

双时效策略助力 $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 高熵合金高温塑性提升

Dual Aging Strategy Helps Enhance the High-temperature Plasticity of the High-entropy Alloy $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$

供稿|吴亚奇^{1,2}, 张勇³ / WU Yaqi^{1,2}, ZHANG Yong³

内
容
导
读

高熵合金因其优异的综合性能,在极端环境中展现出巨大应用潜力。然而,在高温条件下,这类合金的晶界处容易产生不连续沉淀相,它不仅削弱晶界强度,还成为裂纹的“策源地”,导致材料过早断裂,严重限制了其高温使用性能。为攻克这一难题,研究人员设计了一种新型高熵合金—— $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$,并创新性地提出“双时效”热处理策略。该策略通过分阶段调控合金中强化相的析出行为,有效抑制了晶界有害结构的形成,显著增强了材料在 700 °C 下的晶界稳定性与变形能力。实验结果表明,经过双时效处理的合金在保持高强度的同时,延伸率大幅提升至 9.3%,远优于传统热处理下的 2%。断口分析也显示出韧性断裂特征,进一步验证了该策略在提升高温塑性方面的有效性。本研究为解决高熵合金高温脆性问题提供了新思路。

高熵合金因其优异的多方位综合性能,在合金领域受到广泛关注和研究,尤其在极端环境下的应用性能方面成果显著。在高温应用领域,除了选用 Ta、W、Mo 等难熔元素构成的体心立方合金, L_{12} 相析出强化的面心立方高熵合金是另一重要的研究方向。然而,该类高熵合金体系经热机械加工后,沿晶界易形成胞状 L_{12} 相沉淀,呈现类似传统高温合金的不连续沉淀(DP)特征。这类结构通常

易在高温拉伸过程中成为裂纹源的起点,导致晶界强度严重下降,并诱发明显的沿晶断裂模式^[1-4]。在众多高熵合金体系中,此类析出行为已被广泛观察到:晶界区域周期性形成胞状或柱状的 γ/γ' 结构,其化学成分表现出强烈的局部富集和偏析效应,进一步削弱了晶界的整体韧性。DP 区的有害性主要体现在以下方面:首先,其内部 γ' 析出物与基体之间结合较弱,在外部载荷作用下易形成空洞、开裂等缺陷,

作者单位: 1. 河北工程大学材料科学与工程学院, 河北 邯郸 056038; 2. 河北省高强耐磨金属材料重点实验室, 河北 邯郸 056038; 3. 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100086

成为裂纹萌生的优选位置^[5-6]；其次，DP 区呈各向异性层状结构，破坏了应力传递路径，造成局部应力集中，促使裂纹发生偏转或在 DP 结构中迅速扩展；再次，由于 Al、Ti 等 γ' 形成元素在 DP 形成过程中沿晶界偏聚，高温暴露环境下更易诱发界面氧化或非平衡脆性第二相的析出（如拓扑密堆相（TCP）、 σ 相等），进一步削弱晶界的高温韧性^[7-8]；最后，DP 区中大量致密排列的纳米 γ' 颗粒会对位错运动形成强烈钉扎效应，在热-力耦合作用下限制局部塑性变形的发展，使材料难以通过常规位错滑移机制释放应力，最终促进裂纹聚集与连接，加速断裂过程^[9]。

由此可见，DP 区不仅是微观尺度上的组织不连续区域，更是力学性能脆化的关键因素。在合金服役环境日趋复杂、对结构材料综合性能要求不断提高的背景下，如何有效抑制 DP 结构的形成、提升晶界稳定性，成为高熵高温合金设计中的重要挑战。为此，本文提出一种 $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 合金，通过结构调控改善合金在 700 °C 下的性能，并针对性能表现提出“双时效策略”，有效缓解了合金的脆性问题。

实验方法

合金制备与预处理

$\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 高熵合金所用原材料购自北京研邦新材料科技有限公司。将质量分数为 99.99% 的各元素金属颗粒按照铸态合金名义成分配制，采用真空电弧炉熔炼合金锭，反复熔炼 4~5 次以保证合金成分的均匀性。随后合金在 1100 °C 下进行 50% 热轧（从 10 mm 轧至 5 mm），再在室温下冷轧至 3 mm。为对比不同热处理制度的影响，本研究设置了两组样品：对照组样品在 1050 °C 下保温 10 min，并在 750 °C 下保温 2 h 进行时效处理，然后油淬至室温，称为单时效处理。而实验组（即双时效样品）采用 1050 °C 保温 10 min 完全结晶后，在 1000 °C 预处理 4 h，再在 750 °C 下保温 24 h 的热处理制度。

结构形貌表征

采用日本理学 Smart Lab 9 kW 型 X 射线衍射仪（Rigaku）对合金样品进行物相分析，以铜靶为

X 射线源（Cu- K_α ，波长 $\lambda=0.15406$ nm），工作电压为 45 kV，电流为 200 mA；扫描范围设定为 $2\theta=30^\circ\sim90^\circ$ ，扫描速度为 $10^\circ/\text{min}$ ，步长为 0.02° 。为了提高信噪比，测试过程中采用连续扫描模式。

组织和断口形貌的扫描观察通过 Zeiss SUPRA 55 场发射扫描电子显微镜（FE-SEM）完成；合金元素组成和分布分析采用配套的能谱分析仪（EDS）进行微区成分扫描，获取 Al、Ti、Nb 等元素在不同组织区域的分布特征。扫描电镜观察样品需用体积分数 10% 高氯酸（ HClO_4 ）与 90% 无水乙醇的混合液进行电解抛光；观察析出相形貌时，样品经机械抛光至镜面后，需用 $\text{HF}/\text{HNO}_3/\text{H}_2\text{O}$ 体积比为 1 : 3 : 7 的化学腐蚀液进行轻微腐蚀处理。

微观结构表征采用 FEI Tecnai G² 30 型透射电子显微镜（TEM），其配备扫描透射电子显微镜（STEM），加速电压为 300 kV。样品先机械打磨至厚度 30~50 μm ，再通过双喷电解抛光法制成可用透明区。电解双喷液与抛光液成分相同，抛光电压设定为 25 V，在室温下操作以确保抛光过程稳定、界面平整。

力学性能测试

高温拉伸实验在环境气氛中进行，采用配备电阻加热模块的高温加载系统。升温速率控制约 $30^\circ\text{C}/\text{min}$ ，升至 700 °C 后保温 10 min 以实现热平衡，随后开始加载。实验通过高温引伸计同步测量样品延伸量，获得工程应力-应变曲线，并进一步分析真应力、真应变及应变硬化率等性能参数。

结果与讨论

组织形貌

高温测试合金样品的原始组织如图 1 所示。图 1(a) 为合金再结晶后的晶粒形貌，可见其为多晶结构，合金平均晶粒尺寸统计结果如图 1(b) 所示，约为 22.15 μm 。由于合金的强化主要源于 L_{12} 相，因此通过透射电镜观察网格析出的 L_{12} 相形貌（如图 1(c) 所示），其纳米析出相尺寸约为 30 nm，结合透射电镜衍射可确定其结构为 L_{12} 相。

力学性能

图 2 为合金在 700 °C 下的工程应力-应变曲线。

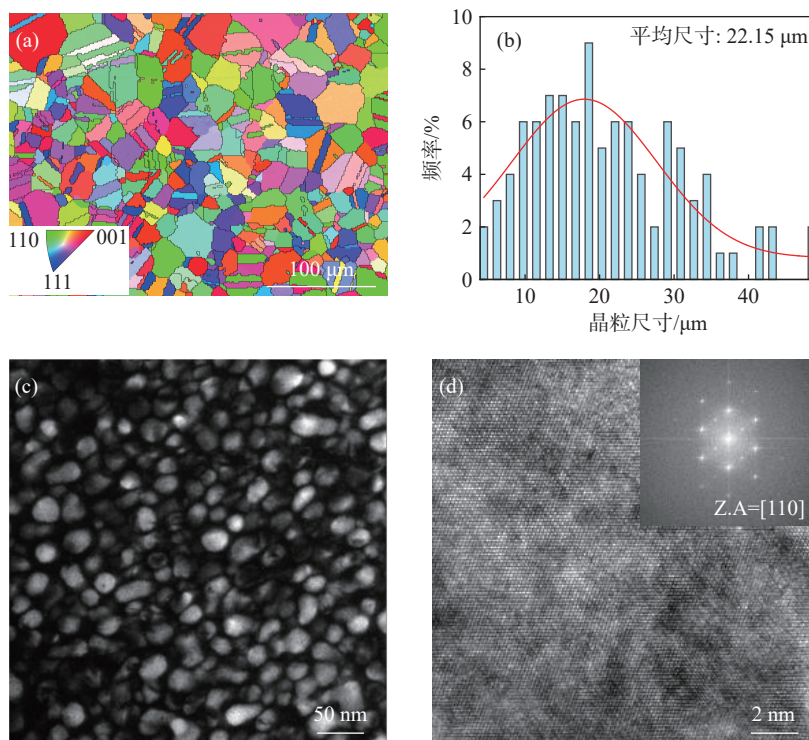


图1 单时效样品的组织形貌与晶粒尺寸: (a) 合金晶粒的反极图; (b) 晶粒尺寸统计; (c) 合金在透射电镜暗场观察到的析出相形貌; (d) $L1_2$ 相颗粒高分辨形貌及经傅里叶变换后得到的 $[110]$ 晶带轴衍射斑点

单时效合金在高温下虽保持 650 MPa 左右的高强度，但塑性较差，延伸率仅 2%；而经双时效处理（1000 °C 时效 4 h 后，750 °C 时效 24 h）后，合金塑性恢复：屈服强度为 690 MPa，延伸率达到 9.3%，说明双时效处理效果显著。图 2(b) 为单时效处理后样品断裂

样品的断口形貌，呈现晶间断裂的脆性断裂形貌，与力学性能曲线一致。经双时效处理后，合金的塑性恢复，断口呈现韧窝状（尽管韧窝较浅），表明其在 700 °C 下仍具有一定塑性，进一步验证了双时效工艺在改善合金高温延展性方面的有效性。

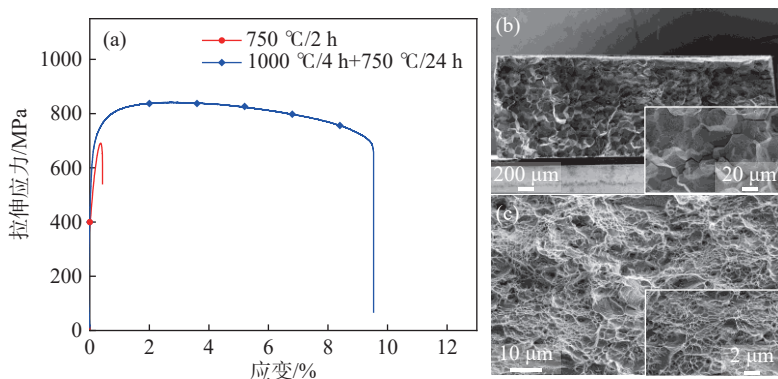


图2 $Al_9Co_{23}Cr_7Fe_{18}Ni_{38}Nb_2Ti_3$ 高熵合金不同热处理后的拉伸性能及断口形貌: (a) 应力-应变曲线; (b) 单时效合金“冰糖状”脆性断口; (c) 双时效合金韧窝型断口

双时效处理后的形貌对比

为了探究不同时效处理下合金的性能变化及组织对断裂方式的内在影响机制，对不同时效处理后的

组织形貌展开分析，如图 3 所示。图 3(a) 为合金表面整体组织形貌，经冷轧和退火处理后，合金晶粒组织分布均匀，部分晶粒内可见退火过程中形成的退火

孪晶组织。除了常规表面形貌，晶界处还存在很多弥散分布的其他组织形貌；进一步放大观察发现，样品的晶粒内部均保持“ $L1_2$ +面心立方（FCC）”的双相微观结构，但晶界（GB）形态存在显著差异，在图 3(b)

中可清晰观察。样品晶界处呈现相似的析出行为，除了球形纳米级 $L1_2$ 相析出物，还存在微米尺寸的柱状 $L1_2$ 相颗粒（如图 3(c) 箭头所示），这可能是造成高温下晶界脆性的原因之一，有待进一步验证。

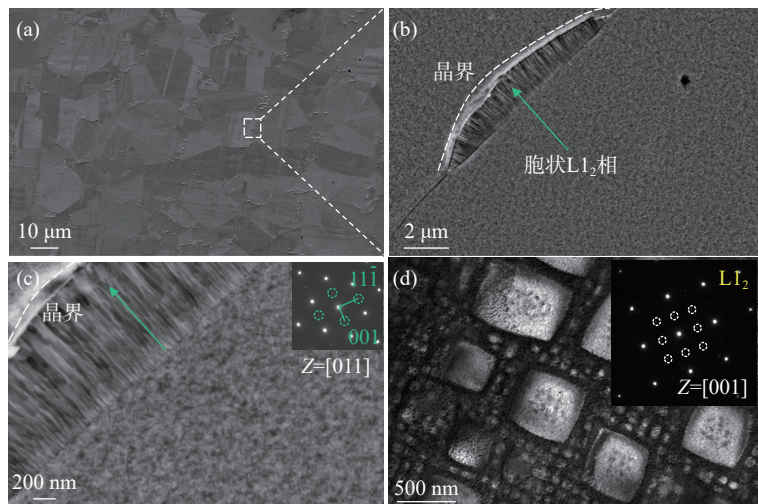


图 3 不同时效处理后合金组织形貌: (a) 单时效处理后合金表面整体组织形貌; (b) 单时效处理后合金晶界（GB）形态; (c) 单时效处理后合金柱状 $L1_2$ 相颗粒及 (d) 双时效处理后合金透射电子显微镜组织形貌和衍射斑

分析与讨论

DP 是一种常见的相变行为，通常发生在高温合金的热处理或服役过程中，尤其在晶界处以胞状或片层状形式向晶粒内部生长^[10-11]，其主要驱动力为降低 γ/γ' 相界面能，同时伴随晶界迁移与成分重分布^[12-13]。DP 的形成通常需要 2 个基本条件：一是基体具有足够的过饱和度；二是晶界具备活跃的迁移能力。在部分 Ni 基高温合金中，若固溶热处理后快速冷却（如水淬），Al、Ti 等 γ' 形成元素会优先析出，降低基体的过饱和度，从而抑制 DP 发生；然而，在后续高温退火或时效过程中， γ' 相可再次溶解，并通过晶界扩散在晶界迁移路径后方重新析出胞状沉淀，沿晶界生长方向垂直排列，形成典型的 DP 结构^[13-15]。

DP 形成行为受多种因素影响：合金成分中 Al 和 Ti 的含量直接影响 γ' 相的析出行为，从而决定 DP 的发生倾向^[14]；在晶界附近添加 Zr、B 等微量元素或细化晶粒，可降低晶界迁移速率，有效抑制 DP 结构的形成^[15]。此外，热处理制度（如退火温度、保温时间、冷却速率）也显著影响 DP 形成动力

学。例如，较快冷却可保留过饱和度，延缓或避免 DP 析出。尽管 DP 在某些情形下有助于组织稳定，但多数情况下不利于合金的高温力学性能^[16-18]，尤其在蠕变环境中，DP 区易成为微裂纹萌生源，降低合金的高温持久寿命与抗蠕变能力^[12,15]。

元素扩散与 $L1_2$ 相形貌的关系

为了进一步探究该合金中长胞状 $L1_2$ 相（如图 3(b)~3(c) 所示）的形成原因，将其在 800、900 和 1000 °C 下进行长期时效。选择较高温度是由于高温下 $L1_2$ 相颗粒的特征更明显，能更好地寻找规律。需要说明，本章主要采用 750 °C 作为等温时效温度处理 2 h 以促进 $L1_2$ 相析出，通过 800~900 °C 条件下的组织演变规律，合理推断在 750 °C 较长时间时效下，部分 $L1_2$ 相也可能发生一定的粗化或形貌转变，进而在 700 °C 拉伸时诱发局部应力集中，成为导致脆性断裂的潜在原因。

图 4 为合金在 800、900 和 1000 °C 下等温时效不同时间后的代表性扫描电镜图像。可见在该温度范围内，时效处理后样品微观结构主要由均匀分布于面心立方（FCC）基体中的 $L1_2$ 相析出物主导。

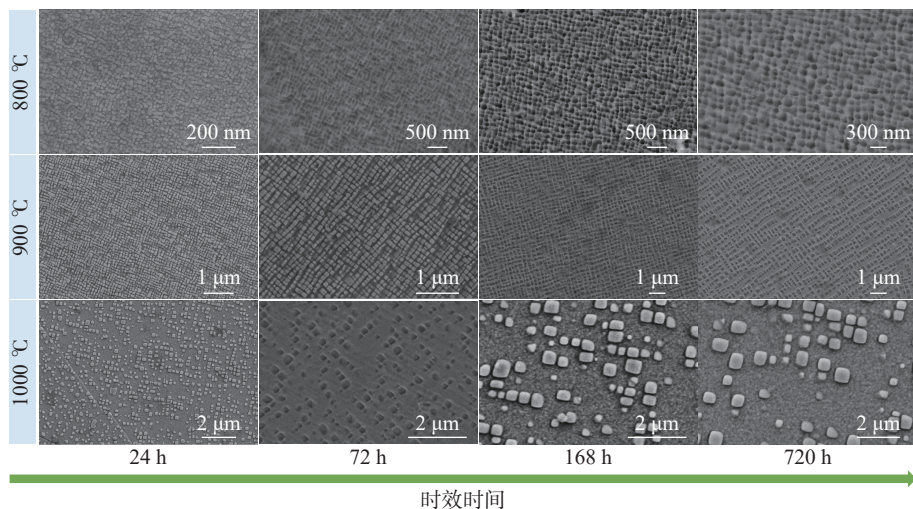


图4 不同时效条件下, $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 高熵合金中晶内 L_{12} 型纳米颗粒随时间演变的情况

通过对等温时效过程中析出物形态及颗粒尺寸随时间演变的详细统计,研究了 L_{12} 相析出物的粗化行为:虽然在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的初期生长阶段呈现椭圆形,但长期时效后(尤其在 900 、 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 等较高温度下),所有 L_{12} 相析出物均保持立方体状,说明析出物与基体之间可能存在较大的晶格失配。由图 5 可知, L_{12} 相析出物的平均尺寸随着时效时间延长和温度升高逐渐增大:时效 720 h 时,温度从 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 升至 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, L_{12} 相析出物的平均尺寸分别约为 90 、 300 和 800 nm ;相应地, L_{12} 相析出物的体积分数从约 37% 逐渐降至 15.6% 。该结果表明, L_{12} 相在 $800\sim 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下具有典型的粗化行为,会影响合金的强化能力和晶界的稳定性。

在 FCC 基体中, L_{12} 析出相的粗化动力学及相关机制已得到广泛研究,尤其在高温合金领域。多

数前期研究表明^[19-21], L_{12} 析出相的粗化行为主要由基体中的溶质扩散控制,可基于 Lifshitz 等^[22] 提出的奥斯特瓦尔德 (Ostwald) 熟化理论,描述 L_{12} 相的粗化过程。这种随时间变化的粗化过程可用幂律表达式描述,见式 (1):

$$r^3(t) - r^3(t_0) = k(t - t_0) \quad (1)$$

式中: $r(t)$ 为在时效时间为 t 时析出相的平均尺寸; t_0 为初始时间; k 为粗化速率常数,主要取决于溶质的扩散及析出相与基体之间的界面能。

Philippe 等^[23] 通过分析统计计算热力学和扩散数据,将经典的 Ostwald 理论扩展至多组分体系。鉴于复杂多组分合金中,低迁移率组分会控制平均析出相半径的粗化动力学^[24], L_{12} 析出相的粗化速率常数如式 (2) 所示:

$$k \approx \frac{8V_m\sigma Dc_M^m}{9RT(c_M^p - c_M^m)^2} \quad (2)$$

式中: V_m 为基体的摩尔体积; σ 为析出相/基体界面能; c_M^m 、 c_M^p 分别为元素 M 在基体和析出相中的平衡组成(以摩尔分数表示); R 为气体常数,取 $8.31\text{ J/mol}\cdot\text{K}$; T 为绝对温度; D 为基体中扩散较慢元素的扩散系数,可进一步按照 Arrhenius 表达式进行扩展,如式 (3) 所示:

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中: D_0 为前因子; Q 为扩散的激活能。

图 6 展示了测得的平均半径随时效时间的变化

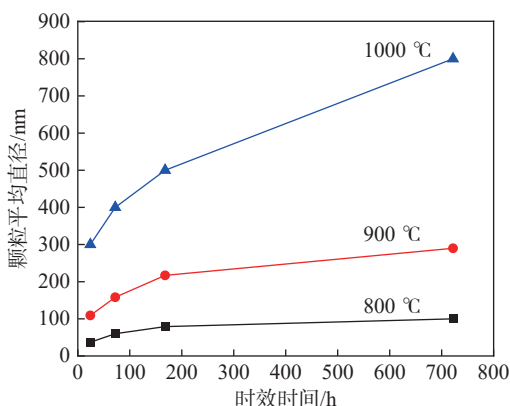


图5 800 、 900 和 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 等温时效不同时间后 L_{12} 型纳米颗粒尺寸的演变情况

情况,实验数据与 LSW 模型拟合良好。根据式(2)对各数据集的变化曲线进行线性拟合,得到 800、900 和 1000 °C 下的速率常数分别为 3.27×10^{-29} 、 1.56×10^{-27} 和 2.18×10^{-26} m³/s,拟合结果如图 6 所示。显然,随着时效温度的升高,粗化速率逐渐增大。 $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 合金的粗化速率相对较低于众多已报道的 Ni 基和 Co 基高温合金^[25-26]。假设 V_m 及基体与析出相中的平衡组成对温度的依赖性较弱,对式(3)进行拟合,得到该合金的扩散激活能为 $Q=368.4$ kJ/mol。现有多数 Ni 基和 Co 基合金中溶质的激活能为 254~289 kJ/mol^[27],相比之下,该合金激活能更高。总体而言,较高的激活能表明在当前多组分 FCC 基体中,扩散原子或元素的空位形成和迁移存在较高的扩散势垒,这与先前文献中关于高熵合金迟滞扩散特性的论述一致^[25]。从扩散角度来看,较大的激活能有利于抑制析出相的粗化,尽管高激活能有效抑制了体扩散主导的 Ostwald 粗化过程,实验中仍在晶界附近观察到大量胞状 L_{12} 相析出物,表现出明显的 DP 特征。这一现象提示:DP 的形成并非源于体扩散增强,而是与晶界行为及界面特性密切相关。

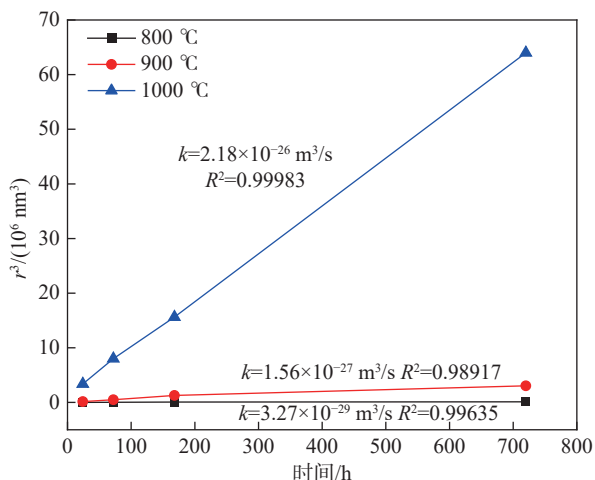


图 6 800~1000 °C 时效处理后 $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 高熵合金的平均析出相尺寸 r^3 与时效时间 t 的关系

界面能驱动粗化过程

为了深入分析 $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 合金在 800 °C 下析出相粗化速率较快的原因,可通过界面能角度分析。根据经典的 LSW 理论,析出相的粗化

动力学主要受 2 方面因素影响:一是扩散最慢组分的扩散行为,二是析出相与基体间的界面能。界面能作为粗化的热力学驱动力,在一定温度下会显著影响颗粒间的原子迁移速率,即较高的界面能会产生更大的驱动力,促使较小的析出相颗粒溶解、较大的颗粒长大,从而加快粗化过程。

根据上述理论计算结果可知, $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 高熵合金在 800 °C 下的粗化速率略高于部分近期报道的高熵合金,如 $(\text{NiCoCr})\text{Al}_3\text{Ti}_3$ 合金,其粗化速率为 1.23×10^{-29} m³/s^[25]。根据式(2),粗化速率是扩散最慢组分和沉淀物/基体界面能的共同作用结果。众所周知,与基体共格的 L_{12} 沉淀物,其平衡态形状由总能量最小化决定,涉及界面能和弹性能的贡献。Thompson 等^[28]提出一个参数 (L) 来描述颗粒的平衡形态,如式(4):

$$L = \varepsilon^2 \cdot C_{44} \cdot r / \sigma \quad (4)$$

式中: ε 为晶格失配应变,通过 X 射线衍射 (XRD) 可得出 800 °C 时效处理后的样品晶格失配应变约为 0.2%; C_{44} 为基体的弹性常数,本研究采用参考 Ni 基高温合金^[29] 的 C_{44} 值 (124 GPa)。

正如 Thompson 理论所述,当 $L < 5.6$ 时,四重对称形状为能量最小值;超出该值时,二重对称的析出相形状更具能量优势。由于当前高熵合金中析出相多为球形或椭球形(如图 1(c) 所示),因此可采用 $L=5.6$ 估算该高熵合金的界面能下限。代入实验测定值,可得 800 °C 时效处理样品的界面能约为 40 mJ/m²,明显高于 NiCoCr (约 4 mJ/m²)^[25],表明该合金在 800 °C 下具有更高的粗化热力学驱动力,这与实验中观察到的粗化速率过快的现象相吻合。此外,形貌分析(如图 4 所示)显示:随着时效时间的延长,部分椭球形或立方形的 L_{12} 相开始溶解和粗化,导致体积分数下降;同时,在晶界处观察到大量长胞状 L_{12} 相析出物,形貌明显区别于初期的球状析出物。这种形貌演变过程并非典型的 Ostwald 粗化行为^[23],而是非连续沉淀机制的一种体现。DP 区的形成可归因于以下因素的协同作用:首先,高温时 L_{12} 相局部溶解导致 Al、Ti、Ni 等元素沿晶界富集,提升晶界的成分梯度与界面能;其次,

晶界作为高能缺陷区域,为 L_{12} 相的重新析出提供优先形核位置;最后,尽管高激活能限制了体扩散,但晶界提供了快速扩散路径,实现了局部溶质供给。这种体扩散受限-晶界扩散补偿的扩散格局最终促成了胞状结构的定向形成,即DP区的演变^[30]。

如图7所示,根据扫描电镜形貌可知,胞状 L_{12} 相的尺寸约为800 nm,线扫选取1.2 μm 长度,扫描范围由FCC基体边界穿过胞状 L_{12} 相至另一端两相界面。线扫描的能谱分析结果表明,0.8~1.0 μm

内元素Al、Ti、Nb在 L_{12} 相富集,因此该长胞状 L_{12} 结构优先在晶界形成。这些胞状析出物多沿垂直晶界方向生长,呈现出显著的空间定向性。这种取向选择性可归因于 L_{12} 相析出物与基体间的界面能各向异性。当某一方向的界面能最低或应力最易释放时,沉淀相会优先沿该方向生长,从而形成垂直于晶界的胞状结构。此外,该形貌演变过程还可能伴随从相干状态向非相干状态的转变,导致颗粒形貌突变,进一步加剧局部组织的不稳定粗化。

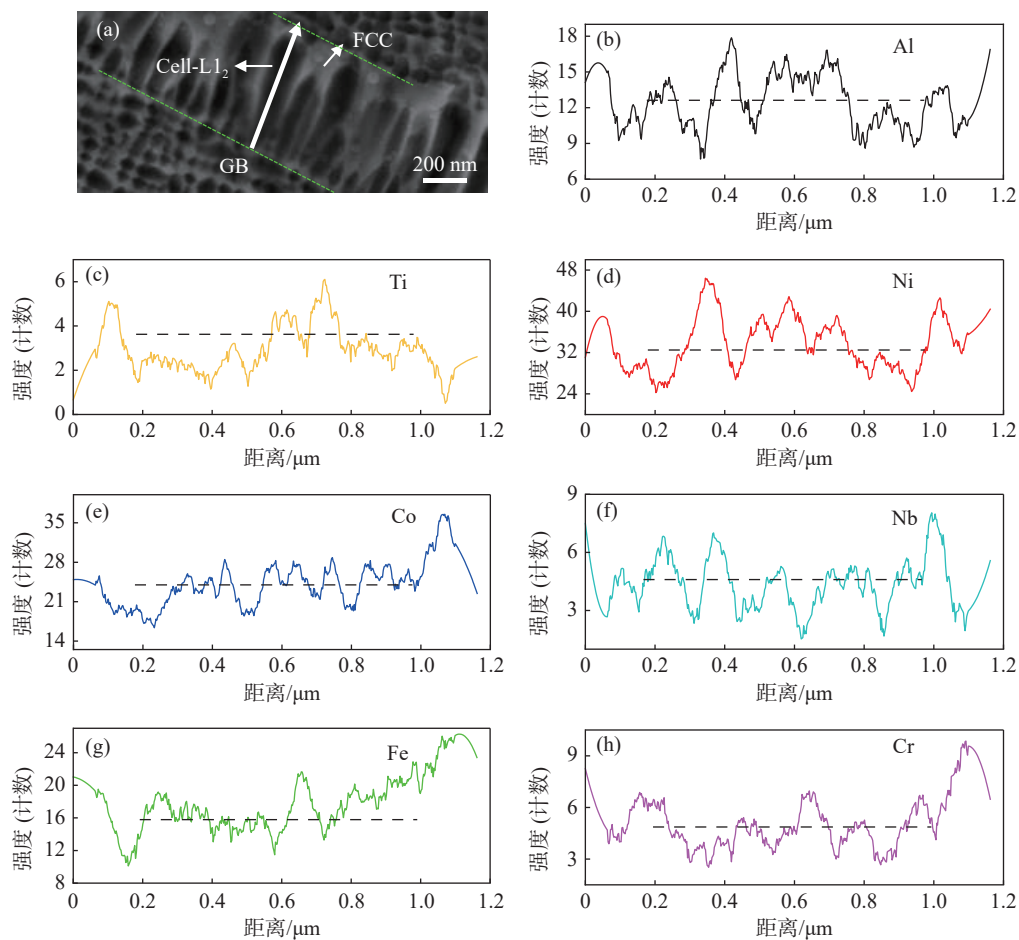


图7 在晶界分布的长胞型 L_{12} 相经时效长大后形貌图(a)及对应形貌线扫描能谱图(b-h)

综上所述,界面能升高虽提升了粗化驱动力,但DP结构的形成本质上源于晶界行为主导的非均匀析出机制。因此,通过成分调控(与 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ 合金相比)、调控析出相分布及界面结构(与 $\text{Al}_9\text{Co}_{23}\text{Cr}_7\text{Fe}_{18}\text{Ni}_{38}\text{Nb}_2\text{Ti}_3$ 合金自身在不同时效机制下的组织形貌相比),是进一步提升合金高温稳定

性及力学性能的有效方法。

基于上述分析,在明确 L_{12} 相粗化行为与晶界形貌演变机制的基础上,提出一种双时效调控策略,其核心是通过阶段性热处理过程,引导 L_{12} 相向有利于晶界稳定与力学性能优化的方向发展,从根本上抑制长胞状结构的形成。该时效处理方式的

基本原理如下：（1）在 0.75~0.80 合金熔点（ T_m ）温度下进行亚共析时效处理，以促进晶界处连续析出。预先形成的立方体状 L_{12} 沉淀物会产生强烈的粒子钉扎效应，显著延缓了晶界迁移，进而抑制晶界处胞状 L_{12} 相的形成。（2）在较低温度下进行二次时效处理，以引入更高体积分数的 L_{12} 相，这对维持合金高强度至关重要。此外， L_{12} 相作为析出强化相，其尺寸直接影响合金的强化效果。当 L_{12} 相颗粒较小时，可通过 Orowan 机制有效阻碍位错运动，提高合金的高温屈服强度；但过小的析出相（ $<10\text{ nm}$ ）可能导致界面不稳定，易发生溶解或长大，反而会降低强化效果。

结束语

晶界处胞状 L_{12} 相析出物的形成机制可归因于局部化学成分不稳定和扩散行为不均，其存在对合金高温服役安全性构成严重挑战。通过构建“预控+强化”的双时效路径，可在维持 L_{12} 相析出强化效果的同时，显著抑制不利的晶界异质结构，进而提升高熵合金的高温韧性 with 断裂可靠性，为面向高温应用环境的新型高熵合金体系设计与组织调控提供了有效手段与理论支撑。

参考文献

- [1] Chang Y J, Yeh A C. The formation of cellular precipitate and its effect on the tensile properties of a precipitation strengthened high entropy alloy. *Mater Chem Phys*, 2018, 210: 111
- [2] Chung H J, Huh J Y, Jung W S. Intermediate temperature brittleness of Ni based superalloy Nimonic263. *Mater Charact*, 2018, 140: 9
- [3] Kuo C M, Tsai C W. Effect of cellular structure on the mechanical property of $\text{Al}_{0.2}\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.3}$ high-entropy alloy. *Mater Chem Phys*, 2018, 210: 103
- [4] Jiang L, Ye X X, Cui C Y, et al. Intermediate temperature embrittlement of one new Ni-26W-6Cr based superalloy for molten salt reactors. *Mater Sci Eng: A*, 2016, 668: 137
- [5] Caron P, Khan T. Improvement of creep strength in a nickel-base single-crystal superalloy by heat treatment. *Mater Sci Eng*, 1983, 61(2): 173
- [6] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloys II: High-temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. 2nd Ed. Hoboken: Wiley-Interscience, 1987
- [7] Zhou B C, Yang T, Zhou G, et al. Mechanisms for suppressing discontinuous precipitation and improving mechanical properties of NiAl-strengthened steels through nanoscale Cu partitioning. *Acta Mater*, 2021, 205: Art No. 116561
- [8] Gao Y, Liu X, Wang Y Q, et al. The role of special grain boundaries in enhancing creep performance in the welded joint of a novel Fe-Ni-based superalloy through aging treatment. *Mater Charact*, 2025, 224: Art No. 115010
- [9] Liao Y H, Xie M W, Chen H M, et al. Thermodynamics and kinetics of discontinuous precipitation in Cu-9Ni-xSn alloy. *J Alloys Compd*, 2020, 827: Art No. 154314
- [10] Hornbogen E. Systematics of the cellular precipitation reactions. *Metall Trans*, 1972, 3(11): 2717
- [11] Findik F. Discontinuous (cellular) precipitation. *J Mater Sci Lett*, 1998, 17(1): 79
- [12] Welton D, D'Souza N, Kelleher J, et al. Discontinuous precipitation in Ni-base superalloys during solution heat treatment. *Metall Mater Trans A*, 2015, 46(9): 4298
- [13] Nystrom J D, Pollock T M, Murphy W H, et al. Discontinuous cellular precipitation in a high-refractory nickel-base superalloy. *Metall Mater Trans A*, 1997, 28(12): 2443
- [14] Rohirunsakool T, Nag S, Banerjee R. Discontinuous precipitation of γ' phase in Ni-Co-Al alloys. *JOM*, 2014, 66(8): 1465
- [15] Heckl A, Cenovic S, Göken M, et al. Discontinuous precipitation and phase stability in Re- and Ru-containing nickel-base superalloys. *Metall Mater Trans A*, 2012, 43(1): 10
- [16] Dahlén M, Winberg L. The influence of γ' -precipitation on the recrystallization of a nickel base superalloy. *Acta Metall*, 1980, 28(1): 41
- [17] Porter A, Ralph B. The recrystallization of nickel-base superalloys. *J Mater Sci*, 1981, 16(3): 707
- [18] Burgel R, Portella P D, Preuhs J. Recrystallization in single crystals of nickel base superalloys//Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, et al. ed. *Superalloys 2000*, Pittsburgh: TMS, 2000: 229
- [19] Li T, Liu T, Zhao S et al. Ultra-strong tungsten refractory high-entropy alloy via stepwise controllable coherent nanoprecipitations. *Nat Commun*, 2023, 14(1): Art No. 3006
- [20] Yang T, Zhao Y L, Tong Y, et al. Multicomponent intermetallic nanoparticles and superb mechanical behaviors of complex alloys. *Science*, 2018, 362(6417): 933
- [21] Ruan J, Xu W, Yang T, et al. Accelerated design of novel W-free high-strength Co-base superalloys with extremely wide γ/γ' region by machine learning and CALPHAD methods. *Acta Mater*, 2020, 186: 425
- [22] Lifshitz I M, Slyozov V V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions. *J Phys Chem Solids*, 1961, 19(1/2): 35
- [23] Philippe T, Voorhees P W. Ostwald ripening in multicomponent alloys. *Acta Mater*, 2013, 61(11): 4237
- [24] Sun Z Q, Song G, Iivsky J, et al. Nano-sized precipitate stability and its controlling factors in a NiAl-strengthened ferritic alloy. *Sci Rep*, 2015, 5: Art No. 16081

- [25] Zhao Y L, Yang T, Han B, et al. Exceptional nanostructure stability and its origins in the CoCrNi-based precipitation-strengthened medium-entropy alloy. *Mater Res Lett*, 2019, 7(4): 152
- [26] Zhou X, Mianroodi J R, Silva A K D, et al. The hidden structure dependence of the chemical life of dislocations. *Sci Adv*, 2021, 7(16): Art No. eabf0563
- [27] Pandey P, Kashyap S, Palanisamy D, et al. On the high temperature coarsening kinetics of γ' precipitates in a high strength $\text{Co}_{37.6}\text{Ni}_{35.4}\text{Al}_{9.9}\text{Mo}_{4.9}\text{Cr}_{5.9}\text{Ta}_{2.8}\text{Ti}_{3.5}$ fcc-based high entropy alloy. *Acta Mater*, 2019, 177: 82
- [28] Thompson M E, Su C S, Voorhees P W. The equilibrium shape of a misfitting precipitate. *Acta Metall Mater*, 1994, 24(6): 2107
- [29] Neumeier S, Rehman H U, Neuner J, et al. Diffusion of solutes in FCC Cobalt investigated by diffusion couples and first principles kinetic Monte Carlo. *Acta Mater*, 2016, 106: 304
- [30] Pottebohm H, Neite G, Nembach E. Elastic properties (the stiffness constants, the shear modulus and the dislocation line energy and tension) of Ni Al solid solutions and of the Nimonic alloy PE16. *Mater Sci Eng*, 1983, 60(3): 189

作者简介: 吴亚奇 (1994—), 女, 河北省邯郸人, 讲师。2025年毕业于北京科技大学材料科学与工程专业, 主要研究方向: 高熵合金的成分设计与锯齿流变行为。目前已在 *Materials Science and Engineering: A*, *Journal of Alloys and Compounds* 等期刊上发表3篇SCI论文; 授权专利及软件著作权2项; 著作章节2篇。通信地址: 河北省邯郸市丛台区太极路19号河北工程大学; E-mail: wuyaqi@hebeu.edu.cn。