

# AlCoCrFeNiV<sub>x</sub>多主元合金相组织调控和力学性能研究

孙 辰

北京工业大学物理与光电工程学院, 北京

收稿日期: 2026年4月25日; 录用日期: 2026年5月17日; 发布日期: 2026年5月29日

## 摘 要

针对多主元合金普遍存在的强塑性倒置问题, 本文以Al<sub>0.7</sub>CoCr<sub>0.9</sub>FeNi<sub>2</sub>合金为基础体系, 设计并制备了一系列V含量的Al<sub>0.7</sub>CoCr<sub>0.9</sub>FeNi<sub>2</sub>V<sub>x</sub> (x = 0, 0.5, 0.8, 1)异质双相多主元合金, 系统研究了V元素含量对相结构、微观组织特征与室温力学性能的调控规律。研究表明, 随V含量升高, 合金由FCC单相结构逐步转变为FCC + BCC双相结构, 同时伴随B2有序相的析出; V元素的引入可实现合金晶格畸变, 实现高效固溶强化, 同时可精准调控双相的体积分数; 均质化处理可有效减轻铸态合金的成分偏析, 优化双相组织均匀性, 显著改善了合金的强塑性匹配。

## 关键词

多主元合金, 双相结构, 力学性能, 变形机理, 强韧化机制

# Study on Phase Structure Control and Mechanical Properties of AlCoCrFeNiV<sub>x</sub> Multi-Principal Component Alloy

Chen Sun

College of Physics and Optoelectronic Engineering, Beijing University of Technology, Beijing

Received: April 25, 2026; accepted: May 17, 2026; published: May 29, 2026

## Abstract

To address the prevalent strength-ductility trade-off in multi-principal element alloys (MPEAs), this study takes the Al<sub>0.7</sub>CoCr<sub>0.9</sub>FeNi<sub>2</sub> alloy as the base system. A series of Al<sub>0.7</sub>CoCr<sub>0.9</sub>FeNi<sub>2</sub>V<sub>x</sub> (x = 0, 0.5, 0.8, 1) MPEAs with varying V contents were designed and fabricated. The regulatory effects of V

content on the phase constitution, microstructural characteristics and room-temperature mechanical properties were systematically investigated. The results demonstrate that with increasing V content, the alloy gradually transforms from single FCC phase to FCC + BCC dual-phase structure, accompanied by the precipitation of ordered B2 phases. The addition of V induces severe lattice distortion, contributing to efficient solid-solution strengthening, and enables precise control over the volume fraction of the dual phases. Homogenization treatment effectively alleviates elemental segregation in as-cast alloys, optimizes the homogeneity of the dual-phase microstructure, and significantly improves the strength-ductility synergy of the alloys.

## Keywords

Multi-Principal Element Alloys, Dual-Phase Structure, Mechanical Properties, Deformation Mechanism, Strengthening and Toughening Mechanism

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

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

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



Open Access

## 1. 引言

多主元合金(Multi-principal element alloy, MPEAs)凭借广阔的成分探索空间与其独特的本征效应[1],突破了传统合金以一种或两种金属元素作为主要元素辅以添加少量的其他合金化元素来进行微观组织调控与性能优化的设计框架,在金属材料领域受到广泛关注。然而单相多主元合金普遍存在较为严重的强塑性倒置问题[2],即材料在提升屈服强度或抵抗变形能力的同时,往往不可避免地导致拉伸延展性和断裂韧性的显著下降。例如,以 CoCrFeMnNi 为代表的单相面心立方[3](Face-centered cubic, FCC)结构多主元合金具有高度对称的晶格,能够提供十二个独立的密排滑移系。这种晶格的本征摩擦阻力较低,在变形时位错极易滑移,从而展现出优异的室温拉伸塑性。但是,较低的滑移势垒使得该类合金的屈服强度通常不足 300 MPa。相比之下,以 TiZrHfNbTa 等[4]难熔金属构成的单相 BCC 结构多主元合金,凭借难熔元素强的共价键特征,展现出了较高的室温和高温屈服强度,但由于缺乏足够的独立滑移系来满足塑性,其在室温变形初期极易发生沿特定晶面的解理脆性断裂。单相 HCP 结构多主元合金拓宽了相结构研究边界,但受限于独立的滑移系较少,塑性协调能力受到制约。这些由晶体学本征属性带来的力学缺陷,严重制约了单相多主元合金的工程化应用。

为克服单相多主元合金的强塑性倒置问题,研究人员提出在材料内部构筑跨尺度的异质微观结构[5]-[8]。异质结构核心理念在于打破微观组织的均匀性,该结构由力学性质存在显著差异的软相微区与硬相微区构成。在拉伸受载过程中,软相与硬相之间存在显著的弹塑性变形抗力差异。具有较低滑移势垒的软相率先发生微观塑性屈服,软相内部的位错在长程滑移时会被尚未屈服的硬相边界强行阻挡。这种变形的不协调性促使软硬相界面处萌生并大量塞积几何必需位错,从而在软相基体内部激发出强大的背应力。背应力能够有效抵消部分外部载荷,同时,相界位错在硬相一侧激发出前向应力,促使硬质微区提前参与协同承载。这种由软硬异质结构激发的异质变形诱导(Hetero-deformation induced, HDI)强化[9],不仅提供了可观的初始强度增量,还赋予材料持久的动态加工硬化能力,有效延迟了宏观颈缩的发生,从而实现了材料强度与塑性的协同提升。Lu 等人[10]设计并制备了 AlCoCrFeNi<sub>2</sub> 共晶多主元合金。该合金在凝固过程中自发发生共晶反应,单一液相原位协同结晶为面心立方固溶体软相与富 Al 和 Ni 的 B2 有序硬相,交替排列组成层片状微观组织结构。面心立方软相提供塑性变形的容限空间, B2 有序硬相充当

坚固的物理位垒并承受高应力，该体系为高性能多主元合金的设计提供了重要思路。

为了进一步提升该双相体系的力学性能，引入特定难熔元素进行微合金化是有效的成分优化策略。难熔元素 V 是典型的体心立方相稳定剂。V 元素具有较大的原子半径，能够产生强烈的晶格畸变与固溶强化效果。本文系统研究难熔金属元素 V 的含量对  $\text{Al}_{0.7}\text{CoCrFeNi}_2\text{V}_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ ) 系合金微观组织结构与力学性能的影响。通过真空电弧炉熔炼与高温均质化处理制备一系列合金样品，利用 X 射线衍射、电子背散射衍射以及高角环形暗场扫描透射等多尺度显微技术，对 V 元素引发的晶格畸变、双相结构演化规律及硬质相内部析出相特征进行表征。结合室温拉伸试验与断口形貌分析，建立微观组织特征与宏观力学性能的联系。

## 2. 实验材料与方法

### 2.1. 合金制备与热处理

本研究选用纯度大于 99.9% 的 Al、Co、Cr、Fe、Ni 和 V 纯金属颗粒，依据  $\text{Al}_{0.7}\text{CoCr}_{0.9}\text{FeNi}_2\text{V}_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ ) 的摩尔比例进行配料。合金的熔炼在真空电弧熔炼炉中完成。在正式引弧熔炼前，将炉腔抽真空至 0.005 Pa 以下，随后充入高纯氩气进行三次循环洗炉操作。为了进一步吸收炉腔内残余的氧气，在熔炼目标合金前预先熔炼纯钛锭。为确保所制备多主元合金的成分均匀性，每个合金纽扣锭在铜坩埚中经过反复翻转并重熔 4 次以上。熔炼完成后的金属液在铜模中通过负压吸铸成型，制得长方体状的铸态合金试样。

为了减轻凝固冷却阶段发生的元素偏析与残余应力，对铸态合金进行了均质化处理。将铸态合金锭封装于抽真空且回充有微量氩气的石英玻璃管中。封装好的试样置于马弗炉内，在 1200℃ 下保温 10 小时，并在保温结束后，迅速击碎石英管并将试样放入水中淬火。

### 2.2. 微观组织与结构表征

本研究采用配有 Cu-K $\alpha$  射线源的 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪对合金进行 X 射线衍射(X-ray diffraction, XRD)表征。扫描角度  $2\theta$  的范围设定为 20° 至 100°，扫描步长设定为 0.02°，扫描速率为 4°/min。样品在测试前需通过 240 目、600 目和 1200 目金刚石砂纸依次打磨，去除样品表面氧化物及明显划痕。测试结束后将获得试验数据与标准 PDF 卡片进行比对分析，获得试样具体相结构。

利用配备电子背散射衍射(Electron Backscattered Diffraction, EBSD)探头的 FEI Quanta 650F 扫描电子显微镜和 FEI Talos F200X 型透射电镜对所制备的合金进行一系列的微观结构表征。EBSD 样品需要先使用 240 目、600 目、1200 目和 2000 目砂纸依次进行手动抛光，去除样品表面氧化物及较大划痕，随后在机械抛光机上依次用颗粒直径为 2.5  $\mu\text{m}$ ，1.5  $\mu\text{m}$ ，1  $\mu\text{m}$  的水溶性金刚石抛光剂对其进行机械抛光。最后对机械抛光后的样品进行电解抛光，抛光电解液采用体积分数为 10% 高氯酸 + 90% 无水乙醇的混合溶液，在 -25℃ 温度下恒压电抛，工作电压为 25 V，抛光时间 30 s。透射样品采用双喷法制备，先通过电火花线切割机将样品切割为厚度约为 1 mm 的薄片，用 600 目、800 目、1200 目金刚石砂纸依次将样品打磨至 70  $\mu\text{m}$ ，再利用冲样机将其制成直径 3 mm 的小圆片并用 2000 目金刚石砂纸将其打磨至 30  $\mu\text{m}$ ，最后使用电解双喷减薄仪对样品进行减薄，直至样品中心出现小孔，孔洞旁的透光区域即为样品的薄区，其中使用的双喷液为 10% 高氯酸 + 90% 无水乙醇，溶液温度控制在 -25℃，双喷模式选定为恒电压模式，电压为 25 V。

### 2.3. 力学性能测试

采用 INSTRON-5966 型材料万能试验机对制备合金进行单轴拉伸实验。通过电火花线切割机将所制

备合金加工成标准的狗骨头状拉伸试样。样品的尺寸大小为：两边夹持端长度为 3.5 mm，夹持端宽度为 7.5 mm，过渡半径为 2.5 mm，标距段长度为 15 mm，宽度为 2.5 mm，总长为 27 mm，厚度约为 1.1 mm。在拉伸之前，试样侧边及表面均经过水砂纸仔细打磨。拉伸力学测试在室温下进行，试验机采用恒定位移控制模式，恒定拉伸速率为 0.001/s。拉伸结束后，对断口试样进行超声波清洗，随后使用扫描电子显微镜对拉伸断口进行表征。

### 3. 结果与讨论

#### 3.1. 成分设计和 XRD 表征

在多主元合金的成分设计中，多主元体系的相结构主要受控于价电子浓度(VEC)、混合焓( $\Delta H_{\text{mix}}$ )、混合熵( $\Delta S_{\text{mix}}$ )以及原子尺寸错配度( $\delta$ ) [11] [12]。理论计算规律指出，当价电子浓度处于 6.87 至 8.0 之间时，体系趋向于形成面心立方与体心立方的双相结构。将本体系元素的物理参数及各元素对的二元混合焓代入相对应的公式，设计出一系列  $\text{Al}_{0.7}\text{CoCr}_{0.9}\text{FeNi}_2\text{V}_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ )多主元合金，具体经验参数计算结果如表 1 所示。

由表 1 可知，未添加 V 元素的  $\text{V}_0$  合金的价电子浓度为 7.98。该数值逼近面心立方单相区的临界值 8.0。随着 V 元素的梯度增加，体系平均价电子浓度逐渐下降，始终在形成双相所需 VEC 区间。此外，V 元素的加入改变了系统的混合熵和混合焓。虽然混合熵随组元增加而增大，有利于稳定固溶体，但 V 与 Al、Ni 等元素之间较强的负混合焓(如 V-Al, V-Ni)驱动了原子间的长程配分，可以促使有序 B2 相及纳米析出相的形成。

**Table 1.** Calculated empirical physical properties of the  $\text{Al}_{0.7}\text{CoCr}_{0.9}\text{FeNi}_2\text{V}_x$  alloy system

**表 1.**  $\text{Al}_{0.7}\text{CoCr}_{0.9}\text{FeNi}_2\text{V}_x$  合金体系的经验物理参数计算结果

成分	VEC	$\Delta S_{\text{mix}}$ (J/(mol·K))	$\Delta H_{\text{mix}}$ (kJ/mol)
$\text{V}_0$	7.98	12.70	-10.16
$\text{V}_{0.5}$	7.74	14.01	-12.32
$\text{V}_{0.8}$	7.62	14.24	-13.26
$\text{V}_1$	7.54	14.31	-13.76

为验证成分设计是否符合预期，对铸态  $\text{Al}_{0.7}\text{CoCr}_{0.9}\text{FeNi}_2\text{V}_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ )系合金进行了 XRD 表征。

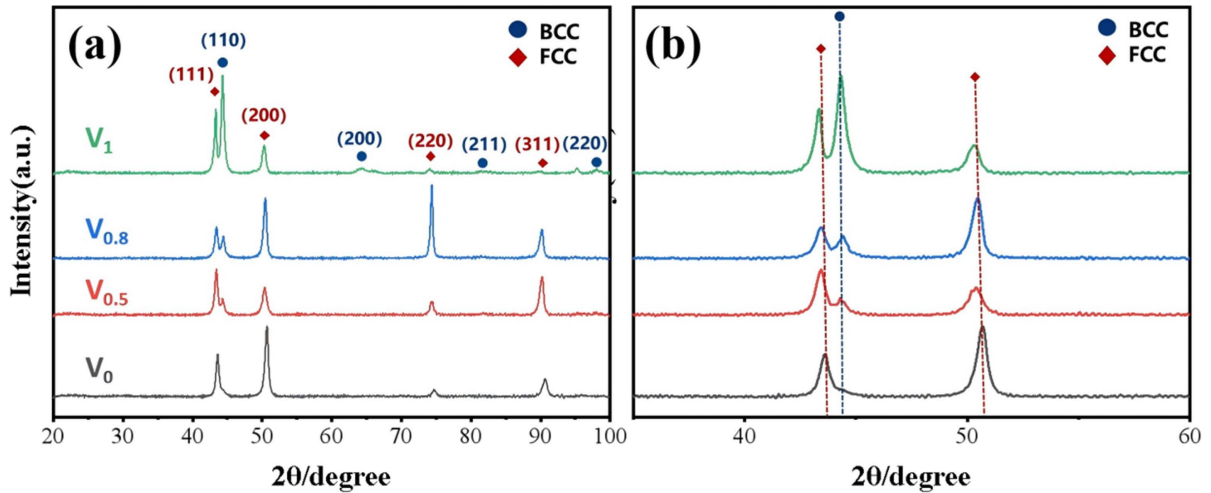
图 1 中 XRD 全谱扫描结果显示，未添加 V 元素(cast- $\text{V}_0$ )时，衍射图谱在  $2\theta \approx 43^\circ, 51^\circ, 75^\circ, 91^\circ$  处表现出清晰的 FCC 晶体结构的晶面衍射峰。此结果与  $\text{V}_0$  体系的高 VEC 值预测相符，表明基体主要为单相 FCC 固溶体。随着 V 元素的引入，图谱在  $2\theta \approx 44^\circ$  处出现新的主峰，并在  $65^\circ, 82^\circ, 98^\circ$  等位置出现对应的次级峰，这些新峰标定为 BCC 晶体结构的晶面。这表明，V 元素的加入打破了单一 FCC 相的热力学稳定区，成功促使合金演变为 FCC + BCC 的双相结构。

XRD 特征衍射峰位的精细偏移也反映了 V 元素在原子尺度上引发的晶格畸变行为。从 XRD 局部放大图谱可以看到，随着 V 元素含量的不断增加，FCC 相的各特征峰均呈现出规律性的低角度偏移，而 BCC 相的衍射峰则表现出向高角度偏移。根据布拉格衍射定律

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (1)$$

衍射角  $\theta$  的减小对应着晶面间距  $d$  的增大，即晶格膨胀，反之则代表晶格收缩。在 FCC 固溶体中，

富集的主要是原子半径较小的过渡族金属 Co (125 pm)、Cr (128 pm)、Fe (126 pm)与 Ni (124 pm)。当原子半径更大(134 pm)的 V 元素大量固溶并置换 FCC 晶格节点上的小原子时, 便会发生晶格膨胀, 导致衍射峰左移。当 V 含量达到  $x=0.8$  与  $x=1.0$  时, FCC 峰位基本重合不再继续偏移, 这表明 V 元素在 FCC 基体中的固溶度已趋于物理饱和。不同的是, 具有较大原子半径(143 pm)的 Al 元素主要富集在双相 AlCo-CrFeNi 体系中的 BCC 相中。随着高浓度 V 元素不可避免地进入 BCC 相, 较小的 V 原子(134 pm)置换了部分较大的 Al 原子, 或是迫使 Al 元素发生重新分布, 导致 BCC 晶胞平均原子半径减小, 发生晶格收缩, 从而在宏观上表现为衍射峰的右移。



**Figure 1.** XRD pattern and magnified view of the cast- $V_x$  alloy  
**图 1.** cast- $V_x$  合金的 XRD 全谱图与局部放大图

### 3.2. 微观结构表征

为进一步分析  $V_x$  系列合金的结构特征, 对该系列铸态合金(cast- $V_x$ )进行了 EBSD 表征。合金相占比和对应 FCC 晶粒尺寸如表 2 所示。

**Table 2.** Phase fraction and corresponding FCC grain size of the  $V_x$  alloy  
**表 2.**  $V_x$  合金的相占比和对应 FCC 晶粒尺寸

成分	FCC 占比 %	BCC 占比 %	FCC 晶粒尺寸 $\mu\text{m}$
cast- $V_0$	92	8	244
cast- $V_{0.5}$	81	19	218
cast- $V_{0.8}$	67	33	85
cast- $V_1$	51	49	28
homo- $V_0$	88	12	300
homo- $V_{0.5}$	82	18	260
homo- $V_{0.8}$	73	27	150
homo- $V_1$	61	39	45

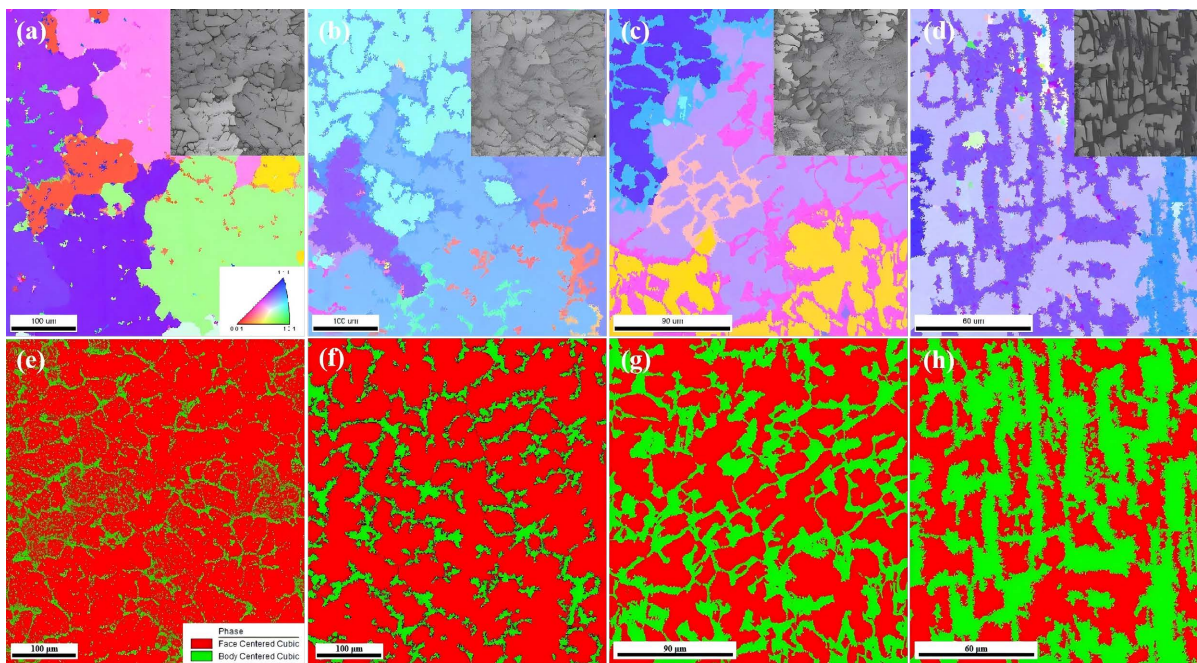
如图 2 所示, cast- $V_0$  合金的反极图(Inverse pole figure, IPF)显示晶粒内部取向较为单一, 呈现尺度较

大的块状及柱状晶。基体由约 92% 体积分数的 FCC 相构成，约 8% 的 BCC 相呈点状或断续散布于 FCC 的晶界或枝晶间区域，统计测得其 FCC 平均晶粒尺寸约为 244  $\mu\text{m}$ 。IQ (Image Quality) 图中在 FCC 晶粒内部呈现出较高的亮度和均匀的衬度，纯相基底在凝固冷却过程中未积累明显的微观残余应力，晶格内部缺陷密度较低。

引入少量 V 元素(cast- $V_{0.5}$ )后，相结构形貌发生变化。通过相图统计得到 BCC 相的体积分数增加至 19%，绿色的 BCC 颗粒开始沿 FCC 晶界或枝晶边缘形成不完整的网络状轮廓。对应的 FCC 相体积分数降至 81%，IPF 图中显现出胞状或树枝晶亚结构特征。从 IQ 图中可以看到，FCC/BCC 相界面处出现了明显的暗色衬度带，这表明枝晶间析出的 BCC 较硬相在凝固收缩时与 FCC 软相在相界面处引发了局部的晶格畸变与微观残余热应力，FCC 初生相的自由生长受到干预，FCC 平均晶粒尺寸细化至约 218  $\mu\text{m}$ 。

随着 V 含量增至 cast- $V_{0.8}$ ，双相结构发生显著变化。BCC 相体积分数升至 33%，在相图中演化为具有半连续性的骨架网络，该骨架分割了 FCC 基体。受第二相的物理阻隔影响，FCC 相的生长受限。IPF 图显示 FCC 晶粒呈现出多取向的等轴晶分布，其平均晶粒尺寸下降至约 85  $\mu\text{m}$ 。IQ 图呈现出大面积的灰暗衬度，表明在双相界面处积累了较多几何必需位错。

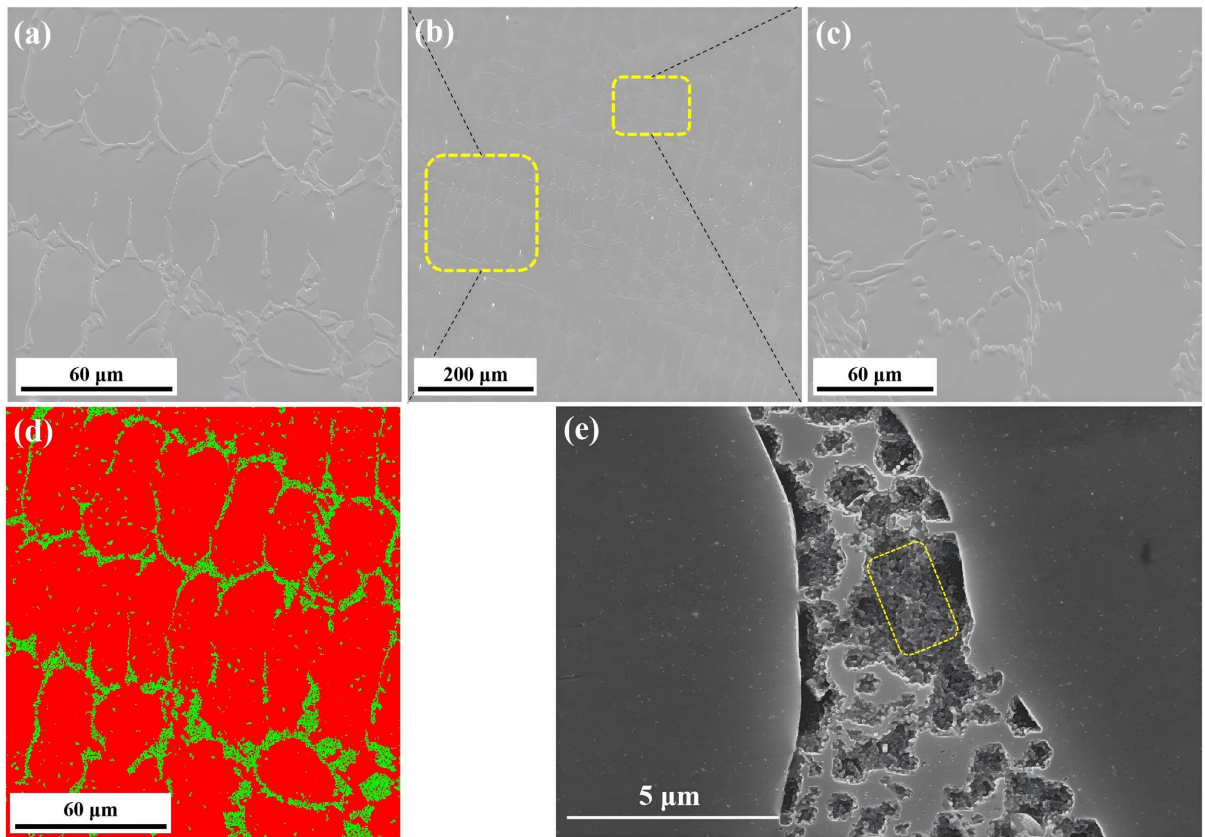
在 cast- $V_1$  合金中，FCC 与 BCC 的面积分数分别为 51% 和 49%，两相在空间上呈现出高度交织的连续双相形貌。IPF 图可以看到 FCC 相的生长受限，其平均晶粒尺寸被细化至约 28  $\mu\text{m}$ 。IQ 图衬度相对前面最暗，进一步证明了这种共连续双相结构在快速凝固过程中积聚了大量的内应力。



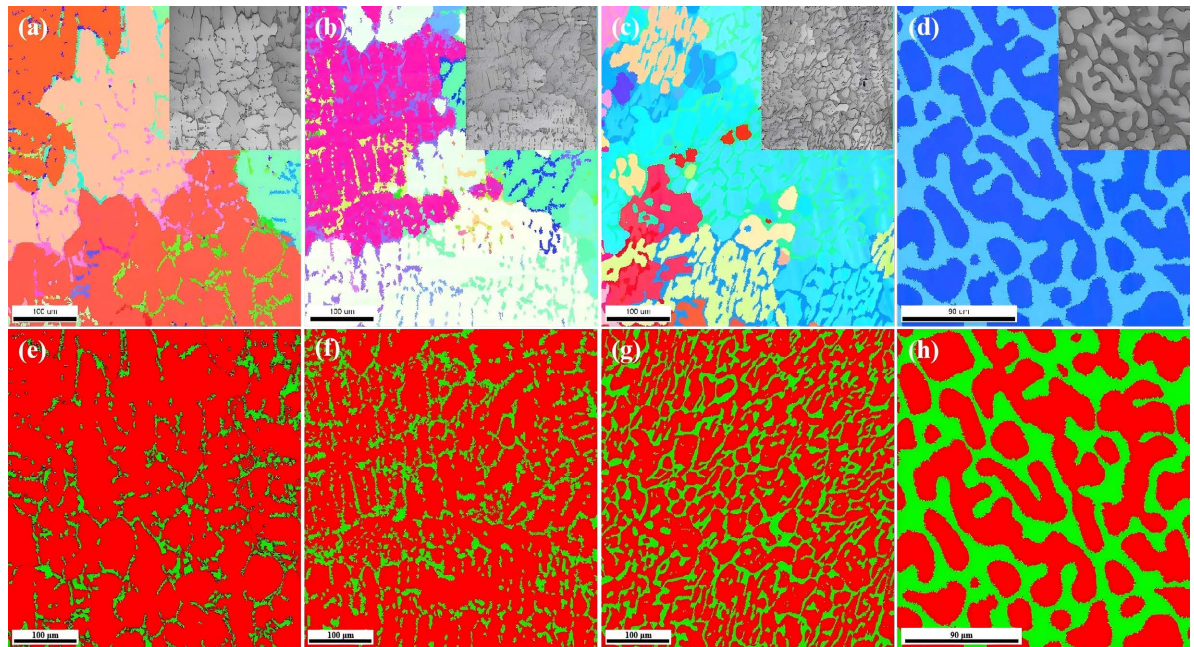
**Figure 2.** EBSD patterns of cast- $V_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ ); (a)~(d) Combined inverse pole figure (IPF) and image quality (IQ) maps for  $V_0$ - $V_1$ ; (e)~(h) Phase maps for  $V_0$ - $V_1$

**图 2.** cast- $V_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ ) 的 EBSD 图谱; (a)~(d)  $V_0$ - $V_1$  的反极图和 IQ 组合图; (e)~(h)  $V_0$ - $V_1$  的相图

图 3 中的 cast- $V_{0.5}$  体系为例，SEM 形貌与相图的对应结果显示，合金呈现出典型的树枝晶凝固特征。FCC 相构成了枝晶干，而 BCC 相则分布于枝晶间隙。在不同微区截面中，由于枝晶的三维生长特性，二维投影呈现出规律的椭圆状阵列或长条形貌。在枝晶间的 BCC 相内部，高倍 SEM 图像观察到弥散析出的小尺度颗粒相。



**Figure 3.** SEM micrograph and high-magnification close-up of the cast- $V_{0.5}$  alloy  
 图 3. cast- $V_{0.5}$  合金的 SEM 形貌图及局部高倍放大图



**Figure 4.** EBSD patterns of homo- $V_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ ); (a)~(d) Combined inverse pole figure (IPF) and image quality (IQ) maps for  $V_0$ - $V_1$ ; (e)~(h) Phase maps for  $V_0$ - $V_1$   
 图 4. homo- $V_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ )的 EBSD 图谱; (a)~(d)  $V_0$ - $V_1$  的反极图和 IQ 组合图; (e)~(h)  $V_0$ - $V_1$  的相图

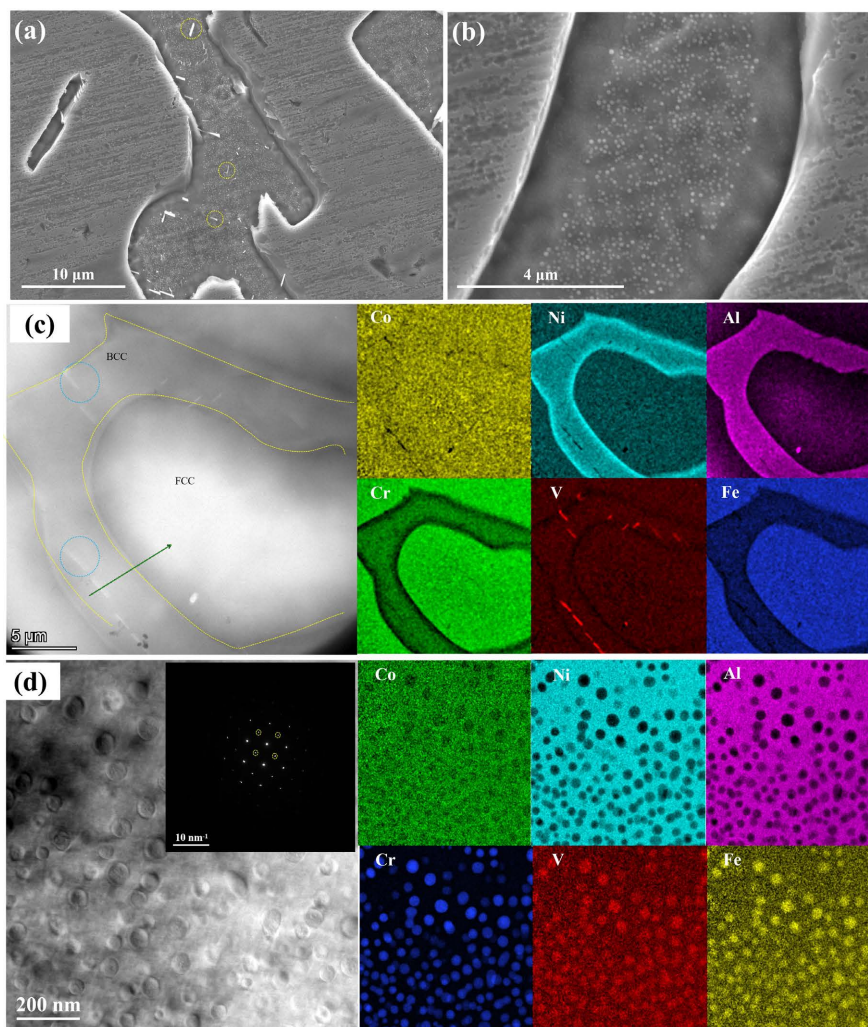
经 1200℃ 保温 10 小时均质化处理，合金的相组成与晶界形貌发生了明显变化。homo-V<sub>0</sub> 的相占比统计显示，FCC 相体积分数为 88%，BCC 相为 12%。如图 4 所示，在高温热处理下 FCC 晶粒发生正常晶粒长大，平均晶粒尺寸粗化至约 300 μm，原来铸态 V<sub>0</sub> 中细小 BCC 颗粒发生球化。观察 IQ 图可以发现，相较于铸态整体亮度提高，晶粒内部明亮且干净，表明 1200℃ 的高温退火成功消除了部分残余应力。

在 homo-V<sub>0.5</sub> 中，原本沿枝晶分布的不完整 BCC 网络在界面能最小化作用下发生断裂、球化，转变为离散状分布。FCC 基体晶粒平均尺寸粗化至约 260 μm。

而在 homo-V<sub>0.8</sub> 合金中，FCC 相占比 73%，BCC 相占比 27%。原铸态下曲折的相界面发生钝化，BCC 网络分支变得较平缓。此时 BCC 相维持了连通的网状结构，对正在进行高温粗化的 FCC 晶界产生了强烈的 Zener 钉扎效应，将 FCC 的平均晶粒尺寸限制在约 150 μm。

对于均质态 homo-V<sub>1</sub>，FCC 相体积分数为 61%，BCC 相占比 39%。相较于 cast-V<sub>1</sub> 的锋利且不均匀的微观结构，均质化后的 V<sub>1</sub> 合金晶粒发生钝化，两相分布更加均匀，其 FCC 平均晶粒尺寸约为 45 μm。

homo-V<sub>0.8</sub> 进行了高分辨综合表征(图 5)。SEM 形貌像可以看到，在发生钝化的 BCC 相内部，不仅保留了极其密集分布的纳米级球状颗粒，还析出了一些微米级针状析出物。



**Figure 5.** SEM, HAADF-STEM, and TEM characterization of the homo-V<sub>0.8</sub> alloy  
**图 5.** homo-V<sub>0.8</sub> 合金的 SEM、HAADF-STEM 及 TEM 表征

进一步通过图 5(c) 的 HAADF-STEM 及对应区域能谱, 可以看到 FCC 相高度富集 Fe 和 Cr 元素; 而 BCC 相的主体骨架则由具有强负混合焓的 Al 和 Ni 元素主导。同时, SEM 中观察到的分布于 BCC 相内部的细长针状物被确定为富 V 析出相, 这说明在均质化的冷却过程中, 过饱和的 V 元素以特定形状析出。

对其 BCC 相内进行 TEM 与 EDS 进行表征(图 5(d)), 结果发现微米级的 BCC 骨架实际上是由两种成分不同的相构成的复合结构。其连续的基体相富含 Al 和 Ni 元素, 结合对应的选区电子衍射花样中超结构衍射斑点, 可证明该基体为有序的 B2 相。在该 B2 基体上均匀弥散析出的小尺度颗粒, 则高度富集 Fe、Cr 及 V 元素。

随着 V 元素增多, 合金从单一相逐渐转变为双相结构。根据相分布可以发现, 在冷却过程中, BCC 相优先在 FCC 晶界处产生, 这些逐渐连成网络的 BCC 相像墙壁一样, 阻挡了 FCC 晶界的移动。V 含量越高, 这种阻挡作用就越强, 进而限制 FCC 晶粒继续长大, 同时 V 元素添加导致的晶格畸变加剧了晶界迁移阻力, 进一步抑制晶粒粗化, 合金的晶粒尺寸变得越来越小。

### 3.3. 室温拉伸性能和加工硬化行为分析

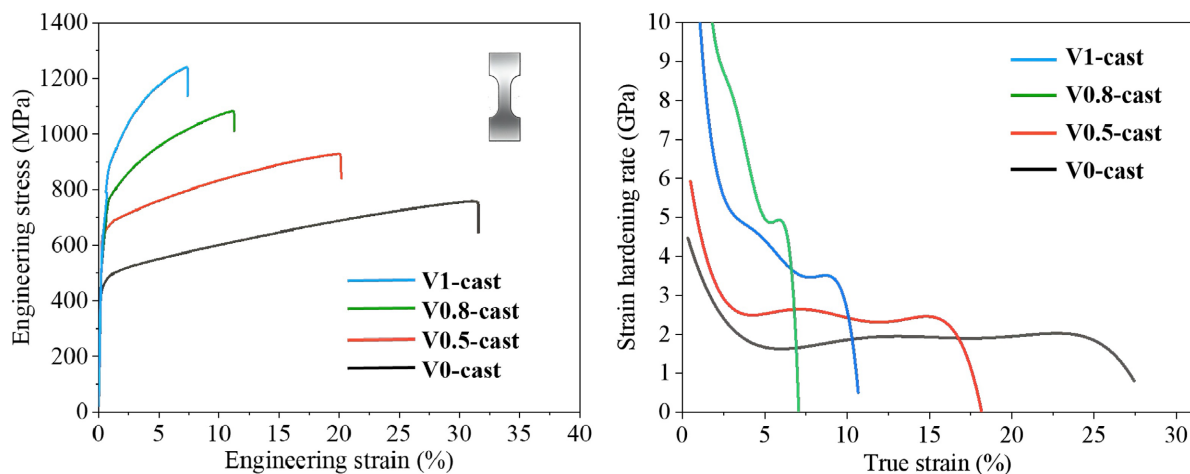
为了探究 V 元素与均质化热处理对  $\text{Al}_{0.7}\text{CoCr}_{0.9}\text{FeNi}_{2.1}\text{V}_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ ) 合金室温拉伸性能的影响, 对该体系的工程应力 - 应变曲线、真应力 - 真应变曲线以及加工硬化率进行了系统分析。表 3 统计了各成分在铸态与均质化态下的屈服强度、抗拉强度和断裂延伸率。

**Table 3.** Room-temperature tensile properties of the  $\text{V}_x$  alloy under different processing conditions  
**表 3.**  $\text{V}_x$  合金在不同状态下的室温拉伸性能参数

成分	屈服强度 $\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	抗拉强度 UTS (MPa)	断裂延伸率 Elongation (%)
cast- $\text{V}_0$	420	754	31.49
cast- $\text{V}_{0.5}$	487	926	20.09
cast- $\text{V}_{0.8}$	489	1081	11.23
cast- $\text{V}_1$	477	1240	7.35
homo- $\text{V}_0$	399	755	41.65
homo- $\text{V}_{0.5}$	372	795	20.34
homo- $\text{V}_{0.8}$	422	1037	25.18
homo- $\text{V}_1$	360	1102	24.08

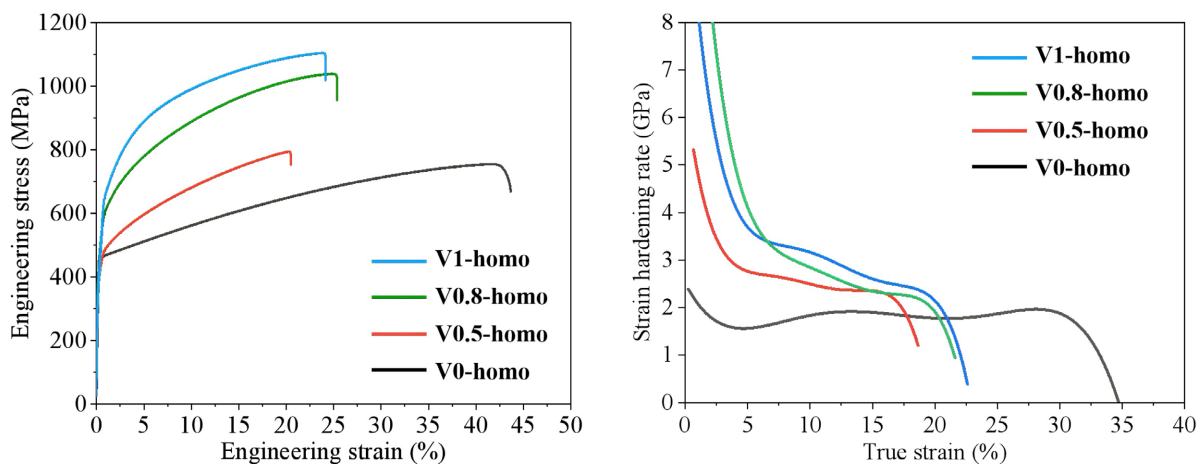
如图 6 和表 3 可知, 随着 V 含量的增加, 铸态合金的抗拉强度大幅提升而塑性逐渐下降。虽然 cast- $\text{V}_0$  合金表现出优异的延展性, 断裂延伸率达到 31.49%, 但其抗拉强度仅为 754 MPa。而对于 cast- $\text{V}_1$  合金, 其抗拉强度提升至 1240 MPa, 但延伸率降低至 7.35%, 强塑性倒置问题仍很明显。

经 1200°C 均质化处理后, 如图 7 所示, 合金在力学性能上的展现的强塑性相较铸态更加匹配。相比于铸态, 均质化状态下各成分合金的屈服强度普遍出现一定程度的下降, 但其断裂延伸率获得了大幅提升。以 homo- $\text{V}_{0.8}$  为例, 其断裂延伸率由铸态的 11.23% 提升至 25.18%, 同时保持了 1037 MPa 的高抗拉强度; homo- $\text{V}_1$  同样实现了延伸率的大幅提升(从 7.35% 提升至 24.08%)和 1102 MPa 的高抗拉强度。



**Figure 6.** Room-temperature tensile stress-strain curves and work hardening rate curves of the as-cast  $V_x$  alloy

**图 6.** cast- $V_x$  合金在的室温拉伸应力 - 应变曲线与加工硬化率曲线



**Figure 7.** Room-temperature true stress-strain curves and work hardening rate curves of the homo- $V_x$  alloy

**图 7.** homo- $V_x$  合金在的室温拉伸应力 - 应变曲线与加工硬化率曲线

观察图 6 铸态合金的加工硬化率曲线可知，在变形初期，随着 V 含量的增加，体系整体的加工硬化率水平呈现抬升趋势。这主要是由于硬质 BCC/B2 相含量的增加，使得 FCC/BCC 相界面数量大幅增多。在受力状态下，软硬相之间的弹塑性变形不协调促使几何必需位错在相界面处大量塞积，产生了强烈的背应力，从而提供了较高的硬化率。然而，由于铸态组织中连续 BCC 网络的几何限制以及较高的初始位错塞积，高 V 体系的加工硬化率在达到峰值后迅速衰减，导致材料过早断裂。

相比之下，图 7 均质化合金的加工硬化率曲线展现出了更为持久且平缓的演变特征。在 homo- $V_{0.8}$  和 homo- $V_1$  的硬化率曲线中，可以观察到在快速下降阶段后，出现了一个相对平稳的硬化平台区。这一现象表明，随着微观组织的均匀化及内应力的消除，FCC 基体重新获得了持续储存高密度位错的能力。同时，双相间协调变形产生的异质变形诱发应力得以在圆润的相界面处不断积累与动态重分配，这种持续应变硬化能力延缓了颈缩的发生，大幅提升了体系合金的塑性。

### 3.4. 断口分析

为进一步研究不同状态下合金的变形机制，利用扫描电镜对拉伸断裂后的试样断口进行了表征分析。

图 8 展示了 cast- $V_x$  系列合金的断口形貌。cast- $V_0$  体系的断口表面分布着大量深且均匀的韧窝以及明显的撕裂棱。这种由微孔聚合主导的形貌是典型的韧性断裂特征，与其拉伸测试中高达 31.49% 的延伸率相对应。随着 V 元素的加入，cast- $V_{0.5}$  体系的断口形貌发生了变化，黄色虚线分割两种截然不同的断裂区域边界：一侧保留了韧窝结构(对应延展性较好的 FCC 相)，而另一侧则呈现出较为平整的准解理面(对应硬质 BCC 相)。局部放大图 8(d) 中可见撕裂棱与浅韧窝、河流状花样混合交织，呈现出典型的韧脆混合断裂特征。

当 V 含量进一步增加至 cast- $V_{0.8}$  和 cast- $V_1$  时，断裂行为趋向于完全脆性断裂。图 8(e) 和图 8(g) 中的黄色平行虚线标示出了具有明显方向性的解理台阶或沿特定枝晶臂扩展的连续断裂面。这种大面积的解理台阶表明裂纹在连续且缺乏塑性协调能力的 BCC 骨架中发生了迅速的穿晶扩展。此外，在高倍放大图 8(f) 和图 8(h) 中，黄色圆圈区域标识出了在断口表面散布的细小颗粒。这些颗粒可能是在凝固冷却过程中析出的脆性第二相，在受载时作为微裂纹的起裂源加速了材料的脆性断裂。

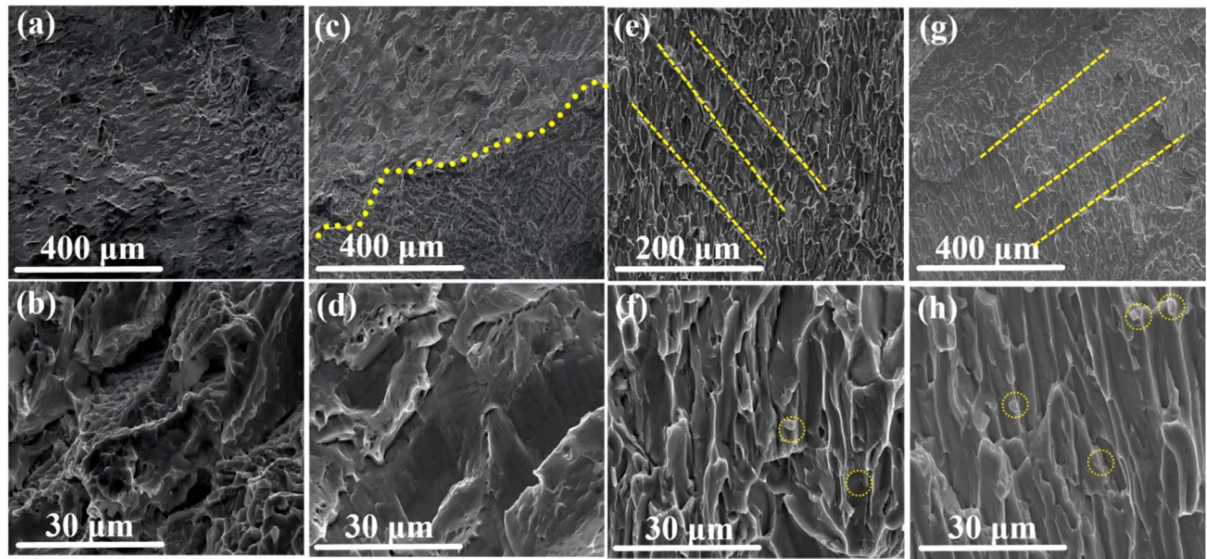


Figure 8. Room-temperature tensile fracture surface morphology of the cast- $V_x$  alloy

图 8. cast- $V_x$  合金的室温拉伸断口形貌图

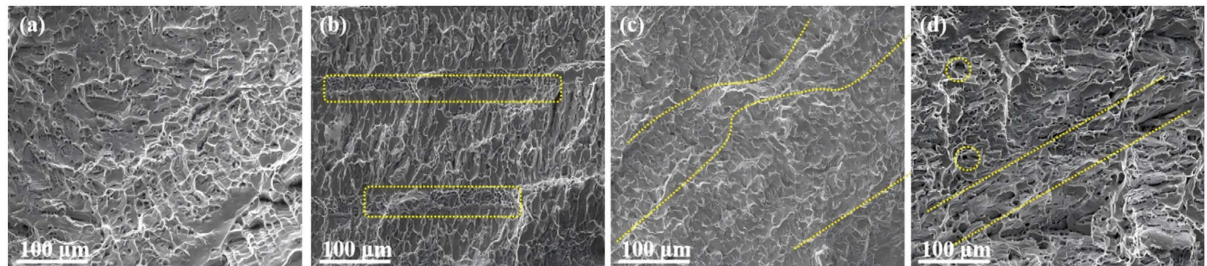


Figure 9. Room-temperature tensile fracture surface morphology of the homo- $V_x$  alloy

图 9. homo- $V_x$  合金的室温拉伸断口形貌图

经 1200℃ 均质化处理，各体系的断口形貌表现出明显的韧化特征(见图 9)。homo- $V_0$  的断口显示出更深、更均匀的韧窝阵列，反映了更为充分的塑性形变过程。在 homo- $V_{0.5}$  体系中，黄色虚线框标示出了若干呈现条块状的断裂区域。结合前文微观组织演变可知，这些区域对应于在均质化过程中发生断裂和

钝化的 BCC 相壁。相比于铸态尖锐的解理面，钝化后的相界周围分布着大量细小的韧窝，表明界面应力集中得到了有效缓解。

在 homo- $V_{0.8}$  体系中，黄色虚线标记了弯曲的相界面轮廓。微裂纹在遇到这些经过热力学平滑化的双相界面时，容易发生偏转而非直接穿晶解理。界面处形成的大量撕裂棱与微韧窝表明双相网络在此处进行了有效的应力协调与载荷传递。对于高 V 含量的 homo- $V_1$  体系，与铸态  $V_1$  极其平整的脆性解理面不同，其断口变得较为粗糙，且在黄色圆圈标示的微区内可以观察到围绕硬质相颗粒形核的微小韧窝。这说明均质化处理有效消除了凝固内应力并改善了相界面形态，使得材料的断裂机制由完全的脆性解理转变为包含微韧窝和撕裂棱的混合断裂。

## 4. 结论

本研究系统研究了不同 V 含量的  $Al_{0.7}CoCr_{0.9}FeNi_2V_x$  ( $x = 0, 0.5, 0.8, 1$ ) 多主元合金的微观组织结构和力学性能，主要结论如下：

(1) 通过精确控制合金成分的 VEC 值处于 7.54~7.98 之间，成功实现了双相组织调控。XRD 与 EBSD 结果表明，该系列合金呈现典型的 FCC + BCC/B2 双相异构特征。随着 V 含量的增加，BCC 相的体积分数由 8% (cast- $V_0$ ) 显著提升至 49% (cast- $V_1$ )，FCC 与 BCC 相晶格常数分别表现为晶格膨胀与反常收缩。

(2) 铸态合金呈现树枝晶凝固特征，FCC 相构成枝晶干，硬质 BCC 相沿枝晶间隙呈网状分布。经 1200°C 均质化退火后，连续的 BCC 网络发生界面钝化，高 V 含量下粗大的相网络对 FCC 晶界产生了强烈的钉扎效应，将 FCC 晶粒细化在 45  $\mu\text{m}$ 。高分辨 TEM 表征发现，均质化后的硬质骨架是由富 Al-Ni 的有序 B2 基体与富 Fe-Cr-V 的无序 BCC 纳米颗粒构成的复合结构。

(3) V 元素的加入显著提升了合金的抗拉强度。均质化退火过程有效释放了铸造热应力，从而大幅提升了材料的塑性。在拉伸变形中，钝化后的双相界面促进了异质变形诱导应力的动态积累与重分配，使合金具有更为稳定且持久的加工硬化平台区，实现了高强度(1037 MPa)与良好塑性(25.18%)的优异匹配。同时，断口形貌由单一的韧窝型韧性断裂逐步转变为以撕裂棱与准解理面为主的韧脆混合断裂。

## 参考文献

- [1] Hsu, W., Tsai, C., Yeh, A. and Yeh, J. (2024) Clarifying the Four Core Effects of High-Entropy Materials. *Nature Reviews Chemistry*, **8**, 471-485. <https://doi.org/10.1038/s41570-024-00602-5>
- [2] Cui, D., Tang, W., Guo, B., Yang, Z., Wang, Z., Li, J., et al. (2026) Overcoming the Strength-Ductility Trade-Off in Refractory High-Entropy Alloys with Spinodal Structure. *Journal of Materials Science & Technology*, **262**, 157-164. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.10.043>
- [3] Utt, D., Lee, S., Xing, Y., Jeong, H., Stukowski, A., Oh, S.H., et al. (2022) The Origin of Jerky Dislocation Motion in High-Entropy Alloys. *Nature Communications*, **13**, Article No. 4777. <https://doi.org/10.1038/s41467-022-32134-1>
- [4] Tsuru, T., Han, S., Matsuura, S., Chen, Z., Kishida, K., Iobzenko, I., et al. (2024) Intrinsic Factors Responsible for Brittle versus Ductile Nature of Refractory High-Entropy Alloys. *Nature Communications*, **15**, Article No. 1706. <https://doi.org/10.1038/s41467-024-45639-8>
- [5] 安子冰, 毛圣成, 张泽, 等. 高熵合金跨尺度异构强化及其力学性能研究进展[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1441-1458.
- [6] Ma, Y., Wang, W., He, J., Zhu, Y., Wu, X. and Yuan, F. (2025) Medium/High Entropy Alloys with Heterogeneous Structures for Superior Properties: A Review. *Materials Today Advances*, **25**, Article ID: 100553. <https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2024.100553>
- [7] Ma, Y., Yang, M., Yuan, F. and Wu, X. (2019) A Review on Heterogeneous Nanostructures: A Strategy for Superior Mechanical Properties in Metals. *Metals*, **9**, Article 598. <https://doi.org/10.3390/met9050598>
- [8] Zhu, Y. and Wu, X. (2023) Heterostructured Materials. *Progress in Materials Science*, **131**, Article ID: 101019. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2022.101019>

- 
- [9] Sui, S., Qi, J., Ma, D., Xu, C., Qi, Y., Xu, M., *et al.* (2025) Additive Manufacturing of Ultrastrong and Ductile Nickel Matrix Composites via Hetero-Deformation Induced Strengthening. *International Journal of Extreme Manufacturing*, **7**, Article ID: 045003. <https://doi.org/10.1088/2631-7990/adbb32>
- [10] Lu, Y., Dong, Y., Guo, S., Jiang, L., Kang, H., Wang, T., *et al.* (2014) A Promising New Class of High-Temperature Alloys: Eutectic High-Entropy Alloys. *Scientific Reports*, **4**, Article No. 6200. <https://doi.org/10.1038/srep06200>
- [11] Guo, S., Ng, C., Lu, J. and Liu, C.T. (2011) Effect of Valence Electron Concentration on Stability of FCC or BCC Phase in High Entropy Alloys. *Journal of Applied Physics*, **109**, Article ID: 103505. <https://doi.org/10.1063/1.3587228>
- [12] Zhang, Y., Zuo, T.T., Tang, Z., Gao, M.C., Dahmen, K.A., Liaw, P.K., *et al.* (2014) Microstructures and Properties of High-Entropy Alloys. *Progress in Materials Science*, **61**, 1-93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>