DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4012

热机械处理 Al–Co–Fe–Ni 共晶高熵合金组织性能研究

金　妮[1,2,3],刘浩翔[1,2,3],武宇浩[1,2,3],刘栩东[1,2,3],贺一轩[1,2,3],王　军[2],李金山[2]

(1. 西北工业大学 上海闵行协同创新中心，上海 201108；2. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室，陕西 西安 710072；3. 西北工业大学 先进密封材料与润滑研究中心,陕西 西安 710072)

摘　要:共晶高熵合金具有优异的强塑性匹配,同时还兼具传统共晶合金良好的铸造性能,对高熵合金的实际化应用有着重大的意义。而如何进一步提升共晶高熵合金的强塑性能，成为了高熵合金领域的研究热点。本文以 $Al_{21}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金为研究对象,探究了热机械处理对合金微观组织和拉伸力学性能的影响规律。并结合合金微观组织和相结构对合金应变硬化能力的影响,阐明了热机械处理条件下合金的变形机制及其对合金力学性能的影响。结果表明,经过热机械处理后合金由共晶层片组织转变为近完全等轴晶组织,且 FCC 相中析出 $L1_2$ 相。热机械处理后合金在拉伸变形过程中，随着应变量的增加 FCC 相内位错密度增加,B2 相发生应力诱发马氏体相变而形成具有相互交错孪晶结构的 $L1_0$ 相,最终在 FCC 相与 B2 相双重强化机制下,表现出更高的屈服强度(551 MPa)和断裂伸长率(10.2%),加工硬化率曲线出现显著变化。

关键词:共晶高熵合金;热机械处理;力学性能;相变表征;变形机制

中图分类号:TG139　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2024)04-0335-07

Effect of Thermomechanical Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of Al–Co–Fe–Ni Eutectic High–entropy Alloy

JIN Ni[1,2,3], LIU Haoxiang[1,2,3], WU Yuhao[1,2,3], LIU Xudong[1,2,3], HE Yixuan[1,2,3], WANG Jun[2], LI Jinshan[2]

(1. Collaborative Innovation Center of NPU, Shanghai 201108, China; 2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. Center of Advanced Lubrication and Seal Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Eutectic high-entropy alloys have excellent strength and plasticity, and also have the good casting performance of traditional eutectic alloys, which is of great significance for the practical application of high-entropy alloys. However, how to further improve the strong plasticity of eutectic high-entropy alloys has become a research hotspot in the field of high-entropy alloys. In this paper, an $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ eutectic high-entropy alloy was used as the research object, and the influence of thermomechanical treatment on the microstructure and tensile mechanical properties of the alloy was investigated. The deformation mechanism of the alloy under thermomechanical treatment conditions and its influence on the mechanical properties of the alloy were also elucidated in relation to the influence of the microstructure and phase structure of the alloy on its strain hardening ability. The results show that after thermomechanical treatment, the alloy transforms from a eutectic lamellar structure to a nearly complete equiaxial crystalline structure, and the $L1_2$ phase precipitates out of the FCC phase. During the tensile deformation of the alloy after thermomechanical treatment, with increasing strain, the dislocation density in the FCC phase increases, and a stress-induced martensitic phase transformation occurs in B2 phase to form the $L1_0$ phase with an interlocking twin structure. Finally, under the dual strengthening mechanism of the FCC phase and the B2 phase, the alloy exhibits a higher yield strength (551 MPa) and elongation at break (10.2%), and the work

收稿日期: 2024-01-11

基金项目: 上海市扬帆计划项目;西安市科协青年人才托举计划项目;凝固技术国家重点实验室基金(2022-TS-08)

作者简介: 金　妮,2000 年生,硕士生. 研究方向为高熵合金力学性能. Email:ginny@mail.nwpu.edu.cn

通讯作者: 贺一轩,1990 年生,博士,副教授. 研究方向为过冷凝固、金属熔体结构、磁场调控合金组织性能、共晶高熵合金等. Email: yxhe@nwpu.edu.cn

引用格式: 金妮,刘浩翔,武宇浩,等. 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, et al. 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.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

hardening rate curve shows significant changes.

Key words: eutectic high-entropy alloy; thermomechanical treatment; mechanical properties; phase transformation characteristics; deformation mechanism

在人类社会生产活动中,金属材料一直占据着极其重要的地位。通过在纯金属内添加少量其他元素来获得合金材料的优异性能是人类常用的合金化设计策略。例如,在纯铁中添加少量碳元素[1]可以提高其强度和塑性,生产出可以制造兵器的钢铁材料。然而随着科技的快速发展,人们对金属材料性能要求越来越高,因此迫切需要新的合金设计思路来获得更多具有优异性能的合金材料。2004 年 Yeh[2]和 Cantor 等[3]学者提出以多主元高熵合金设计理念,为合金发展提供了更广阔的空间。高熵合金具有的鸡尾酒效应[4]、缓慢扩散效应[5]和晶格畸变效应[6]使高熵合金拥有高强度,良好的塑性,优异的耐磨性、高温稳定性[7-10],以及独特的磁性能和导电性等[11-12]。高熵合金设计理念的提出对金属材料性能优化有着重要意义,因此得到了学界的广泛关注。

如何使合金达到强韧性匹配是高熵合金研究过程中一直面对的难题,单一相的高熵合金,其力学性能往往受其固溶体结构类型的限制[13],一般来说 FCC 固溶体结构的高熵合金具有较好的塑性但强度较差[14],而 BCC 固溶体结构的高熵合金具有较高的强度但伴随着严重的脆性[15]。因此,近年来研究人员开始将目标转移至多相高熵合金,Lu 等[16]创造性将共晶合金理念运用到高熵合金的设计中,成功设计出具有双相层片组织结构的 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金(eutectic high-entropy alloys, EHEA),实现了优异的强塑性匹配,同时还兼具传统共晶合金良好的铸造性能,对高熵合金的实际化应用有着重大的意义。而如何优化共晶高熵合金的成分设计以及进一步提升共晶高熵合金的强塑性能,便成为了高熵合金领域的研究热点。John 等[17]首次通过机械合金化和火花等离子烧结相结合的方法合成了 $AlCoCrFeNi_{21}$ 共晶高熵合金。该合金主要呈现出FCC 和 B2 相,此外还有少量次生相。研究发现,在 1 200 ℃下对合金进行短时热处理 10 min 可以提高其强度和压缩塑性,这归因于次级相的再沉淀和异质微观组织的存在。但机械合金化制备高熵合金时,合金化所需时间较长,大规模生产时能耗较高,而且很容易在球磨过程中引入杂质元素,制备的高熵合金颗粒也多为层片或锥形等不规则形状。Wang 等[18]利用选择性激光熔化(selective laser melting, SLM)制备的 AlCoCrCuFeNi 高熵合金的硬度(710.4 HV)远高于电弧熔化制备的高熵合金的硬度(500 HV),这归因于 SLM 的大冷却速率引起的细晶强化。然而,SLM 工艺中应用的高能激光热源会导致熔池不稳定,从而在固液转换过程中产生较大的收缩,造成产品元件中积累大量应力。冷却过程中产生的复杂残余应力被认为是导致最终部件变形和开裂的关键因素。而热机械处理作为最常用也是非常有效的一种强韧化手段,在共晶高熵合金的研究工作中被广泛应用。Reddy 等[19]在 400~750 ℃的各种温度范围内将共晶高熵合金热轧至厚度减少 90%,750 ℃温轧提高了 EHEA 的屈服强度和极限抗拉强度,同时保持了良好的延展性。Wani 等[20]研究了冷轧和热处理对 AlCoCrFeNi 力学性能的影响,结果表明冷轧和热处理后拉伸断裂强度为 1 075 MPa,延展性为 27%。Shi 等[21]通过对 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金进行冷轧和退火后获得了独特的多级异质结构组织,使合金的屈服强度和塑性得到大幅度提升。这些研究表明,热机械处理在改变 AlCoCrFeNi 的性能方面具有明显的优势。

基于此,本文通过简单混合成分设计法[22]结合 Ni-Al 二元合金近共晶点发生的马氏体相变[23]设计一种两相为 FCC 相和 B2 相的 AlCoFeNi 系共晶高熵合金,并通过热机械处理合理调控 AlCoFeNi 系共晶高熵合金组织和性能,首先表征了其微观组织演变规律,研究合金内出现的相变特征和相界面特性,随后揭示了组织形貌与合金力学性能的内在联系,旨在阐明不同组织结构样品变形机制的演变规律,为探讨新的异质结构设计思路。

1 实验材料与方法

以纯度为 99.99%以上的 Al、Co、Fe、Ni 纯金属块为原材料,采用精度为 0.000 1 g 的电子天平按合金成分质量配比称取各原料质量。再采用 WK 型自耗真空电弧熔炼炉制备 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金,熔炼时原料需反复搅拌五次以上以确保合金成分均匀。为了减少铸造缺陷的影响以及方便合金后续的热机械处理,将熔炼所得的纽扣锭浇注为 60 mm×20 mm×6 mm 的长方体铸锭。根据 DSC 测试结果将试样在 700 ℃退火,然后在 1 100 ℃下热压使其变形量达到 75%以上,炉冷至室温。

对实验所得试样进行切割、打磨、机械抛光。为探究热压对 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金力学性能的影响,采用电子万能试验机进行室温拉伸试验,

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

并对断口进行观察。为了确定 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的相组成，使用 X 射线衍射仪(XRD)进行分析，由 Bruker D8 ADVANCE 在 Cu Kα 辐射扫描范围为 20°～100°，扫描速度为 4 (°)/min 的条件下进行。采用 FEI Helios G4 CX 扫描电子显微镜(背散射模式)对试样的显微组织进行分析，并采用 Talos F200X 型透射电子显微镜进行微观结构分析，其中 TEM 样品用砂纸打磨至厚度低于 50 μm，并通过 Struers Tenupol-5 电解双喷仪进行双喷减薄，双喷液为 1:9 的高氯酸+乙醇溶液，工作电压为 30 V，操作温度为 -30 ℃。

2　实验结果及讨论

2.1　共晶高熵合金 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 的微观组织结构表征

图 1 为退火态和热压态样品的 XRD 图谱。由图 1 可知退火态 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金中主要包含两个相，一个是 FCC 相，另一个是 B2 相。热压态样品中包含 FCC 相、B2 相和 $L1_2$ 相。为了深入分析 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的微观结构，利用 SEM 分析手段对热压前后 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的微观组织形貌进行表征。如图 2a 和 b 所示，热压前合金组织由规则的共晶层片 B2 相和 FCC 相组成，并且在 B2 相和 FCC 相内均未发现有层片状的亚结构出现。图 2b 中的共晶组织由多个共晶团组成，单个的共晶团包含有几条贯穿整个共晶团的长且直的共晶层片，两侧还存在着斜向平行排列的共晶层片以及外围交界处的粗大层片。研究指出，这种形似鱼骨状的共晶团称为“鱼骨”状共晶[24]。如图 2c 和 d 所示，将合金样品在 1 100 ℃热压退火后，发现共晶层片组织转变成近完全等轴晶组织和部分残余片状组织，部分残余片状组织如图 2d中虚线框所示，且 FCC 相内存在大量的 $L1_2$ 析出相。

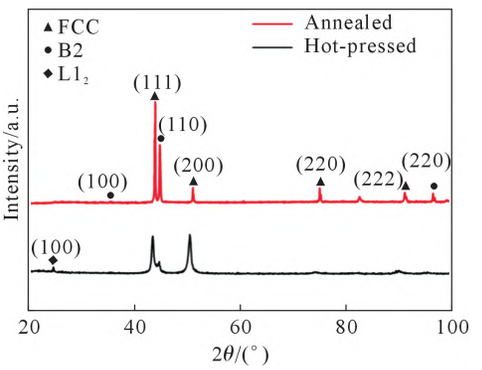


图 1　退火态和热压态样品的 XRD 图谱

Fig.1　XRD patterns of the annealed and hot-pressed (HP) samples

为了进一步确定 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的微观结构，对热压后样品进行了 TEM 结构表征，表征结果如图 3 所示。由图 3a 可知，热压后合金内部为 B2 相和 FCC 相交替排列的近完全等轴晶组织，其中白色虚线为 B2 相和 FCC 相的相界面，并且对 FCC 相和 B2 相进行了选区电子衍射，分别对应图 3b 和 c。从图 3b 中 FCC 相的选区电子衍射花样中有超晶格衍射斑点 (绿色圈中所示)，可以证明 FCC 相内存在 $L1_2$ 析出相。从图 3c 中的选区电子衍射花样内有超晶格衍射斑点(黄色圈中所示)及 XRD 图谱(图 1)，可以证明合金内存在 B2 相。

$Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金在热压过程中由层片状组织转变成近完全等轴组织，是由于在热

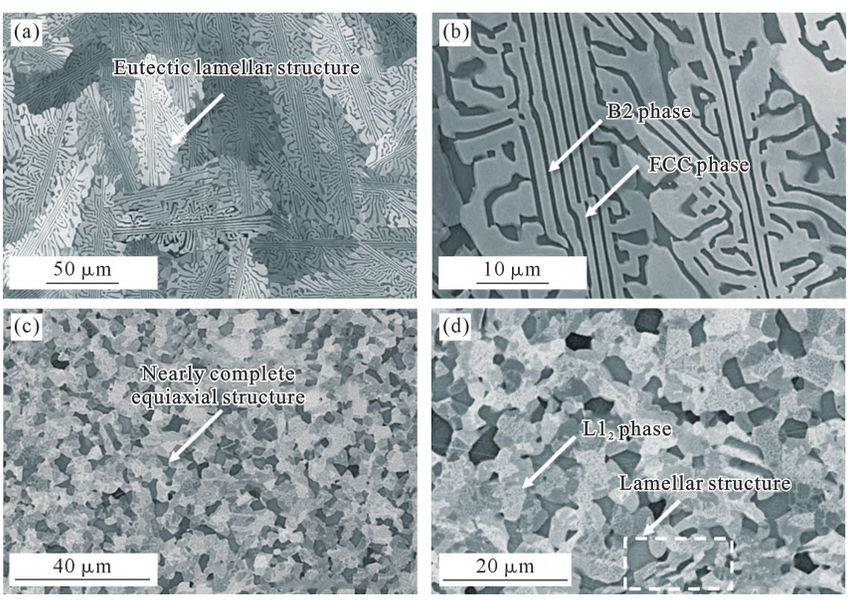


图 2　$Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的微观组织形貌：(a, b) 退火态样品；(c, d) 热压样品

Fig.2　Microstructure of the $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ eutectic high-entropy alloy: (a, b) annealed sample; (c, d) HP sample

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

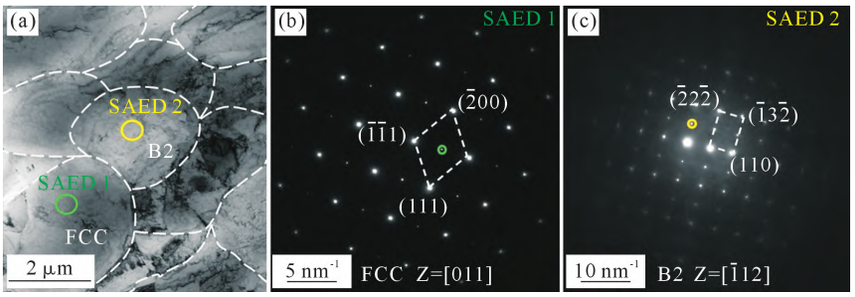


图 3 热压样品的 TEM 表征：(a) 明场像；(b) FCC 相的 SAED 图像；(c) B2 相的 SAED 图像

Fig.3 TEM characterization of the HP sample: (a) bright field image; (b) SAED patterns of the FCC phase; (c) SAED patterns of the B2 phase

压变形过程中，两相中储存了大量的畸变能，而在高温变形条件下，合金内部应变能会自发向低能量转变，因此合金内部储存的畸变能会促进再结晶过程中新晶粒的形核和长大。由于在 1 100 ℃高温下进行热压，温度较高，而随炉冷却速度较慢，因此为再结晶形核提供了一定的时间，使其合金组织内部转变为近完全等轴晶组织。

2.2 热机械处理对 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金组织性能的影响

为了进一步分析热机械处理对合金力学性能的影响，对热压前后的两种样品分别进行了室温拉伸试验，图 4 为退火态和热压态样品的拉伸应力–应变曲线。如图 4 所示，未经过热压处理的样品在应变初期属于弹性变形阶段，应力–应变曲线上升迅速，在应变量达到 0.5%时合金屈服，屈服强度为 551 MPa，由于受应变硬化作用的影响，应力–应变曲线继续上升，随后断裂。断裂伸长率为 10.2%，塑性较好。而经过热压处理的样品在变形过程也经历了 3 个阶段，即弹性变形阶段、屈服阶段、应变硬化阶段。与

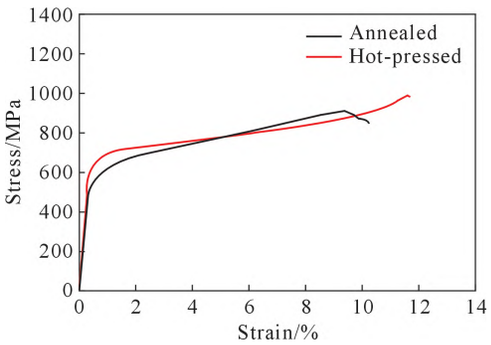


图 4 退火态和热压态样品的拉伸应力–应变曲线

Fig.4 Tensile stress-strain curves of the annealed and HP samples

未经过热压处理的合金样品不同，热压样品表现出更高的屈服强度(647 MPa)和断裂伸长率(11.7%)。

图 5 为热压前后 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的断口形貌，为探究合金的断裂机制，对热压前后合金拉伸样品的断口进行断口形貌表征。如图 5 所示经退火处理后的样品拉伸断口主要呈现出“沟槽”状断口形貌[25]和大范围的平直解离面。图 5c 可观察出，“沟槽”状断口主要是由中间凹陷的解离面和周

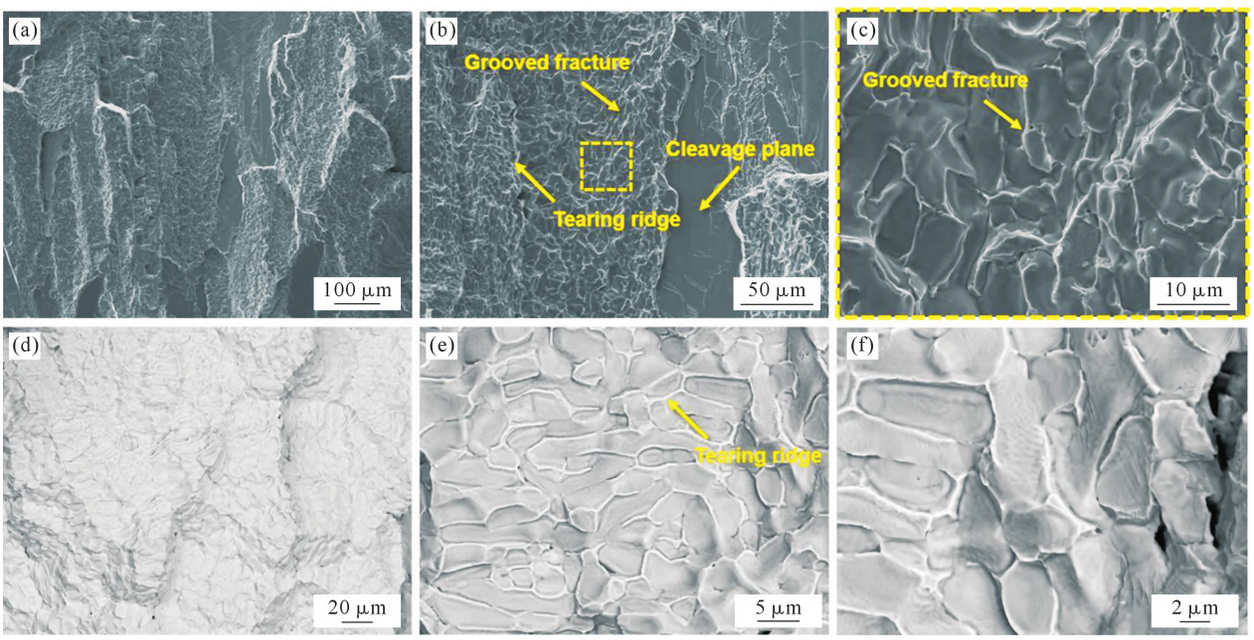


图 5 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的断口形貌：(a~c) 退火态样品；(d~f) 热压样品

Fig.5 Fracture morphology of the $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ eutectic high-entropy alloy: (a~c) annealed sample; (d~f) HP sample

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

围凸起的撕裂棱组成。同时大范围的平直解离面周围存在有大量的撕裂棱，且内部存在大量的解离台阶。在图 5d 中可观察到，热压样品的断口形貌为解离断裂形貌，且整个断口表面平整，基本上不存在宏观裂纹。从图 5f 看，在两相界面出形成白亮的撕裂棱，而在凹槽底部存在大量的断裂花纹。

2.3 热机械处理对 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金变形机制的影响

通过计算将热压样品的工程应力–应变曲线转变为真应力–应变曲线和应变硬化率曲线，如图 6 所示，在应变量为 1%~7%时，应变硬化率上升缓慢，且整体数值较低。在应变量为 7%~11.7%时，应变硬化率呈指数型上升。为了阐明不同阶段下热压样品的变形机制，分别对应变量为 5%和 11.7%的拉伸试样进行 TEM 分析表征。如图 7a 所示，在应变量为 5%的拉伸样品中可看出，FCC 相上存在滑移带，并且表现出明显的平面滑移特征[26]。在图 7b 中可观察到硬质 B2 相内未发现明显的位错，而 FCC 相内存在位错滑移现象，这表明在拉伸变形过程中 FCC 相承担主要的塑性变形。同时，在两相界面处存在位错塞积现象，进一步促进了合金的强化作用。当应变量增加到 11.7%时，如图 8 所示，FCC 相内位错运动更为活跃，可观察到有位错塞积、位错相交、位错网络，同时位错密度明显增加。此外，在图 8a 中可看出，FCC 相内存在有典型的泰勒晶格形成的密集位错网格排列[27]，而 FCC 相强度的提高也归因于高密度位错壁的形成造成的应力集中现象。从图 8c 中观察到 FCC 相内的位错由界面处转移到了 B2 相内，导致界面处的应力集中被释放，从而使合金承受更大的应变量。这是因为当应变量增加到一定值时，由于位错运动受到晶界的阻碍作用，当位错塞积所导致两相界面处的局部内应力达到 B2 相的屈服强度时，B2 相便会发生塑性变形。

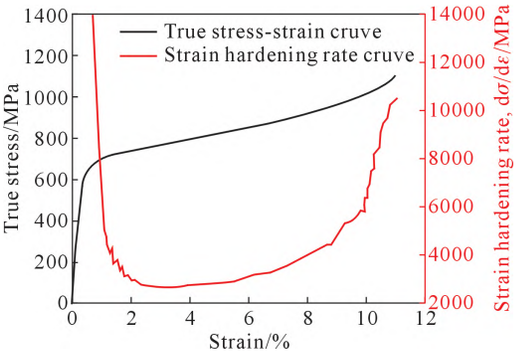


图 6 热压样品真应力–应变曲线与应变硬化率曲线

Fig.6 True stress-strain curve and work hardening rate curve of the HP sample

对于热压样品，拉伸变形过程中的应变硬化特征能由位错滑移特征部分解释。在应变量为 1%~7%时，合金中 FCC 相承担主要的塑性变形，并且由于受到位错塞积所引起的背应力的强化作用，从而使

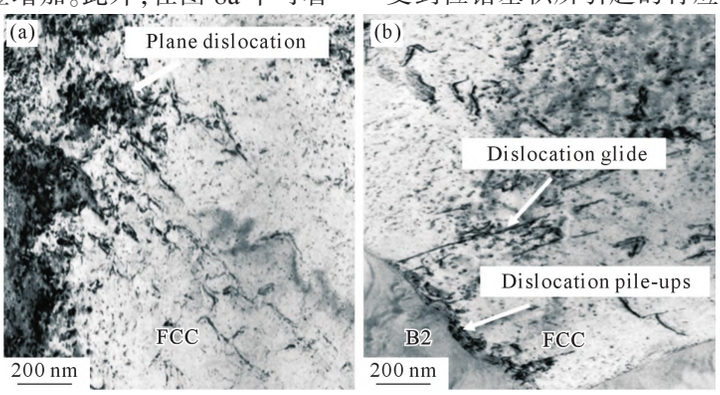


图 7 5%变形量下热压样品的明场像：(a) FCC 相内位错的堆积；(b) 滑移线穿过 FCC 和 B2 相

Fig.7 Bright field image of the HP sample with 5% deformation: (a) the accumulation of dislocations in the FCC phase; (b) the slip track through the FCC phase and B2 phase

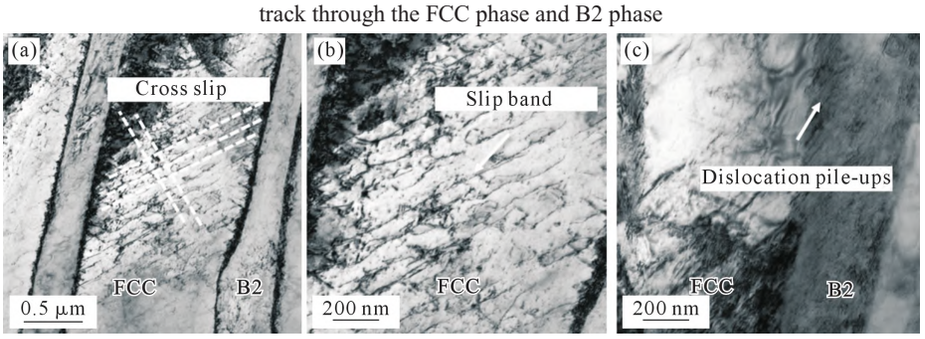


图 8 11.7%变形量下热压样品的明场像：(a) FCC 相和 B2 相内的位错；(b) FCC 相内位错的堆积；(c) 位错从 FCC 相内穿越相界面进入 B2 相

Fig.8 Bright field image of the HP sample with 11.7% deformation: (a) dislocations within the FCC and B2 phases; (b) the accumulation of dislocations in the FCC phase; (c) the dislocation from the FCC phase through the interface into the B2 phase

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

应变硬化率维持稳定。而在应变量为 7%~11.7%时，FCC 相中位错密度显著增加，塑性变形程度增加，并引起了不同位错构型，如位错塞积、位错相交、位错网络等。复杂的位错结构致使合金需要更高的应力来促使位错进一步运动[28]，同时两相交界处由于受到位错塞积所引起的局部高内应力的影响，B2 相开始变形。由于 B2 相开始塑性变形，故 B2 相对FCC 相的约束作用便会减弱，相应 FCC 相所受背应力的强化作用也会减弱。因此，在拉伸变形过程中热压样品的应变硬化率呈现指数型上升的原因仅靠 FCC 相内的位错滑移机制无法解释，需要通过 TEM 分析进一步解释 B2 相在变形过程中受到的强化作用。

如图 9a 所示，当应变量达到 11.7%时，在 B2 相内存在大量相互交错的纳米孪晶结构，且 SAED 图像表明该区域的晶体结构由 B2 相转变为 $L1_0$ 相。如图 9b 所示，B2 相存在两组卫星斑，对其进行暗场像分析，所得结果如图 9c 和 d 所示，分别对应两种不同形貌的孪晶马氏体。正是因为 $L1_0$ 相中多重孪晶间的相互作用极大地限制了孪晶在应力作用下的扩展和 $L1_0$ 相中的位错滑移，因此极大地强化了 $L1_0$ 相，使合金的应变硬化率急剧上升。

变形后期，FCC 相内位错密度显著增加，并且由于受到多重位错结构的强化作用，位错难以开动，致使 FCC 相难以承受更大的塑性变形，而 B2 相受到背应力的作用转变为具有大量交错孪晶结构的 $L1_0$ 相。而在该阶段合金的应变硬化率显著增加，正是由于受到 $L1_0$ 相中孪晶间的相互作用以及孪晶与位错间的交互作用，使得 $L1_0$ 相中的位错密度难以增加，孪晶难以继续扩展。当应变硬化率增加到一定值时，FCC 相和 B2 相($L1_0$ 相)均无法承担更大的塑性变形，从而产生裂纹，最终引起合金断裂，且此时应变硬化率还未发生下降。在 CrCoNi 中熵合金的调查研究中发现，经过热机械处理后的 CrCoNi 合金在拉伸变形过程中，会形成大量的变形孪晶，孪晶界的存在对合金内位错运动造成阻碍从而使合金的屈服强度达到 1 GPa 以上，但塑性也降低了 20%~30%。因此，在合金变形过程中大量孪晶的出现会在一定程度上提升合金强度，但同时也会降低合金塑性。

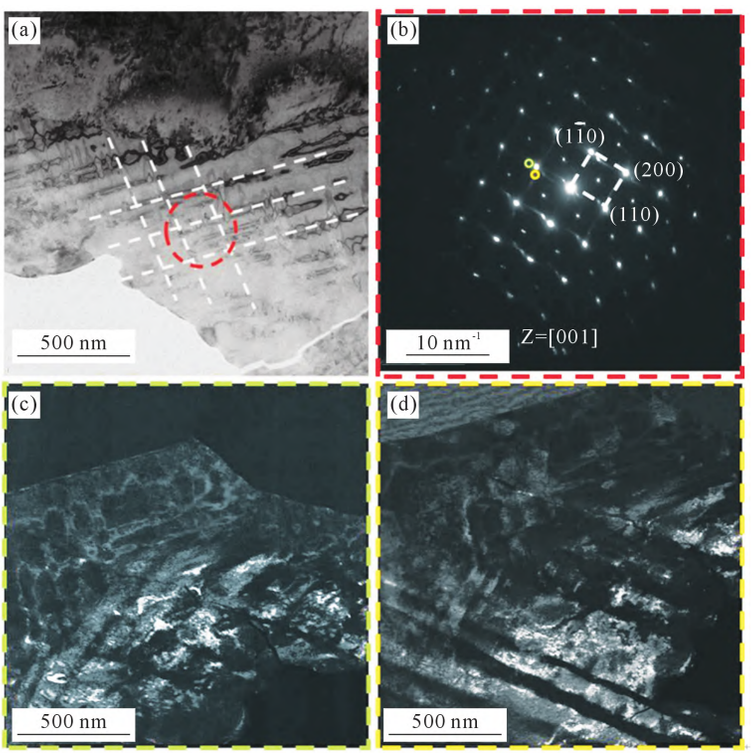


图 9 11.7%变形量下热压样品中 B2 相内孪晶形貌的 TEM 图像：(a) 明场像；(b) SAED 图像；(c, d)不同点阵的暗场像

Fig.9 TEM images of the twin morphology in the B2 phase in the HP sample at 11.7% deformation: (a) bright field image; (b) SAED patterns; (c, d) dark field image at different points

3 结论

(1)热压前合金组织由规则的共晶层片 B2 相和 FCC 相组成。热压后发现合金由共晶层片组织转变成近完全等轴晶组织和部分残余片状组织，且 FCC 相内存在大量的 $L1_2$ 析出相。而在拉伸变形过程中，热压后的合金中 B2 相发生应力诱发马氏体相变而转变为 $L1_0$ 相，合金表现出更高的屈服强度和断裂伸长率，加工硬化率曲线出现显著变化。

(2)热压样品的变形机制为 FCC 相内的位错滑移和 B2 相内的马氏体相变。随着应变量的增加，FCC 相内位错密度增加，产生大量位错壁垒使 FCC 相得

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

到明显强化，且 B2 相转变为拥有相互交错孪晶结构的 $L1_0$ 相组织,使得 B2 相得到进一步强化。最终在 FCC 相与 B2 相双重强化机制下,合金内位错难以滑动,最终导致合金断裂。

参考文献:

[1] LATYPOV M I, SHIN S, DE COOMAN B C, et al. Micromechanical finite element analysis of strain partitioning in multiphase medium manganese TWIP+TRIP steel [J]. Acta Materialia, 2016, 108: 219-228.

[2] YEH J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes [J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6 (5): 299-303.

[3] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 375-377: 213-218.

[4] RANGANATHAN S. Alloyed pleasures: Multimetallic cocktails[J]. Current Science: A Fortnightly Journal of Research, 2023, 85(10): 1404-1406.

[5] TSAI M H. Physical properties of high entropy alloys [J]. Entropy, 2013, 15(12): 5338-5345.

[6] LI Z M, RAABE D. Strong and ductile non-equiatomic high-entropy alloys: Design, processing, microstructure, and mechanical properties[J]. JOM, 2017, 69: 2099-2106.

[7] TANG Q H, HUANG Y, HUANG Y Y, et al. Hardening of an $Al_{0.3}$CoCrFeNi high entropy alloy via high-pressure torsion and thermal annealing[J]. Materials Letters, 2015, 151: 126-129.

[8] GLUDOVATZ B, HOHENWARTER A, CATOOR D, et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications[J]. Science, 2014, 345(6201): 1153-1158.

[9] CHUANG M H, TSAI M H, TSAI C W, et al. Intrinsic surface hardening and precipitation kinetics of $Al_{0.3}CrFe_{1.5}MnNi_{0.5}$ multi-component alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 551: 12-18.

[10] LI Z M, TASAN C C, PRADEEP K G, et al. A TRIP-assisted dual-phase high-entropy alloy: Grain size and phase fraction effects on deformation behavior[J]. Acta Materialia, 2017, 131: 323-335.

[11] ZHAO Y J, QIAO J W, MA S G, et al. A hexagonal close-packed high-entropy alloy: The effect of entropy[J]. Materials & Design, 2016, 96: 10-15.

[12] DAOUD H M, MANZONI A M, WANDERKA N, et al. High-temperature tensile strength of $Al_{10}Co_{25}Cr_8Fe_{15}Ni_{36}Ti_6$ compositionally complex alloy (high-entropy alloy)[J]. JOM, 2015, 67: 2271-2277.

[13] TSAU C H, YANG Y C, LEE C C, et al. The low electrical resistivity of the high-entropy alloy oxide thin films [J]. Procedia Engineering, 2012, 36: 246-252.

[14] LAPLANCHE G, KOSTKA A, REINHART C, et al. Reasons for the superior mechanical properties of medium-entropy CrCoNi compared to high-entropy CrMnFeCoNi[J]. Acta Materialia, 2017, 128: 292-303.

[15] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B, et al. Refractory high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2010, 18(9): 1758-1765.

[16] LU Y P, DONG Y, GUO S, et al. A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys[J]. Scientific Reports, 2014, 4: 6200.

[17] JOHN R, KARATI A, JOSEPH J, et al. Microstructure and mechanical properties of a high entropy alloy with a eutectic composition ($AlCoCrFeNi_{2.1}$) synthesized by mechanical alloying and spark plasma sintering[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 835: 155424.

[18] WANG Y, LI R D, NIU P D, et al. Microstructures and properties of equimolar AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy additively manufactured by selective laser melting [J]. Intermetallics, 2020, 120: 106746.

[19] REDDY S R, YOSHIDA S, SUNKARI U, et al. Engineering heterogeneous microstructure by severe warm-rolling for enhancing strength-ductility synergy in eutectic high entropy alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 764: 138226.

[20] WANI I S, BHATTACHARJEE T, SHEIKH S, et al. Tailoring nanostructures and mechanical properties of $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high entropy alloy using thermo-mechanical processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 675: 99-109.

[21] SHI P J, LI Y, WEN Y B, et al. A precipitate-free AlCoFeNi eutectic high-entropy alloy with strong strain hardening [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 89: 88-96.

[22] LAPLANCHE G, KOSTKA A, REINHART C, et al. Reasons for the superior mechanical properties of medium-entropy CrCoNi compared to high-entropy CrMnFeCoNi[J]. Acta Materialia, 2017, 128: 292-303.

[23] KUBASCHEWSKI O. Iron-binary phase diagrams [M]. Berlin: Springer, 1982.

[24] SHI P J, LI R G, LI Y, et al. Hierarchical crack buffering triples ductility in eutectic herringbone high-entropy alloys [J]. Science, 2021, 373(6557): 912-918.

[25] 贾智轩,褚延朋,冯运莉,等. 高熵合金制备及热处理工艺研究进展[J]. 金属热处理,2020, 45(10): 17-23.
JIA Z X, CHU Y P, FENG Y L, et al. Research progress in preparation and heat treatment of high entropy alloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(10): 17-23.

[26] HE F, WEI S L, CANN J L, et al. Composition-dependent slip planarity in mechanically-stable face centered cubic complex concentrated alloys and its mechanical effects [J]. Acta Materialia, 2021, 220: 117314.

[27] HUANG H L, WU Y, HE J Y, et al. Phase-transformation ductilization of brittle high-entropy alloys via metastability engineering[J]. Advanced Materials, 2017, 29(30): 1701678.

[28] JIN X, LIANG Y X, BI J, et al. Enhanced strength ductility of $Al_{0.9}CoCrNi_{2.1}$ eutectic high entropy alloy by thermomechanical processing[J]. Materialia, 2020, 10: 100639.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net