

(Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金的室温静动态力学性能研究

郭岩怡², 寇双虎¹, 马胜国^{1,2}, 郭美卿^{1,2}, 王晓花²

(1 山西鑫瑞达冶金机械制造有限公司, 山西 吕梁 030500)

(2 太原理工大学 航空航天学院, 山西 太原 030024)

摘 要: 高熵合金以其独特的合金设计理念和优异的综合力学性能成为材料科学领域广泛研究的热点之一。然而, 传统的高熵合金体系往往含有贵重的 Co 元素且倾向于以等原子比设计, 这使得合金的成本大大提升, 进而限制了合金的工业化应用。基于此, 本文设计开发了无钴的(Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金, 通过适当降低 Cr、Ni 元素和大幅提升 Fe 元素的含量, 可以有效地降低合金成本; 基于经典的热力学判据, 微量添加 Al、Si 和 C 元素可以显著提升合金基体的固溶强化, 同时引入一定的碳化物颗粒强化。结果表明, (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金具有简单的面心立方 (FCC) 晶体结构, 其相组成包含无序的 FCC 固溶体和有序的 M₂₃C₆ 碳化物。基于 FCC/M₂₃C₆ 的立方体-立方体取向关系和近似共格的界面特征, (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金在准静态下展现出了优异的室温塑性和加工硬化能力, 其压缩屈服强度为 360±10 MPa, 而压缩应变甚至可以达到 70%; 合金的拉伸屈服强度为 365±15 MPa, 最大抗拉强度为 715±25 MPa, 同时还具有约为 40% 的断后延伸率。在动态加载条件下, 合金表现出了明显的正应变率敏感性, 其动态屈服强度为 910±35 MPa, 相比准静态加载约提升了 153%。同时仍然表现出了可见的加工硬化行为, 且在压缩应变约为 40% 时, 合金没有发生明显的破坏。TEM 分析表明, 准静态加载下 FCC 基体内部可见的位错墙和位错胞以及 M₂₃C₆ 与位错的交互作用促使合金表现出了优异的强塑性结合; 动态条件下, 变形孪晶、9R 相、堆垛层错和 Lomer-Cottrell 锁的产生促使合金具备了多重的强韧化机制, 这使得该合金在高速冲击下表现出了潜在的抗冲击损伤容限能力。

关键词: 中熵合金; 力学性能; 动态加载; 变形机理

中图分类号: TG???

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

1 引言

2004 年, 高熵合金的提出为材料的设计之路打开了一个崭新的窗口。这种合金首次将混合熵的理念引入到材料的设计之中, 通过提高合金体系的混合熵可以有效促进固溶体结构的形成与稳定^[1-5]。事实上, 高熵合金独特的合金设计理念 (无基元, 组元数一般大于五个) 促使其具有一系列优异的综合力学性能, 如 AlCoCrFeNiTi_{0.5} 高熵合金的压缩屈服强度高达 2.26 GPa, 断裂强度为 3.14 GPa, 几乎可以与大块非晶强度相媲美, 同时还具有 23.3% 的压缩塑性^[6]; AlCuCoCrFeNi 高熵合金在 1000 °C 下的高温拉伸延伸率可以达到 864%, 展现出了超塑性力学行为^[7]; FeCoCrNiMn 高熵合金在液氮温度 77 K 下同时实现了强度和塑性的大幅度提升, 并伴随有超高的断裂韧性 (>200 MPa·m^{1/2}), 表现出了比传统低温钢更为优异的损伤容限特性^[8]。大量研究结果表明, 高熵合金往往倾向于获得简单的面心立方 (FCC)、体心

立方 (BCC) 和密排立方 (HCP) 结构的高熵固溶体相^[9-12], 这使其具备了成为未来新一代结构材料的潜力。然而, 传统的高熵合金体系往往含有贵重的 Co 元素且倾向于以等原子比设计, 这使得合金的成本大大提升, 进而限制了其工业化应用进程。

2006 年, 研究学者进一步提出了中熵合金的概念, 将熵效应逐渐引入到多组元合金中^[13]。2015 年, 德国马普所 Raabe 教授更是提出了高熵钢的概念, 首次将熵的理念引入到传统钢铁材料中^[14]。研究发现, 这种非等原子比高熵钢可以实现更高固溶度的碳含量, 进而可以获得稳定的奥氏体组织, 并且在高速加载或低温条件下仍然具有良好的强塑性^{[15][16]}。这些表明, 利用混合熵的理念来优化设计新型合金材料的策略是完全可行的。

基于此, 本文依托于前期报道的 FeCoCrNiMn 和 Fe₄₀Mn₂₀Cr₂₀Ni₂₀ 高熵合金^[8], 通过引入多主元混合熵效应^[8], 设计开发了无钴的(Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金。一方面, 通过适当降低 Cr、Ni 元素和大幅提升

收到初稿日期:

基金项目: 吕梁市引进高层次科技人才重点研发项目 (项目号 2024RC03); 山西省自然科学基金 (202303021212045)

作者简介: 郭岩怡, 男, 1997 年生, 硕士生, 太原理工大学航空航天学院, 山西 太原 030024, 电话: 18636147071, E-mail: 1548067247@qq.com

Fe 元素的含量,可以有效地降低合金成本。另一方面,基于经典的热力学判据^[18],微量添加 5 at.% (原子百分比)的 Al、Si 和 C 元素可以显著提升合金基体的固溶强化,同时引入一定的碳化物颗粒强化。研究表明,相比于已经报道的 FeMnCrNi 系高熵合金^[19-24], $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金表现出了更为优异的强塑性协同效应。在此基础上,本文系统探索了该合金在室温准静态和动态加载下的宏观力学响应和微观变形机理。

2 样品制备与实验方法

2.1 材料的选择与制备

本文选用的合金材料是名义成分为 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ (下标为原子百分比)中熵合金,其质量约为 3000 g。所有合金化元素均选取纯度为至少 99.9 wt.% (质量百分比)的原材料。

合金铸锭采用真空磁悬浮感应熔炼,其具体的制备工艺如下:第一步是装料阶段,先在坩埚底部铺设一层纯铁原料,再依次放入铝、硅、碳、铬原料,最后将剩余铁与镍原料混合均匀后填入坩埚,从而完成分层装料过程。第二步是真空阶段,按顺序依次开启三级泵和各路真空阀门,将熔炼腔体的真空度抽至 10^{-3} Pa,随后通入纯度为 99.99% 的高纯氩气进行保护气氛处理。第三步是熔炼阶段,开启水冷装置并缓慢调节加热功率至 100 kW 后,随后继续缓慢加大功率至物料完全熔化,整个熔炼过程至少重复 3 次,最后将均匀熔体浇铸成厚度约为 10 mm 的合金板材。接下来,将 10 mm 厚的铸锭分别作以下处理:(1)在室温下冷轧 50%至 5 mm,然后在 900 °C 下退火 0.5 h,并进行水淬;(2)在室温下冷轧 90%至 1 mm,然后在 900 °C 下退火 0.5 h,并进行水淬,最终得到本实验所使用的初始材料。

2.2 力学性能测试

室温准静态压缩实验使用直径为 5 mm,高度为 5 mm 的圆柱形样品。室温准静态拉伸实验使用长度为 30 mm,宽度为 10 mm 和厚度为 1 mm 的狗骨状样品,对应的拉伸有效段分别为 10 mm (长度),4 mm (宽度)和 1 mm (厚度)。准静态力学测试均使用 INSTRON-68FM-100 万能试验机,并采用 0.001 s^{-1} 的准静态应变速率。室温动态压缩实验使用直径为 3 mm,高度为 3 mm 的圆柱形样品。实验所用设备为分离式霍普金森压杆 (SHPB) 动态测试系统,采用 3997 s^{-1} 的动态压缩应变速率。所有力学测试均进行了多次重复性实验,以确保实验结果的有效性。

2.3 微观结构表征

样品的微观结构分析采用 X 射线衍射 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM) 和透射电子显微镜 (TEM) 等表征技术。XRD 测试前需要将样品表面研磨平整后抛光处理,采用 $\text{Cu-K}\alpha$ 射线源对样品进行 X 射线衍射,其扫描速度为 $5^\circ/\text{min}$,扫描角度范围为 20° - 100° 。SEM 测试前需要将样品进行砂纸打磨后机械抛光,然后使用王水腐蚀 25 s。接下来,采用 IN-SITU-SEM-340F 扫描电子显微镜进行微观组织的扫描分析,其工作电压为 20 kV。TEM 测试前需要将样品减薄至 100 μm ,制作成直径 3 mm 的圆形薄片再进行双喷电解抛光,随后采用 FEI Tecnai F20 透射电子显微镜对合金变形前后的微观结构进行精细表征,其工作电压为 200 kV。

3 结果与分析

3.1 微观结构分析

图 1 为 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金的 XRD 衍射图谱。由图中可以看出,该合金展现出了简单的面心立方 (γ -FCC) 固溶体结构,对应的 FCC 晶格常数约为 0.3607 nm,略高于 $(\text{Fe}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{10})_{98.5}\text{C}_{1.5}$ 高熵合金的 0.3572 nm^[25]。事实上,通过引入经典的 Ω 和 δ 热力学判据^[26-28],可以很好地佐证该合金的 XRD 衍射分析,其相应的计算公式如下^[18]:

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S_{\text{mix}}}{|\Delta H_{\text{mix}}|} \quad (1)$$

$$\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2} \quad (2)$$

式中, Ω 表示混合熵和混合焓的竞争效应; ΔS_{mix} 是混合熵; ΔH_{mix} 是混合焓; T_m 是合金的平均熔点; δ 为平均原子尺寸差; c_i 是第 i 个组元的原子百分含量 (at.%); r_i 是第 i 个元素的原子半径; $\bar{r}$ 是所有合金元素的平均原子半径。据此可以计算出 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金的 Ω 和 δ 分别为 2.78 和 6.59%,这完全符合传统的高熵固溶体形成判据,即当 $\Omega \geq 1.1$ 和 $\delta \leq 6.6\%$ 时,合金更容易形成稳定的固溶体结构。同时,5 at.% 的 Al、Si 和 C 元素的加入可以诱发显著的晶格畸变,从而有效提升材料的固溶强化效应^[29]。进一步通过计算价电子浓度 (VEC) 这一经验参数^[30],可以得出该合金的 VEC 值为 7.96,这非常接近于 Guo 等人提出的 VEC 判据,即当 $\text{VEC} \geq 8.0$ 时,合金倾向于形成 FCC 相结构;而当 $\text{VEC} < 6.87$ 时,合金倾向于形成 BCC 相结构^[31]。

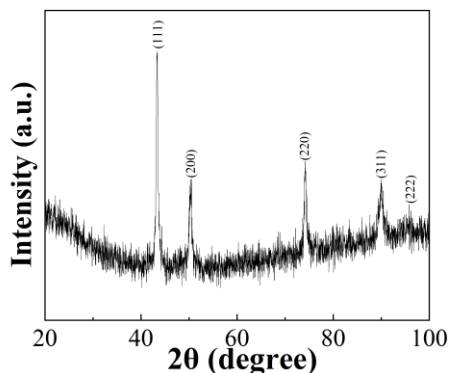


图 1 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金的 XRD 衍射图谱

Fig. 1 X-ray diffraction (XRD) pattern of $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ medium-entropy alloy

图 2 为 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金的 SEM 微观结构图。从图中可以看出，不同于 XRD 中单一的衍射峰群结构，合金内部分布有灰色的基体相和白色的析出相，且析出相呈现出多尺度的异质结构。结合图 3 的 TEM 分析可知，这些析出相属于面心立方结构的 M_{23}C_6 型碳化物，其晶体结构与 FCC 基体保持一种立方体-立方体 (cube-cube) 取向关系。显然，这种特殊的取向关系以及合金中较低的析出相体积分数和较小的析出相颗粒尺寸很可能是 XRD 图谱中无法有效区分 FCC 基体与 M_{23}C_6 的一个重要原因。同时已有研究表明， M_{23}C_6 的产生最初来源于合金在凝固过程中发生的类共晶反应 ($L \rightarrow \text{FCC} + \text{M}_{23}\text{C}_6$) [25]；此后在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下退火 0.5 h ， M_{23}C_6 逐渐从过饱和的 FCC 固溶体中沉淀析出，形成如图 2 所示的细小弥散的碳化物颗粒。进一步观察可以发现， M_{23}C_6 析出相表现为不规则球状（如黑色圆圈所示）和层片状或板条状（如黑色箭头所示）的颗粒形态，其中球状颗粒的尺寸范围可以横跨纳米级到微米级。研究表明[32]，这种由软区（基体相）和硬区（析出相）组合而成的多尺度异质结构，可以促使合金在塑性变形过程中产生应变分配和应变梯度，进而导致在软/硬界面区域

会出现几何必需位错的快速增殖；由此带来的长程内应力可以有效地抑制软区的塑性变形，从而得以保持晶格的连续变形。这种由软区和硬区带来的协同强化策略称之为背应力强化或异质变形诱导强化。

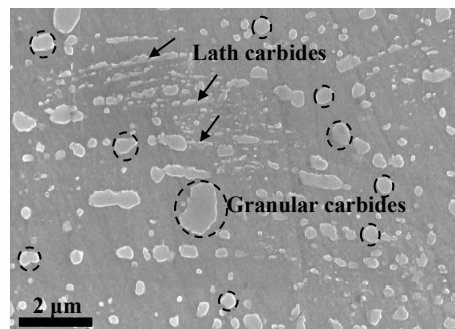


图 2 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金的 SEM 微观结构

Fig. 2 Microstructure of $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ medium-entropy alloy using scanning electron microscope (SEM)

图 3 为 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金 TEM 模式下的合金基体、析出相和对应的选区电子衍射分析 (SAED)。由图 3(a)中可以清晰地看出，合金呈现出一种等轴晶的组织形态，表明经冷轧 50%和 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ - 0.5 h 热处理后合金已经完成了再结晶退火。同时，在合金基体中可以明显地看到有亚微米级甚至纳米级球状颗粒的弥散析出，其尺寸范围约为 $100\text{--}500\text{ nm}$ 。图 3(b)则表明合金内部还析出了少量的板条状纳米颗粒，其平均宽度约为 25 nm 。接下来，图 3(c)和图 3(d)分别对合金基体和析出相进行了相应的选区电子衍射分析。可以看出，合金基体为简单的面心立方 (FCC) 固溶体结构，而析出相则为 M_{23}C_6 型碳化物颗粒。此外，从图 3(d)中还可以看出，FCC 基体与 M_{23}C_6 呈现出特有的立方体-立方体取向关系： $\{111\}_{\text{FCC}} \parallel \{111\}_{\text{M}_{23}\text{C}_6}$ ， $\langle 110 \rangle_{\text{FCC}} \parallel \langle 110 \rangle_{\text{M}_{23}\text{C}_6}$ 。显然，这种良好的晶体学界面关系可以为合金的强塑性协同效应提供积极的作用。

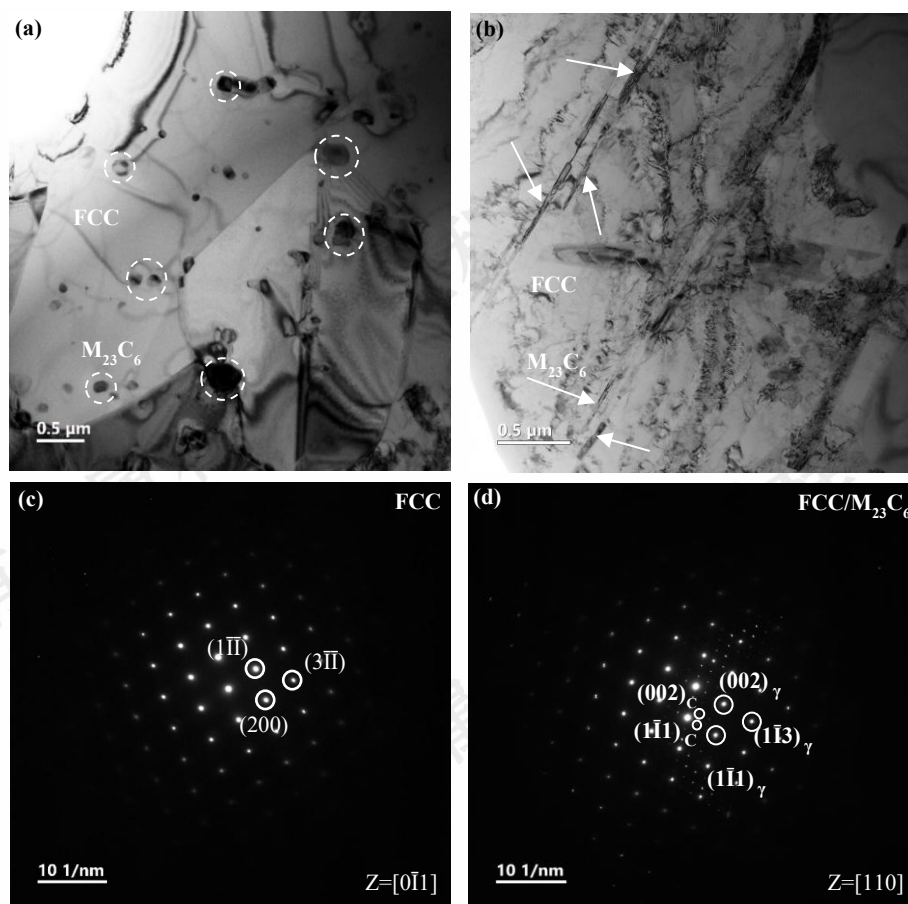


图 3 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金的 TEM 微观结构

Fig. 3 Microstructure of $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ medium-entropy alloy using transmission electron microscope (TEM): (a) spherical M_{23}C_6 ; (b) lamellar M_{23}C_6 ; (c) selected area electron diffraction (SAED) analysis of the FCC matrix; (d) SAED analysis of the FCC and M_{23}C_6 phases

图 4 进一步对 M_{23}C_6 型碳化物颗粒进行了相应的化学元素能谱分析 (TEM-EDS 面扫)。图 4(a)为对应的高角环形暗场-扫描透射电子显微镜 (HAADF-STEM) 形貌图, 图中清晰可见有多尺度的 M_{23}C_6 析出相。图 4(b)-4(h)为对应的 Fe、Mn、Cr、Ni、Al、Si、C 元素分

布图。由图中可以清晰地看出, M_{23}C_6 型碳化物颗粒富集有 Cr 和 C 元素, 而贫瘠于 Fe、Ni、Al 和 Si 元素; Mn 元素则在 FCC 基体和 M_{23}C_6 之间分布得相对均匀。这之前报道的 FeMnCrNi 基中熵合金的碳化物元素构成是完全类似的^[25]。

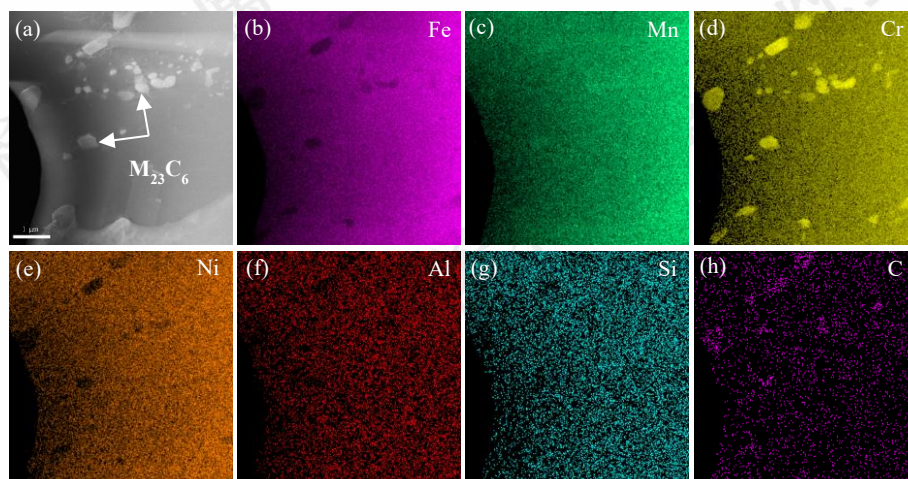


图 4 M_{23}C_6 碳化物的化学元素能谱分析

Fig. 4 Chemical element analysis of $M_{23}C_6$ carbides using TEM attached energy dispersive spectrometer (TEM-EDS): (a) the morphology of $M_{23}C_6$ using high-angle annular dark-field scanning transmission electron microscope (HAADF-STEM); (b) Fe; (c) Mn; (d) Cr; (e) Ni; (f) Al; (g) Si; (h) C

3.2 准静态力学性能

图 5 为 $(Fe_{60}Mn_{20}Cr_{10}Ni_{10})_{95}(AlSiC)_5$ 中熵合金的室温准静态压缩应力-应变曲线, 其加载应变速率约为 0.001 s^{-1} 。由图中可以看出, 该合金展现出了优异的室温塑性和加工硬化能力, 其压缩屈服强度约为 $360\pm 10\text{ MPa}$, 而压缩应变甚至可以达到 70%。在塑性变形阶段, 可以明显地看到两种不同的变形模式, 在压缩应变为 50%之前, 表现为相对稳态的塑性变形行为; 超过 50%之后, 合金呈现出一种快速失稳的塑性变形特征; 直到应变接近 70%时, 此时样品表面开始发生一定的开裂 (如插图所示), 表明此时合金内部已经发生了裂纹的萌生与扩展。显然, $(Fe_{60}Mn_{20}Cr_{10}Ni_{10})_{95}(AlSiC)_5$ 在室温准静态下具有优异的延展性和可塑性, 这与其简单的面心立方固溶体基体和细小的 $M_{23}C_6$ 颗粒强化是密不可分的。

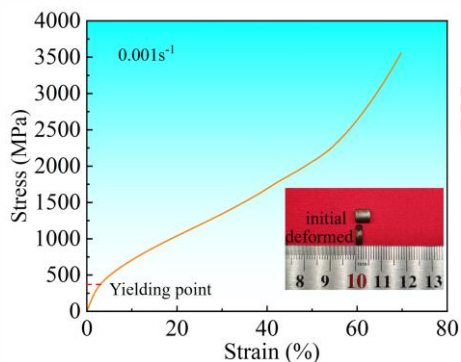


图 5 $(Fe_{60}Mn_{20}Cr_{10}Ni_{10})_{95}(AlSiC)_5$ 中熵合金的准静态压缩应力-应变曲线

Fig.5 Quasi-static compression stress-strain curve of the

$(Fe_{60}Mn_{20}Cr_{10}Ni_{10})_{95}(AlSiC)_5$ medium-entropy alloys

图 6 为 $(Fe_{60}Mn_{20}Cr_{10}Ni_{10})_{95}(AlSiC)_5$ 中熵合金经室温准静态压缩后的 TEM 微结构组织形态。由图 6(a)可以看出, 经大塑性变形后 (压缩变形量接近 70%), FCC 基体内部产生了可见的位错墙、位错胞等变形亚结构。同时 $M_{23}C_6$ 碳化物颗粒与位错发生了明显的交互作用, 进而在 FCC/ $M_{23}C_6$ 相界面处产生了高密度的位错堆积, 这表明硬质的 $M_{23}C_6$ 可以通过 Orowan 绕过机制有效地阻碍位错的运动, 从而显著提升材料的强度。同时, 图 6(b)进一步对 $M_{23}C_6$ 球状颗粒进行了 TEM-EDS 线扫, 可以看出, Cr 和 C 元素明显偏聚于 $M_{23}C_6$ 中, 而 Fe、Ni、Al、Si 元素则主要富集于 FCC 基体中, Mn 元素几乎均匀地分布在合金内部, 这一元素分布特征与图 4 的 TEM-EDS 面扫是相一致的。由于 $M_{23}C_6$ 中的 M 包含有多种合金化元素 (如 Cr、Fe、Mn、Ni 等), 因此这里的 $M_{23}C_6$ 可以被看作是高熵碳化物。分析认为, 高的混合熵效应促使合金元素在凝固过程中发生了不同程度的迟滞扩散, 进而促使了 $M_{23}C_6$ 高熵碳化物的形成。接下来, 图 6(c)-6(d)对合金准静态压缩后的 FCC 基体和 $M_{23}C_6$ 碳化物颗粒进行了选区电子衍射分析。可以看出, 相比于未变形合金 (图 3(c)), 变形后合金的 FCC 基体发生了可见的晶格畸变, 对应于其严重的塑性变形。与之相对应的是 $M_{23}C_6$ 球状颗粒仍然保持了原有的晶格特征 (图 3(d)), 这再次印证了 $M_{23}C_6$ 球状析出相对合金的强化作用符合 Orowan 绕过机制。

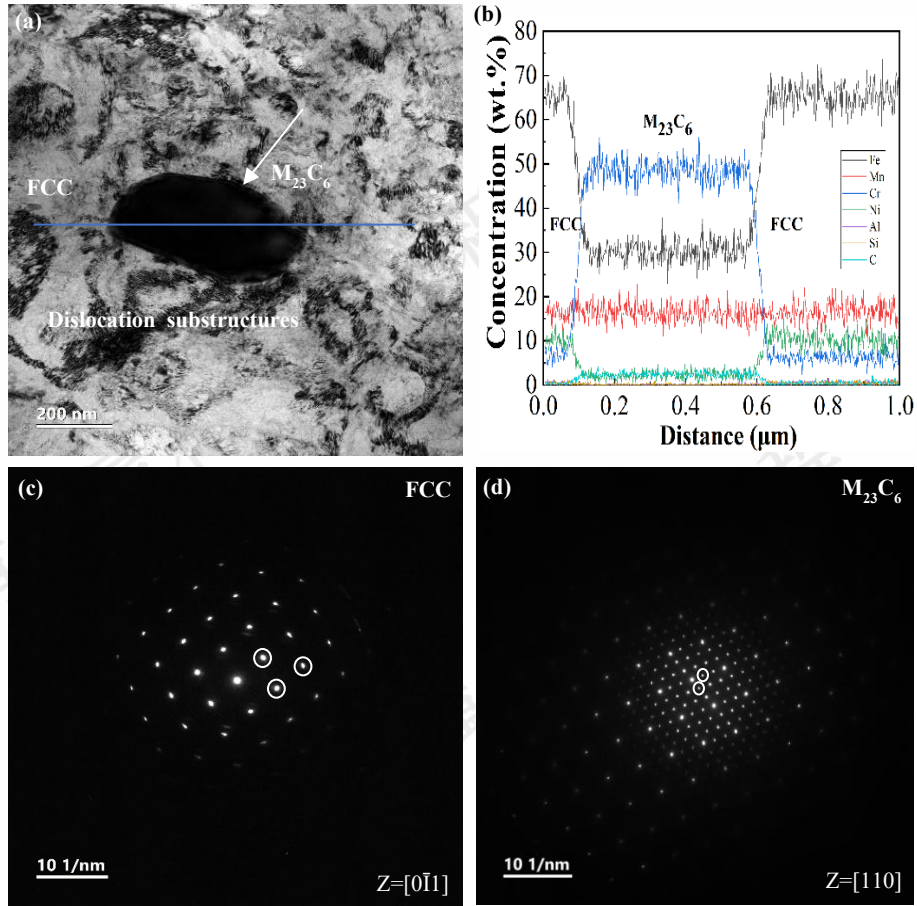


图 6 (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金经准静态加载后的 TEM 微观结构

Fig. 6 TEM Microstructure of (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ medium-entropy alloy after quasi-static loading: (a) the interaction between M₂₃C₆ and dislocations; (b) chemical element analysis of FCC and M₂₃C₆ using TEM-EDS line scanning; (c) SAED analysis of FCC; (d) SAED analysis of M₂₃C₆

一般认为, 合金主要的强化机制包括固溶强化 ($\Delta\sigma_{ss}$)、晶界强化 ($\Delta\sigma_{gb}$) 和析出强化 ($\Delta\sigma_p$) 等。于是, (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金的屈服强度 (σ_y) 可以表述为^[21]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{gb} + \Delta\sigma_p \quad (3)$$

式中, σ_0 为晶格摩擦应力 (~ 125 MPa^[33]); $\Delta\sigma_{ss}$ 为固溶强化, 主要来源于 Al、Si 和 C 元素的强化贡献, 可进一步表示为^[33]:

$$\Delta\sigma_{ss} = \sum p_i X_i \quad (4)$$

式中, p_i 为第 i 个元素的固溶强化系数, 对应的 Al、Si 和 C 元素分别为 6.7 MPa/wt.%, 16.2 MPa/wt.% 和 91.3 MPa/wt.%^[34]; X_i 为第 i 个元素的质量百分含量 (wt.%)。由此计算出的 $\Delta\sigma_{ss}$ 约为 53.47 MPa, 这表明 Al、Si 和 C 元素的微量添加产生了很好的固溶强化效应。依托于经典的霍尔-佩奇 (Hall-Petch) 关系, 晶界强化的贡献值可表述为:

$$\Delta\sigma_{gb} = K_y d^{-1/2} \quad (5)$$

式中, K_y 为 Hall-Petch 系数, 约为 576 MPa $\cdot\mu\text{m}^{1/2}$; d 为

合金的平均晶粒尺寸 (~ 41.93 μm)。据此可以计算得到 $\Delta\sigma_{gb}$ 约为 88.95 MPa, 这表明晶界强化可以有效提升材料的屈服强度。此外, 前文中已经提到了 M₂₃C₆ 析出相对位错的阻碍作用符合 Orowan 绕过机制, 因此析出强化 $\Delta\sigma_p$ 可以进一步表示为^[20]:

$$\Delta\sigma_p = \left(0.538 \cdot \frac{Gb f^{0.5}}{D}\right) \ln\left(\frac{D}{2b}\right) \quad (6)$$

式中, G 为剪切模量 (~ 76 GPa); b 为柏氏矢量 (~ 0.255 nm); f 为析出相的体积分数 ($\sim 11\%$); D 为析出相的真实颗粒尺寸 (~ 203.76 nm)。由此可以计算得到 $\Delta\sigma_p$ 约为 85.82 MPa, 这表明析出强化起到了和晶界强化相似的贡献度。综上, 可以得出 (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金的理论屈服强度约为 353.24 MPa, 这一数值非常接近于通过实验得到的屈服强度 360 ± 10 MPa, 由此证明了计算结果的有效性。

为了更好地展现 (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金优异的综合力学性能, 图 7 进一步分析了 (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金的室温准静态拉伸力学响应。图 7(a) 为 (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合

金经 900 °C 退火 0.5 h 后的室温准静态拉伸应力-应变曲线, 其加载应变速率为 0.001 s^{-1} 。可以看出, 该合金表现出了优异的强塑性结合, 其拉伸屈服强度约为 $365 \pm 15 \text{ MPa}$, 最大抗拉强度约为 $715 \pm 25 \text{ MPa}$, 同时还具有约为 40% 的断后延伸率。图 7(b) 为对应的冷轧态合金的宏观力学响应, 从图中可以看出, 经过冷轧变形后, 合金的室温拉伸强度得到了显著提升, 其最大抗拉强度约为 $1021 \pm 27 \text{ MPa}$, 同时仍然保留了 9.8% 左右的断后延伸率。

图 7(c) 为对应的退火态合金的拉伸断口形貌。图中清晰可见有大量细小的韧窝和撕裂棱, 表明合金在拉伸过程中经历了较为严重的塑性变形, 为典型的韧窝型塑性断裂。图 7(d) 进一步统计了 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金和已经报道的 Fe-Mn-Cr-(Co)-Ni-C 系高熵合金以及 Fe-Mn-C-(Nb) 系高锰钢的强塑性积和断后延伸率。可以看出, $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金具备了更为优异的强度与塑性的结合。

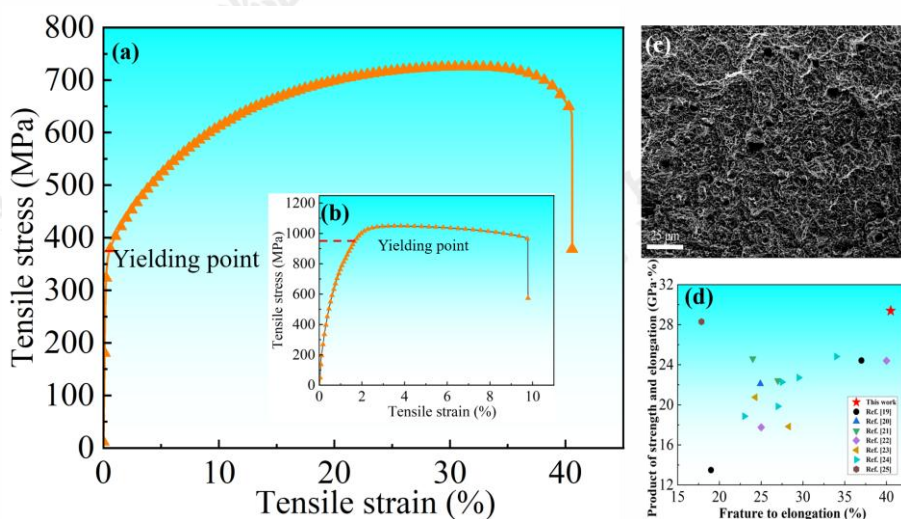


图 7 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金的准静态拉伸力学响应

Fig. 7 Quasi-static tensile mechanical response of the $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ medium-entropy alloys: (a) tensile stress-strain curve of the as-annealed alloy; (b) tensile stress-strain curve of the as-rolled alloy; (c) fracture morphology of the the as-annealed alloy; (d) product of strength and elongation versus fracture to elongation of the present alloy and other reported alloys

3.3 动态力学性能

图 8 为 $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金的室温动态压缩应力-应变曲线, 其加载应变速率约为 3997 s^{-1} 。由图中可以看出, 基于可见的正应变率敏感性, 该合金的动态屈服强度约为 $910 \pm 35 \text{ MPa}$, 相比准静态加载约提升了 153%, 其综合力学性能优越于此前提到的 Fe-20Mn-3Al-3Si 高锰奥氏体钢^[37]和 $\text{Cr}_{26}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{14}$ 高熵合金^[37]。同时仍然表现出了可见的加工硬化行为, 且在压缩应变约为 40% 时, 合金没有发生明显的破坏 (如插图所示)。图中曲线末端的应力下降源于应力波卸载, 这再次体现出该合金具备优异的动态塑性变形和抗冲击损伤容限能力。综上可知, $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ 中熵合金展现出了优异的室温动态力学性能, 具备了在极端载荷下应用的潜力。分析认为, 这种高应变率下材料的塑性流动主要基于位错运动的热激活机制, 其表达式如下^[37]:

$$\Delta G = kT \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \quad (7)$$

其中, ΔG 为激活能; k 为玻尔兹曼常数; T 为温度; $\dot{\epsilon}$ 为

加载应变速率; $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变速率 (0.001 s^{-1})。这里的热激活指的是位错借助于自身起伏的能量使原子越过某些能垒 (包括派纳力、螺位错的割阶运动及交滑移、刃位错的攀移等) 而使材料屈服强度发生变化的行为。由公式 (7) 可以看出, 在室温条件下, 激活能主要取决于实际加载应变速率的大小。显然 $\dot{\epsilon}$ 越大, 对应的激活能就越小, 那么位错借助热激活能越过的短程能垒数就越小。外加应力需额外增加到一定程度才能使材料发生屈服, 即宏观表现为材料的屈服强度大幅增加, 这正好印证了该合金其屈服强度具有显著的正应变率敏感性。事实上, 热激活运动本质上可归结为原子的热振动, 也可理解为微观尺寸的位错热振动。当材料的屈服时间远大于位错线的热振动周期, 位错线可以通过热激活来响应外加载荷的变化; 而当材料的屈服时间小于位错线的热振动周期, 此时位错线的振动频率已经来不及响应外加载荷的变化, 即热激活机制不再有效, 相反声子阻尼机制开始发挥作用。本文中其加载应变率约为 3997 s^{-1} , 对应的材料屈服时间约为 10^{-6} s , 远大于位错线的振动周期 ($\sim 10^{-8} \text{ s}$), 属于热激活机制。

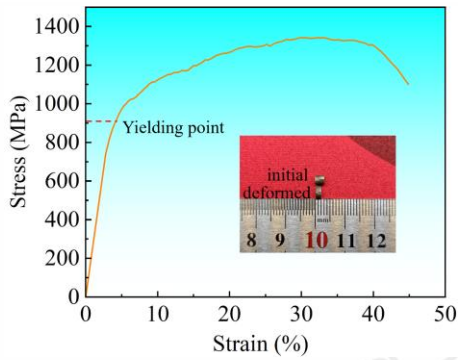


图 8 (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金的动态压缩应力-应变曲线

Fig. 8 Dynamic compression stress-strain curve of the (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ medium-entropy alloy

图 9 为(Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金室温动态压缩后的位错亚结构形貌图。由图中可以看出, 类似于准静态加载, 动态加载后合金内部产生了高密度的位错胞 (图 9(a)) 和位错缠结 (图 9(b)), 这表明在高应变率加载下合金同样发生了严重的塑性变形, 且变形更加趋向于局域化。事实上, 应变速率可以明显改变位错的移动速度, 进而影响到材料的塑性变形, 如公式 (8) 所示^[37]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{M} \rho b v \quad (8)$$

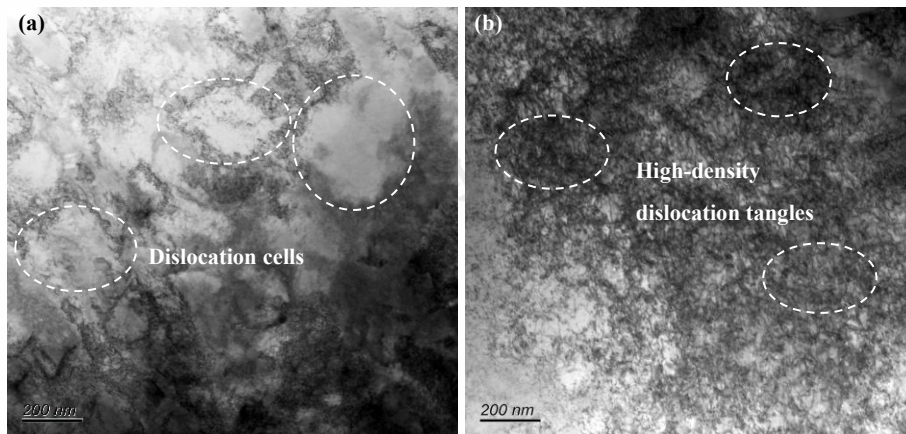


图 9 (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金经动态加载后的位错亚结构形貌图

Fig. 9 Dislocation substructure images of (Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ medium-entropy alloy after dynamic loading: (a) dislocation cells; (b) dislocation tangles

图 10 进一步表征了(Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金室温动态压缩后 M₂₃C₆ 球状析出相与位错的交互作用。由图 10(a)可以看出, 大量的位错紧密堆积在 M₂₃C₆ 碳化物颗粒的周围, 表明 M₂₃C₆ 有效阻碍了位错的运动, 形成了所谓的 Orowan 绕过机制。而图 10(b)和图 10(c)则进一步对图 10(a)中的 FCC 基体和 M₂₃C₆ 进行了选区电子

衍射分析。可以看出, 相比于准静态加载 (图 6(c)), 动态压缩后韧性的 FCC 基体发生了较为严重的晶格应变, 由此形成的晶格畸变能在一定程度上缓解了高速冲击后带来的应力与应变局域化。图 10(c)则表明在如此高的应变速率下 (3997 s⁻¹), 硬质的 M₂₃C₆ 几乎没有产生明显的晶格应变, 由此相对于韧性的 FCC 基体起到了很

好的第二相强化。值得注意的是, 尽管 $M_{23}C_6$ 本质上属于硬脆的金属间化合物且在如此高的应变速率下仍然没有发生明显的晶格应变, 合金仍然表现出了良好的动态压缩塑性行为, 其压缩应变接近 40% 且没有发生明显的开裂现象。这暗示着 $M_{23}C_6$ 与 FCC 基体可能存在着良好的界面关系^[38], 进而能够有效缓解界面处的局部应力。于是, 图 10(d) 进一步对 $M_{23}C_6$ 、FCC 基体及其界面特征进行了高分辨透射电镜分析 (HRTEM), 可以看出 $M_{23}C_6$ 呈现出高度有序的晶格条纹, 这之前报道的 $M_{23}C_6$ 晶体特征是完全一致的。此外, 在 $M_{23}C_6$ 内部还发现了少量的堆垛层错 (SF), 如图 10(d) 中白色长方形区域, 类似的现象在 100Mn13 高锰钢、9Cr 抗蠕变钢和 Fe-15Mn-3Al-0.7C TWIP 钢中也有所报道^[38-40]。接下来, 图 10(e) 对图 10(d) 的红色长方形区域进行了快速傅里叶变换, 其对应的拉格朗日衍射条纹证实了堆垛层错的存在。这说明硬质的 $M_{23}C_6$ 内部可能发生了全位错的肖克莱不全位错分解, 进而形成了包含有堆垛层错区的扩展位错。事实上, 已有研究表明通过密度泛函理论计算的 $M_{23}C_6$ 型碳化物往往具有很高的堆垛层错能 (SFE), 如 $Cr_{23}C_6$

的 SFE 约为 833 mJ/m^2 和 $Fe_{23}C_6$ 的 SFE 约为 617 mJ/m^2 , 这使得 $M_{23}C_6$ 理论上产生层错的概率是比较低的^[39]。分析认为, $(Fe_{60}Mn_{20}Cr_{10}Ni_{10})_{95}(AlSiC)_5$ 中焘合金特有的晶格畸变效应和高应变速率动态加载会促使 $M_{23}C_6$ 的晶格阵列发生一定的畸变 (这在图 10(f) 中得到了体现), 由此引发的晶格畸变能成为了扩展位错形成的驱动力。而从图 10(d) 中白色正方形区域可以看出, $M_{23}C_6$ 与 FCC 基体保持了近乎共格的界面关系, 这与之前的报道是相吻合的^[38]。图 10(f) 进一步对 $M_{23}C_6$ /FCC 界面区进行了反快速傅里叶变换 (IFFT), 可以清晰地看出, $M_{23}C_6$ /FCC 界面处可见有台阶状生长机制, 且出现了单一位错和位错偶极子 (一对位错) 的塑性变形特征。此外, 分别测量了 $M_{23}C_6$ 和 FCC 两相的 $\{111\}$ 晶面间距, 其值分别约为 0.61 nm 和 0.21 nm , 由此可以计算得到两相的晶格常数分别为 1.057 nm 和 0.3637 nm , 二者呈现出近似三倍的比例关系^[41]。分析认为, 位错偶极子的产生可以一定程度上缓解局部的应力场^[42], 同时 $M_{23}C_6$ 与 FCC 基体近乎共格的界面关系促使合金在动态冲击下仍然具有良好的塑性变形能力和加工硬化行为。

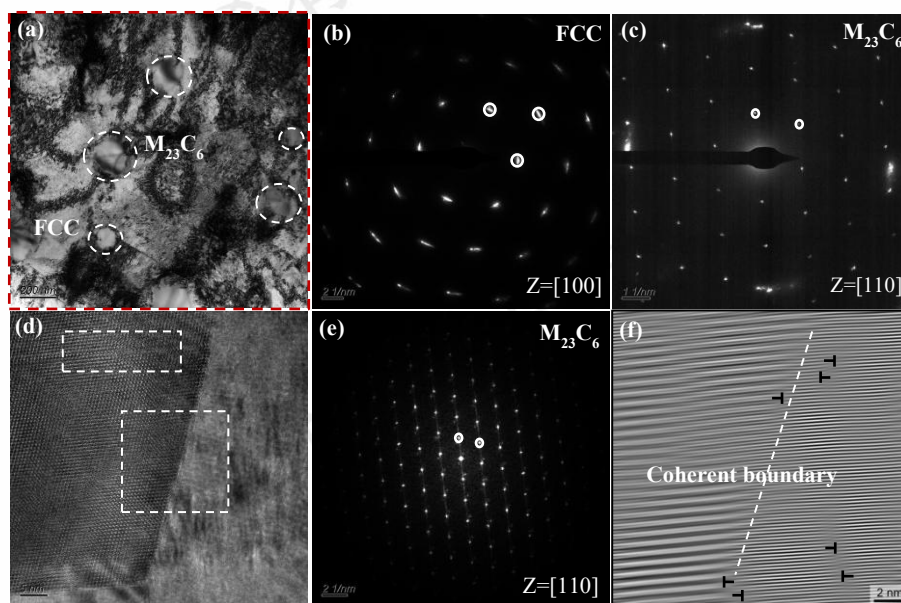


图 10 动态加载后球状 $M_{23}C_6$ 与位错的交互作用

Fig. 10 The interaction between spherical $M_{23}C_6$ and dislocations: (a) Orowan bypassing; (b) SAED analysis of FCC; (c) SAED analysis of $M_{23}C_6$; (d) high-resolution TEM (HRTEM) of FCC/ $M_{23}C_6$ interface; (e) fast fourier transform (FFT) of the red rectangular area in (d); (f) inverse fast Fourier transform (IFFT) of the yellow square area in (d)

图 11 展示了 $(Fe_{60}Mn_{20}Cr_{10}Ni_{10})_{95}(AlSiC)_5$ 中焘合金动态压缩后板条状 $M_{23}C_6$ 与位错的交互作用。由图 11(a) 中可以看出, 在板条状 $M_{23}C_6$ 的周围分布有高密度的位错堆积, 这表明宽度约为 25 nm 的板条状 $M_{23}C_6$ 仍然有效阻碍了位错的运动, 从而对材料的强化和硬化起到了积极

的作用^[43]。但是, 不同于球状 $M_{23}C_6$ 的 Orowan 绕过机制, 位错切过机制开始作用于板条状 $M_{23}C_6$ 的析出强化, 图中清晰可见有部分位错穿过板条状 $M_{23}C_6$ 的界面进入到颗粒内部, 表明此时位错通过切过第二相粒子而产生了强化。分析认为, 硬质的 $M_{23}C_6$ 颗粒原则上具备了“不

可剪切”的属性,位错在与其发生交互作用时通常是绕过机制占据主导地位;但是当 $M_{23}C_6$ 的颗粒尺寸较小(宽度约为 25 nm),且当 $M_{23}C_6$ 与 FCC 基体呈现良好的界面关系时,位错切过机制开始发挥作用,通过切过第二相粒子在实现合金强化的同时可以有效地缓解应力集中,从而避免脆性裂纹的快速萌生与扩展^[44]。图 11(b)-11(h)进一步对板条状 $M_{23}C_6$ 析出相进行了 TEM-EDS 面扫,

可以看出,板条状 $M_{23}C_6$ 同样富集于 Cr 和 C 元素,而贫瘠于 Fe、Ni、Al 和 Si 元素,Mn 元素则均匀分布于整个合金内部,这与前面的元素分布规律是完全一致的。综上可知,位错绕过与切过机制的协同作用,促使合金在高速动态加载下仍然具有可观的加工硬化和塑性变形能力。

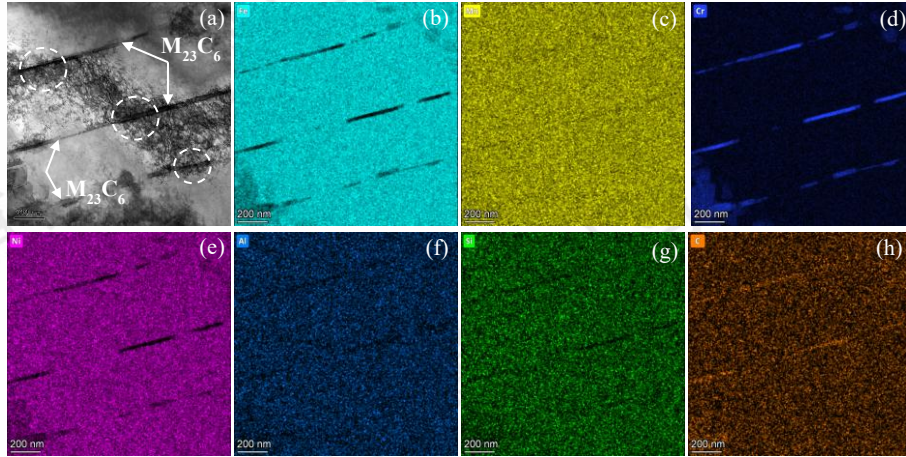


图 11 动态加载后板条状 $M_{23}C_6$ 与位错的交互作用与化学元素分析

Fig. 11 The interaction between lath $M_{23}C_6$ and dislocations and chemical element analysis: (a) Orwan bypassing plus dislocation shearing; (b) TEM-EDS analysis of Fe; (c) Mn; (d) Cr; (e) Ni; (f) Al; (g) Si; (h) C

图 12 进一步展示了 $(Fe_{60}Mn_{20}Cr_{10}Ni_{10})_{95}(AlSiC)_5$ 中合金动态压缩后变形孪晶(DT)、9R 相和堆垛层错的结构形态。作为塑性变形过程中位错滑移的有效补充,变形孪晶常常在低温准静态或室温动态加载条件下得以产生,具有明显的率-温等效特性。此外,影响变形孪晶生成的另一个重要因素是堆垛层错能(SFE),如在 Fe-Mn-C 合金中^[45],当其 $SFE \leq 18 \text{ mJ/m}^2$ 时,其塑性变形方式为马氏体相变;当 SFE 处于 $12\text{--}35 \text{ mJ/m}^2$ 时,变形孪晶开始主导合金的塑性变形;而当 SFE 继续增加时,位错滑移将作为合金主要的塑性变形机制。事实上,基于经典的热力学分析,堆垛层错能可以表示为^[45]:

$$\gamma_{SFE} = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad (9)$$

式中, γ_{SFE} 为堆垛层错能; ρ 是摩尔表面密度; $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ 是 FCC 和 HCP 之间的摩尔自由能差; $\sigma^{\gamma/\epsilon}$ 是 FCC 与 HCP 的相干界面能 ($\sim 8 \text{ mJ/m}^2$)。 ρ 和 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ 的表达式可进一步描述为^[45]:

$$\rho = \frac{4}{\sqrt{3}} \frac{1}{a^2 N} \quad (10)$$

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = \sum x_i \Delta G_i^{\gamma \rightarrow \epsilon} + \sum x_i x_j \Omega_{ij} \quad (11)$$

式中, a 为合金的晶格常数 (0.3607 nm); N 为阿伏伽德罗常数 ($6.022 \times 10^{23} \text{ mol}^{-1}$); x_i 和 $\Delta G_i^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ 分别为纯元素的

摩尔分数和 FCC 和 HCP 之间的摩尔自由能差; Ω_{ij} 为两种元素之间的相互作用系数。根据以上公式,可以计算得到合金基体的 SFE 约为 28.56 mJ/m^2 。同时已有研究表明^[48], C 元素的添加可能会导致堆垛层错能的增加,进而会在一定程度上抑制变形孪晶的产生。然而,如前所述,由于 C 元素强烈偏聚于 $M_{23}C_6$,导致 FCC 基体里的 C 元素会明显低于名义成分,如图 6(b)所示。于是,基于 C 元素在 FCC 基体中的负偏析,从图 12(a)中可以看出,在合金基体内部出现了少量的变形孪晶(如白色实线圆圈所示),其孪晶宽度约为 $15\text{--}20 \text{ nm}$;而图 12(b)中对称的选区电子衍射分析进一步证实了变形孪晶的存在。图 12(c)为图 12(a)中白色实线圆圈区域的高分辨透射电镜分析(HRTEM),可以清晰地看出,在 FCC/DT 界面附近分布有宽度为 $5\text{--}10 \text{ nm}$ 的 9R 相。图中的插图 c1 和 c2 分别对应合金基体和 FCC/DT 界面区的快速傅里叶变换,进一步证实了 9R 相的存在,类似的报道出现在定向凝固处理后的 Ni-Mn-Ga 形状记忆合金中^[49]。9R 相被认为是一种长周期堆垛有序结构,它通常是沿 $\{111\}$ 晶面以“ABCBCACAB”原子堆垛的方式组合而成。这种 9R 相的产生通常起源于孪晶层中两层堆垛层错的插入,由此导致了九层原子堆垛长周期的形成。因此,9R 相的引

入会带来合金的局部晶格畸变和弹性应变能的增加,进而可以有效地阻碍位错运动以实现合金强化^[50]。图 12(d)为图 12(a)中白色虚线圆圈区域的高分辨透射电镜分析(HRTEM),可以看出合金经动态加载后在基体内部出现了堆垛层错和 Lomer-Cottrell 锁(L-C lock),这进一步证明了该合金基体的低层错能属性^[51]。显然,变形孪晶、9R 相、堆垛层错和 L-C 锁的产生,促使合金具备了多重的强韧化机制^[52],由此导致合金在高应变速率加

载下仍然表现出了优异的加工硬化行为和均匀塑性变形能力。最后,图 13 对比分析了($\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10}$)₉₅(AlSiC)₅中熵合金经过准静态和动态加载后的微结构演化过程。可以看出,合金在准静态下的塑性变形主要依赖于位错滑移和析出强化;而在动态加载下,变形孪晶、9R 相和堆垛层错的出现,有效地补充了合金的塑性变形方式,这使得合金在高速动态条件下具备了潜在的抗冲击损伤容限能力。

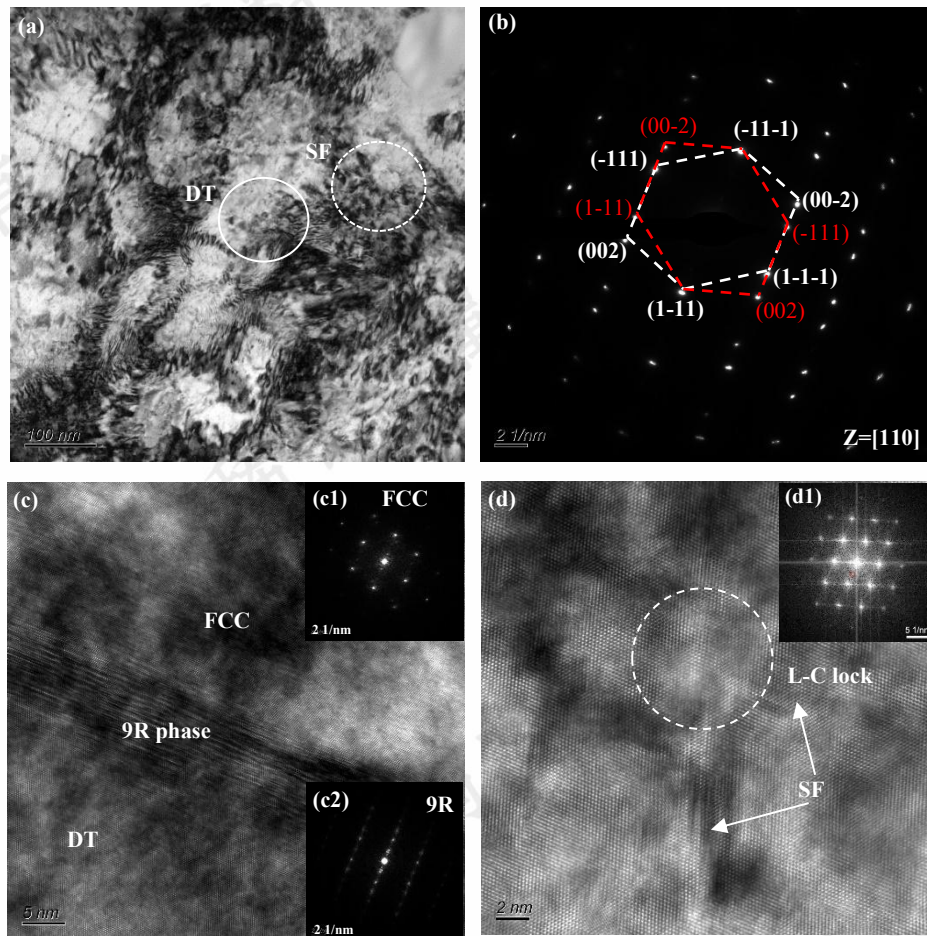


图 12 ($\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10}$)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金经动态加载后的变形亚结构

Fig. 12 Deformation substructures of ($\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10}$)₉₅(AlSiC)₅ medium-entropy alloy after dynamic loading: (a) deformation twins (DT); (b) SAED analysis of DT; (c) HRTEM of the red circle area in (a), the inset c1 showing the FCC phase and c2 showing the 9R phase; (d) HRTEM of the green area in (a), the inset showing the presence of stacking faults (SF)

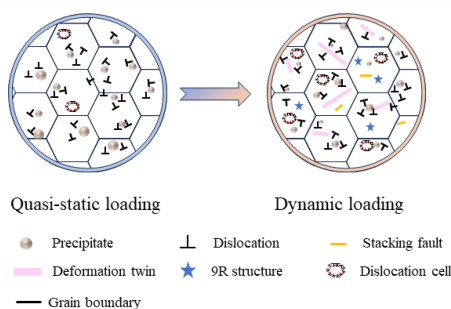


图 13 ($\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10}$)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金经准静态和动态加载后的微结构演化示意图

Fig. 13 Schematic diagram of microstructure evolution of ($\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10}$)₉₅(AlSiC)₅ medium-entropy alloys upon quasi-static and dynamic loadings

4 结论

本文通过真空磁悬浮感应熔炼技术制备出了

(Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金, 并在此基础上探究了该合金的准静态和动态力学性能, 同时结合一系列微观表征技术系统分析了该合金的相形成规律、元素分布特征和静态强韧化机理。主要结论如下:

(1)(Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金具有简单的面心立方(FCC)晶体结构, 结合扫描和透射电镜分析可知, 该合金由无序的 FCC 基体和有序的 M₂₃C₆ 碳化物构成, 二者呈现出特有的立方体-立方体取向关系。进一步通过 TEM-EDS 元素分析可知, M₂₃C₆ 碳化物颗粒富集有 Cr 和 C 元素, 而贫瘠于 Fe、Ni、Al 和 Si 元素, Mn 元素则在 FCC 基体和 M₂₃C₆ 之间分布得相对均匀。

(2)(Fe₆₀Mn₂₀Cr₁₀Ni₁₀)₉₅(AlSiC)₅ 中熵合金在准静态加载下展现出了优异的室温塑性和加工硬化能力, 其压缩屈服强度约为 360±10 MPa, 而压缩应变甚至可以达到 70%。TEM 分析可知, 经大塑性变形后, FCC 基体内部产生了可见的位错墙、位错胞等变形亚结构, 同时 M₂₃C₆ 碳化物颗粒与位错发生了明显的交互作用, 进而在 FCC/M₂₃C₆ 相界面处产生了高密度的位错堆积, 这表明硬质的 M₂₃C₆ 通过 Orowan 绕过机制有效地阻碍了位错的运动, 从而显著提升了材料的强度。

(3) 基于可见的正应变率敏感性, 该合金的动态屈服强度约为 910±35 MPa, 相比准静态加载约提升了 153%, 同时仍然表现出了可见的加工硬化行为。TEM 分析表明, 动态加载后合金内部产生了高密度的位错胞和位错缠结, 由此可以显著提升材料的流动应力。同时, 大量的位错紧密堆积在 M₂₃C₆ 碳化物颗粒的周围, 表明 M₂₃C₆ 有效阻碍了位错的运动。进一步通过高分辨透射电镜分析可知, 合金经动态加载后在基体内部出现了可见的变形孪晶、9R 相、堆垛层错和 Lomer-Cottrell 锁, 由此促使合金具备了多重的强韧化机制, 从而使得合金在高应变速率加载下表现出了优异的加工硬化和均匀塑性变形能力。

参考文献 References

[1] Yeh J W, Chen S K, Lin S J, et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2004, 6(5): 299

[2] Cantor B, Chang I T H, Knight P, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 375-377: 213

[3] Ding Q Q, Zhang Y, Chen X, et al. *Nature*[J], 2019, 574: 223

[4] Tang Y, Wang R X, Xiao B, et al. *Progress in Materials Science*[J], 2023, 135: 101090

[5] Wang J J, Guo H X, Jiao Z M, et al. *Acta Materialia*[J], 2024, 276: 120147

[6] Zhou Y J, Zhang Y, Wang Y L, et al. *Applied Physics Letters*[J], 2007, 90: 181904

[7] Kuznetsov A V, Shaysultanov D G, Stepanov N D, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 533: 107

[8] B. Gludovatz, A. Hohenwarther, D. Catoor, E.H. Chang, E.P. George, and R.O. Ritchie. *Science*[J], 2014, 345: 1153

[9] Yuan Kunquan(袁坤权), Jiang Yan(姜岩), Liu Shichao(刘仕超) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(11): 3981

[10] Guo S, Ng C, Lu J, et al. *Journal of Applied Physics*[J], 2011, 109: 103505

[11] Li Jie(李杰), Wu Kaidi(吴凯迪), Niu Lichong(牛利冲) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12): 4251

[12] Zhao Y J, Qiao J W, Ma S G, et al. *Materials and Design*[J], 2016, 96: 10

[13] Yeh J W. *Science des Matériaux*[J], 2016, 31: 633

[14] Raabe D, Tasan C C, Springer H, et al. *Steel Research International*[J], 2015, 86(10): 1127

[15] Wang Y Z, Jiao Z M, Bian G B, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 839: 142837

[16] Wang Yingze. *Dynamic Mechanical Behavior of Fe₄₀Mn₂₀Cr₂₀Ni₂₀ High-Entropy Alloy at Room and cryogenic Temperature*(Fe₄₀Mn₂₀Cr₂₀Ni₂₀ 高熵合金在室温和低温动态下的变形行为)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2022

[17] Qiao Junwei(乔珺威), Wang Zeming(王泽明), Zhang Yong(张勇), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(9): 2149

[18] Yang X, Zhang Y. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2012, 132: 233

[19] Liu X L, Zhao X R, Chen J, et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2020, 254: 123501

[20] Guo L, Ou X Q, Ni S, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 746: 356

[21] Ullah M A, Cao Q P, Wang X D, et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2025, 339: 130438

[22] Seol J B, Jung J E, Wang Y W, et al. *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 558

[23] Zhou J, Qin J L, Chen H M, et al. *Intermetallics*[J], 2026, 196: 109352

[24] Wang Yu(王玉), Hu Bin(胡斌), Liu Xingyi(刘星毅) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报) [J], 2021, 57(12), 1588

[25] Zhou J, Jiang T H, Liao H C, et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 188: 111934

[26] Liu F, Shen X Y, Zhang Y, et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2026, 137: 107677

- [27] Liu F, Shen X Y, Zhang Y, et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2026, 134: 107457
- [28] Shen X Y, Liu F, Liu C, et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2026, 141: 107954
- [29] Xue Yuan(薛源), Shan Guibin(单贵斌), Pan Ruilin(潘瑞林), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 56
- [30] Guo S, Liu C T. *Porgress in Natural Science: Materials International*[J], 2011, 21: 433
- [31] Guo S, Ng C, Lu J, et al. *Journal of Applied Physics*[J], 2011, 109: 103505
- [32] Zhu Y T, Wu X L. *Progress in Materials Science*[J], 2023, 131: 101019
- [33] Cantor B. *Progress in Materials Science*[J], 2021, 120: 100754.
- [34] Latypov M I, Shin S M, Cooman B C D, et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 108: 219
- [35] Liu C Y, Shen S C, Xie P, et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 191: 112095
- [36] Jiang W, Gao X Z, Guo Y Z, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 824: 141858
- [37] [美]迈耶斯. 材料的动力学行为[M]. 张庆明, 刘彦, 黄风雷, 等. 北京: 国防工业出版社, 2006
- [38] Xu Z F, D Z M, Dong L N, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47A: 4862
- [39] Souissi M, Sluiter M H F, Matsunaga T, et al. *Scripta Materialia*[J], 2020, 178: 290
- [40] Xu Z F, Hu D, Lu J M, et al. *Materials and Design*[J], 2025, 256: 114258
- [41] Zheng L G, Hu X Q, Kang X H, et al. *Materials and Design*[J], 2015, 78: 42
- [42] Wang J S, Wang J T, Wu B S, et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 181: 104109
- [43] Liu Xiaoxiao(刘笑笑), Ma Shengguo(马胜国), Qiao Junwei(乔珺威), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(2): 533
- [44] Wang F, Song M, Elkot M N, et al. *Science*[J], 2024, 384: 1017
- [45] Allain S, Chateau J P, Bouaziz O, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 387-389: 158
- [46] Olson G B, Cohen M. *Metallurgical Transactions A*[J], 1976, 7(11): 1897
- [47] Curtze S, Kuokkala V T, Oikari A, et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 1068
- [48] Brofman P J, Ansell G S. *Metallurgical Transactions A*[J], 1978, 9A: 879
- [49] Wang X X, Ding X, Chen R R, et al. *Acta Materialia*[J], 2025, 290: 120956
- [50] Liu Z Y, Liu J S, Zhang Y, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1047: 184921
- [51] Yuan Kunquan(袁坤权), Jiang Yan(姜岩), Liu Shichao(刘仕超), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(11): 3981
- [52] Wang Bing(王炳), Li Chunyan(李春燕), Wang Xinhua(王新华), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(3): 640

Study on the Static and Dynamic Mechanical Properties of $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ Medium-Entropy Alloy at Room Temperature

Guo Yanyi², Kou Shuanghu¹, Ma Shengguo^{1,2}, Guo Meiqing^{1,2}, Wang Xiaohua²

(1. Shanxi Xinruida Metallurgical Machinery Manufacturing Co., Ltd., Lvliang 030500, China)

(2. College of Aeronautics and Astronautics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: High-entropy alloys (HEAs) have become one of the hot topics in the field of materials science due to their unique alloy design concepts and excellent comprehensive mechanical properties. However, traditional HEAs often contain valuable Co elements and tend to be designed in equal atomic ratios, which greatly increases the alloy costs and limits their industrial applications. Based on this, a cobalt-free $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ medium-entropy alloy (MEA) is established. By moderately decreasing Cr and Ni while obviously increasing Fe elements, the alloy cost can be effectively reduced. Relying on the classical thermodynamic criteria and minor additions of Al, Si, and C elements, the solid-solution strengthening can be significantly improved as well as a certain carbide particle strengthening. The results reveal that the current alloy exhibits a simple face-centered-cubic (FCC) crystal structure, with a phase composition consisting of disordered FCC solid solution and ordered M_{23}C_6 carbides. Based on the cube-cube orientation relationship and almost coherent interface characteristics of FCC/ M_{23}C_6 , the $(\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{10}\text{Ni}_{10})_{95}(\text{AlSiC})_5$ MEA exhibits excellent room-temperature plasticity and work-hardening ability under quasi-static conditions, with a compressive yield strength of about 360 ± 10 MPa and a compressive strain of up to 70%. Moreover, the alloy undergoes a tensile yielding strength of 365 ± 15 MPa, an ultimate tensile strength of 715 ± 25 MPa, as well as about 40% fracture to elongation. Upon dynamic loading, the alloy exhibits a positive strain-rate sensitivity, with a dynamic yield strength of approximately 910 ± 35 MPa, which is about 153% higher than that of quasi-static loading.

Meanwhile, it still exhibits visible work hardening and even at the strain of about 40%, the alloy still does not undergo significant damage. TEM analysis shows that visible dislocation walls and cells inside the FCC matrix, as well as the interaction between $M_{23}C_6$ and dislocations, lead to an excellent strength-plasticity combination under quasi-static loading. The formation of deformation twins, 9R phase, stacking faults, and Lomer-Cottrell locks provides the alloy with multiple strengthening and toughening mechanisms, thus yielding the potential damage tolerance capacity upon high-speed loading.

Key words: medium-entropy alloy; mechanical properties; dynamic loading; deformation mechanism

Corresponding author: Ma Shengguo, Ph. D., Professor, College of Aeronautics and Astronautics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P.R. China, E-mail: mashengguo@tyut.edu.cn