

大量间隙固溶作为高熵合金的强化途径

管金乐

新疆工程学院数理学院, 新疆 乌鲁木齐

收稿日期: 2026年9月18日; 录用日期: 2026年10月15日; 发布日期: 2026年10月23日

摘要

间隙固溶能够引发显著晶格畸变并有效强化金属, 然而传统合金设计受限于固有的热力学固溶度极限, 难以容纳足量间隙原子。同时, 间隙含量的增加往往诱发脆性相析出并损害塑性, 致使强度与塑性的协同提升长期面临挑战。在此, 我们提出大量间隙固溶合金概念, 将超高冷却速率的磁控溅射非平衡沉积与大晶格畸变的Co-Cr-Ni高熵合金相结合, 成功突破B与N元素的热力学溶解限制。衍射分析证实, 间隙原子持续撑开晶格, 晶格失配随固溶量增加由2.1%扩大至3.7%, 直至接近固溶极限。该近极限间隙固溶状态使合金硬度与杨氏模量分别达到16.7 GPa和195 GPa, 较无间隙原子合金提升26.5%和23.4%, 同时抗蠕变性能显著优化, 蠕变位移降至1.2 nm。锯齿流变分析揭示其内在机制, 高密度间隙原子一方面大幅提升位错形核能垒, 另一方面促进位错增殖并强化应变硬化, 从而协同驱动强度与塑性的同步改善。本研究颠覆了依赖微量间隙掺杂的传统设计范式, 为开发兼具超高强度与优异塑性的新一代高性能合金提供了清晰的成分与结构设计策略。

关键词

间隙固溶强化, 高熵合金, 力学性能

Substantial Interstitial Solid Solutions as a Route to High-Strength High-Entropy Alloys

Jinyue Guan

School of Mathematics and Physics, Xinjiang University of Engineering, Urumqi Xinjiang

Received: September 18, 2026; accepted: October 15, 2026; published: October 23, 2026

Abstract

Interstitial solid solutioning induces pronounced lattice distortion and effectively strengthens metals, yet conventional alloy design remains constrained by inherent thermodynamic solubility limits, which restrict the incorporation of sufficient interstitial atoms. Raising interstitial content often

triggers brittle phase precipitation and degrades ductility, making the simultaneous enhancement of strength and plasticity a long-standing challenge. Here we propose the concept of substantial interstitial solid solution (SISS) alloys by integrating ultra-high-cooling-rate magnetron sputtering non-equilibrium deposition with highly distorted Co-Cr-Ni high-entropy alloy, successfully transcending the thermodynamic dissolution limits of B and N. Diffraction analyses confirm that interstitial atoms continuously expand the lattice, with lattice mismatch enlarging from 2.1% to 3.7% as solute content increases until approaching the solubility limit. This near-limit interstitial solid solution state elevates hardness and Young's modulus to 16.7 GPa and 195 GPa respectively, representing enhancements of 26.5% and 23.4% over the interstitial-free alloy, while improving creep resistance with creep displacement reduced to 1.2 nm. Serrated flow analyses unravel the underlying mechanisms, where high-density interstitial atoms substantially raise the dislocation nucleation barrier and simultaneously promote dislocation multiplication and strain hardening, synergistically driving concurrent improvements in strength and plasticity. This work disrupts the conventional paradigm of trace interstitial doping and establishes a clear compositional and structural design strategy for developing next-generation high-performance alloys combining ultra-high strength with excellent ductility.

Keywords

Interstitial Solid Solution Alloys, High-Entropy Alloys, Mechanical Properties

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

人类利用金属元素混合物制造兼具更高强度和韧性的合金已逾五千年[1]。在置换固溶体合金中,尺寸及电子失配的溶质原子取代部分溶剂晶格位置,引发晶格畸变,钉扎位错运动,从而提升材料强度[2]。然而,置换固溶体的性能调控已近极限,根源在于置换原子混合所能诱发的最大晶格畸变构成了不可逾越的上限[3]。间隙原子因而成为极具吸引力的替代合金元素,其位于晶格间隙时引发远比置换原子剧烈的晶格畸变,可显著强化金属[4]。间隙原子的强强化效应在铁碳钢中广为人知,仅向铁中引入微量碳即可显著提升强度[2]。间隙原子与位错、晶界和析出相[5]等晶格缺陷的强烈相互作用,为强化提供了多种途径。尽管间隙合金具备高强度,但一个世纪前 Frenkel 所提出的理论强度极限[6] (约 $G/10$, 其中 G 为剪切模量)至今仍是难以企及的挑战。不过,合金的塑性变形能力通常随间隙含量增加而下降[2]。当间隙原子含量越过临界值(即使低至 2 at.%)时,体系中更倾向于析出氧化物、碳化物等脆性陶瓷[7]而非固溶体,致使合金变形能力急剧衰减[8]。因此,固有固溶度极限始终钳制着此类材料的强化潜力。

近期兴起的高熵合金由多种主元素构成复杂浓缩固溶体,借助强大的置换固溶强化实现了超越常规的力学性能。不同于以单一或两种主元为基础的传统合金,高熵合金(HEAs)包含五种及以上高浓度(5 至 35 at.%)元素,其设计初衷在于利用最大化构型熵稳定单相固溶体[9][10]。自问世以来,这类前沿合金便成为发掘优异力学性能的沃土。其高强度、优异的抗疲劳与断裂韧性[11][12]及耐磨性[13]均源于非传统的成分设计与化学结构[14]。多主元间固有的复杂相互作用[15]涉及混合熵[16]、混合焓[17]、原子尺寸差[18]、电负性差[19]及价电子浓度[20]等多重因素,使高熵合金的成分空间广阔且远未穷尽。通过精心选择元素的数量、种类与浓度,高熵合金为在拓扑和化学层面构建多样化结构异质性提供了充足空间[21]-[22]。在低温下,主元素间的焓相互作用无不与混合熵相互竞争[23]。由此发展出以高混合焓为导向的设

计策略,在晶体高熵体系中构筑纳米至微米级结构异质性,如单相随机固溶体中的局部化学有序(LCO)[24]及含金属间化合物析出相的固溶体基体[25],显著促进强度与塑性的协同提升。类似地,引入成分、晶体结构及晶格常数各异的固溶体相[26][27],可协同调节焓效应与晶体结构,驱使特定原子发生优先吸引或排斥,触发局部成分重排。值得注意的是,多组元间显著的原子尺寸失配带来普遍的晶格畸变,为提升间隙原子固溶度开辟了富有希望的路径。

针对上述挑战,我们提出大量间隙固溶(SISS)合金概念。该概念以高度畸变的高浓度面心立方(Fcc)置换固溶体为基体,使大量间隙原子的引入成为可能。原子尺寸差异在置换固溶体中产生广泛分布的膨胀与压缩间隙位点,从而容纳高密度间隙原子。间隙位点对称性遭受显著破坏,进而抑制长程有序氧化物或碳化物的形成[10]。高含量间隙原子还可降低合金系的混合自由焓,增强固溶体稳定性。SISS 概念彻底颠覆了依赖微量或少量间隙掺杂的传统合金设计策略。我们进一步引入超高冷却速率(常超过 10^8 K/s)的磁控溅射技术,借助非平衡固溶方式突破间隙原子的固溶度上限。通过元素的精心筛选与精准调控,我们最终实现了超高硬度间隙固溶合金薄膜的精确可编程设计。

2. 实验设计及测试方法

采用磁控共溅射技术在 Si (100)晶圆($1 \times 1 \text{ cm}^2$)上沉积 CoCrNi-BN 合金薄膜。固定衬底与 CoCrNi 合金靶和 BN 类金属靶的取向角约为 20° 。靶材纯度均为 99.999%。鉴于 CoCrNi 的亲氧特性,溅射室本底真空优于 $1 \times 10^{-4} \text{ Pa}$ 。沉积过程中,持续通入 99.9995%高纯 Ar 气,流量由质量流量计控制在 50 sccm,溅射工作气压维持于 1 Pa。衬底温度控制在 150°C ,偏压为 0 V,待温度稳定后方开始沉积。其中,CoCrNi 合金靶与 BN 靶距离衬底中心均 15 mm。通过调节溅射时间(平均沉积速率约 10.5 nm/min)控制薄膜厚度至 1 μm 。为保障膜层均匀性,衬底平台以 5 r/min 旋转。调节 Co-Cr-Ni 合金靶和 BN 类金属靶的溅射功率分别控制元素比例:Co-Cr-Ni 靶功率恒定为 150 W;BN 靶功率分别为 0 W、10 W 和 30 W,相应的样品标记为 S1、S2 及 S3。

使用配备 Cu-K α 辐射源的粉末 X 射线衍射仪(XRD, MiniFlex 600)表征薄膜结构。力学性能通过纳米压痕仪(Bruker TI980, 配备金刚石 Berkovich 压头)测试。硬度测量参数设定为:最大载荷 3 mN,加载-保载-卸载时间序列为 5 s-2 s-5 s。此外,每个样品均测试 3 次以上,以保证数据的可重复性。

3. 结果与讨论

图 1 展示了 Co-Cr-Ni-B-N 高熵合金体系随 B-N 溅射功率变化的 XRD 图谱,结果揭示薄膜微观结构对成分具有显著依赖性。当 B-N 溅射功率为 0 W 时,S1-As-cast 薄膜的 XRD 图谱在 $2\theta \approx 36.16^\circ$ 处呈现尖锐且高强度的(111)衍射峰,其余 2θ 峰源于掠入射不充分所产生的 Si 衬底信号。依据布拉格方程 $2d\sin\theta = \lambda$ ($\lambda = 0.15408 \text{ nm}$)计算得到 $d_{(111)} = 0.248 \text{ nm}$,对应晶格参数 $a = 0.429 \text{ nm}$ 。当 B-N 靶材溅射功率增至 10 W 时,S2-MISS (middle interstitial solid solution)合金的(111)峰明显左移至 $2\theta \approx 35.61^\circ$,指示微观结构发生显著变化。进一步计算得到 $d_{(111)} = 0.253 \text{ nm}$ 与 $a = 0.438 \text{ nm}$,确认晶格结构出现明显膨胀。相较于 S1 合金,晶格失配参数 Δa 达到 2.1%,远超当前间隙固溶体通常呈现的晶格畸变水平。为继续增大晶格畸变,我们将 B-N 功率提升至 30 W,观察到(111)峰进一步左移,对应 $d_{(111)} = 0.257 \text{ nm}$ 、 $a = 0.445 \text{ nm}$,晶格失配参数增至 $\Delta a = 3.7\%$ 。为验证 B-N 在该体系中的固溶极限,我们将 B-N 含量增至 35 W,但薄膜在制备期间即发生碎裂与脱落,表面甚至出现爆裂现象。这一行为通常归因于局部内应力过大,远超薄膜与衬底的结合力。因此可判定 S3-SISS 合金已接近 B-N 元素的间隙固溶极限,间隙位置趋于饱和,我们据此将其定义为 SISS (substantial interstitial solid solution)合金。需要指出的是,通过薄膜碎裂行为评估材料的固溶度确实存在一定局限。为进一步验证 SISS 合金的结构稳定性,我们将薄膜在 300°C 下退火 30 min,

结果显示薄膜完整、表面光滑且无明显脱落，初步表明其具有良好的结构稳定性。先前研究表明，近极限溶解的间隙固溶合金可显著提升局部位错形核势垒，从而驱动强度接近理论极限[28]。同时，微观结构的不均匀性会使局部溶解超过平衡固溶极限，形成过饱和区域，这些特征均有利于大幅增强力学性能。基于上述认识，我们对该合金实施了系统的纳米压痕测试，详细结果如下。

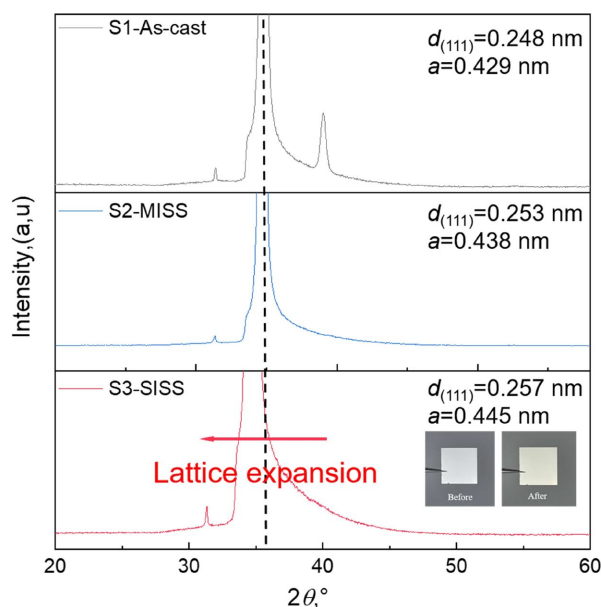


Figure 1. XRD patterns of the thin-film Co-Cr-Ni-B-N high-entropy alloy system, demonstrating the lattice structure evolution with increasing B-N content. The inset shows the morphology of the SISS alloy thin film before and after annealing at 300°C for 30 min

图 1. 薄膜 Co-Cr-Ni-B-N 高熵合金体系的 XRD 图谱，表明随着 B-N 元素含量的增加薄膜的晶格逐渐发生膨胀；其中，插图为 SISS 合金薄膜在 300°C 退火 30 min 前后对比薄膜形貌

为系统揭示 Co-Cr-Ni-B-N 高熵合金薄膜体系的力学性能特征，我们对 S1 至 S3 系列合金进行了纳米压痕测试，结果如图 2 所示。测试数据清晰证实 B-N 含量对薄膜力学行为具有显著的调控作用。对于晶态主导的 S1 薄膜，蠕变初始位移 h_0 和最大位移 $h_{\max}$ 分别为 107.5 nm 和 109.7 nm，蠕变位移 Δh 仅为 2.2 nm (图 2(b))，极小的蠕变位移反映出优异的抗蠕变性能。当 B-N 功率增至 10 W 时，S2-MISS 合金的 h_0 和 $h_{\max}$ 分别降至 98.3 nm 和 101.3 nm，蠕变位移却增大至 $\Delta h = 3.0$ nm，较 S1 增加约 36%，抗蠕变性能显著恶化。该恶化源于间隙原子在溶解过程中产生的局部偏析。偏析行为不可避免地引入微观结构的不均匀性，加载过程中富间隙区域的晶格诱发局部应力集中并将应力推至高应力状态，由此产生的剪切应力优先向较软或未间隙的晶格区域传播，迫使这些区域的原子发生局部位移与畸变，最终导致蠕变性能下降。当 B-N 功率进一步增至 30 W 时，S3-SISS 合金的 h_0 和 $h_{\max}$ 继续降至 96.1 nm 和 97.3 nm，蠕变位移大幅缩小至 $\Delta h = 1.2$ nm，较 S1 和 S2 分别减小 45% 和 60%，展现出最优的抗蠕变性能。该改善归因于间隙区域已达极限固溶度，微观结构趋于均匀化，从而有效缓解了不均匀性诱发的应力集中。同时，局部过饱和的间隙固溶大幅提升了晶格畸变，这些畸变既能提高位错形核能垒以抑制位错萌生，又能促进位错大量增殖以提供充分的应变硬化，进而增强塑性[28]。基于上述响应特征，我们进一步剖析了载荷-位移曲线中的锯齿流动行为。

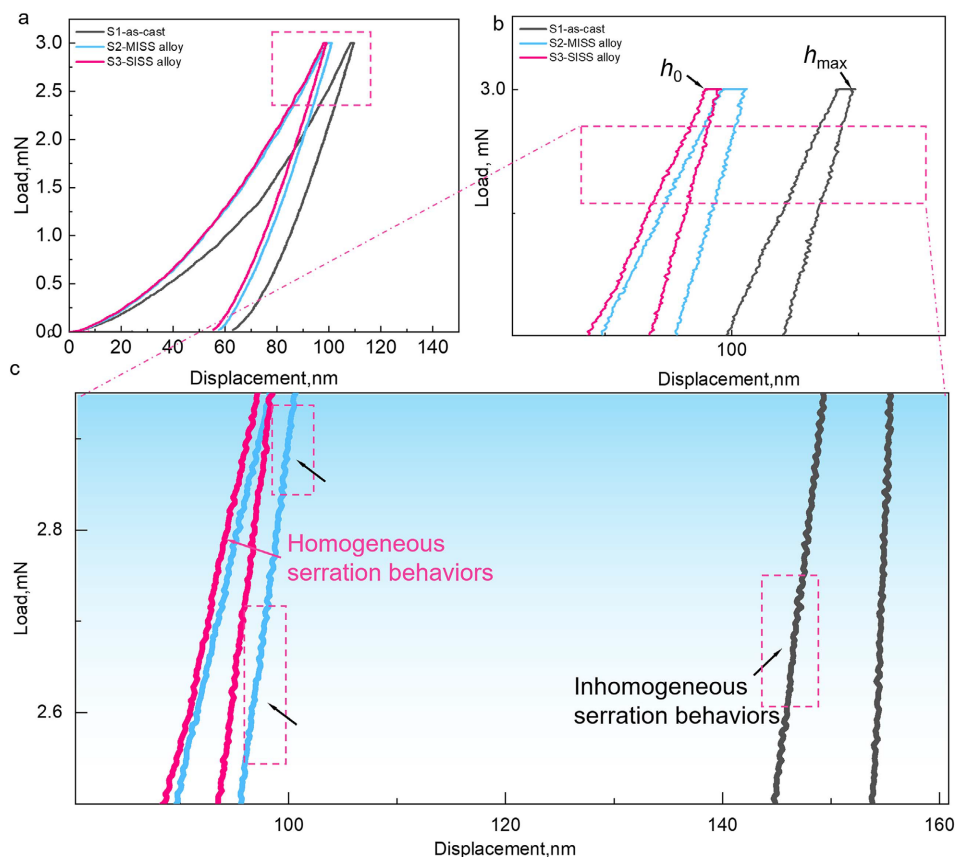


Figure 2. Load-Displacement curves for thin films S1-S3, confirming enhanced mechanical performance with progressive B-N incorporation

图 2. 薄膜 S1-3 的位移 - 载荷曲线图谱, 表明随着 B-N 元素含量的增加薄膜的力学性能增强

材料在外加载荷下的塑性变形行为与其微观结构特征密切相关。S1 合金在纳米压痕测试中呈现典型的锯齿状流动特征, 表现为载荷 - 位移曲线中离散的位移爆发(图 2(c)红色矩形区域)。这种锯齿状流动源于晶体材料中位错滑移与间歇性滑移带的反复形核与扩展[29] [30]。定量测试表明, S1 薄膜的硬度和杨氏模量分别为 $H = 13.2 \text{ GPa}$ 和 $E = 158 \text{ GPa}$ (图 3)。位错开动标志着材料进入屈服阶段, 因而硬度与激活位错所需临界应力直接相关。高熵合金固有的显著晶格畸变有效抬升了位错形核能垒, 所以即便未引入间隙原子, 其硬度依然相当可观。

为阐明适量间隙原子固溶对力学性能的影响, 我们对比分析了相同载荷下的锯齿流变行为。S2-MISS 合金的锯齿特征明显趋于平滑, 位移爆发幅度显著小于 S1 合金, 表明局部塑性载体数量增多。塑性载体密度直接决定材料适应变形的能力, 因此 S2-MISS 合金表现出优于 S1 合金的塑性变形能力。定量测试进一步显示, S2-MISS 合金的硬度和杨氏模量分别达到 $H = 15.5 \text{ GPa}$ 和 $E = 184 \text{ GPa}$, 硬度较 S1 提升 17.4%, 杨氏模量提升 16.5%。这表明间隙固溶策略能够同步改善材料的强度与均匀塑性, 区别于传统固溶强化的一般规律[3]。需要注意的是, S2-MISS 合金的锯齿流动仍伴随局部塑性流动的不均匀性, 局部锯齿由较大的位移爆发突然转变为平滑特征(图 2(c), 红色矩形区域), 该现象与 S1 合金类似, 根源在于微观结构的不均匀性。不同局域因应力状态差异而具有各异的塑性容纳空间, 尽管 S1 和 S2 均出现此类非均匀锯齿, 但 S2 合金中对应区域的密度显著高于 S1, 意味着其适应塑性的空间更加充裕, 这也解释了 S2 合金塑性变形得以改善的本质原因。

当 B-N 在 Co-Cr-Ni 高熵合金基体中的间隙固溶量接近其溶解度极限时, S3-SISS 合金的锯齿行为较 S1 和 S2 变得更加细小和平滑(图 2(c)红色箭头)。更重要的是, 先前明显的非均匀局部锯齿流动被更密集、更细微的锯齿所取代, 表明适应塑性变形的载体密度得到有效提升, 有利于增强塑性变形。定量测试结果显示, S3-SISS 合金的硬度和杨氏模量分别提升至 $H = 16.7$ GPa 和 $E = 195$ GPa, 较 S1 分别增加 26.5% 和 23.4%。尽管进一步增加间隙含量带来的提升幅度较前一阶段有所放缓, 但结果明确证实间隙固溶策略能够从本征结构层面改变局部变形机制。随着 B-N 间隙浓度的持续增大, 材料一方面通过提高局部位错形核能垒获得强度提升, 另一方面通过促进位错增殖强化应变硬化能力, 从而促使材料的均匀塑性流动得以改善。上述双重协同机制使材料在获得高强度的同时保持优异的塑性变形能力, 为开发新一代高性能薄膜材料奠定了坚实的实验基础与设计指导。

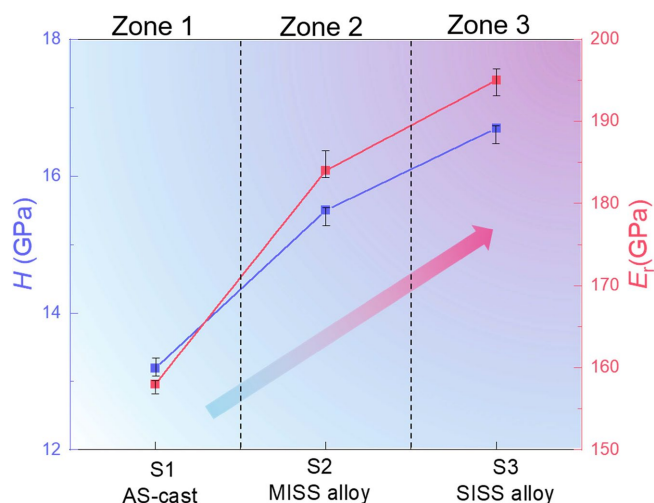


Figure 3. Plots of elastic modulus and hardness versus B-N content for thin films S1-S3

图 3. 薄膜 S1-3 弹性模量、硬度随 B-N 元素含量变化折线图

4. 总结

总之, 我们提出大量间隙固溶合金概念, 利用磁控溅射非平衡沉积技术将超高冷却速率优势与高度畸变的高浓度面心立方 Co-Cr-Ni 置换固溶体基体相结合, 成功突破传统间隙原子热力学溶解度限制, 实现 B 与 N 元素的大量间隙固溶。XRD 结构分析清晰证实间隙原子有效嵌入晶格并引发持续晶格膨胀, 晶格失配随固溶量增加由 2.1% 扩大至 3.7%, 直至接近固溶极限, 从实验上验证了该策略提升间隙固溶度的可行性与有效性。此外, 纳米压痕测试表明, 近极限间隙固溶状态显著强化合金力学性能, 硬度与杨氏模量分别达到 16.7 GPa 和 195 GPa, 较无间隙原子合金提升 26.5% 和 23.4%。同时, 极限固溶所导致的均匀化微观结构有效消除局部应力集中, 蠕变位移降至 1.2 nm, 抗蠕变性能远优于低间隙含量合金。载荷-位移曲线锯齿流变分析进一步揭示其强化机制, 高密度间隙原子一方面通过提高位错形核能垒抑制塑性失稳, 另一方面促进位错增殖与应变硬化, 二者协同驱动强度与塑性的同步改善。本研究颠覆了依赖微量间隙掺杂的传统合金设计范式, 系统阐明了间隙固溶度极限调控微观结构与力学性能的内在规律, 为开发兼具超高强度与优异塑性的新型薄膜材料提供了一条清晰可行的技术路径。

参考文献

- [1] Callister, W.D. and Rethwisch, D.G. (2011) Materials Science and Engineering. Wiley.

- [2] Campbell, F.C. (2008) Elements of Metallurgy and Engineering Alloys. ASM International.
- [3] Oh, H.S., Kim, S.J., Obadraakh, K., Ryu, W.H., Yoon, K.N., Mu, S., *et al.* (2019) Engineering Atomic-Level Complexity in High-Entropy and Complex Concentrated Alloys. *Nature Communications*, **10**, Article No. 2090. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-10012-7>
- [4] Suzuki, T., Takeuchi, S. and Yoshinaga, H. (1991) Dislocation Dynamics and Plasticity. Springer.
- [5] Jiang, S., Wang, H., Wu, Y., Liu, X., Chen, H., Yao, M., *et al.* (2017) Ultrastrong Steel via Minimal Lattice Misfit and High-Density Nanoprecipitation. *Nature*, **544**, 460-464. <https://doi.org/10.1038/nature22032>
- [6] Frenkel, J. (1926) Elektrostatische Wirkungen und Energieprinzip. In: *Allgemeine Mechanik der Elektrizität*, Springer, 37-47. https://doi.org/10.1007/978-3-7091-5020-7_2
- [7] Briant, C.L. and Banerji, S.K. (1983) Embrittlement of Engineering Alloys. Academic Press.
- [8] Liu, Z. and Welsch, G. (1988) Effects of Oxygen and Heat Treatment on the Mechanical Properties of Alpha and Beta Titanium Alloys. *Metallurgical Transactions A*, **19**, 527-542. <https://doi.org/10.1007/bf02649267>
- [9] Yeh, J.W., Chen, S.K., Lin, S.J., *et al.* (2004) Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes. *Advanced Engineering Materials*, **6**, 299-303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
- [10] Zhang, Y., Zuo, T.T., Tang, Z., Gao, M.C., Dahmen, K.A., Liaw, P.K., *et al.* (2014) Microstructures and Properties of High-Entropy Alloys. *Progress in Materials Science*, **61**, 1-93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
- [11] Gludovatz, B., Hohenwarter, A., Catoor, D., Chang, E.H., George, E.P. and Ritchie, R.O. (2014) A Fracture-Resistant High-Entropy Alloy for Cryogenic Applications. *Science*, **345**, 1153-1158. <https://doi.org/10.1126/science.1254581>
- [12] Tang, Z., Yuan, T., Tsai, C., Yeh, J., Lundin, C.D. and Liaw, P.K. (2015) Fatigue Behavior of a Wrought Al_{0.5}CoCrCuFeNi Two-Phase High-Entropy Alloy. *Acta Materialia*, **99**, 247-258. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.07.004>
- [13] Chuang, M., Tsai, M., Wang, W., Lin, S. and Yeh, J. (2011) Microstructure and Wear Behavior of Al_xCo_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_y High-Entropy Alloys. *Acta Materialia*, **59**, 6308-6317. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.06.041>
- [14] Ding, Q., Zhang, Y., Chen, X., Fu, X., Chen, D., Chen, S., *et al.* (2019) Tuning Element Distribution, Structure and Properties by Composition in High-Entropy Alloys. *Nature*, **574**, 223-227. <https://doi.org/10.1038/s41586-019-1617-1>
- [15] Chang, X., Zeng, M., Liu, K. and Fu, L. (2020) Phase Engineering of High-Entropy Alloys. *Advanced Materials*, **32**, Article 1907226. <https://doi.org/10.1002/adma.201907226>
- [16] Zhang, W., Liaw, P.K. and Zhang, Y. (2018) Science and Technology in High-Entropy Alloys. *Science China Materials*, **61**, 2-22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
- [17] Singh, S., Wanderka, N., Murty, B.S., Glatzel, U. and Banhart, J. (2011) Decomposition in Multi-Component AlCoCrCuFeNi High-Entropy Alloy. *Acta Materialia*, **59**, 182-190. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.09.023>
- [18] Lee, C., Chou, Y., Kim, G., Gao, M.C., An, K., Brechtel, J., *et al.* (2020) Lattice-Distortion-Enhanced Yield Strength in a Refractory High-Entropy Alloy. *Advanced Materials*, **32**, e2004029. <https://doi.org/10.1002/adma.202004029>
- [19] Nong, Z.S., Zhu, J.C., Cao, Y., Yang, X.W., *et al.* (2014) Stability and Structure Prediction of Cubic Phase in as Cast High Entropy Alloys. *Materials Science and Technology*, **30**, 363-369.
- [20] Guo, S., Ng, C., Lu, J. and Liu, C.T. (2011) Effect of Valence Electron Concentration on Stability of FCC or Bcc Phase in High Entropy Alloys. *Journal of Applied Physics*, **109**, Article 103505. <https://doi.org/10.1063/1.3587228>
- [21] Ma, E. and Wu, X. (2019) Tailoring Heterogeneities in High-Entropy Alloys to Promote Strength-Ductility Synergy. *Nature Communications*, **10**, Article No. 5623. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-13311-1>
- [22] Fu, Z., Jiang, L., Wardini, J.L., MacDonald, B.E., Wen, H., Xiong, W., *et al.* (2018) A High-Entropy Alloy with Hierarchical Nanoprecipitates and Ultrahigh Strength. *Science Advances*, **4**, eaat8712. <https://doi.org/10.1126/sciadv.aat8712>
- [23] George, E.P., Raabe, D. and Ritchie, R.O. (2019) High-Entropy Alloys. *Nature Reviews Materials*, **4**, 515-534. <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0121-4>
- [24] Li, Q.J., Sheng, H. and Ma, E. (2019) Strengthening in Multi-Principal Element Alloys with Local-Chemical-Order Roughened Dislocation Pathways. *Nature Communications*, **10**, Article No. 3563. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-11464-7>
- [25] Liang, Y.J., Wang, L., Wen, Y., Cheng, B., Wu, Q., Cao, T., *et al.* (2018) High-Content Ductile Coherent Nanoprecipitates Achieve Ultrastrong High-Entropy Alloys. *Nature Communications*, **9**, Article No. 4063. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-06600-8>
- [26] Li, Z., Pradeep, K.G., Deng, Y., Raabe, D. and Tasan, C.C. (2016) Metastable High-Entropy Dual-Phase Alloys Overcome the Strength-Ductility Trade-Off. *Nature*, **534**, 227-230. <https://doi.org/10.1038/nature17981>

-
- [27] He, J.Y., Liu, W.H., Wang, H., Wu, Y., Liu, X.J., Nieh, T.G., *et al.* (2014) Effects of Al Addition on Structural Evolution and Tensile Properties of the FeCoNiCrMn High-Entropy Alloy System. *Acta Materialia*, **62**, 105-113. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.09.037>
- [28] Liu, C., Lu, W., Xia, W., Du, C., Rao, Z., Best, J.P., *et al.* (2022) Massive Interstitial Solid Solution Alloys Achieve Near-Theoretical Strength. *Nature Communications*, **13**, Article No. 1102. <https://doi.org/10.1038/s41467-022-28706-w>
- [29] Wang, X.L., Jiang, F., Hahn, H., Li, J., Gleiter, H., Sun, J., *et al.* (2015) Plasticity of a Scandium-Based Nanoglass. *Scripta Materialia*, **98**, 40-43. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.11.010>
- [30] Wright, W., Saha, R. and Nix, W.D. (2001) Deformation Mechanisms of the $Zr_{40}Ti_{14}Ni_{10}Cu_{12}Be_{24}$ Bulk Metallic Glass. *Materials Transactions*, **42**, 642-649. <https://doi.org/10.2320/matertrans.42.642>