

纳米压痕解析退火时间驱动的高熵合金蠕变机制演变

李欣¹ 鲁文杰¹ 刘源广¹ 张梓凡¹ 袁浩扬¹ 李炎森^{1,2}

(1. 石家庄铁道大学工程力学系, 石家庄 050043; 2. 石家庄铁道大学河北省工程力学基础学科研究中心, 石家庄 050043)

摘要 采用纳米压痕技术系统探究了退火工艺对 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金蠕变行为的影响。通过多参数退火试验设计,考察了退火2 h时不同退火温度(500、700和1 000 °C)及700 °C时不同退火时间(2、4和6 h)对合金纳米压痕蠕变特性的调控作用,并结合蠕变应力指数分析其机制。结果表明,随退火温度升高,高熵合金蠕变量呈先减小后增加再减小的趋势,应力指数分析证实不同退火温度下蠕变机制均属幂律定律失效范畴;700 °C下延长退火时间显著降低合金抗蠕变性,蠕变主导机制由幂律定律失效逐步转变为位错攀移及晶界滑移主导。

关键词 高熵合金;热处理;蠕变行为;纳米压痕;应力指数

中图分类号 TG139;TG111.8

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.T20250271

Nanoindentation Elucidation of HEA Creep Mechanism Evolution Driven by Annealing Time

LI Xin¹, LU Wenjie¹, LIU Yuanguang¹, ZHANG Zifan¹, YUAN Haoyang¹, LI Yansen^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Shijiazhuang Tiedao University, Shijiazhuang 050043; 2. Hebei Research Center of the Basic Discipline Engineering Mechanics, Shijiazhuang Tiedao University, Shijiazhuang 050043)

Abstract: The effect of annealing process on creep behavior of $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ high-entropy alloy (HEA) was investigated using nanoindentation technique. Multi-parameter annealing experiments were designed to examine regulation effect of different annealing temperatures (500, 700 and 1 000 °C) for 2 h as well as different annealing durations (2, 4 and 6 h) at 700 °C on nanoindentation creep characteristics of HEA, and the mechanisms were analyzed via creep stress exponent. The results indicate that the creep displacement of HEA is initially decreased and then increased and finally decreased with rising annealing temperature. The stress exponent analysis reveals that the creep mechanisms under different annealing temperatures are all corresponded to power-law breakdown (PLB) creep. Increase of annealing time at 700 °C leads to a decline in creep resistance, where the dominant creep mechanism is transformed from PLB creep towards dislocation climb-controlled creep and grain boundary sliding-controlled creep.

Key Words: High-entropy Alloy, Heat Treatment, Creep Behavior, Nanoindentation, Stress Exponent

区别于传统的合金,高熵合金通常是由5种或5种以上(一般不超过13种)的金属或非金属元素以近似等摩尔比组成的合金体系,且每种元素的摩尔分数通常在5%~35%^[1]。与传统合金相比,高熵合金具有高强度和硬度、高耐腐蚀性和耐磨性及结构稳定性等特点^[2-4],在航空航天与高温部件、能源与核工业、机械制造与工具涂层、电子与半导体等多个领域展现出广阔的应用潜力,但铸态高熵合金的强度、韧性等关键性能指标仍需进一步提升。李航等^[5]发现经700 °C退火处

理后, $(\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10})_{94}\text{Al}_6$ 合金形成了由多尺度再结晶晶粒构成的层状结构,从而使其力学性能显著提升。李云飞等^[6]发现热处理温度升高使 $\text{CoCrFeMnNiNb}_{0.15}$ 高熵合金断裂失效模式由脆性断裂转变为韧性断裂,改善了高熵合金的性能。秦红敏等^[7]发现热处理能够有效优化强度与塑性间的平衡关系,通过合理的工艺设计,可以保持或者改善合金塑性,为高强高韧性高熵合金的开发提供可行途径。MUNITZ A等^[8]发现热处理使 AlCoCrFeN 发生了不同的相变,尤其是在树

收稿日期:2025-07-03;修订日期:2025-07-15

基金项目:国家自然科学基金资助项目(12402245);石家庄市科技厅资助项目(241210273A);河北省大学生创新创业资助项目(S202410107105)

第一作者:李欣,女,2003年出生,本科生,E-mail:15210354092@163.com

通信作者:李炎森,男,1992年出生,讲师,E-mail:liyansen@stdu.edu.cn

引用格式:李欣,鲁文杰,刘源广,等.纳米压痕解析退火时间驱动的高熵合金蠕变机制演变[J].特种铸造及有色合金,2026,46(7):1 069-1 074.

LI X, LU W J, LIU Y G, et al. Nanoindentation elucidation of HEA creep mechanism evolution driven by annealing time[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(7): 1 069-1 074.

枝晶间区域,有效优化了高熵合金的力学性能。可见,适当的退火处理能够使合金获得更优异的力学性能。

蠕变性能对材料的应用至关重要,是影响失效的重要因素^[9-10]。盛剑等^[11]利用拉伸试验揭示了FeMn-CoCrNi高熵合金于高温下呈现出多阶段蠕变规律,明确其高温蠕变机制由位错-位错及位错-晶格间的相互作用共同决定。ZHANG M等^[12]通过开展恒定应变速率高温拉伸试验,系统研究了FeMnCoCrNi高熵合金在1 023~1 173 K的蠕变性能,发现随温度升高和载荷增大,试样的蠕变寿命呈现出明显增加的趋势。纳米压痕测量蠕变具有极高荷载测量精度,能够突破传统力学测试方法的尺寸限制,实现对材料局部区域力学性能的精准表征等优势^[13]。崔凯捷等^[14]利用纳米压痕技术系统研究了Mo涂层和CoCrFeNiMn涂层的硬度及蠕变行为,发现两种涂层硬度均呈现出随应变率增大而提高的趋势。同时,两种涂层蠕变行为也受应变率影响,Mo涂层改性效果优于CoCrFeNiMn涂层。ZHANG L J等^[15]采用纳米压痕技术对Al_{0.3}CoCrFeNi高熵合金进行测试时发现,蠕变行为对加载速率表现出明显的敏感性,不同加载速率蠕变机制呈现明显差异。MA Y等^[16]发现CoCrFeCuNi高熵合金薄膜经退火处理后,其抵御瞬时塑性变形的能力显著降低,且在较高载荷作用下,该合金薄膜的蠕变行为进一步加剧,变形更为显著。

目前,在高熵合金材料领域,CoCrFeNi系合金的研究最为广泛^[17]。相关研究主要集中在两个方面:一是通过热处理工艺调控合金微观性能;二是引入其他合金元素对基础合金进行成分优化,从而显著提高材料的力学性能。徐旺^[18]发现Al元素降低了CoCrFeNi合金系的晶格畸变能,添加Ti元素后会产生晶格畸变。添加适量的Al、Ti元素,能够使CoCrFeNi合金系更好地协调高熵合金强度与塑性的关系。基于此,本研究以Al_{0.3}CoCrFeNiTi_{0.3}高熵合金作为研究对象,利用纳米压痕技术分析其不同退火条件处理下的弹性模量、硬度及其蠕变性能变化,建立退火工艺-微观结构-蠕变性能的构效关系,进一步探索高熵合金在热处理诱导下的蠕变机理,能为高熵合金性能优化研究提供参考。

1 试验材料与方法

1.1 试样制备

试验原材料为质量分数均大于99.9%的纯Al、纯

Mo、纯Cr、纯Fe、纯Ni和纯Ti,按照名义摩尔比为 $n(\text{Al}):n(\text{Co}):n(\text{Cr}):n(\text{Fe}):n(\text{Ni}):n(\text{Ti})=0.3:1:1:1:1:0.3$ 的比例配料,在WK-I型非自耗真空电弧熔炼炉中,于高纯氩气保护气氛下进行熔炼。为保证均匀性,每个合金铸锭经过4次反复熔炼处理。

1.2 退火处理

崔亚强^[19]发现在退火温度为500℃时,Al_{0.5}CoCrFeNi高熵合金FCC基体相中会析出数量可观的纳米颗粒,此类纳米颗粒可通过钉扎位错产生强化效应,使得合金的屈服强度和抗拉强度分别达1 823 MPa和1 913 MPa。姜梦媛等^[17]发现在700℃退火后,CoCrFeNi高熵合金具有良好的强度-塑性匹配,其抗拉强度达661 MPa,伸长率达到44%。王春兴^[20]对CoCrFeNiMn高熵合金进行600、850及1 000℃的退火处理,发现经1 000℃退火后,合金显微组织发生回溶效应,导致枝晶上的析出相数量有所减少,此类析出相可有效改善合金的力学性能,与铸态合金相比,其硬度(HV)提升了14。基于上述研究,本试验使用KSL-1700X-A2型箱式炉进行退火试验,退火气氛为空气,退火温度分别设为500、700和1 000℃,退火时间为2 h,研究退火温度对其蠕变行为的影响;因CoCrFeNi高熵合金在700℃下退火时具有最优的力学性能,选择在此温度下分别退火2、4和6 h,研究不同退火时间对其蠕变行为的影响。退火处理完成后,将试样置于空气中冷却至室温。

1.3 纳米压痕试验

纳米压痕试验前,需先对试样依次用400、1 000、2 000及3 000目的SiC砂纸进行打磨,然后用0.25 μm粒径的金刚石抛光剂进行抛光处理,随后用无水乙醇清洗试样,充分清除残留的杂质与污渍。采用KLA iMicro G200纳米压痕仪,配备压头为Berkovich压头,对退火处理后的Al_{0.3}CoCrFeNiTi_{0.3}高熵合金进行纳米压痕试验。加载速率为5 mN/s,最大载荷为100 mN,保载时间为300 s,结束后,以与加载速率相同的速率进行卸载,每组设置两个平行样本,每个试样均取6个测试点并取平均值。

1.4 XRD试验

采用Rigaku SmartLab SE型X射线衍射仪对Al_{0.3}CoCrFeNiTi_{0.3}高熵合金进行物相分析,采用Cu靶作为射线源,扫描角度为20°~100°,扫描速率为4(°)/min。

2 试验结果与分析

2.1 XRD 结果分析

图 1 为 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金在不同退火条件下的 XRD 图谱。可知,铸态和热处理态的 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金均为单一的 FCC 结构, FCC 相强度低、塑性好。由图 1a 可知, (111) 晶面随退火温度增加而逐渐降低, 说明升高退火温度减少了晶粒取向择优生长。姜梦媛等^[17]研究中也发现类似的情况。由图 1b 可知, (200) 晶面随退火时间增加而逐渐升高, 说明延长退火时间增加了晶粒的择优取向生长。

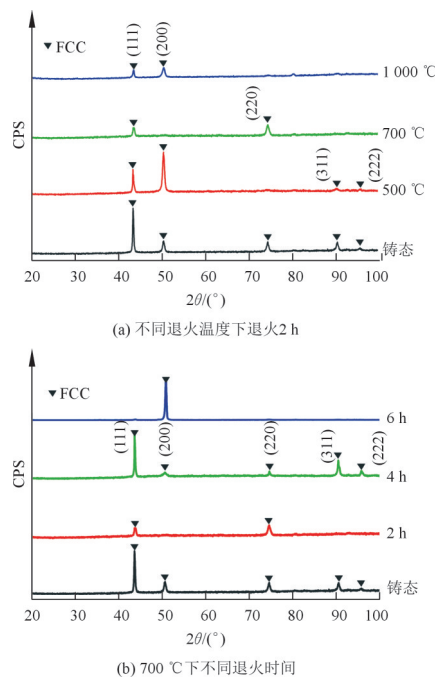


图 1 不同退火处理下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金 XRD 图
Fig.1 XRD patterns of $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ HEAs under different annealing conditions

2.2 力学性能分析

图 2 为不同退火条件下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的弹性模量图。由图 2a 可知,当退火时间为 2 h 时,随退火温度升高,合金的弹性模量呈先升高后降低再升高的变化趋势,且所有退火试样的弹性模量均比铸态时高,其中,在 $1\,000\text{ °C} \times 2\text{ h}$ 退火条件下处理的试样具有最高的弹性模量 (669.7 GPa),较铸态提高了 54%。这主要是由于低温退火时位错通过滑移和攀移实现重组,降低晶格内应力,提升弹性模量,提高退火温度至 700 °C 时,合金内部结构发生晶粒粗化与界面弱化,弹性模量增加量下降;随退火温度进一步提升,析出相开始向球化转变,弹性模量显著提高^[21-22]。由图 2b 可知,当退火温度为 700 °C 时,随退火时间延长,高熵

合金的弹性模量呈先升高后下降的趋势。其中只有退火时间为 2 h 试样的弹性模量比铸态时要高,其他退火时间的弹性模量均小于铸态时的弹性模量,并呈现递减趋势,这主要是由于退火时间通过控制析出相形核、粗化及元素扩散进程,主导弹性模量的动态演变^[23-24]。

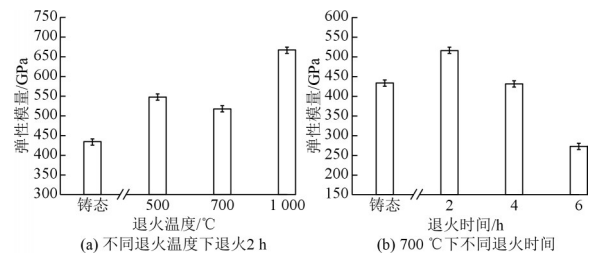


图 2 不同退火处理下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的弹性模量
Fig.2 Elastic modulus of $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ HEAs under different annealing conditions

综上,在退火处理过程中,退火时间对弹性模量的影响具有阈值效应,即在达到该阈值之前,不同退火温度处理的试样的弹性模量大于铸态的弹性模量而当退火时间超过该临界值之后,试样的弹性模量减小并呈递减趋势。

$\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金随退火处理条件变化下的硬度见图 3。由图 3a 可知,在退火 2 h 时,随退火温度升高, $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的硬度呈现升高-降低-升高的趋势。在此退火时间下,不同退火温度下试样硬度均比铸态时高,并在 $500\text{ °C} \times 2\text{ h}$ 退火条件下处理的试样硬度最高 (27.6 GPa),较铸态试样提高了 22%。结合 XRD 图谱(图 1a)进一步分析,退火温度为 500 °C , FCC 相 $I_{(200)\text{FCC}}/I_{(111)\text{FCC}}$ 的峰强比值最大,一般峰强比越大硬度越低,但本试验中此条件下试样的硬度最高;当温度升高至 700 °C 时, FCC 相 $I_{(200)\text{FCC}}/I_{(111)\text{FCC}}$ 的峰强比值最小,对应硬度最高,实际却为最低。这一矛盾表明,晶粒取向择优生长被抑制,改变了不同晶面硬度贡献机制,最终影响宏观硬度表现。从图 3b 可知,当退火温度为 700 °C 时,随退火时间的延长,试样硬度呈现下降趋势。结合图 1b 可见,延长退火时间, FCC 相 $I_{(200)\text{FCC}}/I_{(111)\text{FCC}}$ 的峰强比值增大,硬度降低。晶粒取向

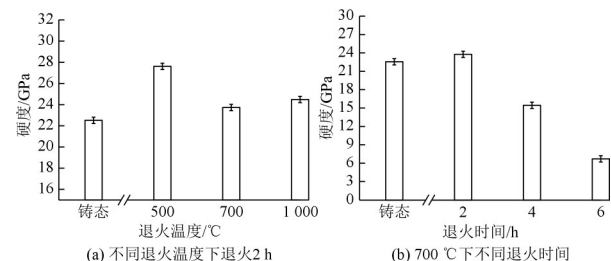


图 3 不同退火处理下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的硬度
Fig.3 Hardness of $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ HEAs under varied annealing conditions

的择优生长增加未改变自身硬度属性,通过改变晶面间比例,间接调控了宏观硬度。 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的退火工艺通过影响晶粒的择优生长,改变了不同晶面对宏观硬度的贡献,最终实现对硬度的调控。

2.3 蠕变特性分析

图 4 为不同退火温度下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的纳米压痕蠕变试验曲线和蠕变应变速率随时间的变化,图中对初始蠕变的数据进行了归零化处理。由图 4a 可见,保载过程中蠕变可以分为两个阶段^[25]:所有试样的蠕变位移均呈快速上升的非线性响应,这一阶段定义为初级蠕变阶段或者瞬态蠕变阶段。蠕变位移量随时间推移而缓慢增加,这一阶段占整个蠕变过程中的 80% 以上,称为稳态蠕变阶段。退火时间对稳态蠕变起始时间影响并不大,基本都在 10 s 以内。蠕变位移表征了构件在长期受力过程中尺寸和形状的缓慢变化,属于粘塑性行为,与硬度共同表征材料的抗塑性变形特征。通过对 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的分析发现,退火温度对其蠕变性能与硬度存在显著的相关性。相对于铸态试样,随退火温度升高,试样的蠕变位移呈现先减小后增大再减小的趋势,而硬度变化趋势与之相反。该现象表明,退火处理改变了材料的塑性变形能力和抗变形阻力,进而影响蠕变与硬度性能。从晶体角度分析,在常规条件下,FCC 结构中(111)晶面因其原子密排特性,塑性变形能力优于(200)晶面。然而在高温退火条件下,晶粒择优生长被抑制,导致塑性性能偏离常规规律。在 500 °C 退火条件下,XRD 图谱显示,FCC 相 $I_{(111)\text{FCC}}/I_{(200)\text{FCC}}$ 峰强比最小,按晶面塑性理论,此时合金塑性变形能力减弱,与试验结果一致。 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的蠕变与硬度性能受退火温度调控,通过改变晶面择优取向及微观组织形态,影响材料的抗变形能力。由图 4b 可见,初级蠕变阶段所有试样的应变率均快速下降,当到达稳态蠕变阶段后,应变率趋于稳定并保持在较低水平。

图 5 为不同退火时间下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的纳米压痕蠕变试验曲线和蠕变应变速率随时间变化,图中对初始蠕变的数据进行了归零化处理。由图 5a 可知,在退火温度为 700 °C 时,试样的蠕变位移随退火时间延长呈递增趋势。结合图 3 可得,在退火温度为 700 °C 时,延长退火时间,蠕变位移逐渐增大而硬度相应降低,这印证了硬度较低的材料因其位错滑移阻力小,更容易发生蠕变位移。从微观组织演变角度看,延长退火时间对合金塑性变形机制的影响呈现出与传统理论相悖的特征。根据晶体塑性理论,晶粒择优取向

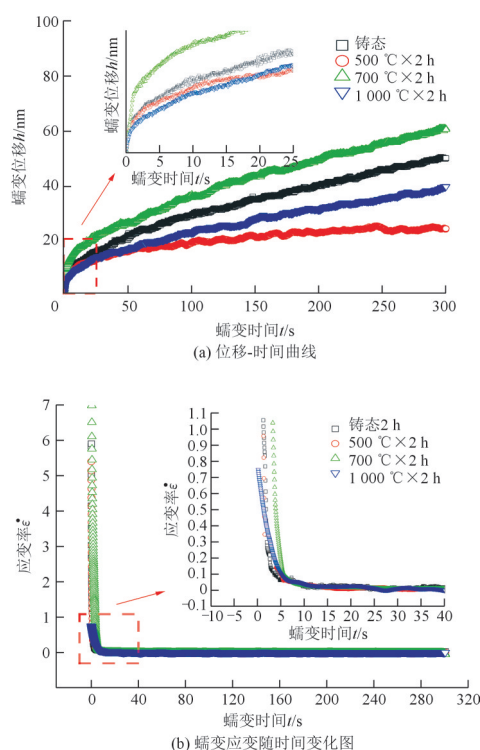


图 4 不同退火温度下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的纳米压痕蠕变试验曲线和蠕变应变速率随时间变化图

Fig.4 Nanoindentation creep experimental curves of $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ HEAs under different annealing temperatures as well as relationship between creep strain rate and time

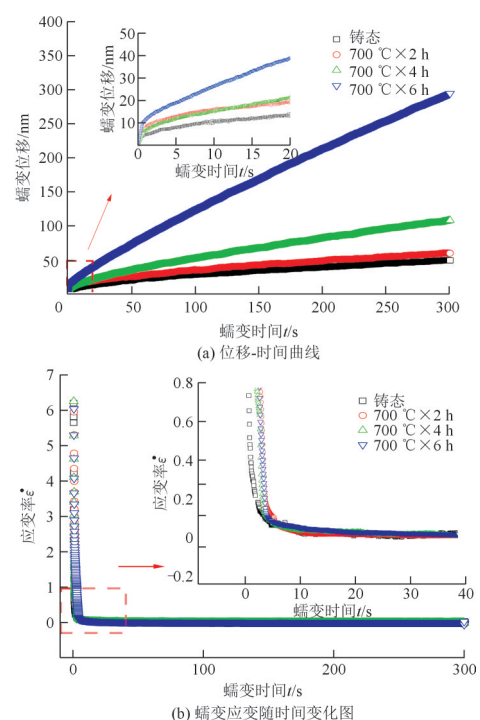


图 5 不同退火时间下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的纳米压痕蠕变试验曲线和蠕变应变速率随时间变化图

Fig.5 Nanoindentation creep experimental curves of $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ HEAs annealed for different durations as well as relationship between creep strain rate and time

增强通常伴随着晶面塑性变形能力提升,然而延长退火时间,FCC相的 $I_{(111)\text{FCC}}/I_{(200)\text{FCC}}$ 峰强比降低,理论上应导致塑性变形能力下降,但是试验结果发现,合金的塑性变形能力反而升高,这是因为退火工艺改变了晶面间的变形协调与位错机制,从而影响了宏观塑性与蠕变性能。

2.4 蠕变应力指数分析

蠕变应力指数(n)是定量描述材料蠕变行为对应力敏感性的关键参数。该指数反映稳态蠕变速率随应力的变化趋势,其数值大小与蠕变变形机制紧密相关。当 $n=1$ 时,蠕变主要由扩散机制控制;当 $n=2$ 时,蠕变由晶界滑移机制为主;当 $n=3$ 时,蠕变由位错滑移机制控制;当 n 值为4~6时,蠕变由位错攀移主导;当 $n>6$ 时,传统的幂律蠕变公式将不再适用^[26]。

本研究中所采用的Berkovich压头因其具有几何相似性,其投影面积(A_p)和压入深度 h 之间存在如下关系^[27]:

$$A_p = ch^2 \quad (1)$$

对于理想的Berkovich压头,比例系数 c 取值为24.56^[28]。

通过对设备采集的数据进行处理,在纳米压痕试验,可计算出施加应力 σ 的表达式为^[29]:

$$\sigma = \frac{P}{A_p} \quad (2)$$

式中, P 为压头对材料施加的载荷。

在保载阶段,稳态蠕变应变率 $\dot{\epsilon}$ 可用瞬时蠕变位移 $\dot{h}$ 和当前蠕变位移 h 来表示^[30]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{h}}{h} = h \frac{dh}{dt} \quad (3)$$

对于处于稳态蠕变阶段的材料,应变速率与施加应力(σ)之间的关系表现为^[31]:

$$\dot{\epsilon} = \lambda \sigma^n \quad (4)$$

式中, λ 为蠕变速率常数,仅与材料本身有关。进一步通过对两边取对数,可以求得蠕变应力指数 n ^[32]:

$$n = \frac{d(\ln \dot{\epsilon})}{d(\ln \sigma)} \quad (5)$$

$\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的蠕变应变率-应力双对数曲线随热处理条件变化见图6。由图6a可见,铸态试样的蠕变应力指数 $n=3.90$,表明其蠕变行为主要由位错滑移机制控制。随退火温度升高,试样的蠕变应力指数呈先升高后降低的趋势,且各温度条件下 n 值均大于7,超出传统幂律定律方程适用范围,蠕变机制较为复杂,稳态蠕变速率对应力的依赖性显著增强。由

图6b可知,随退火时间延长,试样的蠕变应力指数逐渐降低。退火2 h时,材料表现为幂律定律失效型蠕变;退火时间延长至4 h后,材料的蠕变机制转变为位错攀移主导;当退火时间达到6 h时,晶界滑移成为主要变形机制。研究表明,相较于退火温度,退火时间对 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金蠕变机制影响更为显著。随退火时间延长,材料蠕变行为对应力敏感性减弱,蠕变应力指数降低,这为热处理调控高熵合金的蠕变性能提供了参考。

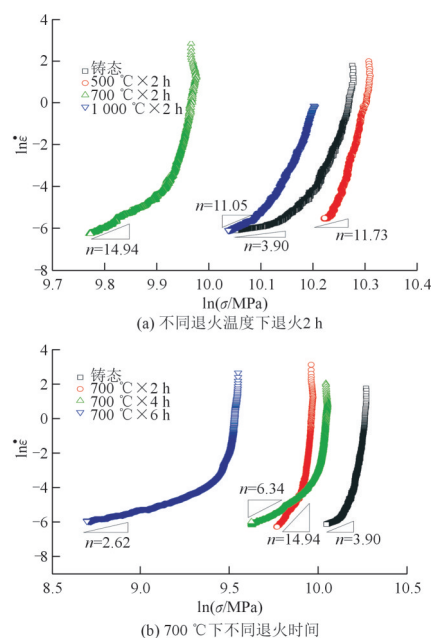


图6 不同退火条件下 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金的应变率-应力双对数曲线

Fig.6 Strain rate-stress double logarithmic curves of $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ HEAs under various annealing conditions

3 结 论

(1) $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金在退火处理的过程中,退火时间对弹性模量的影响具有阈值效应,退火时间低于临界值时,各温度处理试样的弹性模量均高于铸态;超过临界值后,弹性模量呈单调递减趋势。

(2) $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 高熵合金蠕变行为与硬度呈现显著的负相关性,退火温度升高导致蠕变位移先减小再增大最后减小,硬度则呈反向变化;退火时间延长大幅增加蠕变位移并降低硬度。

(3)退火温度对蠕变控制机制影响有限,而退火时间显著主导蠕变机制演变(如从幂律定律失效到位错攀移/晶界滑移),并降低蠕变对应力的敏感性。

参 考 文 献

[1] YE H 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] DAOUD H M, MANZONIA M, WANDERKA N, et al. 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): 2 271-2 277.
- [3] WANG W R, WANG W L, WANG S C, et al. Effects of Al addition on the microstructure mechanical property of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2012, 26(7):44-51.
- [4] 曾祥领. 电弧增材制造技术制备 WNbMoTaTi 难熔高熵合金及其力学性能研究[J]. 造纸装备及材料, 2022, 51(8):69-71.
- [5] 李航, 李杰, 褚延朋, 等. 冷轧退火对 FeMnCoCrAl 高熵合金组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2020, 45(11):105-114.
- [6] 李云飞, 谢会起, 曹利, 等. 热处理对激光粉末床熔融 $\text{CoCrFeMnNiNb}_{0.15}$ 高熵合金组织与性能的影响[J]. 粉末冶金工业, 2025, 35(2): 31-38.
- [7] 秦红敏, 张琪, 丁红瑜, 等. 热处理对高熵合金组织及性能的影响研究进展[J]. 材料热处理学报, 2025, 46: 1-15.
- [8] MUNITZ A, SALHOV S, HAYUN S, et al. Heat treatment impacts the micro-structure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 683: 221-230.
- [9] 孟龙辉, 杨吟飞, 何宁. 纳米压痕法测量 Ti-6Al-4V 钛合金室温蠕变应力指数[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(3):3 617-3 622.
- [10] 李岳, 李志刚, 何慧娟. 纳米压痕法测量 Ti-13Nb-13Zr 医用钛合金蠕变应力指数[J]. 科学技术与工程, 2019, 19(4):22-26.
- [11] 盛剑, 李大赵, 闫志杰, 等. FeMnCoCrNi 高熵合金高温力学性能及变形机制研究现状[J]. 金属热处理, 2024, 49(10):211-220.
- [12] ZHANG M, GEORGE E P, GIBELING J C. Tensile creep properties of a CrMnFeCoNi high-entropy alloy[J]. Scripta Materialia, 2021, 194: 113 633.
- [13] 张正, 于忠卡, 程皓, 等. Al 含量对 $\text{Al}_x\text{FeCoNiCu}$ 高熵合金结构和纳米压痕蠕变行为的影响[J]. 热加工工艺, 2019, 48(12): 62-65.
- [14] 崔凯捷, 王建刚, 王鹤峰, 等. Mo 与 CoCrFeNiMn 高熵合金硬质涂层的制备、微结构及力学性能[J]. 高压物理学报, 2025(8):53-65.
- [15] ZHANG L J, YU P F, CHENG H, et al. Nanoindentation creep behavior of an $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2016, A47, 5 871-5 875.
- [16] MA Y, PENG G J, WEN D H. Nanoindentation creep behavior in a CoCrFeCuNi high-entropy alloy film with two different structure states[J]. Materials Science and Engineering, 2015, A621, 111-117.
- [17] 姜梦媛, 吴振楠, 吴成博, 等. 退火温度对冷轧态 CoCrFeNi 高熵合金力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2025, 50(2): 128-132.
- [18] 徐旺. $\text{CoCrFeNi(Mn)Al}_x\text{Ti}_y$ 高熵合金及其复合材料的组织与力学性能研究[D]. 银川:北方民族大学, 2024.
- [19] 崔亚强. 热处理工艺对 $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金组织结构和性能的影响[D]. 呼和浩特:内蒙古工业大学, 2024.
- [20] 王春兴. Al、Mn 元素与热处理对 CoCrFeNi 系高熵合金的组织性能的影响[D]. 呼和浩特:内蒙古工业大学, 2024.
- [21] 王浩玉, 农智升, 王继杰, 等. $\text{Al}_x\text{CrFeNiTi}$ 系高熵合金成分和弹性性质关系[J]. 物理学报, 2019, 68(3):212-221.
- [22] 黎雨, 徐春. 退火温度对 FeMnCoCr 高熵合金组织和力学性能的影响[J]. 应用技术学报, 2024, 24(2):197-202, 207.
- [23] 侯晋雄. 热机械处理 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}(x=0.1\sim0.8)$ 高熵合金的显微组织及力学性能[D]. 太原:太原理工大学, 2020.
- [24] 勒进, 张勇. 增材制造高熵合金的组织结构和性能[J]. 金属世界, 2025(1): 1-12.
- [25] 桂毅冰, 孟晓凯, 陈龙明, 等. Ti-Nb-Dy 合金显微组织与蠕变性能的研究[J]. 内蒙古工业大学学报(自然科学版), 2022, 41(1): 20-26.
- [26] 张李铁, 张效宾, 崔晓鹏. 稀土镁合金抗高温蠕变性能的研究进展[J]. 材料导报, 2014, 28(19):91-94.
- [27] 王星辉, 王晓严, 张经斌, 等. 纳米压痕条件下 MgB_2 超导块材的压入力学行为研究[J]. 低温物理学报, 2022, 44(3):210-218.
- [28] LUCAS B N, OLIVER W C. Indentation power-law creep of high-purity indium[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1999, A30(3):601-610.
- [29] WANG C L, ZHANG M, NIEH T G. Nanoindentation creep of nanocrystalline nickel at elevated temperatures[J]. Journal of Physics, 2009, D42(11): 115 405.
- [30] 周海, 徐亚萌, 韦嘉辉, 等. 基于纳米压痕的氧化镓不同晶面的蠕变特性[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(3):557-563.
- [31] 徐宏扬, 柯海波, 黄火根, 等. $\text{U}_{65}\text{Fe}_{30}\text{Al}_5$ 非晶合金的纳米压痕蠕变行为研究[J]. 金属学报, 2017, 53(7): 817-823.
- [32] CHARIT I, MURTY K L. Creep behavior of niobium-modified zirconium alloys[J]. Journal of Nuclear Materials, 2008, 374(3): 354-363.

(编辑:刘晨辉)

欢迎关注《特种铸造及有色合金》微信公众号矩阵,文章信息、行业研究动态与资讯信息早知道!



特种铸造
(关注铸造及有色合金领域重要研究成果)



压铸界
(压铸领域最新动态及研究)



青稞讲堂
(金属领域青年科学家最新研究成果)



特种铸造及有色合金杂志
(文章动态时刻关注)