

• 试验研究 Experimental Research •

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.5200

Al_xCr₁₀Fe_{53-x}Ni₃₆Mo₁ 双相多主元合金的 凝固组织与冲击性能研究

严 鹏,王志军,史新波,邱云基,何 峰,李俊杰,王锦程
(西北工业大学 凝固技术全国重点实验室,陕西 西安 710072)

摘 要: FCC/B2 双相多主元合金因兼具高强度与良好韧性而受到广泛关注,但其在高应变速率下的冲击韧性不足限制了工程应用。针对这一问题,本研究通过调控 Al/Fe 比例,成功制备了尺寸为 $\phi 100\text{ mm}\times 400\text{ mm}$ 、质量为 25 kg 的具有不同相体积分数的铸态 Al_xCr₁₀Fe_{53-x}Ni₃₆Mo₁ ($x=13,15,17$, 原子分数, %) 双相合金,并系统分析了 Al/Fe 比例对凝固组织、相界特征及力学性能的影响。结果表明,降低 Al/Fe 比例使铸锭的凝固组织由规则层状共晶结构转变为含初生 FCC 相枝晶的亚共晶结构,同时 FCC 相的体积分数由 Al17 的 68.1% 增加至 Al13 的 93.1%;此外, FCC/B2 界面密度降低并逐渐偏离 K-S 取向关系。其中, Al13 合金由于较低的 FCC/B2 相界面密度和较高的 FCC 相体积分数,表现出更好的塑性和加工硬化稳定性,其室温拉伸屈服强度为 622 MPa,伸长率为 31.9%;此外,其在室温下冲击功达到 19.62 J,这可归因于其较大的塑性变形能力以及复杂的裂纹扩展路径。

关键词: 多主元合金; Charpy 冲击; 微观组织; 力学性能; 成分设计

中图分类号: TG132

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0537-10

Solidification Microstructures and Impact Toughness of Al_xCr₁₀Fe_{53-x}Ni₃₆Mo₁ Dual-Phase Multi-Principal Element Alloys

YAN Peng, WANG Zhijun, SHI Xinbo, QIU Yunji, HE Feng, LI Junjie, WANG Jincheng
(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: FCC/B2 dual-phase multiprincipal element alloys combine high strength with good ductility, but their insufficient impact toughness under dynamic loading remains a key obstacle to engineering applications. To overcome this limitation, as-cast Al_xCr₁₀Fe_{53-x}Ni₃₆Mo₁ ($x=13,15,17$ at.%) alloys with different phase volume fractions were designed and fabricated by tuning the Al/Fe ratio, with a size of $\phi 100\text{ mm}\times 400\text{ mm}$ and a weight of 25 kg, aiming to establish composition-microstructure-property relationships. Microstructural characterization reveals that decreasing the Al/Fe ratio drives a transition from a regular lamellar eutectic structure (Al17) to a hypoeutectic microstructure with primary FCC dendrites (Al13) while simultaneously increasing the FCC phase fraction from 68.1% to 93.1%. In addition, the FCC/B2 interfacial density decreases and gradually deviates from the Kurdjumov-Sachs (K-S) orientation relationship. These structural changes significantly improve the mechanical response: the Al13 alloy achieves the most favourable balance, with a yield strength of 622 MPa, 31.9% tensile ductility, and an impact energy of 19.62 J at room temperature.

Key words: multi-principal element alloys (MPEAs); Charpy impact toughness; microstructure; mechanical properties; composition design

自 2004 年首次提出以来,高熵合金凭借其突破性的“等原子比或近等原子比”的成分设计理念,打

破了传统合金以单一主元为基础的设计范式,为新一代结构材料的开发提供了广阔的成分设计空

收稿日期: 2025-09-09

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52471047);凝固技术全国重点实验室基金(2025-TS-06)

作者简介: 严 鹏, 2000 年生, 硕士生. 研究方向为双相高熵合金力学性能. Email: pengy@nwpu.edu.cn

通信作者: 王志军, 1984 年生, 博士, 教授. 研究方向为先进金属结构材料及其凝固技术. Email: zhjwang@nwpu.edu.cn

引用格式: 严鹏, 王志军, 史新波, 邱云基, 何峰, 李俊杰, 王锦程. Al_xCr₁₀Fe_{53-x}Ni₃₆Mo₁ 双相多主元合金的凝固组织与冲击性能研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 537-546.

YAN P, WANG Z J, SHI X B, QIU Y J, HE F, LI J J, WANG J C. Solidification microstructures and impact toughness of Al_xCr₁₀Fe_{53-x}-Ni₃₆Mo₁ dual-phase multi-principal element alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 537-546.

间^[1-2]。经过近 20 年的发展,高熵合金研究已逐步从基础理论探索迈向工程化应用^[3-4]。其中,共晶高熵合金通过结合共晶凝固机制与高熵设计理念,不仅显著改善了传统高熵合金凝固区间宽、铸造性能差的问题,还实现了强度与塑性的协同提升,展现出良好的工程应用前景^[5-8]。

迄今为止,针对含 FCC/B2 两相的双相高熵合金在准静态压缩与拉伸载荷下的力学行为,已有较为系统的研究^[9-14]。然而,在实际工程应用中,材料通常承受动态载荷,其力学响应与准静态条件相比存在明显差异。研究表明,FCC/B2 双相高熵合金在 Charpy 冲击测试中普遍表现出较低的冲击功,主要归因于高应变率抑制了 FCC/B2 两相之间的协调变形能力,导致相界面应力集中加剧,进而成为裂纹萌生源;同时,FCC/B2 界面难以有效阻碍裂纹扩展^[15-16]。相关研究指出,提高 FCC 相体积分数有助于改善合金的冲击韧性,如 Zhang 等^[15]发现,在 $\text{AlCo}_x\text{-CrFeNi}_{3.1-x}$ 双相合金中,FCC 相体积分数更高的合金表现出更高的 Charpy 冲击功;Liu 等^[17]进一步指出,在冲击载荷下,FCC 相可通过剧烈塑性变形而有效阻碍裂纹扩展,从而提升冲击韧性。然而,上述研究的合金体系普遍含有 Co 元素,增加了工业化规模生产的成本,一定程度上限制了其实际工程应用^[18]。

本研究基于早先开发的 $\text{Al}_{17}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{36}\text{Ni}_{36}\text{Mo}_1$ 双相多主元合金^[19],通过降低 Al/Fe 比例,设计并制备了 $\text{Al}_x\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{33-x}\text{Ni}_{36}\text{Mo}_1$ ($x=13, 15, 17$, 原子分数,%) 系列合金。采用工业熔炼工艺成功制备出尺寸为 $\phi 100\text{ mm}\times 400\text{ mm}$,质量 25 kg 的铸锭,并系统表征了其显微组织,室温准静态拉伸性能及 Charpy 冲击性能,为后续开发兼具高强度与高冲击韧性的双相多主元合金提供新思路。

1 实验材料与方法

基于 Jmatpro4.0 的 Ni-Fe 数据库,计算不同成分 ($\text{Al}_x\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{33-x}\text{Ni}_{36}\text{Mo}_1$ ($x=13, 15, 17$, 原子分数,%)) 的平衡凝固曲线。根据 Al 含量的不同,后续将 3 种合金分别记作 A113、A115 与 A117。按照设计的成分比例,分别将镍板($\geq 99.9\%$,质量分数,下同)、真空脱气铬(99.95%)、镍钼中间合金(含 Mo 50%)、工业纯铁(99.6%)和铝豆(99.7%)等金属原料依次加入至真空感应熔炼炉中,在抽真空后通电加热,待物料完全熔化后电磁搅拌 5~10 min,并在 1 480~1 520 °C 下浇铸。随后在真空冷却 60~120 min 后脱模,获得直径为 $\phi 100\text{ mm}\times 400\text{ mm}$,质量为 25 kg 的铸锭。采用电火花线切割从铸锭上取样,经砂纸打磨去除表面氧

化层后,在体积比为高氯酸:无水乙醇=1:9 的电解抛光液中进行电解抛光。显微组织通过场发射扫描电子显微镜(SEM, Tescan, MIRA3) 的背散射电子(BSE)模式进行观察;局部区域的元素由配套的牛津能谱仪(EDS)进行分析;相组成及取向关系则通过电子背散射衍射(EBSD)技术进行表征。室温拉伸性能测试在深圳特斯麦 EM6.504 型万能试验机上进行,采用标距长度为 12 mm 的拉伸试样,拉伸速率为 $1\times 10^{-3}\text{ m/s}$ 。室温 Charpy 冲击性能测试采用尺寸为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 55\text{ mm}$ 、缺口深度为 2 mm 的标准 V 型缺口试样,在 PIT452D-4 型仪器化金属摆锤冲击试验机上完成。所有力学性能测试均至少重复 3 次,以确保结果的可重复性。

2 实验结果及讨论

2.1 相图计算与凝固组织

图 1 展示了基于 JmatPro4.0 Ni-Fe 数据库计算

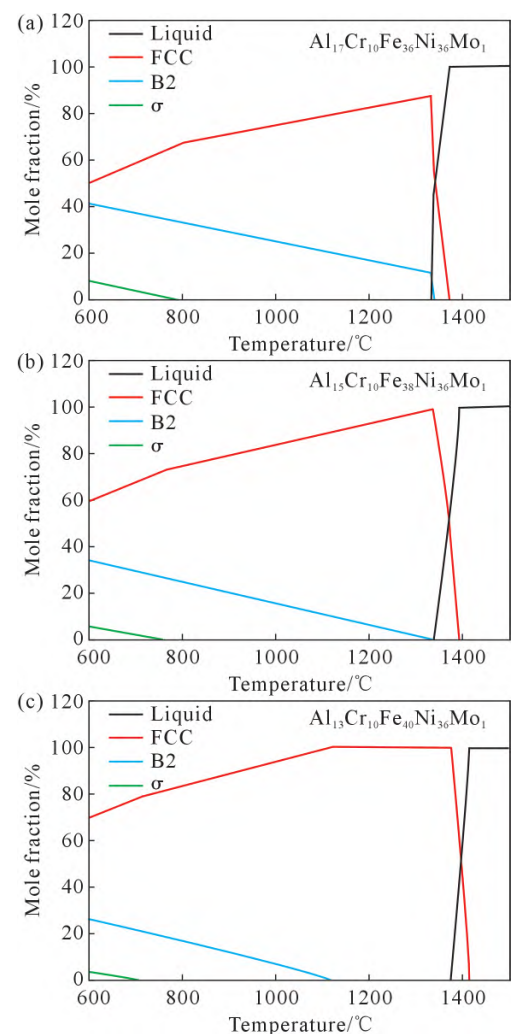


图 1 $\text{Al}_x\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{33-x}\text{Ni}_{36}\text{Mo}_1$ ($x=13, 15, 17$, %) 合金的平衡凝固曲线:(a) A117; (b) A115; (c) A113

Fig.1 Equilibrium solidification curves of the $\text{Al}_x\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{33-x}\text{Ni}_{36}\text{Mo}_1$ ($x=13, 15, 17$, at.%) alloys: (a) A117; (b) A115; (c) A113

的合金平衡凝固曲线。可见,Al17与Al15合金在约1350℃的液相中几乎同时凝固析出FCC相与B2相,表现出典型的亚共晶凝固特征;而Al13合金则在约1400℃时先凝固析出初生FCC相,随后在温度降至约1100℃才析出B2相,体现出单相合金的凝固行为。随着Al/Fe原子比的下降,600℃时B2相的平衡体积分数显著下降,从Al17合金的41%降至Al13合金的25%;同时,B2相的凝固析出温度也随之降低,由Al17合金的1350℃降至Al13合金的1100℃。该现象可归因于Al与Ni元素具有极强的化学亲和力,倾向结合形成有序B2相^[20]。在AlCrFeNi四元多主元合金体系中,Al原子具有最大的原子半径和最低的价电子浓度。其较大的原子半径会阻碍晶格中原子的扩散;而随着Al含量的降低,合金的平均原子间距减小、原子间结合力增强,堆积密度增大。这些因素共同削弱了B2相形成的热力学驱动力,从而导致其在平衡凝固条件下体积分数显著降低。

采用SEM对铸锭边缘、中部及芯部位置的显微组织进行了表征,结果如图2所示。其中,浅色区域对应FCC相,深色区域对应B2相,3种合金均为FCC+B2双相组织。随着Al含量从17%降低至13%(原子分数),合金的显微组织由典型的规则层状共晶组织逐渐转变为以初生FCC相枝晶为主的亚共晶组织。值得注意的是,这一实验观察结果与

图1所示的平衡凝固曲线计算结果存在一定偏差。进一步分析不同铸锭区域的组织特征可知,Al17合金边缘区域呈现细密的规则层状共晶组织;随着向芯部靠近,初生FCC相枝晶出现且尺寸增大。这是由于铸锭边缘较高的冷却速率促进了非平衡凝固,抑制了初生相的析出,从而形成细密的共晶组织;而芯部的冷却速率较低,有利于初生FCC相在发生共晶反应前优先形核并长大。对于Al15合金,铸锭边缘、中间与芯部的位置均呈现以初生FCC相枝晶为主的亚共晶组织。随着凝固区域向芯部靠近,初生FCC相枝晶的尺寸及其二次枝晶臂间距均增大。与Al15合金相比,Al含量最低的Al13合金在3个区域均表现出更为粗大的FCC枝晶,且体积分数显著提高,表明降低Al含量进一步促进了初生FCC相的析出与生长。

2.2 合金的室温拉伸性能

为评估合金的室温力学性能,从铸锭中间区域(径向R/2位置)处取样,通过单轴拉伸实验测试合金的室温拉伸性能,所得工程应力-应变曲线如图3所示。结果表明,Al17合金的断裂伸长率约为17%;随着Al含量的降低,合金的塑性提升。其中,Al13合金表现出最佳的综合力学性能,其断裂伸长率达约32%,约为Al17合金的2倍,同时其屈服强度(约622MPa)亦明显高于Al17合金(约533MPa),这表明Al13合金是一种具有应用潜力的亚共晶合金。图

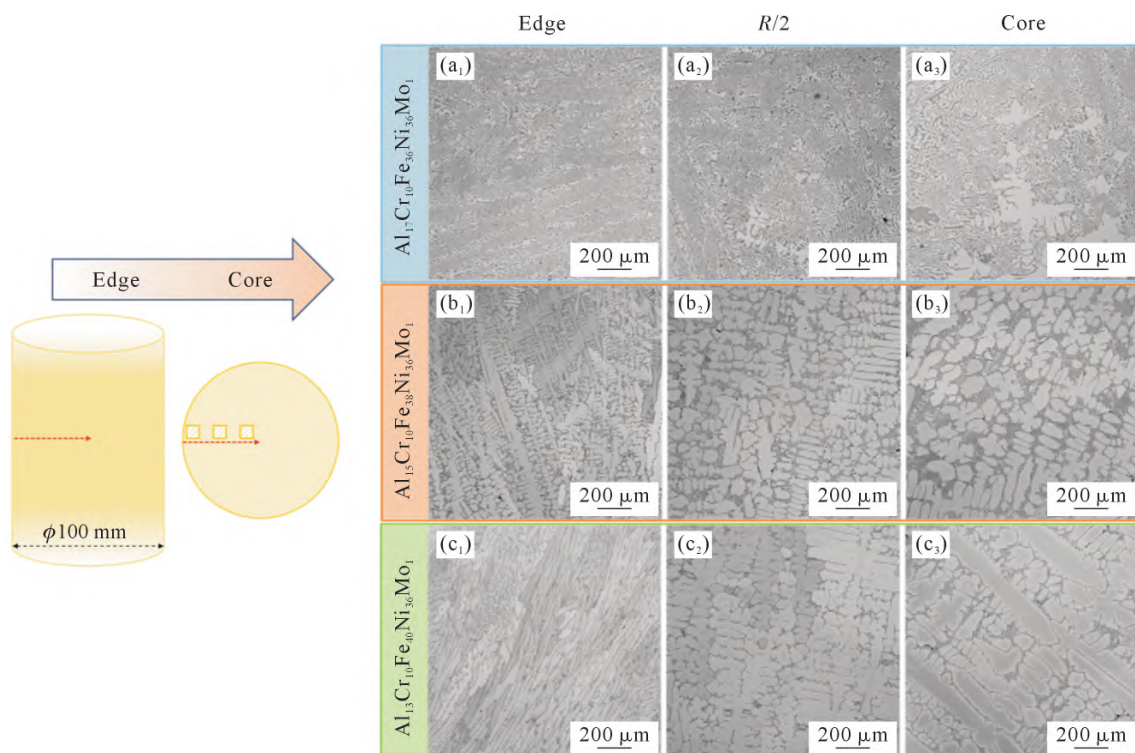


图2 合金铸锭边缘至芯部特征位置的显微形貌:(a₁~a₃) Al17;(b₁~b₃) Al15;(c₁~c₃) Al13

Fig.2 Microstructures of the alloy ingots from the edge to the core:(a₁~a₃) Al17;(b₁~b₃) Al15;(c₁~c₃) Al13

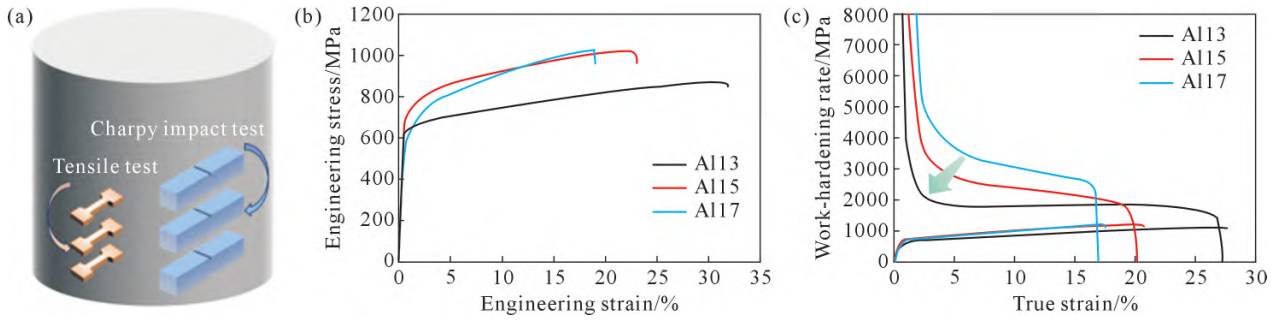


图3 Al17、Al15、Al13 合金室温拉伸性能:(a) 取样位置示意图;(b) 工程应力-应变曲线;(c) 真应力-应变及加工硬化率曲线
Fig.3 Tensile properties of the Al17, Al15, and Al13 alloys at room temperature: (a) schematic diagram of the sampling locations; (b) engineering stress-strain curve; (c) true stress-strain curve and work hardening rate curve

3c 展示了 3 种合金的加工硬化行为,所有合金的加工硬化曲线均呈现典型的 3 阶段特征: ①屈服后,加工硬化率迅速下降; ②加工硬化率下降速率减缓; ③加工硬化率持续降低,直至达到拉伸失稳条件,即加工硬化率等于真应力,发生颈缩。随着 Al 含量的增加,合金的加工硬化能力增强(如图中箭头所示)。值得注意的是,在第二阶段,Al15 与 Al17 合金的加工硬化率呈缓慢下降趋势,而 Al13 合金则表现出轻微的上升趋势。

2.3 合金的室温冲击性能

图 4a 展示了 Al17、Al15 与 Al13 合金的冲击载荷-位移曲线,根据临界载荷(F_m)可将冲击过程分为裂纹萌生与裂纹扩展两个阶段^[21]。可见,在裂纹萌生阶段,Al13 合金所承受的临界载荷高于 Al17 和 Al15 合金,且其对应的临界位移也更大,这表明 Al13 合金在冲击载荷下更难萌生裂纹,具有更优的抗裂纹萌生能力。而在裂纹扩展阶段,3 种合金的载荷曲线均迅速下降,在达到某一位移后,下降速率减缓。这一现象可能源于裂纹在萌生后优先沿着 FCC/B2 相界面快速扩展,当裂纹进入至较软的 FCC 相时,较软的 FCC 相对裂纹的扩展产生了有效的阻碍^[17],导致载荷衰减速率减缓。进一步对冲击载荷-位移曲线下方的面积进行积分,可获得合金在整个冲击过程中所吸收的总冲击功(图 4b)。结果表明,Al13 合金的冲击功最高,达 19.62 J,而 Al17 与 Al15 合金的冲击功接近,分别为 9.17 和 9.52 J。以峰值载荷点 F_m 为界,分别对 F_m 前后区间的曲线进行积分,则可得到裂纹萌生与裂纹扩展两个过程中吸收的冲击能量 W_{ci} 与 W_{cp} ,如图 4c 所示。Al17 合金的 W_{ci} 与 W_{cp} 分别为 5.48 与 3.69 J; Al15 合金则分别为 6.00 与 3.52 J,两种合金在个阶段所吸收的能量基本相同。相比之下,Al13 合金在裂纹萌生和扩展阶段均表现出更高的能量吸收能力, W_{ci} 与 W_{cp} 分别为 10.35 与 9.27 J,表明合金抵抗裂纹萌生与抑制裂纹

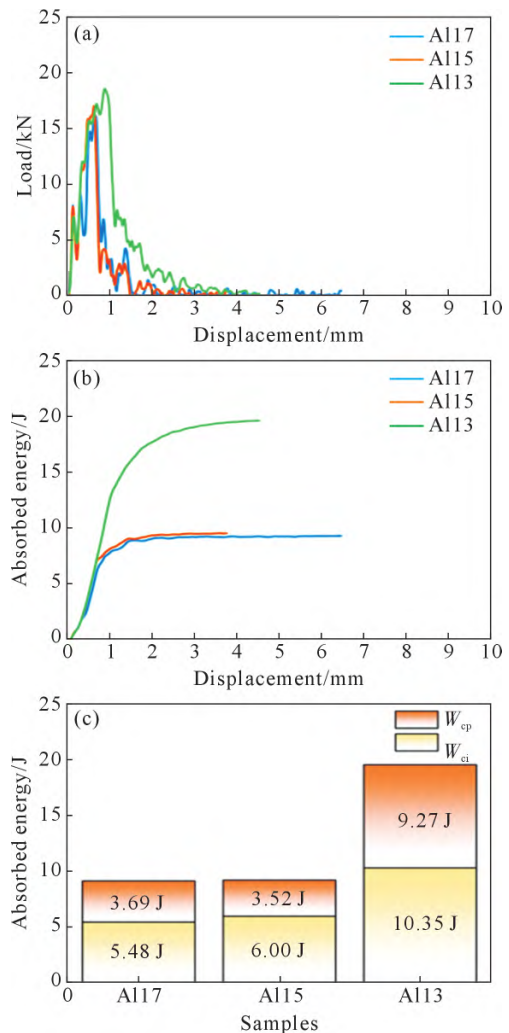


图4 Al17、Al15 与 Al13 合金:(a) 冲击载荷-位移曲线;(b) 冲击吸收能量-位移曲线;(c) 裂纹萌生与扩展阶段吸收的冲击能量
Fig.4 Diagrams of the Al17 Al15, and Al13 alloys: (a) impact load-displacement curve; (b) impact toughness curve; (c) impact energy absorbed during the crack initiation and propagation stage

扩展的能力显著增强。

2.4 力学性能与微观组织的关系

合金的力学性能与其微观组织特征密切相关。对铸锭 R/2 处区域的微观组织在高倍下进行观察,

结果如图 5 所示。在 3 种合金的 B2 相内均观察到细小弥散分布的颗粒状析出相。根据之前的研究结果,该析出相为凝固过程中因 Cr 和 Fe 元素富集而形成的球形 BCC 结构沉淀相^[19]。此外,已有研究表明,FCC 相中可析出针状 L1₂ 型有序相^[22]。在 Al15 合金的枝晶间区域观察到了规则的层状共晶组织。该组织的形成与初生 FCC 相凝固过程中发生的溶质微观偏析有关,由于 FCC 相优先富集 Cr 和 Fe 元素,Ni 和 Al 被排斥至枝晶间液相中,导致局部成分达到共晶点,从而在后续凝固中发生共晶反应,生成层状 FCC/B2 共晶结构。采用 EDS 对此区域的元素分布进行分析,结果如图 6 所示。Ni 和 Al 元素在 B2 相中富集,而 Cr 和 Fe 元素则主要富集于 FCC 相。Mo 元素在两相中皆以固溶原子形式存在,且由于其在 FCC 相中具有更低的固溶自由能(或更高的分配系数),更倾向于溶入 FCC 相^[19]。

Al17、Al15 和 Al13 合金的 EBSD 分析结果(图 7)表明,随着 Al 含量的降低,FCC 相的体积分数

显著增加,从 Al17 合金的 69.1%增至 Al15 合金的 83.0%,并在 Al13 合金中达到 93.1%。这一趋势可通过价电子浓度(VEC)判据进行解释,在 FCC/BCC 合金体系中,较高的 VEC 促进 FCC 相的形成,而较低的 VEC 则有利于 BCC 相的形成^[23]。在本研究中,Al 含量的减少导致合金整体价电子浓度升高,从而促进 FCC 相的形成。随着 FCC 相体积分数的增加及 B2 相的减少,合金中 FCC/B2 相界面的密度显著降低。根据 EBSD 结果统计,Al17、Al15 和 Al13 合金中的相界面密度分别为 0.20、0.09 和 0.02 μm⁻¹。在冲击载荷作用下,较软的 FCC 相可通过位错滑移产生显著塑性变形,有效地吸收冲击能量;而 B2 相在高应变速率下位错滑移激活将变得更加困难,表现出较低的塑性。因此,应力易在 FCC/B2 相界面处集中,促使裂纹优先在此萌生,并沿界面快速扩展。此外,B2 相中弥散分布的纳米级析出相可强烈钉扎位错,进一步抑制塑性变形,加剧脆性断裂倾向,从而降低合金的冲击功^[24]。对合金中两相间的取向关系

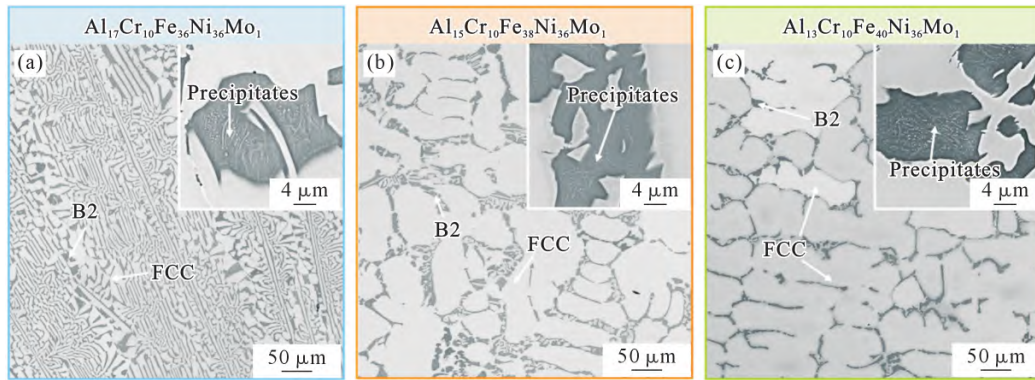


图 5 合金铸锭 R/2 处微观组织:(a) Al17;(b) Al15;(c) Al13

Fig.5 Microstructures of the R/2 region of the alloy ingots:(a) Al17;(b) Al15;(c) Al13

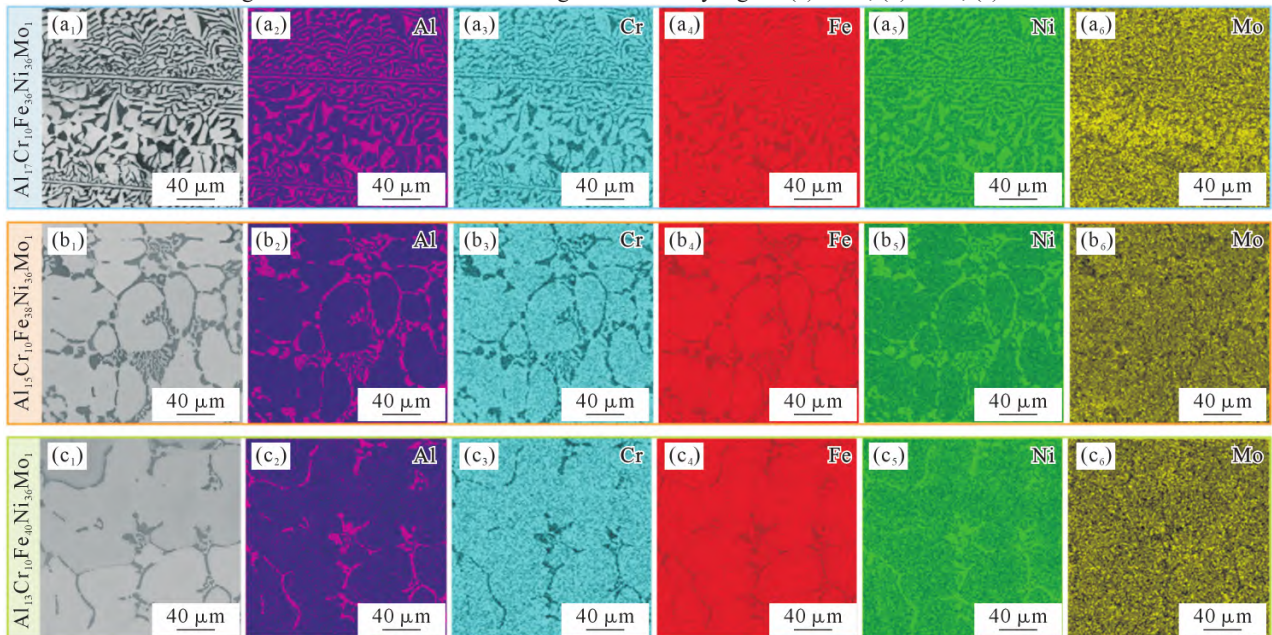


图 6 合金铸锭 R/2 处元素分布:(a₁~a₆) Al17;(b₁~b₆) Al15;(c₁~c₆) Al13

Fig.6 Elemental distribution map of the R/2 region of the alloy ingots:(a₁~a₆) Al17;(b₁~b₆) Al15;(c₁~c₆) Al13

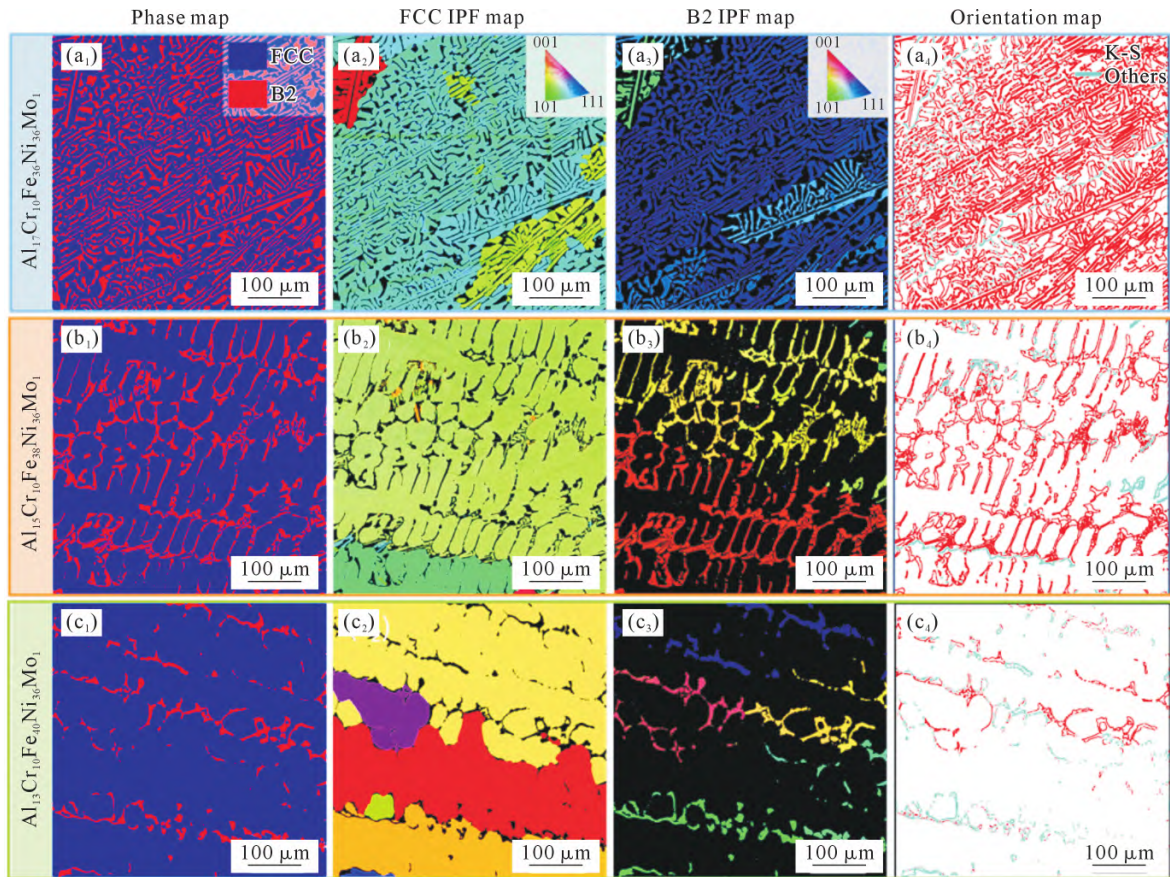


图7 合金的相分布、FCC晶粒取向、B2相晶粒取向及FCC/B2界面取向关系:(a₁~a₄) Al17; (b₁~b₄) Al15; (c₁~c₄) Al13
Fig.7 The phase distribution of the alloys, FCC grain orientation, B2 phase grain orientation, and FCC/B2 interface orientation relationship: (a₁~a₄) Al17; (b₁~b₄) Al15; (c₁~c₄) Al13

分析表明,在具有共晶组织的 Al17 合金中,FCC 相与 B2 相之间普遍存在 Kurdjumov-Sachs(K-S)取向关系;在 Al15 合金中,满足该取向关系的相界面比例有所下降,但多数 FCC 与 B2 界面仍然保持着 K-S 取向关系;而在 Al 含量最低的 Al13 合金中,具有 K-S 取向关系的界面比例显著降低。即随着 Al 含量减少,FCC/B2 两相界面在凝固过程中逐渐偏离 K-S 取向关系。这种取向关系的弱化可能降低两相界面共格的程度,从而影响位错传递,最终对合金的力学性能产生影响^[25]。

K-S 取向关系能够促进位错在相界面的传递,从而减小界面处的应力集中,进而提升合金的塑性。对于同样界面密度的双相合金,K-S 取向界面相对于随机取向界面在一定程度上可以提升塑性。在 FCC/B2 双相合金中,由于 FCC 相与 B2 相间的强度差异,变形过程中两相的塑性不协调会在相界面处诱发几何必需位错的积累,产生显著的回应力,有效提升合金的加工硬化率^[26]。对于 Al17 合金,尽管其 FCC/B2 相界面倾向于遵循 K-S 取向关系,有利于位错传递并缓解应力集中,但由于 FCC/B2 相界面密度较高,导致位错在界面处堆积严重,限制了 FCC 相的塑性协调能力,致使其伸长率较低。相比

之下,Al13 合金的 FCC/B2 相界面密度较低,且较高体积分数的 FCC 相能在变形过程中持续产生塑性变形,同时 FCC/B2 相界面诱导的回应力强化作用有助于延缓颈缩,二者协同作用延长了均匀塑性变形阶段,提升了合金的加工硬化能力。Al15 合金则居于两者之间,表现出介于 Al13 和 Al17 合金之间的加工硬化能力。

对 Al17、Al15 和 Al13 合金室温拉伸试样断口的观察(图 8)表明,所有断口宏观上呈现起伏不平的形貌。高倍图像显示,Al17 合金的断口以沿 FCC/B2 相界面撕裂的层状特征为主,这源于裂纹在两相界面处萌生并沿其扩展,在相界附近区域还可观察到由初生 FCC 相断裂形成的韧窝。Al15 与 Al13 合金的断口均表现为河流状花样与韧窝共存的混合断裂模式,其中,河流状花样源于硬脆 B2 相的解理断裂,而韧窝则源于塑性较好的 FCC 相的韧性断裂。在拉伸过程中,裂纹主要沿初生 FCC 相枝晶与枝晶间区域的界面发生扩展。相比于 Al13 合金,Al15 合金断口处的韧窝数量更少,解理面占比更高,表明其脆性断裂特征更为突出,这一微观断裂特征与 Al15 合金较低的断裂伸长率相符合。

图 9 展示了 Al17、Al15 与 Al13 合金的室温冲

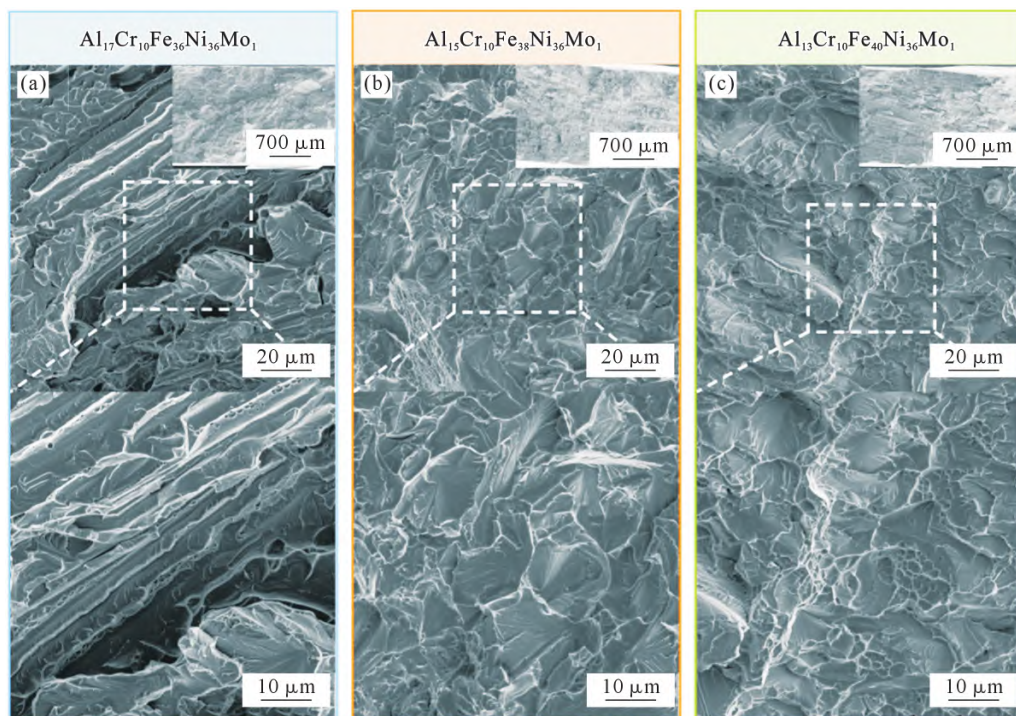


图 8 合金的室温拉伸断口形貌:(a) Al17; (b) Al15; (c) Al13

Fig.8 Room-temperature tensile fracture morphology of the alloys: (a) Al17; (b) Al15; (c) Al13

击试样断口形貌。宏观图像显示,3种合金在冲击过程中均未发生明显的塑性变形,且未形成明显的剪切唇。在承受冲击载荷的过程中,裂纹常起源于V型缺口边缘,并沿最大剪应力方向发生局部剪切变形,随后在高应变速率下迅速扩展直至断裂^[17],与实验所观察到的一致。因此,靠近V型缺口的小区域为裂纹萌生区域,而远离V型缺口的区域为裂纹扩展区域。Al17合金的冲击断口相对平整光滑,其裂纹萌生区域与萌生区域的图片均存在细密的层状断裂组织,这是由于FCC/B2相界面在冲击载荷作用下对裂纹扩展的阻碍作用较弱,发生过早失效,进而,在高能冲击载荷下被直接撕裂,表现为解理断裂的特征。相比之下,具有更高FCC相体积分数的Al13合金,由于FCC/B2相界面密度的减小,界面处的裂纹萌生源的数量将减少;同时,粗大的FCC相枝晶在冲击载荷作用下更容易发生塑性变形,从而更加有效地阻碍裂纹的扩展。在Al13合金的裂纹萌生区域,断口表面主要由韧窝、平坦解理面和撕裂脊构成,表现为韧性-脆性混合断裂模式;而在裂纹扩展区存在着深层次生裂纹,有助于吸收额外能量而提高冲击韧性。虽然Al15合金与Al13合金具有相似的亚共晶微观组织,但Al15合金中B2相体积分数更高,且FCC/B2两相界面密度更大,裂纹更容易在相界面处萌生并发生快速扩展,断口处解理断裂的特征更为明显。

合金冲击断口的纵截面结果(图10)表明不同成

分合金在缺口根部的塑性变形程度存在差异:Al13合金的塑性变形程度最大,Al17合金最小,Al15合金居中,这与其裂纹萌生能量的变化趋势相一致。进一步分析发现,Al17合金与Al15合金的裂纹扩展路径较为平直,而Al13合金的扩展路径更为曲折,说明裂纹在扩展过程中发生了多次偏转,这有效延长了扩展路径。裂纹的偏转与塑性耗散增加密切相关,有助于提升断裂过程所需能量。因此,Al13合金优异的冲击韧性可归因于其更大的塑性变形能力及复杂的裂纹扩展路径,而Al17与Al15合金因变形受限与裂纹趋于直线扩展而表现出较低冲击韧性。同时,在冲击载荷作用下,FCC/B2两相间的协调变形能力减弱,裂纹易沿相界扩展,并可直接贯穿FCC与B2两相。值得注意的是,B2相内部出现了裂纹源,可能由于应变速率的作用,裂纹未能充分扩展,此现象表明在冲击载荷下,硬脆的B2相本身同样可能成为裂纹源。总体而言,成分调控所引起的显微组织差异直接影响了裂纹萌生与扩展机制,进而决定了合金的冲击性能。

3 结论

(1)所有合金均保持FCC/B2双相结构,但随着Al/Fe比例的降低,其凝固组织由规则的层状共晶组织转变为含初生FCC相枝晶的亚共晶组织,FCC相体积分数显著增高(由Al17的68.9%增高至Al13的93.1%),FCC/B2相界面密度降低,同时伴随FCC/B2

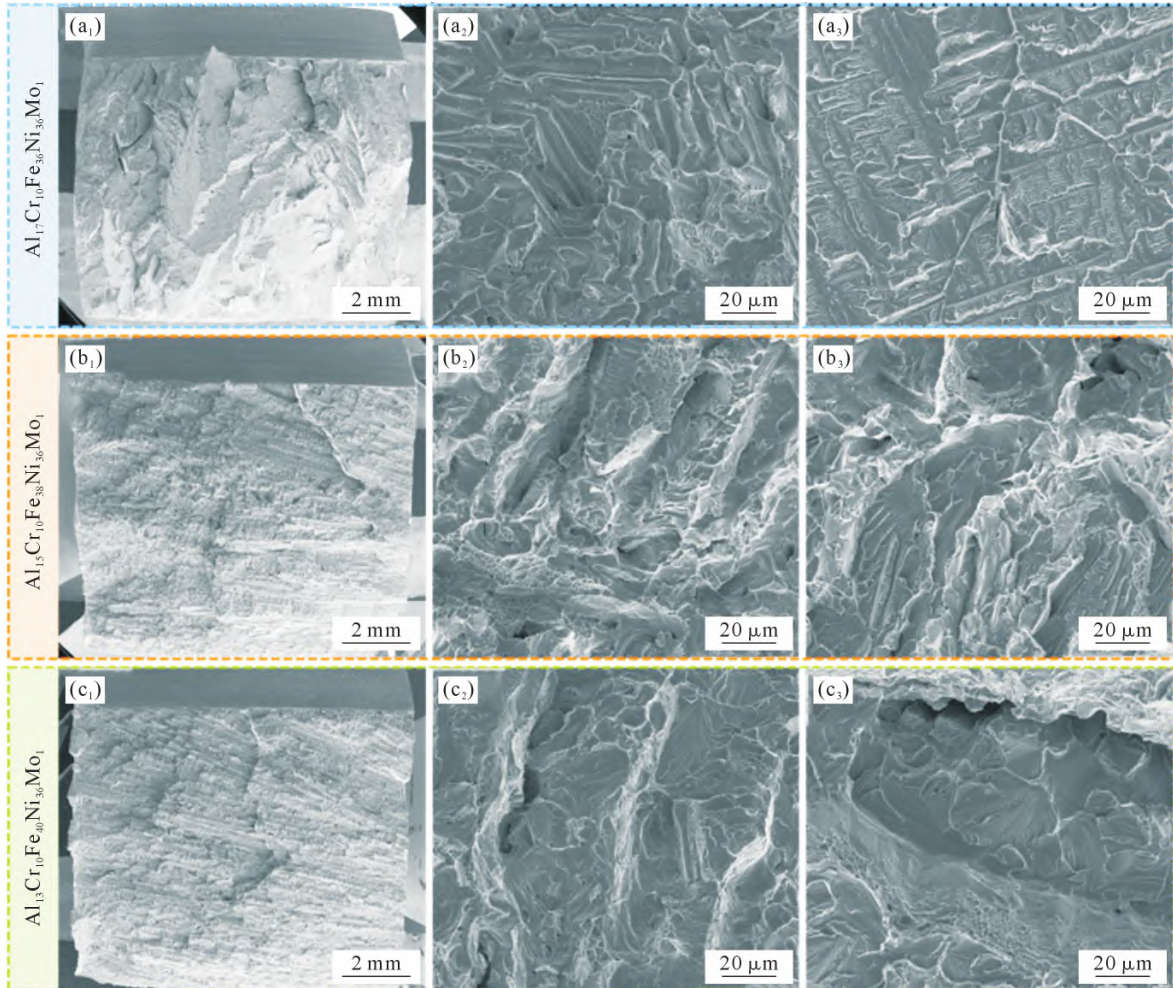


图9 Al17, Al15 与 Al13 合金室温冲击断口形貌:(a₁~c₁) 宏观断口;(a₂~c₂, a₃~c₃) 裂纹萌生和扩展区域的 SEM 断口形貌
Fig.9 Room-temperature impact fracture morphology of the Al17, Al15, and Al13 alloys: (a₁~c₁) macroscopic fracture surfaces; (a₂~c₂, a₃~c₃) SEM fracture morphology of the crack initiation and propagation areas

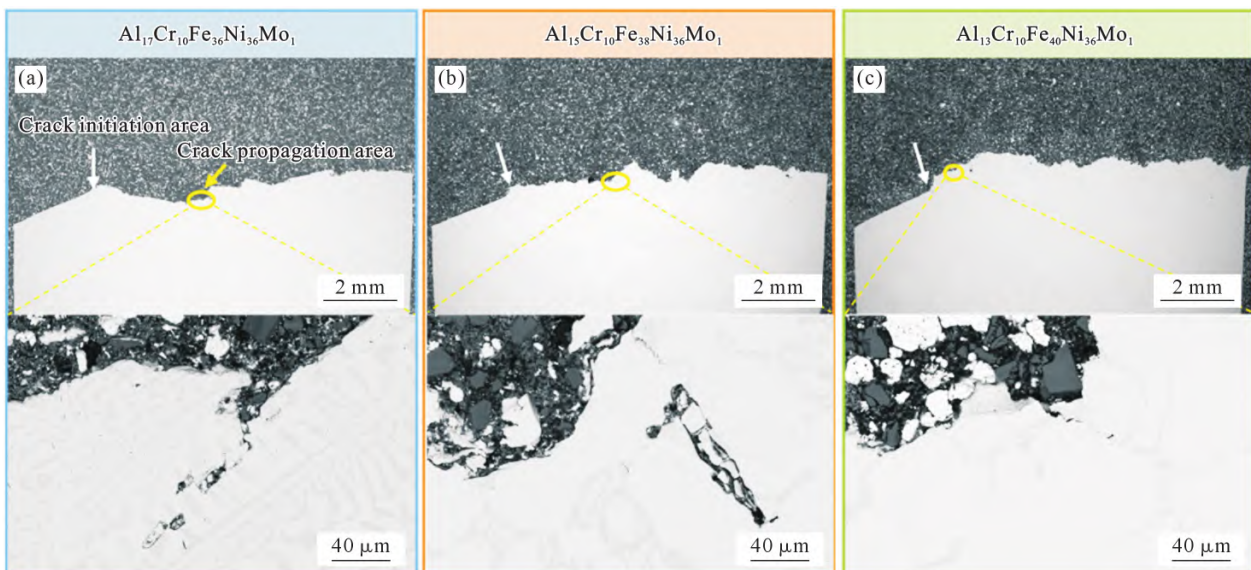


图 10 合金室温冲击断口纵截面:(a) Al17; (b) Al15; (c) Al13

Fig.10 Longitudinal sections of the room-temperature impact fracture surfaces of the alloys: (a) Al17; (b) Al15; (c) Al13

相界面的 K-S 取向关系的偏离。

(2)对于 Al17 合金,虽然其 FCC/B2 相界面保持着良好的 K-S 取向关系,但较高的 FCC/B2 相界面密度限制了其两相的协调变形能力,而 Al13 合金由于

较低的 FCC/B2 相界面密度和较高的 FCC 相体积分数,表现出更好的塑性和加工硬化稳定性。

(3)Al13 合金展现出最优的综合性能:其室温拉伸屈服强度为 622 MPa,伸长率为 31.9%且室温下

冲击功达到 19.62 J。Al13 合金的优异冲击韧性可归因于其更大的塑性变形能力及复杂的裂纹扩展路径,而 Al17 与 Al15 合金则因变形受限与裂纹趋于直线扩展,表现出较低冲击韧性。

参考文献:

- [1] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, VINCENT A J B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375-377: 213-218.
- [2] YE H J W, CHEN S K, LIN S J, GAN J Y, CHIN T S, SHUN T 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.
- [3] 李天昕,王书道,卢一平,曹志强,王同敏,李廷举.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 T X, WANG S D, LU Y P, CAO Z Q, WANG T M, LI T J. Research progress and prospect of high-entropy alloy materials [J]. *Strategic Study of CAE*, 2023, 25(3): 170-181.
- [4] SHI X B, QIU Y J, BAI X Y, CHEN Y M, WANG Y Q, XU T, WANG J C, LI J J, WANG Z J. Microstructure selection in ton class ingot of Al₁₇Cr₁₀Fe₃₃Ni₃₆Mo₁Ti₂ eutectic high entropy alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2024, 37 (12): 2008-2018.
- [5] 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(1): 6200.
- [6] LU Y P, GAO X Z, JIANG L, CHEN Z N, WANG T M, JIE J C, KANG H J, ZHAN Y B, GUO S, RUAN H H, ZHAO Y H, CAO Z Q, LI T J. Directly cast bulk eutectic and near-eutectic high entropy alloys with balanced strength and ductility in a wide temperature range[J]. *Acta Materialia*, 2017, 124: 143-150.
- [7] 杨恬,许军锋,李卓,坚增运.共晶合金凝固理论的研究进展[J].*铸造技术*,2020,41(2):192-196.
YANG T, XU J F, LI Z, JIAN Z Y. Advances in solidification theory of eutectic alloys[J]. *Foundry Technology*, 2020, 41(2): 192-196.
- [8] 王志军,白晓昱,王健斌,姜慧,焦文娜,李天昕,卢一平.共晶高熵合金十年发展回顾(2014—2024):设计、制备与应用[J].*金属学报*,2025,61(1):1-11.
WANG Z J, BAI X Y, WANG J B, JIANG H, JIAO W N, LI T X, LU Y P. Revisiting the development of eutectic high-entropy alloys over the past decade (2014-2024): Design, manufacturing, and applications[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2025, 61(1): 1-11.
- [9] 贾宇浩,王志军,吴庆峰,王晋宇,刘林翔,何峰,李俊杰,王锦程.高熵合金高温性能研究进展[J].*铸造技术*,2022,43(11):935-947.
JIA Y H, WANG Z J, WU Q F, WANG J Y, LIU L X, HE F, LI J J, WANG J C [J]. Research progress on high temperature properties of high-entropy alloys[J]. *Foundry Technology*, 2022, 43(11): 935-947.
- [10] MA Y, HAO J M, JIE J C, WANG Q, DONG C. Coherent precipitation and strengthening in a dual-phase AlNi₂Co₂Fe_{1.5}Cr_{1.5} high-entropy alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 764: 138241.
- [11] LI H C, WANG J, ZHANG W Y, ZHAO J W, LI J S, FU M W. Achieving superior ductility with ultrahigh strength via deformation and strain hardening in the non-recrystallized regions of the heterogeneous-structured high-entropy alloy [J]. *Acta Materialia*, 2025, 283: 120572.
- [12] LIU L X, WANG Z J, WU Q F, JIA Y H, XU Q, HE F, LI J J, WANG J C. A hypoeutectic high-entropy alloy with hierarchical microstructure for high-temperature application[J]. *Scripta Materialia*, 2023, 232: 115502.
- [13] 金妮,刘浩翔,武宇浩,刘栩东,贺一轩,王军,李金山.热机械处理 Al-Co-Fe-Ni 共晶高熵合金组织性能研究[J].*铸造技术*,2024,45(4):335-341.
JIN N, LIU H X, WU Y H, LIU X D, HE Y X, WANG J, LI J S. Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of Al-Co-Fe-Ni eutectic high-entropy alloy [J]. *Foundry Technology*, 2024, 45(4): 335-341.
- [14] 聂帅,刘浩翔,武宇浩,刘栩东,贺一轩,王军,李金山.退火温度对 Al-Co-Fe-Ni 共晶高熵合金组织性能的影响[J].*铸造技术*,2024,45(7):639-646.
NIE S, LIU H X, WU Y H, LIU X D, HE Y X, WANG J, LI J S. Effect of annealing temperature on the microstructure and properties of Al-Co-Fe-Ni eutectic high-entropy alloy[J]. *Foundry Technology*, 2024, 45(7): 639-646.
- [15] ZHANG L, ZHANG Y. Tensile properties and impact toughness of AlCo₂CrFeNi_{3.1-x} ($\alpha=0.4, 1$) high-entropy alloys[J]. *Frontiers in Materials*, 2020, 7: 92.
- [16] XIA S Q, GAO M C, ZHANG Y. Abnormal temperature dependence of impact toughness in Al₁₀CoCrFeNi system high entropy alloys[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, 210: 213-221.
- [17] LIU H L, LI T X, CHEN C Y, WAN M P, HUANG C W, LI J Q. Unraveling the fracture behavior of AlCoCrFeNi₂₁ eutectic high-entropy alloy under impact loading[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 214: 170-179.
- [18] JIAO W N, LI T X, CHANG X X, LU Y P, YIN G M, CAO Z Q, LI T J. A novel Co-free Al_{0.75}CrFeNi eutectic high entropy alloy with superior mechanical properties [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 902: 163814. .
- [19] WANG J B, WANG Z J, SHI X B, LIU X M, JIA Y H, LI J J, HE F, WANG J C. Alloying behavior of W and Mo in the as-cast dual-phase FeNiCrAl multicomponent alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 951: 169951.
- [20] CUI P C, LIU Y, ZHOU F, LAI Z H, ZHU J C. Enhancing high temperature mechanical properties via modulating B2 phase with Al contents in FeCrNiAl_x ($\alpha=0.63,0.71,0.77$) high entropy alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 903: 163883.
- [21] LIN Y, YU Q, PAN J, DUAN F H, RITCHIE R O, LI Y. On the impact toughness of gradient-structured metals[J]. *Acta Materialia*, 2020, 193: 125-137.
- [22] LIU X M, WANG J B, SHI X B, JIA Y H, LIU L X, LI J J, HE F, WANG Z J, WANG J C. Effects of metalloid Si on the microstructure and mechanical properties of Fe₃₆Ni₃₆Cr₁₀Mo₁Al_{17.5}Si_x alloys[J].

- Journal of Alloys and Compounds, 2023, 963: 171164.
- [23] GUO S, NG C, LU J, LIU C T. Effect of valence electron concentration on stability of fcc or bcc phase in high entropy alloys[J]. Journal of Applied Physics, 2011, 109(10): 103505.
- [24] 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.
- [25] XIONG T, YANG W F, ZHENG S J, LIU Z R, LU Y P, ZHANG R F, ZHOU Y T, SHAO X H, ZHANG B, WANG J, YIN F X, LIAW P K, MA X L. 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.
- [26] WU X L, ZHU Y T. Heterogeneous materials: A new class of materials with unprecedented mechanical properties[J]. Materials Research Letters, 2017, 5(8): 527-532.

(责任编辑:宫文婧)