

# 激光增材制造高熵合金强化机制的研究进展



明国轩<sup>1</sup>, 贺可太<sup>1</sup>, 周志鹏<sup>1</sup>, 杜扬威<sup>1</sup>, 刘琦<sup>2</sup>

1. 北京科技大学, 北京 100083

2. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024

**摘要:**随着航空事业的飞速发展,对合金材料的性能提出了更高要求。在传统合金材料性能提升空间逐渐受限的背景下,高熵合金凭借其独特的多主元设计,不仅在力学性能上表现优异,还在耐腐蚀、耐高温等方面展现出其独到之处,成为最具发展潜力的材料之一。激光增材制造技术为高熵合金的设计与制造提供了新的工艺技术途径,确保了成形件具有结构致密、组织均匀等优势。本文总结了激光增材制造高熵合金强化机制方面的研究进展,列举了包括应变诱导孪晶强化、变形诱导相变强化、细晶强化、固溶强化以及第二相强化等机制的典型实例,重点阐述了工艺特性对强化机制的显著影响。结果表明,激光增材制造技术的工艺特点能够增强高熵合金强化机制的效果,进而提升合金的力学性能。

**关键词:**高熵合金; 激光增材制造; 强化机制; 力学性能; 位错

中图分类号: TH162

文献标识码: A

DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2025.05.001

目前,航空领域应用最为广泛的合金材料有铝合金<sup>[1]</sup>、钛合金<sup>[2]</sup>及镍基高温合金<sup>[3]</sup>等。但随着航空工业的飞速发展,对材料性能提出了更高要求,传统合金材料逐渐暴露出局限性。航空发动机叶片长期处于离心载荷、热应力和腐蚀的作用之下,镍基合金材料的转子叶片极易出现叶尖磨损、裂纹和疲劳断裂等缺陷<sup>[4]</sup>,难以满足航空工业的发展对材料的高要求,迫切需要研发出新一代高性能的航空材料。

传统合金材料(如铝合金、钛合金等)通常由一种或两种金属元素作为主要组成元素,再添加少量其他元素来调控材料的性能。这种合金设计策略始终将成分设计空间局限在多元相图的角落位置,限制了新型合金材料的开发<sup>[5]</sup>。高熵合金(HEA)的出现,打破了传统合金以混合焓为主的设计理念,为新材料的成分设计开辟了广阔的空间。这一概念由叶均蔚教授于2004年首次提出,他将高熵合金定义为多主元合金以等原子比或近等原子比混合5种及以上元素,且每种元素的原子百分比在5%~35%之间。由于存在多主元素,高熵合金具备耐磨<sup>[6]</sup>、抗腐蚀<sup>[7]</sup>和耐高温<sup>[8]</sup>等优

势,成为最具发展潜力的新型材料之一。但高熵合金的传统制备方法,如机械合金化法、磁控溅射法等,存在尺寸形状受限、成分偏析严重等问题,容易产生冷裂、缩孔等缺陷,对制备的高熵合金的性能造成严重的不良影响<sup>[9-11]</sup>。因此,探索更高效、更精确的制备技术对于高熵合金的发展至关重要。

激光增材制造技术通过逐层添加材料的方式,按照预设的三维模型能够生产出具有高度复杂几何特征和超精细微观结构的金属零件<sup>[12]</sup>。这项技术为高性能高熵合金构件的设计与制造提供了新的工艺技术途径,使得高熵合金不仅能够实现多样化的复杂形状设计,还能确保成形件具备结构致密、组织均匀等优势<sup>[13-14]</sup>。同时,激光增材制造技术快速凝固、精确制造等独特工艺特点更能发挥高熵合金的性能潜力<sup>[15-17]</sup>。Zhou Pengfei等<sup>[18]</sup>指出通过激光增材制造技术制备的 $Al_{0.5}FeCoCrNi$ 高熵合金的晶界数量更多,这些晶界有效阻碍了位错的运动,从而显著提高了材料的屈服强度。Brif等<sup>[19]</sup>指出,激光增材制造的CoCrFeNi高熵合金

收稿日期: 2024-12-25; 退修日期: 2025-02-10; 录用日期: 2025-03-18

基金项目: 航空科学基金(20220042074001)

引用格式: Ming Guoxuan, He Ketai, Zhou Zhipeng, et al. Research progress on strengthening mechanism of high entropy alloys by laser additive manufacturing[J]. Aeronautical Science & Technology, 2025, 36(5): 1-16. 明国轩, 贺可太, 周志鹏, 等. 激光增材制造高熵合金强化机制的研究进展[J]. 航空科学技术, 2025, 36(5): 1-16.

不仅保持了单相固溶结构,而且由于激光增材制造过程中较高的温度梯度以及快速凝固,合金内形成了细小的晶粒。微观结构的优化,赋予了CoCrFeNi高熵合金优异的强度和延展性。

尽管已有众多研究者探讨了激光增材制造技术对高熵合金力学性能的影响,但对于直接影响高熵合金力学性能的强化机制,目前仍缺乏全面、系统的综述。高熵合金具有如应变诱导孪晶强化、变形诱导相变强化、细晶强化、固溶强化以及第二相强化等多种强化机制,充分运用这些强化机制,可以使高熵合金具有优异的力学性能<sup>[20-22]</sup>。本文介绍了激光增材制造技术,阐述了高熵合金的多种强化机制,从原理到实际效果进行了说明。在此基础上,基于近年来相关领域的研究成果,系统地总结了激光增材制造高熵合金的强化机制,并分析了激光增材制造技术作用于这些强化机制的方式,以及由此对合金性能产生的影响。最后,对激光增材制造高熵合金的未来研究方向进行了展望,旨在为性能优异高熵合金的设计与制备,以及新一代高性能航空材料的研发提供理论参考。

## 1 激光增材制造技术

激光增材制造技术的主要优势在于激光热源适用材料范围广、能量密度高、成形精度高和加工柔性好等<sup>[23]</sup>。同时,激光增材制造技术制备过程中高能量激光束作用于合金的时间非常短,使粉末快速熔化与凝固,提高固体溶解度极限,确保简单固溶相的形成,并抑制元素偏析,使成形件

具有均匀的微观结构<sup>[24-25]</sup>。此外,快速凝固和冷却会明显细化合金的组织,增加位错密度,从而提高零件强度<sup>[26]</sup>。目前,激光增材制造技术已应用于铝合金、钛合金、铁基合金、镁合金、形状记忆合金、高温合金、高熵合金及非晶合金等不同金属材料的制备与成形<sup>[27-28]</sup>。

按照工艺来分,激光增材制造技术可分为两大类:一类是基于粉末床系统的选区激光熔化(SLM)技术;另一类是通过激光直接沉积制造零件毛坯,然后对毛坯进行后续数控加工来确保零件的净尺寸,这类技术以激光熔化沉积(LMD)技术为代表<sup>[29]</sup>。

### 1.1 选区激光熔化技术

选区激光熔化技术是金属材料增材制造的主要技术途径之一,技术的示意图如图1<sup>[30]</sup>所示。该技术以激光为能量源,按照三维切片模型中规划好的路径在金属粉末床层进行逐层扫描,扫描过的金属粉末经熔化、凝固达到冶金结合的效果,最终获得模型所设计的金属零件<sup>[31]</sup>。

Zhu Zhiguang等<sup>[32]</sup>等采用SLM技术制备CoCrFeMnNi高熵合金,通过改变激光功率和打印速度来调控激光能量密度,进而获得具有不同相对密度的样品。如图2(a)所示,样品的相对密度首先会随着激光能量密度的增加而上升,这是由于较高的能量可以使熔化过程更为彻底,相对密度能够达到99.2%的峰值。但当激光能量密度继续增加时,相对密度反而会下降,这是由于过多的能量会损害样品的表面光洁度,还可能引发球化现象。在激光能量密度为60J/mm<sup>3</sup>时制备的V2000试样,其相对密度达到峰值

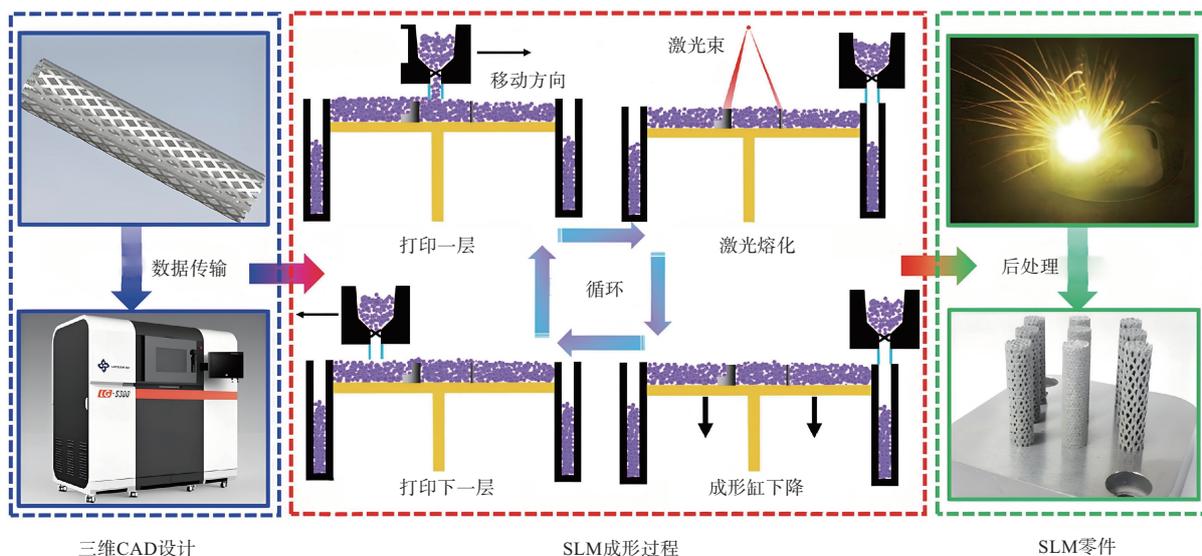


图1 选区激光熔化技术示意图

Fig.1 Selective laser melting technology diagram

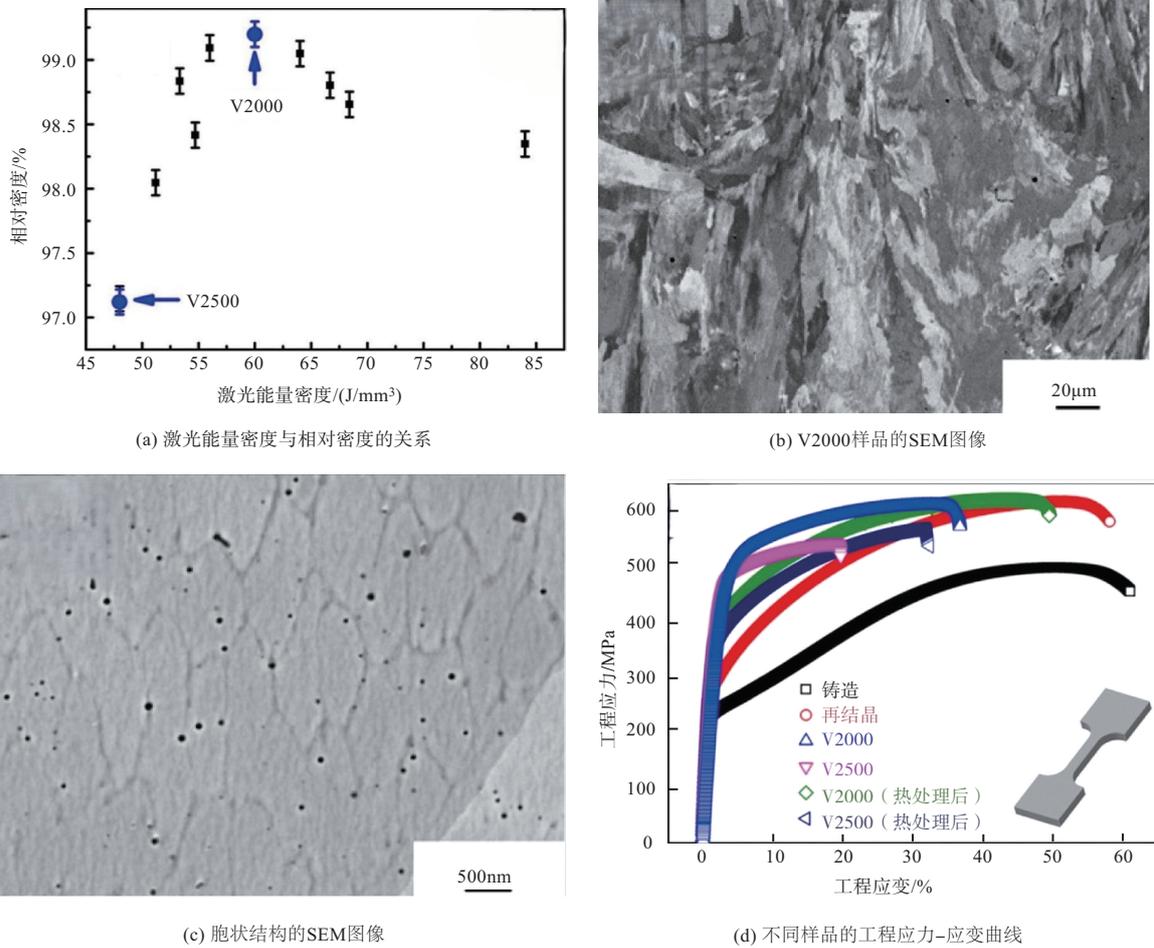


图2 SLM成形CoCrFeNiMn高熵合金

Fig.2 SLM formed CoCrFeNiMn high-entropy alloy

(99.2%)。微观表征显示该试样呈现出多层次微观组织特征,包括熔池、柱状晶、亚微米胞状组织和位错。从图2(b)中可以看出,柱状晶粒呈现外延生长的特征;图2(c)则展示了其胞状结构,这种结构通过位错硬化显著提升了合金的强度。不同样品的应力-应变曲线如图2(d)所示, V2000样品表现出较高的屈服强度,其屈服强度 $\sigma_y$ 达到510MPa,远高于再结晶样品。而相对密度最低的V2500样品(激光能量密度 $E=48\text{J/mm}^3$ ),由于内部孔隙会成为应力集中的关键位点,致使样品过早发生断裂。显然,SLM工艺参数对高熵合金的微观结构有着显著影响,进而影响其机械性能。

### 1.2 激光熔化沉积技术

激光熔化沉积技术是基于堆焊原理的激光增材制造技术,其示意图如图3<sup>[33]</sup>所示。LMD技术成形过程置于惰性气体保护下进行,通过喷嘴将粉末聚集到工作平面上,同时激光束也聚集到该点,将粉光作用点重合,通过工作台或喷

嘴的移动,获得堆积的熔覆实体<sup>[34]</sup>。

Chew等<sup>[35]</sup>采用LMD技术制备CoCrFeMnNi高熵合金。由图4可以看出,靠近熔池边界的区域呈现出定向凝

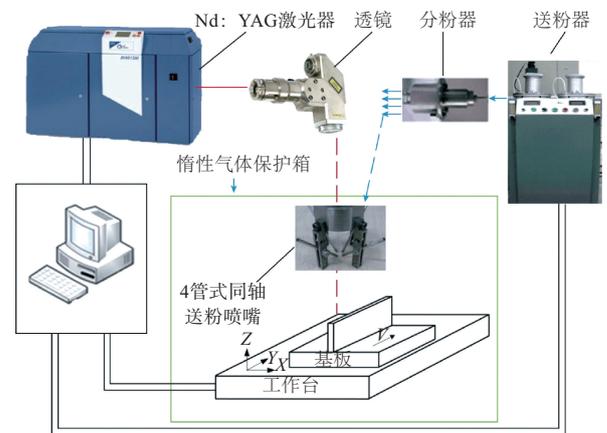


图3 激光熔化沉积技术示意图

Fig.3 Laser metal deposition technology diagram

固的特征,进而形成树枝状柱状晶;而在远离熔池边界的区域,晶体结构则逐渐过渡为等轴晶。此外,合金内部还存在胞状结构,其尺寸大约在几百纳米左右。相较于SLM工艺,该试样中胞状结构的尺寸较大,这主要是由LMD过程中相对较低的冷却速率所导致的。同时,较慢的冷却速率使得合金内部出现了元素偏析现象,晶界富含Ni和Mn,而这种现象在SLM制备的样品中并不明显。LMD技术制备出的样品在室温下的屈服强度约为518MPa,约是传统铸造件的2.5倍,强度的提升主要得益于合金内部形成的细小晶粒。

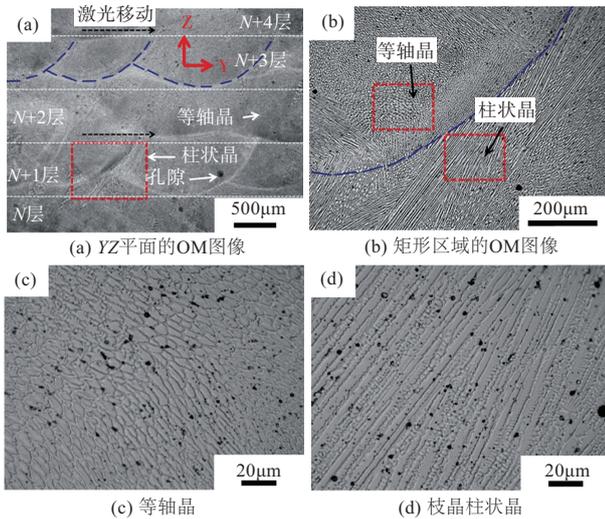


图4 LMD制备CoCrFeMnNi高熵合金

Fig.4 CoCrFeMnNi high-entropy alloy prepared by LMD

对比分析两种制备高熵合金的激光增材制造技术可知,SLM工艺因其高冷却速率,促使制备的合金具有细小晶粒以及高密度位错,并显著抑制了元素偏析,使合金具有较高的屈服强度和抗拉强度。但极快冷却速率导致了合金较高的残余应力以及相对较低的伸长率,且加工速度较慢,更适用于高精度小型零件的制备。而LMD技术采用同轴送粉,不仅可以随时调整粉末的配比,而且加工速度更快,适合于制造中大型金属零件。此外,LMD技术的激光能量密度比SLM技术更高,可复合多种合金材料的成形,以及制造功能梯度零件<sup>[36]</sup>。但是其制备的样品表面质量较差,难以生产精密度较高的零件,且冷却速率相较于SLM技术较低,制件可能存在元素偏析。因此,在选择技术时,需要根据具体的零件需求和性能要求进行权衡。

## 2 高熵合金的强化机制

高熵合金的强化机制复杂多样,主要包括应变诱导孪

晶强化、变形诱导相变强化、细晶强化、固溶强化及第二相强化等<sup>[37-38]</sup>。这些机制相互作用、共同作用,使高熵合金具有优异的力学性能。

### 2.1 应变诱导孪晶强化

应变诱导孪晶强化(TWIP)机制指在发生塑性变形时,合金内部会产生孪晶。这些孪晶能够有效阻碍位错的运动,从而提高材料的加工硬化能力和延展性<sup>[39]</sup>。高熵合金由于存在多主元素,具有较低的层错能(SFE),这使得孪晶的形成相较于传统合金而言更为容易<sup>[40]</sup>。

Gludovatz等<sup>[41]</sup>采用轧制-再结晶工艺制备具有FCC单一固溶体相的等原子CoCrFeMnNi高熵合金,并在不同温度下进行拉伸性能测试试验,发现其具有优异的损伤容限。如图5所示,在低温环境下,等原子CoCrFeMnNi高熵合金的机械性能实际上有所提升,这一提升主要归因于低温环境下合金内纳米变形孪晶的产生,这种附加的变形机制为合金提供了额外的加工硬化效果,从而实现了强度和塑性的同时增强。

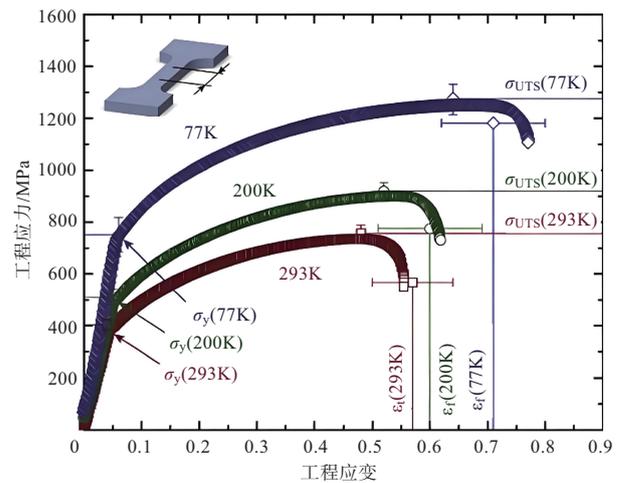


图5 不同温度下CoCrFeMnNi高熵合金的拉伸应力-应变曲线

Fig.5 Tensile stress-strain curves of CoCrFeMnNi high entropy alloy at different temperatures

近年来,一些研究者将TWIP机制引入高熵合金的室温变形中,使高熵合金具有更优异的室温力学性能。Deng Yun等<sup>[42]</sup>采用真空电弧熔炼法制备出了非等原子Fe<sub>40</sub>Mn<sub>40</sub>Co<sub>10</sub>Cr<sub>10</sub>高熵合金,成功降低了合金的层错能,使得该合金在室温塑性变形过程中也能激活TWIP机制。这种合金在低应变(<10%真实应变)下,变形主要由平面位错滑移引起;在高应变(>10%真实应变)下,TWIP机制启动,变形孪生作为附加的变形机制被激活,提供额外的应变硬化。

### 2.2 变形诱导相变强化

变形诱导相变强化 (TRIP) 机制指在合金中引入特定的相变来增强材料的塑性变形能力。这种相变可以帮助材料吸收应变能量, 延缓断裂过程, 从而提高材料的强度和韧性<sup>[43]</sup>。

Chen Sijing 等<sup>[44]</sup>观察了  $\text{Co}_{34}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{34}\text{Mn}_6\text{Ni}_6$  双相合金的相变过程, 发现双相合金在塑性变形过程中, 由于部分位错的活动, 产生了稳定的三维堆叠断层网络, 从而引起了应变硬化。这些网络阻碍了位错运动, 并通过 TRIP 效应进一步为 HCP 相的形成提供了首选位置。图 6 为透射电子显微镜下观测到的变形诱导相变强化, 快速移动的不全位错主导了初期塑性变形, 提供了起始塑性。在变形过程中, 不全位错频繁与层错作用, 阻碍局部位错的移动, 从而引起应变强化。随着应变的增加, FCC 相连续转变为较硬的 HCP 相, 产生持续的强化效果。

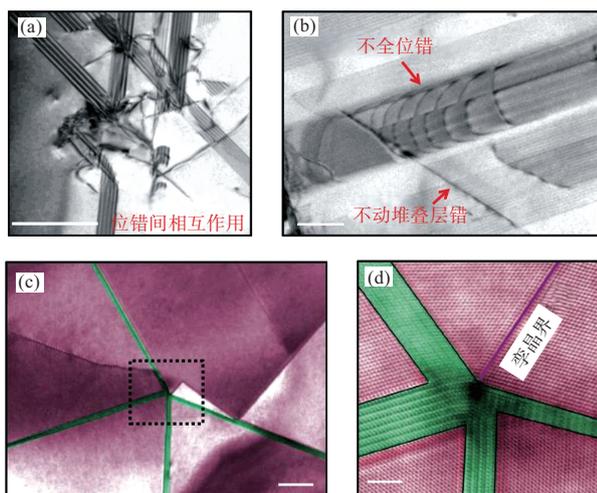


图 6 原位透射电子显微镜观测层错网络对位错的阻碍  
Fig.6 In-situ transmission electron microscopy observation of the hindrance of stacking fault network to dislocations

通过一些处理, 如调整合金成分, 降低相稳定性, 可以在高熵合金中激发 TRIP 机制, 产生极为可观的强化和塑化效果。Bae 等<sup>[45]</sup>采用真空电弧熔炼法制备了  $\text{Fe}_x(\text{CoNi})_{90-x}\text{Cr}_{10}$  ( $x=55, 57.5, 60$ ) 亚稳态中熵合金, 研究其低温下的形变行为。变形过程中, 合金通过无扩散型相变的方式进行 FCC 相到 BCC 相的转变, BCC 相的体积分数增大, 合金的强度随之提高。由电子背散射衍射测定的低温变形过程中 BCC 相面积分数的变化如图 7 所示, 可见 Fe 含量越高, BCC 相的面积分数越大。原因在于 Fe 含量的增加会导致 FCC 相晶粒失稳, 相变动力学加快, 从而使  $\text{Fe}_{60}(\text{CoNi})_{30}\text{Cr}_{10}$  合金

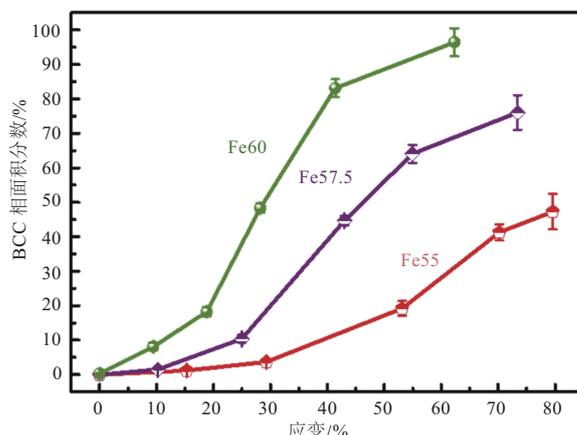


图 7  $\text{Fe}_x(\text{CoNi})_{90-x}\text{Cr}_{10}$  ( $x=55, 57.5, 60$ ) 亚稳态中熵合金在不同应变水平下 BCC 相的面积分数

Fig.7 The area fraction of BCC phase in  $\text{Fe}_x(\text{CoNi})_{90-x}\text{Cr}_{10}$  ( $x=55, 57.5, 60$ ) metastable medium entropy alloys at different strain levels

在较宽的应变范围内产生更多的 TRIP 效应。

### 2.3 细晶强化

高熵合金晶粒的细化能显著增加晶界密度, 晶界增多后会显著阻碍位错运动, 进而提升材料的强度和硬度。细晶强化对于高熵合金具有显著的强化效果, 尤其是对于单相 FCC 型高熵合金而言, 细晶强化是其主要强化方式之一<sup>[46]</sup>。细晶强化一般遵循 Hall-Petch 关系, 即晶粒尺寸减小, 材料的屈服强度增大, 具体关系如式 (1) 所示

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

式中,  $\sigma_y$  为合金的屈服强度,  $\sigma_0$  为合金的晶格摩擦强度,  $k$  为晶界强化系数,  $d$  为合金的平均晶粒尺寸。

Otto 等<sup>[47]</sup>重结晶等原子  $\text{CoCrFeMnNi}$  高熵合金, 制出具有  $4.4\mu\text{m}$ 、 $50\mu\text{m}$  和  $155\mu\text{m}$  三种不同晶粒尺寸的单相 FCC 结构  $\text{CoCrFeMnNi}$  高熵合金, 进行拉伸测试, 结果如图 8 所示。在相同测试温度下, 高熵合金的屈服强度随晶粒尺寸的减小而增大, 当晶粒尺寸从  $50\mu\text{m}$  减小到  $4.4\mu\text{m}$  时, 屈服强度增幅最大, 当晶粒尺寸从  $155\mu\text{m}$  减小到  $50\mu\text{m}$  时, 屈服强度增幅较小。

细晶强化在提高强度的同时难以兼顾塑性, 很少作为单一的强化手段来使用, 而且晶粒尺寸会影响很多其他强化机制的效果。如 Mahajan 等<sup>[48]</sup>认为 HCP-马氏体和孪晶的成核生长涉及晶界处的特定位错模式、堆积断层的形成及肖克利的部分通道。晶粒细化会影响晶界前方的位错堆积, 就需要更高的外部应力来产生更多的位错和堆叠断层。

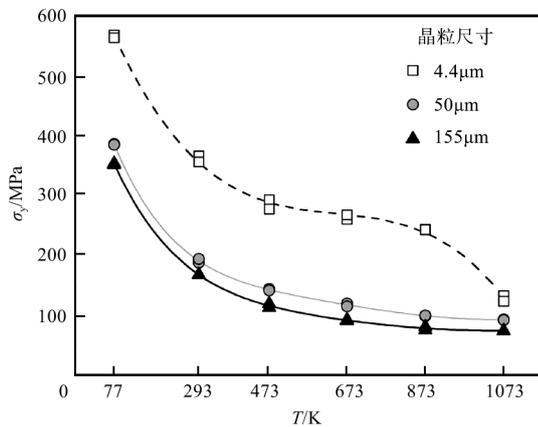


图8 不同晶粒尺寸的CoCrFeMnNi高熵合金屈服应力随温度的变化

Fig.8 The yield stress of CoCrFeMnNi high-entropy alloys with different grain sizes varies with temperature

因此,晶粒细化会导致对变形诱导的马氏体转变和FCC基体孪生的更高抵抗力。

#### 2.4 固溶强化

固溶强化是通过在基体材料中引入其他元素形成固溶体,使基体晶格发生畸变,阻碍位错的滑移,从而提升合金的强度<sup>[49]</sup>。根据溶质原子在基体金属中的位置,固溶强化可分为置换固溶强化和间隙固溶强化。

置换固溶强化指在溶剂因子中引入置换原子,置换原子会占据溶剂晶格的某些结点位置。由于置换原子与溶剂原子在原子尺寸方面存在差异,所以当置换原子溶入溶剂晶格后会引发晶格的点阵畸变,进而对合金产生强化效果<sup>[50]</sup>。Zhou Yunjun等<sup>[51]</sup>研究了Ti元素对于AlCoCrFeNiTi<sub>x</sub>高熵合金性能的影响。其中,AlCoCrFeNiTi<sub>0.5</sub>高熵合金的屈服强度、塑性应变分别为2.26GPa、23.3%,具有最好的综合力学性能,甚至优于大多数高强度合金。AlCoCrFeNiTi<sub>0.5</sub>合金优异的综合力学性能主要归因于Ti原子的固溶强化机理:对于AlCoCrFeNi合金,Al、Co、Cr、Fe、Ni五组分的原子比相同,占据晶格位点形成BCC固溶体的概率相同。而随着Ti元素含量的增多,由于半径较大的Ti原子占据了晶格位点,晶格畸变显著增加,固溶强化效果增强,强度大大提高,而塑性仅略有降低。

间隙固溶强化指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,从而使合金强度显著提高<sup>[52]</sup>。Seol等<sup>[53]</sup>在等原子CoCrFeMnNi高熵合金中添加微量B元素后,合金的力学性能显著提高。特别是添加30μg/g B元素的合金在延展性几乎没有下降的情况下,屈服强度提高

100%以上,极限抗拉强度提高约40%。力学性能的提升归因于B元素在合金中的双重作用:一方面,B元素溶解于高熵合金的晶格间隙中,造成严重的晶格畸变,产生了间隙固溶强化;另一方面,B元素还通过晶界强化和细化晶粒尺寸进一步提升了合金的性能。如图9所示,添加B元素的CoCrFeMnNi高熵合金在不同退火温度下的晶粒尺寸均显著减小。

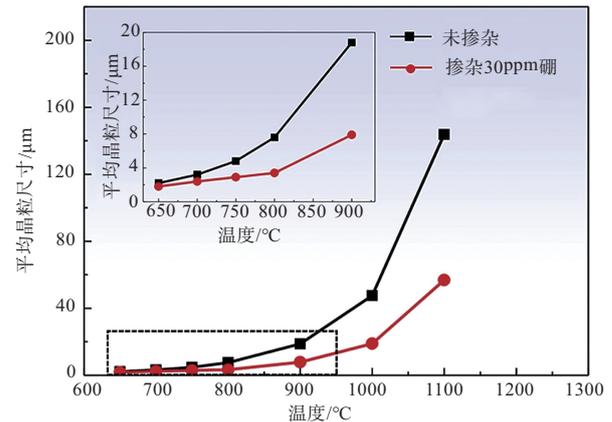


图9 不同退火温度下掺杂和未掺杂硼元素的再结晶CoCrFeMnNi高熵合金的平均晶粒尺寸

Fig.9 The average grain size of recrystallized CoCrFeMnNi high-entropy alloys with and without boron doping at different annealing temperatures

#### 2.5 第二相强化

第二相强化是指在合理的基体元素设计基础上再加上适当的合金化元素,在高熵合金中形成不同种类的第二相,这些第二相能够有效提高合金的强度以及改善合金的塑性。根据引入第二相的不同,第二相强化可分为沉淀强化和弥散强化。

沉淀强化是指过饱和固溶体在时效过程中析出与基体共格的纳米沉淀相,这种沉淀相会阻碍位错移动和晶间滑移,从而提高合金的强度和硬度。Yang Tao等<sup>[54]</sup>设计了一种(FeCoNi)<sub>86</sub>-Al<sub>7</sub>Ti<sub>7</sub>高熵合金,其屈服强度、抗拉强度、伸长率分别达到1028MPa、1446MPa、47.8%。优异性能主要归因于FeCoNi基合金与Ti和Al元素的高度合金化,引入了L<sub>12</sub>金属间纳米沉淀相,产生了大面积的“FCC+L<sub>12</sub>”双相区,如图10所示。接近球状的L<sub>12</sub>相的平均直径为30~50nm,在基体中所占体积分数为50%~55%,高密度L<sub>12</sub>型的沉淀硬化显著提高了合金的强度。

弥散强化是指在基体材料中引入细小、均匀分布的第二相颗粒来提高材料的强度和韧性。这些第二相颗粒可以

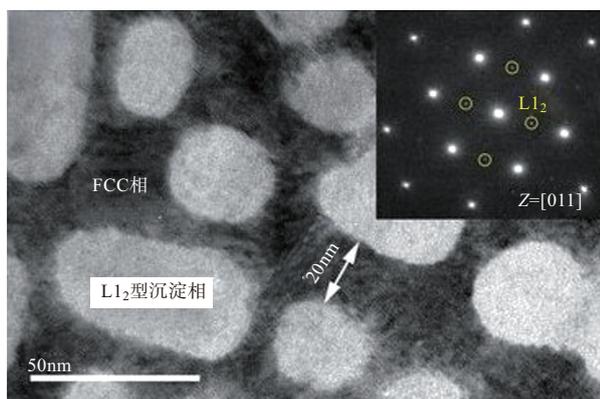


图10 (FeCoNi)<sub>86</sub>-Al<sub>7</sub>Ti<sub>7</sub>高熵合金的透射电子显微镜图像  
Fig.10 Transmission electron microscope images of (FeCoNi)<sub>86</sub>-Al<sub>7</sub>Ti<sub>7</sub> high-entropy alloys

是碳化物、氮化物、硼化物或其他金属间化合物,它们在合金中起到阻碍位错运动的作用,从而提高材料的屈服强度和硬度。Yim 等<sup>[55]</sup>在 CoCrFeMnNi 高熵合金基体中引入了 TiC 颗粒。如图 11 所示,复合材料在保持良好延展性的同时,其抗压屈服强度提升至 698MPa。TiC 颗粒对强度的贡献,主要归因于添加 TiC 颗粒后产生的弥散强化以及随之产生的晶粒细化。与不含 TiC 的 HEA 相比,添加 TiC 后获得了更细的晶粒尺寸,达到 5.1 $\mu$ m。

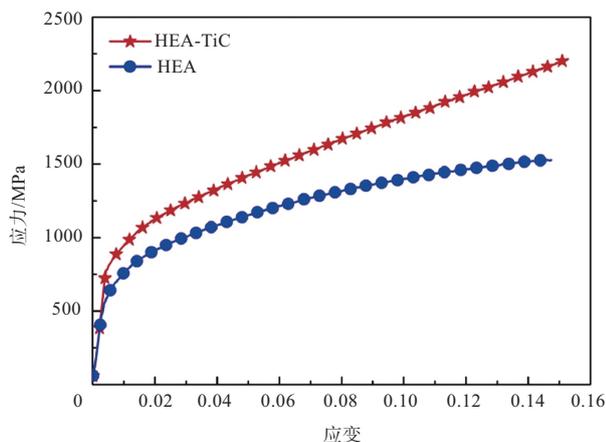


图11 CoCrFeMnNi 和 CoCrFeMnNi-TiC 复合材料的工程压缩应力-应变曲线  
Fig.11 Engineering compressive stress-strain curves of CoCrFeMnNi and CoCrFeMnNi-TiC composite

综上所述,应变诱导孪晶强化和变形诱导相变强化能够显著提升高熵合金的强度和延展性,但需要特定的低温条件和相变条件。细晶强化通过晶粒细化显著提高材料强度,但其对塑性的削弱难以避免,且会对其他强化机制产生

不利影响。固溶强化的效果也十分显著,但高度依赖于固溶原子的选择,需合理筛选原子种类并精确调控其固溶度。第二相强化能够显著提高合金的强度和韧性,但需要精确调控第二相颗粒的分布,以避免产生应力集中等问题。因此,在进行高熵合金强化机制的选择时,需要根据具体的材料性能需求和使用环境进行综合考虑。

### 3 激光增材制造高熵合金的强化机制

激光增材制造技术因其独特的工艺特点,在高熵合金制备领域展现出巨大潜力。其独特的工艺优势,不仅为高熵合金的制备开辟了新的路径,更为优化和提升合金性能提供了技术支持。许多研究者分别采用 SLM 和 LMD 技术成功制备出性能卓越的高熵合金。这些合金在耐磨性、耐腐蚀性以及力学性能等方面表现优异。特别是激光增材制造技术的应用显著增强了高熵合金强化机制的效果,从而赋予了这些合金更加卓越的力学性能。

#### 3.1 应变诱导孪晶强化

刘广等<sup>[56]</sup>通过 SLM 技术制备单一 FCC 相的 CoCrFeMnNi 高熵合金,样品的最高相对致密度达到了 99.3%,仅含有少量的孔隙和微裂纹。在常温下,样品的屈服强度为 523MPa、拉伸强度为 647MPa、延伸率为 15.8%。而在 77K 下样品的力学性能更加优异,拉伸强度高达 893.8MPa,延伸率达到 34.6%。低温下合金性能的提升归因于孪晶的形成引入新的界面,进而导致连续的晶粒碎裂分殖,有效减少位错的平均自由程,增强了加工硬化。

Qiu Zengcheng 等<sup>[57]</sup>采用 LMD 技术制备 CoCrFeMnNi 高熵合金,样品展现出无元素偏析的均匀微观结构。在低温环境下,LMD 制备的 CoCrFeMnNi 高熵合金展现出更加卓越的机械性能。具体而言,当测试温度从 298K 降至 77K 时,其拉伸性能显著增强,其中屈服强度  $\sigma_y$  和极限抗拉强度  $\sigma_u$  分别增长了约 60% 和 65%,达到 564MPa 和 891MPa,同时延展性也增加了 38%,达到 0.36。与具有相似晶粒尺寸的铸造 CoCrFeMnNi 高熵合金相比,LMD 技术制备的样品在低温下具有更高的屈服强度。原因在于,LMD 技术制备的样品具有更高的初始位错密度。在低温环境下,孪晶的产生不仅构成了一种额外的变形机制,而且还与位错发生强烈的相互作用。LMD 技术制备的样品具有高初始位错密度,这些位错与孪晶的相互作用进一步促进了位错的积累,从而确保了材料在低温下具有更高的加工硬化率。

近年来,一些研究者利用激光增材制造技术,通过特

定的工艺处理,成功将 TWIP 机制引入高熵合金的室温塑性变形中。如 Wu Wenqian 等<sup>[58]</sup>采用 SLM 技术制备含 C 的 CoCrFeNi 高熵合金。CoCrFeNi 高熵合金的 SFE 原本就较低,添加 C 元素后,其 SFE 值进一步降低。这导致在室温条件下,合金就能够激活 TWIP 机制,产生变形孪晶。这些孪晶能有效阻碍位错滑移,从而提升了材料的应变硬化能力。

激光增材制造技术因其较小的熔融尺寸和快速的冷却速率,使得成形的高熵合金具有更高的初始位错密度。丰富的位错与孪晶相互作用,促进位错的积累,可以进一步提升 TWIP 机制的效果,增强材料的性能。此外,激光增材制造技术可以更精确地控制合金的微观结构和化学成分,通过特定的工艺处理,可以降低合金的 SFE,在室温条件下促进高熵合金 TWIP 机制的产生,提升高熵合金的室温力学性能。

### 3.2 变形诱导相变强化

Jiao Haitao 等<sup>[59]</sup>采用 LMD 技术制备了  $(\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10})_{88}\text{Si}_{12}$  高熵合金,结果表明 Si 的添加使  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$  合金的抗拉强度从 741MPa 提高到 866MPa,硬度从 235.7HV 增加到 309.8HV,而延伸率只下降了 1.9%。通过 X 射线衍射相分析, Si 的添加降低了材料的层错能,从而降低了 FCC 相的稳定性,促进了 LMD 成形过程中 FCC 相到 HCP 相的转变,使得材料能够在增加强度的同时保持良好的塑性。此外,在拉伸变形过程中,沉积态组织中残留的 FCC 相进一步转变为 HCP 相,对合金的塑性提供重要贡献。

Li Ruidi 等<sup>[60]</sup>系统研究了 SLM 技术制备的两种 CoCrFeMnNi 系高熵合金的微观开裂行为。结果表明,具有稳定 FCC 单相结构的等原子比 CoCrFeMnNi 高熵合金在热循环诱发的残余拉应力作用下产生了微裂纹。而层错能较低的亚稳态双相非等原子  $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}$  高熵合金没有产生微裂纹。如图 12 所示,双相非等原子  $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}$  高熵合金在不同体积能量密度下的残余应力均小于等原子 CoCrFeMnNi 高熵合金。这一差异归因于  $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}$  高熵合金冷却过程中 FCC 相向 HCP 相的置换转变有效消耗了与热应力相关的内能,从而阻止了微裂纹的产生。除缓解微裂纹外,打印过程中内应力作用下的 FCC  $\gamma \rightarrow$  HCP  $\epsilon$  相变还通过产生更硬的 HCP  $\epsilon$  相来提高亚稳态高熵合金的拉伸强度。

TRIP 机制可以与 TWIP 机制同时存在,共同增强高熵合金的强度和韧性。对 FCC 型高熵合金的研究表明,随着层错能的减小,变形机制从位错滑移转变为位错滑移加变

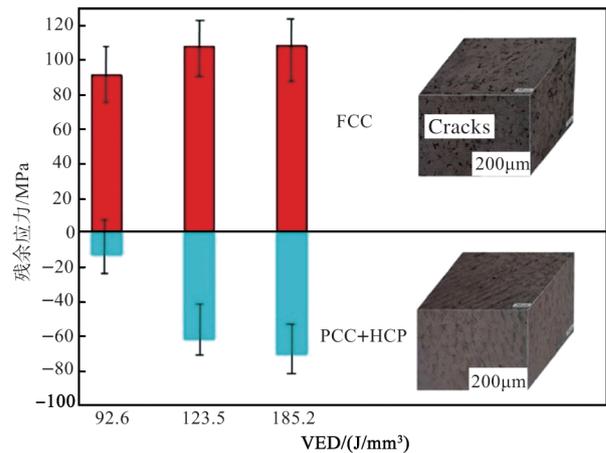


图 12 打印态单相等原子 CoCrFeMnNi 和双相非等原子  $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}$  高熵合金在不同体积能量密度下的残余应力

Fig.12 The residual stresses of as-printed single-phase CoCrFeMnNi and dual-phase  $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}$  high-entropy alloys at different volume energy densities are plotted

形孪晶,再进一步转变为位错滑移加变形诱导马氏体相变。因此,当层错能处于某一区间范围内时,可以同时出现 TRIP 和 TWIP 机制<sup>[61]</sup>。Zhu Zhiguang 等<sup>[62]</sup>采用 SLM 技术制备  $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{49.5}\text{Mn}_{30}\text{C}_{0.5}$  高熵合金,研究其变形过程中的微观组织变化。变形初期, TWIP 和 TRIP 机制共同被激活, FCC 基体中产生少量板条状 HCP 相和一些孪晶。随着塑性应变的增加,变形孪生和相变在适应塑性方面起着越来越重要的作用,以保持在高应力水平下稳定的加工硬化能力。

相变的驱动力主要来自母相与产物相之间的自由能差,若自由能差未达到足够低的阈值,就需要额外的驱动力来触发转变<sup>[63]</sup>。一般来说,激光增材制造过程中快速加热凝固循环所产生的热应力是不利的,但它却能作为额外驱动力,促进高熵合金的相变,提升 TRIP 机制的效果,从而转化为有利的因素。此外,激光增材制造技术可以更准确地调整高熵合金的层错能,使 TRIP 和 TWIP 机制发挥协同作用。

### 3.3 细晶强化

Peyrouzet 等<sup>[64]</sup>采用 SLM 技术制备  $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$  高熵合金。如图 13 所示, SLM 样品的屈服强度和抗拉强度分别达到 730MPa 和 896MPa,同时保留了显著的塑性,性能明显优于铸态合金 ( $\sigma_y=275\text{MPa}$ ) 和冷轧退火态合金 ( $\sigma_y=159\text{MPa}$ )。优异力学性能主要由于 SLM 技术快速凝固和

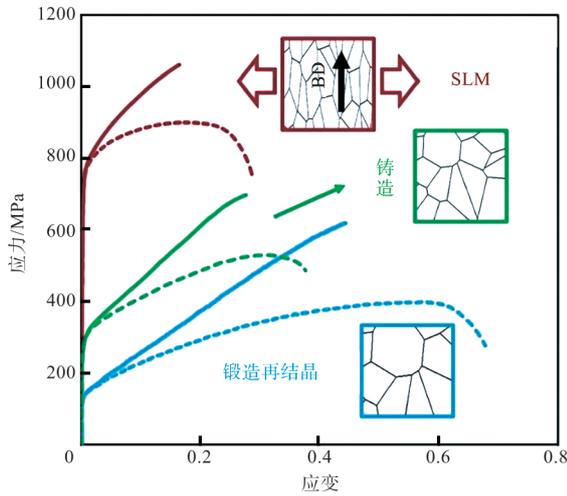


图 13 室温下选区激光熔化、铸造以及锻造再结晶  $Al_{0.3}CoCrFeNi$

Fig.13 Selective laser melting, casting and forging recrystallization of  $Al_{0.3}CoCrFeNi$  at room temperature

各向异性去热导致了完全致密的 FCC 单相组织,并产生了晶粒细小且细长引起的细晶强化以及晶粒内部塞积大量位错引起的位错强化效应。

Xiang Shuo 等<sup>[65]</sup>采用 LMD 技术制备  $CoCrFeMnNi$  高熵合金。由于 LMD 工艺的冷却速度快,避免了组分偏析,使得 LMD 样品的元素分布更加均匀。同时, LMD 样品比铸造样品表现出更优异的机械性能,原因在于 LMD 工艺的高凝固和冷却速率有助于细化晶粒和提高初始位错密度,从而提高屈服强度。

激光增材制造技术采用逐层熔化金属粉末的方式来构建三维结构。在这一过程中,激光作为热源,其能量高度集中且可控,使得成形材料在极短的时间内经历从熔化到凝固的过程,这一时间尺度通常为微秒级。这种快速的加热和冷却速率可以极大地抑制晶粒的生长,促进细晶粒的形成。此外,激光增材制造逐层累加的特性也使得每一层材料在凝固时都会受到新一层材料的热影响,这种热循环效应也有助于细化晶粒,进而提高材料强度。

### 3.4 固溶强化

He Lin 等<sup>[66]</sup>采用 SLM 技术制备了几乎完全致密且无裂纹的  $AlCoCrFeNi_{2.1}$  高熵合金。试样呈现出由柱状晶、等轴晶和 L 形胞状晶组成的非均质共晶组织,由于定向热流和高冷却速率的作用,胞状晶的尺寸显著细化。此外,高的冷却速率还导致更多的 Al 和 Ni 原子溶入 FCC 相。与铸造样品相比, SLM 样品的屈服强度提高了一倍,达到 982.1MPa,而塑性几乎没有降低。这种非凡的强度增强主

要归因于过饱和 FCC 相的固溶强化和晶粒/晶胞边界强化。延展性的保持归因于位错和纳米级堆垛层错的应变硬化,不断推迟相间裂纹的萌生和扩展。

徐金涛等<sup>[67]</sup>采用 SLM 技术制备  $NbMoTaWTi_{0.5}$  难熔高熵合金 (RHEA),与  $NbMoTaW$  RHEA 相比,添加 Ti 原子后合金的屈服强度、抗压强度和应变分别提高了 20.7%、30.7% 和 117.9%。Ti 的原子半径较大,因此,添加 Ti 原子后,会产生强烈的晶格畸变,从而提高合金强度。塑性的提升则源于 Ti 的添加提高了晶界内聚力,抑制了晶间裂纹扩展。

Zhang Wei 等<sup>[68]</sup>运用 LMD 技术制备出含有 0.5wt.% Nb 的  $Fe_{49.5}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}C_{0.5}$  间隙固溶强化高熵合金。在 LMD 技术的快速冷却凝固过程中,由于 Nb 原子半径较大,其融入合金后会致使合金产生晶格畸变,进而形成晶格应力场,增大 FCC 相晶格常数,提升固溶强化效果。经测试,制备的样品展现出优异的力学性能,屈服强度和抗拉强度分别达到 1140MPa 和 1450MPa。与未添加 Nb 的样品相比,屈服强度提升了 44%,抗拉强度提升了 45%。这一显著的性能提升得益于固溶强化作用增大了位错运动的阻力,并与沉淀强化等机制协同发挥作用,进一步阻碍位错运动,从而大幅提高了合金的强度。

激光增材制造成形过程中,熔池快速熔化和快速凝固的过程提高了元素的溶解度极限,促进了过饱和固溶体的形成,从而可以产生更强的晶格畸变,提升固溶强化机制的效果。

### 3.5 沉淀强化

Lu Yiping 等<sup>[69]</sup>采用 SLM 技术制备了屈服强度为 1040MPa、总伸长率达到 24% 的工业级大体积  $AlCoCrFeNi_{2.1}$  共晶高熵合金。优异的力学性能归因于 FCC/L1<sub>2</sub>-BCC(B2) 复合结构: B2 相以细小析出物的形式在晶界处分布,为位错运动提供了强大的阻碍作用,从而提高合金的强度。SLM 成形过程中, FCC 相的体积分数逐渐增大,进而提高了合金的韧性。

Li Jinfeng 等<sup>[70]</sup>通过添加 WC,采用 LMD 工艺制备了高强度  $CoCrFeMnNi$  高熵合金基复合材料。样品形成了致密的等轴晶组织,没有明显的气孔或裂纹。含 5wt% WC 的试样表现出良好的力学性能,抗拉强度为 800MPa,延伸率为 37%。 $CoCrFeMnNi$  HEA 基复合材料性能的改善主要归因于微观结构的变化和沉淀物的形成。LMD 技术在成形过程中的高温和快速冷却,促成了更细小等轴晶粒的形成,如图 14 所示, WC 的添加显著细化了  $CoCrFeMnNi$  高熵合金的晶粒尺寸。此外, LMD 过程中的高温还使 WC 快速溶解

在基体中,从而形成沉淀物  $M_{23}C_6$ 。 $M_{23}C_6$ 沉淀物不仅通过阻碍位错滑移来增强基质,而且在凝固过程中充当非均质成核点,导致更细的晶粒尺寸分布。在晶粒细化和沉淀物增强的综合作用下,添加 WC 的 CoCrFeMnNi HEA 基复合材料强度显著提高。

在激光增材制造热循环的作用下,高熵合金的晶界和位错处会析出更多的沉淀物,产生明显的钉扎作用,从而限制了热循环过程中的晶粒的粗化,提升了沉淀强化的效果。

### 3.6 弥散强化

Amar 等<sup>[71]</sup>采用 LMD 工艺制备了添加不同含量 TiC 的 CoCrFeMnNi 基高熵合金。通过添加 TiC, HEA 的抗拉强度显著提高。其中添加 5wt% TiC 的样品表现出良好的力学性能,抗拉强度为 723MPa,拉伸应变为 32%。CoCrFeMnNi HEA 的性能改善归因于通过 LMD 技术和 TiC 添加实现的微米 TiC 相的形成。这些微米级的 TiC 相通过阻碍和偏转滑移带来强化基体,使材料具有优异的力学性能。

王仪凌等<sup>[72]</sup>采用 SLM 技术制备  $(FeCoCrNi)_{88-x}Mo_xW Nb_3C_x$  ( $x = 0.25, 0.5, 0.75, 1, 1.5, 2, 2.5$ ) 高熵合金成形件,通过改变 C 元素含量来调控  $M_6C$  相在 FeCoCrNi 高熵合金基体中的占比,研究不同 C 含量条件下  $M_6C/FCC$  双相高熵合金的组织与性能。如图 15 所示,随着 C 含量的增加,合金的抗压强度逐渐增加,而塑性则呈现先增大后减小的趋势,其中  $(FeCoCrNi)_{86}Mo_8W Nb_3C_2$  高熵合金的综合性能最优,抗压强度为 1993.4MPa,断裂应变为 31.5%。研究发现,当 C 含量较低时,  $M_6C$  会在质地较软的 FCC 相中起到弥散强化作用,提升合金的抗压强度和塑性。但因  $M_6C$  是硬脆相,受到外力作用时容易成为裂纹源,所以 C 含量高于 2.0% 后,  $M_6C$  相大量团聚会引起高熵合金塑性降低。

激光增材制造逐层累加的特性会使每个凝固层的弥

散颗粒分布更加均匀。在激光诱导熔化和凝固过程中,弥散颗粒为合金提供高密度的纳米形核点,这些形核点能够钉扎晶粒,抑制其长大,使得复合材料的晶粒得到进一步细化,从而提高复合材料的强度和塑性。

综上所述,激光增材制造技术通过其独特的工艺特性(如快速凝固、高冷却速率、逐层累加特性等),显著增强了高熵合金的多种强化机制,从而提升了合金的力学性能。具体而言,快速冷却速率和高初始位错密度显著增强了应变诱导孪晶强化和变形诱导相变强化的效果;快速凝固和逐层累加特性提升了细晶强化的效果;高冷却速率和过饱和固溶体形成显著增强了固溶强化的效果;热循环作用和晶界、位错处析出更多沉淀物显著增强了沉淀强化的效果;逐层累加特性和弥散颗粒分布均匀显著增强了弥散强化的效果。强化机制效果的增强使得高熵合金在强度、韧性和延展性等方面表现出优异的性能。

## 4 总结与展望

本文总结了激光增材制造高熵合金强化机制方面的研究进展,结果表明,激光增材制造凭借其快速凝固、高冷却速率和逐层累加等工艺特性,能够显著细化高熵合金的晶粒尺寸,抑制元素偏析,形成高密度位错和均匀的微观结构,提升多种强化机制的效果,从而有效增强材料的力学性能。此外,通过成分设计与工艺调控,激光增材制造技术能够激活多种强化机制的协同效应,如应变诱导孪晶强化与变形诱导相变强化的协同,可以共同提升高熵合金的强度与韧性。这些成果表明,激光增材制造技术不仅克服了传统制备方法的局限,还为高熵合金的微观结构设计与性能优化提供了新途径,为其在航空航天等领域的应用奠定了重要基础。

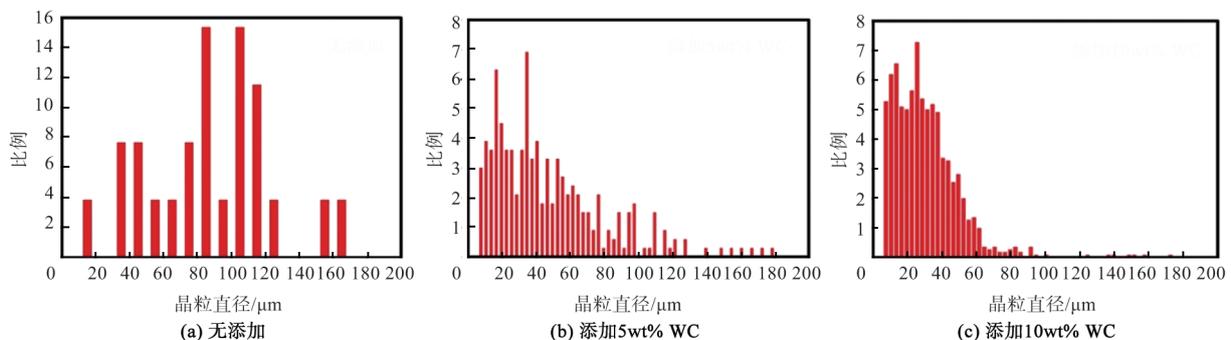


图 14 CoCrFeMnNi 基复合材料的粒度分布

Fig.14 Particle size distribution of CoCrFeMnNi matrix composites

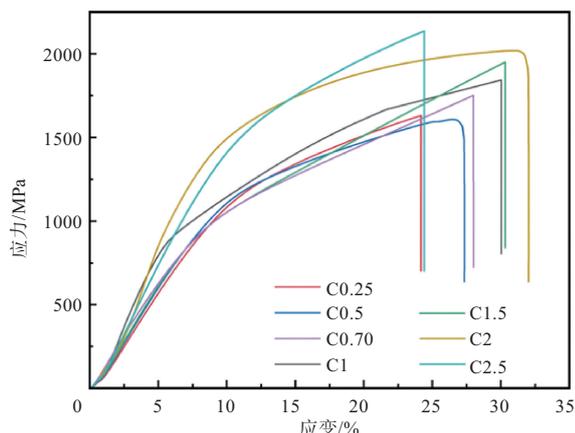


图 15 (FeCoCrNi)<sub>88-x</sub>Mo<sub>8</sub>WNB<sub>3</sub>C<sub>x</sub>高熵合金的压缩应力-应变曲线

Fig.15 Compressive stress-strain curves of (FeCoCrNi)<sub>88-x</sub>Mo<sub>8</sub>WNB<sub>3</sub>C<sub>x</sub> high-entropy alloys

虽然众多研究者在采用激光增材制造技术制备高熵合金领域已取得了显著的进展,但距离激光增材制造高熵合金的广泛应用,仍有一些挑战需要在未来的研究中进一步关注,具体如下:

(1)激光增材制造高熵合金的微观结构和相稳定性是决定其工作温度范围和工程可靠性的关键因素。在室温环境下,高密度位错网络和各种强化机制的加入可以有效改善高熵合金的性能。然而,对于高温环境下高熵合金微观结构和强化机制的研究还较少。需要进一步探究高温下高熵合金的微观结构演变及强化机制稳定性,以拓展其在航空发动机等高温场景的应用。

(2)高熵合金各种强化机制间的相互作用还较为模糊,需通过原位表征与多尺度模拟等方式,揭示其在变形过程中的协同效应,进而控制其在变形过程中的产生次序、相互作用,使其产生联合强化作用。

(3)增材过程中残余应力的形成机理尚不明确,需要进一步研究。研究残余应力形成的机制及其对激光增材制造试样性能的影响,并结合原位监测技术与后处理工艺(如热等静压等),建立残余应力调控策略,提升材料的工程可靠性。

(4)目前大多数研究通过研究其硬度和强度来探索增材制造高熵合金的结构特性,对疲劳寿命和断裂韧性等性能的研究较少。需开发适用于增材制造高熵合金的疲劳测试方法,并探究微观组织与疲劳性能的关联机制。

(5)孔隙和微裂纹等缺陷对增材制造高熵合金的性能有显著影响。需要结合试验和数学建模等方法进行深入研

究,以全面了解微裂纹形成、孔洞存在的机制。依据缺陷形成机制,优化工艺,尽量减少这些缺陷,提高打印零件的整体性能。

(6)采用试错法开发高熵合金既耗时又耗材,迫切需要新的方法。可以引入机器学习、相场模拟等计算手段,构建“成分-工艺-微观结构-性能”的多尺度关联模型,结合高通量试验加速材料设计与优化。

AST

### 参考文献

[1] 丁元志,刘元海,慕仙莲,等. 2A12 铝合金表面石墨烯富镁涂层性能研究[J]. 航空科学技术, 2021, 32(9): 57-62.  
Ding Yongzhi, Liu Yuanhai, Mu Xianlian, et al. Properties of graphene magnesium-rich coating on 2A12 aluminum alloy[J]. Aeronautical Science & Technology, 2021, 32(9): 57-62. (in Chinese)

[2] 董宝昆,张宇航,行登海,等. 超声冲击强化工艺对钛合金表面质量及磨损性能影响研究[J]. 航空科学技术, 2023, 34(12): 43-58.  
Dong Baokun, Zhang Yuhang, Xing Denghai, et al. Research on the effect of ultrasonic impact strengthening on the surface property and wear properties of titanium alloy[J]. Aeronautical Science & Technology, 2023, 34(12): 43-58. (in Chinese)

[3] 吴宇,陈冰清,刘伟,等. 增材制造镍基高温合金在航空发动机与燃气轮机中的研究应用进展[J]. 航空材料学报, 2024, 44(1): 31-45.  
Wu Yu, Chen Bingqing, Liu Wei, et al. Progress in research and applications of additively manufactured nickel-based superalloy in aero-engines and gas turbines[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(1): 31-45. (in Chinese)

[4] 张莹,罗睿敏,梁帅. 基于热-力耦合的航空发动机叶片堆焊修复数值模拟[J]. 航空科学, 2024, 35(7): 76-86.  
Zhang Ying, Luo Ruimin, Liang Shuai. Numerical simulation of aero-engine blade surfacing repair based on thermal-mechanical coupling[J]. Aeronautical Science & Technology, 2024, 35(7): 76-86. (in Chinese)

[5] 李天昕,王书道,卢一平,等. 高熵合金材料研究进展与展望[J]. 中国工程科学, 2023, 25(3): 170-181.  
Li Tianxin, Wang Shudao, Lu Yiping, et al. Research progress and prospect of high-entropy alloy materials[J]. Strategic Study of CAE, 2023, 25(3): 170-181. (in Chinese)

- [6] Liu Xiaotao, Lei Wenbin, Ma LiJuan, et al. Effect of boron on the microstructure, phase assemblage and wear properties of  $Al_{0.5}CoCrCuFeNi$  high-entropy alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(9):2201-2207.
- [7] 王玮华,姚小飞,戚晓玲,等.一种火箭橇试验滑轨防护高熵合金的电化学特性和耐腐蚀性[J]. *航空科学技术*, 2024, 35(10):43-51.  
Wang Weihua, Yao Xiaofei, Qi Xiaoling, et al. Electrochemical properties and corrosion resistance of a high entropy alloy for protection of rocket sled track[J]. *Aeronautical Science & Technology*, 2024, 35(10):43-51. (in Chinese)
- [8] Yao Hongwei, Qiao Junwei, Hawk J A, et al. Mechanical properties of refractory high-entropy alloys: experiments and modeling[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 696: 1139-1150.
- [9] 张航,陈子豪,何垚垚,等.增材制造高熵合金的研究进展[J]. *特种铸造及有色合金*, 2020, 40(12):1314-1322.  
Zhang Hang, Chen Zihao, He Yaoyao, et al. Research progress in additive manufacturing high entropy alloy[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2020, 40(12): 1314-1322. (in Chinese)
- [10] Liu Jian, Liu Hao, Chen Peijian, et al. Microstructural characterization and corrosion behaviour of  $AlCoCrFeNiTi_x$  high-entropy alloy coatings fabricated by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 361:63-74.
- [11] 耿冬妮,陈晋市,师海月.激光增材制造技术制备高熵合金研究进展[J]. *粉末冶金技术*, 2022, 40(3):195-203.  
Geng Dongni, Chen Jinshi, Shi Haiyue. Research progress on high-entropy alloys prepared by laser additive manufacturing [J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2022, 40(3): 195-203. (in Chinese)
- [12] Li Ruidi, Niu Pengda, Yuan Tiechui, et al. Selective laser melting of an equiatomic  $CoCrFeMnNi$  high-entropy alloy: processability, non-equilibrium microstructure and mechanical property[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 746: 125-134.
- [13] Zaeem M A, Clarke A J. Rapid solidification and phase transformations in additive manufactured materials[J]. *JOM*, 2016, 68:928-929.
- [14] 李怀学,巩水利,孙帆,等.金属零件激光增材制造技术的发展及应用[J]. *航空制造技术*, 2012, 55(20):26-31.  
Li Huaixue, Gong Shuili, Sun Fan, et al. Development and application of laser additive manufacturing for metal component[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2012, 55(20):26-31. (in Chinese)
- [15] Khodabakhshi F, Bakhshayesh M M, Farshidianfar M H, et al. Laser additive manufacturing of a CoCr-based medium-entropy alloy: Impressive stacking fault-induced nanotwinning strengthening through rapid solidification[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 909:146855.
- [16] Tian Yuan, Lu Yunzhuo, Narayan R L, et al. Optimization of tensile properties and anisotropy in a cryogenically treated laser additively manufactured high entropy alloy[J]. *International Journal of Plasticity*, 2024, 178:104015.
- [17] Moghaddama A O, Shaburovaa N A, Samodurova M N, et al. Additive manufacturing of high entropy alloys: A practical review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 77:131-162.
- [18] Zhou Pengfei, Xiao Daihong, Wu Zhenggang, et al.  $Al_{0.3}FeCoCrNi$  high entropy alloy prepared by selective laser melting with gas-atomized pre-alloy powders[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 739:86-89.
- [19] Brif Y, Thomas M, Todd I, et al. The use of high-entropy alloys in additive manufacturing[J]. *Scripta Materialia*, 2015, 99:93-96.
- [20] 牛利冲,李杰,赵思杰,等.  $FeCoNiCrMn$  系高熵合金变形机制的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2022, 32(8):2316-2326.  
Niu Lichong, Li Jie, Zhao Sijie, et al. Research progress of deformation mechanism of  $FeMnCoCrNi$  high entropy alloy system[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2022, 32(8):2316-2326. (in Chinese)
- [21] 刘俊鹏,陈浩,张弛,等.高熵合金的低温塑性变形机制及强化研究进展[J]. *金属学报*, 2023, 59(6):727-743.  
Liu Junpeng, Chen Hao, Zhang Chi, et al. Progress of cryogenic deformation and strengthening toughening mechanisms of high-entropy alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 59(6): 727-743. (in Chinese)
- [22] Arif Z U, Khalid M Y, Rehman E U, et al. A review on laser cladding of high-entropy alloys, their recent trends and

- potential applications[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 68: 225-273.
- [23] 宋波, 张金良, 章媛洁, 等. 金属激光增材制造材料设计研究进展[J]. *金属学报*, 2023, 59(1): 1-15.  
Song Bo, Zhang Jinliang, Zhang Yuanjie, et al. Research progress of materials design for metal laser additive manufacturing [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 59(1): 1-15. (in Chinese)
- [24] Zhong Minlin, Liu Wei. Laser surface cladding: The state of the art and challenges[J]. *Journal of Mechanical Engineering Science*, 2010, 224(5): 1041-1060.
- [25] Brocq M, Akhatova A, Perrière L, et al. Insights into the phase diagram of the CrMnFeCoNi high entropy alloy[J]. *Acta Mater*, 2015, 88: 355-365.
- [26] Sames W J, List F A, Pannala S, et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing[J]. *International Materials Reviews*, 2016, 61: 315-360.
- [27] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 32-55.  
Gu Dongdong, Zhang Hongmei, Chen Hongyu, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 32-55. (in Chinese)
- [28] 张群森, 李崇桂, 李帅, 等. 钛合金激光增材制造技术研究现状及展望[J]. *热加工工艺*, 2018, 47(12): 21-24.  
Zhang Qunsen, Li Chonggui, Li Shuai, et al. Research status and prospect of laser additive manufacturing technology for titanium alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2018, 47(12): 21-24. (in Chinese)
- [29] 党晓玲, 王婧. 增材制造技术国内外研究现状与展望[J]. *航空精密制造技术*, 2020, 56(2): 35-38.  
Dang Xiaoling, Wang Jing. Research status and prospects of additive manufacturing technology at home and abroad[J]. *Aviation Precision Manufacturing Technology*, 2020, 56(2): 35-38. (in Chinese)
- [30] Wang Pei, Eckert J, Prashanth K G, et al. A review of particulate-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(8): 2001-2034.
- [31] Kruth J P, Mercelis P, Vaerenbergh V, et al. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2005, 11(1): 26-36.
- [32] Zhu Zhiguang, Nguyen Q B, Ng F L, et al. Hierarchical microstructure and strengthening mechanisms of a CoCrFeNiMn high entropy alloy additively manufactured by selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 154: 20-24.
- [33] 杨强, 鲁中良, 黄福享, 等. 激光增材制造技术的研究现状及发展趋势[J]. *航空制造技术*, 2016, 59(12): 26-31.  
Yang Qiang, Lu Zhongliang, Huang Fuxiang, et al. Research on status and development trend of laser additive manufacturing[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016, 59(12): 26-31. (in Chinese)
- [34] Galy C, Le G E, Lacoste E, et al. Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 165-175.
- [35] Chew Y, Bi Guijun, Zhu Zhiguang, et al. Microstructure and enhanced strength of laser aided additive manufactured CoCrFeNiMn high entropy alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 744: 137-144.
- [36] Wan H Y, Luo Y W, Zhang B, et al. Effects of surface roughness and build thickness on fatigue properties of selective laser melted Inconel 718 at 650°C[J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 137: 105654.
- [37] 畅海涛, 霍晓峰, 李万鹏, 等. 高熵合金强化机制的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2020, 49(10): 3633-3645.  
Chang Haitao, Huo Xiaofeng, Li Wanpeng, et al. Research development of strengthening mechanism of high entropy alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 49(10): 3633-3645. (in Chinese)
- [38] 马军, 王建忠, 敖庆波, 等. 高熵合金强韧化机制研究进展[J]. *中国材料进展*, 2021, 40(5): 384-393.  
Ma Jun, Wang Jianzhong, Ao Qingbo, et al. Progress in the strengthening and toughening mechanisms of high entropy alloy[J]. *Materials China*, 2021, 40(5): 384-393. (in Chinese)
- [39] 张哲峰, 邵琛玮, 王斌, 等. 孪生诱发塑性钢拉伸与疲劳性能及变形机制[J]. *金属学报*, 2020, 56(4): 476-486.  
Zhang Zhefeng, Shao Chenwei, Wang Bin, et al. Tensile and fatigue properties and deformation mechanisms of twinning-induced plasticity steels[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(4): 476-486. (in Chinese)
- [40] Zhang Yanhui, Zhuang Yu, Hu A, et al. The origin of negative

- stacking fault energies and nano-twin formation in face-centered cubic high entropy alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 130:96-99.
- [41] Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D, et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications[J]. *Science*, 2014, 345: 1153-1158.
- [42] Deng Yun, Tasan C C, Pradeep K G, et al. Design of a twinning-induced plasticity high entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2015, 94: 124-133.
- [43] Huang Dong, Zhuang Yanxin. Break the strength-ductility trade-off in a transformation-induced plasticity high-entropy alloy reinforced with precipitation strengthening [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 108(13): 125-132.
- [44] Chen Sijing, Oh H S, Gludovatz B, et al. Real-time observations of TRIP-induced ultrahigh strain hardening in a dual-phase CrMnFeCoNi high-entropy alloy[J]. *Nature Communications*, 2020, 11(1):826.
- [45] Bae J W, Seol J B, Moon J, et al. Exceptional phase-transformation strengthening of ferrous medium-entropy alloys at cryogenic temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2018, 161: 388-399.
- [46] 李洪超,王军,袁睿豪,等. AlCoCrFeNi系高熵合金的强化方法研究[J]. *材料导报*, 2021, 35(17):17010-17018.  
Li Hongchao, Wang Jun, Yuan Ruihao, et al. Study on strengthening methods of AlCoCrFeNi high-entropy alloys[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(17):17010-17018. (in Chinese)
- [47] Otto F, Dlouhý A, Somsen C, et al. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(15):5743-5755.
- [48] Mahajan S, Green M L, Brasen D, et al. A model for the FCC→HCP transformation, its applications, and experimental evidence [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1977, 8:283-293.
- [49] 卢思颖,苗军伟,卢一平. 多主元高熵合金的强韧化[J]. *稀有金属*, 2021, 45(5):530-540.  
Lu Siying, Miao Junwei, Lu Yiping. Strengthening and toughening of multi-principal high-entropy alloys[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2021, 45(5):530-540. (in Chinese)
- [50] 鄢邵文,牟星,祁焱,等. Fe-Ga磁致伸缩合金力学性能强化研究进展[J]. *钢铁*, 2022, 57(3):79-90.  
Yan Shaowen, Mu Xing, Qi Yan, et al. Research progress on mechanical properties strengthening of Fe-Ga magnetostrictive alloy[J]. *Iron and Steel*, 2022, 57(3):79-90. (in Chinese)
- [51] Zhou Yunjun, Zhang Yong, Wang Yanli, et al. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTi<sub>x</sub> with excellent room-temperature mechanical properties[J]. *Applied Physics Letters*, 2007, 90(18):253.
- [52] 邓利芬,严伟,王威,等. 新型形变诱发马氏体时效不锈钢的组织与性能[J]. *材料热处理学报*, 2011, 32(4):92-96.  
Deng Lifen, Yan Wei, Wang Wei, et al. Microstructure and properties of a new strain-induced maraging stainless steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2011, 32(4):92-96. (in Chinese)
- [53] Seol J B, Bae J W, Li Z, et al. Boron doped ultrastrong and ductile high-entropy alloys[J]. *Acta Materialia*, 2018, 151: 366-376.
- [54] Yang Tao, Zhao Yilu, Tong Yu, et al. Multicomponent intermetallic nanoparticles and superb mechanical behaviors of complex alloys[J]. *Science*, 2018, 362:933.
- [55] Yim D, Sathiyamoorthi P, Hong S J, et al. Fabrication and mechanical properties of TiC reinforced CoCrFeMnNi high-entropy alloy composite by water atomization and spark plasma sintering[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 781:389-396.
- [56] 刘广,周溯源,杨海威,等. 3D打印 CoCrFeMnNi高熵合金的微观组织、室温及低温力学性能[J]. *材料导报*, 2020, 34(11): 11076-11080.  
Liu Guang, Zhou Suyuan, Yang Haiwei, et al. 3D printed CoCrFeMnNi high-entropy alloy: microstructure and mechanical properties at room and cryogenic temperatures[J]. *Materials Reports*, 2020, 34(11):11076-11080. (in Chinese)
- [57] Qiu Zengcheng, Yao Chengwu, Feng Kai, et al. Cryogenic deformation mechanism of CrMnFeCoNi high-entropy alloy fabricated by laser additive manufacturing process[J]. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2018, 1(1):33-39.
- [58] Wu Wenqian, Zhou Rui, Wei Bingqiang, et al. Nanosized precipitates and dislocation networks reinforced C-containing CoCrFeNi high-entropy alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Characterization*, 2018, 144:605-610.

- [59] Jiao Haitao, Wu Wensheng, Hou Zongbo, et al. Microstructure and mechanical properties of  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$  high-entropy alloy with Si addition prepared by laser melting deposition[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 38: 107694.
- [60] Li Ruidi, Niu Pengda, Yuan Tiechui, et al. Displacive transformation as pathway to prevent micro-cracks induced by thermal stress in additively manufactured strong and ductile high-entropy alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(4): 1059-1073.
- [61] Ding Qingqing, Zhang Yin, Chen Xiao, et al. Tuning element distribution, structure and properties by composition in high-entropy alloys[J]. *Nature*, 2019, 574: 223-227.
- [62] Zhu Zhiguan, An Xianghai, Lu Wenjun, et al. Selective laser melting enabling the hierarchically heterogeneous microstructure and excellent mechanical properties in an interstitial solute strengthened high entropy alloy[J]. *Materials Research Letters*, 2019, 7(11): 453-459.
- [63] 席尚宾, 苏煜. 应力作用下 NiTi 形状记忆合金微结构演化的相场模拟及其本征应变率敏感性[J]. *爆炸与冲击*, 2022, 42(9): 66-78.
- Xi Shangbin, Su Yu. Phase-field simulation of microstructural dynamics in NiTi shape memory alloys and their intrinsic strain rate sensitivities[J]. *Explosion and Shock Waves*, 2022, 42(9): 66-78. (in Chinese)
- [64] Peyrouzet F, Hachet D, Soulas R, et al. Selective laser melting of  $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$  high-entropy alloy: Printability, microstructure, and mechanical properties[J]. *Jom*, 2019, 71(10): 3443-3451.
- [65] Xiang Shuo, Li Jinfeng, Luan Hengwei, et al. Effects of process parameters on microstructures and tensile properties of laser melting deposited CrMnFeCoNi high entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2019, 743: 412-417.
- [66] He Lin, Wu Shiwei, Dong Anping, et al. Selective laser melting of dense and crack-free  $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$  eutectic high entropy alloy: synergizing strength and ductility[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 117: 133-145.
- [67] 徐金涛, 周庆军, 严振宇, 等. 激光选区熔化 NbMoTaW 系难熔高熵合金组织韧化与性能研究[J]. *中国激光*, 2024, 51(10): 160-170.
- Xu Jintao, Zhou Qingjun, Yan Zhenyu, et al. Microstructure toughening and properties of selective laser melted NbMoTaW refractory high-entropy alloys[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2024, 51(10): 160-170. (in Chinese)
- [68] Zhang Wei, Chabok A, Wang Hui, et al. Ultra-strong and ductile precipitation-strengthened high entropy alloy with 0.5% Nb addition produced by laser additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 187: 195-211.
- [69] Lu Yiping, Wu Xiaoxiang, Fu Zhenghong, et al. Ductile and ultrahigh-strength eutectic high-entropy alloys by large-volume 3D printing[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 126: 15-21.
- [70] Li Jinfeng, Xiang Shuo, Luan Hengwei, et al. Additive manufacturing of high-strength CrMnFeCoNi high-entropy alloys-based composites with WC addition[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(11): 2430-2434.
- [71] Amar A, Li Jinfeng, Xiang Shuo, et al. Additive manufacturing of high-strength CrMnFeCoNi-based High Entropy Alloys with TiC addition[J]. *Intermetallics*, 2019, 109: 162-166.
- [72] 王仪凌, 孙崇锋, 谷臻, 等. C 含量对增材制造  $(\text{FeCoCrNi})_{88-x}\text{Mo}_8\text{WNb}_3\text{C}_x$  高熵合金成型件组织与性能的影响[J]. *材料开发与应用*, 2024, 39(1): 14-22+46.
- Wang Yiling, Sun Chongfeng, Gu Zhen, et al. Effect of C content on microstructure and properties of  $(\text{FeCoCrNi})_{88-x}\text{Mo}_8\text{WNb}_3\text{C}_x$  high entropy alloys by additive manufacturing[J]. *Development and Application of Materials*, 2024, 39(1): 14-22+46. (in Chinese)

## Research Progress on Strengthening Mechanism of High Entropy Alloys by Laser Additive Manufacturing

Ming Guoxuan<sup>1</sup>, He Ketai<sup>1</sup>, Zhou Zhipeng<sup>1</sup>, Du Yangwei<sup>1</sup>, Liu Qi<sup>2</sup>

1. *University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China*

2. *AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China*

**Abstract:** With the rapid development of the aviation industry, higher requirements have been put forward for the properties of alloy materials. Against the backdrop that the room for performance improvement of traditional alloy materials is gradually limited, high-entropy alloys, with their unique multi-principal element design, not only exhibit excellent mechanical properties but also show their unique advantages in corrosion resistance, high-temperature resistance and other aspects, thus becoming one of the most promising materials. Laser additive manufacturing technology provides a new process route for the design and manufacturing of high-entropy alloys, ensuring that the formed parts have the advantages of dense structure and uniform microstructure. This paper summarizes the research progress in the strengthening mechanisms of high-entropy alloys fabricated by laser additive manufacturing, lists typical cases of mechanisms including strain-induced twinning strengthening, deformation-induced phase transformation strengthening, fine-grain strengthening, solid solution strengthening and second-phase strengthening, and focuses on elaborating the significant influence of process characteristics on the strengthening mechanisms. The results show that the process characteristics of laser additive manufacturing technology can enhance the effects of the strengthening mechanisms of high-entropy alloys, thereby improving the mechanical properties of the alloys.

**Key Words:** high-entropy alloys; laser additive manufacturing; strengthening mechanism; mechanical properties; dislocation

---

**Received:** 2024-12-25; **Revised:** 2025-02-10; **Accepted:** 2025-03-18

**Foundation item:** Aeronautical Science Foundation of China(20220042074001)