

富 CoCr 含量 CoCrNiAlTi 中熵合金的高温强韧化行为及微观机制

闫 霏¹, 杜兴蒿^{1,2}, 金城焱¹, 史传鑫¹, 盖业辉¹, 李万鹏², 周子修², 黄志青²

(1. 沈阳航空航天大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 香港城市大学 材料科学与工程系, 香港 999077)

摘要: 本工作研究了富 CoCr 含量的 CoCrNi 基中熵合金的高温力学性能及其变形机制。研究发现, 经过热锻以及时效热处理, 成分为 $\text{Co}_{33.3}\text{Cr}_{30.6}\text{Ni}_{26.1}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ (at%) 中熵合金在 600~800 °C 的温度范围内具有优异的瞬时拉伸性能。特别是, 在 700 °C 条件下出现反常屈服, 屈服强度高达为 944 MPa, 拉伸塑性为 16%, 优于大多数镍基以及钴基高温合金。通过 X 射线衍射 (XRD)、扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM) 和三维原子探针 (3D-APT) 等手段, 发现高体积分数的多主元 γ' [(Ni, Co, Cr)₃(Al, Ti)] 相的有序强化以及晶界处生成的多主元富 (Co, Cr) 面心立方相 (fcc) 结构相引起的晶界强化是该合金在高温条件下实现强韧化的主要因素。

关键词: CoCrNiAlTi 中熵合金; 强化相; 高温力学性能; 强韧化机制

中图分类号: TG139

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)01-0179-07

高温合金在高温环境下具有较高的强度以及良好的高温抗氧化腐蚀等综合性能, 被广泛应用于航空航天、石油化工等重要领域^[1]。其中, 镍基以及钴基高温合金是当前应用最广泛的高温结构材料。通常地, 镍基以及钴基高温合金可通过析出 L_{12} 结构有序相实现高温强度的提高。然而, 对于变形的高温合金来说, 由于晶粒组织细小, 为了提高高温强度以及避免晶界滑动, 还需要进行晶界强化。然而, 对于成分复杂的高温合金来说, 晶界处易通过不连续的形核方式形成粗大的脆性相 (比如碳化物, 富 Cr- σ 相, $\text{Ni}_2(\text{Al}, \text{Ti})$ -型 Heusler 相, Ni_3Ti -型 η 相以及 Laves 相等), 在中温区 (600~800 °C) 瞬时拉伸塑性较低, 表现为典型的中温脆性^[2-3]。因此, 为了获得在中温区获得良好的拉伸性能, 需要晶界处的强化相具有良好的协调塑性变形的能力。

多主元高熵合金概念由 Yeh 等^[4]于 2004 年提出, 这类合金具有一些传统合金无法比拟的优异性能, 如良好的热稳定性、高硬度、高强度和高耐磨、耐腐蚀性等。与传统高温合金相比, 含 L_{12} 强化相高熵合金可通过微观结构 ($\gamma+\gamma'$) 的设计, 实现其优异的高温强度性能^[5-9]。然而, 仍然普遍存在中温脆性并制约其实用化。文献表明, 在 Co 基合金中析出细小的富 Cr 相, 在强化合金

的同时不影响其塑性变形能力^[10]。故此, 本工作选取成分为 $\text{Co}_{33.3}\text{Cr}_{30.6}\text{Ni}_{26.1}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ (at%) 中熵合金作为研究对象, 在富 Co 多主元合金体系中通过添加高含量的 Cr 以及 Al、Ti, 在晶粒内部析出高体积分数的 L_{12} 强化相的同时期望在晶界处析出复杂成分富 CoCr 的强化相以实现综合的强韧化。本工作在研究合金的高温变形行为的同时对其变形机制进行了讨论。

1 实验

本次实验原材料选择高纯度 Co、Cr、Ni、Al 和 Ti 元素, 纯度大于 99.99%。使用真空感应熔炼炉制备 18 kg 的合金铸锭。合金锭在 1200 °C 下均匀化处理 24 h, 水淬, 然后将合金锭在 1150 °C 保温 4 h, 选择小锻压量多道次的锻造方法, 每次锻造之后将锻件回炉保温 30 min 再进行下一道次的锻造, 经过 5 道次热锻, 将合金锭直径从 $\Phi 120$ mm 热锻至 $\Phi 40$ mm 的圆棒。最后在 700 °C 下 48 h 时效热处理, 水淬。

采用电火花线切割制备狗骨状平板拉伸试样, 试样标距段尺寸为: 长度 15 mm, 截面尺寸为: 2 mm × 3 mm。材料试验机以 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的初始应变速率进行单向拉伸试验。拉伸温度设定为 600、700、800 °C, 每种条件下至少测量 2 个样本, 以确保数据的可靠性。

收稿日期: 2022-01-26

基金项目: 辽宁省重点研发计划军民融合专题 (JH2/10700006)

作者简介: 闫 霏, 男, 1995 年生, 硕士, 沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89724198, E-mail: yanfei9416@163.com

为了消除标距段部分的温度波动，在拉伸试验之前，达到设定的温度后，拉伸试样在材料试验机中保温 10 min 后再进行高温拉伸试验。

通过配备单色仪的 X 射线衍射 (XRD) 以 2°/min 的扫描速度在 $2\theta=20^\circ\sim 100^\circ$ 的范围内进行晶体结构鉴定。晶格错配度由(311)衍射峰的反卷积确定，遵循方程式(1)：

$$\delta = 2(a_{L1_2} - a_{fcc}) / (a_{L1_2} + a_{fcc}) \quad (1)$$

其中， a 表示各相的晶格常数^[11]。使用配备 X 射线能谱仪(EDS)的扫描电镜 (SEM) 观察合金的微观组织并进行成分分析。利用工作电压为 200 kV 的透射电镜 (TEM, JEM 2100F) 进一步观察了试样的微观组织。将拉断试样标距段截面的 TEM 试样手工打磨至 50 μm ，冲压成 $\Phi 3\text{ mm}$ 的圆片，然后用双喷电解减薄仪进行减薄。双喷电解溶液采用的是 HClO_4 (6.8%) 和 $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (93.2%) 的混合溶液，试验参数分别是温度为 -35°C ，电流为 30 mA。通过空间重构技术，利用三维原子探针 (3D-APT) 定量的确定析出相与基体相之间的各元素的分布规律，APT 使用 Cameca 局部电极原子探针 (CAMECA LEAP 5000XR) 在电压脉冲模式下进行，样品温度为 50 K，脉冲重复频率为 200 kHz，脉冲分数为 0.2。所得组分用于使用杠杆定律计算 fcc 和 $L1_2$ 两相的体积分数。

该方程可描述为式(2)：

$$f_{L1_2} = (c_i^{\text{nominal}} - c_i^{\text{fcc}}) / (c_i^{L1_2} - c_i^{\text{fcc}}) \quad (2)$$

其中， c_i^{nominal} 、 $c_i^{L1_2}$ 和 c_i^{fcc} 分别指名义合金成分、 $L1_2$ 和 fcc 相中元素 i 的原子比。绘制每个元素种类的浓度图，并将数据拟合成线性关系，所得斜率即为 $L1_2$ 相的体积分数。

2 结果与讨论

2.1 微观结构和物相测定

XRD 结果如图 1a 所示，经分析，该合金微观组织由面心立方 (fcc) 相以及 $L1_2$ 结构的有序相组成。通过

(311)衍射峰的反卷积可以得到晶格错配度，如图 1b 所示，结果表明， $L1_2$ 析出相的晶格常数 (0.3607 nm) 超过了 fcc 基体的晶格常数 (0.3592 nm)，产生了正晶格错配 (约 0.42%)，这与镍基高温合金中常见的负晶格错配相反。这种正晶格错配有 助于提高抗高温蠕变性能^[12]。

图 2 为热锻时效处理后合金的微观组织分析数据。由图 2a 的宏观组织 SEM 观察可知，合金经过热锻以及时效热处理后微观组织呈现较为细小等轴晶形貌，晶粒度在十几微米至几十微米之间分布。晶界处均匀析出细小的白色的第二相，晶粒内部也分布少许的白色第二相。对图 2a 中晶界处析出的白色第二相进行 EDS 分析 (图 2b)，可知该合金成分为： $\text{Cr}_{41.01}\text{Co}_{35.21}\text{Ni}_{16.42}\text{Al}_{3.79}\text{Ti}_{3.56}$ (at%)，为富 CoCr 成分的中熵合金。为确定其晶体结构进行了 TEM 分析，图 2c 为合金中晶界析出相的 TEM 暗场像。图 2d 为图 2c 中析出相的 $[\bar{1}11]$ 晶带轴的 SAED 花样，证实析出相为 fcc 结构。

为解析图 1a 中 XRD 图谱中出现的 $L1_2$ 结构相，本研究对制备态合金进行了高倍 TEM 以及 3D-APT 观察 (图 3)。TEM 观察 (图 3a) 显示制备态合金的微观结构，具有高密度细小的析出相，平均尺度在 10 nm 左右。对该区域进行 SAED，得知该析出相具有 $L1_2$ 晶体结构，见图 3a 中的插图。图 3b 为界面处的元素原子探针检测结果，表明 Ni、Al 和 Ti 元素主要分配到析出相中，从而形成纳米级 $L1_2$ 结构的多主元 $[(\text{Ni}, \text{Co}, \text{Cr})_3(\text{Al}, \text{Ti})]$ 有序相，平均成分为： $\text{Ni}_{59.35}\text{Co}_{14}\text{Cr}_{3.45}\text{Al}_{9.8}\text{Ti}_{13.4}$ (at%)。图 3c 为 3D-APT 观察数据的 5at% Ti 等浓度面示意图。利用 Co、Cr、Ni、Al 和 Ti 的 APT 浓度结合杠杆定律计算了合金的相体积分数， $L1_2$ 析出相和 fcc 相的体积分数分别约为 38.5% 和 61.5%，见图 3d。由以上观察结果可知，时效后该合金的微观组织特征为：fcc 结构细小的等轴晶内分布高密度的纳米级 $L1_2$ 晶体结构有序强化相，而晶界处分布微米级颗粒状富 CoCr 成分的 fcc 结构相。

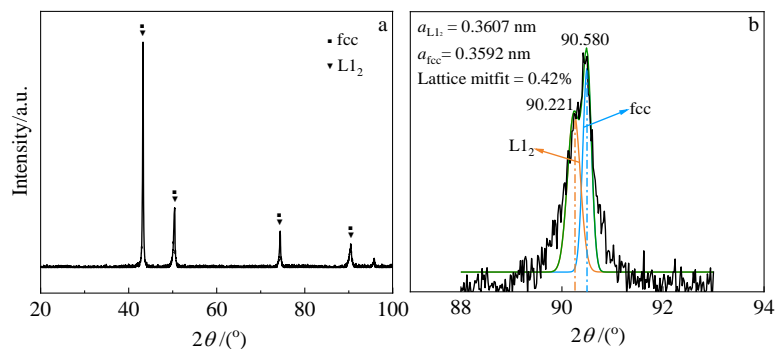


图 1 700 °C 时效 48 h 后合金的 XRD 图谱和合金(311)衍射峰的反卷积

Fig.1 XRD pattern of the alloy after 48 h aging at 700 °C (a); deconvolution of the (311) diffraction peak of the alloy (b)

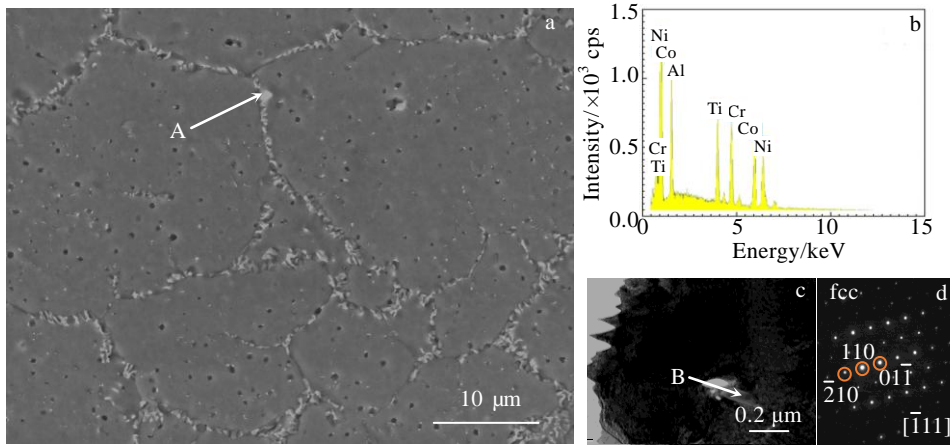


图2 时效合金的微观组织分析

Fig.2 Microstructure analysis of the aging alloy: (a) SEM morphology; (b) EDS spectrum of site A marked in Fig.2a; (c) TEM dark field image of grain boundary precipitates; (d) SAED pattern of site B marked in Fig.2c

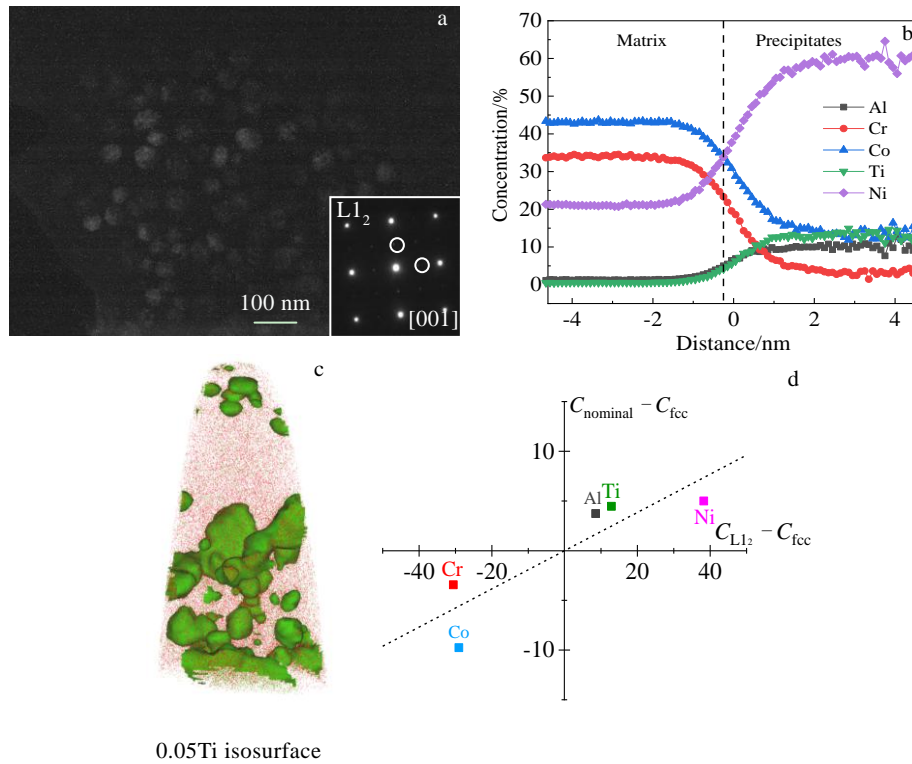


图3 时效合金的析出相观察

Fig.3 Observation of the precipitates of the aging alloy: (a) TEM image and SAED pattern; (b) element distribution at the inter-phase boundary; (c) re-constructed 3D-APT microscope with 5at%Ti isosurface; (d) determination of phase volume fractions of the alloy by the lever rule

2.2 高温力学性能

合金的高温拉伸性能如表 1 所示。图 4a 为合金在高温拉伸下的工程应力-工程应变曲线。图 4b 为合金

与 Waspaloy 镍基高温合金、钴基高温合金和一些高熵合金的高温力学性能对比^[6,13-18]。可以看到,在整个实验温度范围内该合金具有很高的综合力学性能,特别

是 700 °C 条件下具有反常的屈服强度 (944 MPa), 断裂延伸率为 16%, 并在此中温温度区间 (600~800 °C) 具有良好的拉伸塑性, 名义拉伸延伸率普遍大于 15%, 综合性能优于大多数镍基、钴基高温合金以及一些高熵合金。

2.3 变形机制

首先, 从实验结果可知, 该中熵合金在 600~800 °C 的温度区间具有很高的综合力学性能。从合金的特征以及微观组织的观察结果可知, 对强度的提高特别是屈服强度的提高来自于 2 个方面: (1) 多主元合金的强烈的固溶强化行为^[19]; (2) 高体积分数的 L₁₂ 有序结构的纳米级别的高温强化相 (γ' 相) 的有序强化行为。在运动位错切过 L₁₂ 析出相时发生共格强化, 有序 L₁₂ 相

表 1 时效合金的高温拉伸性能

Table 1 High temperature tensile properties of the aging alloy

Temperature/°C	YS/MPa	UTS/MPa	δ/%
600	942	1243	27
700	944	1009	16
800	706	707	16

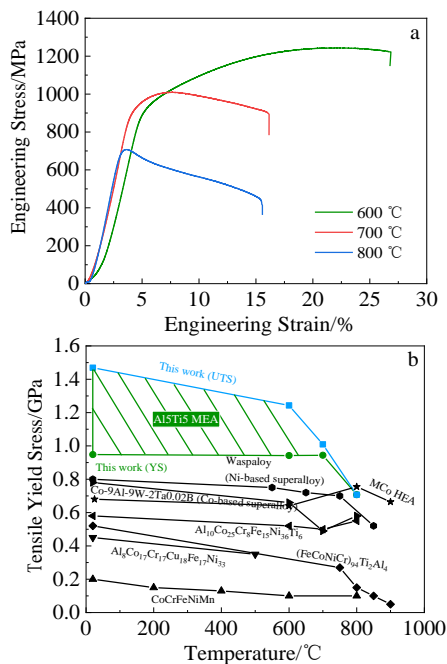


图 4 时效合金的高温工程应力-工程应变曲线和时效合金与镍基、钴基高温合金及一些高熵合金的高温性能对比

Fig.4 High-temperature engineering stress-engineering strain curves of the aging alloy subjected to tensile strain (a); comparison of the YS and UTS as a function of temperature with the tensile yield stress of the aging alloy, Ni-based superalloy, Co-based superalloy and other HEAs (b) ^[6,13-18]

在此过程中形成反相畴界 (APB), 发生有序强化, 有效地提高了合金的强度^[20], 遵循方程式(3)^[21]:

$$\sigma_p^0 = 0.81M(\gamma_{APB} / 2b)(3\pi f / 8)^{1/2} \quad (3)$$

对于 fcc 型结构相, 泰勒因子 M 约为 3.06^[22], b 为柏氏矢量的大小, 约为 $(\sqrt{2}/2)\alpha_{L_{12}} \approx 0.2551 \text{ nm}$, $f_{L_{12}}$ 为 38.5%, 由于有序 L₁₂ 结构具有较高的反相畴界能 ($\gamma_{APB} \approx 200 \text{ mJ/m}^2$)^[23-24], 所以位错需要较高的应力才能切过析出相。由此计算得出 L₁₂ 有序析出相对于屈服强度的贡献约为 654.36 MPa。图 5 为时效合金 700 °C 下拉伸断裂后的 TEM 观察, 表明变形后合金产生了较宽的层错 (SF)。对于层错 (SF) 能量较低的 fcc 结构材料, 在塑性变形过程中, 全位错 $1/2\langle 110 \rangle$ 会解离成一对与 SF 结合的 $1/6\langle 112 \rangle$ 肖克莱 Shockley 不全位错, 这种结构可以进一步钉扎移动的位错, 对滑动位错产生强烈的阻碍作用^[25], 因此在 700 °C 下比 600 °C 表现出更高的屈服强度 (所谓的反常屈服)。更加说明 L₁₂ 结构强化相在合金的高温强化方面起到决定性作用^[11]。

图 6 为合金在 700 °C 下拉伸断裂试样的变形组织形貌 (图 6a) 以及断口形貌 (图 6b)。图 6a 表明合金在断裂后, 晶界处白色的第二相, 形状改变不大, 晶界处也没出现过多的孔洞。而断口表面出现大量的微米级韧窝 (图 6b), 表明该合金在中温变形过程中没有发生脆性的晶界断裂, 合金的韧性断裂行为和位错行为有关。上述现象说明晶界处的 fcc 结构的第二相和基体 fcc 相能够协调变形, 在 700 °C 条件下拉伸避免了晶界滑动现象的产生, 保证了合金拉伸的强塑性。

如图 7a 所示, 通过与其他高熵合金在中温脆性区的对比^[18,26-28], 该合金在中温区 (600~800 °C) 还具有可观的拉伸塑性, 屈服后的拉伸塑性优于大多数合金, 克服了变形高温合金普遍存在的中温脆性行为。通常情况下, 对于组织细小多晶变形的高温合金来说, 为了提

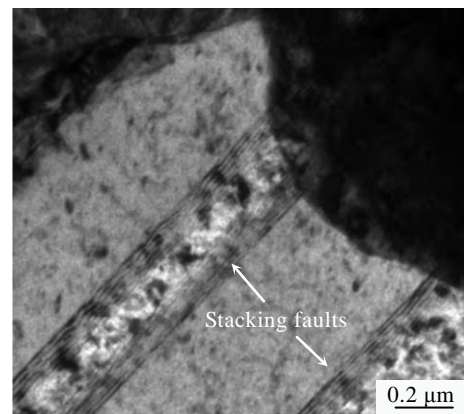


图 5 时效合金在 700 °C 拉伸断裂后的 TEM 观察

Fig.5 TEM observation of the deformed aging alloy at 700 °C

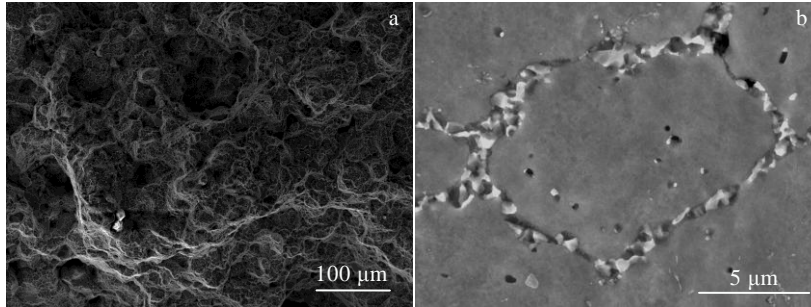


图 6 时效合金在 700 °C 下拉伸断裂后的显微组织和断口形貌
Fig.6 Microstructure (a) and fractured surface (b) of the deformed aging alloy at 700 °C

高高温强度避免晶界滑动, 需要进行晶界强化。晶界处易通过不连续的形核方式形成粗大的脆性相 (比如碳化物, σ 相, $Ni_2(Al, Ti)$ -型 Heusler 相, Ni_3Ti -型 η 相以及 Laves 相等^[29-32]), 作为裂纹萌生和扩展的场所, 有害脆性析出相严重降低了合金的性能, 导致在拉伸变形过程中发生脆性沿晶断裂。在中温区瞬时拉伸由于硬度的差异性, 易形成大面积孔洞形核并连接成串, 造成晶界处的过早断裂, 表现为典型的中温脆性^[2-3]。上面的实验结果得知, 本研究合金通过热锻以及时效热处理, 在细小晶粒组织内生成第 2 种具有 fcc 结构的富 CoCr 多主元相, 呈微米级粒状均匀分布在晶界区域, 示意图见图 7b。在塑性变形后, 粒状形貌没有发生改变, 说明该粒状 fcc 结构相相对于基体高温强度较高。在高温变形过程中, 没有发生明显的变形, 起到强化晶界的作用, 避免了晶界滑动行为。另一方面, 这种粒状 fcc 相可同时和基体 fcc 相协调变形, 避免在晶界处出现裂纹形核而过早断裂 (中温脆性)。上述现象说明, 晶界区

域这种双重 fcc 结构相组织在高温条件下, 结构比较稳定, 有利于综合性能的提高。

需要说明的是, 相比于图 7 中 MCoHEA 的成分, 即合金 $Co_{43.1}Ni_{28.8}Cr_{10.2}Al_{10.0}Ti_{2.1}Mo_{2.2}Ta_{2.1}Nb_{1.5}$ (at%)^[18], 本实验合金 Cr 的含量更高, 高温抗氧化腐蚀能力更好。有研究表明, 对于在高温氧化环境中试验的合金, 吸附的氧会使晶界脆化, 并促进长裂纹的萌生, 一旦这些沿晶微裂纹形成, 当拉应力增加时, 在裂纹尖端持续的晶间氧化会加速裂纹的扩展^[27]。另一方面, 由于 Cr 元素的价电子数较多, 降低了该合金的组织稳定性, 增加了合金析出脆性拓扑第二相的趋势; 但该合金的熵值较高, 又抑制了合金析出高 Cr 含量的脆性拓扑结构相, 从而形成具有 fcc 结构的富 CoCr 高熵相, 使合金在 700~800 °C 的脆性温度区间在保持一定强度的同时仍保持着良好的拉伸塑性。关于在此多主元中熵合金中析出双重 fcc 结构的组织方面的研究工作正在深入进行中。

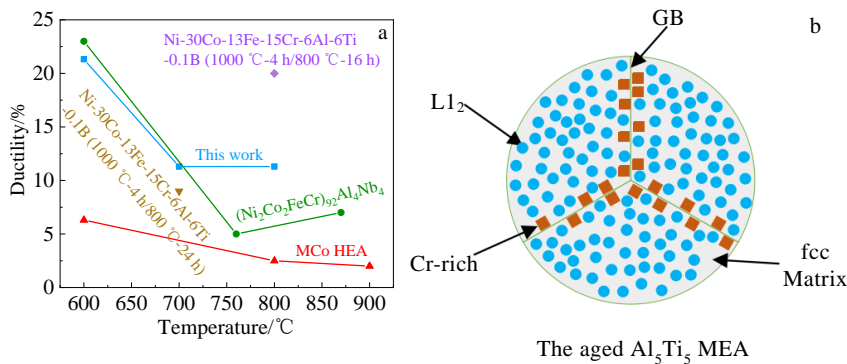


图 7 时效合金与其他高熵合金的中温区拉伸塑性对比和时效合金的晶粒结构示意图

Fig.7 Tensile plasticity of the aging alloy compared with that of other high entropy alloys in the intermediate-temperature range (a)^[18,26-28]; schematic illustration of grain structures of the aging alloy (b)

3 结 论

1) $\text{Co}_{33.3}\text{Cr}_{30.6}\text{Ni}_{26.1}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 中熵合金在 600~800 °C 的温度范围内具有优异的瞬时拉伸性能。特别是, 在 700 °C 高温下, 拉伸屈服强度仍高达 944 MPa, 断裂延伸率为 16%, 综合性能优于大多数镍基、钴基高温合金以及一些高熵合金。

2) 在 700 °C 条件下变形过程中, 出现反常屈服现象, 多主元合金强烈的固溶强化以及高体积分数的多主元 γ' [(Ni, Co, Cr)₃(Al, Ti)] 相的有序强化是该合金获得优异高温性能的主要因素。

3) 合金在热锻及时效热处理后, 晶界处形成具有 fcc 结构的富 CoCr 成分微米级粒子相与基体 fcc 相协同变形, 避免了晶界在高温拉伸过程中的滑动行为, 同时也避免了大面积的孔洞形核, 使得合金在中温区具有较高的拉伸塑性。

参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2010
- [2] Wang W Z, Hong H U, Kim I S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 523(1-2): 242
- [3] Jiang L, Ye X X, Cui C Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 668: 137
- [4] Yeh J W, Chen S K, Lin S J *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2004, 6(5): 299
- [5] He J Y, Wang H, Huang H L *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 102: 187
- [6] Daoud H M, Manzoni A M, Wanderka N *et al. JOM*[J], 2015, 67: 2271
- [7] Gwalani B, Choudhuri D, Soni V *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 129: 170
- [8] Tsai M H, Yuan H, Cheng G *et al. Intermetallics*[J], 2013, 32: 329
- [9] Tsao T K, Yeh A C, Kuo C M *et al. Scientific Reports*[J], 2017, 7: 12 658
- [10] Cho K, Fujioka Y, Nagase T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 735: 191
- [11] Reed R C. *The superalloys: Fundamentals and Applications* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006
- [12] Mughrabi H. *Acta Materialia*[J], 2014, 81: 21
- [13] Jenkins L R, Forrest R D. *Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys*[M]. USA: ASM International, 1990
- [14] Zhong F, Li S S, Sha J B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 637: 175
- [15] Daoud H M, Manzoni A, Vökl R *et al. JOM*[J], 2013, 65: 1805
- [16] He J Y, Wang H, Wu Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 686: 34
- [17] Otto F, Dlouhý A, Somsen C *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61: 5743
- [18] Cao B X, Kong H J, Ding Z Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2021, 199(49): 113 826
- [19] Miracle D B, Senkov O N. *Acta Materialia*[J], 2017, 122: 448
- [20] Argon A. *Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity*[M]. Oxford: Oxford University Press, 2008
- [21] Ardell A J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(12): 2131
- [22] Bishop J F W, Hill R. *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*[J], 1951, 42: 414
- [23] Vittori M, Mignone A. *Materials Science and Engineering*[J], 1985, 74(1): 29
- [24] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40: 1588
- [25] Hirth J P, Lothe J. *Theory of Dislocations*[M]. Hoboken: Wiley, 1982
- [26] Yang T, Zhao Y L, Fan L *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 189: 47
- [27] Cao B X, Kong H J, Fan L *et al. Scripta Materialia*[J], 2020, 194: 113 622
- [28] Zhao Y L, Yang T, Li Y R *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 188: 517
- [29] Zhao Haichao(赵海朝), Liang Xiubing(梁秀兵), Qiao Yulin(乔玉林) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(4): 1457
- [30] Chang Haitao(畅海涛), Huo Xiaofeng(霍晓峰), Li Wanpeng(李万鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(10): 3633
- [31] Fan Zhidong(范志东), Li Ji(李季), Ma Yichao(马翼超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1288
- [32] Xu Tongzhou, Pan Xiuhong, Zhang Minghui *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(4): 1113

High-Temperature Strengthening and Toughening Behavior and Associated Deformation Mechanism of CoCrNi-Based Medium Entropy Alloy with Rich Co and Cr Content

Yan Fei¹, Du Xinghao^{1,2}, Jin Chengyan¹, Shi Chuanxin¹, Gai Yehui¹, Li Wanpeng², Tzu Hsiu Chou²,
Huang Chih-Ching²

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. Department of Materials Science and Engineering, City University of Hong Kong, Hong Kong 999077, China)

Abstract: In this work, the high temperature mechanical properties and the associated deformation mechanism of CoCrNi-based entropy alloy with rich-CoCr content were studied. It is found that the alloy with the composition of $\text{Co}_{33.3}\text{Cr}_{30.6}\text{Ni}_{26.1}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ (at%) exhibits excellent instantaneous tensile properties in the temperature range of 600 °C to 800 °C after hot forging and aging heat treatment. In particular, the yield strength anomaly occurs at 700 °C, the tensile yield strength is as high as 944 MPa and the elongation at break is 16%, which is better than most nickel-base and cobalt-base superalloys. By X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM) and three-dimensional atomic probe (3D-APT), it is found that the strong ordered strengthening of high-volume fraction multi-principal γ' [(Ni, Co, Cr)₃(Al, Ti)] phase combined with grain boundary strengthening arising from the formation of fcc phase with rich-CoCr is the main factor for the excellent high temperature properties of the alloy.

Key words: CoCrNiAlTi medium entropy alloy; strengthening phase; high-temperature mechanical properties; strengthening and toughening mechanism

Corresponding author: Du Xinghao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: xhdu@sau.edu.cn