

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6070

Ni₆₀Cr₁₀Fe_{9.9}Al₁₈Mo₂C_{0.1} 亚共晶高熵合金 800 °C 拉伸性能的预应变时效调控

贾宇浩¹, 王志军², 卢一平¹

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024; 2. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 亚共晶 FCC/B2 双相高熵合金在高温下易受组织非均匀性和相间变形失配的共同制约, 难以兼顾强度与塑性。本文采用冷轧预应变结合中温时效处理, 研究了 Ni₆₀Cr₁₀Fe_{9.9}Al₁₈Mo₂C_{0.1} 亚共晶高熵合金的时效响应、L₁₂ 析出行为及 800 °C 拉伸性能。结果表明, 15% 和 30% 预应变试样均在 700 °C 下表现出明显时效硬化响应, 其中 30% 预应变试样具有更高的峰值硬度。TEM 结果表明, 预应变时效后 FCC 基体内形成 L₁₂ 有序析出相; 15% 预应变时效态合金中 L₁₂ 析出相平均尺寸为 (9.17±0.13) nm, 而 30% 预应变时效态合金中 L₁₂ 析出相明显粗化, 平均尺寸增加至 (44.60±0.43) nm。800 °C 拉伸结果表明, 预应变时效可提高合金屈服强度, 但显著降低伸长率。15% 预应变时效态合金的屈服强度提高至约 743 MPa, 但伸长率降至约 4.7%; 当预应变增加至 30% 时, 强度提升有限, 而伸长率进一步降至约 1.5%。断口分析表明, FCC 基体强化后, 其高温变形协调和裂纹钝化能力下降, 裂纹更易由 B2 相及 FCC/B2 相界向 FCC 基体扩展。因此, 直接对铸态合金实施预应变时效虽然能够提高 800 °C 屈服强度, 但难以实现强度与塑性的协同优化。

关键词: 亚共晶高熵合金; 预应变时效; L₁₂ 析出; 显微组织; 高温力学性能

中图分类号: TG13

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)06-0663-08

Tailoring the Tensile Properties at 800 °C of a Ni₆₀Cr₁₀Fe_{9.9}Al₁₈Mo₂C_{0.1} Hypoeutectic High-entropy Alloy by Pre-strain and Aging

JIA Yuhao¹, WANG Zhijun², LU Yiping¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China; 2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Hypoeutectic FCC/B2 dual-phase high-entropy alloys often suffer from microstructural heterogeneity and deformation incompatibility between their constituent phases at elevated temperatures, making it difficult to balance strength and ductility. In this work, cold-rolling pre-strain followed by intermediate-temperature aging was applied to a Ni₆₀Cr₁₀Fe_{9.9}Al₁₈Mo₂C_{0.1} hypoeutectic high-entropy alloy to investigate its aging response, L₁₂ precipitation behavior, and tensile properties at 800 °C. Both the 15% and 30% pre-strained samples show pronounced age-hardening responses at 700 °C, with the 30% pre-strained sample reaching a higher peak hardness. TEM results confirmed the formation of L₁₂ ordered precipitates in the FCC matrix after pre-strain aging. The average size of the L₁₂ precipitates is (9.17±0.13) nm in the 15% pre-strain-aged alloy, whereas it increases markedly to (44.60±0.43) nm in the 30% pre-strain-aged alloy. Tensile tests at 800 °C reveals that pre-strain aging increases the yield strength but substantially reduces the elongation. The 15% pre-strain-aged alloy has a yield strength of approximately 743 MPa, but its elongation decreases to approximately 4.7%. When the pre-strain is increased to 30%, the further strength improvement is limited, whereas the elongation further decreases to approximately 1.5%. Fracture analysis indicates that strengthening of the FCC matrix reduces its

收稿日期: 2026-04-16

基金项目: 国家自然科学基金(52501003, U2341261)

作者简介: 贾宇浩, 1996 年生, 博士, 助理研究员. 研究方向为先进合金材料研究. Email: jiayh@dlut.edu.cn

通信作者: 王志军, 1984 年生, 博士, 教授. 研究方向为材料微观组织演化、高性能金属材料及合金设计、金属增材制造研究.

Email: zhjwang@nwpu.edu.cn

卢一平, 1980 年生, 博士, 教授. 研究方向为凝固原理与技术、结构-功能一体化高性能金属材料研究.

Email: luyiping@dlut.edu.cn

引用格式: 贾宇浩, 王志军, 卢一平. Ni₆₀Cr₁₀Fe_{9.9}Al₁₈Mo₂C_{0.1} 亚共晶高熵合金 800 °C 拉伸性能的预应变时效调控[J]. 铸造技术, 2026, 47(6): 663-670.

JIA Y H, WANG Z J, LU Y P. Tailoring the tensile properties at 800 °C of a Ni₆₀Cr₁₀Fe_{9.9}Al₁₈Mo₂C_{0.1} hypoeutectic high-entropy alloy by pre-strain and aging[J]. Foundry Technology, 2026, 47(6): 663-670.

high-temperature deformation compatibility and crack-blunting capability, making cracks more likely to propagate from the B2 phase and FCC/B2 interfaces into the FCC matrix. Therefore, direct pre-strain aging of the as-cast alloy can increase the yield strength at 800 °C but is ineffective at achieving a synergistic improvement in strength and ductility.

Key words: hypoeutectic high-entropy alloy; pre-strain aging; $L1_2$ precipitation; microstructure; high-temperature mechanical properties

高熵合金因多主元组元设计带来的复杂相稳定性、显著固溶强化及迟滞扩散效应,在高温结构材料领域拥有重要研究与应用价值^[1-3]。与单相高熵合金相比,双相高熵合金可通过软硬相协同承载获得更好的强塑匹配,其中 FCC/B2 体系尤受关注。通常,FCC 相提供塑性变形能力,B2 相及其相关有序结构提供强度储备;当两相比例、尺度及相界状态得到合理调控时,材料有望在较宽温区内获得较优综合力学性能^[4-7]。

对于以铸态组织为基础的亚共晶 FCC/B2 双相高熵合金,其高温力学性能常受组织非均匀性和相间变形失配的共同制约。该类合金通常由初生枝晶和枝间共晶区域组成,不同区域在相组成、强化状态和局部塑性能力上存在明显差异,易在外载作用下产生应变集中。同时,B2 相及 FCC/B2 相界附近往往是损伤敏感区域,在中高温拉伸过程中,裂纹易在这些区域萌生并沿局部脆弱路径扩展^[8-9]。因此,这类合金的性能瓶颈并不只在于强度水平,更在于强化与变形协调之间的平衡不足。

预应变-时效是一种典型热机械处理路径,可同时调控位错结构与析出行为。预应变能够提高位错密度并引入储能,为后续析出提供优先形核位置和快速扩散通道^[10-11];时效处理则可进一步调节有序析出相的尺寸、分布和基体强化程度^[12]。对于 FCC/B2 双相高熵合金,该工艺有望提升 FCC 相承载能力,并改变相间应力分配。然而,FCC 相在该类合金中不仅承担承载作用,也承担塑性协调、应力释放和裂纹钝化作用。若预应变时效导致 FCC 基体强化过度,其高温塑性协调能力可能下降,从而使裂纹更容易由 B2 相或 FCC/B2 相界向 FCC 基体扩展。因此,预应变时效对该类合金高温性能的影响并非简单取决于硬度或强度提升,还需结合 $L1_2$ 析出行为、基体强化程度和断裂路径综合分析。

基于此,本文以 $\text{Ni}_{60}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{9.9}\text{Al}_{18}\text{Mo}_2\text{C}_{0.1}$ 亚共晶高熵合金为研究对象,采用冷轧预应变结合中温时效处理,研究预应变时效对其时效响应、 $L1_2$ 析出行为、显微组织及 800 °C 拉伸性能的影响。重点讨论 FCC 基体强化、 $L1_2$ 析出相尺寸演化、相间变形协调及裂纹扩展路径之间的关联,为亚共晶 FCC/B2 双相高熵合金热机械处理工艺优化提供参考。

1 实验材料与方法

研究对象为 $\text{Ni}_{60}\text{Cr}_{10}\text{Fe}_{9.9}\text{Al}_{18}\text{Mo}_2\text{C}_{0.1}$ (原子分数)亚共晶高熵合金。采用真空非自耗电弧熔炼制备,在高纯氩气保护下熔炼,并采用钛锭吸气以降低残余氧含量。为提高成分均匀性,合金锭翻面重熔 6 次后浇注于水冷铜模,获得铸态试样。合金相组成演化趋势及潜在析出类型通过 JMatPro v7.0 软件进行热力学计算。

在铸态试样基础上,通过冷轧分别引入 15% 和 30% 预应变,记为 PS15 和 PS30。预应变后试样分别在 700、750 和 800 °C 下进行不同时长时效处理并水冷,结合显微硬度测试获得时效时间-硬度曲线,以分析后续试验所采用的时效制度。并进行组织观察和力学性能测试。为便于比较,全文将铸态、直接时效态、15% 预应变时效态和 30% 预应变时效态分别记为 AC、PS0-A、PS15-A 和 PS30-A。

显微组织采用 TESCAN MIRA3 扫描电子显微镜(SEM)进行观察,透射样品经机械减薄后采用离子减薄方法制备,并使用 FEI F200 Talos 透射电子显微镜(TEM)进行表征。显微硬度采用 Time Group 维氏硬度计测试,采用维氏压头,载荷为 1 000 g,保载时间为 15 s。高温拉伸试验采用 TSMT EM6.504 万能试验机进行,试验温度为 800 °C,测试气氛为空气。样品标距段长度 20 mm,应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。拉伸断裂后,使用上述扫描电子显微镜对断口及断口纵截面进行观察,用于分析裂纹萌生与扩展特征。

2 实验结果及讨论

2.1 相图分析及工艺设计依据

图 1 为该合金的相摩尔分数随温度变化曲线。结果表明,在 1 200 °C 以下,合金主要由 FCC、 $L1_2$ 和 NiAl 型 B2 相组成;随着温度进一步降低,还可能析出 M_{23}C_6 型碳化物、 μ 相以及 Laves 相。合金组织演化可能同时涉及有序相析出、碳化物形成及局部成分再分配,这些过程将共同影响相界邻域组织状态与变形协调性。需要强调的是,热力学相图反映平衡趋势,实际析出路径还受到动力学过程与缺陷结构的制约。

从热处理窗口看,700~800 °C 兼具一定扩散能

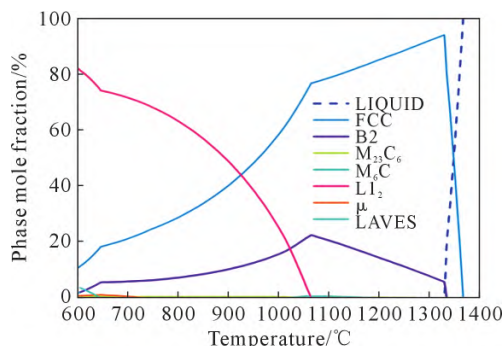


图1 合金的相摩尔分数随温度变化曲线

Fig.1 Variation in the phase mole fraction with temperature for the investigated alloy

力和组织稳定性。一方面,该温区能够促进有序析出相演化,从而改变 FCC 相强化水平;另一方面,该温区通常不足以引起铸态枝晶形貌的明显重构,便于在相同宏观组织基础上比较不同预应变条件下的析出行为和力学响应。因此,本文选取 700~800 °C 开展时效制度筛选,并以 800 °C 拉伸评价高温力学性能。

2.2 时效响应行为

图 2 给出了不同预变量试样在 700、750 和 800 °C 下的时效时间-硬度曲线。总体来看,不论预应变量为 15% 还是 30%,试样均在 700 °C 下表现出最明显的时效硬化响应,其硬度水平整体高于 750 和 800 °C 条件,说明在本研究中,700 °C 更有利于强化效应的建立。该现象反映了析出强化与回复软化之间的竞争关系。在 700 °C 下,溶质扩散足以驱动 L_{12} 等有序析出相演化,而预应变引入的缺陷结构仍能较大程度保留,因此析出强化与位错强化能够共同提高硬度;当时效温度升高至 750 或 800 °C 时,虽然扩散过程加快,但位错回复和析出相粗化也同步增强,从而削弱净强化增量。因此,700 °C 更接近该合金强化效应与组织稳定性之间的平衡温度。

其中,15%预应变合金在 700 °C 时效 12 h 后达到峰值硬度,约为 396 HV;30%预应变合金在相同条

件下的峰值硬度约为 410 HV。较高预应变对应更高峰值硬度,说明预应变引入的缺陷结构能够增强时效响应。这主要是因为较高位错密度不仅为析出提供了优先形核位置,也为短程扩散提供了快速通道,从而促进 FCC 基体强化。基于此,本文选取 700 °C /12 h 作为后续组织观察和力学性能评价的时效制度。

需要指出的是,峰值硬度提高并不等同于 800 °C 强塑性的同步提升。对于 FCC/B2 双相高熵合金而言,高温拉伸性能不仅取决于 FCC 基体强度,还与 FCC 相、B2 相及 FCC/B2 相界之间的变形协调和损伤演化密切相关。若 FCC 基体强化程度过高,其塑性变形、应力释放和裂纹钝化能力可能下降。因此,预应变时效对高温性能的影响仍需结合 L_{12} 析出行为、拉伸性能和断裂特征进一步分析。

2.3 预应变时效后的显微组织特征

图 3 为 15%预应变和 30%预应变样品经 700 °C /12 h 时效后的显微组织。低倍组织观察表明,两种状态均保留了铸态枝晶组织特征,整体形貌与铸态相近,说明该时效制度未引起宏观组织形貌的明显重构,组织演化主要体现在变形亚结构和析出特征上。进一步观察可见,30%预应变时效态合金中 FCC 相内的变形痕迹更为明显,尤其在 FCC/ L_{12} 共晶区域更为突出,表明较高预应变在 FCC 相中引入了更多变形缺陷;相比之下,15%预应变时效态合金中 FCC 相内变形痕迹相对较弱。在 FCC/B2 相界附近,两种状态下 B2 相内网篮状 L_{12} 析出特征差异不明显,说明该区域对预应变变化的响应相对有限。相比之下,FCC 基体内析出相对预应变更加敏感,30%预应变时效态合金中 FCC 基体内析出相尺寸明显大于 15%预应变时效态合金。

为进一步验证 FCC 基体内析出相的晶体结构并定量分析其尺寸特征,对 PS15-A 和 PS30-A 合金进行了 TEM 表征,如图 4 所示。两种预应变时效态

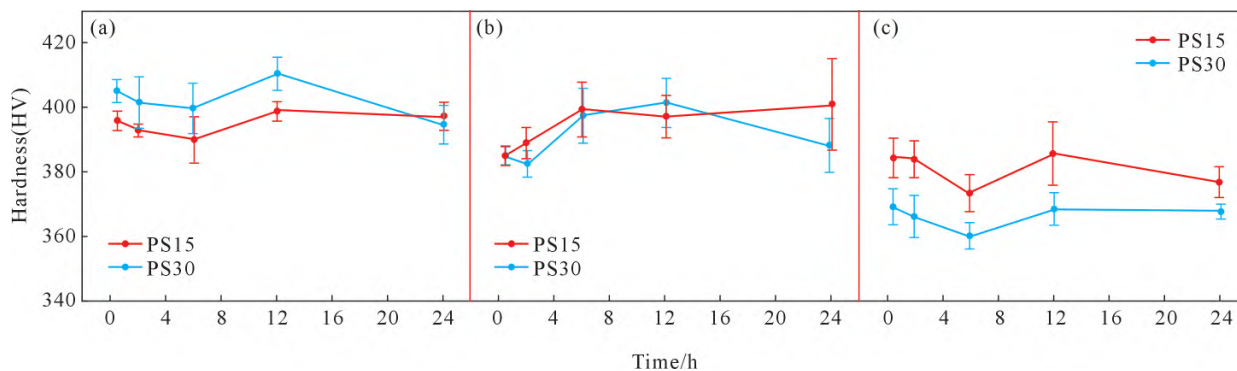


图2 不同预变量合金在不同温度下的时效时间-硬度曲线:(a) 700 °C;(b) 750 °C;(c) 800 °C

Fig.2 Aging time-hardness curves of alloys with different pre-strains at different temperatures: (a) 700 °C; (b) 750 °C; (c) 800 °C

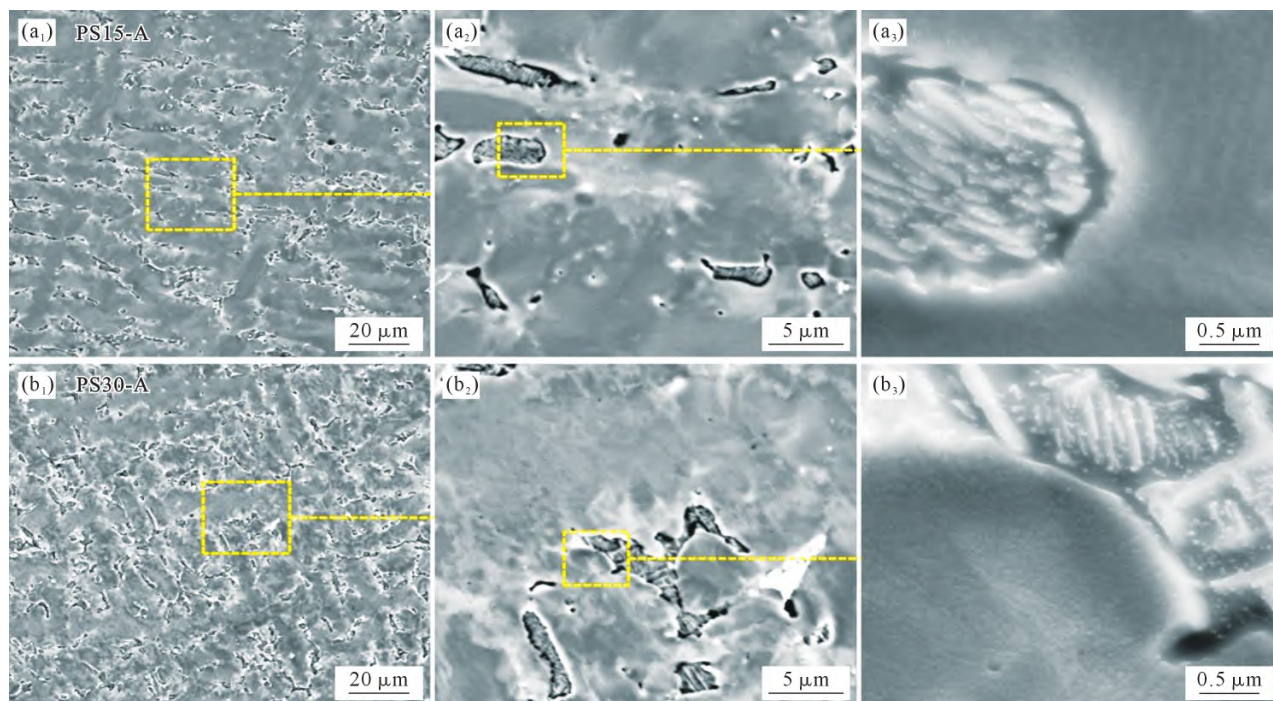


图3 不同预应变变量下合金经 700 °C/12 h 时效后的显微组织:(a₁~a₃) PS15-A 合金;(b₁~b₃) PS30-A 合金

Fig.3 Microstructures of the alloy aged at 700 °C for 12 h under different pre-strains: (a₁~a₃) PS15-A alloy; (b₁~b₃) PS30-A alloy

合金中均可观察到分布于 FCC 基体内的纳米析出相。对应的选区电子衍射结果显示,除 FCC 基体基本衍射斑点外,还存在有序结构相关的超晶格衍射斑点,表明该析出相具有 L₁₂ 有序结构特征。该结果

进一步证实,700 °C/12 h 时效过程中 FCC 基体内发生了 L₁₂ 有序析出。

尺寸统计结果表明,PS15-A 合金中 L₁₂ 析出相较为细小,平均直径为(9.17±0.13) nm,粒径主要集

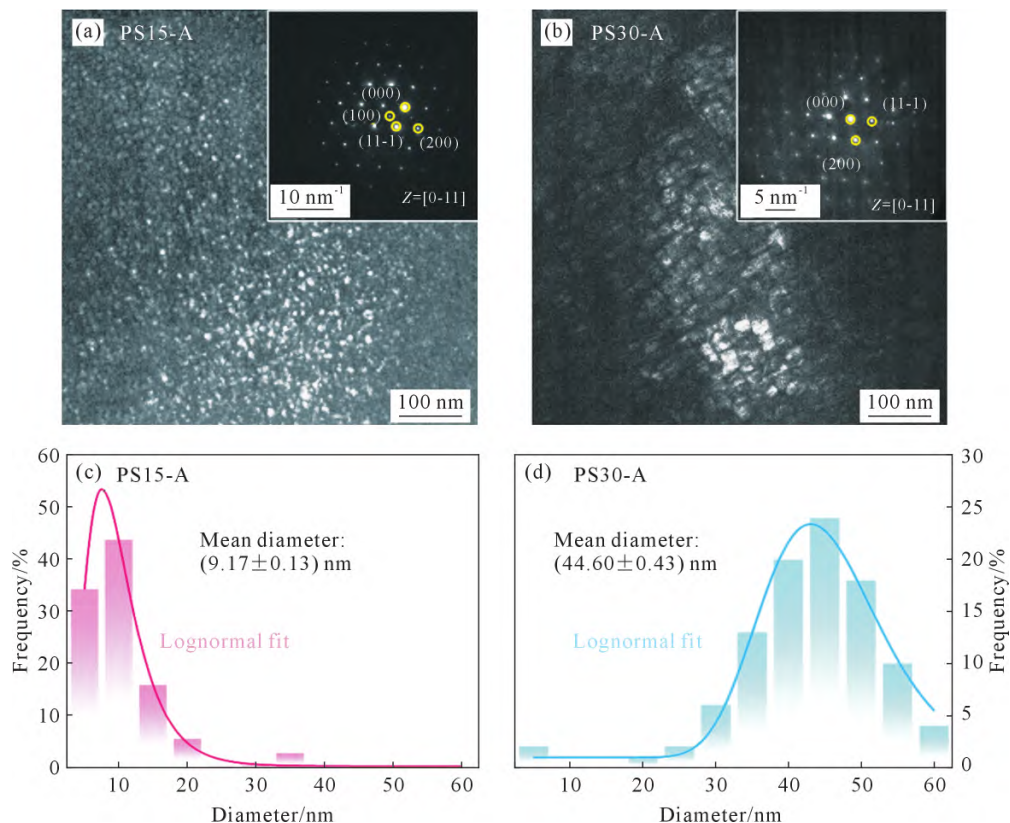


图4 预应变时效态合金中 L₁₂ 析出相的 TEM 表征与尺寸分布:(a, c) PS15-A 合金;(b, d) PS30-A 合金。平均尺寸以平均值±标准误差表示

Fig.4 TEM characterization and size distributions of L₁₂ precipitates in the pre-strain-aged alloys: (a, c) PS15-A; (b, d) PS30-A. The mean diameter is expressed as the mean±standard error

中在 5~15 nm 范围内;而 PS30-A 合金中 L_{12} 析出相明显粗化,平均直径增加至 (44.60 ± 0.43) nm,约为 PS15-A 的 4.9 倍,粒径分布整体向较大尺寸区间移动。该结果说明,较高预应变引入的变形缺陷能够促进时效过程中 L_{12} 析出相演化,并进一步增强 FCC 基体强化程度。

上述 SEM 和 TEM 结果共同表明,预应变时效主要通过改变 FCC 基体中的变形缺陷状态和 L_{12} 析出行为来影响基体强化程度。较高预应变虽然能够提高硬度和基体承载能力,但 L_{12} 析出相明显粗化以及 FCC 基体强化程度提高,也可能削弱 FCC 相在高温拉伸过程中的塑性协调和裂纹钝化作用。因此,预应变时效对该合金 800 °C 拉伸性能的影响,本质上取决于基体强化程度与相间变形协调能力之间的平衡。

2.4 800 °C 拉伸性能

图 5a 给出了铸态、直接时效态、15%预应变时效态和 30%预应变时效态合金样品在 800 °C 下的工程应力-应变曲线。铸态样品表现出较好的综合力学性能,屈服强度超过 670 MPa,伸长率约为 11.5%,表明该合金在铸态条件下已具备较好的高温塑性变形能力。与铸态合金相比,直接时效态样品的屈服强度略有下降,而伸长率明显降低。这表明,单纯时效过程中虽然发生了局部析出和相界邻域组织变化,但并未有效改善 FCC/B2 双相组织的整体变形协调性,反而可能加剧局部硬化差异,使材料在拉伸过程中更易产生应变集中和界面损伤。

引入预应变后,合金在 800 °C 下的屈服强度明显提高。15%预应变时效态合金的屈服强度提高至约 743 MPa,较铸态提高约 70 MPa,但伸长率降至约 4.7%;30%预应变时效态合金同样保持较高屈服强度,但伸长率进一步降至约 1.5%。这表明,预应变时效能够有效提高合金的高温屈服强度,但同时会

显著牺牲塑性。当预应变由 15%增加至 30%时,强度提升幅度已较为有限,而塑性损失进一步加剧,说明继续提高预应变并不能实现高温综合力学性能的同步优化。

结合前述组织和 TEM 结果可以看出,预应变时效后 FCC 基体内形成 L_{12} 有序析出相,基体强化程度提高,从而有利于提高 800 °C 屈服强度。然而, FCC 基体强化程度的提高也会削弱其在高温拉伸过程中的塑性变形、局部应力释放和裂纹钝化能力。特别是在 30%预应变时效态合金中, L_{12} 析出相明显粗化, FCC 基体强化程度更高,使合金更难维持稳定塑性变形。因此,在本研究条件下,预应变时效对该合金 800 °C 拉伸性能的影响主要表现为屈服强度提高而伸长率显著下降。

图 5b 进一步比较了本研究合金与典型镍基高温合金^[13]、钴基高温合金^[13-14]及高熵合金^[9,15-17]在 800 °C 下的比屈服强度与伸长率。可以看出,本研究预应变时效态合金在比屈服强度方面具有一定优势,表明其在高温轻量化承载方面具有潜力。然而,其伸长率整体偏低,尤其是 30%预应变时效态合金塑性储备明显不足,限制了其高温综合力学性能的进一步提升。由此可见,对于该类亚共晶 FCC/B2 双相高熵合金,后续工艺优化不应单纯追求硬度或屈服强度提高,还应重点考虑 FCC 基体塑性保持、相间变形协调及裂纹扩展抑制等问题。

2.5 断裂行为及机制分析

图 6 为不同状态样品在 800 °C 拉伸后的断口纵截面组织。各状态均表现出明显的脆性断裂特征,但裂纹萌生位置和扩展路径存在差异,这与前述组织演化及力学性能变化相对应。

对于直接时效态合金,微裂纹主要在枝晶间 B2 富集区及 FCC/B2 相界附近萌生,并沿相界或硬相邻近区域扩展,说明 B2 相和 FCC/B2 相界仍是该合

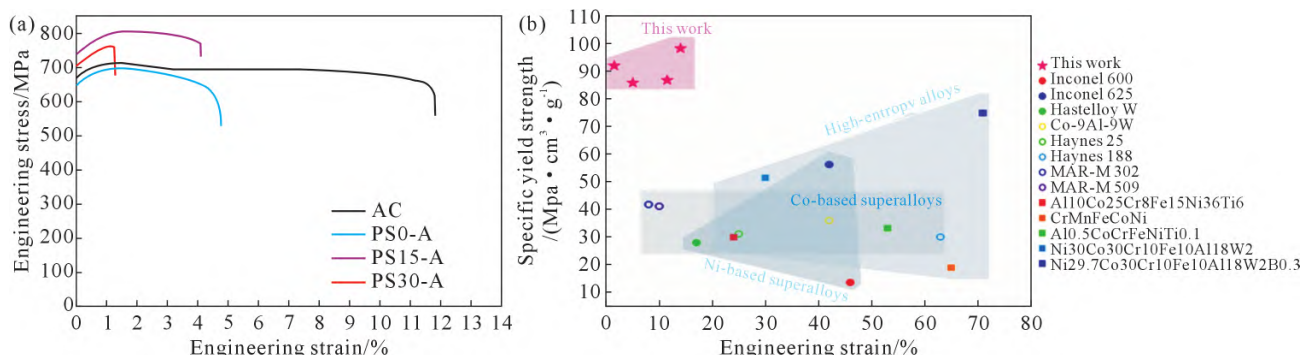


图 5 不同工艺状态合金在 800 °C 下的拉伸性能:(a) 800 °C 工程应力-应变曲线;(b) 本研究合金与典型镍基高温合金、钴基高温合金及高熵合金在 800 °C 下的比屈服强度-工程应变对比图^[9,13-14,15-17]

Fig.5 Tensile properties of the alloy under different processing conditions at 800 °C: (a) engineering stress-strain curves at 800 °C; (b) comparison of specific yield strength and engineering strain at 800 °C between the present alloy and typical Ni-based superalloys, Co-based superalloys, and high-entropy alloys^[9,13-14,15-17]

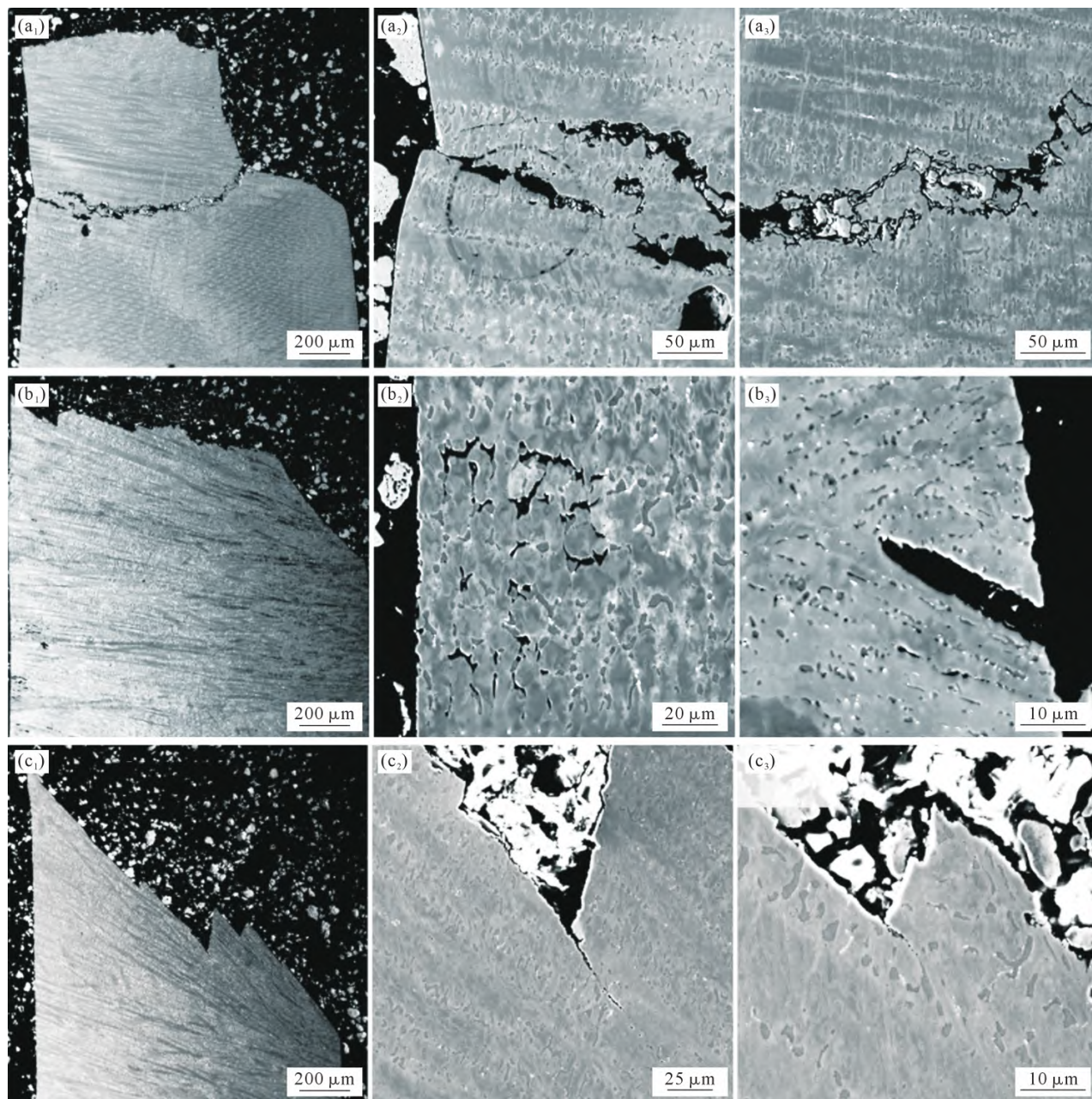


图6 合金的800℃拉伸断口纵截面组织:(a₁~a₃)直接时效态合金;(b₁~b₃)15%预应变时效态合金;(c₁~c₃)30%预应变时效态合金

Fig.6 Cross-sectional microstructures near the fracture surfaces of the alloys tested at 800 °C: (a₁~a₃) PS0-A alloy; (b₁~b₃) PS15-A alloy; (c₁~c₃) PS30-A alloy

金在800℃下的主要损伤敏感区域。由于直接时效未能有效改善FCC基体与B2相之间的变形协调,局部应力集中难以充分释放,因此伸长率明显下降。

对于15%预应变时效态合金,裂纹同样主要在B2相、FCC/B2相界及局部硬质相邻近区域萌生。与直接时效态相比,15%预应变时效态合金中FCC基体内形成了细小L₁₂析出相,基体承载能力提高,因此屈服强度明显增加。然而,该强化并未带来塑性的同步改善。虽然FCC基体仍保留一定局部塑性变形能力,能够在一定程度上延缓裂纹扩展,但其整体伸长率仍明显低于铸态合金,说明预应变时效已削

弱了FCC基体的高温变形协调能力。

随着预应变进一步增加至30%,FCC基体内变形缺陷增多,L₁₂析出相明显粗化,基体强化程度进一步提高。虽然这有助于提高硬度和承载能力,但也会进一步降低FCC相的高温塑性协调和裂纹尖端钝化能力。当裂纹由B2相或FCC/B2相界扩展进入强化后的FCC区域时,FCC基体难以通过充分塑性变形释放局部应力,裂纹因而更易持续扩展。30%预应变时效态合金中裂纹穿过FCC相的现象更为明显,这与其伸长率进一步降低至约1.5%的结果一致。

因此,预应变时效并未改变裂纹优先在B2相

和 FCC/B2 相界附近萌生的基本特征, 但会通过改变 FCC 基体强化状态影响裂纹后续扩展行为。适度预应变能够提高 FCC 基体承载能力, 但仍会降低合金整体塑性; 进一步提高预应变变量会导致 FCC 基体强化程度过高, 使其对裂纹扩展的阻滞作用进一步减弱。这是预应变时效态合金表现为屈服强度提高而塑性下降的主要原因, 也是直接对铸态合金实施预应变时效难以实现 800 °C 强塑协同优化的根本原因。

3 结论

(1) 15% 和 30% 预应变合金在 700 °C 下均表现出明显时效硬化响应, 并在 12 h 达到峰值硬度, 峰值硬度分别约为 396 和 410 HV。较高预应变可增强时效硬化响应, 说明预应变引入的变形缺陷能够促进后续时效强化, 但峰值硬度提高并不等同于 800 °C 强塑性的同步改善。

(2) 经 700 °C/12 h 时效后, 15% 和 30% 预应变时效态合金均保留铸态枝晶组织特征, 宏观组织形貌未发生明显变化。TEM 结果表明, FCC 基体内形成 L_{12} 有序析出相。15% 预应变时效态合金中 L_{12} 析出相较为细小, 平均尺寸为 $(9.17 \pm 0.13) \text{ nm}$; 30% 预应变时效态合金中 L_{12} 析出相明显粗化, 平均尺寸增加至 $(44.60 \pm 0.43) \text{ nm}$, 表明较高预应变促进了 FCC 基体内 L_{12} 析出相长大, 并进一步提高了基体强化程度。

(3) 预应变时效能够提高合金在 800 °C 下的屈服强度, 但会显著降低塑性。15% 预应变时效态合金的屈服强度约为 743 MPa, 伸长率约为 4.7%; 30% 预应变时效态合金虽仍保持较高屈服强度, 伸长率进一步降至约 1.5%。当预应变变量由 15% 增加至 30% 时, 强度提升有限, 而塑性损失进一步加剧, 说明继续提高预应变变量不能实现高温综合力学性能的同时优化。

(4) 断口纵截面分析表明, 裂纹主要在 B2 相及 FCC/B2 相界附近萌生, 并向 FCC 基体扩展。预应变时效增强了 FCC 基体承载能力, 但同时削弱了其高温变形协调和裂纹钝化能力; 30% 预应变时效态合金中 L_{12} 析出相明显粗化, FCC 基体强化程度更高, 裂纹更易穿过 FCC 区域持续扩展。因此, 直接对铸态合金实施预应变时效虽然能够提高 800 °C 屈服强度, 但难以实现强度与塑性的协同优化。

参考文献:

[1] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, VINCENT A J B. Mi-

crostructural development in equiatomic multicomponent alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375-377: 213-218.

[2] 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.

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

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

[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: 6200.

[6] LU Y P, GAO X Z, JIANG J, CHEN Z N, WANG T M, JIE J C, KANG H J, ZHANG Y B, GUO S, RUAN H H, ZHANG 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] 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 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy [J]. *Acta Materialia*, 2017, 141: 59-66.

[8] CAMPBELL F C. Campbell. Elements of metallurgy and engineering alloys [M]. Geauga: ASM International, 2008.

[9] JIA Y H, WANG Z J, WU Q F, WEI Y F, BAI X Y, LIU L X, WANG J Y, LIU X M, WANG L, HE F, LI J J, WANG J C. Boron microalloying for high-temperature eutectic high-entropy alloys [J]. *Acta Materialia*, 2024, 262: 119427.

[10] SUN S J, TIAN Y Z, LIN H R, LU S, YANG H J, ZHANG Z F. Modulating the prestrain history to optimize strength and ductility in CoCrFeMnNi high-entropy alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2019, 163: 111-115.

[11] SUN S J, TIAN Y Z, LIN H R, WANG Z J, ZHANG Z F. Revisiting the role of prestrain history in the mechanical properties of ultrafine-grained CoCrFeMnNi high-entropy alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 801: 140398.

[12] YANG Z S, WANG Z J, GUO B J, CAO R T, WU Q F, CUI D C, ZHANG K W, LI J J, WANG J C, HE F. Non-monotonous effect of pre-strain on the precipitates and strengthening mechanisms of high-entropy alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 906: 164338.

[13] DAVIS J R. Nickel, cobalt, and their alloys [M]. Geauga: ASM International, 2000.

[14] ZHANG B S, GUAN Q, YU Y X, SHA J B. Dislocation evolution of a novel Co-Al-W based single crystal alloy with a $\gamma\text{-CoSS}/\gamma'\text{-Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ coherent microstructure around flow stress anomaly temperature from yielding to fracture [J]. *Materials Characterization*, 2023, 205: 113342.

[15] DAOUD H M, MANZONI A M, WANDERKA N, GLATZEL U. High-temperature tensile strength of $\text{Al}_{10}\text{Co}_{25}\text{Cr}_8\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{36}\text{Ti}_6$ compositionally complex alloy (high-entropy alloy) [J]. *JOM*, 2015, 67 (10): 2271-2277.

- [16] OTTO F, DLOUHÝ A, SOMSEN C, BEI H, EGGELER G, GEORGE E P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61: 5743-5755.
- [17] PARK K, IFTIKHAR H, SHIN S, JUNG Y, LEE K, LEE C, SONG

G. Balanced mechanical properties of $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNiTi}_{0.1}$ high entropy alloy under extreme environments from cryogenic temperature to 800 °C [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1010: 178199.

(责任编辑:宫文婧)