DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5009

强磁场下定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的组织演变和力学性能调控

何怡湾,赵　勇,孙梓琛,闫育洁,魏　晨,王　军
(西北工业大学 凝固技术全国重点实验室,陕西 西安 710072)

摘　要:共晶高熵合金是一种兼具高强度和强塑性的合金,其性能取决于凝固组织。而强磁场作为一种极端外物理场,其对金属凝固过程的调控作用已得到广泛证实。因此,开展强磁场下金属凝固理论研究具有深远意义。以 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金为对象,研究了强磁场对其定向凝固后的组织演变和力学性能的影响。结果表明,强磁场下定向凝固的共晶高熵合金组织为 FCC 初生相包含 FCC/BCC 共晶片层,强磁场通过提高固液界面稳定性,细化共晶片层间距和改变初生相择优取向实现了合金硬度、拉伸性能的提升。磁场处理后,合金最大伸长率达到 33%时,极限抗拉强度高达 985 MPa,因此强磁场可作为合金铸造过程中获得强度和韧性耦合的有效调控手段。

关键词:$AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金;强磁场;定向凝固;组织演变;力学性能

中图分类号:TG139　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)03-0247-09

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of $AlCoCrFeNi_{2.1}$ Eutectic High-entropy Alloy under Magnetic Field-assisted Directional Solidification

HE Yiwan, ZHAO Yong, SUN Zichen, YAN Yujie, WEI Chen, WANG Jun
(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Eutectic high-entropy alloys exhibit high strength and excellent ductility, and their properties are determined by their microstructure. Magnetic fields, as extreme external physical fields, have been widely proven to significantly affect the solidification process of alloys. Therefore, research on the theory of metallic solidification under a high magnetic field is highly important. The effect of a magnetic field on the directional solidified $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy under different drawing speeds was studied. The microstructures of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy under magnetic field-assisted directional solidification include primary phase dendrites (FCC phase) and eutectic lamellar phases (FCC/BCC phase). The strong magnetic field improves the hardness and tensile properties by enhancing the stability of the solid-liquid interface, refining the spacing of the eutectic lamellar layers and changing the preferred orientation of the primary phase. Under a high magnetic field, the elongation of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy reaches approximately 33%, with an ultimate tensile strength of 985 MPa. Therefore, a strong magnetic field can be used as an effective way to obtain the coupling of strength and toughness during the casting process.

Key words: $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy; magnetic field; directional solidification; microstructure evolution; mechanical properties

高熵合金是由 5 种或 5 种以上金属元素以等摩尔比或近等摩尔比混合形成的合金,且每种主元的含量在 5%~35%(原子分数)之间[1]。与传统合金相比,高熵合金具有高熵效应、晶格畸变效应[2]、迟滞扩散效应[3]和鸡尾酒效应[4]4 大效应。这 4 种效应使高熵合金具备高硬度[5]、高强度[6]、优良的损伤容限[7]、疲劳性能[8]、抗辐照[9]、耐摩擦磨损[10-11]和耐腐蚀[12]等性能。其中,高熵效应有利于简单固溶相(FCC 相、

收稿日期:2025-01-18
基金项目:国家自然科学基金面上项目(52174375)
作者简介:何怡湾,2000 年生,硕士生.研究方向为强磁场下合金定向凝固.Email:854259181@qq.com
通信作者:王　军,1985 年生,教授.研究方向为金属材料及其凝固行为.Email:nwpuwj@nwpu.edu.cn
引用格式:何怡湾,赵勇,孙梓琛,闫育洁,魏晨,王军.强磁场下定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的组织演变和力学性能调控[J].铸造技术,2025,46(3):247-255.
HE Y W, ZHAO Y, SUN Z C, YAN Y J, WEI C, WANG J. Microstructure evolution and mechanical properties of $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy under magnetic field-assisted directional solidification[J]. Foundry Technology, 2025, 46(3): 247-255.

中国知网　https://www.cnki.net

BCC 相和 HCP 相)的形成;鸡尾酒效应,可通过各种元素的特性、元素间相互作用及各结构因素对材料不同性质的影响,设计适当的成分及制程,得到更好的加成特性,进而产生多样化应用。随着研究的深入,诸如较差的铸造性能、强度与延展性的权衡问题等,高熵合金的缺陷开始显现。为了进一步提高高熵合金的性能,Lu 等[13]在 2014 年提出了一种具有软塑性 FCC 相和高强度 BCC 相交替的片层或棒状显微组织共晶高熵合金设计方法,并成功制备出兼具高强度和高韧性的铸态共晶高熵合金 $AlCoCrFeNi_{2.1}$。

定向凝固技术是指凝固过程中在凝固金属与金属熔体之间建立起具有特定方向的温度梯度,使熔体逆热流方向进行凝固,从而得到沿特定方向生长的晶体组织[14],该技术被广泛应用于制备航空发动机涡轮叶片。通过控制抽拉速度和温度梯度可以控制合金的凝固组织形貌,从而改善其力学性能。Shi 等[15]通过定向凝固技术制备了多层级鱼骨状共晶高熵合金,其独特的结构可以缓冲裂纹的扩展实现超高塑性。Peng 等[16]研究了 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 定向凝固过程中的相选择行为,利用最大界面温度准则和界面响应函数,计算得到了共晶相领先初生相生长的抽拉速度范围为 $1.2\sim2\times10^4$ μm/s。邓妮等[17]通过定向凝固制备了 AlCoCrFeNiCu 高熵合金,改善了 Cu 元素在合金中的偏析现象。尽管定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 的微观结构、性能已得到广泛研究,但不同工艺参数特别是凝固速率对固液界面、凝固微观组织和力学性能的影响仍缺乏系统研究,其潜在机理有待进一步分析和探讨。此外,研究外场对定向凝固微观结构和机械性能的影响对于提高材料的综合性能也很重要。

在凝固过程中,传热、传质及晶体形核和生长都会受到熔体流动的影响,因此,通过施加强磁场控制熔体流动是一种改善合金凝固组织和性能的有效方法。在强磁场中,洛伦兹力[18]、热电磁力[19]和磁化力能够影响熔体流动[20],改变界面处的溶质分布,引起成分过冷,从而提升定向凝固的固液界面稳定性[21-22]。Chen 等[23]利用原位观察技术研究了强磁场下丁二腈的定向凝固过程和生长速度对枝晶间距的影响,发现施加强磁场后丁二腈的凝固组织从枝晶转变为柱状晶。赵勇等[24-25]研究了静磁场对高温合金定向凝固过程中的缺陷改善,发现强磁场可以有效改善定向凝固高温合金的微观偏析,减少杂晶的产生。目前,关于外加静磁场对共晶高熵合金微观组织和性能影响的研究相对有限,磁场和定向凝固参数的耦合效需进一步分析。

本文在强磁场作用及宽抽拉速率范围内系统研究了 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的定向凝固组织演变规律及力学性能,明确了强磁场下抽拉速度对微观组织演变的影响规律。发现随着抽拉速度增加,固液界面发生平界面–胞状共晶界面–树枝晶界面的转变,强磁场细化了晶粒尺寸,优化了组织排列方向。阐明了强磁场下抽拉速度对力学性能的影响规律,发现随着抽拉速度的提升,合金的力学性能从脆性向韧性转变,强磁场使合金强度、塑性和硬度得到改善。

1 实验材料与方法

采用真空感应熔炼和浇铸制备 5 kg 合金铸锭,将纯度为 99.99%的 FeCoCr 中间合金及 NiAl 中间合金按照等原子比配比,抽真空至 10^{-3} MPa 以下,通过感应电流将母料加热至熔化,并通过磁场对熔体进行充分搅拌保证合金均匀性。之后将金属液注入模具中炉冷,得到直径为 110 mm、长度为 85 mm 的 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金圆柱型铸锭。采用电火花切割法从铸锭上切割直径为 6.9 mm、长度为 85 mm 的棒状试样,再用砂纸将其表面打磨干净,放入酒精进行超声清洗以用于定向凝固。将清洗好的试样装入内径为 7 mm、纯度为 99.9%的 Al_2O_3 刚玉管中备用。采用如图 1 所示的强磁场下液态金属冷却法定向凝固炉(最高加热温度 1 600 ℃,温度梯度 240 ℃/cm) 制备无磁场和 4 T 强磁场下的定向凝固试样。实验中加热温度为1 560 ℃,保温 30 min,使熔体成分均匀,如需施加强磁场进行调控,则通过超导静磁体励磁至 4 T,然后分别以 2、5、10、50、100 μm/s 的速率进行抽拉,抽拉路径为 50 μm,最后淬火获得固液界面。通过电火花平行和垂直于凝固方向进行切割,制备用于微观结构观察的样品。

通过 X 射线衍射仪(XRD)、光学显微镜(OM)、配备能量色散光谱仪(EDS)和扫描电镜(SEM)研究了试样的微观结构和化学成分。采用多晶 X 射线衍射仪对高熵合金横截面进行相结构分析,工作参数为:Co 靶 Kα(波长 λ=1.790 2 Å),工作电压 40 kV,工作电流 30 mA,扫描角度 20°~100°,扫描速度 4(°)/min。采用 OLYMPUS 光镜和 TESCANMIRA3 扫描电子显微镜(背散射模式,BSE)对试样的显微组织进行分析,通过 EDS 测定合金中各相元素的分布情况。用于 OM 观察的样品需用 2 000 粒度的 SiC 纸研磨,然后使用氧化铝悬浮液(粒径 350 nm)机械抛光,最终配制王水进行金相腐蚀。

中国知网 https://www.cnki.net

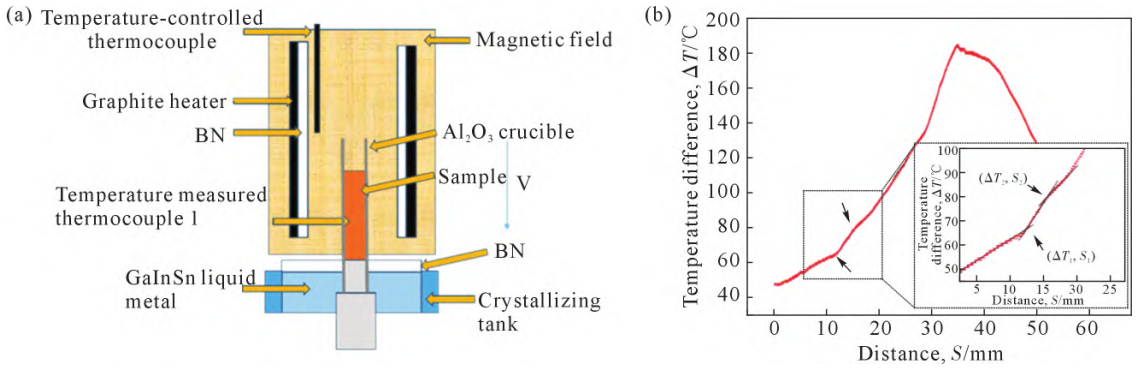


图 1　10 T 强磁场液态金属冷却法定向凝固炉：(a) 设备示意图；(b) 温度梯度

Fig.1　10 T magnetic field assisted LMC directional solidified equipment: (a) schematic diagram of the equipment; (b) temperature gradient

采用 LECO 显微硬度计测量合金的维氏硬度值，测试载荷 F=5 N，加载时间为 10 s，间隔 200 μm 测试 20 个点的硬度，将平均值作为合金的最终硬度。使用 MTS E445 万能试验机以 1×10^{-3} s^{-1} 的初始应变速率进行环境温度拉伸试验。扁平状狗骨头拉伸试样标距长度为 16 mm、标距截面宽度为 2 mm、厚度为 1.5 mm，其纵轴平行于凝固方向。为了消除划痕对机械性能的影响，使用 2 000 粒度的 SiC 纸对试样表面进行抛光。为每个凝固的样品测试了 3 个拉伸试样，以确保拉伸数据的可重复性和可靠性。断裂后，使用扫描电子显微镜(SEM)对断裂表面形态进行成像。

2　实验结果及讨论

2.1　强磁场对不同抽拉速度下定向凝固共晶高熵合金组织演化的影响

图 2a 为 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金在施加 4 T 强磁场后，不同抽拉速度下定向凝固形成的物相组成。结果表明，强磁场下定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金由 FCC 相和 BCC(B2)相组成，与熊婷等[26]研究的铸态组织相同。在不同抽拉速度下，各衍射峰位置和峰强未发生改变，即抽拉速度的提升对物相的晶格参数和组成无明显影响，这是由高熵合金的缓慢扩散效应造成。图 2b 为 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金在施加 4 T 强磁场后以 50 μm/s 抽拉速度定向凝固的合金微观组织形貌，结果表明合金由枝晶初生相和枝晶间内共晶片层组成，凝固方向大致平行于热流方向，不同于铸态 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的完全片层组织。

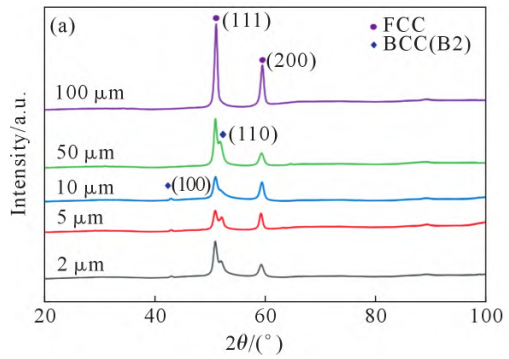
表 1 为合金初生相枝晶和枝晶间共晶片层的元素分布，结果显示初生相枝晶为富含 Fe、Co、Cr元素的 FCC 相，而共晶片层由富含 Fe、Co、Cr 元素的 FCC 相和富含 AlNi 的 BCC 相组成。利用元素间混合焓差异解释不同共晶相的元素组成，Al、Ni、Co、Fe、Cr 的混合焓分别为 -22、-19、-11、-10、-1 kJ/mol。可以看出，元素 Al 和 Ni 的混合焓最低，这意味着 Al 更容易与 Ni 进行热力学混合。因此，液态$AlCoCrFeNi_{2.1}$ 合

表1 施加4 T强磁场后以50 μm/s抽拉速度定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$共晶高熵合金元素分布

Tab.1 Elemental distribution of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy directionally solidified under 50 μm/s drawing speed with a 4 T magnetic field

(atomic fraction/%)

Element	Al	Co	Cr	Fe	Ni
Nominal composition	16.39	16.39	16.39	16.39	34.43
Primary phase	6.28	20.43	20.31	19.61	33.37
Eutectic phase 1	6.38	16.46	25.81	16.99	34.55
Eutectic phase 2	15.14	13.72	16.50	11.94	42.70



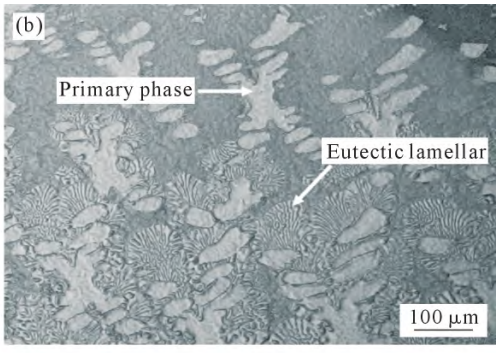


图 2　施加 4 T 强磁场后不同抽拉速度下定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金：(a) XRD 图谱；(b) 微观组织(V=50 μm/s)

Fig.2　The $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs directionally solidified under different drawing rates with 4 T magnetic field: (a) XRD patterns; (b) microstructure (V=50 μm/s)

中国知网　https://www.cnki.net

金可以凝固成富含 Al 和 Ni 的固溶体，Co、Cr 和 Fe 在另一固溶体中富集。

图 3 为强磁场作用下不同抽拉速度定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的固液界面形貌。在 2 μm/s 的抽拉速度下可以观察到共晶片层组织，且固液界面为平界面。随着抽拉速度的提升，固液界面稳定性逐渐减小，发生由平界面到胞状共晶再到枝晶凸界面的转变。当施加 4 T 强磁场时，在不同生长速度下，固液界面仍为平界面，结果表明强磁场增加了固液界面的稳定性。

图 4 为强磁场作用下不同抽拉速度定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的横截面。当不施加 4 T 强磁场时，在 5 μm/s 的抽拉速度下可以观察到初生相枝晶形成，随着抽拉速度的提升，一次枝晶干间距和共晶片层间距逐渐减小。施加 4 T 强磁场时，发生枝晶结晶点团聚。且强磁场对一次枝晶干间距和共晶片层间距有明显的细化作用。抽拉速度提升导致的界面失稳和微观形貌转变可由成分过冷判断依据下式[27]解释：

$$\frac{G_L}{R}<\frac{m_L(1-k_0)}{D_L k_0}C_E \tag{1}$$

式中，G_L 为固液界面处温度梯度；R 为生长速度；m_L 为液相线斜率；k_0 为平衡分配系数；D_L 为溶质扩散系数；C_E 为溶质浓度。在快抽拉速度下，固液界面处发生成分过冷，从而导致界面失稳。

图 5a 和 b 为抽拉速度和强磁场对定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的共晶片层间距和枝晶间距的影响，图 5a1 和 b1 为对实验结果的非线性拟合曲线。根据统计结果可知，随着抽拉速度从 2 μm/s提升至 100 μm/s 时，片层间距会从 16.9 μm 逐步下降至 5.1 μm，枝晶间距会从 211.3 μm 下降至 104.1 μm。同时，在 4 T 强磁场作用下，共晶片层间距下降，且

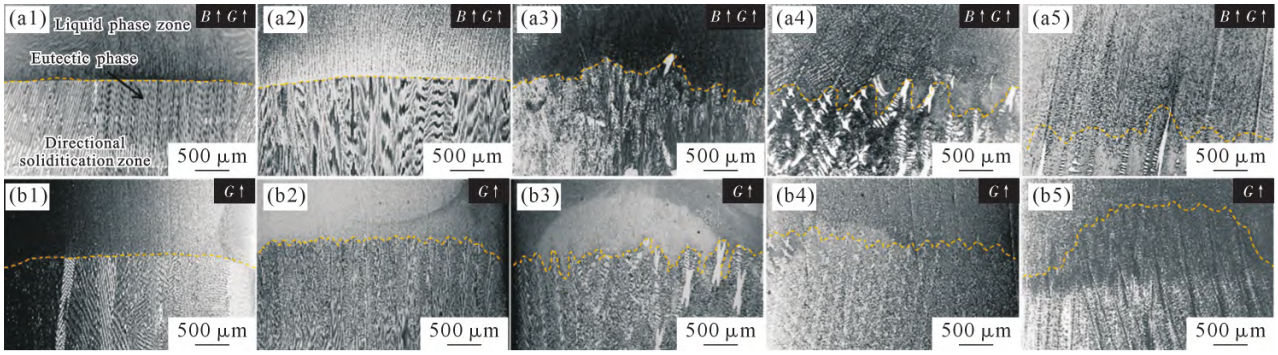


图 3 不同强磁场作用下不同抽拉速度定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的固液界面形貌：(a1~a5) 2、5、10、50、100 μm/s, 0 T; (b1~b5) 2、5、10、50、100 μm/s, 4 T

Fig.3 Solid/liquid interface of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs directionally solidified at different drawing speeds with and without a 4 T magnetic field: (a1~a5) 2, 5, 10, 50, 100 μm/s, 0 T; (b1~b5) 2, 5, 10, 50, 100 μm/s, 4 T

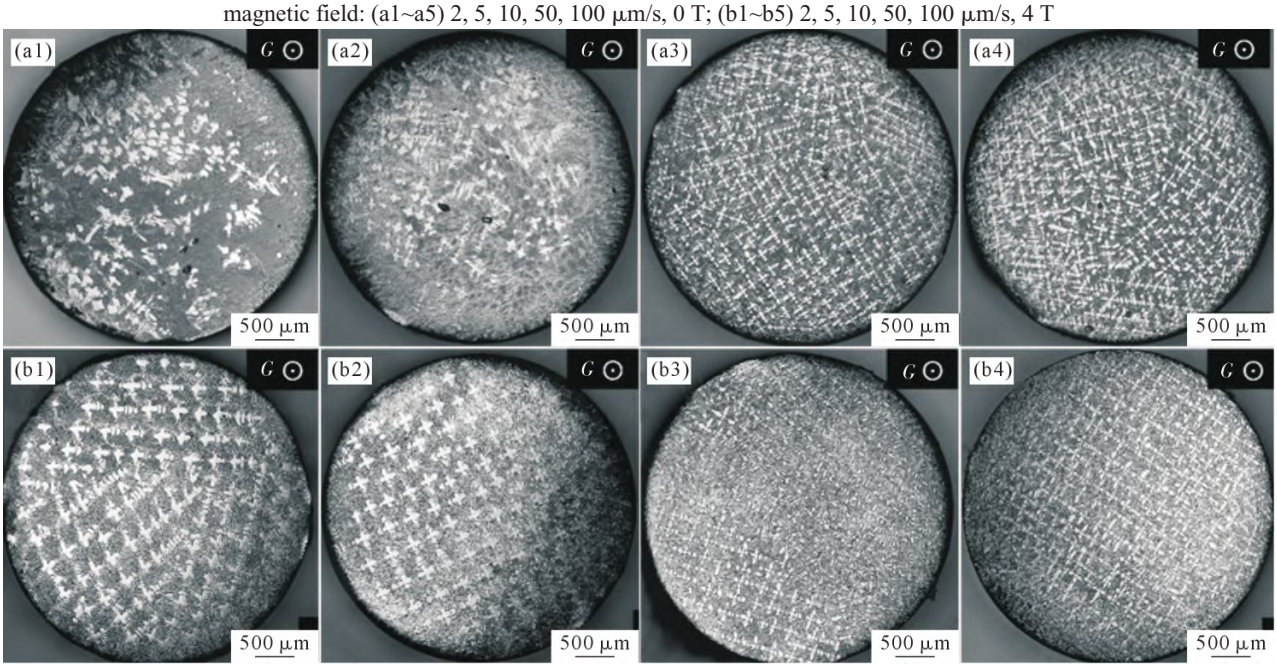


图 4 不同强磁场作用下不同抽拉速度定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的横截面：(a1~a4) 5、10、50、100 μm/s, 0 T; (b1~b4) 5、10、50、100 μm/s, 4 T

Fig.4 Cross section of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs directionally solidified at different drawing speeds with and without a 4 T magnetic field: (a1~a4) 5, 10, 50, 100 μm/s, 0 T; (b1~b4) 5, 10, 50, 100 μm/s, 4 T

中国知网 https://www.cnki.net

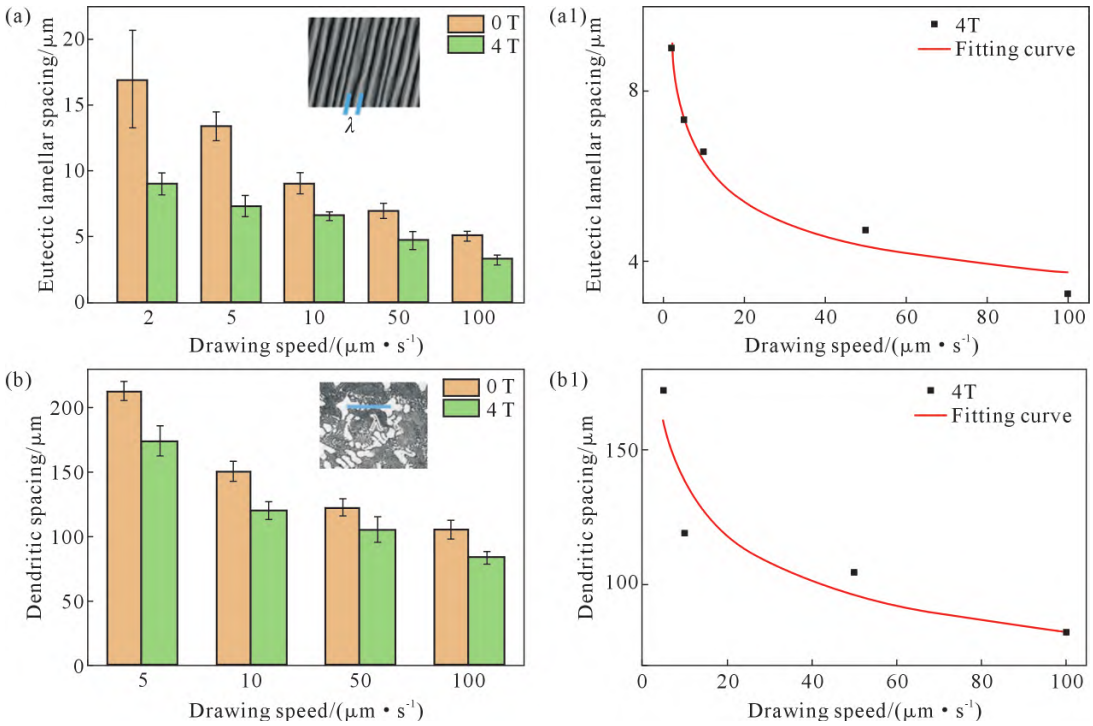


图 5　定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的共晶片层间距和枝晶间距：(a) 磁场强度对共晶片层间距的影响；(a1) B=4 T，共晶片层间距和抽拉速度的关系拟合曲线；(b) 枝晶间距；(b1) B=4 T，枝晶间距和抽拉速度的关系拟合曲线

Fig.5　The eutectic lamellar and dendritic spacings of directionally solidified $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs: (a) the effect of magnetic field on the eutectic lamellar spacing; (a1) the relationship between eutectic lamellar spacing and drawing speed, B=4 T; (b) the effect of magnetic field on the dendritic spacing; (b1) the relationship between dendritic spacing and drawing speed, B=4 T

强磁场的细化作用会随着抽拉速度的提升而逐渐减弱。抽拉速度(V)提升导致的共晶片层间距(λ)减小可通过下式[28]解释：

$$\lambda^2 V=\frac{D_L\Gamma\left(\frac{1}{m_\alpha}-\frac{1}{m_\beta}\right)}{C_E(1-k_0)} \tag{2}$$

式中，k_0 为平衡分配系数；C_E 为共晶点成分；Γ 为 Gibbs-Thomson 系数；m_α 和 m_β 是两相的液相线斜率；D_L 为扩散系数。因此，通过对测量数据进行拟合，得到抽拉速度与片层间距关系：

$$\lambda=10.695\ V^{-0.22} \tag{3}$$

抽拉速度的提升导致的枝晶间距减小可用下式解释[29-30]：

$$\lambda_1=A\,C_0^{0.25}\nu^{-0.25}G^{-0.5} \tag{4}$$

式中，A 为与材料特性参数相关的函数；C_0 为合金成分；一次枝晶臂间距 λ_1 只由固液界面的温度梯度 G 和生长速度 ν 决定。因此，强磁场可通过影响固液界面前沿的温度梯度减小枝晶间距。对测量数据拟合，得到抽拉速度与枝晶间距关系如下式所示[31]：

$$\lambda_1=231.081\nu^{-0.22} \tag{5}$$

图 6 为强磁场下定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的 EBSD 共晶相取向。由不同抽拉速度和磁场强度下得到的合金样品的 EBSD 结果可知，将 FCC 和 BCC 相位在密排面和密排方向的极图重叠，FCC 相和BCC 相之间的晶体取向为Kurdjumov-Sachs (K-S) 取向关系($\{110\}_{BCC}//\{111\}_{FCC}$, $<111>_{BCC}//<110>_{FCC}$)[32-33]。由此可知，强磁场对 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的共晶相之间的取向关系没有明显影响，共晶相之间取向关系的选择由相之间的界面能决定，因此推断出强磁场对 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金中FCC/BCC 界面自由能的影响可以忽略。结合扫描组织图和 FCC 相沿着热流方向的反极图可知，初生 FCC 相在与共晶相的竞争生长过程中，沿着成分过冷方向和温度梯度方向领先生长，FCC 相强磁场的调控下，晶向发生从 <111> 向 <001> 转变，因此强磁场改变了初生 FCC 相在定向凝固过程中的择优取向。

2.2　强磁场对不同抽拉速度下定向凝固共晶高熵合金力学性能的影响

图 7 为抽拉速度和强磁场对定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金显微硬度的影响。根据图 7a 的统计结果可知，不论是否施加 4 T 强磁场，随着抽拉速度从 2 μm/s 提升至 100 μm/s，显微硬度呈现先增加后减小的趋势。当不施加 4 T 强磁场时，显微硬度从 221.1 HV 提升至 317.8 HV，再降至 305.7 HV；当施加 4 T 强磁场时，显微硬度从 270.7 HV 提升至 329.2 HV，再降至 316.7 HV。根据图 7b 统计结果，强磁场对显微硬度的强化作用随着抽拉速度的提升逐渐减弱。$AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的显微硬度

中国知网　https://www.cnki.net

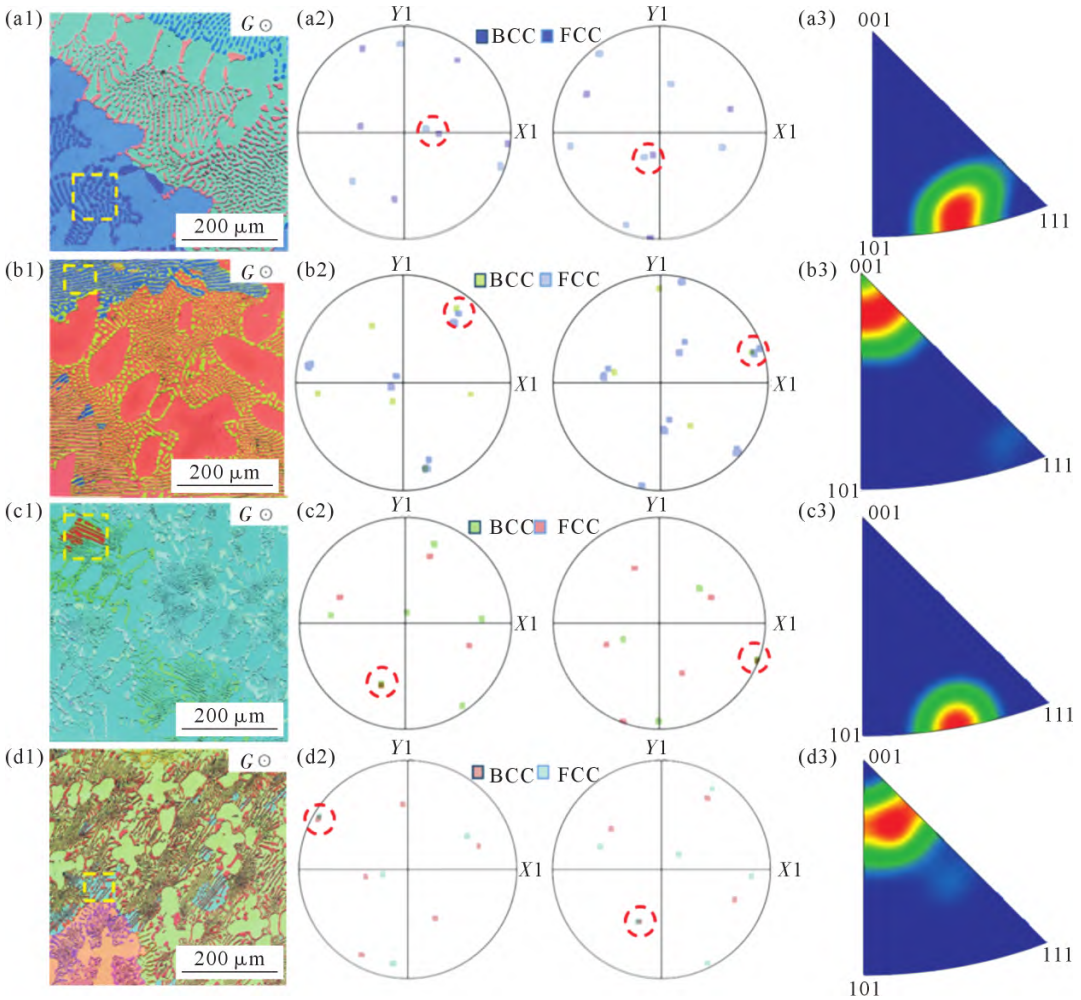


图 6 强磁场下定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金 IPF、PF 图和 FCC 相的反极图：(a1~a3) 5 μm/s, 0 T; (b1~b3) 5 μm/s, 4 T; (c1~c3) 50 μm/s, 0 T; (d1~d3) 50 μm/s, 4 T

Fig.6 IPF, PF maps and IPF of the FCC phase of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs directionally solidified at various growth speeds with and without a 4 T magnetic field: (a1~a3) 5 μm/s, 0 T; (b1~b3) 5 μm/s, 4 T; (c1~c3) 50 μm/s, 0 T; (d1~d3) 50 μm/s, 4 T

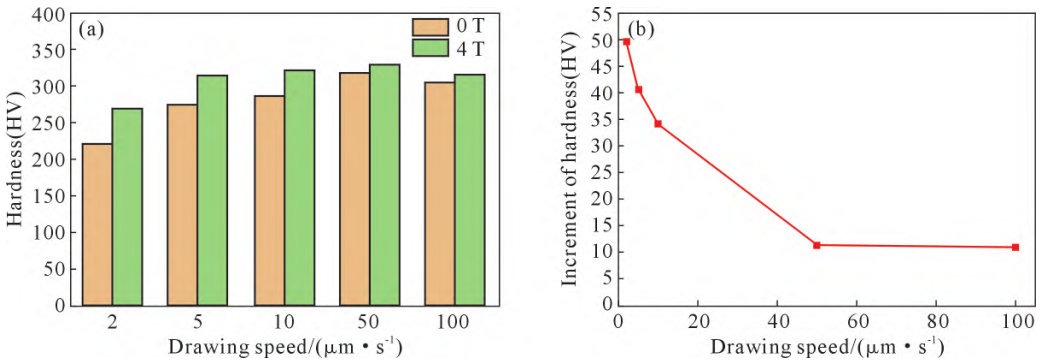


图 7 不同强磁场作用下不同抽拉速度定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金显微硬度：(a) 显微硬度；(b) 强磁场对硬度的强化

Fig.7 Vickers hardness of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs directionally solidified at different drawing speeds with and without a 4 T magnetic field: (a) Vickers hardness; (b) increase in hardness

由共晶片层间距和具有软塑性的初生相体积分数耦合作用决定。当抽拉速度为 2~50 μm/s 时，共晶片层间距起主导作用，共晶片层间距的细化导致合金硬度的线性增长；当抽拉速度为 100 μm/s 时，软塑性初生相的体积分数占据主导，使得硬度略微下降。

图 8 为抽拉速度和强磁场对定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金拉伸性能的影响。根据图 8c 和 d 统计结果显示，不论是否施加 4 T 强磁场，随着抽拉速度从 5 μm/s 提升至 100 μm/s 时，伸长率和极限抗拉强度呈现先增大后减小再增大的趋势，且强磁场对极限抗拉强度和伸长率均起强化作用。当不施加 4 T 强磁场时，在低抽拉速度范围内(5~10 μm/s)，极限抗拉强度从 945.9 MPa 提升至 1 043.9 MPa，在高抽拉速度范围内(50~100 μm/s)再下降至 904.6 MPa，最后升至 978.9 MPa；伸长率从 24.1%提升至25.4%，再下降至 22.5%，最后升至 23.7%。当施加 4 T 强

中国知网 https://www.cnki.net

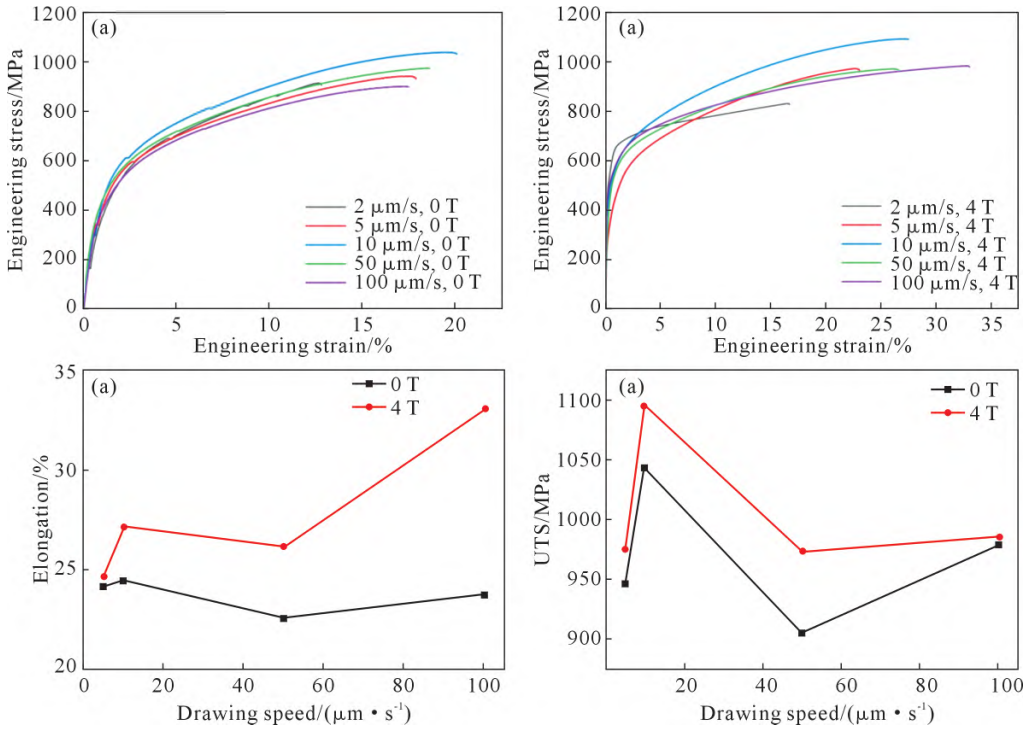


图 8 不同强磁场作用下不同抽拉速度定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金拉伸性能：(a, b) 0 和 4 T 样品拉伸曲线；(c) 伸长率；(d) 极限抗拉强度

Fig.8 Mechanical properties of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs directionally solidified at different drawing speeds with and without a 4 T magnetic field: (a, b) tensile curves of samples at 0 and 4 T, respectively; (c) elongation; (d) ultimate tensile strength

磁场时，在低抽拉速度范围内(5~10 μm/s)，极限抗拉强度从 947 MPa 提升至 1 095 MPa，在高抽拉速度范围内(50~100 μm/s)，再下降至 973 MPa，最后升至 985 MPa；伸长率从24.6%提升至 27.1%，再下降至 26.1%，最后升至 33.1%。$AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的拉伸性能由共晶片层间距和具有软塑性的初生相体积分数耦合作用决定，当抽拉速度为低抽拉速率(5~10 μm/s)时，共晶片层间距起主导作用。根据 Hall-Patch 关系可知，共晶片层间距的细化导致晶界面积增大，进而使得位错运动距离减小，从而强化了合金强度。当抽拉速度为高抽拉速度(50~100 μm/s)时，软塑性初生相的体积分数占据主导，使得塑性显著提升。由此可知，随着抽拉速度从低到高的转变，合金发生从硬脆性到软韧性的转变；同时强磁场对 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的极限抗拉强度和塑性的显著强化作用使其成为有效的调控手段。

图 9 为强磁场作用下，不同抽拉速度定向凝固的 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金拉伸断口形貌。结果显示，在共晶片层中具有沟槽状组织，根据已有文献可知[34]，FCC/BCC 的 K-S 界面，促进了位错从 FCC 相到 BCC 相的滑移转移，并有助于实现 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金中 2 个组成相的塑性共变形。裂纹在双相边界形核，通过剪切模式导致 BCC 相脆性断裂，B2 相断裂后产生的背应力传导导致共晶 FCC 相塑性断裂；在初生相中具有韧窝断口。

3　结论

(1)强磁场下定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金获得的组织为富含 Fe、Co、Cr 元素的初生相和 FeCoCr/AlNi 共晶片层，强磁场和抽拉速度不影响其相组成。

(2)随着抽拉速度增加，固液界面发生从平界面到胞状界面再到凸界面的转变，且片层间距和枝晶间距逐渐细化。强磁场对合金固液界面具有提高稳定性的作用，对片层间距和枝晶间距具有细化作用，改变合金初生相择优取向。

(3)随着抽拉速度提升，合金的硬度呈现先增大后减小的趋势，在 50 μm/s 时，显微硬度最大，为 317.8 HV。强磁场通过细化晶粒提升合金显微硬度，且对硬度的强化作用随着抽拉速度的增大而逐渐减小。

(4)随着抽拉速度提升，合金的抗拉强度和伸长率呈现先增大后减小再增大的趋势。在低抽拉速度(5~10 μm/s)时，晶粒细化占主导作用，最大拉伸强度为 1 093 MPa；在高抽拉速度(50~100 μm/s)时，软塑性初生相的体积分数占主导作用，最大伸长率为 33%。

(5)强磁场通过细化片层间距和枝晶间距，抑制元素扩散增大初生相体积，从而对拉伸强度和塑性

中国知网　https://www.cnki.net

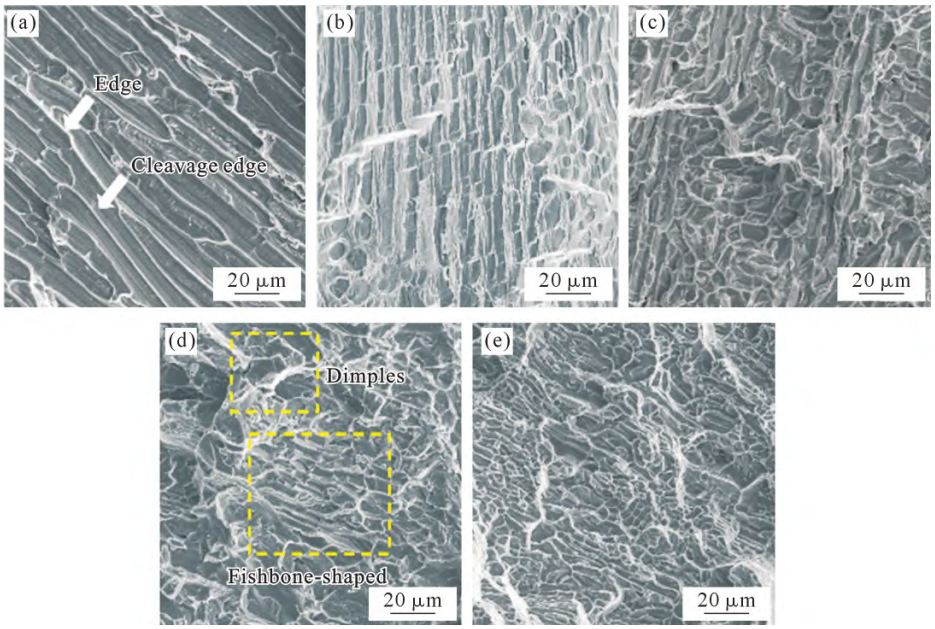


图 9 强磁场作用下不同抽拉速度定向凝固 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金拉伸断口形貌：(a) 2 μm/s, 4 T; (b) 5 μm/s, 4 T; (c)10 μm/s, 4 T; (d) 50 μm/s, 4 T; (e) 100 μm/s, 4 T

Fig.9 Morphology of tensile fracture of the $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEAs directionally solidified at various growth speeds with 4 T magnetic field: (a) 2 μm/s, 4 T; (b) 5 μm/s, 4 T; (c) 10 μm/s, 4 T; (d) 50 μm/s, 4 T; (e) 100 μm/s, 4 T

起强化作用。

参考文献：

[1] YEH J W, CHEN S K, LIN S J, GAN J Y, CHIN T S, SHUN T, TSAU C H, CHANG S Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes[J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5): 299-303.

[2] ZHANG Y, ZHOU Y J, LIN J P, CHEN G L, LIAW P K. Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys [J]. Advanced Engineering Materials, 2008, 10(6): 534-538.

[3] TSAI K Y, TSAI M H, YEH J W. Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys [J]. Acta Materialia, 2013, 61 (13): 4887-4897.

[4] RANGANATHAN S. Alloyed pleasures: Multimetallic cocktails [J]. Current Science: A Fortnightly Journal of Research, 2003, 85 (10): 1404-1406.

[5] YOUSSEF K M, ZADDACH A J, NIU C N, IRVING D L, KOCH C C. A Novel low-density, high-hardness, high-entropy alloy with close-packed single-phase nanocrystalline structures [J]. Materials Research Letters, 2015, 3(2): 95-99.

[6] FU Z Q, JIANG L, WARDINI J L, MACDONALD B E, WEN H M, XIONG W, ZHANG D L, ZHOU Y Z, RUPERT T J, CHEN W P, LAVERNIA E J. A high-entropy alloy with hierarchical nanoprecipitates and ultrahigh strength [J]. Science Advances, 2018, 4(10): eaat8712.

[7] GLUDOVATZ B, HOHENWARTER A, CATOOR D, CHANG E H, GEORGE E P, RITCHIE R O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications [J]. Science, 2014, 345 (6201): 1153-1158.

[8] SHUKLA S, WANG T H, COTTON S, MISHRA R S. Hierarchical microstructure for improved fatigue properties in a eutectic high entropy alloy[J]. Scripta Materialia, 2018, 156: 105-109.

[9] LU C Y, NIU L L, CHEN N J, JIN K, YANG T N, XIU P Y, ZHANG Y W, GAO F, BEI H B, SHI S, HEM R, ROBERTSON I M, WEBER W J, WANG L M. Enhancing radiation tolerance by controlling defect mobility and migration pathways in multi-component single-phase alloys[J]. Nature Communications, 2016, 7: 13564.

[10] WU J M, LIN S J, YEH J W, CHEN S K, HUANG Y S, CHEN H C. Adhesive wear behavior of Al_xCoCrCuFeNi high-entropy alloys as a function of aluminum content[J]. Wear, 2006, 261(5): 513-519.

[11] 王军，林凯茜，范嘉懿，李金山. 难混溶高熵合金研究进展[J]. 特种铸造及有色合金，2022, 42(12): 1472-1479.
WANG J, LIN K X, FAN J Y, LI J S. Research progress in immiscible high-entropy alloys [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022(12): 1472-1479.

[12] SHI Y Z, YANG B, LIAW P K. Corrosion-resistant high-entropy alloys: A review[J]. Metals, 2017, 7(2): 43.

[13] LU Y P, DONG Y, GUO S, JIANG L, KANG H J, WANG T M, WEN B, WANG Z J, JIE J C, CAO Z Q, RUAN H H, LI T J. A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys[J]. Scientific Reports, 2014, 4: 6200.

[14] VERSNYDER F I, SHANK M E. The development of columnar grain and single crystal high temperature materials through directional solidification[J]. Materials Science and Engineering, 1970, 6 (4): 213-247.

[15] SHI P J, LI R G, LI Y, WEN Y B, ZHONG Y B, REN W, SHEN Z, ZHENG T X, PENG J C, LIANG X, HU P F, MIN N, ZHANG Y, REN Y, LIAW P K, RAABE D, WANG Y D. Hierarchical crack buffering triples ductility in eutectic herringbone high-entropy alloys[J]. Science, 2021, 373(6557): 912-918.

[16] PENG P, LI S Y, CHEN W Q, XU Y L, ZHANG X D, MA Z K,

中国知网 https://www.cnki.net

WANG J T. Phase selection and mechanical properties of directionally solidified $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 898: 162907.

[17] 邓妮，闫育洁，梁航，魏晨，贺一轩，王军. 定向凝固 AlCoCrCuFeNi 高熵合金的组织与力学性能[J]. 铸造技术，2022, 43(7): 525-530.
DENG N, YAN Y J, LIANG H, WEI C, HE Y X, WANG J. Microstructure and mechanical properties of directionally solidified AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy[J]. Foundry Technology, 2022, 43(7): 525-530.

[18] 王强，董蒙，孙金妹，刘铁，苑轶. 强磁场下合金凝固过程控制及功能材料制备[J]. 金属学报，2018, 54(5): 742-756.
WANG Q, DONG M, SUN J M, LIU T, YUAN Y. Control of solidification process and fabrication of functional materials with high magnetic fields[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(5): 742-756.

[19] 李喜，任忠鸣. 静磁场下热电磁效应及其对凝固组织的影响[J]. 中国材料进展，2014, 33(6): 349-354.
LI X, REN Z M. Thermoelectric magnetic effect and its effect on the solidification structure under static magnetic fields[J]. Materials China, 2014, 33(6): 349-354.

[20] 王霖，魏晨，王雷，王军，李金山. Cu-Co 系难混溶合金核壳结构演化过程模拟[J]. 金属学报，2024, 60(9): 1239-1249.
WANG L, WEI C, WANG L, WANG J, LI J S. Simulation of core-shell structure evolution of Cu-Co immiscible alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 60(9): 1239-1249.

[21] 袁言鼎，董书琳，刘铁，苑轶，王凯，王强. 强磁场定向凝固金属材料界面稳定性研究进展[J]. 铸造技术，2022, 43(9): 713-724.
YUAN Y D, DONG S L, LIU T, YUAN Y, WANG K, WANG Q. Research progress on interfacial stability of directionally solidified metal materials in high magnetic field[J]. Foundry Technology, 2022, 43(9): 713-724.

[22] 周天儒，刘铁，阎金戈，孙金妹，袁双，王强. 强磁场下金属凝固过程中的溶质迁移行为及组织演变[J]. 铸造技术，2022, 43(8): 573-584.
ZHOU T R, LIU T, YAN J G, SUN J M, YUAN S, WANG Q. Solute migration behavior and microstructure evolution during metal solidification under high magnetic field[J]. Foundry Technology, 2022, 43(8): 573-584.

[23] 陈梓健，李杰，闫育洁，李超，张平祥，王军. 强磁场对丁二腈枝晶生长速度及特征尺寸的影响[J]. 铸造技术，2022, 43(9): 817-822.
CHEN Z J, LI J, YAN Y J, LI C, ZHANG P X, WANG J. Effect of high magnetic field on the growth rate and characteristic size of succinonitrile dendrites[J]. Foundry Technology, 2022, 43(9): 817-822.

[24] 赵勇，苏海军，张军，刘林，傅恒志. 磁场作用下镍基高温合金定向凝固的研究进展[J]. 机械工程材料，2021, 45(5): 1-7, 44.
ZHAO Y, SU H J, ZHANG J, LIU L, FU H Z. Recent progress on directional solidification of nickel-based superalloys with magnetic field[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2021, 45(5): 1-7, 44.

[25] 赵勇，苏海军，杨培鑫，郭一诺，夏乐. 静磁场下高温合金定向凝固组织与缺陷的研究进展[J]. 铸造技术，2022, 43(8): 633-640.
ZHAO Y, SU H J, YANG P X, GUO Y N, XIA L. Research progress on microstructure and defects in directionally solidified superalloys under static magnetic field[J]. Foundry Technology, 2022, 43(8): 633-640.

[26] 熊婷，郑士建，马秀良. 高熵合金 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 的共晶组织及析出相研究[J]. 电子显微学报，2020, 39(5): 470-475.
XIONG T, ZHENG S J, MA X L. An investigation on the eutectic structure and precipitates in the high-entropy alloy $AlCoCrFeNi_{2.1}$ [J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2020, 39(5): 470-475.

[27] RUTTER J W, CHALMERS B. A prismatic substructure formed during solidification of metals[J]. Canadian Journal of Physics, 1953, 31(1): 15-39.

[28] JACKSON K A, HUNT J D. Lamellar and rod eutectic growth[M]//PELCÉ P. Dynamics of Curved Fronts. San Diego: Academic Press, 1988: 363-376.

[29] 刘林，孙德建，黄太文，张琰斌，李亚峰，张军，傅恒志. 高梯度定向凝固技术及其在高温合金制备中的应用[J]. 金属学报，2018, 54(5): 615-626.
LIU L, SUN D J, HUANG T W, ZHANG Y B, LI Y F, ZHANG J, FU H Z. Directional solidification under high thermal gradient and its application in superalloys processing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(5): 615-626.

[30] 陈瑞，许庆彦，柳百成. Al-7Si-0.36Mg 合金定向凝固一次枝晶臂间距实验和模拟[J]. 中国有色金属学报，2015, 25(10): 2613-2622.
CHEN R, XU Q Y, LIU B C. Experimental and simulation of primary dendrite spacing in directional solidification of Al-7Si-0.36Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(10): 2613-2622.

[31] HUNT J D, LU S Z. Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: Spacing and structure predictions[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27: 611-623.

[32] XIONG T, YANG W F, ZHENG S J, LIU Z P, LU Y T, ZHANG R H, ZHOU Y, SHAO X, ZHANG B, WANG J, YIN F X, LIAW P K, MA X X. Faceted Kurdjumov-Sachs interface-induced slip continuity in the eutectic high-entropy alloy, $AlCoCrFeNi_{2.1}$[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 65: 216-227.

[33] WANG J T, LONG Z P, JIANG P F, FAUTRELLE Y, LI X. Microstructure, crystallographic orientation and mechanical property in $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy under magnetic field-assisted directional solidification[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51: 3504-3517.

[34] GAO X Z, LU Y P, ZHANG B, LIANG N N, WU G Z, SHA G, LIU J Z, ZHAO Y H. Microstructural origins of high strength and high ductility in an $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 141: 59-66.

中国知网 https://www.cnki.net