DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4083

退火温度对 Al–Co–Fe–Ni 共晶高熵合金组织性能的影响

聂　帅[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[1],李金山[1]

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室，陕西 西安 710072；2. 西北工业大学 上海闵行协同创新中心，上海 201108；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:良好的延展性是合金成形能力的重要影响因素,尽管共晶高熵合金具有良好的铸造性能,但有限的延展性限制了其实际应用。本文采用热轧和退火工艺来克服共晶高熵合金这一问题，探究热轧后不同退火温度对 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金微观组织和力学性能的影响。结果表明,当退火温度为 700 ℃时,合金的断裂强度和断裂伸长率达到最优,分别为 1 211 MPa 和 14%。其优异强塑性匹配来自于热轧 -700 样品在拉伸变形过程中,FCC 相内出现大量位错并在相界面处堆积,B2 相由于相界面处的高局部应力导致应力诱发马氏体相变转变 $L1_0$ 孪晶马氏体,合金产生了 TRIP 效应,使其达到最优的强塑性匹配。

关键词:共晶高熵合金;退火温度;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)07-0639-08

Effect of Annealing Temperature on the Microstructure and Properties of Al–Co–Fe–Ni Eutectic High–entropy Alloy

NIE Shuai[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[1], LI Jinshan[1]

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

Abstract: Excellent ductility is a critical factor influencing the formability of alloys. While eutectic high-entropy alloys exhibit good casting performance, their limited ductility limits their practical application. Therefore, hot rolling and annealing processes were utilized to address the ductility issue of eutectic high-entropy alloys, and the impact of different annealing temperatures following hot rolling on the microstructure and mechanical properties of the $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ eutectic high-entropy alloy was investigated. The findings indicate that at an annealing temperature of 700 ℃, the alloy achieves optimal fracture strength and elongation at break values of 1 211 MPa and 14%, respectively. The superior strength and plasticity combination is attributed to the emergence of a significant number of dislocations in the FCC phase and their accumulation at the phase interface during the tensile deformation process of the hot-rolled 700 sample. The high local stress at the phase interface in the B2 phase induces stress-induced martensitic transformation into $L1_0$ twin martensite, enabling the alloy to exhibit a TRIP effect, thereby achieving an optimal strength and plasticity balance.

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

近年来,一种名为高熵合金的材料出现在大众的视野中,其由等原子比相近的 5 种或 5 种以上元素组成,每种元素含量在 5%~35%之间[1]。这种多主元的设计理念和广阔的成分调控性，将合金设计的

收稿日期:2024-04-25

基金项目:上海市扬帆计划(21YF1450800);西安市科协青年人才托举计划(W021009)

作者简介:聂　帅,2001 年生,硕士生.研究方向为高熵合金、力学性能研究、机器学习.Email: snie@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: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.

重心从相图边缘转移到相图中心附近，极大地扩展了合金的成分设计空间。高熵合金具有4大效应：高熵效应、鸡尾酒效应、缓慢扩散效应以及晶格畸变效应[2]。特殊的效应使得高熵合金具有良好的强度和塑性[3]、优异的耐磨性[4]、耐高温性[5]、耐腐蚀性[6]，以及独特的磁性能和抗辐照性能[7-9]等。高熵合金虽然组分较多，但是却没有复杂相的生成，一般易形成简单的面心立方(FCC)和体心立方(BCC)固溶体相[10-12]。研究表明，FCC相高熵合金通常塑韧性较好，但强度偏低[13]；BCC相高熵合金则具有较高的强度，但伴随着严重的脆性[14]。为了实现高熵合金强塑性的协调提升，Lu等[15]提出了共晶高熵合金的概念，并成功设计出具有FCC相和BCC相交替排布共晶组织的$AlCoCrFeNi_{2.1}$共晶高熵合金。

共晶高熵合金具有良好的铸造性能，但由于共晶高熵合金FCC相与BCC相之间力学性能差异较大，在锻造和冷加工时易发生开裂[16-17]。因此如何进一步提高共晶高熵合金的强塑性匹配具有重要意义。Anand Sekhar等[18]通过机械合金化和放电等离子体烧结(spark plasma sintering, SPS)相结合的方法制备出具有等原子比的TiAlNiFe、TiAlNiCo以及TiAlNiCoFe高熵合金，研究发现合金的抗压强度大于2.5 GPa，硬度高于700 HV，这主要归因于合金中单相体心立方纳米晶的弥散强化作用。但机械合金化设备成本高、耗时长，并且受到合金成分和制备量的限制，在合金化过程中粉末易发生氧化和污染，制备的高熵合金晶粒尺寸和分布往往不均匀。Luo等[19]首次采用选区激光熔化技术(selective laser melting, SLM)制备了具有FCC相和BCC相双相结构的$AlCoCuFeNi_x$($2.0<x<3.0$)共晶高熵合金，特别的，制备的$AlCoCuFeNi_3$高熵合金表现出调制的纳米级层状和胞状双相结构，并达到极限抗拉强度(~957 MPa)和延性(~14.3%)的最佳组合，这与SLM高冷却速率所带来的晶粒细化有关。然而，高熵合金的多主元特性增加了其对成分精确度的要求，而SLM工艺在制备高熵合金时易出现成分不均匀的现象，并且SLM所采用的激光热源会导致熔池不稳定，从而在固液转变时发生收缩，导致制备的零件中存在大量应力集中，在服役环境下发生变形和开裂现象。相比之下，热机械处理在微观组织控制、成分均匀性、减少残余应力及生产效率方面的优势，使得其成为高熵合金领域最常用的强韧化手段之一[20-22]。Wani等[23]通过冷轧和退火再结晶相结合的方法对铸态$AlCoCrFeNi_{2.1}$共晶高熵合金进行强韧化处理，研究了热加工温度对共晶高熵合金组织和力学性能的影响，研究表明，经过90%冷轧处理的合金具有$L1_2$相和B2相组成的共晶组织，其抗拉强度和延伸率分别为1 800 MPa和6%，随着后续退火温度的增加，发现组织由规则的层片组织转变为双相自由混合的等轴晶组织，合金强度逐渐降低，塑性逐渐提高。Zhao等[24]对激光熔覆沉积(laser metal deposition, LMD)制备的CrMnFeCoNi高熵合金进行了冷轧和退火处理，合金在伸长率保持不变的前提下，屈服强度提高了323 MPa。Fu等[25]采用40%冷轧和1 100 ℃退火的热处理工艺提高了$Al_{0.5}CoCrFeNiSi_{0.25}$高熵合金的强度和韧性，结果表明，冷轧后的$Al_{0.5}CoCrFeNiSi_{0.25}$高熵合金在1 100 ℃下退火1 h后，合金的抗拉强度达到1 267.8 MPa，伸长率为34.4%。以上研究表明，热机械处理工艺在提高共晶高熵合金强韧化方面具有显著优势。然而，冷轧工艺由于其加工温度较低的特性，导致在加工共晶高熵合金时，常常存在加工难度大、冷加工硬化、晶界强化效果下降、合金内部残余应力增加等问题[6, 26-27]。

基于此，本研究将进一步探究退火温度对于热轧态共晶高熵合金微观组织和力学性能的影响。在本工作中，我们对热轧态$Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$共晶高熵合金分别进行了700、900以及1 100 ℃下的退火处理，发现700 ℃退火温度下的样品表现出最优的强塑性匹配，并对其强化机理和变形机制进行分析，本研究的结果有望为热轧态共晶高熵合金工艺参数的优化提供新的思路。

1 实验材料与方法

选用纯度在99.99%以上的Al、Co、Fe、Ni纯金属作为原材料，并对其表面进行打磨处理，按照合金成分质量配比称取原料质量，采用WK型非自耗真空电弧熔炼制备$Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$共晶高熵合金铸锭。熔铸过程需在高纯度Ar气保护下进行，为了去除炉腔内残余氧气，熔炼前先用机械泵及分子泵将炉内压力抽至5×10^{-3} MPa以下，继而充入Ar气作为保护性气体，其次还需熔炼一遍预先放置的Ti锭以进一步去除残余氧分子。为了保证铸造合金的成分均匀性，原料熔炼时须反复翻转5次。为了避免铸造缺陷对后续热机械处理的影响，选择浇铸的长方形铸锭尺寸为60 mm×20 mm×6 mm。通过在1 100 ℃下进行多道次热轧获得具有75%变形量的共晶高熵合金，将轧制好的试样分别在700、900、1 100 ℃保温1 h，然后水冷至室温获得最终样品，并对样品进行切割、打磨及抛光处理。

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 Bruker D8 型 X 射线衍射仪(XRD)进行分析，采用 Cu-Kα 辐射、扫描速度 4 (°)/min，扫描范围为 20°~100°。为了探究热轧后不同退火温度对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实验，拉伸速率为 2.5×10^{-4} /s。采用 FEI Helios G4CX 扫描电子显微镜(SEM)对共晶高熵合金的微观组织和断口形貌进行分析，并利用能谱仪(EDS)的探头系统对合金的化学成分分布进行分析。采用 Talos F200X 型透射电子显微镜(TEM)进行微观结构分析，TEM 样品制备流程为：打磨样品使得厚度小于 50 μm、再利用 Struers Tenupol-5 电解双喷仪进行双喷减薄(双喷液为体积比 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　微观组织表征

铸态 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的 XRD 分析结果如图 1 所示，结果表明，合金中主要由简单的 FCC 相和 B2 相两相组成。为了深入分析铸态 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的微观组织结构，利用 SEM 和 EDS 分析方法对铸态 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的微观组织形貌和化学成分分布进行表征，如图 2 所示。图 2a 和 b 为不同放大倍数下合金的微观组织形貌，由图可知，铸态合金组织全部由规则分布的共晶片层构成，图 2a 中的共晶层片组织主要由多个共晶团组成，单个共晶团含有贯穿整个共晶团区域的长且直的共晶片层，两侧还分布着斜向平行排列的共晶片层以及外围交界处的粗大片层。这种形似鱼骨状的共晶团形貌被称作“鱼骨”状共晶[28]。

利用 EDS 手段对图 2b 共晶片层组织结构进行了化学元素分布分析，结果如表 1 所示。结果表明，合金共晶片层中的浅灰色相区域主要是 Co、Fe 元素的富集区，深灰色区域主要是 Al 元素的富集区，

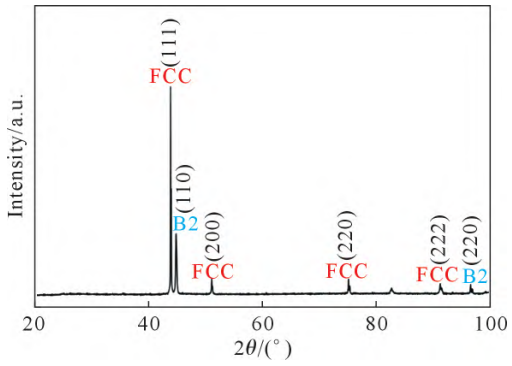

图 1　铸态 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金 XRD 图谱

Fig.1　XRD spectrum of the as-cast $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ eutectic high-entropy alloy

表1 铸态$Al_{21}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$共晶高熵合金微观组织不同区域EDS分析结果

Tab.1 EDS analysis results of the microstructure in different regions of the as-cast $Al_{21}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ eutectic high-entropy alloy

(atomic fraction/%)

Phase	Alloying element			
	Ni	Al	Co	Fe
FCC	50.4	20.2	18.0	11.4
B2	49.6	26.7	15.2	8.5

Ni 元素在两相中均匀分布。根据化学元素分布情况和成分设计准则可知，共晶层片中的浅灰色区域是富 Co、Fe、Ni 的 FCC 相区，深灰色区域是富 Al、Ni 的 B2 相区。

2.2　不同热机械处理对合金组织性能的影响

为了通过更好的异质结构和更多的强化机制来提高 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金的综合性能，通过在 1 100 ℃多道热轧来获得具有高变形量(75%)的共晶高熵合金，并将热轧后的合金在 700、900、1 100 ℃下保温 1 h，然后以水冷方式冷却至室温，分别命名为 HR-700、HR-900、HR-1100 样品。图 3 为不同热机械处理工艺参数下合金的微观组织形貌图。图 3a，b 和 c 分别为 HR-700、HR-900 以及HR-1100 样品低倍数下合金的微观组织形貌，从图中可以看出，热轧后样品组织主要由层片区域和等轴晶区域

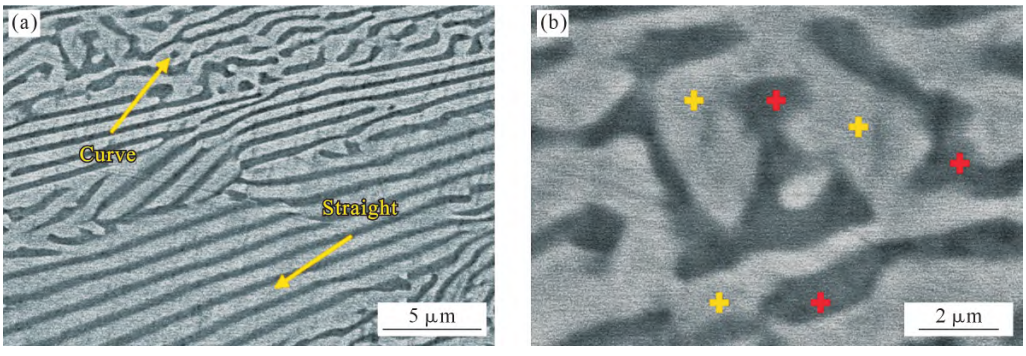

图 2　铸态 $Al_{21}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金微观组织：(a) 共晶片层；(b) 近等轴晶

Fig.2　Microstructure of the as-cast $Al_{21}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ eutectic high-entropy alloy: (a) eutectic lamellar structure; (b) nearly equiaxed crystals

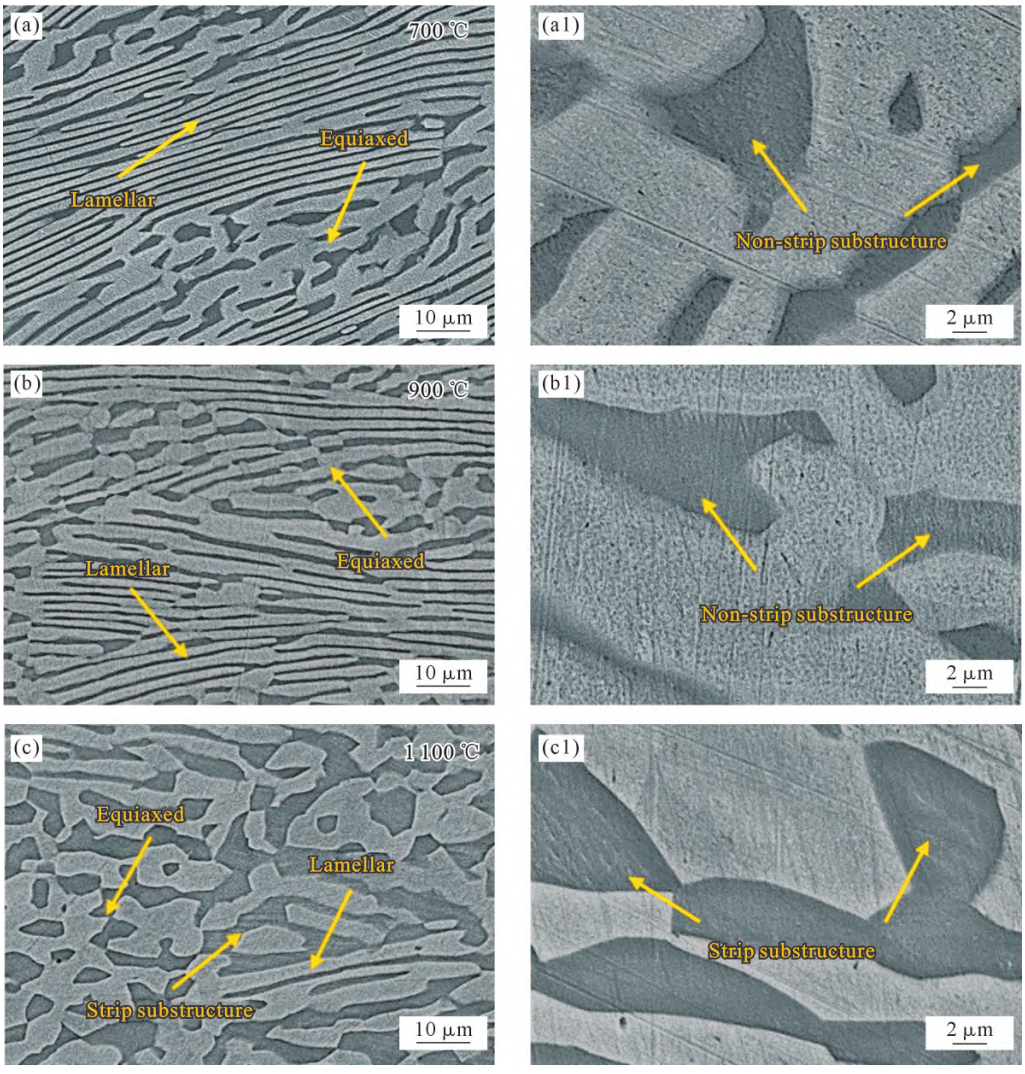

图 3 热轧处理后在不同热处理温度下保温后得到的样品微观组织形貌:(a, a1) HR-700; (b, b1) HR-900; (c, c1) HR-1100

Fig.3 Microstructural morphologies of samples obtained at different annealing temperatures after hot rolling: (a, a1) HR-700; (b, b1) HR-900; (c, c1) HR-1100

构成,这是由于热轧变形过程中,合金处于温度和应力同时作用的环境中,促使合金发生了动态再结晶现象。合金经过热轧处理后,其部分层片组织储存了足够的形变能,当满足再结晶发生的温度条件时,该部分层片状组织便以形变储存能作为驱动力,在高温下形核生长再结晶从而转变为低能态的等轴晶组织。此外,还发现不同温度保温后的等轴晶晶粒尺寸存在明显差异,具体规律表现为,随着退火温度的增加,合金的等轴晶晶粒尺寸逐渐增大。这是由于退火温度的升高会使晶界迁移速率提高,从而促进再结晶晶粒的长大。对比图 2a、图 3a 和 b 可知,热轧后样品的层片区域排列方向趋于一致,这是由于在切向力的作用下,随着变形程度的增加,层片的排列方向趋向与轧制方向保持一致。此外,还发现随着退火温度的增加,合金中等轴晶区域占比逐渐增加,层片状区域占比逐渐减少,这是因为再结晶过程往往与晶界迁移机制和元素扩散机制相关,而这两种机制又受到温度直接影响,因此随着退火温度的升高,再结晶形核生长更快,形成了更多的等轴晶组织。由图 3a1,b1 和 c1 高倍数下合金的组织形貌图可知,热轧后以不同温度退火处理的样品产生了不同的相变行为。Liu 等[29]已经证明在 1 100 ℃热处理后水冷,会诱发 B2 相发生马氏体相变,所产生的新相为 $L1_0$ 相。图 3a1 和 b1 为 HR-700 和 HR-900 样品在 10 000 倍下的微观组织形貌,由图知两样品 B2 相中未出现 $L1_0$ 相,这说明热轧后 900 ℃以下保温 1 h 并水冷产生的内应力不足以促使 B2 相在冷却过程中发生马氏体相变。图 3c1 为 HR-1100 样品在 10 000 倍下的微观组织形貌,可以看出其 B2 相中出现了 $L1_0$ 相,这说明,热轧样品在 1 100 ℃保温 1 h 并水冷产生的内应力超过了马氏体相变所需的内应力极限。由以上现象可知,热轧后样品中产生的马氏体相变行为与冷速不同导致的内应力大小有直接关系。

为了探究热轧后不同退火温度对 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 共晶高熵合金力学性能的影响,对处理后的 3

种样品进行了室温拉伸实验，应力–应变曲线如图 4 所示。由图可知，3 种样品的屈服强度皆随退火温度的升高而降低，而 3 其断裂强度和断裂伸长率，则随着退火温度的升高呈现出先降低后增加的趋势。由以上规律可知，HR-700 样品表现出了最优的断裂强度(~1 211 MPa)、屈服强度(~647 MPa)和断裂伸长率(~14%)，对于该现象，后续会对其强化机制进行深入探究。

为了探究 HR-700 合金优异强塑性匹配的来源，首先从宏观层面对其断裂行为进行表征，结果如图 5 所示。由图 5a，b 和 c 可知，HR-700 样品属于韧性断裂，而 HR-900 样品和 HR-1100 样品表现出典型的混合型断裂特征。在更高放大倍数下对各样品的断口进行分析，如图 5a1，b1，c1 所示。结果表明，HR-700 样品断口完全由韧窝构成，而 HR-900 样品和 HR-1100 样品的断口由韧窝和解理面复合构成，因此可以说明，韧性断裂模式是 HR-700 样品优异塑性的来源。

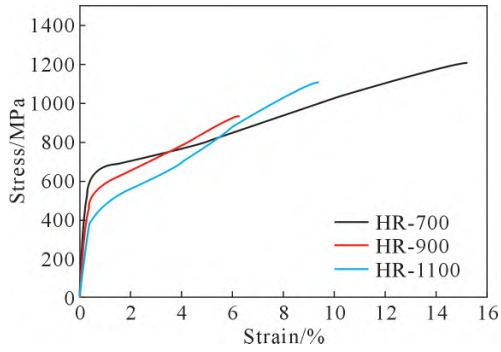

图 4　热轧处理后以不同退火温度保温得到的样品的拉伸应力–应变曲线

Fig.4　Tensile stress-strain curves of the hot-rolled samples held at different annealing temperatures

2.3　热轧后700 ℃退火处理合金的强韧化机制分析

从合金组织演化特征入手，探究不同组织对其

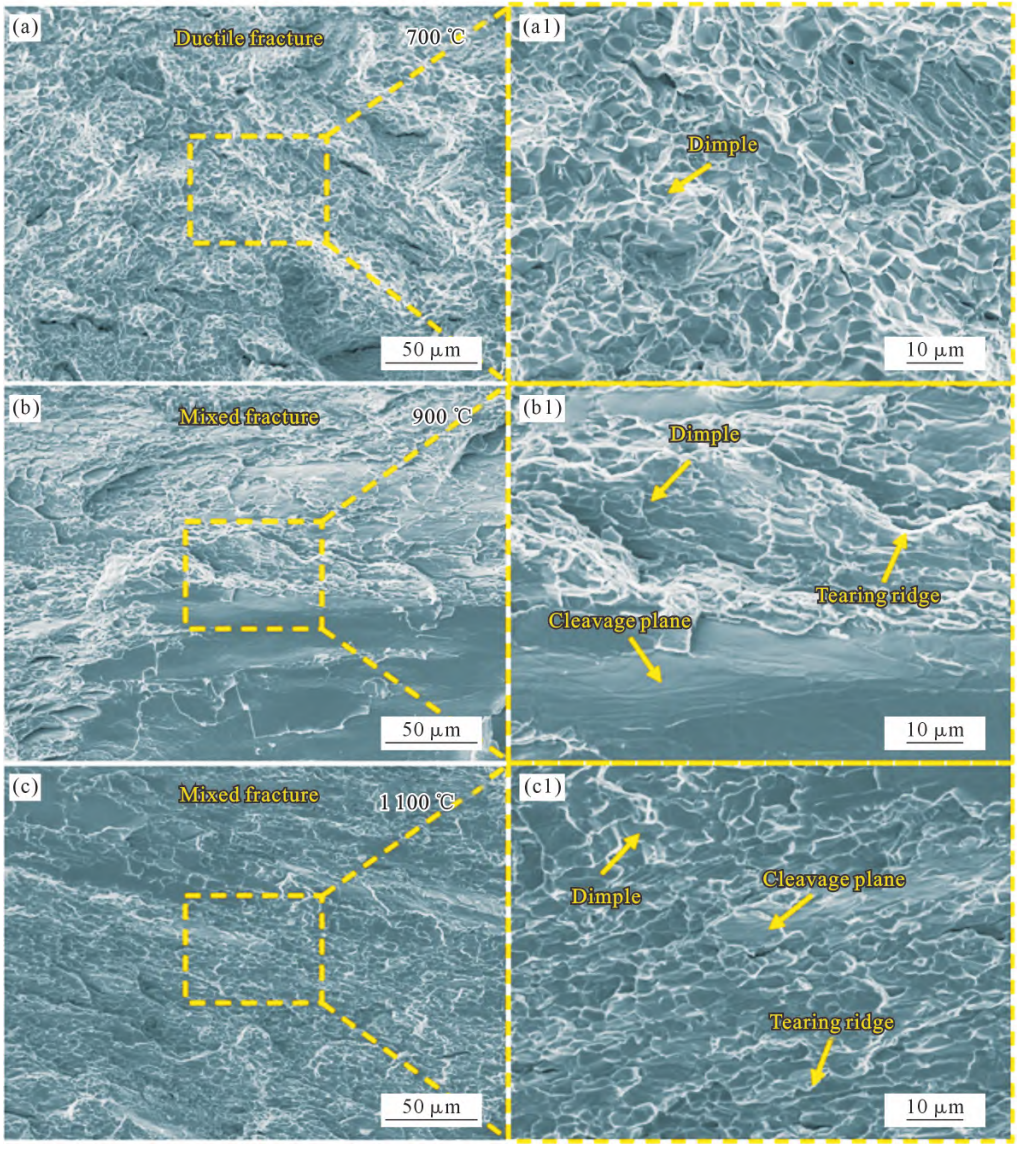

图 5　热轧处理后以不同退火温度保温得到的样品断口形貌：(a, a1) HR-700; (b, b1) HR-900; (c, c1) HR-1100

Fig.5　Fracture morphologies of samples held at different annealing temperatures after hot rolling: (a, a1) HR-700; (b, b1) HR-900; (c, c1) HR-1100

力学性能影响。由图 4 可知，热轧后样品屈服强度随退火温度的升高而下降，出现这种现象主要是由于退火温度的升高引发的等轴晶晶粒数量增多、尺寸增大以及原始层片粗化，而这些现象均可认为属于晶粒的粗化，故对热轧后不同温度退火样品的晶粒尺寸进行了统计，如表 2 所示。结果表明，随着退火温度的升高，晶粒尺寸呈增大趋势，这与我们分析的结果一致。在高熵合金中，共晶平均晶粒尺寸与屈服强度之间的关系通常遵循经典的 Hall-Petch 关系[30]，通过下式表示：

$$\sigma=\sigma_0+kD^{-1/2} \tag{1}$$

式中，σ_0 为 $Al_{21.5}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ 合金的固有屈服强度；k 为 Hall-Petch 系数；D 表示共晶高熵合金的平均片层间距。可以看出，该合金的屈服强度随合金平均片层间距的增大而降低。从以上分析得出，HR-700 样品表现出高屈服强度的原因，主要来源于晶粒尺寸减小所带来的界面强化效应。

表2 热轧后不同退火温度下样品的晶粒尺寸
Tab.2 Grain size of samples treated at different annealing temperatures after hot rolling

Annealing temperature/℃	FCC phase lamellar/μm	B2 phase lamellar/μm
700	1.30±0.53	0.79±0.35
900	1.55±0.46	1.07±0.61
1 100	2.14±1.29	2.00±1.32

为进一步探究 HR-700 合金拉伸过程中的变形机制，对其加工硬化率进行表征，结果如图 6 所示。当应变量处于 1%~4%时，随着应变量的增加，加工硬化率先降低随后缓慢上升；当应变量处于 4%~8%时，加工硬化率随应变量的增加呈现快速上升的趋势，这是 HR-700 样品获得良好塑性的重要原因；当应变量处于 8%~14%时，加工硬化率急剧下降直至样品拉断。在这 3 个阶段应变硬化强化机制作用下，HR-700 表现出优异的强塑性匹配。

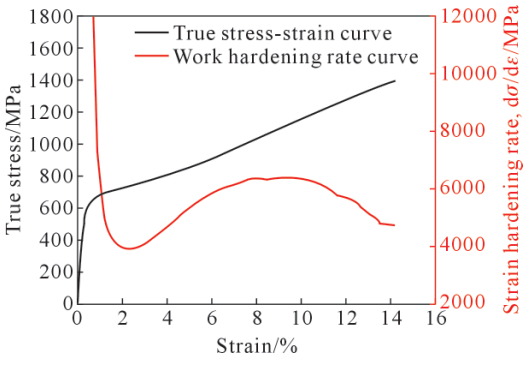

图 6 HR-700 真应力–应变曲线与加工硬化率曲线
Fig.6 True stress-strain curve and work hardening rate curve of the HR-700 sample

为探究图 6 中加工硬化率在应变量为 8%左右时出现峰值的原因，通过 TEM 技术对应变量为 8%的拉伸样品中的亚结构演化进行表征。如图 7a 所示，在应变量达到 8%时，相较于 B2 相，较软的 FCC 相内位错密度较大。由于晶体结构不同导致两相承担塑性变形的能力存在差异，位错易于在 FCC 相内形核和滑移，并且较硬的 B2 相会约束 FCC 相的塑性变形，导致 FCC 相内出现大量位错堆积在两相界面附近并形成了明显的位错梯度，使 FCC 相得到强化[31]。而对于 B2 相，如图 7a 中的橙色虚线圈所示，可以看出在大尺寸等轴晶 B2 相上靠近两相界面处出现调制亚结构，该区域的 SAED 图像(图 7b)表明该调制结构为四方结构 $L1_0$ 孪晶马氏体，孪晶面为 {111}$L1_0$ 面。对于 FCC 相，从图 7c 可知，相内并未发生任何相变，仍未单相。由于 FCC 相和 B2 相相界面处产生了大量的位错塞积，使得 B2 相在相界面处受到较高的局部应力，从而诱发马氏体相变转变为 $L1_0$ 孪晶马氏体，如图 7d 所示。马氏体相变过程吸收了部分塑性变形的能量，使得 B2 相在小变形量下承担了部分塑性变形，且相变产生的 $L1_0$ 孪晶马氏体相属于硬相，在提高 B2 相塑性的同时强度也得到了提升，合金产生了著名的 TRIP 效应[32]。

3 结论

(1)热轧前铸态合金组织全部由规则分布的共晶层片 FCC 相和 B2 相构成。热轧和退火后发现共晶层片组织转变为等轴晶组织和残余层片组织，且随着热轧后退火温度的提高，等轴晶区域的占比逐渐增加，等轴晶尺寸逐渐增大。

(2)在拉伸变形过程中，HR-700 样品的断裂强度、屈服强度以及断裂伸长率分别为 1 211、647 MPa、14%，相比 HR-900 和 HR-1100 样品，其达到了最优的强塑性匹配。

(3)热轧 -700 样品之所以表现出最优的强塑性匹配，主要得益于合金的界面强化效应和 B2 相内应力诱发马氏体相变所产生的 TRIP 强化效应。合金在 FCC 相和 B2 相的双重强化机制作用下，达到了最优的强塑性匹配。

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] YEN H, YEH A C, YEH J W. High-entropy alloys: An overview on the fundamentals, development, and future perspective[J]. Ency-

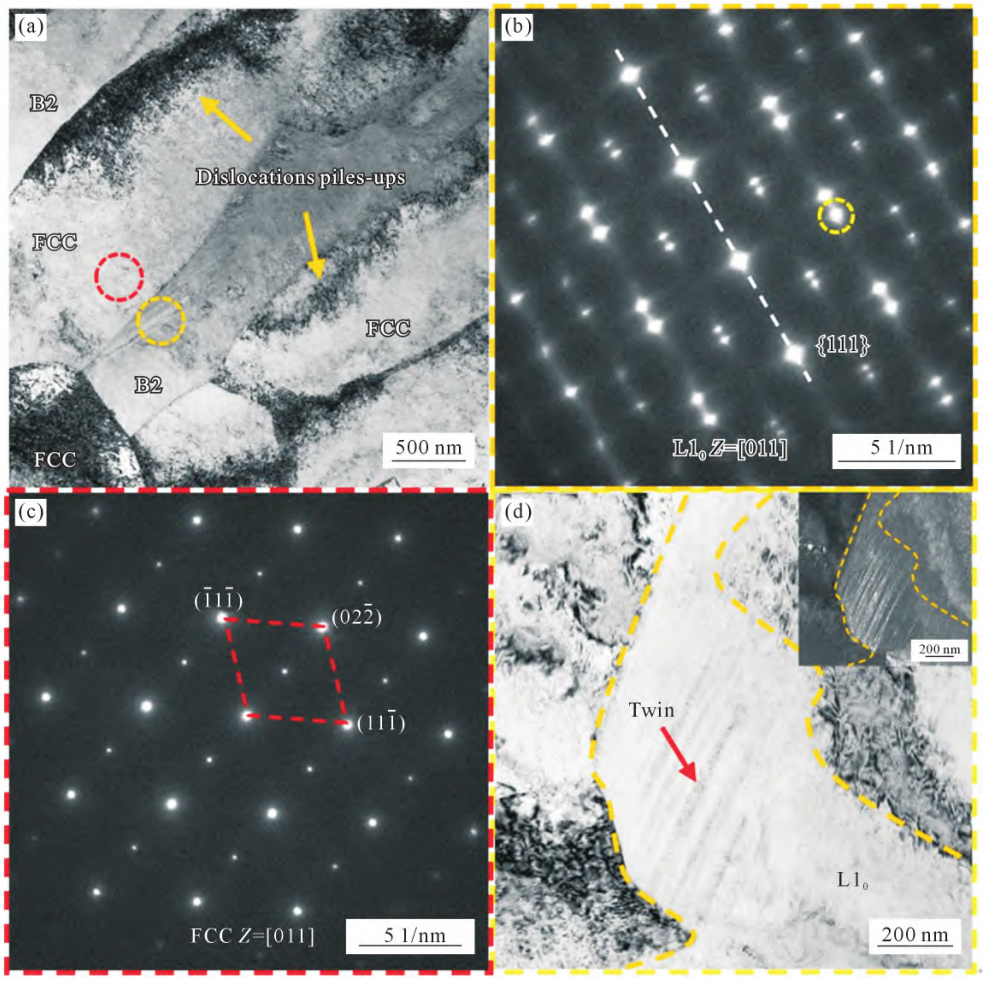

图 7　8 %变形量下 HR-700 TEM 照片：(a, d) B2 相内孪晶组织明场相；(b, c) $L1_0$ 相和 FCC 相 SAED 图

Fig.7　TEM images of HR-700 sample with 8% deformation: (a, d) bright field phase of twinned structure in B2 phase, (b, c) SAED patterns of $L1_0$ phase and FCC phase

clopedia of Condensed Matter Physics (Second Edition), 2024, 5: 647-658.

[3] LI D Y, LIAW P K, XIE L, ZHANG Y, WANG W R. Advanced high-entropy alloys breaking the property limits of current materials[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 186: 219-230.

[4] MIAO J W, LIANG H, ZHANG A J, HE J Y, MENG J H, LU Y P. Tribological behavior of an $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high entropy alloy sliding against different counterfaces[J]. Tribology International, 2021, 153: 106599.

[5] TANG Q H, HUANG Y, HUANG Y Y, LIAO X Z, LANGDON T G, DAI P Q. Hardening of an $Al_{0.3}CoCrFeNi$ high entropy alloy via high-pressure torsion and thermal annealing[J]. Materials Letters, 2015, 151: 126-129.

[6] ZHANG Y, ZUO T T, TANG Z, GAO M C, DAHMEN K A, LIAW P K, LU Z P. Microstructures and properties of high-entropy alloys[J]. Progress in Materials Science, 2014, 61: 1-93.

[7] ZHAO Y J, QIAO J W, MA S G, GAO M C, YANG H J, CHEN M W, ZHANG Y. A hexagonal close-packed high-entropy alloy: The effect of entropy[J]. Materials & Design. 2016, 96: 10-15.

[8] LU Y P, HUANG H F, GAO X Z, REN C L, GAO J, ZHANG H Z, ZHENG S J, JIN Q Q, ZHAO Y H, LU C Y, WANG T M, LI T J. A promising new class of irradiation tolerant materials: $Ti_2ZrHfV_{0.5}Mo_{0.2}$ high-entropy alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(3): 369-373.

[9] CHENG T, WEI G, JIANG S M, ZHANG J, WANG Y Q, LIU P, HONG M Q, GUO E K, ZHONG F, CAI G X, JIANG C Z, REN F. Enhanced resistance to helium irradiations through unusual interaction between high-entropy-alloy and helium[J]. Acta Materialia, 2023, 248: 118765.

[10] YEH 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.

[11] MIRACLE D B, SENKOV O N. A critical review of high entropy alloys and related concepts[J]. Acta Materialia, 2017, 122: 448-511.

[12] GEORGE E P, RAABE D, RITCH R O. High-entropy alloys[J]. Nature Reviews Materials, 2019, 4: 515-534.

[13] LAPLANCHE G, KOSTKA A, REINHART C, HUNFELD J, EGGELER G, GEORGE E P. Reasons for the superior mechanical properties of medium-entropy CrCoNi compared to high-entropy CrMnFeCoNi[J]. Acta Materialia, 2017, 128: 292-303.

[14] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B, CHUANG C P, LIAW P K. Refractory high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2010, 18(9): 1758-1765.

[15] 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.

[16] WANI I S, BHATTACHARJEE T, SHEIKH S, LU Y P, CHATTERJEE S, BHATTACHARJEE P P, GUO S, TSUJI N. Ultrafine-grained $AlCoCrFeNi_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy[J]. Materials Research Letters, 2016, 4(3): 174-179.

[17] REDDY S R, YOSHIDA S, BHATTACHARJEE T, SAKE N, LOZINKO A, GUO S, BHATTACHARJEE P P, TSUJI N. Nanostructuring with structural-compositional dual heterogeneities enhances strength-ductility synergy in eutectic high entropy alloy[J]. Scientific Reports, 2019, 9: 11505.

[18] ANAND SEKHAR A, SMAML S, NAYAN N, BAKSHI S R. Microstructure and mechanical properties of Ti-Al-Ni-Co-Fe based high entropy alloys prepared by powder metallurgy route[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 787: 123-132.

[19] LUO S C, ZHAO C Y, SU Y, LIU Q, WANG Z M. Selective laser melting of dual phase AlCrCuFeNix high entropy alloys: Formability, heterogeneous microstructures and deformation mechanisms [J]. Additive Manufacturing, 2020, 31: 100925.

[20] SHI P J, ZHONG Y B, LI Y, REN W L, ZHENG T X, SHEN Z, YANG B, PENG J C, HU P F, ZHANG Y, LIAW P K, ZHU Y T. Multistage work hardening assisted by multi-type twinning in ultrafine-grained heterostructural eutectic high-entropy alloys[J]. Materials Today, 2020, 41: 62-71.

[21] SHAHMIR H, MEHRANPOUR M S, DERAKHSHANDEH A, NILI-AHMADABADI M. Microstructure tailoring to enhance mechanical properties in CoCrFeNiMn high-entropy alloy by Ti addition and thermomechanical treatment[J]. Materials Characterization, 2021, 182: 111513.

[22] BUZOLIN R H, MASSWOHL M, FERRAZ F M B, CHRZAN K, DUDZIAK T, POLETTI M C. Thermomechanical treatments for a dual phase cast high entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 956: 170310.

[23] WANI I S, BHATTACHARJEE T, SHEIKH S, BHATTACHARJEE P P, GUO S, TSUJI N. 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.

[24] ZHAO X J, DENG S, LI J F, LI C, LEI Y Z, LUO S N. Improving mechanical properties of an additively manufactured high-entropy alloy via post thermomechanical treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 984: 173955.

[25] FU P X, SU H H, LI Z J, DAI P Q, TANG Q H. Enhancing mechanical properties of dual-phase $Al_{0.5}CoCrFeNiSi_{0.25}$ high entropy alloy via thermomechanical treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 921: 166141.

[26] KUMAR P, SAMAL S, GHOSH A. Effect of hot rolling and annealing on microstructure and mechanical properties of the Fe-Co-Cr-Ni-V-$Zr_{x(x=0\text{-}5)}$ high entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 970: 172447.

[27] LEE J W, PARK H, SON S, BAE J W, KIM J Y, KIM S K, JANG J I, KIM H S. Impact of uneven distribution of grain characteristics on yield strength and martensitic transformation of as-hot-rolled medium-entropy alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 177: 234-245.

[28] SHI P J, LI R G, LI Y, WEN Y B, ZHONG Y B, REN W L, 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.

[29] LIU X D, LIU H X, WU Y H, LI M Y, XING C X, HE Y X. Tailoring phase transformation and precipitation features in a $Al_{21}Co_{19.5}Fe_{9.5}Ni_{50}$ eutectic high-entropy alloy to achieve different strength-ductility combinations[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 195: 111-125.

[30] LIU W H, WU Y, HE J Y, NIEH T G, LU Z P. Grain growth and the Hall-Petch relationship in a high-entropy FeCrNiCoMn alloy [J]. Scripta Materialia, 2013, 68(7): 526-529.

[31] GUO R, ZHANG P C, PAN J, XU J Y, LIU L X, ZHANG C, LIU L. Achieving prominent high-temperature mechanical properties in a dual-phase high-entropy alloy: A synergy of deformation-induced twinning and martensite transformation[J]. Acta Materialia, 2024, 264: 119591.

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