

热处理对定向凝固 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金组织及力学性能的影响

刘桐^{1,2}, 封涵文², 高雪峰¹, 王刚³, 秦刚¹, 陈瑞润¹

(1. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家重点实验室, 黑龙江哈尔滨 150001;

2. 中国科学院金属研究所 轻质高强材料研究部, 辽宁沈阳 110016;

3. 大连海泰轴承制造有限公司, 辽宁大连 116300)

摘要: 采用X射线衍射(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)和电子万能材料试验机研究了热处理工艺对定向凝固 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金组织及力学性能的影响。结果表明,合金经1 200 °C、2 h的固溶处理后晶间无偏析,在700 °C时效过程中合金中析出了TCP相和 L_{12} 相;随时效时间增加, L_{12} 相逐渐长大而TCP相尺寸没有较大变化,合金屈服强度由511 MPa提升至597 MPa,合金经8 h时效后性能接近峰值; L_{12} 相带来的沉淀强化是合金屈服强度提升的主要原因。相关结果为定向凝固高熵合金的性能调控提供一定的参考。

关键词: 定向凝固; 高熵合金; L_{12} 相; 热处理; 力学性能; 沉淀强化; TCP相; 固溶处理; 时效处理

中图分类号: TG113; TG139 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 04-0323-07

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0046

Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Directionally Solidified $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ High Entropy Alloys

LIU Tong^{1,2}, FENG Han-wen², GAO Xue-feng¹, WANG Gang³, QING Gang¹, CHEN Rui-run¹

(1. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, Heilongjiang, China; 2. Light and High Strength Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China; 3. Dalian Haitai Bearing Manufacturing Company Limited, Dalian 116300, Liaoning, China)

Abstract: The effect of heat treatment process on the microstructure and mechanical properties of directionally solidified $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ high entropy alloy was studied using X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), and an electronic universal material testing machine. The results show that there is no interdendritic segregation in the alloy after solid solution treatment at 1 200 °C for 2 h, and during aging process at 700 °C, the TCP and L_{12} phases precipitate in the alloy; with increase of the aging time, the sizes of L_{12} phases increase while that of TCP phases did not change; with the increase of aging time, the yield strength of the alloy increases from 511 MPa to 597 MPa, which approaches the peak value of property after aging for 8 h; the precipitation strengthening provided by L_{12} phase is the main reason for the increase of yield strength of the alloy. The relevant results provide some references for the performance control of directionally solidified high entropy alloys.

Key words: directional solidification; high entropy alloy; L_{12} phase; heat treatment; mechanical property; precipitation strengthening; TCP phase; solution treatment; aging treatment

2004年, Yeh等人将五种及五种元素以上等比例或近等比例混合的合金称为高熵合金(HEA)^[1]。近年来,高熵合金的设计不仅限于单相固溶体结构^[2-3]。为

了提高面心立方(FCC)相HEA的强度,添加合金元素以形成第二相,如 L_{12} 相、BCC相和Laves相等^[4-6]。其中, L_{12} 相使合金具有优异强度的同时具有较好塑

基金项目: 国家自然科学基金项目(52425401和52404357)。

收稿日期: 2025-12-30收到初稿,2026-01-15收到修订稿。

作者简介: 刘桐(1994-),男,博士,助理研究员,主要研究方向为定向凝固高熵合金设计与性能优化。E-mail: liutong0219@imr.ac.cn

通信作者: 陈瑞润,男,教授,博士,博士生导师。电话:18846127176, E-mail: ruirunchen@hit.edu.cn

秦刚,男,教授,博士,博士生导师。电话:18846126604, E-mail: gangqin@hit.edu.cn

引用格式: 刘桐,封涵文,高雪峰,等.热处理对定向凝固 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金组织及力学性能的影响[J].铸造,2026,75(4):323-329.

LIU Tong, FENG Hanwen, GAO Xuefeng, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of directionally solidified $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ high entropy alloys [J]. Foundry, 2026, 75(4): 323-329.

性, L_{12} 相可以阻碍位错的运动, L_{12} 相和FCC相之间的共格界面可以避免 L_{12} 和FCC界面处的局部应力集中和微裂纹形核^[7-8]。

铸态高熵合金中 L_{12} 相多分布在合金的枝晶间偏析区, 沉淀相的尺寸、形貌和体积分数无法调控, 难以实现合金性能的调控。 L_{12} 相熔点低于FCC相, 通过热处理工艺可以实现合金性能的进一步提升^[9-11]。He等人对 $\text{FeCoNiCr}_{100-x-y}\text{Ti}_x\text{Al}_y$ ($x=1\sim3$, $y=4\sim9$) 合金的沉淀行为和力学性能进行了系统性的研究, 时效过程中纳米尺寸的 L_{12} 相在晶粒内析出, 对 $(\text{FeCoNiCr})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$ 高熵合金进行热机械加工和热处理, 在室温下获得了优异的拉伸性能^[12-13]。Yang等人研究了 $\text{Ni-30Co-13Fe-15Cr-6Al-6Ti-0.1B}$ (at.%) HEA的双级时效工艺, 消除有害的晶间异质结构, 从而获得对中温脆化的卓越抵抗力并增强高温强度^[14]。 L_{12} 相强化型高熵合金具有较为优异的高温强度和组织稳定性。

通过定向凝固技术可以有效减少合金的横向晶界, 提高合金力学性能, 但较低的凝固速率加剧了合金内强化元素的偏析。作者研究了定向凝固态和铸态 $\text{Ni}_{40.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}$ 高熵合金的组织特征, 由于Ta元素的偏析导致定向凝固态合金内出现TCP相^[15-16]。Chen等人通过定向凝固技术制备了单晶 L_{12} 相强化型高熵合金, 热处理后消除合金内偏析, 且合金的高温屈服强度接近第二代单晶高温合金^[17]。

基于以上研究背景, 本课题在 $\text{Ni}_{40.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}$ 合金基础上设计制备了定向凝固 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金, 系统研究了热处理工艺对其组织及力学性能的影响, 揭示合金的强化机制, 为进一步设计高性能 L_{12} 相强化型高熵合金提供理论指导和科学依据。

1 试验方法

采用真空电弧熔炼制备 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金铸锭, 铸锭反复熔化6次以确保成分均匀。从铸锭上切下直径为7 mm的棒作为母材。图1为定向凝固装置的示意图。石墨的热辐射传递用于加热样品。使用内径为7 mm的氧化铝管放置母材合金。加热温度为

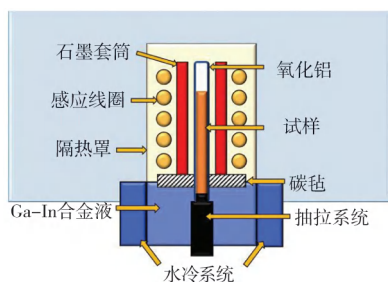


图1 定向凝固装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of directional solidification apparatus

1 600 °C, 保温时间为1 h。抽拉系统以100 $\mu\text{m/s}$ 的速率将样品拉入Ga-In合金液中。

通过高温热处理炉对定向凝固合金进行1 200 °C、保温2 h的固溶处理和700 °C、保温2 h、4 h、8 h、16 h和24 h的时效处理。通过X射线衍射(XRD)分析合金的相结构, 扫描范围为 $20^\circ\sim 100^\circ$, 扫描速度为 $1^\circ/\text{min}$ 。在 $50^\circ\sim 52^\circ$ 范围精扫(扫描速度为 $0.1^\circ/\text{min}$), 进行分峰拟合确定合金中 L_{12} 相的存在。通过线切割切取试样进行组织观察, 试样经抛光后进行腐蚀, 腐蚀液为: 硫酸铜100 g/L, 浓盐酸500 mL/L, 高纯酒精500 mL/L, 试样腐蚀时间为60 s。通过扫描电子显微镜(SEM)观察了合金表面组织形貌。采用电火花数控线切割机从合金试样中切割出狗骨形平面拉伸试样, 试样尺寸为 $20\text{ mm}\times 2\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 。使用电子万能材料试验机(AG-X+250KN)测试拉伸样品的强度和塑性, 应变率为 $1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$, 每组样品测试三次。

2 结果与讨论

通过JMatPro软件计算了 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金的相图, 结果如图2所示。计算结果表明合金中存在三种相, 即FCC相、 L_{12} 相和TCP相。TCP相的体积分数小于 L_{12} 相。

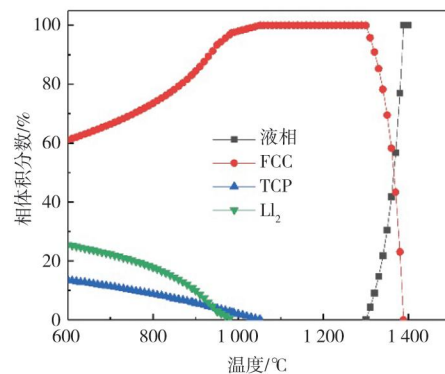


图2 定向凝固 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金相图
Fig. 2 Phase diagram of the directionally solidified
 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ HEA

图3为定向凝固 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金固溶处理前后的组织形貌。由图可知定向凝固态合金存在明显的偏析, 经过固溶处理后基体内无第二相, 且元素分布均匀。

图4为700 °C下保温2~24 h获得的 $\text{Ni}_{36.5}\text{Co}_{30}\text{Cr}_{11}\text{Fe}_{11}\text{Al}_6\text{Ta}_{1.5}\text{W}_4$ 高熵合金的显微组织图。由图4(a)-(e)可知, 试样表面存在小尺寸亮白色的相, 且随着时效时间的增加该相没有长大的趋势, 样品经过腐蚀后沉淀相消失留下大小不一的凹坑。基于图2的分析, 亮白色的相是TCP相, 凹坑内的沉淀相为

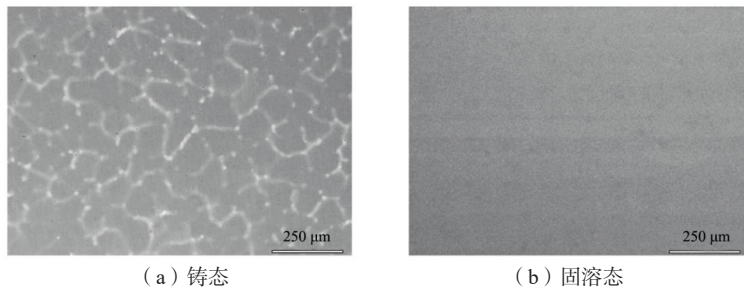


图3 固溶处理前后定向凝固 $Ni_{36.5}Co_{30}Cr_{11}Fe_{11}Al_6Ta_{1.5}W_4$ 高熵合金的显微组织图

Fig. 3 Microstructure images of the directionally solidified $Ni_{36.5}Co_{30}Cr_{11}Fe_{11}Al_6Ta_{1.5}W_4$ HEAs before and after solution treatment

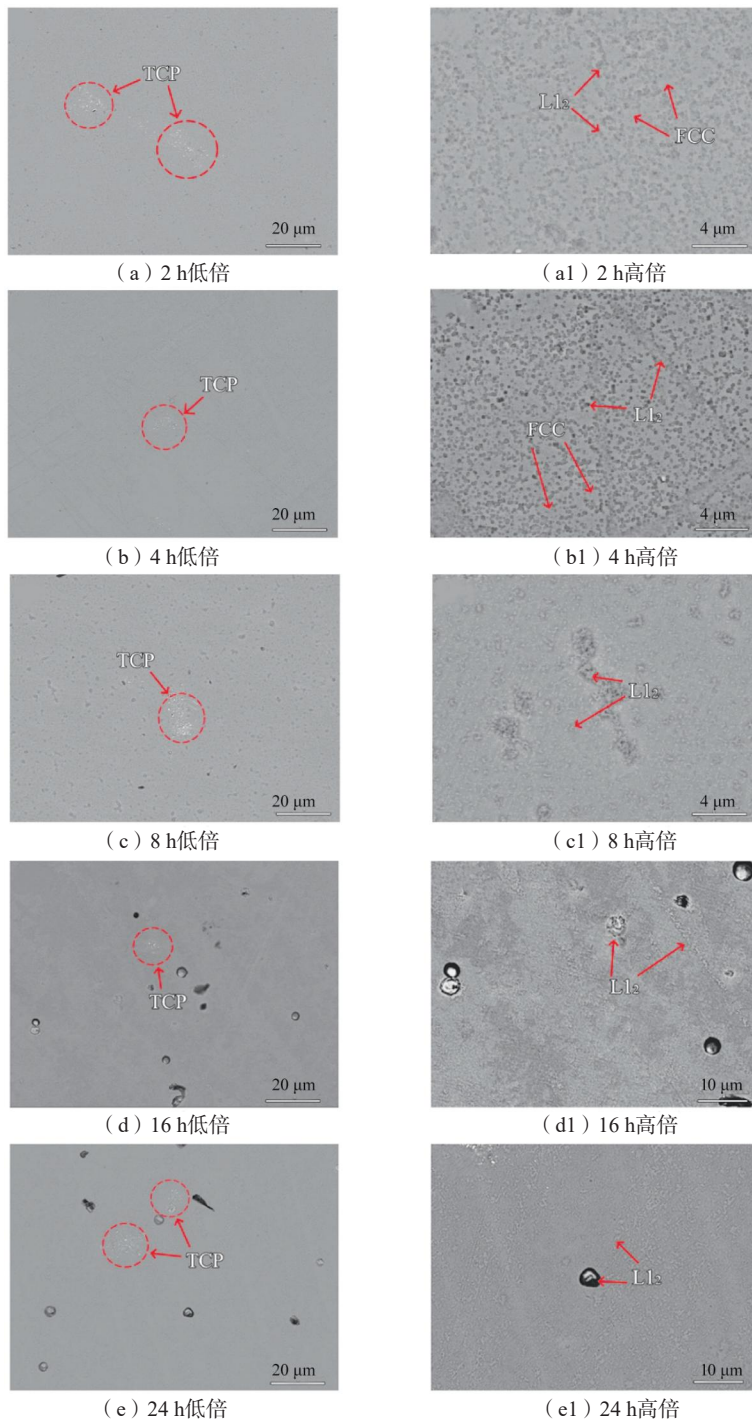


图4 不同时效时间下, 定向凝固 $Ni_{36.5}Co_{30}Cr_{11}Fe_{11}Al_6Ta_{1.5}W_4$ 高熵合金的显微组织图

Fig. 4 Microstructure images of the directionally solidified $Ni_{36.5}Co_{30}Cr_{11}Fe_{11}Al_6Ta_{1.5}W_4$ HEAs under different aging times

L₁₂相。随时效时间增加L₁₂相尺寸变大,时效时间超过16 h时L₁₂相尺寸不再变化。如图4(a1)-(c1)所示,合金中析出了细小弥散的L₁₂相,随着失效时间增加,L₁₂相存在相互融合长大的趋势。如图4(c1)所示,合金经8 h时效后部分大尺寸L₁₂相直径达到1.5 μm;部分L₁₂相仍为球状纳米级沉淀相,直径约为307 nm。随着时效时间的增加,合金表现出两种尺寸的L₁₂相形貌,条状L₁₂相继续粗化至球状,部分L₁₂相尺寸仍保持纳米尺度呈球状粗化。如图4(d1)-(e1),小尺寸的相也随着时效时间逐渐粗化,形状接近球状。时效8 h后,合金的L₁₂相体积分数没有明显变化但尺寸增加。

表1为时效8 h时合金中各相的成分。W在L₁₂相中的含量远高于其他相中含量。表明W元素有助于形成L₁₂相,Co₃(Al, W)相为典型的L₁₂相^[18]。W、Ta和Al元素在L₁₂相中的原子百分比接近25%,表明L₁₂相结构为Co₃(Al, W)。

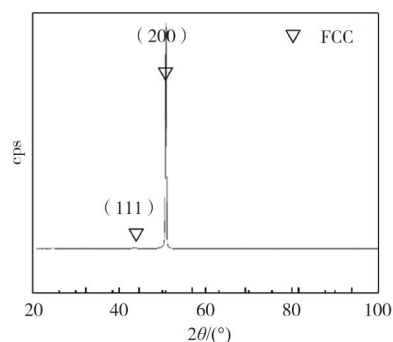
图5为定向凝固Ni_{36.5}Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆Ta_{1.5}W₄高熵合金在700 °C下时效8 h的XRD图。图5(a)为高熵合金在20°~100°的XRD扫描图,合金中只存在FCC相。结

表1 700 °C时效8 h合金中各相的成分
Tab. 1 Compositions of each phase in the alloy after aging at 700 °C for 8 h at. %

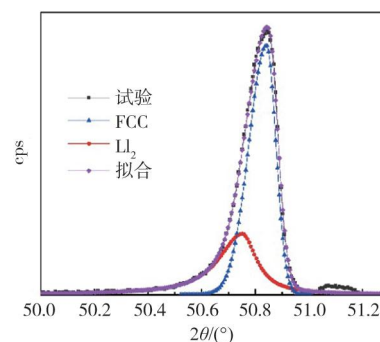
相种类	Co	Cr	Fe	Ni	Al	Ta	W
FCC	30.36	12.26	11.13	33.96	6.43	1.98	3.88
L ₁₂	25.81	14.89	10.21	27.92	6.05	4.26	10.86
TCP	26.12	9.02	8.09	32.26	2.96	14.23	7.32

合前文分析,对合金50°~52°进行了精扫,并通过双峰拟合对合金的精扫结果进行拟合,结果如图5(b)所示。FCC和L₁₂相的晶格常数分别为0.359 12 nm以及0.359 72 nm,两相间的错配度为0.167%,表明两相共格。

图6为合金在不同时效时间下的应力应变曲线。当时效时间从2 h增加到16 h,合金的屈服强度从511 MPa提升至597 MPa。时效时间为2~8 h时,合金的性能提升显著。时效时间超过8 h时,合金性能的改变并不明显。时效时间为2 h时合金塑性最佳,断裂应变均大于30%,表明合金塑性较好。



(a) 20°~100°



(b) 50°~52°精扫

图5 时效8 h时,定向凝固Ni_{36.5}Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆Ta_{1.5}W₄高熵合金的XRD图谱

Fig. 5 XRD patterns of the directionally solidified Ni_{36.5}Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆Ta_{1.5}W₄ HEAs when aging for 8 h

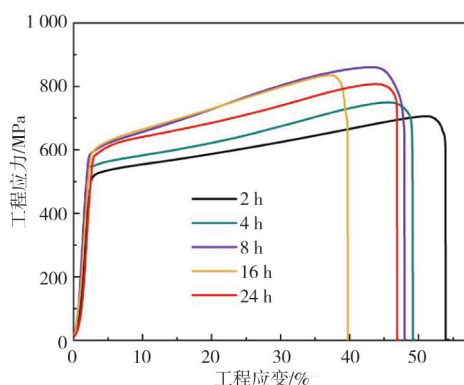


图6 不同时效时间定向凝固Ni_{36.5}Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆Ta_{1.5}W₄高熵合金应力应变曲线

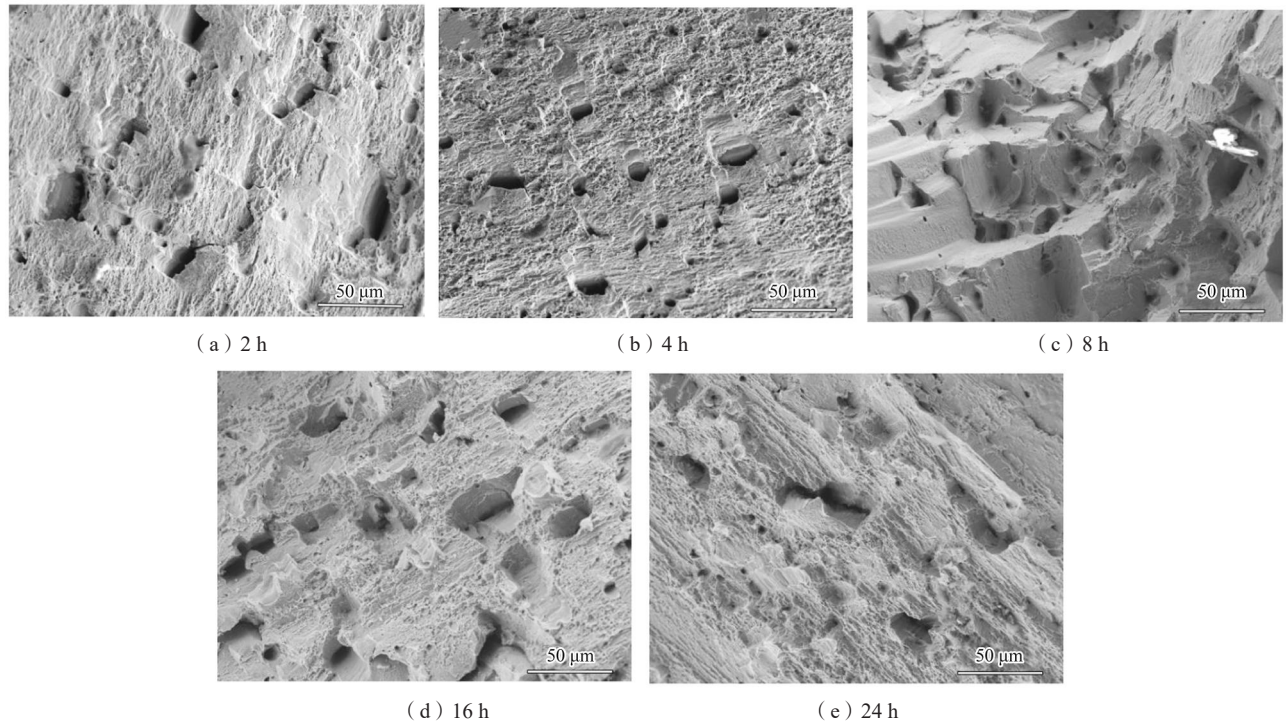
Fig. 6 The stress-strain curves of the directionally solidified Ni_{36.5}Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆Ta_{1.5}W₄ HEAs under different aging times

图7为合金在不同时效时间下的室温断口形貌。如图7(a)-(b)所示,试样的断口表面存在大量韧窝,随着时效时间由2 h增加到4 h,样品表面大尺寸韧窝直径由35 μm降低至20 μm,表明合金为韧性断裂。如图7(c)-(e)所示,时效时间为8 h时,观察试样的表面存在撕裂棱、韧窝、孔洞以及解理平台,表明合金由韧性断裂转变为韧脆混合断裂。

热处理态定向凝固Ni_{36.5}Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆Ta_{1.5}W₄高熵合金中,主要考虑W和Ta的固溶强化、TCP相的界面强化以及L₁₂相的沉淀强化。其屈服强度可以表示为:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_p + \Delta\sigma_{TCP} \quad (1)$$

式中:σ₀代表晶格摩擦力,这里计为Ni₄₂Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆

图7 不同时效时间定向凝固Ni_{36.5}Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆Ta_{1.5}W₄高熵合金断面形貌Fig. 7 The fracture morphologies of the directionally solidified Ni_{36.5}Co₃₀Cr₁₁Fe₁₁Al₆Ta_{1.5}W₄ HEAs under different aging times

的强度, 即177 MPa^[16]; $\Delta\sigma_{ss}$ 、 $\Delta\sigma_p$ 和 $\Delta\sigma_{TCP}$ 分别为固溶强化、L₁₂相的沉淀强化和TCP相的界面强化值。

对于合金的固溶强化贡献主要为Ta和W元素在FCC相中的固溶, $\Delta\sigma_{ss}$ 的计算公式如下^[19]:

$$\Delta\sigma_{ss} = M \frac{G\varepsilon_s^{3/2}c^{1/2}}{700} \quad (2)$$

式中: M 为泰勒因子, 值为3.06; G 为剪切模量, 值为78.5 GPa; c 为Ta和W元素在FCC相中含量, 即1.98%和3.88%; ε_s 为参数, 涉及到弹性错配 ε_c 以及尺寸错配 ε_a 值, 计算公式:

$$\varepsilon_s = \left| \frac{\varepsilon_c}{1 + \frac{1}{2}|\varepsilon_c|} - 3\varepsilon_a \right| \quad (3)$$

$$\varepsilon_c = \frac{1}{G} \frac{\partial G}{\partial c} \quad (4)$$

$$\varepsilon_a = \frac{1}{\alpha} \frac{\partial \alpha}{\partial c} \quad (5)$$

式中: α 为晶格常数。从计算结果看, 弹性错配要远小于尺寸错配, 因此将尺寸错配作为 ε_s 带入公式(2), 固溶强化值为88.41 MPa。

对于沉淀强化, 主要是考虑不同尺寸的L₁₂相对于合金性能的影响, 因此沉淀强化的 $\Delta\sigma_p$ 可以表示为:

$$\Delta\sigma_p = \Delta\sigma_{L_{12}f} V_{pf} + \Delta\sigma_{L_{12}s} V_{ps} \quad (6)$$

式中: V_{pf} 和 V_{ps} 为大尺寸L₁₂相和纳米尺寸L₁₂相的体积分数; $\Delta\sigma_{L_{12}f}$ 和 $\Delta\sigma_{L_{12}s}$ 则分别为其强度值, 计算公式如下:

$$\Delta\sigma_{L_{12}} = \left(\frac{0.4GbM}{\pi\lambda_p(1-\nu)^{0.5}} \right) \cdot \ln \left(\frac{1.63r}{b} \right) \quad (7)$$

$$\lambda_p = \sqrt{\frac{2}{3}} r \left(\sqrt{\frac{\pi}{4f}} - 1 \right) \quad (8)$$

式中: ν 为泊松比, 计为0.3; b 为Burgers矢量, 值为0.256; λ_p 为L₁₂相在合金中的沉淀间距, 其值计算如式(8); L₁₂相的剪切模量 G 为84.54 GPa^[16]; V_{ps} 和 V_{pf} 分别为13.59%和41.89%; f 为沉淀相体积分; $\Delta\sigma_{L_{12}f}$ 和 $\Delta\sigma_{L_{12}s}$ 的值为37.74 MPa以及894.25 MPa。得到 $\Delta\sigma_p$ 值为379.73 MPa。

对于合金的界面强化值, 主要是考虑FCC/TCP相的界面强化, 计算公式如下:

$$\Delta\sigma_{TCP} = \Delta\sigma_{int} V_{TCP} \quad (9)$$

式中: $\Delta\sigma_{int}$ 为合金的界面强化值。 $\Delta\sigma_{TCP}$ 的计算采用以下公式^[20-22]:

$$\Delta\sigma_{int} = \sqrt{\frac{Gb\tau_{TCP}}{\pi(1-\nu)}} \sqrt{\frac{1}{L}} \quad (10)$$

$$\tau_{TCP} = \tau_a + \tau_k \quad (11)$$

$$\tau_a = \frac{\pi k^2}{bG_{TCP}(1-\nu)} \quad (12)$$

$$\tau_k = \frac{G_{FCC}(G_{FCC} - G_{TCP})}{8\pi(G_{TCP} + G_{FCC})} \quad (13)$$

式中: b 为Burgers矢量, 值为0.159; k 为霍尔佩奇系数, 值为0.145 MPa·m^{0.5}; L 为位错堆积长度, 值为100 nm; τ_{TCP} 为界面阻挡强度; τ_a 为界面独立阻挡强度; τ_k 为Koehler应力; G_{TCP} 的值为96.95 GPa; V_{TCP} 的值为2.77%; 界面阻挡强度 τ_{TCP} 的值为5.96 GPa; $\Delta\sigma_{int}$ 的

为646.35 MPa; $\Delta\sigma_{TCP}$ 的计算结果为17.90 MPa。

所有强化机制的贡献值对比如图8所示, 计算得到强度值为662.63 MPa, 试验实际测得的值为582 MPa, 相差80.63 MPa。这可能是由于合金表面存在TCP相的区域几乎无 L_{12} 相, 导致 L_{12} 相的体积分数的统计值偏高。由图8可以看出合金中 L_{12} 相对强度的提升要明显优

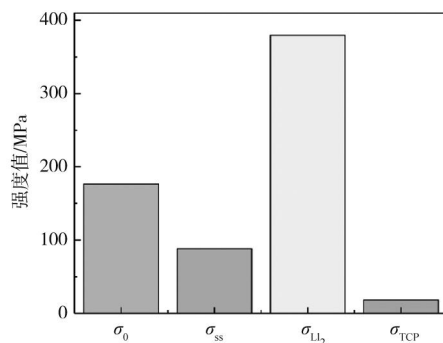


图8 700 °C时效8 h合金强度贡献

Fig. 8 The strength contributions for the alloy under aging at 700 °C for 8 h

参考文献:

- [1] 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.
- [2] YANG X, QIN G, FENG L, et al. Development of high-strength and high-ductility high-entropy alloys via directional solidification: a multifaceted strengthening approach [J]. *International Journal of Plasticity*, 2025, 191: 104403.
- [3] FENG L, QIN G, YANG X, et al. Simultaneous strength and ductility enhancement in $Co_{29}Cr_{31}Cu_4Mn_{15}Ni_{21}$ high entropy alloy through fully coherent nano-precipitates [J]. *Materials Characterization*, 2025, 225: 115113.
- [4] FANG J Y C, LIU W H, LUAN J H, et al. FCC-BCC phase transformation induced simultaneous enhancement of tensile strength and ductility at high strain rate in high-entropy alloy [J]. *International Journal of Plasticity*, 2023, 169: 103730.
- [5] TANG X C, HOU Y Y, WANG C L, et al. Microstructure and mechanical properties of $CoCrFeNiTa$ high entropy alloy prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering [J]. *Materials Characterization*, 2024, 210: 113826.
- [6] YE X C, DIAO Z H, KANG H J, et al. A new strategy for the design of triple-phase eutectic high-entropy alloys based on infinite solid solution and pseudo-ternary method [J]. *Nano Letters*, 2024, 24 (20): 6117–6123.
- [7] LU W, LUO X, YANG Y, et al. Nano-precipitates strengthened non-equiatomic medium-entropy alloy with outstanding tensile properties [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 780: 139218.
- [8] HUANG X, HUANG L, PENG H, et al. Enhancing strength-

于其他强化机制, 通过热处理调控定向凝固 L_{12} 相强化型高熵合金具有重要意义。

3 结论

系统研究了热处理对定向凝固 L_{12} 相强化高熵合金组织与力学性能的影响, 对该合金的相组成、显微组织、力学性能和强化机制进行了分析, 获得以下结果。

(1) 时效处理促使合金中析出了 L_{12} 相和少量TCP相, 随着时效时间增加 L_{12} 相长大, TCP相几乎不变。

(2) 随时效时间的增加, 合金的屈服强度由511 MPa提升至597 MPa, 时效时间超过8 h时, 合金的力学性能几乎没有变化。

(3) 计算了固溶强化、沉淀强化和FCC/TCP界面强化对合金强度的贡献, 结果表明, 沉淀强化对于合金强度的贡献更大, 表明通过热处理调控 L_{12} 相的析出可以实现合金性能的改变。

- [9] DING X Y, WANG W G, ZHANG H J, et al. Study on microstructure and high temperature stability of $WTaVTiZr_x$ refractory high entropy alloy prepared by laser cladding [J]. *Entropy*, 2024, 26 (1): 103390.
- [10] LIU K, WANG J Y, LI X, et al. A new lightweight $Al_{2.7}TiVCrCu$ high entropy alloy with excellent strength and toughness after homogenization treatment [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2023, 869: 144779.
- [11] GAO X F, LIU T, ZHANG X F, et al. Precipitation phase and twins strengthening behaviors of as-cast non-equiatomic $CoCrFeNiMo$ high entropy alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 918: 165584.
- [12] HE J Y, WANG H, WU Y, et al. Precipitation behavior and its effects on tensile properties of $FeCoNiCr$ high-entropy alloys [J]. *Intermetallics*, 2016, 79: 41–52.
- [13] HE J Y, WANG H, HUANG H L, et al. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties [J]. *Acta Materialia*, 2016, 102: 187–196.
- [14] YANG T, ZHAO Y L, FAN L, et al. Control of nanoscale precipitation and elimination of intermediate-temperature embrittlement in multicomponent high-entropy alloys [J]. *Acta Materialia*, 2020, 189: 47–59.
- [15] LIU T, GAO X F, QIN G, et al. Microstructure evolution and strengthening mechanism of directional solidification $Ni_{40.5}Co_{30}Cr_{11}Fe_{11}Al_6Ta_{1.5}$ high entropy alloy [J]. *Materials Characterization*, 2023, 205: 113302.

- [16] LIU T, CHEN D Z, GAO X F, et al. Microstructure and strengthening mechanism of non-equiatom AlCoCrFeNi high entropy alloy via Ta alloying [J]. *Intermetallics*, 2026, 189: 109114.
- [17] CHEN H Q, YUAN X T, REN W L, et al. A new single crystal high entropy alloy with excellent high temperature tensile property [J]. *Materials Research Express*, 2020, 7 (4) : 046507.
- [18] HE J, ZENK C H, ZHOU X, et al. On the atomic solute diffusional mechanisms during compressive creep deformation of a Co-Al-W-Ta single crystal superalloy [J]. *Acta Materialia*, 2020, 184: 86–99.
- [19] CHEN S S, BAO L, YANG H T, et al. Study of microstructure evolution and strengthening mechanisms in $\text{Mo}_x(\text{Nb}_3\text{TaTi}_3\text{Zr})_{100-x}$ high-entropy alloys [J]. *AIP Advances*, 2024, 14 (3) : 035244.
- [20] SHIM S H, POURALIAKBAR H, HONG S I. Hierarchical structured as-cast CrFeNiMn_{0.5}Cu_{0.5} high entropy alloy with excellent tensile strength/ductility properties [J]. *Scripta Materialia*, 2022, 210: 114473.
- [21] BASU I, DE HOSSON J T M. Strengthening mechanisms in high entropy alloys: fundamental issues [J]. *Scripta Materialia*, 2020, 187: 148–156.
- [22] BASU I, OCELIK V, DE HOSSON J T M. BCC-FCC interfacial effects on plasticity and strengthening mechanisms in high entropy alloys [J]. *Acta Materialia*, 2018, 157: 83–95.