 kV, 40 mA 下使用铜靶 K_α 辐射, 扫描角度为 10° — 100° , 扫描速率为 $10^\circ/\text{min}$, XRD 扫描结果使用 Jade 6 软件进行识别. 用扫描电子显微镜 (scanning electron microscopy, SEM) 观察样品的显微组织形貌、晶粒尺寸、析出相尺寸等信息. SEM 电镜型号为 Tescan Mira4, 该电镜配备了 Oxford Symmetry S1 电子背散射衍射 (electron back scattered diffraction, EBSD) 扫描探头. EBSD 取样方向平行于样品的轧制方向, 扫描步长为 70 nm. 在拍摄前对样品进行打磨后使用二氧化硅悬浊液进行精抛光, 抛光液粒径 $0.04 \mu\text{m}$. 拍摄后的 SEM 图片与 EBSD 扫描结果分别采用 Image J 图像处理软件以及 TSL OIM Analysis 6.0 软件进行处理与分析.

利用透射电子显微镜 (transmission electron microscopy, TEM) 表征不同应变速率加载下的样品更深入的显微组织结构. 采用电解双喷减薄制备透射样品: 将试样利用金刚石砂纸打磨至 $80 \mu\text{m}$ 左右后冲压成直径 3 mm 的圆片, 随后使用成分为 10% 高氯酸、90% 乙醇的双喷液在 25 V, 248 K

环境下进行双喷减薄. 减薄后的样品使用 Thermo Fisher Talos F200X 和 Tecnai G2F20 透射电镜进行明场像 (bright field, BF)、选区电子衍射 (selected area electron diffraction, SAED) 与高分辨 TEM (HR-TEM) 分析. TEM 数据使用 Digital Micrograph 与 Velox 软件进行处理.

3 实验结果

3.1 初始微观结构

使用 XRD, SEM 对 $(\text{NiCoV})_{95}\text{W}_5$ 合金的初始显微组织进行表征, 结果如图 1 所示. 图 1(a) 的 XRD 测试结果表明合金内部存在面心立方与体心立方 (body-centered cube, BCC) 的两种相结构. 由图 1(b) 的取向成像图 (inverse pole figure, IPF) 与图 1(c) 相分布图可知, 退火后的合金已完全再结晶, 呈双相等轴晶结构, 合金晶粒尺寸分布均匀, 平均晶粒尺寸为 $(3.2 \pm 0.8) \mu\text{m}$. 而图 1(d) 的背散射电子 (back scattered electron, BSE) 图像显示 $(\text{NiCoV})_{95}\text{W}_5$ 合金内部存在大量的析出相, 其面积分数达到了 11.7%, 依照尺寸大小将析出相细分为小尺寸颗粒与微米级颗粒. 如图 1(e), (f) 所

示, 小尺寸颗粒平均尺寸为 $(210 \pm 44) \text{nm}$, 弥散分布在晶粒内外, 而微米级颗粒平均尺寸为 $(1.41 \pm 0.23) \mu\text{m}$, 其更倾向于彼此团聚形成数个富析出相条带. EDS 点扫结果显示微米级颗粒的成分为富 W 的析出相, 成分为 $\text{Ni}_{27}\text{Co}_{27}\text{V}_{31}\text{W}_{15}$.

图 2 为 $(\text{NiCoV})_{95}\text{W}_5$ 合金的初始显微组织 TEM 图. 由图 2(a) 可得经过冷轧与退火后小尺寸析出相整体均匀弥散分布在晶粒内部, 图 2(b) 的 SAED 衍射花样进一步确认其为 BCC 结构, 与 XRD 的测试结果相对应. 而图 2(c) 的能谱 (energy dispersive spectrometer, EDS) 结果显示 BCC 结构的析出相为富集 W 元素, 略微富集 V 元素, 具体的成分为 $\text{Ni}_{24}\text{Co}_{28}\text{V}_{34}\text{W}_{14}$, 与大尺寸颗粒成分类似. 在 M/HEAs 中, 依赖于原子扩散的析出过程需要各元素的协同扩散, 而析出相的尺寸差异则与动力学密切相关 [20]. 由于冷轧过程中合金内部变形存在区域异质性, 在变形程度大的位置产生的缺陷与储存的应力为析出提供了充足的形核位点以及更大的动力, 因而在后续的退火过程中倾向于在该位置析出并生长, 进而形成大尺寸颗粒富集的条带结构 [21]. 同时该形变储能也为晶粒生长提供能量, 因此在晶粒内部观测到部分亚微米析出相.

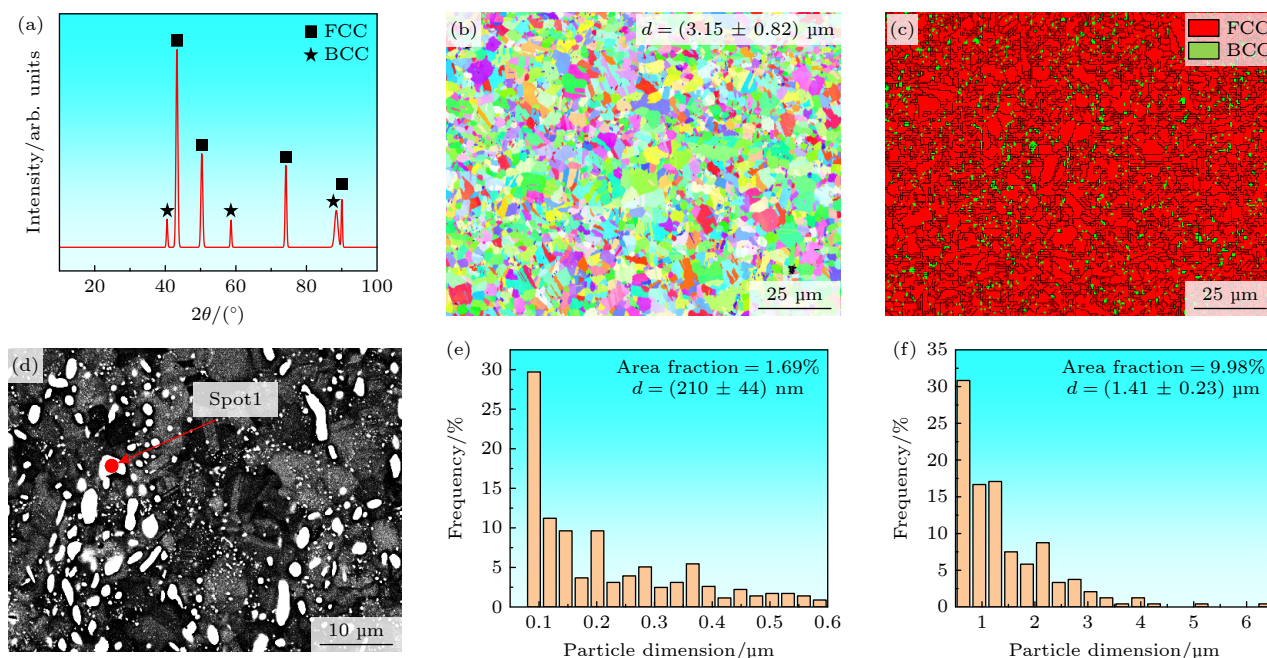


图 1 $(\text{NiCoV})_{95}\text{W}_5$ 合金的显微结构图 (a) XRD 扫描图; (b) IPF 图; (c) 相分布图; (d) 背散射电子 SEM 图; (e), (f) 不同尺寸析出相分布统计

Fig. 1. Microstructure of $(\text{NiCoV})_{95}\text{W}_5$ alloy: (a) XRD pattern; (b) IPF map; (c) phase map; (d) SEM image of BSE; (e), (f) size distribution of precipitates.

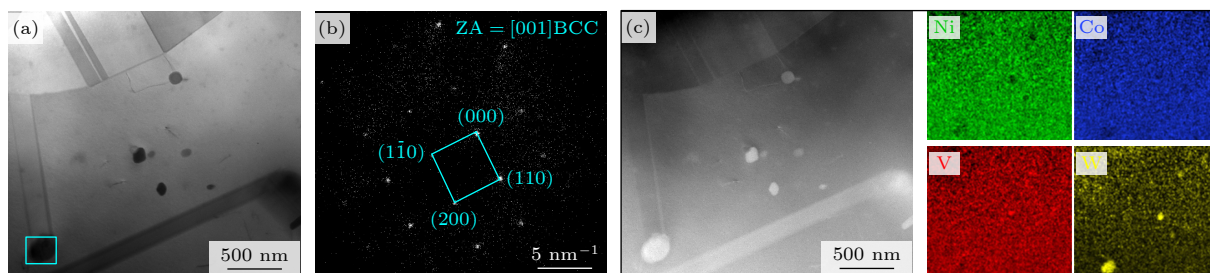


图2 (NiCoV)₉₅W₅ 样品 TEM 图 (a) 明场像; (b) 图 (a) 标识位置的选区电子衍射花样; (c) 析出相 HAADF 图像与 EDS 元素分布图

Fig. 2. TEM images of (NiCoV)₉₅W₅ sample: (a) Bright field images; (b) SAED pattern of selected area in (a); (c) HAADF image of precipitate and corresponding EDS mapping.

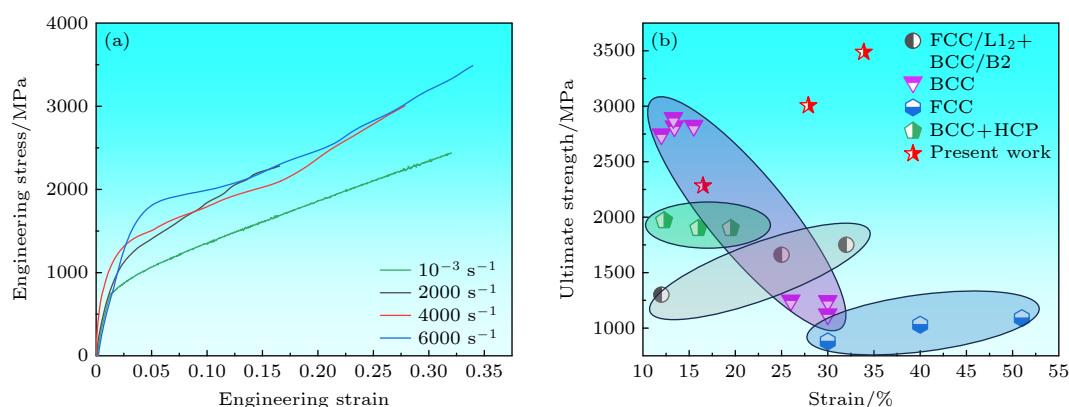


图3 (NiCoV)₉₅W₅ 合金不同应变速率力学性能曲线 (a) 工程应力-应变曲线; (b) (NiCoV)₉₅W₅ 合金与其他高熵合金动态力学性能对比图

Fig. 3. Mechanical properties of (NiCoV)₉₅W₅ alloy at different strain rates: (a) Engineering stress-strain curves; (b) dynamic mechanical properties of (NiCoV)₉₅W₅ against other HEAs.

3.2 力学性能响应

对 (NiCoV)₉₅W₅ 合金进行 SHPB 动态压缩试验, 应变速率分别为 2000 s^{-1} , 4000 s^{-1} 与 6000 s^{-1} . 图 3(a) 为不同应变速率下合金的工程应力-应变曲线, 由图可得动态变形的应力应变曲线存在明显的波动, 这是 SHPB 试验的典型特征. 另一方面, 应变速率为 10^{-3} , 2000 , 4000 与 6000 s^{-1} 时对应的屈服强度分别为 720 , 1101 , 1469 与 1887 MPa , 可看出随着应变速率提高, 屈服强度有着明显提升. 图 3(b) 列举了数种不同结构 HEA 的动态力学性能^[22-26], 从图中可以得到 (NiCoV)₉₅W₅ 合金具有优异的综合动态力学性能. 利用下式计算合金的应变速率敏感指数 m ^[27]:

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}, \quad (4)$$

其中 σ 指材料的流变应力, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, 经过计算得到 (NiCoV)₉₅W₅ 合金的应变速率敏感指数 $m = 0.42$.

3.3 变形组织演变

为揭示 (NiCoV)₉₅W₅ 合金的高强度与高应变速率敏感性的本征原因, 通过 EBSD 与 TEM 技术表征了合金变形过程中的微观结构演变. 使用 EBSD 对 (NiCoV)₉₅W₅ 合金的动态塑性变形显微组织进行初步观察, 结果如图 4 所示. 图 4(a1)—(c1) 分别为应变速率为 2000 , 4000 与 6000 s^{-1} 时的 IPF 图, 从图中可以看出, 所有样品内部晶粒均存在不同程度的变形, 而图 4(a2)—(c2) 的内核平均取向差 (kernel average misorientation, KAM) 分布图以及图 4(a4)—(c4) 的取向差分布统计更能直观反映不同应变速率下合金内部晶体的变形情况, 由图可得当应变速率为 2000 s^{-1} 时, 合金内部整体应变水平较低, 且集中在图 4(a1)—(c1) 的小尺寸晶粒区域的晶界与图 4(a3)—(c3) 的相界处. 这是由于小晶粒尺寸区域的高密度晶界以及非共格相界对位错具有强烈的阻碍作用, 位错倾向于在此处塞积, 造成应变集中. 而当应变速率提升至 4000 s^{-1} ,

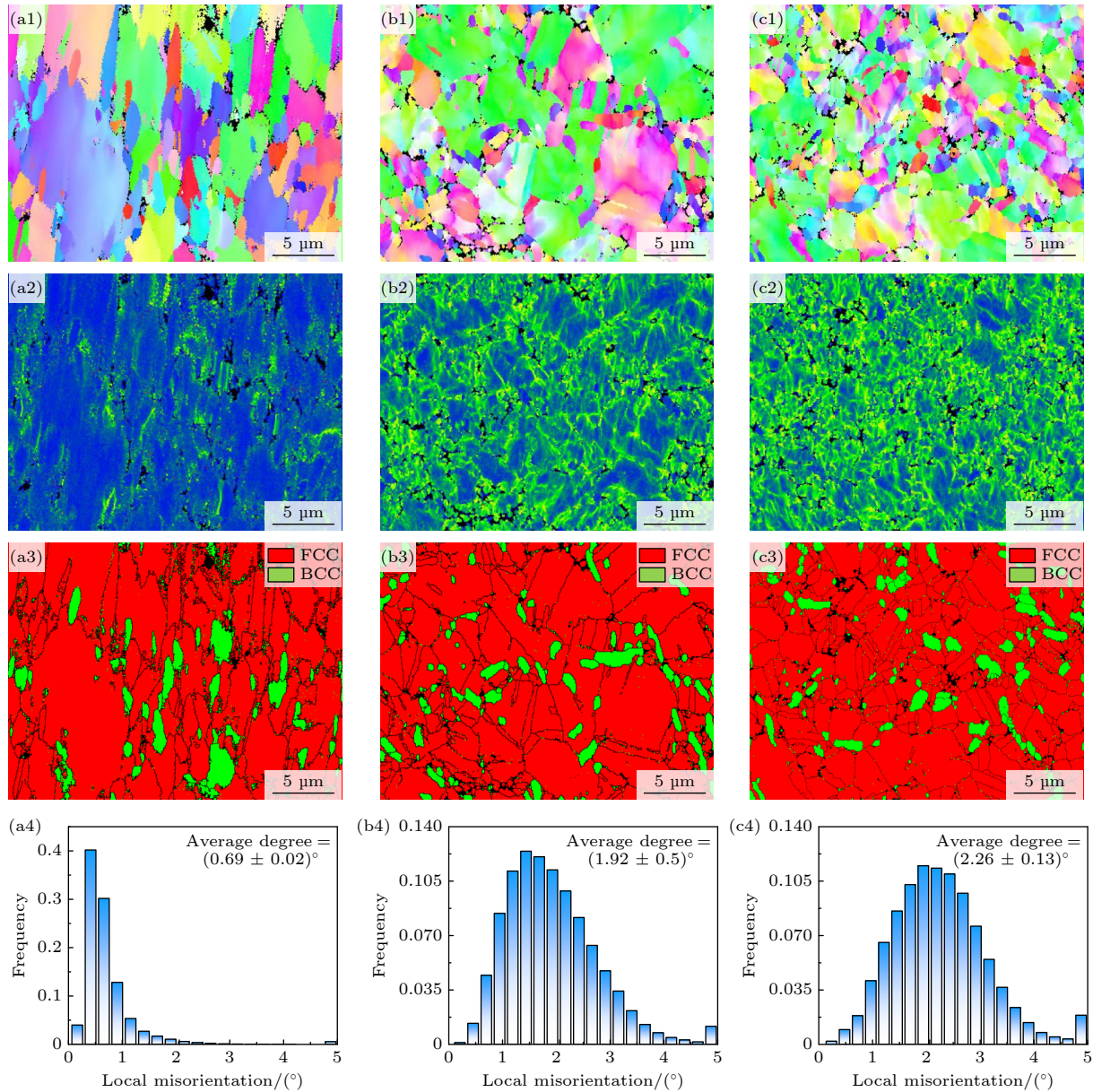


图4 应变速率为2000, 4000与6000 s^{-1} 时对应的EBSD扫描图 (a1)—(c1)不同应变速率对应的IPF图; (a2)—(c2)对应的KAM分布图; (a3)—(c3)对应的相图; (a4)—(c4)对应的取向差频率分布统计

Fig. 4. EBSD scan results of 2000, 4000 and 6000 s^{-1} samples: (a1)—(c1) IPF map of corresponding strain rates; (a2)—(c2) KAM map; (a3)—(c3) phase map; (a4)—(c4) the corresponding frequency distribution.

合金内部位错密度显著提高. 应变速率继续提升至6000 s^{-1} 时, 样品KAM值相较于4000 s^{-1} 样品略有提升, 但差距不大, 二者应变均呈较为均匀的网状分布.

为了更深入细致地研究高应变速率的动态压缩变形显微组织, 使用TEM观察2000, 4000与6000 s^{-1} 应变速率样品, 并与准静态压缩样品进行对比. 结果如图5和图6所示. 图5(a1)—(c1)为应变速率为2000 s^{-1} 的显微组织, 由图中可观察到当应变速率为2000 s^{-1} 时, 样品内部位错密度呈现

较低水平, 这些位错呈现出平面滑移的运动模式, 其中图5(b1)展示了位错在FCC结构{111}面的平面滑移迹线, 但由于变形因素导致明场像中滑移迹线与衍射花样倒易矢量存在微量角度偏差^[28]. 图5(c1)显示了位错在运动过程中受到析出相的阻碍作用, 从而塞积在析出相周围, 这被称为Orowan析出强化机制^[29].

当应变速率增大至4000 s^{-1} 和6000 s^{-1} 时, 变形组织发生显著变化. 如图5(a2)—(c2)所示, 应变速率增大至4000 s^{-1} 时, 合金内部位错大量缠

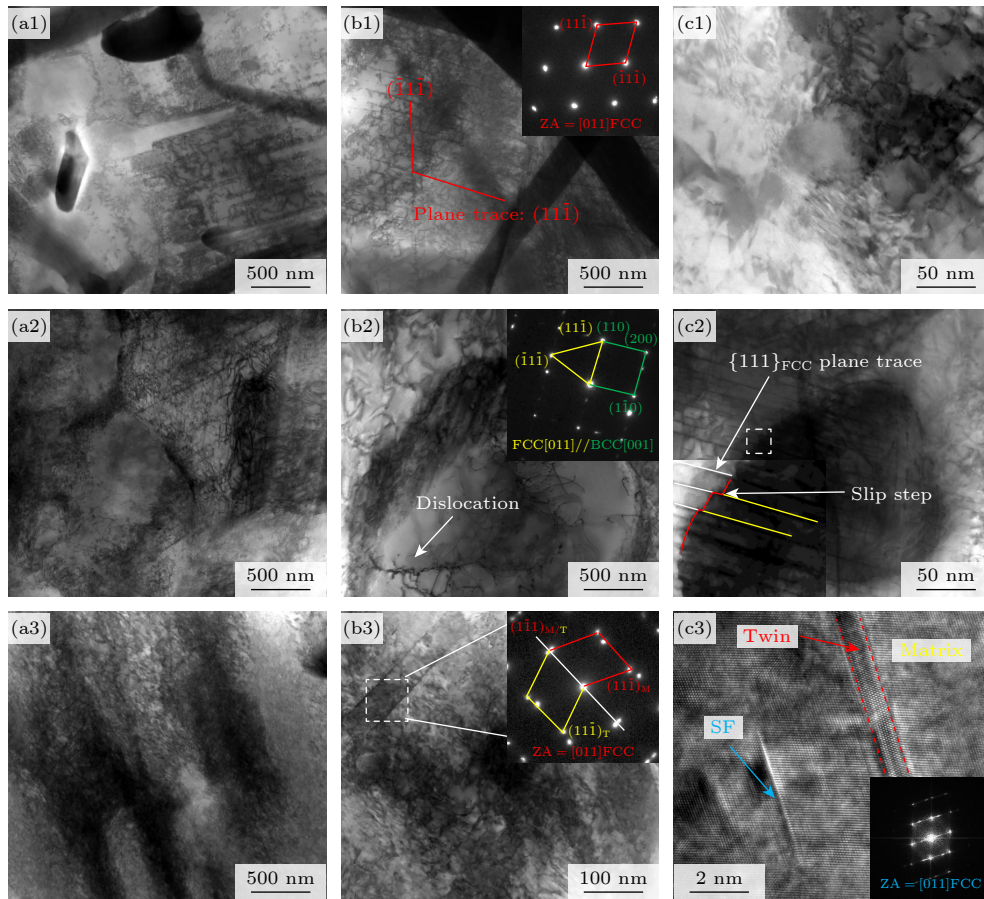


图5 不同应变速率的样品 TEM 表征 (a1)–(c1) 2000 s⁻¹ 样品明场像与对应位置衍射花样; (a2)–(c2) 4000 s⁻¹ 样品明场像与对应位置衍射花样; (a3)–(c3) 6000 s⁻¹ 样品明场像、衍射花样与 HRTEM 图像

Fig. 5. TEM images of samples at different strain rates: (a1)–(c1) BF images and SAED pattern of 2000 s⁻¹ sample; (a2)–(c2) BF images and SAED pattern of 4000 s⁻¹ sample; (a3)–(c3) BF images, SAED pattern and HRTEM images of 6000 s⁻¹ sample.

结, 形成胞状亚结构, 其中胞壁由高密度位错缠结形成, 胞内位错密度相对较小, 不过此时仍能观察到部分位错的平面滑移. 同时在 4000 s⁻¹ 应变速率下, 变形组织观察到部分析出相除了在周围存在位错塞积外, 其内部也明显存在位错, 这表明析出相由于严重的位错塞积应力, 导致发生了一定程度的协调变形. 对此处进行选取电子衍射, 衍射结果表明此处基体与析出相具有 Nishiyama-Wassermann (N-W) 位向关系, 即 $(11\bar{1})_{\text{FCC}} // (110)_{\text{BCC}}$, $[011]_{\text{FCC}} // [001]_{\text{BCC}}$ ^[30]. 而在图 5(c2) 中更直接观察到位错从基体 $\{111\}$ 面滑入析出相内部, 并在析出相与基体的界面留下细小的滑移台阶. 图 5(b2), (c2) 表明随应变速率提高, 部分析出相发生了协调变形, 从而释放了析出相和基体的界面应力集中.

当应变速率增大至 6000 s⁻¹ 时, 如图 5(a3) 所示, 合金内部位错密度相较于 4000 s⁻¹ 应变速率样品进一步提高, 位错缠结形成的位错胞密度增大、尺寸减小. 除常规的位错缠结之外, 在 6000 s⁻¹ 应

变速率下还观察到了层错与变形孪晶的形成, 如图 5(b3), (c3) 所示. 这表明当应变速率为 6000 s⁻¹ 时, 剧烈变形使得 FCC 基体达到了孪生形核的临界分切应力, 从而产生变形孪晶.

作为对比, 图 6 所示为准静态压缩样品显微组织的 TEM 图. 如图 6(a) 所示, 准静态压缩下位错运动整体与 6000 s⁻¹ 应变速率样品类似, 均为高密度缠结位错形成的胞状结构, 同时发现图 6(b) 中析出相周围存在大量位错塞积, 但并未发现变形孪晶.

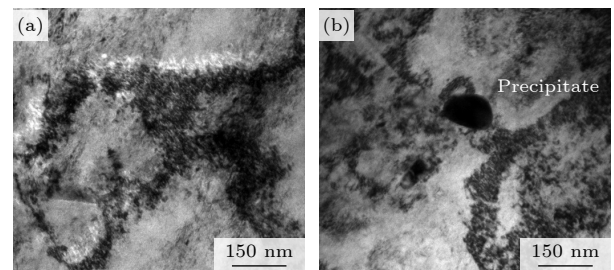


图6 准静态压缩样品 TEM 图

Fig. 6. TEM images of quasi-static compression samples.

4 分析与讨论

对于 FCC 结构合金, 层错能是决定其变形机制的重要因素之一. 一般来说, 当合金层错能较高时 ($> 45 \text{ mJ/m}^2$), 变形机制以位错滑移为主, 随着层错能降低至 $\sim 35 \text{ mJ/m}^2$ 与 $\sim 20 \text{ mJ/m}^2$ 时, TWIP^[31] 与 TRIP^[32] 将依次被引入到中/高熵合金的变形过程. 第一性原理计算表明 NiCoV 中熵合金的层错能为 $\sim 33.7 \text{ mJ/m}^2$ ^[33], 高于具有 TWIP 和 TRIP 效应的 NiCoCr 合金 ($\sim 22 \text{ mJ/m}^2$)^[34]. 独特的高晶格摩擦应力使 NiCoV 合金在准静态变形条件下以位错平面滑移为主, 变形亚结构呈典型的微带形貌^[12]. 在 W 元素合金化与高应变速率环境下, 如前文所述合金内部变形亚结构与单相 NiCoV 合金准静态变形机制相比发生了显著变化. 下面将对高应变速率动态压缩条件下 (NiCoV)₉₅W₅ 合金的塑性变形机制进行分析.

当应变速率为 2000 s^{-1} 时, 由于变形程度较小, 此时变形机制仍以位错滑移为主, 在 2000 s^{-1} 样品中能观察到来自 $\langle 011 \rangle$ 方向两个相交角度约为 70° 晶面的滑移带发生滑移 (图 5(b1)). 这些来自不同滑移带的位错相互交叉, 阻碍位错的后续滑移, 产生强化作用^[35]. 同时, 由于析出相与基体的晶格错配, 导致位错塞积在相界面上 (图 5(c1)), 形成 Orowan 强化机制^[36]. 在准静态变形时, 位错运动分别受到 Peierls 势垒 (即固溶强化效应) 与界面的阻碍. 随着环境温度的提升, 晶格原子振动加剧, 导致热涨落增强, 部分原子能量得以加强至越过 Peierls 势垒, 从而使位错周围的原子组态发生变化, 为位错的运动创造条件, 这为位错运动的热激活效应^[37]. 当应变速率提升时, 位错克服短程势垒的时间窗口减小, 热激活效应减弱. 而当应变速率接近晶格原子振动频率时, 外加应力与动态变形的

温升足够位错越过势垒, 此时晶格原子的本征振动会对位错运动产生明显阻碍作用, 即声子拖曳效应^[38]. 热激活效应的减弱与声子拖曳效应的加强均使得位错运动所需应力提升, 从而在宏观层面表现出屈服强度的提升^[39]. 由于 (NiCoV)₉₅W₅ 合金具有严重的晶格畸变, 固溶强化作用强烈, 位错运动短程势垒更高, 因而具有更高的应变速率敏感性.

随着应变速率的进一步提高, 合金内部受力状态复杂, 大量位错短时间内迅速增殖并交互作用, 强化了交滑移倾向. 同时, 增强的声子拖曳效应显著强化了合金内部的流动应力, 使得位错得以克服交滑移较高的能垒, 从而能够在 (NiCoV)₉₅W₅ 合金中直接触发位错交滑移^[40,41]. 频繁的交滑移使后续变形过程中增殖的位错倾向于缠结形成高密度位错壁^[21], 高密度位错壁环绕低密度位错区域, 即为在 4000 s^{-1} 样品中的胞状亚结构 (如图 5(a2) 所示). 同时 4000 s^{-1} 样品中部分析出相发生显著变化, 其中一个重要因素是应变速率的提高导致了合金的剧烈变形, 使得相界面位错塞积应力的不断增大, 同时高速变形产生的绝热温升使得 BCC 位错运动能垒得以克服^[42], 进而导致析出相产生在图 5(c2) 中的与基体的协同变形, 使相界面处的应力集中得到释放^[43,44].

(NiCoV)₉₅W₅ 合金强烈固溶强化带来的屈服强度的提升与高密度位错和析出相强化的协同作用, 使得其在高应变速率动态塑性变形下达到孪生所需的临界分切应力, 因此在图 5(b3), (c3) 中观察到 6000 s^{-1} 样品中存在层错与变形孪晶. 其中相邻层错通过 Shockley 不全位错的有序堆叠从而形成孪晶, 变形孪晶的形成引入了细化晶粒结构, 增加晶界数量, 阻碍位错运动, 从而显著提高加工硬化能力, 形成动态 Hall-Petch 效应^[45-47], 从而保持了材料在塑性变形后期的加工硬化能力, 对改善合金动态力学性能起重要作用.

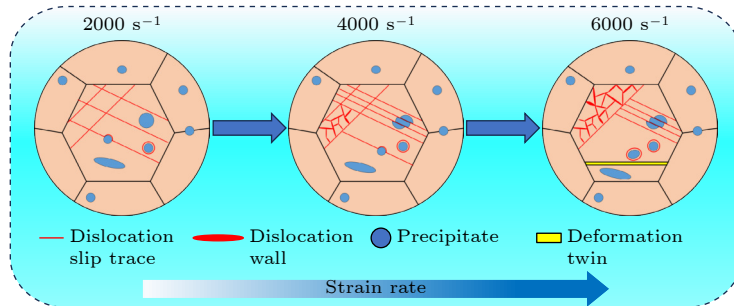


图 7 (NiCoV)₉₅W₅ 合金动态压缩变形的显微组织演变示意图

Fig. 7. Schematic illustration of the microstructure evolution of (NiCoV)₉₅W₅ MEA under dynamic compression deformation.

如图 7 所示, 随着应变速率的不断提升, (NiCoV)₉₅W₅ 合金内部位错运动由平面滑移逐步转变为相互缠结形成高密度位错壁. 同时 W 元素合金化形成的部分富 W 析出相在应力集中下由原本的阻碍位错运动转变为与基体发生协同变形. 在动态变形与析出强化的作用下使基体的流动应力达到孪晶临界分切应力, 从而引入 TWIP 效应, 使得 (NiCoV)₉₅W₅ 合金在高应变速率下具备优秀的加工硬化能力.

5 结 论

本研究采用真空电弧熔炼制备了成分为 (NiCoV)₉₅W₅ 中熵合金, 经过热机械处理后分别进行准静态压缩与 SHPB 动态压缩变形试验, 通过对其显微组织进行表征, 得到结论如下.

1) (NiCoV)₉₅W₅ 中熵合金具备优异的动态力学性能, 准静态压缩样品屈服强度为~720 MPa; 应变速率 6000 s⁻¹ 动态压缩样品屈服强度达到了~1887 MPa, 屈服强度提升~162%, 应变速率敏感指数为 $m = 0.42$. 结合 SEM, TEM 表征, 证实 W 元素通过双重作用机制实现性能提升: 一方面通过加剧合金晶格畸变, 强化高应变速率动态变形的声子拖曳效应; 另一方面调控析出相形态分布, 获得显著的第二相强化.

2) 动态压缩变形条件下, 当应变速率较低时, 合金内部组织变形程度较小, 变形机制以位错平面滑移为主. 随着应变速率提升, 合金高应变速率敏感性带来的高流变应力, 使位错密度大幅提高的同时强化了位错的交互作用, 从而使位错大量发生缠结形成胞状亚结构.

3) 动态压缩变形条件下, 随着应变速率提升, 合金内部析出相与位错交互发生分化, 2000 s⁻¹ 时阻碍位错运动, 4000 s⁻¹ 时部分析出相与基体协同变形, 释放了界面位置的应力集中. 在应变速率为 6000 s⁻¹ 时, 高应变速率动态压缩变形激活变形孪晶, 协同析出强化作用, 使合金表现出优异的加工硬化能力, 从而实现高应变速率下优良的动态力学响应.

参考文献

[1] Cao T Q, Zhang Q, Wang L, Wang L, Xiao Y, Yao J H, Liu H Y, Ren Y, Liang J, Xue Y F, Li X Y 2023 *Acta Mater.* **260**

119343
[2] Chen H H, Zhang X F, Liu C, Lin K F, Xiong W, Tan M T 2021 *Explos. Shock Waves* **41** 30 (in Chinese) [陈海华, 张先锋, 刘闯, 林琨富, 熊玮, 谈梦婷 2021 *爆炸与冲击* **41** 30]
[3] Yoshida S, Ikeuchi T, Bhattacharjee T, Bai Y, Shibata A, Tsuji N 2019 *Acta Mater.* **171** 201
[4] Li W D, Xie D, Li D Y, Zhang Y, Gao Y F, Liaw P K 2021 *Prog. Mater. Sci.* **118** 100777
[5] Cai W J, Long Q, Lu S H, Wang K, He J Y, Zhao S T, Xiong Z P, Hu J, Xia W Z, Baker I, Gan K F, Song M, Wang Z W 2025 *Int. J. Plast.* **184** 104204
[6] Zhu M, Zhang C, Xu J F, Jian Z Y, Hui Z Z 2025 *Acta Metall. Sin.* **61** 88 (in Chinese) [朱满, 张成, 许军锋, 坚增运, 惠增哲 2025 *金属学报* **61** 88]
[7] Li N, He J Y, Zhou Y H, Gu J, Ni S, Song M 2022 *Mater. Sci. Eng. A* **856** 143944
[8] Jiang K, Li J G, Suo T 2024 *Int. J. Plast.* **176** 103968
[9] Park J M, Moon J, Bae J W, Jang M J, Park J, Lee S, Kim H S 2018 *Mater. Sci. Eng. A* **719** 155
[10] Yin B, Maresca F, Curtin W A 2020 *Acta Mater.* **188** 486
[11] Cai W J, He J Y, Wang L, Yang W C, Xu X Q, Yaqoob K, Wang Z W, Song M 2023 *Scr. Mater.* **231** 115463
[12] Sohn S S, Kwiatkowski da Silva A, Ikeda Y, Kormann F, Lu W, Choi W S, Gault B, Ponge D, Neugebauer J, Raabe D 2019 *Adv. Mater.* **31** 1807142
[13] Sohn S S, Kim D G, Jo Y H, da Silva A K, Lu W, Breen A J, Gault B, Ponge D 2020 *Acta Mater.* **194** 106
[14] He J Y, Cai W J, Li N, Wang L, Wang Z W, Dai S, Lei Z, Wu Z, Song M, Lu Z 2024 *Int. J. Plast.* **183** 104180
[15] An F C, Hou J H, Liu J K, Qian B N, Lu W J 2023 *Int. J. Plast.* **160** 103509
[16] Yang D C, Jo Y H, Ikeda Y, Kormann F, Sohn S S 2021 *J. Mater. Sci. Technol.* **90** 159
[17] Liu J P, Chen H, Zhang C, Yang Z G, Zhang Y, Dai L H 2023 *Acta Metall. Sin.* **59** 727 (in Chinese) [刘俊鹏, 陈浩, 张弛, 杨志刚, 张勇, 戴兰宏 2023 *金属学报* **59** 727]
[18] Wang M Y, Li T P, Wang J P, Li G, Cheng C, Zheng Y X, Fu Y Q, Ni Y W 2023 *Mater. Today Commun.* **36** 106822
[19] Hu M L, Song W D, Duan D B, Wu Y 2020 *Int. J. Mech. Sci.* **182** 105738
[20] Yeh J W 2015 *JOM* **67** 2254
[21] Li N, Chen W T, He J Y, Gu J, Wang Z W, Li Y, Song M 2021 *Mater. Sci. Eng. A* **827** 142048
[22] Chen Y, Li Y, Cheng X, Wu C, Cheng B, Xu Z 2018 *Materials (Basel)* **11** 208
[23] Jiao Z M, Ma S G, Chu M Y, Yang H J, Wang Z H, Zhang Y, Qiao J W 2015 *J. Mater. Eng. Perform.* **25** 451
[24] Wang X T, Zhao Y K, Zhou J L, Xue Y F, Yuan F Q, Ma L L, Cao T Q, Wang L 2019 *Mater. Trans.* **60** 929
[25] Zhang S, Wang Z, Yang H J, Qiao J W, Wang Z H, Wu Y C 2020 *Intermetallics* **121** 106699
[26] Zhong X Z, Zhang Q M, Xie J, Wu M Z, Jiang F Q, Yan Y M, Wang Z W 2021 *Mater. Sci. Eng. A* **812** 141147
[27] Moon J, Hong S I, Bae J W, Jang M J, Yim D, Kim H S 2017 *Mater. Res. Lett.* **5** 472
[28] Pan X, Wang L, Xue L, Sabbaghian M, Lu P, Wu W, Huang G, Xing B, Wang H 2022 *J. Mater. Res. Technol.* **19** 1627
[29] Tian J, Tang K, Wu Y K, Cao T H, Pang J B, Jiang F 2021 *Mater. Sci. Eng. A* **811** 141054
[30] Li J, Fang Q H, Liu B, Liu Y 2018 *Acta Mater.* **147** 35
[31] Li Z, Pradeep K G, Deng Y, Raabe D, Tasan C C 2016 *Nature* **534** 227
[32] Liu S F, Wu Y, Wang H T, Lin W T, Shang Y Y, Liu J B,

- An K, Liu X J, Wang H, Lu Z P 2019 *J. Alloys Compd.* **792** 444
- [33] Tu J, Yang W H, Xu K, Zhou Z M, Dou Y C, Wang Y L 2021 *Mater. Lett.* **305** 130770
- [34] Laplanche G, Kostka A, Reinhart C, Hunfeld J, Eggeler G, George E P 2017 *Acta Mater.* **128** 292
- [35] Cheng G S, Shi Y Z, Wang Y H, Zhang F, Li R, Zhou Y H, Wu Z G, Ma C, Lei Z F, Lu Z P 2024 *Acta Mater.* **271** 119903
- [36] Wang Z, Lu W, Zhao H, Liebscher C H, He J, Ponge D, Raabe D, Li Z 2020 *Sci. Adv.* **6** eaba9543
- [37] Tang Y, Wang R X, Xiao B, Zhang Z R, Li S, Qiao J W, Bai S X, Zhang Y, Liaw P K 2023 *Prog. Mater. Sci.* **135** 101090
- [38] Huang A, Fensin S J, Meyers M A 2023 *J. Mater. Res. Technol.* **22** 307
- [39] Moon J, Hong S I, Seol J B, Bae J W, Park J M, Kim H S 2019 *Mater. Res. Lett.* **7** 503
- [40] Malka-Markovitz A, Devincere B, Mordehai D 2021 *Scr. Mater.* **190** 7
- [41] Gutierrez-Urrutia I, Raabe D 2012 *Acta Mater.* **60** 5791
- [42] Srivastava K, Weygand D, Caillard D, Gumbsch P 2020 *Nat. Commun.* **11** 5098
- [43] Sun J X, Zhang L, Huang Y F, Chen B S, Zhou J T, Liu W S, Ma Y Z 2023 *Int. J. Refract. Met. Hard Mater* **116** 106363
- [44] Wang F, Song M, Elkot M N, Yao N, Sun B, Song M, Wang Z, Raabe D 2024 *Science* **384** 1017
- [45] Sonkusare R, Jain R, Biswas K, Parameswaran V, Gurao N P 2020 *J. Alloys Compd.* **823** 153763
- [46] Shen S C, Wu C L, Xie P, Liu Y R 2022 *Acta Metal. Sin. (English Letters)* **35** 1825
- [47] Wang Z W, Lu W J, An F C, Song M, Ponge D, Raabe D, Li Z M 2022 *Nat. Commun.* **13** 3598

SPECIAL TOPIC—Order tuning in disordered alloys

Dynamic mechanical properties and deformation mechanism of (NiCoV)₉₅W₅ medium entropy alloy^{*}

LU Shenghan¹⁾ CHEN Songyang¹⁾ CUI Guangpeng²⁾ ZHOU Dan²⁾
 CAI Weijin^{1)†} SONG Min¹⁾ WANG Zhangwei^{1)‡}

1) (State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

2) (Ansteel Iron and Steel Research Institute, Anshan 114009, China)

(Received 5 February 2025; revised manuscript received 3 March 2025)

Abstract

Medium-entropy alloys (MEAs), renowned for their outstanding strength and ductility, possess great potential for high strain-rate applications. This study focuses on a NiCoV-based MEA system, and proposes a novel alloy design strategy to fabricate the (NiCoV)₉₅W₅ alloy by introducing 5% (atomic percent) high-melting-point tungsten through vacuum arc melting coupled with thermomechanical processing. Split Hopkinson pressure bar (SHPB) experiments are conducted to elucidate the dynamic response mechanism and deformation behavior under high strain rates (2000–6000 s⁻¹). The results show that due to severe lattice distortion, the enhanced phonon drag effect at elevated strain rates results in a substantial increase in yield strength from 720 MPa (10⁻³ s⁻¹) to 1887 MPa (6000 s⁻¹), an increase of 162%, accompanied by a relatively high strain-rate sensitivity ($m = 0.42$). Microscopic analysis reveals the multi-scale cooperative deformation mechanism of the alloy system under high strain rate. When the strain rate is 2000 s⁻¹, the alloy exhibits a low dislocation density dominated by dislocation planar slip. As the strain rate increases to 4000 s⁻¹, the increased flow stress and deformation promote the proliferation and entanglement of a large number of dislocations into high-density dislocation cells. The accumulation of dislocation stress leads to the coordinated deformation of precipitates and releases stress concentration at the phase interface. When the strain rate further increases to 6000 s⁻¹, severe plastic deformation will lead to the formation of nanotwins within the matrix, which is the main strain hardening. This study elucidates the dynamic response mechanism of NiCoV MEA mediated by tungsten doping, providing a guidance for designing novel structural materials with excellent dynamic mechanical responses.

Keywords: medium-entropy alloy, dynamic compression deformation, work hardening, precipitation strengthening

PACS: 61.82.Bg, 62.20.-x, 68.37.Lp, 61.72.Ff

DOI: [10.7498/aps.74.20250141](https://doi.org/10.7498/aps.74.20250141)

CSTR: [32037.14.aps.74.20250141](https://cstr.cn/32037.14.aps.74.20250141)

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 52471153), the Fundamental Research Funds for the Central Universities, Central South University, China (Grant Nos. 2024ZZTS0688, 2024ZZTS0408), and the Basic Research Program for Young Students of Natural Science Foundation of Hunan Province, China (Grant No. 2024JJ10011).

† Corresponding author. E-mail: cai.wj@csu.edu.cn

‡ Corresponding author. E-mail: z.wang@csu.edu.cn

(NiCoV)₉₅W₅中熵合金的动态力学性能与变形机理

路圣晗 陈颂阳 崔广鹏 周丹 蔡伟金 宋旻 王章维

Dynamic mechanical properties and deformation mechanism of (NiCoV)₉₅W₅ medium entropy alloy

LU Shenghan CHEN Songyang CUI Guangpeng ZHOU Dan CAI Weijin SONG Min WANG Zhangwei

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 086103 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20250141

CSTR: 32037.14.aps.74.20250141

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250141>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

纳米晶CoNiCrFeMn高熵合金力学性能的原子尺度分析

Mechanical performance analysis of nanocrystalline CoNiCrFeMn high entropy alloy: atomic simulation method

物理学报. 2022, 71(19): 199601 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220733>

相场法研究Al_xCuMnNiFe高熵合金富Cu相析出机理

Phase-field-method-studied mechanism of Cu-rich phase precipitation in Al_xCuMnNiFe high-entropy alloy

物理学报. 2023, 72(7): 076102 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20222439>

温度对CoCrFeMnNi高熵合金冲击响应和塑性变形机制影响的分子动力学研究

Molecular dynamics study of temperature effects on shock response and plastic deformation mechanism of CoCrFeMnNi high-entropy alloys

物理学报. 2022, 71(24): 246101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221621>

尺寸依赖的CoCrFeNiMn晶体/非晶双相高熵合金塑性变形机制的分子动力学模拟

Molecular dynamics simulation of size dependent plastic deformation mechanism of CoCrFeNiMn crystalline/amorphous dual-phase high-entropy alloys

物理学报. 2022, 71(24): 243101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221368>

机器学习结合固溶强化模型预测高熵合金硬度

Machine learning combined with solid solution strengthening model for predicting hardness of high entropy alloys

物理学报. 2023, 72(18): 180701 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20230646>

不同荷载作用下二维硼烯的力学性能及变形破坏机理

Mechanical properties and deformation mechanisms of two-dimensional borophene under different loadings

物理学报. 2024, 73(11): 116201 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240066>