Ultralight 高熵纳米线支架：极端温度下的功能性

Cameron S. Jorgensen,[1,2,3] Corisa Kons,[1] William Stallions,[1] Austin C. Houston,[1] Gerd Duscher,[1] Dustin A. Gilbert[1]†

[1] 美国田纳西大学诺克斯维尔分校材料科学与工程系，田纳西州诺克斯维尔，邮编 37996

[2] 美国空军研究实验室，赖特-帕特森空军基地，俄亥俄州，邮编 45433

[3] Arctos Technology Solutions，美国俄亥俄州代顿，邮编 45431

† 电子邮件：dagilbert@utk.edu

摘要

高熵合金（HEA）将成分无序与卓越的功能可调性相结合，但其固有的高密度限制了其在轻质系统中的应用。本文提出熵架构纳米线超材料，这类材料将构型熵与结构孔隙率相结合，从而以超低密度实现类金属功能。我们将FeCoNiCrCu高熵合金纳米线电沉积到多孔模板中，并通过冷冻铸造制成三维“鸟巢”支架，其密度不到块体金属的1%。所得架构保留了无序面心立方相，居里温度超过1000 K，热扩散率（≈ 0.211 $mm^2 s^{-1}$）与钛合金相当。结构和光谱分析揭示了纳米尺度铜偏析，这种偏析增强了磁有序和热稳定性。这些发现表明，可协同设计构型熵与架构层级，从而为极端环境应用开发轻质、高温功能材料。

关键词： 纳米线、气凝胶、铁磁性、电沉积、冷冻铸造、高熵合金、低密度、超轻超材料

引言

高熵合金（HEA）是一类发展迅速的《材料》，利用构型熵来稳定复杂的固溶体。[1-3] 这使得包括不互溶二元组合在内的多种元素能够形成具有高度无序原子环境的单相结构。由此产生的原子半径和键长分布会引发局域晶格畸变——即所谓的“极端性”——从而驱动一系列功能行为，包括可调磁性、电输运和热学性质。[3-8] 除这些涌现功能外，高熵合金还因其机械稳健性、高温稳定性、耐腐蚀性，以及在许多情况下具备的经济性和可回收性而备受重视。[9]

这些综合特性使高熵合金在结构技术和功能技术领域都颇具吸引力，应用范围从硬磁材料和软磁材料到催化剂及航空航天部件。[10-12] 然而，其在重量敏感系统中的广泛应用仍受到一个关键限制：密度。大多数高熵合金的密度都高于 8 g/cm^3, 约为钛的两倍、铝的三倍，这严重限制了其在重量关键应用中的使用。

纳米结构超材料为克服这一局限提供了一种前景广阔的途径。溶胶-凝胶或冷冻铸造纳米线支架等结构可大幅降低整体密度，密度值可调节至从接近块体材料的水平降至 <10 mg/cm^3, ，同时保留必要的力学性能。这些材料——如碳、二氧化硅和氧化铝气凝胶——以其高比表面积（SA:V）（≈1.5×10^6 m^{-1}）和超低密度为特征，[13] 已被广泛研究并应用于电子学 [1,2], 新型计算、[14,15] 催化、[16,17] 能量存储、[18-21] 忆阻器、[15], 独特磁性、[22],轻质结构系统、[20, 23] 过滤器、[24] 电磁屏蔽，[25] 以及加氢材料领域。[13]

高熵合金特别适合采用这种超材料策略。许多高熵合金由3d过渡金属构成，这些金属很容易通过电沉积制成纳米线。这为制造高熵合金基支架开辟了一条可扩展且可控的途径——而铝或钛难以实现这一点，因为它们不易进行电化学加工。由此形成的结构兼具高熵合金的强度和可调性，以及多孔结构的质量效率。此外，众所周知，尽管密度大幅降低，纳米线支架仍能保留相当比例的固有机械强度，进一步提升其在严苛环境中的适用性。

通过将高熵合金的成分多样性与超材料的几何形态可控性相结合，可以设计出功能可定制的低密度、高性能材料，从而应对航空航天、催化和热管理领域长期存在的挑战。

在本研究中，我们制备了高熵合金 FeCoNiCrCu 的纳米线——这种成分尤具应用前景，以强度高、耐腐蚀性好且块体行为得到充分研究而著称——并将其组装成超低密度纳米线支架。随后对这些支架进行烧结，使纳米线相互焊接，在不牺牲孔隙率的前提下增强其机械完整性。我们采用透射电子显微镜（TEM）和能量损失谱（EELS）对制备态及热处理后的结构进行表征，并在高温加工过程中进行原位评估。通过高温磁测量和热导率测量评估其功能表现。综合这些结果，我们展示了一条将高熵合金的成分复杂性与超材料的结构可调性相结合的路径，从而为极端环境应用提供新型机械性能稳健、轻质材料。

~~方法~~

高熵 FeCoNiCrCu 纳米线通过电沉积制备，电解液为含有 0.08 M $CuSO_4$ + 0.16 M $CoSO_4$ + 0.16 M $FeSO_4$ + 0.21 M $NiSO_4$ + 0.08 M $CrCl_3$ + 0.8 M BH_3O_3 (1 M = 1 mol L^{-1}) 的水溶液。每次生长前均现配该溶液。此配方与经典坎托合金密切相关。电沉积在相对于 Ag+/AgCl 参比电极 −2.0 V 的电位下进行，沉积于多孔阳极氧化铝（AAO）或径迹蚀刻聚碳酸酯（PC）膜中[26, 27]，膜的背面以溅射金膜封闭；该金膜用作工作电极，沉积过程发生在膜孔内。制得的纳米线直径为 10–200 nm，长度为 3–20 μm。对于直径为 50 mm、孔径为 100 nm、长度为 60 μm 的膜，总沉积电荷为 50 库仑。通过监测瞬时电流是否持续增大来确定该数值；电流增大表明沉积过量。沉积后，使用由 I_2, KI 和 H_2O 按 1:4:40 配制的溶液选择性蚀刻金工作电极。随后，将 AAO（PC）膜置于 6 M NaOH（氯仿）中超声处理，使其溶解。通过离心沉淀将纳米线与溶剂分离，并转移至去离子水中；随后用移液管吸除大部分氯仿，再将纳米线重新悬浮于甲醇中。再次采用离心沉淀使纳米线与甲醇分离，然后以去离子水替换甲醇。再换水两次，使纳米线悬浮于近乎纯净的去离子水中。随后将纳米线冷冻铸造成支架超材料。在此过程中，先将分散于去离子水中的纳米线静置沉降，或通过离心使其沉淀。接着倒去多余的水，留下体积约为最终目标支架大小的水和纳米线。然后通过超声处理使纳米线重新分散，形成纳米线浆料，并迅速用液氮骤冷冻结。该过程可促使纳米线均匀分布并呈随机取向，形成“鸟巢”结构。随后将骤冷冻结的结构放入冷冻干燥机中，使冰升华，留下独立自立的纳米线支架。溶剂转移和冷冻铸造过程此前已有描述。[13, 28, 29] 纳米线的机械强度

纳米线支架 可通过在 600 °C 下采用交替的空气和成形气体气氛进行烧结，进一步增强。

采用X射线衍射、扫描电子显微镜（SEM）和高分辨率透射电子显微镜（TEM）对支架和单根线进行了结构表征。在TEM测量过程中，分别通过选区电子衍射（SAED）和电子能量损失谱（EELS）确定局部结构和成分分布；同时还采用能量色散X射线能谱测量成分。在室温下，使用锁相激光热成像仪（1W，λ=455 nm）测量热扩散率。该技术利用正弦强度变化的激光从样品一侧对其进行加热，同时使用FLIR相机监测另一侧表面的温度。通过确定激光功率与另一侧表面温度之间的相位延迟，可以提取热扩散率，[30] 进而得到热导率。在室温至1000 K范围内，使用振动样品磁强计（VSM）进行磁测量。

结果与讨论

结构与成分

多晶FeCoNiCrCu纳米线按照所述制备方法制备而成。值得注意的是，该制备方法并不适用于高熵合金薄膜的沉积：所得薄膜中铬含量极低而铜含量较高；但该方法可有效用于在多孔膜中沉积制备纳米线。回顾所述溶液，铬通常需要还原剂才能成功实现电沉积，而当前溶液中并不存在这类试剂。在我们的溶液中，对于纳米线，我们观察到，提高$CrCl_3$ 的含量也会增加所得薄膜和纳米线中的铜含量。通过研究其潜在化学机制可知，$2Cr + 3CuSO_4 \rightarrow Cr_2(SO_4)_3 + 3Cu$，$\Delta H = -683$ kJ/mol，这是一种显著的放热反应。因此，硫酸铜可能会在薄膜沉积后不久自发蚀刻铬，而铬在孔中则可免受这种蚀刻。一种可能性是该过程高度依赖于沉积电流密度以及沉积速率，从而在铬被蚀刻之前有效地将其掩埋。另一种可能性是，孔中的有限传质能力降低了$CuSO_4$ 接触已沉积铬的能力。铬在这些材料的高温抗氧化性中发挥着关键作用，因此，在不使用络合剂的情况下实现可观的铬含量，是一项令人振奋的进展。

图1A展示了生长态、电沉积并收集后的线的透射电子显微镜显微图。图1B-F中的电子能量损失谱图像显示，各元素沿线分布均匀，没有明显的相分离。通过能量色散X射线谱测得样品的成分为 $Fe_{18}Co_{18}Ni_{27}Cr_{25}Cu_{12}$。未展示的生长态线的X射线衍射图表明，该高熵合金具有面心立方（FCC）结构，与块体材料一致。[12] 图1G和H所示的局部区域衍射证实了该结构，并进一步表明这些线为多晶，且没有择优生长方向。对位于 4.17 nm^{-1} 处、半峰全宽为 1.42 nm^{-1}的（200）衍射峰进行分析，其对应的晶面间距为 2.4 ± 0.7 Å，晶格参数为 4.8 Å。

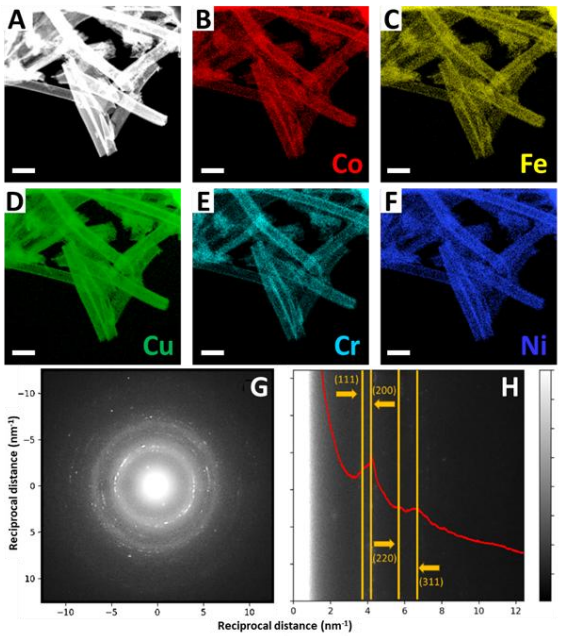

图 1 原始生长的 FeCoNiCrCu 纳米线的透射电子显微镜图像，其中 (A) 为高分辨率结构，(B-F) 分别为通过电子能量损失谱测得的钴、铁、铜、铬和镍的成分分布图。纳米线的选区电子衍射（SAED）：(G) 二维衍射图样和 (H) 径向平均曲线。

纳米线在 1000 °C 下退火，以实现交联并提高结构完整性；此前有报告指出，由铜制成的烧结纳米线支架在 1-5 wt.% 时的屈服强度为 4-100 kPa。[24] 纳米线在 1000 °C 下退火后，再次采集了透射电子显微镜图像（图2A）和电子能量损失谱图像（图2B-F），观察到明显的相分离。具体而言，在铜元素电子能量损失谱显微图（图2D）中，退火过程使铜从高熵合金中析出，并在样品表面形成颗粒。此前的研究也报告过高熵合金中铜的析出，尤其是在高温环境下。[31] 然而，即使存在这些析出物，部分铜仍留在高熵合金晶格中，这一点在电子能量损失谱图像中也可观察到。利用高分辨透射电子显微镜进一步研究表面形貌后发现，生长态纳米线表面光滑（图2G），而退火后表面则覆盖着直径为 ≈15 nm 的晶粒（图2H）；这些晶粒可能是铜析出物。

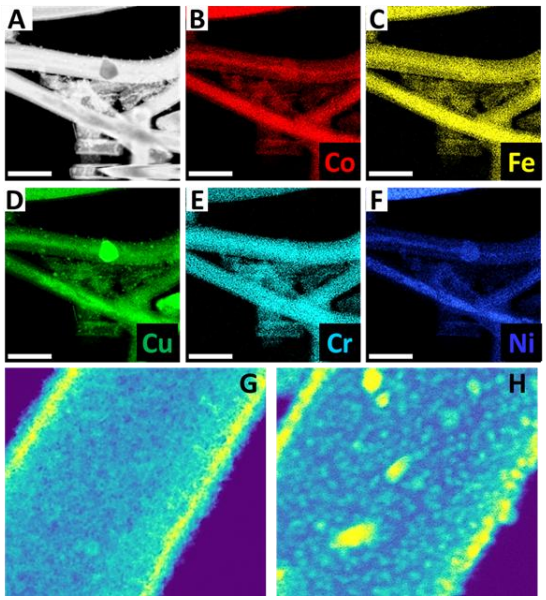

图2退火后的 FeCoNiCrCu 纳米线的透射电子显微镜图像，显示了 (A) 高分辨率结构，以及 (B-F) 分别通过电子能量损失谱测得的钴、铁、铜、铬和镍的成分分布图。比例尺表示 1 μm。透射电子显微镜图像：(G) 沉积态纳米线，具有 10 nm 的多晶微观结构；(H) 退火后的纳米线，突出显示了 15 nm 的铜析出物。

制备的 FeCoNiCrCu 纳米线直径为 250 nm，长度为 10 μm，并用于制备如上所述的纳米线支架。所得结构的密度可在 12 mg/cm^3，（对应于块体值的 ≈1%）至 4000 mg/cm^3 之间调节——同样可通过在冷冻前调节水悬浮液来实现。图3展示了密度为 80 mg/cm^3 的纳米线支架显微照片。所得结构显示出纳米线的随机取向，以及冷冻铸造支架的高孔隙率。

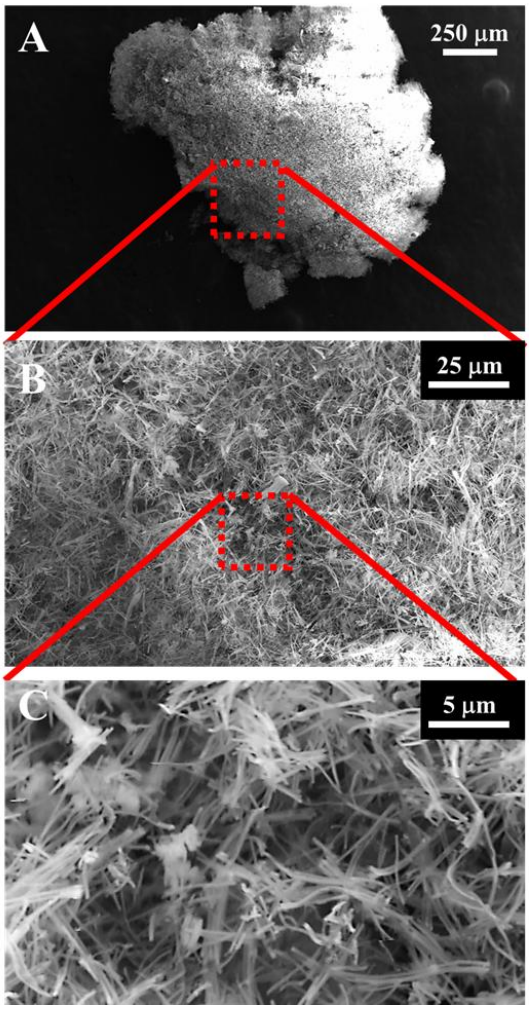

图3 以逐渐增大的放大倍数拍摄的纳米线结构 SEM 图像（A-C）

功能特性

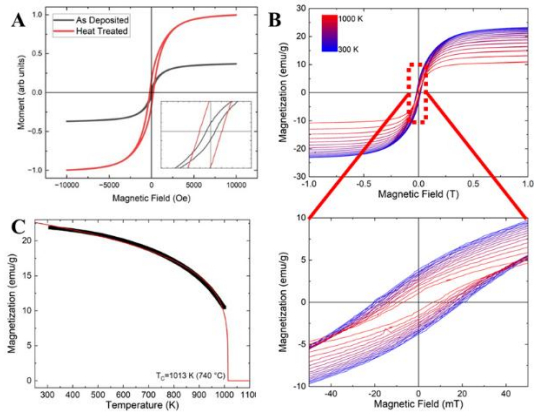

图4 (A) 沉积态和热处理条件下纳米线的主磁滞回线。数据已按退火后样品归一化，以便直接比较磁矩。(B) 在逐渐降低的温度下测得的磁滞回线。(C) MT曲线及其拟合的临界转变曲线，显示估算的 T_C 为 1013 K。

对原始生长态和退火后的高熵合金纳米线均进行了磁性测量。测量时，首先在室温下采集主磁滞回线，随后测量磁化强度随温度的变化，最高升至 1000 K；之后，样品降温至室温，并每隔 50 K 测量一次磁滞回线。样品在 ≈1 小时内升温至 1000 K，使系统从原始生长态转变为“热处理”态。热处理前后的主磁滞回线（图 4a）显示，两种材料在室温下均表现为软铁磁体。热处理显著提高了饱和磁化强度和矫顽力。为便于比较，对数据进行了归一化；两次测量均在同一样品上进行。热处理样品的饱和磁矩为 23 emu/g。M_S 的增加可能是由于非磁性铜析出，从而提高了合金中铁、钴和镍等铁磁性元素的相分数。热处理还可能提高有序化程度，这通常会增加高熵合金的饱和磁矩。[5] 根据稀释模型，M_S 预计为 ≈108 emu/g，高于实验值，这与先前的观察结果一致。[5] 这表明，简单的稀释模型不足以解释我们的磁性结果。事实上，铬是一种活性磁性元素，可通过以下方式对磁化强度产生影响：(1) 作为减性组分，与铁钴镍反铁磁性地排列；(2) 在铁钴镍中造成局部磁挫折；(3) 抑制有序温度。[32] 特别是就第 (3) 点而言，对于二元合金 $Fe_{70}Cr_{30}$、$Co_{70}Cr_{30}$ 和 $Ni_{70}Cr_{30}$，只有铁合金在室温下具有铁磁性。[33-36] 我们测量了磁化强度随温度的变化，结果显示，即使在 1000 K 下，样品仍保持磁极化。将曲线拟合至一般的临界转变模型后，可估算居里温度 T_C 为 1013 K（740 °C）。相比之下，这些数值表明，电沉积的高熵合金纳米线在磁性上与铁相似（T_C =770 °C），但其饱和磁化强度 M_S^{Fe} = 218 低得多（[4] emu/g）。

最后，测量了高熵合金纳米线支架的热扩散率。这些测量尤其重要，因为支架结构的高热导率为热交换器带来了机遇，而这在低密度材料中是独特的。从概念上讲，预测热量在支架结构中的传播变得颇具挑战。利用激光锁相热成像技术，[37, 38] 在一系列频率下采集激光功率（图5a）和测量温度（图5b），并进行拟合（图5c），从而获得热扩散率α,：对于密度为75 g/cm^{3}的样品，该值为0.211 mm^2 s^{-1}。根据热扩散率计算热导率需要对热传输作出一些假设，而这些假设对于该体系并不准确[39]，也不适合与稳态类似体系进行比较，因此本文不报告该数值。该热扩散率与块体钛合金相当，例如Ti6242（α=3 mm^2 s^{-1}），或Inconel 718和Hastelloy C-276（α=4 mm^2 s^{-1}）。仪器及其操作设置示意图见参考文献[30]图5d。

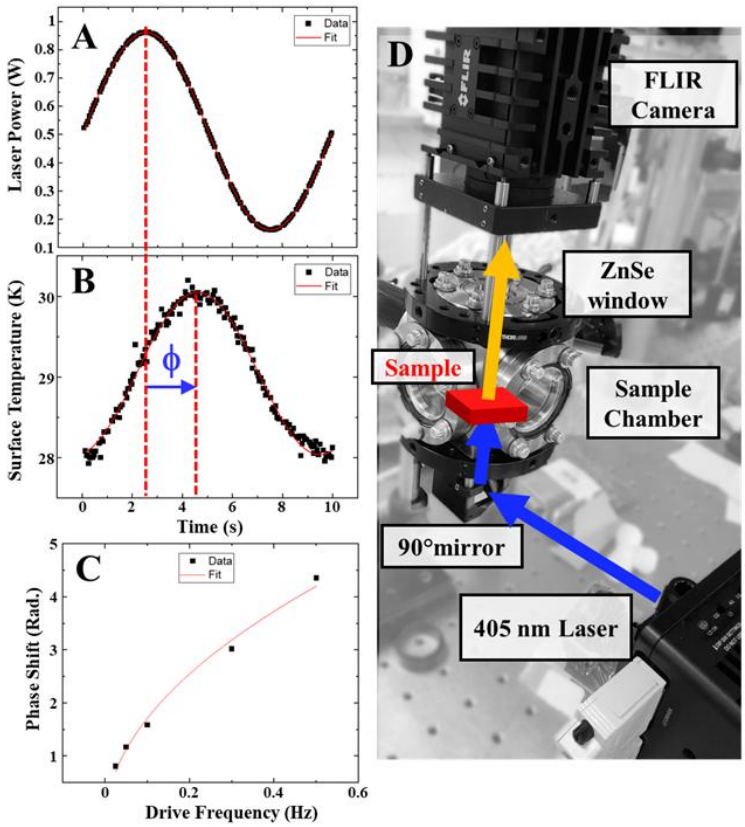

图 5：（A）输入激光的频率。（B）不同相移的曲线，用于提取热扩散率。（C）样品的频率，相对于输入信号存在相移。（D）热成像测量仪示意图。

结论

总之，我们通过在多孔AAO膜中进行电沉积，制备了作为纳米线的高熵合金$Fe_{18}Co_{18}Ni_{27}Cr_{25}Cu_{12}$。生长态纳米线表面光滑且成分均匀。退火后观察到Cu析出，在纳米线表面形成了中小尺寸的晶粒。研究表明，其晶体结构为FCC，晶格参数为4.8 Å。通过冷冻铸造，将纳米线制成密度可调的超低密度纳米线支架；随后采用反应烧结工艺将其焊接在一起，从而提高了结构完整性。测量了纳米线支架的磁性和热学性质，结果表明其在>1000 K时具有铁磁性，且热导率与块体航空航天合金相当，而密度仅为后者的一小部分。总体而言，结合母合金已知的高温强度和耐腐蚀性，本研究证明了该材料在重量关键应用中，尤其是在极端环境下，具有良好的应用前景。

致谢

本研究得到美国能源部科学办公室资助，资助项目编号为 DE-SC0021344 和 DE- SC0026383；同时也得到美国国防部项目资助，项目编号为 FA8650-21-2-7125。 A. H. 得到美国能源部科学办公室基础能源科学部材料科学与工程处的资助。电子显微术在田纳西大学诺克斯维尔分校的电子显微镜中心进行。

参考文献

1. Cui, J.; Kramer, M.; Zhou, L.; Liu, F.; Gabay, A.; Hadjipanayis, G.; Balasubramanian, B.; Sellmyer, D., 无稀土永磁体的当前进展与未来挑战。《材料学报》2018年, 158, 118-137. 2. Zhang, Y.; Zuo, T. T.; Tang, Z.; Gao, M. C.; Dahmen, K. A.; Liaw, P. K.; Lu, Z. P., 高熵合金的微观结构与性能。《材料科学进展》2014年, 61, 1-93. 3. Musicó, B. L.; Gilbert, D.; Ward, T. Z.; Page, K.; George, E.; Yan, J.; Mandrus, D.; Keppens, V., 高熵氧化物这一新兴领域：材料性能调控的设计、前景、挑战与机遇。《APL材料》2020年, 8 (4). 4. Na, S.-M.; Yoo, J.-H.; Lambert, P. K.; Jones, N. J., FeCoNiCr基高熵合金的室温铁磁转变及磁性行为的温度依赖性。《AIP进展》2018年, 8 (5). 5. Tang, N.; Quigley, L.; Boldman, W. L.; Jorgensen, C. S.; Koch, R.; O'Leary, D.; Medal, H. R.; Rack, P. D.; Gilbert, D. A., 亚稳态与退火态成分复杂合金中的磁性。《物理评论：材料》2021年, 5 (11), 114405. 6. Elmslie, T. A.; Startt, J.; Soto-Medina, S.; Yang, Y.; Feng, K.; Baumbach, R. E.; Zappala, E.; Morris, G. D.; Frandsen, B. A.; Meisel, M. W., 等原子比 CrMnFeCoNi的磁性。《物理评论B》2022年, 106 (1), 014418. 7. Elmslie, T. A.; Startt, J.; Yang, Y.; Soto-Medina, S.; Zappala, E.; Meisel, M. W.; Manuel, M. V.; Frandsen, B. A.; Dingreville, R.; Hamlin, J. J., 调控 CrMnFeCoNi坎托合金的磁性。《物理评论B》2023年, 108 (9), 094437. 8. Kirby, B. J.; Belliveau, H.; Belyea, D.; Kienzle, P. A.; Grutter, A. J.; Riego, P.; Berger, A.; Miller, C. W., 交换梯度薄膜中铁磁相变的空间演变。《物理评论快报》2016年, 116 (4), 047203. 9. Sun, X.; Sun, G.; Huang, M., 具有超低热导率的新型高熵 (Y0. 2Sm0. 2Gd0. 2Er0. 2Ho0. 2) 3NbO7 纳米纤维。《美国陶瓷学会会刊》2024年, 107 (2), 1408-1418. 10. Abolkassem, S. A.; Mohamed, L. Z.; Gaber, G. A.; Elkady, O. A., 粉末冶金制备的 FeNiCoCrCu 和 FeNiCoCrMn 高熵合金在不同酸性介质中的微观结构与腐蚀行为。《材料研究与技术杂志》2021年, 10, 1122-1142. 11. Shi, Y.; Yang, B.; Liaw, P. K., 耐腐蚀高熵合金：综述。《金属》 2017 年 , 7 (2), 43. 12. Wu, B.; Xie, Z.; Huang, J.; Lin, J.; Yang, Y.; Jiang, L.; Huang, J.; Ye, G.; Zhao, C.; Yang, S., 高熵合金 CoCrCuFeNi 的微观结构与热力学性质。《金属间化合物》2018年, 93, 4046- . 13. Gilbert, D. A.; Burks, E. C.; Ushakov, S. V.; Abellan, P.; Arslan, I.; Felter, T. E.; Navrotsky, A.; Liu, K., 可调低密度钯纳米线泡沫。《材料化学》2017年, 29 (22), 9814-9818. 14. Bhattacharya, D.; Langton, C.; Rajib, M. M.; Marlowe, E.; Chen, Z.; Al Misba, W.; Atulasimha, J.; Zhang, X.; Yin, G.; Liu, K., 用于神经形态计算的自组装三维互连磁性纳米线网络。《ACS应用材料与界面》2025年, 17 (13), 20087-20095. 15. Bhattacharya, D.; Chen, Z.; Jensen, C. J.; Liu, C.; Burks, E. C.; Gilbert, D. A.; Zhang, X.; Yin, G.; Liu, K., 作为潜在集成多态忆阻器的三维互连磁性纳米线网络。《纳米快报》2022年, 22 (24), 10010-10017. 16. Arico, A. S.; Bruce, P.; Scrosati, B.; Tarascon, J.-M.; Van Sc halkwijk, W., 用于先进能量转换与存储器件的纳米结构材料。《自然·材料》2005年, 4 (5), 366-377. 17. Yang, Y.; Yang, Y.; Yuwono, J. A.; Cheong, S.; Shi, X.; Zhao, T.; Tilley, R. D.; Bedford, N. M.; Zhao, S., 用于从海水中直接电合成氯的高熵合金纳米线。《自然·合成》2026年. 18. Grochala, W.; Edwards, P. P., 用于储存和制取氢气的非间隙型氢化物的热分解。《化学评论》2004年, 104 (3), 1283-1316.

19. Chen, J.; Cheng, F.，轻质元素与纳米结构材料在电池中的结合。《化学研究述评》2009年，42（6），713-723。20. Tappan, B. C.; Steiner III, S. A.; Luther, E. P.，纳米多孔金属泡沫。《德国应用化学国际版》2010年，49（27），4544-4565。21. Antolini, E.，燃料电池催化中的钯。《能源与环境科学》2009年，2（9），915-931。22. Burks, E. C.; Gilbert, D. A.; Murray, P. D.; Flores, C.; Felter, T. E.; Charnvanichborikarn, S.; Kucheyev, S. O.; Colvin, J. D.; Yin, G.; Liu, K.，低密度互连纳米线网络中的三维纳米磁性。《纳米快报》2020年，21（1），716-722。23. Ashby, M. F.; Evans, A.; Fleck, N.; Gibson, L.; Hutchinson, J.; Wadley, H.; Delale, F.，金属泡沫：设计指南。《应用力学评论》2001年，54（6），B105-B106。24. Malloy, J.; Quintana, A.; Jensen, C. J.; Liu, K.，用于深度亚微米颗粒过滤的高效、坚固金属纳米线泡沫。《纳米快报》2021年，21（7），2968-2974。25. Peng, F.; Zhu, W.; Fang, Y.; Fu, B.; Chen, H.; Ji, H.; Ma, X.; Hang, C.; Li, M.，用于高性能电磁干扰屏蔽的超轻、高导电银纳米线气凝胶。《ACS应用材料与界面》2023年，15（3），4284-4293。26. Wong, J.; Greene, P.; Dumas, R. K.; Liu, K.，探究Co/Cu多层纳米线中的磁构型。《应用物理快报》2009年，94（3）。27. Whitney, T.; Searson, P.; Jiang, J.; Chien, C.，金属纳米线阵列的制备及其磁性。《科学》1993年，261（5126），1316-1319。28. Fijalkowski, M.; Coufal, R.; Ali, A.; Adach, K.; Petrik, S.; Bu, H.; Karl, C. W.，柔性混合气凝胶与单组分气凝胶：合成、表征与应用。《朗缪尔》2023年，39（47），16760-16775。29. Deville, S.; Saiz, E.; Nalla, R. K.; Tomsia, A. P.，以冷冻为途径构建复杂复合材料。《科学》2006年，311（5760），515-518。30. Nolte, P. W.; Malvisalo, T.; Rimbach, A. C.; Steudel, F.; Ahrens, B.; Schweizer, S.，用于开发新材料的锁相热成像。《今日材料：会议录》2017年，4，S128-S134。31. Tong, C.-J.; Chen, Y.-L.; Yeh, J.-W.; Lin, S.-J.; Chen, S.-K.; Shun, T.-T.; Tsau, C.-H.; Chang, S.-Y.，多主元AlxCoCrCuFeNi高熵合金体系的微观结构表征。《冶金与材料学报A辑》2005年，36，881-893。32. Su, T.; Blankenau, B. J.; Kim, N.; Krogstad, J. A.; Ertekin, E.，关于磁性对Fe–Ni–Cr奥氏体不锈钢中短程有序影响的第一性原理与团簇展开研究。《材料学报》2024年，276，120088。33. Inaba, N.; Uesaka, Y.; Futamoto, M.，CoCr合金薄膜基本磁性的成分和温度依赖性。《IEEE磁学汇刊》2000年，36（1），54-60。34. Honda, S.; Takahashi, K.; Kusuda, T.，低温基底上溅射CoCr薄膜的畴壁能与交换刚度。《日本应用物理学杂志》1987年，26（5A），L593。35. Patra, D.; Vishvakarma, S.; Babu, P. D.; Veeturi, S.，Al取代Ni92Cr8合金中的弱巡游磁性行为。《AIP进展》2023年，13（2），025323。36. Woodgate, C. D.; Hedlund, D.; Lewis, L. H.; Staunton, J. B.，中熵和高熵合金中的磁性与短程有序相互作用：CrCoNi、CrFeCoNi和CrMnFeCoNi。《物理评论：材料》2023年，7（5），053801。37. Sapieta, M.; Dekýš, V.; Kopas, P.; Jakubovičová, L.; Šavrnoch, Z.，激励周期对锁相热成像结果的影响。《材料》[在线], 2023, 页。2763。38. Jia, K.; Liu, H.; Du, W.; Li, Q.; Ma, J.; Xie, S.; Chen, Z.; Wang, S.; Xu, H.，激光热成像无损检测与评估的进展、应用及前景：综述。《无损检测与评估》2025年，1-75。39. Malfait, W. J.; Ebert, H.-P.; Brunner, S.; Wernery, J.; Galmarini, S.; Zhao, S.; Reichenauer, G.，气凝胶文献中的热导率数据可靠性欠佳：亟待采取行动！《Sol-Gel科学与技术杂志》2024年，109（2），569-579。

目录图 仅供目录使用

