

专题: 无序合金的序调控

含硅高熵材料中的有序-无序相变*

路辛夷¹⁾ 张勇^{1)2)†}

1) (北京大学, 新金属材料全国重点实验室, 北京 100083)

2) (福州科技大学新材料与新能源学院, 硅基材料教育部重点实验室, 福州 350109)

(2025年3月10日收到; 2025年7月22日收到修改稿)

高熵合金 (HEAs) 作为多主元合金的重要分支, 因其优异的力学性能与功能特性受到广泛关注. 本文聚焦含硅高熵合金中的有序-无序相变机制, 系统综述其热力学与动力学调控规律及其对材料性能的影响. 研究表明, 硅的引入通过优化原子尺寸匹配与混合焓, 实现高熵合金中有序相和无序相的匹配, 显著提升合金的机械以及物理化学性能. 同时, 制备工艺与温度/压力调控可通过影响相形成实现多相结构的协同强化. 通过成分设计与工艺优化, 含硅高熵材料在航空航天、能源及电子器件等领域展现出广阔应用潜力. 未来研究需进一步结合多尺度表征与理论模型, 揭示相变动态机制, 推动其工程化应用.

关键词: 高熵合金, 有序-无序相变, 含硅材料**PACS:** 64.60.Cn, 61.66.Dk, 66.70.Df**DOI:** 10.7498/aps.74.20250307**CSTR:** 32037.14.aps.74.20250307

1 引言

与传统合金以一种或两种元素为主元不同, 高熵合金 (high-entropy alloys, HEAs) 由 5 种或 5 种以上等摩尔比或相近摩尔比的元素组成, 每种元素的原子数占比为 5%—35%^[1,2]. 随着先进冶金技术的发展, 材料科学家为这类新型材料开辟了更广阔的研究维度, 除金属体系外, 高熵陶瓷 (high-entropy ceramics, HECs)、高熵氧化物 (high-entropy oxides, HEOs) 等概念也应运而生, 使得“高熵合金”逐步拓展成为“高熵材料 (high-entropy materials, HEMs)”^[3].

高熵材料具有四大核心效应, 分别是热力学方面的高熵效应、动力学方面的迟滞扩散效应、结构方面的晶格畸变效应以及性能方面的“鸡尾酒”效应, 在性能上表现为高强度、高硬度、出色的耐磨和疲劳性能、优异的高温强度、结构稳定性、耐腐蚀性和抗氧化性等^[4], 在催化、储能、航空航天、

焊接、热交换器和高温炉等不同领域得到广泛的应用^[5].

由于高构型熵, 高熵合金倾向于形成单相固溶体而非硬而脆的金属间化合物^[6], 早期研究的主要焦点之一是通过调整构型熵来设计单相固溶体相^[7], 然而现有研究表明, 面心立方结构 (FCC 结构) 虽具有高塑性和延展性, 但硬度较差, 与之相反, 体心立方结构 (BCC 结构) 虽具有高硬度但韧性不足^[8], 这使得它们在工程中不能得到广泛的运用. 因此随着研究的深入, 人们已经将目标转向设计双相或多相 HEAs 以达到强度-延展性的平衡^[7].

高熵合金中元素的种类直接影响相组成和微观结构^[9], 准确选择合金元素是建立成分-结构-性能之间关系的关键环节. 使用非金属元素来改善合金的性能是强化合金的常用手段^[10], 如图 1 所示, 此前的研究表明, 含硅高熵合金是解决强度-延展性问题最有前途的材料之一^[6]. 除力学性能以外, 硅元素的加入对高熵合金的抗氧化性^[11]、耐腐蚀性^[12]、磁性能^[13]等均有影响.

* 国家自然科学基金 (批准号: 52273280) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: drzhangy@ustb.edu.cn

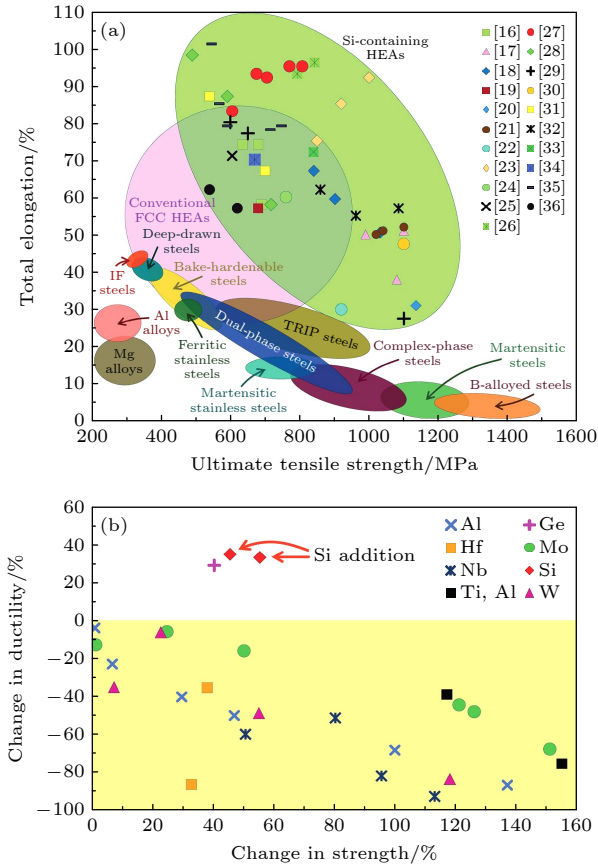


图 1 (a) 各种合金和 HEAs 的强度-塑性图以及含 Si HEAs 的数据; (b) 不同的合金元素对 HEAs 延展性和拉伸强度的影响^[6]
 Fig. 1. (a) Strength-ductility diagram of various alloys and HEAs with the addition of the data of the Si-containing HEAs; (b) changes in the ductility and tensile strength with the addition of the different alloying elements in HEAs^[6].

有序-无序相变是指材料中原子排列从长程有序结构向短程或完全无序固溶体转变 (或相反) 的过程, 这一转变受成分设计、温度场及外部应力等多因素调控. 各种研究已经报道了添加过渡金属及其变体的 HEAs 对性能的影响, 只有少数研究集中在添加非金属和类金属^[14], 因此, 本文聚焦含硅 HEAs 的有序-无序相变, 简要综述其微观结构演化规律、相变热力学、动力学机制及性能调控策略, 归纳近年来含硅高熵合金的实验进展, 同时对尚未解决的重要问题进行梳理和展望, 旨在为下一代高熵合金的设计与应用提供理论指导.

2 有序-无序相变的理论基础

2.1 相形成的热力学分析

熵的概念最早由德国物理学家克劳修斯 (Clausius) 提出, 可定义为

$$dS \geq \Delta Q/T, \quad (1)$$

其中, S 表示熵, Q 表示热量, T 表示绝对温度. 熵的概念决定了当系统是孤立系统或经历绝热过程时其不会减少, 即 $dS \geq 0$. 随后奥地利物理学家玻尔兹曼 (Boltzmann) 通过分析系统微观成分的统计行为提出了熵的热力学定义^[15]:

$$S = k \ln \omega, \quad (2)$$

其中 k 是玻尔兹曼常数, $k = 1.38 \times 10^{-23}$ J/K, ω 是热力学概率, 代表宏观态中包含的微观总数. 玻尔兹曼熵明确了熵函数的统计学意义. 在热力学中, 熵是系统混乱程度的度量, 熵越大则系统越无序. 非晶合金和高熵合金是典型的基于“熵”发展而来的合金体系, 非晶合金是通过快速凝固引入结构无序而获得的高性能合金材料, 高熵合金则是引入多组元来设计化学无序, 二者皆属于无序合金体系.

根据热力学原理, 对于合金体系, 混合吉布斯自由能可表示为

$$\Delta G_{\text{mix}} = \Delta H_{\text{mix}} - T \Delta S_{\text{mix}}, \quad (3)$$

其中, ΔG_{mix} 是混合吉布斯自由能, ΔH_{mix} 是混合焓, ΔS_{mix} 是混合熵. 在热力学中, 恒温恒压系统的平衡状态由吉布斯自由能 G 最小化决定. 对于多相系统, 相平衡的条件是各相的化学势相等. 当外界条件 (如 T , P) 变化导致某相的吉布斯自由能 G 低于原相时, 相变自发进行. 一级相变通常伴随着潜热的吸放, 表现为熵和体积的突变, 二级相变发生时无相变潜热以及热滞现象.

2.2 相形成规律

高熵合金的相形成规律受多种因素协同作用, 为了预测 HEAs 中相的形成, 同时设计出更符合实际生产要求的高熵合金, $\Delta H_{\text{mix}}-\delta$ 和 $\Omega-\delta$ 这两种经验模型已经被提出并广泛使用. 该模型的理论基础源于经典 Hume-Rothery 准则, 该准则以原子尺寸差异参数为核心指标, 最初用于判定二元合金体系的固溶度形成条件^[16].

Zhang 等^[17] 通过混合焓 (ΔH_{mix}) 的引入以及 Hume-Rothery 准则, 提出了基于 (4) 式和 (5) 式定义的高熵合金混合焓与原子尺寸差— $\Delta H_{\text{mix}}-\delta$ 的多组元合金的相形成规律判据:

$$\Delta H_{\text{mix}} = \sum_{i=1, i \neq j}^n 4 \Delta H_{\text{AB}}^{\text{mix}} c_i c_j. \quad (4)$$

原子尺寸差异参数 δ :

$$\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2}, \quad \bar{r} = \sum_{i=1}^n c_i r_i, \quad (5)$$

其中, c_i 为组元 i 的原子分数, $\Delta H_{AB}^{\text{mix}}$ 是二元液态等原子合金的混合焓 [16], \bar{r} 是所有组元的加权平均原子半径, r_i 是组元 i 的原子半径. 图 2 是基于 ΔH_{mix} 和原子尺寸差 δ 的相形成图, 无序固溶体形成的范围是 $-15 \text{ kJ/mol} < \Delta H_{\text{mix}} < 5 \text{ kJ/mol}$, $\delta < 5\%$; $-20 < \Delta H_{\text{mix}} < 0 \text{ kJ/mol}$, $5\% < \delta < 6.6\%$ 是有序固溶体和无序固溶体混合的过渡区, B1 和 B2 的区域是大块非晶合金形成区域, 剩余的部分是金属间化合物 [17]. 对于混合焓相同的合金而言, 混合焓和原子半径差对高熵合金中有序相的形成起到关键作用.

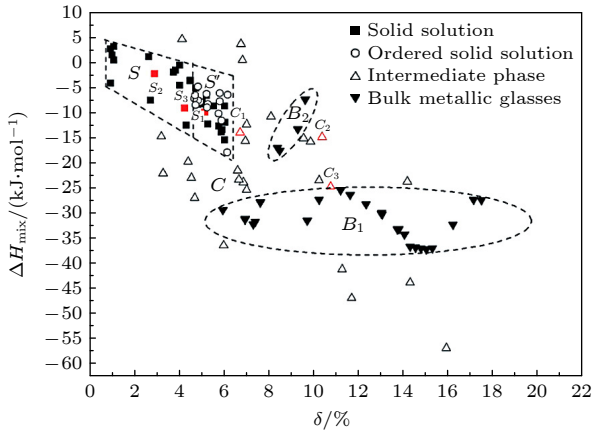


图 2 基于混合焓 ΔH_{mix} 和原子尺寸差 δ 的相形成图 [17]
Fig. 2. Phase formation map based on the enthalpy of mixing ΔH_{mix} and the atomic size difference δ [17].

Yang 等 [18] 基于 Gibbs 自由能 ((3) 式) 和对 Hume-Rothery 准则的理解之上, 通过考虑 ΔH_{mix} 和 ΔS_{mix} 之间的竞争关系, 定义了一个全新的固溶体设计判据 (Ω):

$$\Omega = \frac{T_m \Delta S_{\text{mix}}}{|\Delta H_{\text{mix}}|}, \quad (6)$$

其中 T_m 是计算的合金理论熔点值. 如图 3 所示, 当 $\Omega \geq 1.1$ 且 $\delta \leq 6.6\%$ 时, 高混合熵效应主导并抑制混合焓的负向作用, 同时晶格畸变能较低, 促使 FCC/BCC 高熵稳定固溶体形成; 反之, 当 $\Omega < 1.1$ 或 $\delta > 6.6\%$ 时, 混合焓驱动有序化或原子尺寸失配加剧相分离, 倾向生成金属间化合物或非晶相. 该规律通过热力学参数 (近零 ΔH_{mix} 、高 ΔS_{mix}) 与原子半径调控, 为定向设计高熵合金的相组成与

性能优化提供量化判据. 由于 Si 相较于 B, C 而言具有更大的原子半径且与金属元素有较小的原子半径差和较负的混合焓, 根据 Ω - δ 判据, Si 元素相较于其他非金属元素更易形成稳定的固溶体, 同时与其他金属原子的结合更稳定, 对高熵合金的性能影响更为明显.

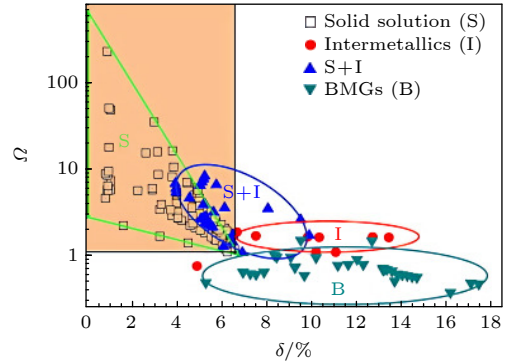


图 3 多元合金中参数 Ω 和 δ 之间的关系 [18]

Fig. 3. Relationship between parameters Ω and δ for multi-component alloys [18].

2.3 高熵合金中的有序-无序相变

在物理学中, 有序和无序通常表示多粒子系统中是否存在对称性. 凝聚态物理中, 系统在低温下呈有序态, 被加热时会经历一个或多个相变转变为有序度更低的状态, 例如铁被加热到居里温度以上发生的退磁现象 [19]. 在材料科学中, 有序和无序主要描述合金内部的结构状态, 材料会发生原子排列从长程有序结构向短程或完全无序的转变 (或相反), 例如 Wu 等 [20] 探索了准静态加载下, 由于元素间的大负混合焓, 晶体相逐渐转变为非晶相, 且新非晶相的短程有序结构与原始非晶相不同. 在非晶合金当中, 还会出现非晶态到非晶态的改变, 例如 Wu 等 [21] 通过成分设计策略构建了纳米级化学异质性来增强材料在压缩和拉伸条件下的均匀塑性流动. 未变形时合金呈现分层纳米域结构, Ti-Zr-Nb-Si-XX 和 Mg-Zn-Ca-YY 纳米域交替排列, 成分差异显著, 随着塑性变形进行, 在应变 $> 70\%$ 的区域, 纳米域界限变得模糊, 最终呈现成分均匀化趋势, 整个变形过程中合金始终保持非晶结构, 由两个非晶相向一个非晶相转变, 不属于有序无序相变.

在高熵合金体系中, 固溶体 (SS) 相内部仅具有单一晶体晶格 (如 FCC, BCC 或 HCP), 且表现

为无序固溶体, 其中可能存在或不存在化学短程有序 (SRO), 但其必定不具备化学长程有序 (LRO). 具有两个或更多化学亚晶格的相表现出化学长程有序, 被称为有序相或金属间化合物 (IM), 此类可在固定成分点或一定成分范围内存在, 并可能与无序固溶体相共存于双相高熵合金中^[22].

近年来随着高熵合金的发展, 研究发现有序相的形成能改善合金的综合性能, 有序无序的组合为合金的开发提供了更多的可能性. Lei 等^[23]发现氧能以有序氧复合体的形式存在, 此类有序间隙复合体实现合金强韧性的显著提升. 金属元素对 HEAs 微观结构和力学性能的影响一直是研究的重点. Wu 等^[7]采用第一性原理计算和热力学模拟方法, 对 $\text{FeCoNiAl}_{25-x}\text{Ti}_x$ 中的原子间相互作用和有序-无序转变进行了全面的研究, 发现 FCC 型高熵合金通过应变诱导相互作用析出以 Al 和 Ti 为主要成分的 $L1_2$ 析出相, 析出相的形成有助于实现塑性和强度之间的平衡. 难熔高熵合金 (RHEAs) 由于其高温下的力学性能受到广泛关注, Soni 等^[24-26]研究了 $\text{Al}_{0.5}\text{NbTa}_{0.8}\text{Ti}_{1.5}\text{V}_{0.2}\text{Zr}$ RHEA 的微观结构和相稳定性, 分析了高熵合金当中的相反转现象, 即发生连续有序 B2 基体转变为连续无序 BCC 基体的相变. 研究表明^[27], 等原子 AlCrTiV HEA 从高温冷却时可能会经历有序-无序转变, Huang 等^[28]研究轻质 AlCrTiV 高熵合金体系中一个重要的有序-无序转变 (A2-B2) 过程, 发现提高 AlCrTiV 合金中 Ti 的含量, 可以降低合金的有序-无序转变温度, 降低合金的有序性, 提高合金的塑性. 这种有序-无序相变因为化学组成没有变化而被认为是二级相变, 相反, 一级相变需要从基体形成化学组成改变的新相^[28]. 当材料从无序状态转变为有序状态时, 原子的分布从随机模式变为晶体中长距离的周期性排列, 这也被称为长程有序. 假设存在体心立方结构的 A-B 二元合金 (图 4), 则在体心立方晶胞中存在两个位置, 一个位于立方体的体心, 另一个位于顶点. 在无序状态下, A 和 B 占据这两个位置的概率是相同的, 但在有序状态下, A 更倾向于占据其中一个位置, 而 B 更倾向于占据另一个位置^[29]. 深入理解高熵合金中的有序无序相变以及沉淀析出与成分控制具有基础性的重要意义^[30].

2017 年, Miracle 和 Senkov^[22]总结了 648 份微观结构报告中描述的 408 种不同实验合金的数据, 发现在 HEAs 当中, BCC 和 B2 相、FCC 和 $L1_2$

相总是同时出现. 最常见的 IM 相 (B2, δ , Laves, $L1_2$) 几乎总是含有 Al, Cr 或 Si. Si 作为类金属元素, 与 Al 等金属元素相比, 具有共价键晶格和较大的原子尺寸差异, 有利于促进 HEAs 中脆性 IM 的形成, 金属间化合物通常是有序相, 并且一些可以具有严格的组成范围. 有序相的 Burgers 矢量太大, 位错难以移动, 这是金属间化合物相脆性的主要原因. HEAs 中添加 Si 为调整材料的强度提供了新的机会, 而无需任何额外的 IM 来满足特定的性能要求^[14].

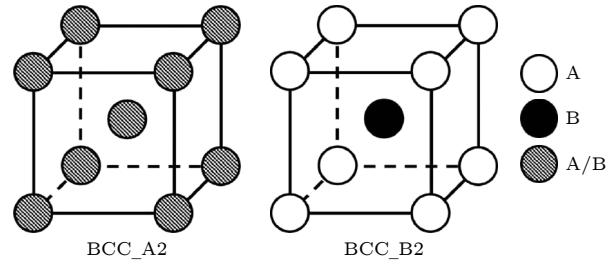


图 4 无序 (A2) 和有序 (B2) BCC 晶体结构的图示^[28]

Fig. 4. Illustration of disordered (A2) and ordered (B2) BCC crystal structure^[28].

3 影响有序-无序相变的因素

基于上述理论, 下文将探讨影响有序-无序相变的主要因素. 材料的热力学主要研究宏观变量之间的关系, 如温度、体积和压力, 这些宏观变量描述物质的物理性质和热辐射. 动力学对于相的形成起着非常重要的作用. 通过控制合金的冷却速率、加工工艺以及塑性变形与热处理工艺的结合, 可以控制合金的微观组织, 因此可以通过控制工艺参数来优化其性能. 含硅高熵合金的有序-无序相变受到成分、制备工艺、温度、原子尺寸差异等多种因素共同调控, 这些因素通过改变热力学 (熵与焓竞争) 和动力学条件 (扩散速率、原子迁移率) 影响相变路径与最终结构^[31].

3.1 成分设计

成分对于含硅材料相变的影响主要通过硅含量的调控作用以及多元协同元素的促进作用这两种方式来体现.

Gu 等^[32]通过系统研究电弧真空熔炼技术制备的铸态 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiSi}_x$ 的显微组织随 Si 含量的变化. 结果表明, 随着 Si 含量从 0 增至 0.5, 合金的相由单一的 FCC 相逐渐演变为 FCC 相与两种

有序的体心立方 (BCC_1 和 BCC_2) 相共存的双相结构, BCC_1 相为 (Al, Ni, Si) 富集的 B2 型有序 BCC 相, 而 BCC_2 相为 (Fe, Cr)₃Si 富集的 L2₁ 型有序 BCC 相. 此外, 合金的微观结构呈现出典型的树枝状结构, 枝晶 (DR) 区和枝晶间 (ID) 区分别为 FCC 相和 BCC_1/BCC_2 相, 随着 Si 含量的增大, ID 区域的体积分数逐渐增大, 表明 BCC 相的含量增加. 同时, 元素在 DR 和 ID 区域的偏聚程度逐渐降低, 显示出 Si 的添加促进元素的均匀分布.

除了常见的 AlCoCrFeNiSi 体系^[33,34]外, Lin 等^[35]制备了 WMoNbCrTiSi_x ($x = 0, 0.1, 0.25$ 和 0.5) 高熵合金, 随着硅含量的变化, $x = 0.1$ 时, 主要形成 Ti₅Si₃; 当 $x = 0.25$ 时, 大部分 Si 和 Ti 形成 Ti₅Si₃, 少部分 Si 与 Nb 形成 Nb₃Si; 当 $x = 0.5$ 时, Si 主要形成 Ti₅Si₃, Nb₃Si 和 Cr₃Si, 随着烧结的完成, Si 单质消耗完毕, WMoNbCrTiSi 高熵合金的组织主要由富 W-BCC 固溶体、Laves 相和硅化物相组成.

Babilas 等^[36]研究了 AlCoCr_xFeNiSi_y 系单相 BCC/B2 相合金的形成过程. 结果表明, 随着 Si 和 Cr 含量的增大, 合金结构发生显著变化, 形成新的结晶相, 对于铸态的 AlCoCrFeNiSi 合金, 出现金属间化合物 Cr₃Si 相的析出和 Fe 的偏析.

3.2 制备工艺

不同的制备工艺会影响合金的冷却速率和凝固过程, 从而影响相的形成和稳定性. 激光熔覆作为一种快速发展的表面处理技术, 具有凝固速率快 (10^4 — 10^6 °C/s)、显微组织细小、冶金结合优良、与基材混合少等优势^[37], 如图 5 所示. 此外, 激光熔覆的快速凝固过程容易形成非平衡凝固, 这有助于避免成分偏析并提高涂层固溶度, 会抑制材料的有序化. Zhang 等^[38]通过激光熔覆技术在 304 不锈钢表面制备了无气孔或熔渣缺陷的 CoCrFeNiSi 高熵合金涂层, 发现由于冷却速度过快, 脆性金属间化合物的形核和生长速率降低, 同时在 CoCrFeNiSi 多元合金系统中, 不同的原子半径增大凝固过程中固液界面处的能量, 使得长程扩散变得困难, 导致金属间化合物生长速率降低, 涂层为单一的 FCC 结构.

2018 年, Santodonato 等^[39]通过研究从 AlCoCrFeNi 系统中形成 HEAs 中的有序相和无序相, 并对其建模, 在 Monte Carlo 模拟和实验结果

的基础上, 指出在这些合金中晶化过程可以分为几个步骤. 首先, 在熔融温度附近可以观察到 BCC 固溶体, 在冷却条件下, 该相部分转变为有序的 B2 相, 在进一步冷却后转变为无序的 BCC 和 B2 相的混合物. 此外, 该有序相主要由 Ni-Co-Al 组成, 而 BCC 相由 Co 和 Fe 组成. 在此基础之上, Babilas 等^[36]深入研究了冷却速率对于 AlCoCr_xFeNiSi_y 的影响, 发现当 Cr 和 Si 的含量相同时, 缓慢冷却的样品中会析出 Cr₃Si 相 (在铸态下), 对于以更高冷却速率制备的高熵合金 (合金板) 观察到的是纯 Cr 析出物而不是 Cr₃Si. 对于 AlCoFeNiSi 合金, 在缓慢和快速冷却条件下会析出 AlNi₃ 和 Fe₅Si₃ 两种不同的有序相.

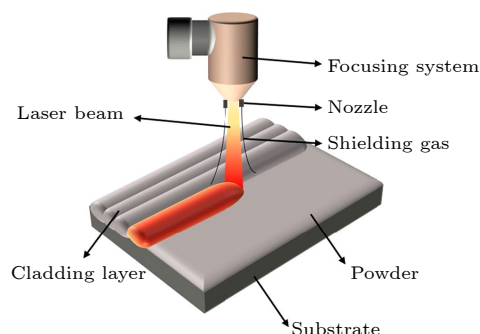


图 5 激光熔覆示意图^[38]

Fig. 5. Schematic diagram of laser cladding^[38].

电弧熔炼是从高熵合金被发现以来使用最多的制造方式, 然而粉末冶金 (PM) 是替代其加工的有力竞争, PM 具有能够更好地控制微观结构等优势^[40]. 利用粉末冶金技术, 粉末先在高能球磨机 (HEBM) 中进行机械合金化, 然后进行放电等离子烧结 (SPS) 以实现致密化. HEBM 工艺有利于促进粉末颗粒的纳米结构化, 同时 SPS 固结还保留了 HEA 的纳米结构. 已报道的共晶高熵合金 (EHEAs) 根据它们的结构可以分为三类: BCC/B2, FCC/B2 和 (BCC 或 FCC)/金属间化合物. 由于两相结合, 它们大多表现出优异的力学性能. 然而, 这些合金的制造成本限制了它们的工程应用, 但粉末冶金技术与热处理的结合为研究和开发具有优异机械性能的新型材料提供了许多可能性. Lee 等^[14]通过机械合金化 45 h 和 SPS 粉末致密化制备 FeCoNiAlSi_x HEAs. 研究其热处理后合金的形貌和相演变, 发现 FeCoNiAlSi_x 粉末 HEAs 具有单相的 BCC 结构, 然而粉末 HEAs 的致密化

促进 FeCoNiAl 中 FCC 和 BCC 双相的形成, 在添加 Si 后, FCC 相完全转变为 BCC 或 BCC/B2.

增材制造技术 (additive manufacturing, AM) 是一种基于计算机辅助设计 (CAD) 的现代制造工艺^[41], 其中粉末床熔融 (PBF) 和定向能量沉积 (DED) 常应用于高熵合金的增材制造. PBF 利用聚焦的高能激光束或电子束选择性地熔化粉末床上预先铺设的粉末层, 选择性激光熔化 (SLM) 和电子束熔化 (EBM) 是两种典型的用于金属打印的粉末床熔融工艺, DED 则使用激光、电子束或电弧在金属粉末或线材沿打印路径沉积时将其熔化, 特点是具有超快的加热速率和冷却速率, 在小尺寸熔池的固/液界面处, 冷却速率可达 10^3 — 10^8 K/s, 形成接近完全致密的产品^[42]. 近年来, 粉末等离子弧增材制造 (PPA-AM) 已开始应用于高熵合金, 如图 6 所示, Luo 等^[43] 采用 PPA-AM 技术制备了 CoCrFeNiSi_x ($x = 0, 0.25, 0.5, 0.75$) HEAs, 发现随着 Si 含量的增大, FCC 结构合金中第二相 (富 Ni 和 Si) 的体积分数显著提高, 而合金的晶粒尺寸减小. 分析表明 PPA-AM 其“局部熔池可控+快速冷却”的特点, 能抑制粗大晶粒生长, 为调控合金微观结构 (如晶粒细化、第二相析出) 提供了可能.

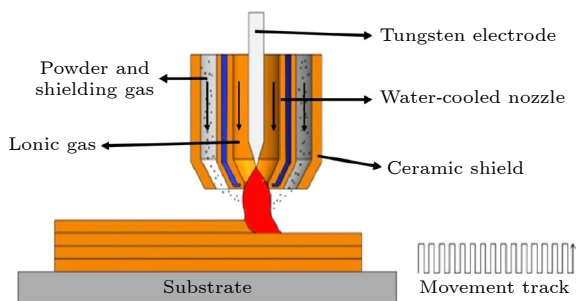


图 6 PPA-AM 制备高熵合金示意图^[43]

Fig. 6. Schematic diagram of high-entropy alloys fabricated by PPA-AM^[43].

3.3 温度与压力调控

温度是调控含硅高熵合金有序-无序相变的关键因素, 温度升高时, 原子热运动加剧, 破坏有序晶格排列, 推动合金向无序固溶体相转变, 部分体系可能发生有序结构 (如 L1₂, B2) 的分解. 低温下原子扩散受限, 热力学驱动力趋向低熵有序结构, 但过低温可能导致相分离或亚稳无序相冻结.

退火处理通过热力学驱动力与动力学条件的协同优化, 使材料体系逐步向平衡态演化, 有序相

的形成程度可通过温度-时间参数实现精确调控. 该过程对提升材料强度、磁性等功能特性具有重要工程价值, 但需注意避免过度退火导致的晶粒粗化等副作用. Zhang 等^[37] 研究了退火温度对激光熔覆 6FeNiCoCrAlTiSi 高熵合金涂层组织影响, 在温度低于 750 °C 下退火后, 晶界区的相转变为有序的 BCC 相结构, 并伴随着 Ti, Si 元素的成分偏聚. Shun 等^[44] 的研究解释当高熵合金中某些合金元素的含量超过一定浓度时, 会发生这种现象. 这些元素可能会占据固溶体晶格中的固定位置, 从而导致从无序到有序的结构转变. 因此, 可以认为在低于 750 °C 时的相变是由溶质扩散和偏析过程控制的. 退火处理后晶界粗化的原因是无序相体积分数的增大. 当退火温度升高到约 1000 °C 或更高时, 一些金属间化合物 (如 TiSi, TiSi₂ 或其他未知相) 可以在原始晶界区域形核并生长. 由于 Ti 和 Si 元素的原子半径差异较大以及混合焓较高, TiSi 和 TiSi₂ 金属间化合物比其他化合物更优先析出. 与此同时, 在此退火温度下, 多边形晶粒也会发生从无序到有序的相变.

基于现有研究认知, 随着外加压力的增大, 原子间距减小, 导致原子运动和体扩散受到限制. Robert 等^[45] 提出, 在压力条件下, 原子占位和电荷分布可能发生改变. 同时, 高压更倾向于形成致密结构, 而不同位点间较大的尺寸差异有利于有序结构的形成, 这些结果均表明该高熵合金在高压下发生有序化转变的可能性. 已有研究指出, 施加不同形式的能量可以促进 SRO 向 LRO 的相变^[46]. Ma 等^[47] 采用原位高压能量色散 X 射线衍射 (EDXRD) 技术研究了 CoCrCuFeNiPr 高熵合金中压力诱导的有序化相变. 研究发现, 以有序 FCC 相为主、无序 FCC 相为辅的共存态在高压甚至超高压条件下保持稳定. 在 4.7—16.0 GPa 的压力范围内, 存在压力诱导的快速有序化转变; 随后, 转变速率逐渐减缓, 直至 106.4 GPa. 研究认为材料中可能存在一些 SRO 的局部结构, 这些结构可被视为“胚胎”, 并会随着压力的增大发展为有序相.

4 有序-无序相变对材料性能的影响

4.1 机械性能

高熵合金的多相结构不仅促进相分离的基础研究, 而且提高 HEAs 可实现的应用性能, 在铸态下, 添加超过固溶体极限的硅可能导致某些系

统中形成第二相, 包括铸态条件下的相形成以及固态析出过程, 这些相的生成可能引发显著的强化效应 [6,48].

Gu 等 [32] 通过研究铸态 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiSi}_x$ ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$ 和 0.5) 合金显微组织与力学性能的关系, 发现 Si 的添加促进富集 Al, Ni, Si 的 B2 结构有序 BCC 相的形成. 与不含 Si 的合金相比, BCC 相的引入及其含量的增大显著提升强度 (图 7(a)). 通过计算各强化机制的贡献比例, 图 7(b) 总结了 BCC 相对屈服应力增量的影响, 揭示二者间的线性关系. 值得注意的是, Si 的添加还导致另一 BCC 相的形成, 即与 B2 基体共格的 L2_1 结构 $(\text{Fe, Cr})_3\text{Si}$ 相, 其通过粒子剪切机制进一步产生强化效应.

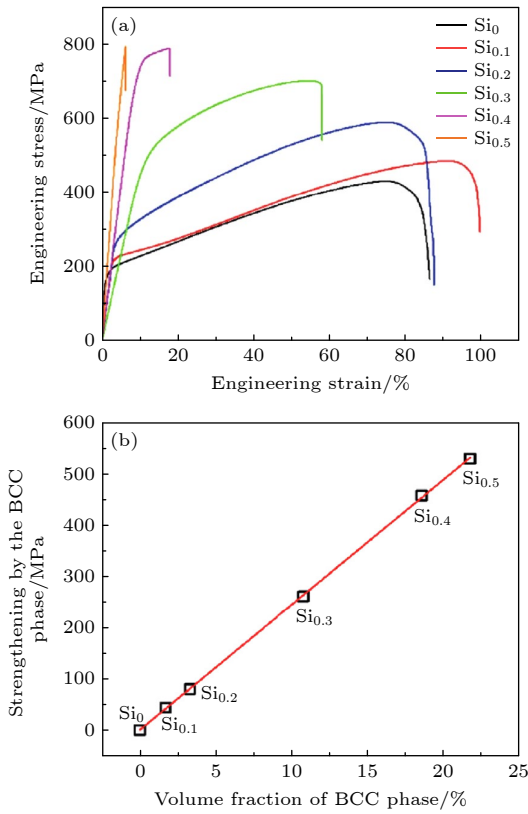


图 7 (a) 室温拉伸曲线; (b) BCC 阶段强化 [32]

Fig. 7. (a) Room-temperature tensile curves; (b) strengthening by the BCC phase [32].

在针对 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiSi}_x$ ($x = 0, 0.2, 0.5, 0.8$ 和 1.0) 的研究中, Cheng 等 [33] 进一步表明, 向单相 FCC 结构的 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ 合金中添加 Si 不仅促进 B2 相的形成, 还诱导共格纳米颗粒的析出. 相较于原始 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ 合金, $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiSi}_{0.2}$ 合金的拉伸性能显著提升, 其屈服强度 (YS) 和抗

拉强度 (UTS) 分别提高 63% 和 60%, 而延伸率仍保持在 56%.

硅原子的存在可以提高合金的硬度和耐磨性, 它作为位错运动的障碍, 从而引起进一步的变形. Chandrakar 等 [5] 研究了 Si 在 AlCrFeMnNiSi_x ($x = 0, 0.3, 0.6$ 和 0.9) 高熵合金系统的影响, 衍射数据分析表明硅含量的增大促进 BCC 相当中 Al 和 Ni 基 B2 相的析出. 由于固溶强化和原子错配的减少, 硅的使用改善了 HEAs 的耐磨性, 与不含硅的合金相比, 含硅的 HEAs 可能具有更低的摩擦系数和更小的黏着磨损敏感性, Si 的存在会改变表面化学性质, 降低接触表面之间的黏附性, 确定的磨损机制包括黏着磨损和脱层磨损, 通常用于滑动接触条件下的金属材料.

4.2 腐蚀性能

腐蚀电位 (E_{corr}) 是材料表面腐蚀反应与还原反应达到平衡时的电位. E_{corr} 越正, 表明材料抵抗腐蚀的倾向越强, 腐蚀电位反映了热力学稳定性, 但不能作为评价腐蚀性能的依据. 腐蚀电流密度 (I_{corr}) 表征材料表面发生腐蚀的速率, I_{corr} 值越低, 材料被腐蚀的速率越慢, 表明其耐腐蚀性越强 [5,49]. 根据电化学理论, I_{corr} 较低则 E_{corr} 较高, 材料越耐腐蚀 [50].

Lin 等 [51] 采用激光熔覆技术在 AISI 1045 钢表面制备了 CoCrFeMnNiSi_x ($x = 0, 0.4, 0.8, 1.2, 1.6$) 高熵合金涂层, 未添加 Si 时, 合金的显微组织由单一的 FCC 固溶体相组成, Si 的加入使涂层中出现 BCC 和硅化物相. 随着 Si 含量的增大, 涂层中硅化物相和 BCC 相的衍射峰强度增大, 且有更多的小衍射峰发生分裂. FCC 峰衍射强度相应降低. 晶粒随着 Si 的增加而细化.

分析图 8 显示的极化曲线以及电化学腐蚀参数, 发现当 Si 含量为 1.6 时, 合金的最高自腐蚀电位为 -0.662 V, 最低自腐蚀电流为 2.809×10^{-6} A/cm². 高熵合金涂层的耐蚀性最佳, 与未添加 Si 的涂层相比, 耐蚀性明显提高, 同时在涂层表面形成的钝化膜最稳定致密. 大量研究证实, FCC 相会损害材料的耐腐蚀性, 原因是当暴露于腐蚀性环境中时, 合金中的硬质相或第二相可能与 FCC 相形成微电池, 由于 FCC 相电位较低, FCC 相在腐蚀环境中会作为阳极优先发生腐蚀, Si 元素的添加可抑制 FCC 相的形成 [51-53].

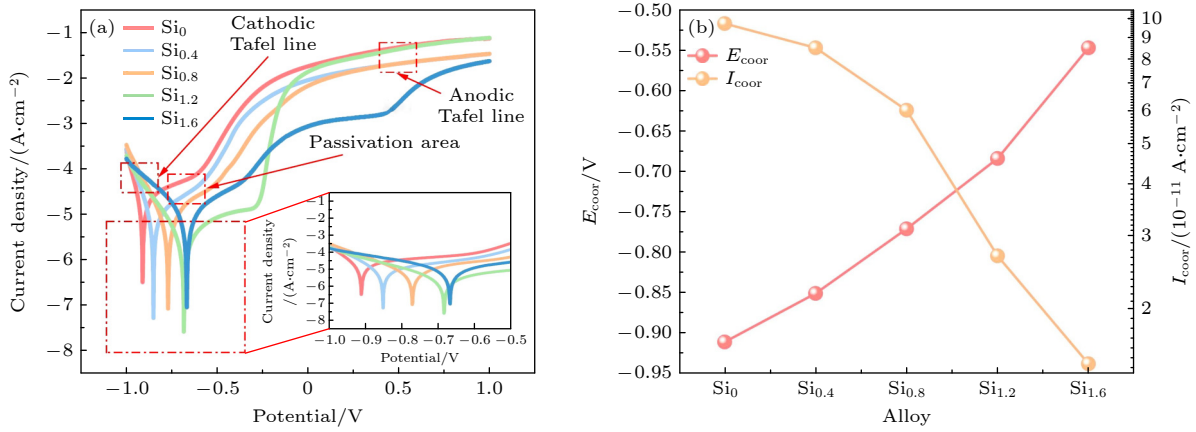


图 8 (a) CoCrFeMnNiSi_x 高熵合金涂层的动电位极化曲线; (b) 电化学腐蚀参数^[51]

Fig. 8. (a) Potentiodynamic polarization curves of CoCrFeMnNiSi_x high-entropy-alloy coatings; (b) parameters of electrochemical corrosion^[51].

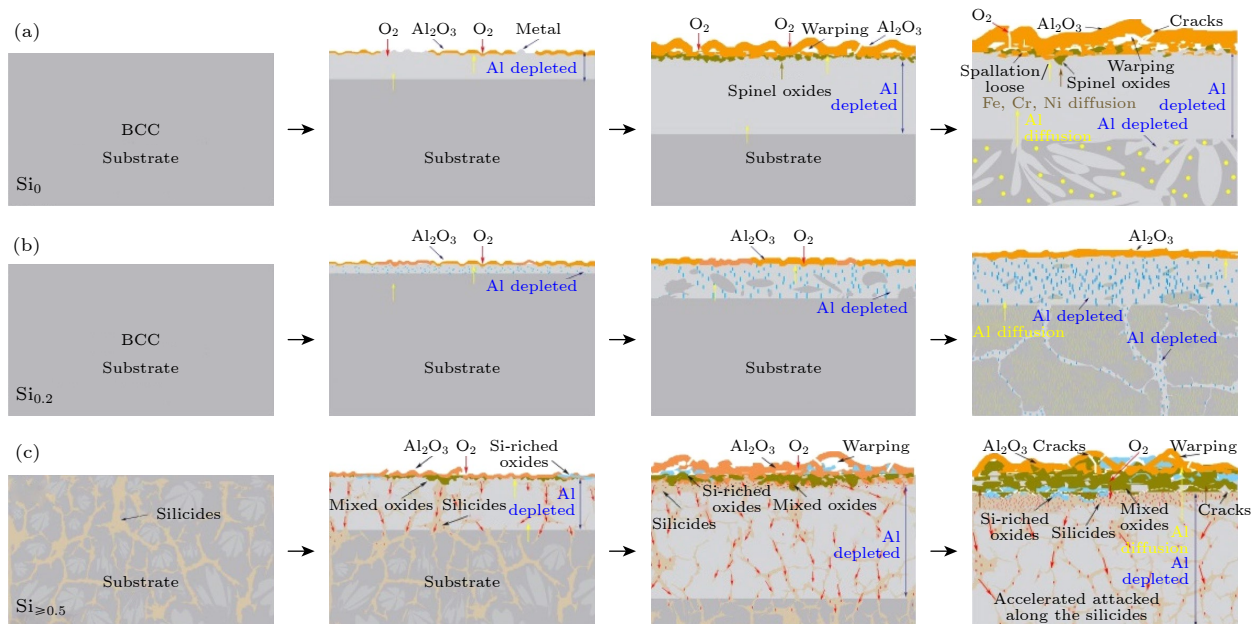


图 9 AlCoCrFeNiSi_x HEAs 在 1100 °C 下 200 h 的氧化行为示意图 (a) Si₀; (b) Si_{0.2}; (c) Si_{≥0.5}^[11]

Fig. 9. Schematic diagram of oxidation behavior for AlCoCrFeNiSi_x HEAs at 1100 °C for 200 h: (a) Si₀; (b) Si_{0.2}; (c) Si_{≥0.5}^[11].

4.3 高温氧化性

对于典型的 Al₂O₃ 形成合金/涂层, 许多研究表明, Si 的加入可以改变氧化层的生长机制, 显著提高其抗氧化性和抗热腐蚀性. Wang 等^[54] 发现 Si 改性的 Ni-Al 和 Ni-Cr-Al 合金通过促进 Al₂O₃ 氧化层的形成而表现出更好的氧化保护. 同时, 已经证实 Si 可以延缓 Al₂O₃ 氧化皮的剥落, 提高氧化层与基体之间的附着力, 氧化膜中 SiO₂ 的形成有利于提高其抗氧化和抗热腐蚀性能^[55].

因此, Li 等^[11] 通过研究 AlCoCrFeNiSi_x ($x = 0, 0.2, 0.5, 0.8, 1.0$) 合金的显微组织与 1100 °C,

200 h 的高温氧化行为变化, 发现随着 Si 的加入, 合金的显微组织由单一的 BCC 相转变为无序相 (A2) 和有序相 (B2) 组成的调制板状结构. 适量的 Si 可促进 Al₂O₃ 氧化膜的形成, 从而提高合金在 1100 °C 的抗氧化性能. 适量的 Si 降低 Al 选择性氧化的临界浓度, 有利于 Al₂O₃ 氧化膜的优先形成, 而过量的 Si 则破坏 Al₂O₃ 氧化膜的完整性, 在 Al₂O₃ 氧化膜下形成混合氧化物并无序生长. Si 含量对合金氧化行为的影响, 根据合金在 1100 °C 下氧化 200 h 前后的显微组织演变推断, 可分为 3 组, 如图 9 所示. 合金晶界处的 Cr₃Si 是氧的扩散通道, 形成内氧化.

4.4 磁性和电阻率

根据定义, 软磁材料的特征在于低矫顽力. 基本上所有软磁应用所需的最重要特性是高饱和感应、高磁导率、低矫顽力和低磁芯损耗. Zuo 等^[56]设计了一系列不同 Al/Si 摩尔比 ($x = 0, 0.25, 0.5, 0.75$ 和 1) 的 Al_xCoFeNi 和 CoFeNiSi_x HEAs, 系统研究 Al 和 Si 的添加对材料的相组成、电磁性能等的影响. 发现对于 CoFeNiSi_x 合金, 随着 Si 含量的增大, 有两种类型的 Ni_3Si 相通过调幅分解从 FCC 基体中析出. 饱和磁化强度从 151.3 emu/g ($x = 0$) 下降到 80.5 emu/g ($x = 1$), Si 的加入比 Al 的加入更能显著降低合金的饱和磁化强度. 合金元素对电阻率的影响随 Si 含量的变化趋势相反, Si 的加入使电阻率从 16.7 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ 提高到 82.89 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$. 同时发现合金经历非常小的磁致伸缩, 这对于确保材料在施加外部磁场时不受应力是必不可少的.

5 应用和展望

含硅高熵材料凭借其独特的成分设计与可调控的有序-无序相变行为, 在多个领域展现出广阔的应用潜力. 在能源领域, 在薄膜型硅基阳极中引入高熵控制策略以提高其循环稳定性和倍率性能是一种很有前景的研究方向^[57]. Su 等^[58]结合非晶化和高熵改性硅基薄膜阳极在无黏合剂和导电添加剂的环境中改善电化学性能, 此方法可以解决硅基薄膜阳极的应变问题中的有效性, 为硅基阳极材料组成和结构的定制提供设计原则, 为高结构稳定性薄膜型阳极的制备提供指导. Lei 等^[59]通过研究发现结合高熵改性是设计高能量密度锂离子电池阳极材料的一种有效方法. 在结构材料领域, 硅的引入显著降低合金密度, 在航空航天轻量化部件、汽车结构件及耐磨涂层中展现出独特优势^[49]. 在电子器件领域, 硅的半导体特性与高熵体系的组分多样性结合, 为新型功能材料的设计提供了新思路.

然而, 含硅高熵合金的进一步发展仍面临多重挑战. 基础研究层面, 需深入解析硅对短程有序结构与相变动力学的微观作用机制, 并建立跨尺度性能预测模型. 工艺优化方面, 增材制造的参数匹配性、后处理工艺对异质结构稳定性的影响仍需系统探索.

未来研究应强化多学科交叉融合, 结合先进表

征技术与数据驱动设计方法, 突破成分-工艺-性能的关联性瓶颈. 同时, 需开展极端环境下的长周期服役评价, 推动含硅高熵合金从实验室研究向工业应用的实质性跨越. 通过平衡性能优势与经济可行性, 含硅高熵材料有望在高端装备制造与新能源领域实现突破性应用.

参考文献

- [1] Yeh J W, Chen S K, Lin S J, Gan J Y, Chin T S, Shun T T, Tsau C H, Chang S Y 2004 *Adv. Eng. Mater.* **6** 299
- [2] Cantor B, Chang I T H, Knight P, Vincent A J B 2004 *Mater. Sci. Eng. A* **375-377** 213
- [3] Huang E W, Lee W J, Singh S S, Kumar P, Lee C Y, Lam T N, Chin H H, Lin B H, Liaw P K 2022 *Mater. Sci. Eng. : R: Rep.* **147** 100645
- [4] Tsai M H, Yeh J W 2014 *Mater. Res. Lett.* **2** 107
- [5] Chandrakar R, Chandraker S, Kumar A, Jaiswal A 2024 *Mater. Res. Express* **11** 116512
- [6] Sohrabi M J, Kalhor A, Mirzadeh H, Rodak K, Kim H S 2024 *Prog. Mater. Sci.* **144** 101295
- [7] Wu Y, Li Z, Feng H, He S 2022 *Materials* **15** 3992
- [8] Liu F F, Liaw P, Zhang Y 2022 *Metals* **12** 501
- [9] Luan H W, Shao Y, Li J F, Mao W L, Han Z D, Shao C, Yao K F 2020 *Scr. Mater.* **179** 40
- [10] Ye X C, Xu Z Y, Wang T, Xu D, Zhang W, Fang D 2020 *Spec. Cast. Nonferrous Alloys* **40** 1323 (in Chinese) [叶喜葱, 徐张洋, 王童, 徐东, 张文, 方东 2020 特种铸造及有色合金 **40** 1323]
- [11] Li Y T, Zhang P, Zhang J Y, Chen Z, Shen B L 2021 *Corros. Sci.* **190** 109633
- [12] Kumar A, Chandrakar R, Chandraker S, Rao K R, Chopkar M 2021 *J. Alloys Compd.* **856** 158193
- [13] Zhang Y T, Zhang M, Li D, Zuo T, Zhou K, Gao M C, Sun B, Shen T 2019 *Metals* **9** 382
- [14] Lee H, Sharma A, Ahn B 2023 *J. Alloys Compd.* **947** 169545
- [15] Gearhart C A 1990 *Am. J. Phys.* **58** 468
- [16] Li Z Z, Zhao S T, Ritchie R O, Meyers M A 2019 *Prog. Mater. Sci.* **102** 296
- [17] Zhang Y, Zhou Y J, Lin J P, Chen G L, Liaw P K 2008 *Adv. Eng. Mater.* **10** 534
- [18] Yang X H, Zhang Y 2012 *Mater. Chem. Phys.* **132** 233
- [19] Yan X H, Liaw P K, Zhang Y 2021 *Metall. Mater. Trans. A* **52** 2111
- [20] Wu G, Liu C, Yan Y Q, Liu S D, Ma X Y, Yue S Y, Shan Z W 2024 *Nat. Commun.* **15** 1223
- [21] Wu G, Liu S D, Wang Q, Rao J, Xia W Z, Yan Y Q, Eckert J, Liu C, Ma E, Shan Z W 2023 *Nat. Commun.* **14** 3670
- [22] Miracle D B, Senkov O N 2017 *Acta Mater.* **122** 448
- [23] Lei Z F, Liu X J, Wu Y, Wang H, Jiang S H, Wang S D, Hui X D, Wu Y D, Gault B, Kontis P, Raabe D, Gu L, Zhang Q H, Chen H W, Wang H T, Liu J B, An K, Zeng Q S, Nieh T G, Lu Z P 2018 *Nature* **563** 546
- [24] Soni V, Gwalani B, Senkov O N, Viswanathan B, Alam T, Miracle D B, Banerjee R 2018 *J. Mater. Res.* **33** 3235
- [25] Soni V, Senkov O N, Gwalani B, Miracle D B, Banerjee R 2018 *Sci. Rep.* **8** 8816
- [26] Soni V, Gwalani B, Alam T, Dasari S, Zheng Y, Senkov O N, Miracle D, Banerjee R 2020 *Acta Mater.* **185** 89

- [27] Huang X J, Miao J S, Luo A A 2018 *J. Mater. Sci.* **54** 2271
- [28] Huang X J, Miao J S, Luo A A 2022 *Scr. Mater.* **210** 114462
- [29] Sundman B, Chen Q, Du Y 2018 *J. Phase Equilib. Diffus.* **39** 678
- [30] Singh P, Johnson D D 2021 *J. Mater. Res.* **37** 136
- [31] Zhang Y, Zuo T T, Tang Z, Gao M C, Dahmen K A, Liaw P K, Lu Z P 2014 *Prog. Mater. Sci.* **61** 1
- [32] Gu X Y, Zhuang Y X, Jia P 2022 *Mater. Sci. Eng. A* **840** 142983
- [33] Cheng P, Zhao Y H, Xu X T, Wang S, Sun Y Y, Hou H 2020 *Mater. Sci. Eng. A* **772** 138681
- [34] Zhu J M, Fu H M, Zhang H F, Wang A M, Li H, Hu Z Q 2010 *Mater. Sci. Eng. A* **527** 7210
- [35] Lin Y Z, Yang H Y, Chen F, Yan J H 2023 *Trans. Mater. Heat Treat.* **44** 69 (in Chinese) [林应征, 杨洪宇, 陈芳, 颜建辉 2023 材料热处理学报 **44** 69]
- [36] Babilas R, Łoński W, Boryło P, Kądziołka Gawel M, Gębara P, Radoń A 2020 *J. Magn. Magn. Mater.* **502** 166492
- [37] Zhang H, Pan Y, He Y Z 2011 *J. Therm. Spray Technol.* **20** 1049
- [38] Zhang S Y, Han B, Li M Y, Zhang Q, Hu C Y, Jia C X, Li Y, Wang Y 2021 *Surf. Coat. Technol.* **417** 127218
- [39] Santodonato L J, Liaw P K, Unocic R R, Bei H, Morris J R 2018 *Nat. Commun.* **9** 4520
- [40] Torralba J M, Alvarado P, García Junceda A 2020 *Powder Metall.* **63** 227
- [41] Brif Y, Thomas M, Todd I 2015 *Scr. Mater.* **99** 93
- [42] Han C J, Fang Q H, Shi Y S, Tor S B, Chua C K, Zhou K 2020 *Adv. Mater.* **32** 1903855
- [43] Luo J, Wang J, Su C, Geng Y, Chen X 2024 *J. Mater. Eng. Perform.* **33** 12413
- [44] Shun T T, Hung C H, Lee C F 2010 *J. Alloys Compd.* **493** 105
- [45] Hazen R M, Navrotsky A 1996 *Am. Mineral.* **81** 1021
- [46] Starenchenko S V 2012 *Russ. Phys. J.* **54** 965
- [47] Ma Y M, Fan J T, Zhang L J, Zhang M D, Cui P, Dong W Q, Yu P F, Li Y C, Liaw P K, Li G 2018 *Intermetallics* **103** 63
- [48] Ma L L, Wang L, Nie Z H, Wang F C, Xue Y F, Zhou J L, Cao T Q, Wang Y D, Ren Y 2017 *Acta Mater.* **128** 12
- [49] Ji C W, Ma A, Jiang J H 2022 *J. Alloys Compd.* **900** 163508
- [50] Kumar A, Dhekne P, Swarnakar A K, Chopkar M 2018 *Mater. Res. Express* **6** 026532
- [51] Lin T X, Feng M Y, Lian G F, Lu H, Chen C R, Huang X 2024 *Mater. Charact.* **216** 114246
- [52] Li Z, Taheri M, Torkamany P, Heidarpour I, Torkamany M J 2024 *Vacuum* **219** 112749
- [53] Shang X L, Wang Z J, He F, Wang J C, Li J J, Yu J K 2017 *Sci. China Technol. Sci.* **61** 189
- [54] Wang S, Wu Y, Gesmundo F, Niu Y 2008 *Oxid. Met.* **69** 299
- [55] Jiang S M, Xu C Z, Li H Q, Liu S C, Gong J, Sun C 2010 *Corros. Sci.* **52** 435
- [56] Zuo T T, Li R B, Ren X J, Zhang Y 2014 *J. Magn. Magn. Mater.* **371** 60
- [57] Wen J J, Liu X, Li Z H, Li W W 2023 *J. Alloys Compd.* **934** 167622
- [58] Su Y, Lei X C, Chen W J, Su Y P, Liu H W, Ren S Y, Tong R Y, Lin Y T, Jiang W J, Liu X Z, Su D, Zhang Y G 2024 *Chem. Eng. J.* **500** 157197
- [59] Lei X C, Wang Y Y, Wang J Y, Su Y, Ji P X, Liu X Z, Guo S N, Wang X F, Hu Q M, Gu L, Zhang Y G, Yang R, Zhou G, Su D 2023 *Small Methods* **8** 2300754

SPECIAL TOPIC—Order tuning in disordered alloys

Order-disorder phase transition in silicon-containing high-entropy materials*

LU Xinyi¹⁾ ZHANG Yong^{1)2)†}

1) (*State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China*)

2) (*Key Laboratory of Silicon-based Materials for the Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Fuzhou University of Science and Technology, Fuzhou 350109, China*)

(Received 10 March 2025; revised manuscript received 22 July 2025)

Abstract

High-entropy alloys (HEAs), representing a significant category of multi-component alloys, have attracted significant attention due to their outstanding mechanical and functional properties. This review focuses on the order-disorder phase transition mechanisms in silicon-based HEAs, systematically addressing the thermodynamic and kinetic regulation principles and their effects on material performance. The research has shown that adding silicon improves atomic size matching and mixing enthalpy, allowing high-entropy alloys to have both ordered and disordered phases, thereby significantly enhancing their mechanical and physicochemical properties.

The evolution of ordered and disordered phases is strictly controlled by fabrication processes. Advanced fabrication techniques, such as laser cladding and powder metallurgy, as well as temperature/pressure modulation, can precisely control phase formation and layered structure, achieving synergistic strengthening through multiphase structures. Rapid cooling techniques such as laser cladding suppress the nucleation and growth of brittle intermetallic compounds, which is beneficial for single-phase FCC structures. On the contrary, controlled annealing treatments can induce phase transitions towards ordered BCC/B2 structures, enhancing high-temperature stability. Advanced techniques such as powder plasma arc additive manufacturing (PPA-AM) utilize rapid solidification to refine grain size and effectively disperse second phases. Thermodynamic drivers, particularly the competition between entropy and enthalpy quantified by the parameter Ω , as well as external stimuli such as pressure, provide precise control over the phase transition pathways and final microstructures.

Furthermore, the incorporation of silicon enhances functional performance, including increasing electrical resistivity, customizing magnetic responses, and improved high-temperature oxidation resistance through the formation of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ layers. Despite these advancements, there are still challenges in understanding atomic-scale dynamics of phase transitions and expanding cost-effective manufacturing processes. Future efforts should integrate multiscale characterization, computational modeling, and performance validation under extreme conditions to accelerate the engineering applications of silicon-based HEAs in aerospace, energy storage, and electronic devices.

Keywords: high-entropy alloys, order-disorder transition, silicon-containing materials

PACS: 64.60.Cn, 61.66.Dk, 66.70.Df

DOI: [10.7498/aps.74.20250307](https://doi.org/10.7498/aps.74.20250307)

CSTR: [32037.14.aps.74.20250307](https://cstr.cn/32037.14.aps.74.20250307)

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 52273280).

† Corresponding author. E-mail: drzhangy@ustb.edu.cn



含硅高熵材料中的有序-无序相变

路辛夷 张勇

Order-disorder phase transition in silicon-containing high-entropy materials

LU Xinyi ZHANG Yong

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 166402 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20250307

CSTR: 32037.14.aps.74.20250307

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250307>

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

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>

含钨难熔高熵合金的制备、结构与性能

Preparation, structures and properties of tungsten-containing refractory high entropy alloys

物理学报. 2021, 70(10): 106201 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201986>

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>

孪晶界对 $Cr_{26}Mn_{20}Fe_{20}Co_{20}Ni_{14}$ 高熵合金力学行为影响的分子动力学模拟

Effect of twin boundary on mechanical behavior of $Cr_{26}Mn_{20}Fe_{20}Co_{20}Ni_{14}$ high-entropy alloy by molecular dynamics simulation

物理学报. 2021, 70(18): 186201 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210324>

电流处理调控CoCrFeNi高熵合金纤维的组织结构与力学性能

Optimizing microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high-entropy alloy microfibers by electric current treatment

物理学报. 2025, 74(13): 138102 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250518>

有序-无序二维耦合系统的电子输运性质

Electron transport properties of order-disorder separated two-dimensional bilayer systems

物理学报. 2022, 71(24): 240301 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221055>