

高熵合金强化机制的研究进展

畅海涛¹, 霍晓峰¹, 李万鹏², 杨涛², 黄志青², 武保林¹, 段国升¹, 杜兴蒿¹

(1. 沈阳航空航天大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 香港城市大学 材料科学与工程学院, 香港 九龙 999077)

摘要: 高熵合金是一种多主元合金, 相比于传统单一主元合金具有不同的变形机制和强韧化机制。现有的研究结果表明, 高熵合金的强韧化潜力明显优于传统合金, 是一种极具应用前景的新型结构材料。本文综述了近年来高熵合金在强化机制领域的研究进展, 对高熵合金的多种强化机制进行了讨论分析, 并指出了影响高熵合金强化的因素, 最后给出了高熵合金强韧化研究的方向。

关键词: 高熵合金; 强化机制; 研究进展

中图分类号: TG139

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)10-3633-13

高熵合金是一种多主元合金, 不同于传统合金以一种或两种元素为主元, 辅以少量其它元素的合金设计理念, 高熵合金由多种元素共同充当主元。高熵合金突破了传统合金的设计理念, 极大地拓宽了合金元素的选择范围, 使得合金元素的选择从相图的边缘走向了相图的中部, 也因此打破了合金的分类界限^[1-6]。高熵合金自提出以来, 经过十几年的发展, 以其优异的性能特点, 吸引了越来越多的科研工作者的关注。现有的研究表明, 高熵合金具有高强度、高韧性、高硬度、良好的耐磨性、良好的耐蚀性等诸多优异的性能特点^[7-14]。

具有优异综合性能的材料一直是材料研究与开发的重点目标。随着经济的发展, 航空航天、高端装备制造、新能源、深海技术以及先进交通运输等领域对于高强高韧材料的需求极为迫切, 传统的合金体系由于存在各种的局限性, 例如极限强度不足、耐蚀性不好等, 难以满足未来一些重要结构件的制造要求。因此, 亟待一种融合多种优异性能特点的合金面世。高熵合金的出现, 很好地满足了上述领域的诸多性能要求。高强、高韧综合性能一直是高熵合金研究领域的重点追求目标。目前, 随着研究的逐渐深入, 高熵合金在保证一定的韧性条件下, 其强度也越来越高。表 1 列出了目前已报道的一些具有高强高韧特性的高熵合金(以屈服强度超过 1 GPa 作为标准)。一些研究结果表明, 高熵合金在低温^[15-17]和高温^[18-20]条件下也具

有高强高韧的性能特点。传统合金一般在低温时会出现低温脆性, 而高熵合金却展现出了温度越低其性能越强越韧的特点^[7,8]。高熵合金在高温领域也具有优异的表现, 显示出很强的高温稳定性, 优异的抗高温软化能力等^[18-20]。

本文对现有高熵合金强化机制的研究进行概述, 以期为高强、高韧、综合性能优异的高熵合金的进一步研究与开发提供有益的参考。

1 高熵合金的强化机制

1.1 细晶强化

细晶强化是金属材料经常采用的一种重要强化手段, 既能提高合金的强度又能提高合金的塑性, 通过增加晶界数量, 有效地阻碍位错的运动, 从而实现提高合金强度的目的。根据 Hall-Petch 关系 ($\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{1/2}$), 合金晶粒尺寸的平均值 d 越小, 材料的屈服强度 σ_y 就越高。细晶强化对于高熵合金来说也是一种非常重要的强化方式。根据晶粒细化的程度, 可以把目前高熵合金的细晶强化分为均匀晶粒的细晶强化和非均匀晶粒的细晶强化。均匀晶粒是指经细化处理后, 晶粒大小比较均匀, 晶粒尺寸比较接近; 非均匀晶粒是指经细化处理后, 晶粒尺寸差别较大, 大小晶粒同时存在。均匀晶粒和非均匀晶粒会引起不同的强化效果。

1.1.1 均匀晶粒的细晶强化

Sun 等人^[15]报道了一种 CoCrFeMnNi 高熵合金,

收稿日期: 2019-10-16

基金项目: 辽宁省攀登学者建设项目 (507-301050602)

作者简介: 畅海涛, 男, 1989 年生, 硕士生, 沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89724198, E-mail: haitaochang652@163.com

表 1 一些高强高熵合金的力学性能
Table 1 Mechanical properties of some high strength and high entropy alloys

Alloy	Processing technology	T/K	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	Ref.
CoCrFeMnNi	Alloy→1100 °C/2 h→HF→RTR→675 °C/30 min	77	1240	1460	41	[15]
Fe ₂₅ Co ₂₅ Ni ₂₅ Al ₁₀ Ti ₁₅	MA→SPS	293	1860	2520	5.2	[21]
AlCoCrFeNi _{2.1}	Alloy→CR→800 °C/1 h	293	1437	1562	14	[22]
	Alloy→RTR→800 °C/1 h	293	1100	1175	11	
Al _{0.3} CoCrFeNi	Alloy→HF→HD	293	1147	1207	12	[16]
		77	1320	1600	17.5	
CoCrNi	Alloy→1200 °C/12 h→HF→RTR→600 °C/1 h	293	1150	1270	30	[17]
		77	1500	1700	42	
Al _{0.5} Cr _{0.9} FeNi _{2.5} V _{0.2}	Alloy→1200 °C/24 h→RTR→600 °C/1 h Alloy→1200 °C/24 h→RTR→700 °C/1 h	293	1810	1905	9	[23]
		293	1570	1763	10	
CoCrNi	Alloy→HPT→600 °C/1 h Alloy→HPT→700 °C/1 h	77	1975	2054	27	[24]
		293	1435	1580	24	
		77	1363	1577	50	
Ni ₃₀ Co ₃₀ Fe ₁₃ Cr ₁₅ Al ₆ Ti ₆	Alloy→1150 °C/2 h→RTR→1150 °C/2 min→800 °C/4 h	77	1080	1700	51	[25]
CoCrFeMnNi	Alloy→HF→RTR→700 °C/5 min Alloy→1200 °C/48h→HR→RTR→800 °C/1 h	293	1070	1185	15.3	[26]
		293	1311	1410	12.1	
Cr ₁₅ Fe ₂₀ Co ₃₅ Ni ₂₀ Mo ₁₀	Alloy→1200 °C/48 h→HR→RTR→850 °C/5 min Alloy→1200 °C/48 h→HR→RTR→900 °C/5 min	293	1211	1360	14.9	[27]
		293	1028	1249	18.3	
FeCoNiCr	Alloy→1200 °C/4 h→RTR→700 °C/4 h	293	1005	1273	17	[28]
Fe _{49.5} Mn ₃₀ Co ₁₀ Cr ₁₀ C _{0.5}	Alloy→HR→1200 °C/2 h→RTR→400 °C/10 min	293	1300	1500	14	[29]
CoCrFeNiMn-1C	Alloy→1000 °C/24 h→RTR Alloy→1000 °C/24 h→RTR→700 °C/30 min	293	1360	1470	15	[30]
		293	1070	1270	14	
(FeCoNi) ₈₆ Al ₇ Ti ₇	Alloy→1150 °C/2 h→RTR→1150 °C/1.5 min→780 °C/4 h	293	1028	1446	47.8	[31]

Note: mechanical alloying (MA), spark plasma sintering (SPS), hot forged (HF), hot-rolled (HR), room temperatures rolled (RTR), cryogenic rolled (CR), hot-drawing (HD), high-pressure torsion (HPT)

他们通过热锻、冷轧，以及热处理工艺分别制作了细晶合金（UFG，晶粒度约 650 nm）和粗晶合金（CG，晶粒度约 105 μm）。拉伸试验结果表明，无论是在 293 K 还是 77 K 温度下，细晶合金的强度都要高于粗晶合金（图 1），晶粒细化可以显著增强 CoCrFeMnNi 合金的强度。最近，Sathiyamoorthi 等人^[24]针对一种 CoCrNi 中熵合金，采用高压扭转加退火的工艺制备了 3 种晶粒尺度的样品，分别为超细晶（UFG，约 650 nm）、细晶（FG，约 1.5 μm）和粗晶（CG，约 20 μm）。拉伸试验的真应力-真应变曲线（图 2）同样表明，在 77 K 温度下，合金的晶粒越小，其强度越高，细晶强化的效果非常明显。在低温下，超细晶合金屈服强度接近 2 GPa，并具有良好的塑性延伸率。图 3 是该 CoCrNi 合金超细晶合金（UFG）的微观组织图。从图 3a 中可以看出，在退火处理之后，晶粒内部有大量的退火孪晶存在，以及大量的剩余位错存在（图 3b 绿色箭头所示）。由于退火温度没有达到 CoCrNi 合金的再结晶温度，只能发生回复和部分再结晶，有大量剩余位错存在，说明其回复进行得并不彻底。细晶晶界对位错的运动具有强有力的阻碍作用。晶粒内部产生了纳米级退火孪晶，其孪晶界对位错运动也具有强有力的阻碍作用，极大地提高了合金的屈服强度。大量的剩余位

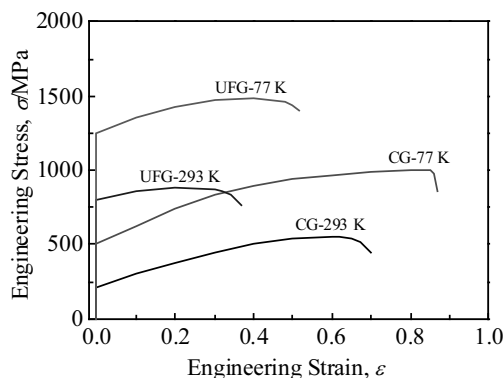


图 1 CoCrFeMnNi 高熵合金的拉伸应力-应变曲线

Fig.1 Tensile stress-strain curves of CoCrFeMnNi high-entropy alloy^[15]

错加上合金拉伸变形时新生成的位错，使合金在很小的应变时便达到了位错饱和，这极大地提高了合金加工硬化能力。已有研究表明，随着合金晶粒的细化，形变孪晶出现的倾向会减小^[15]。但是，在该 UFG 合金变形过程中，观察到了有形变孪晶生成，而在 FG 和 CG 合金变形过程中很少有形变孪晶生成。形变孪晶的出现进一步增强了 UFG 合金的应变硬化能力，导

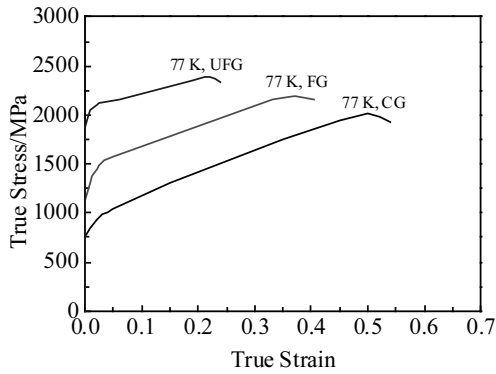


图 2 CoCrNi 中熵合金的拉伸真应力-真应变曲线

Fig.2 Tensile true stress-true strain curves of CoCrNi medium-entropy alloy^[24]

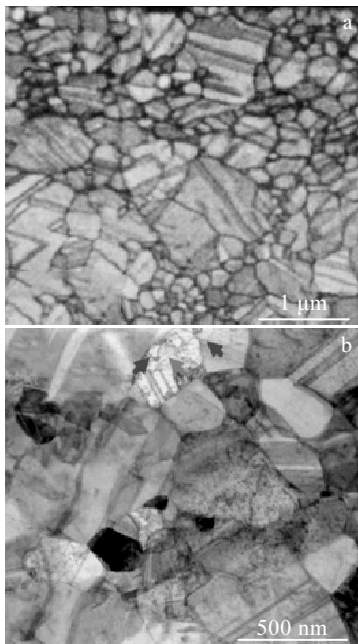


图 3 CoCrNi 超细晶合金(UFG)的 TKD 图像质量图和 STEM 像
Fig.3 Microstructural characterization of CoCrNi ultrafine grained alloy (UFG): (a) TKD image of quality map and (b) STEM image^[24]

致合金的强度进一步的提高并具有良好的塑性。

1.1.2 非均匀晶粒的细晶强化

非均匀晶粒合金中晶粒尺寸差别较大，相比于均匀晶粒合金，非均匀晶粒合金除了能够产生细晶强化作用外，还会产生背应力强化。Yang 等人^[17]报道了一种 CrCoNi 中熵合金，采用热锻、冷轧加退火的工艺，使其部分再结晶，获得了含有 3 种尺度级别的不均匀晶粒结构。3 种尺度级别晶粒分别为纳米晶 NGs (<

250 nm)，超细晶 UFGs (250 nm~1 μm)，大晶粒 MGs (平均 2.3 μm)。这种不均匀晶粒结构赋予了该 CrCoNi 合金高的屈服强度以及高的应变硬化率。

CrCoNi 合金具有单一 fcc 结构相，其层错能较低。低层错能的合金普遍具有相变诱导塑性(TRIP)^[32-36]和孪晶诱导塑性(TWIP)^[37-41]效应，能够明显增强合金的塑性。但由于发生相变和孪生的临界应力会随晶粒的细化而提高^[15]，当合金的晶粒度细化到纳米级别的时候，这两种效应便失去了增塑潜力^[42,43]。因此，以晶粒细化为强化手段时，在保持高强度的同时获得高塑性对一般合金而言非常困难，而 CrCoNi 合金却能够实现高强度与高塑性的良好匹配。人们也发现 CrCoNi 合金在循环变形过程中具有明显的包辛格效应，以及优异的反应力强化效应^[17]。背应力的产生，源于未再结晶的小晶粒和再结晶大晶粒变形的不同步性^[44]。而在均匀晶粒的合金中，由于晶粒几乎都是同时开始塑性变形，从而很难观察到背应力硬化。Shi 等人^[45]在 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金中也发现背应力强化效应。该铸态合金由共晶相 fcc 相和 bcc 相组成，铸态合金后续的热机加工过程中会发生相分解反应，组织转变为由共晶相 fcc 相和 B2 相组成。由于 bcc 相和 B2 相都属于硬质相，在合金的变形过程中，较软的 fcc 相与较硬的 bcc 相和 B2 相之间由于形变的不同步性产生了强烈的背应力强化效果。受到共晶组织中双相层状结构的影响(图 4)，硬质相和软位相产生了一种协同强化的效应，这极大地提高了合金的屈服强度。屈服后，随着塑性应变的增加，两相中都产生应变梯度，并且应变梯度随着应变量的增大而增大。合金中出现大量的几何必须位错，从而，在塑性应变阶段出现了高的应变硬化率。

从上述结果来看，细化晶粒对高熵合金的强化非常有效，但其塑性在一定范围内也会损失，特别是在

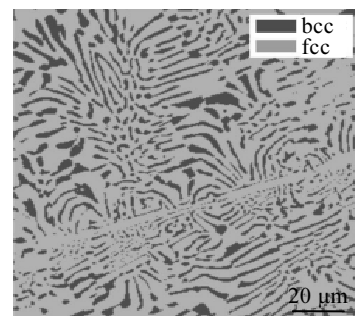


图 4 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金铸态组织的 EBSD 图
Fig.4 EBSD map of as-cast microstructure of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy^[45]

纳米尺度范围内。相比于均匀晶粒，非均匀晶粒不仅有细晶强化的作用，还会伴有强烈的背应力强化的作用，这不仅提高了合金的强度，而且由于不均匀的塑性应变，带来了更高的应变硬化率。这种不均匀的晶粒结构所具有的独特的背应力硬化方式，对于其他合金的强化也具有重要的参考价值。

1.2 固溶强化

固溶强化是高熵合金一种主要的强化方式。高熵合金每种主元元素的占比都很高，构成的固溶体晶格点阵上的元素不再固定。例如，等原子比的 CoCrNi-FeMn 合金，由于 Co、Cr、Ni、Fe、Mn 这 5 种元素原子半径接近，电负性也接近，在 fcc 晶胞的阵点上哪种元素占据哪个位点目前还无法估计^[3]。虽然合金元素原子半径接近，但其高固溶产生的晶格畸变效应仍非常强烈，如何来量化高熵合金的这种点阵畸变，目前还没有行之有效的方法^[3,6]。由于高熵合金存在较大的晶格畸变，传统合金中极其重要且应用范围极广的柏氏矢量在高熵合金的固溶强化理论、位错强化理论、析出强化理论等计算中是否还适用，还有待进一步验证^[46]。相关研究指出，高熵合金的柏氏矢量很可能已不再是一个定值，而是一个分布^[46]。由于高熵合金的柏氏矢量目前还无法准确定义，这给相关的理论计算和准确理解高熵合金的相关变形机制和强化机制带来了诸多困难。位错的滑移、攀移、交滑移，位错的合成、分解等都与塑性变形机制有关，如何来定量描述机制过程以及如何计算位错相关的应变能、线张力以及位错之间的相互作用等，这些都涉及到位错的柏氏矢量。高熵合金柏氏矢量的不确定性也给人们从理论上理解高熵合金的微观变形机制带来了挑战。高熵合金多主元固溶体与传统合金单一主元固溶体之间存在着较大的差别，强化效应也变得更为复杂。高熵合金固溶强化方式可分为置换固溶强化和间隙固溶强化。

1.2.1 置换固溶强化

置换固溶体是指溶质原子占据溶剂晶格某些结点位置所形成的固溶体。由于置换原子与溶剂原子在原子尺寸方面可能存在差异，所以当溶质原子溶入溶剂晶格后会引入晶格的点阵畸变。高熵合金由多种元素组成，每种元素的含量都较高，所以很难明确区分高熵合金中的溶质与溶剂。由于高熵合金每种元素的原子半径均存在一定的差异，所以高熵合金本身就是存在较大的晶格畸变的过饱和固溶体。当给高熵合金中加入其它原子半径相差较大的元素时，会加剧这种晶格畸变效应，造成更加明显的固溶强化效果。例如 He 等人^[47]研究了 Al 元素对于 FeCoNiCrMnAl_x 高熵合金拉伸性能的影响。研究发现 Al 元素不仅能在合金中引

起强烈的固溶强化效果，而且能够引起合金中 bcc 固溶体的析出。随着 Al 元素含量的增加，合金的硬度和屈服强度持续增加，如图 5a 和 5b 所示。

Zhou 等人^[48]研究了 Ti 元素对于 AlCoCrFeNiTi_x (x=0, 0.5, 1, 1.5, molar ratio)高熵合金性能的影响。当 x=0 时，合金的压缩屈服强度为 1.5 GPa；当 x=1.5 时，合金的压缩屈服强度增加到了 2.22 GPa。随着 Ti 元素含量的增加，合金的屈服强度迅速增加。由于 Ti 元素原子半径大于合金中其他元素的原子半径，Ti 元素溶入合金后，会占据其它原子的晶格位点，造成合金产生更加明显的晶格畸变效应，增加了合金的畸变能，导致产生了强烈的置换固溶强化效果，所以合金的屈服强度显著上升。

1.2.2 间隙固溶强化

间隙固溶强化是固溶原子溶入基体金属点阵的间隙位置造成显著的晶格畸变从而使合金强度提高的现象。常用的间隙固溶强化元素有 H、B、C、N、O 等元素。由于间隙原子尺寸较小，能充分溶入到合金的间隙位置中产生较大的晶格畸变，因而其强化效果非常明显。间隙原子还能与基体原子发生反应生成各种中间相，形成第二相强化。

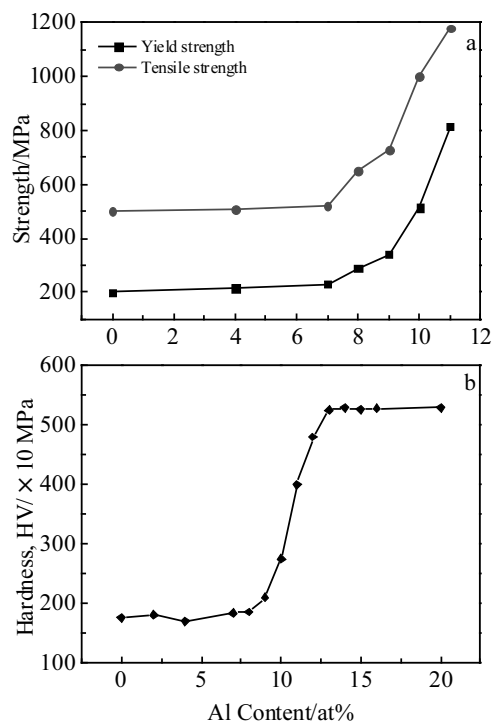


图 5 FeCoNiCrMnAl_x 合金的屈服强度与抗拉强度和维氏硬度随 Al 元素含量变化

Fig.5 Mechanical properties of FeCoNiCrMnAl_x alloy as a function of Al content: (a) yield strength and tensile strength; (b) Vickers hardness^[47]

Stepanov 等人^[49]探究了 C 元素对 CoCrFeNiMn 高熵合金的影响。结果表明, 添加 1at%C 元素能够增加位错的活动, 延迟形变孪晶的出现。图 6 为 CoCrFeNiMn-1at%C 合金与 CoCrFeNiMn 合金在变形过程中位错密度和孪晶晶粒分数随轧制变形量的变化趋势对比图。可以看出, CoCrFeNiMn-1at%C 合金在变形过程中其位错数量多于 CoCrFeNiMn 合金, 孪晶数量低于 CoCrFeNiMn 合金。对比其性能发现, 加入 C 元素后, 在相同的晶粒度水平下, CoCrFeNiMn-1at%C 合金的平均屈服强度比 CoCrFeNiMn 合金要高出 200 MPa, C 元素对合金的强度提高作用十分明显。

Seol 等人^[50]探究了微量 B 元素对于 Fe₂₀Mn₂₀-Cr₂₀Co₂₀Ni₂₀ 高熵合金组织与性能的影响, 发现合金中加入 B 元素后能产生显著的强韧化效果。其中, 添加 30 $\mu\text{g/g}$ 的 B 元素, 合金的屈服强度提高超过了 100%, 抗拉强度提高了约 40%, 合金塑性仅有少量损失。微量 B 元素在合金中除了产生间隙固溶强化作用外, 还具有明显的细晶强化作用和晶界强化作用。特别地, 加入 B 元素后, 合金的应变硬化能力也得到了明显提高。说明, 由于高熵合金的复杂成分与结构的特殊性不会阻碍小原子半径的 B 元素在晶界处的偏聚。

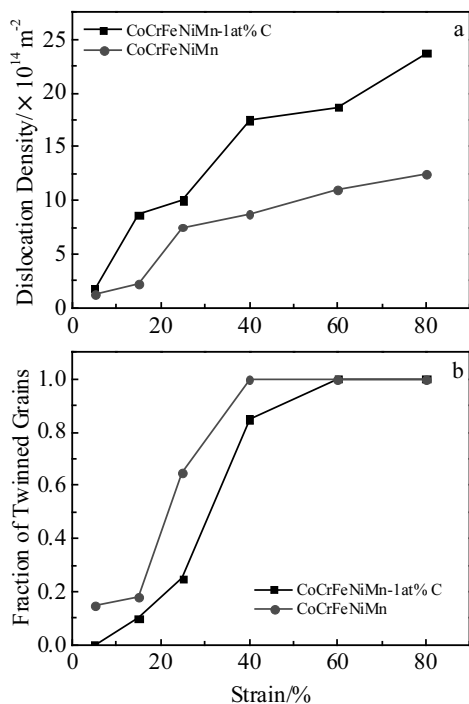


图 6 CoCrFeNiMn-1at%C 合金与 CoCrFeNiMn 合金的位错密度, 孪晶晶粒分数随轧制变形量的变化趋势

Fig.6 Change of dislocation density (a), fraction of twinned grains (b) with thickness strain for CoCrFeNiMn-1at%C alloy and CoCrFeNiMn alloy^[49]

1.3 第二相强化

目前, 高熵合金领域研究最多的是 fcc 结构的合金, bcc 结构次之, hcp 结构的高熵合金研究的较少。fcc 结构的合金, 塑性比较好, 但强度不高, 引入第二相来强化合金已成为目前一个重要的研究方向。通过合理的基体元素设计再加上适当的合金化元素, 在高熵合金中能够形成不同种类的第二相 (如 L12^[51-53], μ ^[54], η ^[55], L21^[56], B2^[57-59], σ ^[60]相等), 这些第二相能够有效地增加合金的强度以及改善合金的塑性。

1.3.1 反应型第二相强化

Lei 等人^[61]在 TiZrHfNb 高熵合金基体中添加了 2% (原子分数) 的 O 元素, 发现在合金中能够形成一种有序氧复合物, 相比于未添加 O 元素的合金, 添加了 O 元素后, 合金的抗拉强度提高了 48.5%, 塑性提高了 95.2%, 打破了金属材料强度与塑性不能同时提高的定律。研究发现, O 元素与 Zr、Ti 等原子形成的短程有序的氧复合物不仅能够引起强烈的强化效果, 而且能够改变位错滑移模式, 促进面滑移向波浪滑移转变, 还能够促进合金的交滑移。作为对照, 实验中还给另一组 TiZrHfNb 高熵合金中加入了 2at%N 元素, 研究发现, 添加了 N 元素后, 合金的强度会明显上升, 但是塑性会下降。

1.3.2 析出型第二相强化

近期, 北京科技大学 Jing 等人^[62]通过固溶时效的方式, 在马氏体钢中析出了高密度纳米共格的有序 Ni(Al,Fe)相, 成功制备出了抗拉强度不低于 2.2 GPa、拉伸塑性达到 8.2% 的超高强钢, 其创新的合金设计理念, 给高熵合金的析出强化带来了有益参考。现有的研究表明, 高熵合金相比于钢铁等传统材料, 具有更加优异的塑性, 所以, 在高熵合金中, 析出强化效应也极具潜力。

Yang 等人^[31]报道了一种 (FeCoNi)₈₆-Al₇Ti₇ 高熵合金 (Al7Ti7), 该合金在室温拉伸时, 其屈服强度达到了 1028 MPa, 抗拉强度达到了 1446 MPa, 塑性伸长率达到了 47.8%。加入适量 Al 和 Ti 元素, 经过变形和热处理后, 在 FeCoNi 基体中形成了一种高密度的且与基体高度共格的多组分金属间纳米沉淀相 (MCINP) L12 (图 7)。由于 L12 沉淀与基体高度共格, 最大限度地减小了析出相与基体点阵的错配度, 减少了沉淀颗粒周围的晶格畸变。接近球状的 L12 相平均直径 30~50 nm, 在基体中占的体积分数为 50%~55%, 如此高密度的纳米级析出相, 有效地阻碍了位错的运动。当应变量为 20% 时, 合金中产生了高密度的位错墙 (HDDWs) (图 8b), 对后续位错的运动起到了强烈的阻碍作用, 合金的应变硬化继续增加; 应

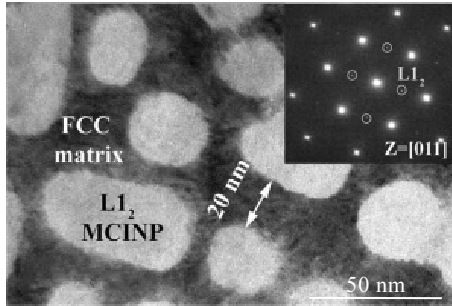


图 7 (FeCoNi)₈₆-Al₇Ti₇ 合金的 TEM 像
Fig.7 TEM image of (FeCoNi)₈₆-Al₇Ti₇ alloy^[31]

变量为 28%时,合金中出现了大量的微带(MBs)(图 8c),进一步增加了合金的应变硬化效应。由于该合金具有较高的层错能,高密度的共格 L12 相增加了形变孪晶和马氏体相变的临界应力,并没有形变孪晶或者马氏体相变出现;应变量为 38%时,微带组织进一

步发展(图 8d),不仅提高了合金的塑性,而且还产生了强烈的背应力硬化效应,增加了合金应变硬化能力^[44,63,64]。

在基体合金元素的基础上,添加适当的合金化元素,形成与基体高度共格的纳米级第二相,现已成为高熵合金强化的一个重要方向^[31]。由于这些纳米级析出相可以在基体中均匀分布,且与基体高度共格,从而减小了错配度,降低了合金的畸变能,有效避免了沉淀相与基体之间的应力集中问题。这些纳米级的析出相,能够强有力地阻碍位错切过,从而提高合金变形抗力,增加合金的屈服强度。

1.3.3 复合弥散型第二相强化

借鉴于金属基复合材料的强化思路,Rogal 等人^[65]通过粉末冶金的方法在 CoCrFeMnNi 高熵合金中加入了 5%(质量分数)的 SiC 纳米颗粒(20~50 nm),得到了 SiC 颗粒弥散分布的 CoCrFeMnNi 合金。相比于未加 SiC 的合金,添加了 SiC 后,合金的压缩屈服强度明显上升,但抗压强度下降,这与其塑性下降有关(表 2)。

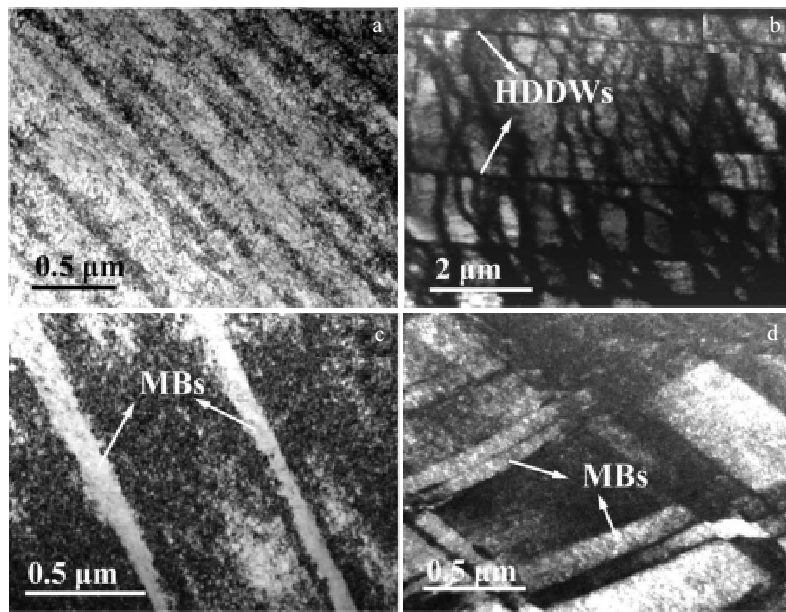


图 8 (FeCoNi)₈₆-Al₇Ti₇ 高熵合金不同应变量的 TEM 像
Fig.8 TEM images of (FeCoNi)₈₆-Al₇Ti₇ high entropy alloy with different strains: (a) 10%, (b) 20%, (c) 28%, and (d) 38%^[31]

表 2 CoCrFeMnNi 合金与 CoCrFeMnNi+5%SiC 合金的压缩力学性能

Table 2 Compressive mechanical properties of CoCrFeMnNi alloy and CoCrFeMnNi+5% SiC alloy^[65]

Alloy	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
CoCrFeMnNi	1180	2660	35.5
CoCrFeMnNi+5%SiC	1480	2390	26.5

添加 SiC 后,合金的晶粒得到明显细化,烧结后的合金主要为 fcc 相,在基体中会出现少量的 σ 相和碳化物。SiC 主要分布于合金的晶界处,对合金的晶粒起到了钉扎作用(图 9a)。合金压缩变形时,在初始阶段,主要以位错运动为主, SiC 能够阻碍位错的运动;在变形后期,合金中出现了形变孪晶,孪晶生

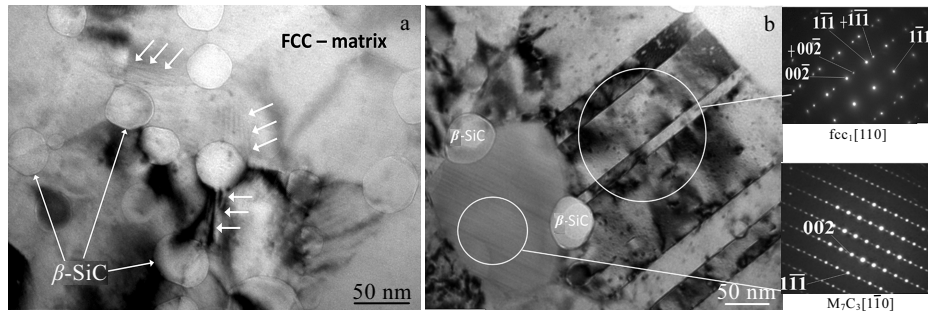


图 9 CoCrFeMnNi+5%SiC 合金的 TEM 像和 CoCrFeMnNi+5%SiC 合金变形之后的 TEM 像

Fig.9 TEM image of CoCrFeMnNi+5%SiC alloy (a) and TEM image of CoCrFeMnNi+5% SiC alloy after deformation (b)^[65]

长受到 SiC 阻碍 (图 9b)。基于同样的思路, Gwalani 等人^[66]利用机械混合和放电等离子烧结的方法在 $Al_{0.3}CoCrFeMnNi$ 合金中加入了体积分数 3% Y_2O_3 , 得到了 Y_2O_3 弥散分布的高熵合金。相比于未加 Y_2O_3 氧化物的合金, 加入 Y_2O_3 后, 合金的晶粒得到了细化, 强度出现明显的提高, 压缩屈服强度从 979 MPa 增加到了 1759 MPa, 强度增加了约 80% (图 10)。

复合弥散强化方法通过外加的方式给基体合金中加入第二相, 第二相的种类和数量在添加之前能够精确地控制, 是一种有效的第二相强化手段。弥散强化中添加的第二相粒子, 一般都属于不可变形的粒子, 这些粒子与基体之间没有特定的晶体学位向关系, 与基体合金属于完全非共格的关系。当位错遇到这些硬的第二相粒子时, 很难切过, 一般都通过奥罗万机制绕过这些粒子。相比于切过第二相粒子, 绕过这些第二相粒子时, 位错受到的阻力会更大, 所以减小粒子的尺寸以及提高第二相粒子的体积分数能够明显提高

合金的屈服强度。应该注意到, 由于这些第二相粒子与基体的完全非共格关系, 造成第二相粒子与基体间的界面能往往较高, 在塑性变形过程中极易发生局部应力集中而萌生微裂纹, 使得材料过早地发生塑性失稳。所以选择与基体合金匹配度好的第二相粒子, 对于提高合金的综合性能非常的关键。

1.4 形变强化

形变强化作为一种能有效改变金属材料组织与性能的强化手段, 已经在传统合金中得到了广泛的应用。形变强化可分为高温形变强化^[16,67]、室温形变强化^[68,69]和低温形变强化^[22,70]。塑性变形能够明显改变合金的组织, 改善合金的性能。形变强化手段在高熵合金中也得到了广泛的应用, 虽然高熵合金与传统合金设计理念不同, 但是现有的研究结果已经表明, 形变强化对于高熵合金来说也是一种非常重要而且有效的强化手段。

1.4.1 高温形变强化

Li 等人^[16]通过热锻和热拉拔工艺制备了一种 $Al_{0.3}CoCrFeNi$ 高熵合金丝材, 丝材直径在 1~3.15 mm 之间。具体工艺为, 先在 1050 °C 对合金锭进行热锻, 然后在 1000 °C 进行热旋锻, 将合金棒旋锻成直径 6 mm 的细棒, 最后在 900 °C 将 6 mm 的细棒分别热拉拔成直径 1、1.6、3.15 mm 的丝材。经过热加工后, $Al_{0.3}CoCrFeNi$ 高熵合金的强度大大提升, 在 298 和 77 K, 合金屈服强度从铸态时的 275 MPa 提高到 1 GPa 以上 (表 3), 在保持高强度的同时还具有良好的塑性。

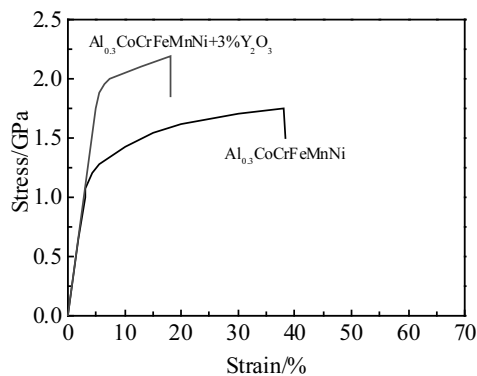


图 10 $Al_{0.3}CoCrFeMnNi$ 合金与 $Al_{0.3}CoCrFeMnNi+3\%Y_2O_3$ 合金的压缩应力-应变曲线

Fig.10 Compressive stress-strain curves of $Al_{0.3}CoCrFeMnNi$ alloy and $Al_{0.3}CoCrFeMnNi+3\%Y_2O_3$ alloy^[66]

表 3 $Al_{0.3}CoCrFeNi$ 高熵合金的拉伸力学性能

Table 3 Tensile mechanical properties of $Al_{0.3}CoCrFeNi$ high-entropy alloy^[16]

Alloy	$\sigma_{0.2}/MPa$	σ_b/MPa	$\delta/\%$
As-cast	275	528	37
1 mm wire (298 K)	1147	1207	12
1 mm wire (77 K)	1320	1600	17.5

经过热加工变形后，合金原来粗大的铸态组织完全细化成了微米级的细晶组织，细晶组织大大提高了 Al_{0.3}CoCrFeNi 合金的屈服强度。Kuznetsov 等人^[67]通过热锻制备一种 AlCrCuNiFeCo 高熵合金。具体工艺为，先将铸锭在 960 °C 进行 50 h 的均匀化处理，然后在 950 °C 条件下进行多向锻。经过热锻后的合金性能提升明显，屈服强度超过 1 GPa（表 4）。经过热锻后，合金晶粒度达到了 1.5±0.9 μm。高温形变强化能够通过合金的形变动态再结晶，获得细晶组织，保留适当的变形亚结构，从而达到强化的目的。

1.4.2 室温形变强化

室温形变强化是形变强化里最常用的一种方式，通过室温塑性变形，然后再进行适当的退火处理，能明显地改善合金的组织与性能。室温形变后的合金会出现明显的加工硬化现象，位错出现缠结，晶粒被拉长或者破碎，合金内部产生残余应力等。通常采用的形变方式有冷轧、冷锻、冷拉拔，表面强化一般会采用喷丸处理等。

Hou 等人^[69]研究了冷轧对 Al_{0.25}CoCrFeNi 高熵合金组织与性能的影响。研究人员发现经过冷轧后，在合金晶粒内部形成了许多变形带并产生织构，合金的强度得到了明显的提高（表 5）。当轧制量为 90% 时，合金的屈服强度达到了 1.28 GPa，抗拉强度达到了 1.47 GPa。但随着轧制量的加大，合金的塑性逐渐降低，这是室温形变强化的一个共性问题。Slone 等人^[68]制备了一种等原子比的 CrCoNi 中熵合金，通过轧制和退火处理，获得了一种屈服强度约 1100 MPa，塑性伸长约 23% 的合金。将合金进行 70% 轧制处理后，在不同温度进行退火处理，其性能变化如图 11 所示。从图中可以看出，原始轧板的强度最高，随着退火温度

的升高和退火时间的延长，轧板的强度逐渐降低，塑性逐渐增加。经过 600 °C/1 h 的热处理后，合金的强度与塑性匹配最好，保持 1100 MPa 高屈服强度的同时还具有 23% 的塑性延伸率。研究发现，发生部分再结晶的合金，再结晶大晶粒与原来轧制碎化的晶粒之间存在明显的背应力硬化现象^[44]，这也是导致合金出现高强度的一个重要原因。

1.4.3 低温形变强化

低温形变强化一般是在较低的温度（如液氮温度 -196 °C）对合金进行形变强化的一种手段。由于受到相关技术与设备的制约，低温形变强化并不及高温形变强化和室温形变强化那样得到广泛的应用。目前，高熵合金的低温形变强化的研究也是处于刚起步的阶段。但是，现有的相关研究结果已经表明，相比于在室温对合金进行形变强化，在低温对合金进行形变强化的效果更加显著。低温形变时的组织演变与室温形变时的组织演变表现出了明显的不同。

Stepanov 等人^[70]研究了低温变形对 CoCrFeNiMn 合金结构与性能的影响。研究发现，相比于在室温变形，在 77 K 变形时，CoCrFeNiMn 合金中形变孪晶出现的时间更早，而且在相同的轧制量时，低温轧制后的形变孪晶晶粒更小，体积分数更大（图 12）。晶界与孪晶界对位错的运动都会形成强有力的阻碍，从而提高合金的强度。拉伸试验结果表明，经过低温轧制的合金强度明显高于室温轧制的合金。Bhattacharjee 等人^[22]报道了一种 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金，通过 90% 低温轧制和 800 °C/1h 时效处理，该合金屈服强度达到了 1437 MPa，比室温轧制屈服强度高出约 300 MPa，同时具有 14% 的塑性伸长。该共晶 AlCoCrFeNi_{2.1}

表 4 AlCrCuNiFeCo 高熵合金的拉伸力学性能
Table 4 Tensile mechanical properties of AlCrCuNiFeCo high-entropy alloys^[67]

Alloy	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
As-cast	790	790	0.2
forged	1040	1170	1.0

表 5 Al_{0.25}CoCrFeNi 高熵合金不同轧制量的拉伸力学性能
Table 5 Tensile mechanical properties of Al_{0.25}CoCrFeNi high-entropy alloys with different rolling amounts^[69]

Rolling amount/%	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
0	127	526	62
30	691	736	12.5
50	800	936	5.2
70	991	1141	4.3
90	1280	1479	2.3

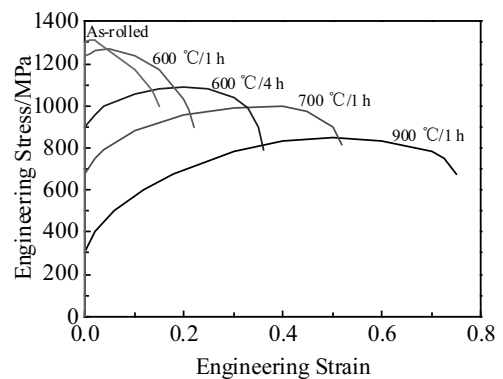


图 11 轧制的 CrCoNi 合金经不同条件退火处理后的拉伸应力-应变曲线

Fig.11 Tensile stress-strain curves of rolled CrCoNi alloy after annealing under different conditions^[68]

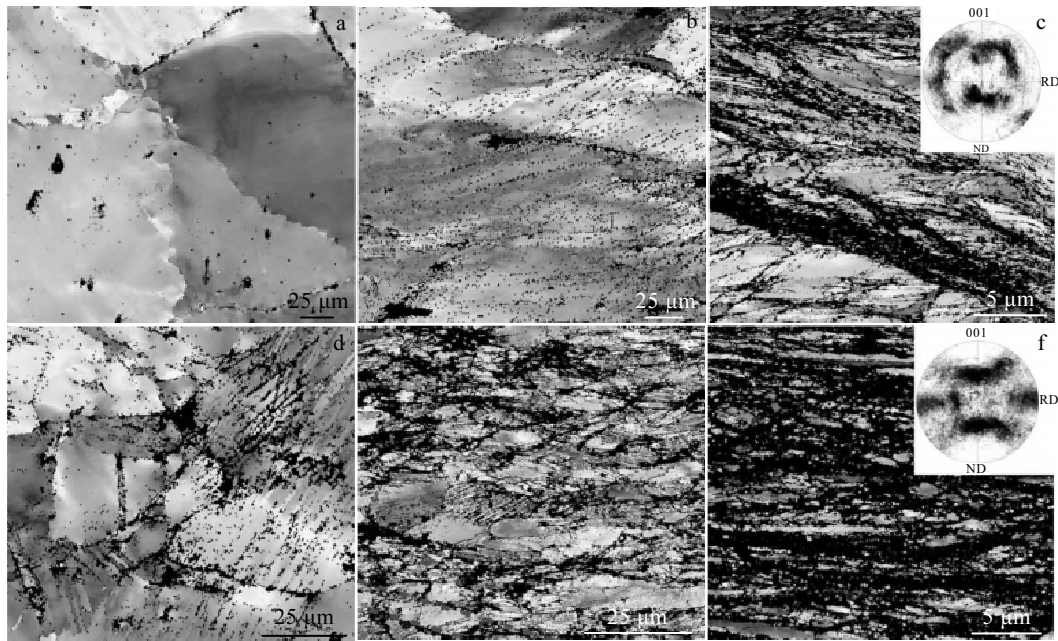


图 12 CoCrFeNiMn 高熵合金在 293 与 77 K 不同轧制量时的 EBSD 图

Fig.12 EBSD map of CoCrFeNiMn high-entropy alloy under different rolling capacities at 293 K (a~c) and 77 K (d~f):

(a, d) $\varepsilon=15\%$, (b, e) $\varepsilon=40\%$, (c, f) $\varepsilon=80\%$ ^[70]

高熵合金的组织由 L12 相和 B2 相构成，B2 相的硬度高于 L12 相，经过低温轧制和时效处理后，合金的晶粒发展成了纳米级的层状结构（由 L12 层和 B2 层构成）。在拉伸变形过程中 L12 层与 B2 层的这种软硬相搭配的组合，产生了明显的背应力硬化效果，从而导致了合金具有高屈服强度的同时还具有良好的塑性。低温形变强化方式是一种可以将冷变形和第二相弥散强化有效结合起来的强化手段。

2 影响高熵合金强化的因素

高熵合金的强化受诸多因素的影响，明确影响高熵合金强化的因素及其影响机制，有针对性地施用不同的强化方式有益于达到理想的强化效果。影响高熵合金强化的因素有合金元素、形变工艺、热处理、第二相、合金组织等。

(1) 合金元素的影响

高熵合金是一种多主元合金，构成合金的元素可以是等比例的也可以是非等比例的。虽然目前高熵合金的研究才刚刚起步，但是已有不少合金体系脱颖而出，无论是在高温、室温还是低温都表现出了优异的性能。高熵合金相比于传统合金最大的区别就在于合金元素的成分配比发生了根本性的变化，由传统单一

主元合金发展成了多主元合金。多种元素担任主元，使得高熵合金的特性也与传统合金出现了很大的区别。合金元素是高熵合金的主体，合金元素的变化会引起合金特性的显著变化。例如 CoCrNi 合金在低温具有非常优异的性能表现^[7]；加入 W、Nb、Mo、V 等高熔点元素的高熵合金具有很好的耐高温性能^[18-20]；由 Al、Mg、Li 等轻质元素构成的轻质高熵合金^[71]，其密度小，强度高，有望成为航空航天领域的理想材料。通过合金元素来强化合金是一种非常有效的手段。比如合金中加入 C、B 等小原子半径的元素^[49,50]，能在合金中形成强烈的间隙固溶强化效果，对合金的强度提升具有非常显著的作用；在合金中加入 Al、Ti 等大原子半径的元素能在合金中形成显著的置换固溶强化效果^[47,48]，强化作用也非常的显著。不同元素组成的高熵合金特性不同，合金的强化方式也表现出了各自的特点。合理地选用构成高熵合金的元素，对于实现高性能的高熵合金至关重要。

(2) 形变工艺的影响

形变工艺作为一种能有效改善合金组织与性能的方法在传统合金和高熵合金中都得到了广泛的应用。形变工艺按温度可分为高温形变、室温形变、低温形变等，形变方式有锻造、轧制、拉拔、挤压、高压扭

转等。不同的形变工艺得到的合金组织不同,从而合金的性能也不同。Li 等人^[16]报道了一种 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金,通过热锻和热拉拔的形变工艺将铸态合金锭加工成了直径为 1 mm 的合金丝材。加工成形后,合金的强度出现了极大的提高,合金的室温屈服强度从铸态时的 275 MPa 增加到丝材态时的 1147 MPa,形变强化效果非常显著。Hou 等人^[69]报道了一种 $\text{Al}_{0.25}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金,研究了冷轧工艺对于合金性能的影响,研究发现随着轧制量的加大,合金的强度会持续地上升,铸态合金的屈服强度为 127 MPa;轧制量为 30% 时,合金屈服强度增加到了 691 MPa;轧制量为 90% 时,合金屈服强度达到了 1280 MPa。由此可见,形变工艺对于合金强度的提高具有非常显著的作用。合理的采用形变工艺对高熵合金进行加工,能够起到优化合金组织,提高合金性能的重要作用。

(3) 热处理的影响

热处理工艺能够有效地改善合金的组织与性能,热处理作为金属材料组织的改善工艺已经延续使用了上千年,对于金属材料的重要性不言而喻。热处理工艺可以单独使用,也可以与形变工艺结合使用,与形变工艺的结合使用,对于优化合金组织、细化合金组织、提高合金性能非常的有效。热处理工艺对于高熵合金来说也极其重要,现有的研究结果已经证明,热处理工艺能够有效地改善高熵合金的组织,提高高熵合金的性能。Slone 等人^[68]报道了一种等原子比的 CoCrNi 中熵合金,研究了冷轧和退火工艺对于合金组织与力学性能的影响。该合金冷轧后,强度迅速提升,抗拉强度达到了 1100 MPa,但是合金塑性很差。研究人员通过对冷轧态合金进行了不同温度的退火处理,发现随着退火温度的升高和退火时间的延长,合金的强度会出现下降,但是合金的塑性会显著增升。图 11 是该合金经不同温度退火处理后的拉伸应力-应变曲线。从图中可以看出,热处理对于合金的力学性能影响非常的明显。该合金经过 600 °C/1 h 的时效处理后,合金中只发生了部分再结晶,未再结晶的晶粒中包含有大量形变孪晶和高密度位错,再结晶的晶粒中只有少量的位错。由于未再结晶区晶粒中包含大量的变形组织而导致晶粒硬度偏大,再结晶区的晶粒发生了完全再结晶,所以晶粒的硬度偏小。这种软硬程度的差异会导致合金在塑性变形过程中产生应变的不同性,从而产生背应力硬化现象,引起合金的强度和应变硬化率出现提升,起到了有效强化合金的效果。热处理工艺能够有效地改变合金组织的形态,发挥对合金性能的调控作用,运用好热处理工艺能够有效地强化高熵合金。

(4) 第二相的影响

第二相对于提高合金的强度与塑韧性是一种非常有效的方法。合金中不同的第二相能够起到不同的效果,通过调控合金中第二相的形态、分布、大小、数量等因素能够有效调控合金的性能。第二相与合金基体可以是共格、半共格、非共格的关系,选择合适的第二相,对于提高合金的性能至关重要。例如 Yang 等人^[25]报道了一种 $\text{Ni}_{30}\text{Co}_{30}\text{Fe}_{13}\text{Cr}_{15}\text{Al}_6\text{Ti}_6$ 高熵合金,该合金经过冷轧和热处理后,合金中能够析出高密度的与基体高度共格的纳米尺寸的第二相 L_{12} 。 L_{12} 相所占的体积分数能够达到 37.3%,在合金中能够形成强烈沉淀强化作用。通过计算得出结论,由 L_{12} 析出相所贡献的屈服强度增量达到了 646 MPa,占总屈服强度的 70%,由此可见,该 L_{12} 析出相对合金强度的贡献作用非常巨大。Ming 等人^[72]报道了一种 $\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_{20}\text{Mo}_{10}$ 合金,该合金铸态的屈服强度约 500 MPa,经过塑性加工和退火处理后,在合金内部能够形成大量的纳米尺寸的 μ 析出相。这些 μ 析出相主要分布于晶内、晶界和孪晶界。晶内的 μ 相能够有效地阻碍位错的运动,分布于晶界的 μ 相相对晶界能够起到强烈的钉扎作用。随退火温度的变化, μ 相大小和数量也会发生变化,从而合金的强度也会发生显著的变化。在 800 °C 火时, μ 相的析出量最多,尺寸也最小,合金的强度也最高,屈服强度达到了 1311 MPa。由此可见, μ 相会强烈地影响该合金的力学性能。高熵合金是一种多主元合金,相比于传统合金,高熵合金在第二相的选择范围上更加广泛。现有的研究表明,运用第二相来强化高熵合金是一种非常有效的方法,值得人们更加深入地研究。

(5) 合金组织的影响

合金的组织形态对性能的影响十分明显。热处理工艺和形变工艺都是通过改变合金的组织而达到改善合金性能的目的。不同的合金组织会导致合金的性能产生很大的变化。例如 Bae 等人^[35]报道了一种 $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{15}\text{Ni}_{15}\text{Cr}_{10}$ 高熵合金,该合金为 fcc 单相结构。在拉伸变形过程中,合金中会发生 fcc 相向 bcc 相的转变,bcc 生成量越多,合金的强度也越高。由于 bcc 相的产生,合金的应变硬化率也出现了显著的提升。在塑性变形初期,合金的应变硬化率为 1800 MPa 左右,当应变量为 40% 时,合金的应变硬化率增加到了 5800 MPa。研究发现,合金应变硬化率的提升与合金中不断生成的 bcc 含量有密切的关系。由此可见,合金组织结构的变化会强烈地影响合金的力学性能的变化。Shi 等人^[45]报道了一种 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金,该合金铸态组织由 fcc 和 bcc 双相构成。铸态合

金经过塑性变形和退火处理后, 合金会发生相分解反应, 合金的组织转变为由 fcc 相和 B2 相构成。B2 相在合金中属于硬质相, 当拉伸变形时, fcc 相首先开始塑性变形, B2 相之后才开始塑性变形, 为了协调这种变形的不同时性, 两相界面附近就会生成许多的几何必须位错, 从而产生了背应力硬化效应。这种双相层状组织赋予了该合金优秀的应变硬化能力, 使得合金的强度得到了很大的提升。通过调控合金的组织结构能够有效改变合金的综合性能, 所以合金组织对于合金的强化具有非常重要的意义。

3 结束语

高熵合金具有诸多的优异性能, 目前高熵合金已受到越来越多研究者的关注。在高熵合金诸多的性能中, 其优异的强韧性格外引起了广大研究者的兴趣。高熵合金不仅在室温表现出了高强度, 而且在低温环境中依然具有高的强韧性, 而且研究发现, 在低温时高熵合金的强韧性比室温时还要好, 这与传统合金在低温时的脆性转变形成了明显的对照。因此, 强韧化成为高熵合金未来研究的一个重要方向。

高熵合金从提出至今, 仅仅经历了短短十几年的发展, 但是其展现出来的各种优异性能已充分显示了高熵合金极其广阔的发展前景。高强高韧的高熵合金目前已经取得了一些令人瞩目的研究成果, 但是这些都还是处于起步阶段, 具备优异应用性能的高熵合金的研究还有很长的路要走。未来高熵合金的发展应从以下几个方面重点展开:

1) 目前, 具备高强高韧性能的高熵合金种类还不是很多, 元素也主要集中于 Co、Cr、Ni、Fe、Mn、Al、Ti、Mo 等这几种元素, 下一步应扩大高熵合金的元素选择范围, 尝试设计更多的合金组合, 探索出更多具备优异性能的高熵合金。

2) 高熵合金相关强韧化机制还需进行深入的研究, 多机制、多结构、跨尺度、高弥散是进行强化机制研究时应思考的问题, 重点实现高熵合金在保持高强度的同时依然具备良好的塑韧性。

3) 高熵合金的构成元素普遍是价格比较昂贵的元素, 比如 Co、Cr、Ni 等, 下一步应大力研究廉价元素的高熵合金, 如 Fe、Al 等元素, 降低合金成本, 为实现民用打下基础。

4) 目前, 高熵合金研究主要还是集中在室温研究, 下一步, 应大力发展高温和低温环境下的相关研究, 探索出更多在高温和低温具备优异性能的高熵合金。

参考文献 References

- [1] Yeh J W, Chen S K, Lin S J *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2004, 6: 299
- [2] Cantor B, Chang I T H, Knight P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 375-377: 213
- [3] Miracle D B, Senkov O N. *Acta Materialia*[J], 2017, 122: 448
- [4] Zhang W, Liaw P K, Zhang Y. *Science China Materials*[J], 2018, 61: 2
- [5] Zhang Y, Zuo T T, Tang Z *et al. Progress in Materials Science* [J], 2014, 61: 1
- [6] Kozak R, Sologubenko A, Steurer W. *Zeitschrift für Kristallographie -Crystalline Materials*[J], 2015, 230(1): 55
- [7] Gludovatz B, Hohenwarter A, Thurston K V S *et al. Nature Communications*[J], 2016, 7: 10 602
- [8] Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D *et al. Science*[J], 2014, 345(6201): 1153
- [9] Buluc G, Florea I, Chelariu R *et al. Advanced Materials Research*[J], 2017, 1143: 3
- [10] Chen M R, Lin S J, Yeh J W *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2006, 37(5): 1363
- [11] Qiu X W, Zhang Y P, He L *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2013, 549(2): 195
- [12] Chou H P, Chang Y S, Chen S K *et al. Materials Science and Engineering B*[J], 2009, 163(3): 184
- [13] Zhang Z J, Mao M M, Wang J *et al. Nature Communications* [J], 2015, 6: 10 143
- [14] Zhang Z, Sheng H, Wang Z *et al. Nature Communications*[J], 2017, 8: 14 390
- [15] Sun S J, Tian Y Z, An X H *et al. Materials Today Nano*[J], 2018, 4: 46
- [16] Li D Y, Li C X, Tao F *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 123: 285
- [17] Yang M X, Yan D S, Yuan F P *et al. Proceedings of National Academy of Sciences*[J], 2018, 115(28): 7224
- [18] Guo N N, Wang L, Luo L S *et al. Materials & Design*[J], 2015, 81: 87
- [19] Xin S W, Zhang M, Yang T T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 769: 597
- [20] Lee C, Song G, Gao M C *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 160: 158
- [21] Fu Z Q, Jiang L, Wardini J L *et al. Science Advances*[J], 2018, 4(10): 8712
- [22] Bhattacharjee T, Wani I S, Sheikh S *et al. Scientific Reports*

- [J], 2018, 8(1): 3276
- [23] Liang Y J, Wang L J, Wen Y R *et al. Nature Communications* [J], 2018, 9(1): 4063
- [24] Sathiyamoorthi P, Moon J, Bae J W *et al. Scripta Materialia* [J], 2019, 163: 152
- [25] Yang T, Zhao Y L, Luan J H *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 164: 30
- [26] Sun S J, Tian Y Z, Lin H R *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 163: 111
- [27] Ming K S, Bi X F, Wang J *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 137: 88
- [28] He J Y, Wang H, Huang H L *et al. Acta Materialia* [J], 2016, 102: 187
- [29] Su J, Raabe D, Li Z M *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 163: 40
- [30] Stepanov N D, Shaysultanov D G, Chernichenko R S *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 693: 394
- [31] Yang T, Zhao Y L, Tong Y *et al. Science*[J], 2018, 362: 933
- [32] Li Z M, Körmann F, Grabowski B *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 136: 262
- [33] Niu C N, Larosa C R, Miao J S *et al. Nature Communications* [J], 2018, 9: 1363
- [34] Li Z M, Pradeep K G, Yun D *et al. Nature*[J], 2016, 534: 227
- [35] Bae J W, Seol J B, Moon J *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 161: 388
- [36] Sun S J, Tian Y Z, An X H *et al. Materials Today Nano*[J], 2018, 4: 46
- [37] Deng Y, Tasan C C, Pradeep K G *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 94: 124
- [38] Huang S, Huang H, Li W *et al. Nature Communications*[J], 2018, 9(1): 2381
- [39] Wu Z, Parish C M, Bei H. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2015, 647: 815
- [40] Laplanche G, Kostka A, Horst O M *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 118: 152
- [41] Joo S H, Kato H, Jang M J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 689: 122
- [42] Yang T, Zhao Y L, Luan J H *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 164: 30
- [43] Yu P H, Cheng H, Zhang L J *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 655: 283
- [44] Wu X L, Yang M X, Yuan F P *et al. Proceedings of National Academy of Sciences*[J], 2015, 112 (47): 14 501
- [45] Shi P J, Ren W L, Zheng T X *et al. Nature Communications* [J], 2019, 10(1): 489
- [46] Liu S Y, Wei Y J. *Extreme Mechanics Letters*[J], 2017, 11: 84
- [47] He J Y, Liu W H, Wang H *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 62: 105
- [48] Zhou Y J, Zhang Y, Wang Y L *et al. Applied Physics Letters* [J], 2007, 90(18): 181 904
- [49] Stepanov N D, Shaysultanov D G, Chernichenko R S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 693: 394
- [50] Seol J B, Bae J W, Li Z *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 151: 366
- [51] Tong Y, Chen D, Han B *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 165: 228
- [52] He J Y, Wang H, Huang H L *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 102: 187
- [53] Zhao Y L, Yang T, Tong Y *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 138: 72
- [54] Liu W H, Lu Z P, He J Y *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 116: 332
- [55] Zhao Y L, Yang T, Zhu J H *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 148: 51
- [56] Choudhuri D, Alam T, Borkar T *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 100: 36
- [57] He J Y, Liu W H, Wang H *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 62: 105
- [58] Lu Y P, Gao X Z, Jiang L *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 124: 143
- [59] Lu Y P, Dong Y, Guo S *et al. Scientific Reports*[J], 2014, 4: 6200
- [60] Jo Y H, Choi W M, Kim D G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 743: 665
- [61] Lei Z F, Liu X J, Wu Y *et al. Nature*[J], 2018, 563: 546
- [62] Jiang S H, Wang H, Wu Y *et al. Nature*[J], 2017, 544: 460
- [63] Hu X Z, Jin S B, Zhou H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(9): 3943
- [64] Yang M X, Pan Y, Yuan F P *et al. Materials Research Letters* [J], 2016, 4(3): 145
- [65] Rogal Ł, Kalita D, Tarasek A *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 708: 344
- [66] Gwalani B, Pohan R M, Lee J *et al. Scientific Reports*[J], 2018, 8: 14 085
- [67] Kuznetsov A V, Shaysultanov D G, Stepanov N D *et al. Materials Science Engineering A*[J], 2012, 533: 107
- [68] Slone C E, Miao J, George E P *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 165: 496

- [69] Hou J X, Zhang M, Ma S G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 707: 593
- [70] Stepanov N, Tikhonovsky M, Yurchenko N *et al. Inter-metallics*[J], 2015, 59: 8
- [71] Youssef K M, Zaddach A J, Niu C *et al. Materials Research Letters*[J], 2015, 3(2): 95
- [72] Ming K S, Bi X F, Jian W. *Scripta Materialia*[J], 2017, 137: 88

Research Development of Strengthening Mechanism of High Entropy Alloy

Chang Haitao¹, Huo Xiaofeng¹, Li Wanpeng², Yang Tao², Huang J C², Wu Baolin¹, Duan Guosheng¹, Du Xinghao¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, City University of Hong Kong, Hong Kong 999077, China)

Abstract: As a kind of multi-principal-element alloys, high-entropy alloys exhibit different deformation mechanisms and strengthening mechanisms compared to the traditional single-principal-element alloys. The current researches show that the high-entropy alloys have better strengthening and toughening capacity than the traditional alloys, presenting a bright future as a kind of new structural materials. In this paper, recent research achievements on the strengthening mechanisms of high-entropy alloys were reviewed. Various strengthening mechanisms of high-entropy alloys were discussed and analyzed, and the factors affecting the strengthening effect of high-entropy alloys were indicated. Finally, the possible future development direction to strengthen the high-entropy alloys was also given.

Key words: high entropy alloy; strengthening mechanism; research progress

Corresponding author: Du Xinghao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: xhdu@sau.edu.cn