

单晶钼合金的高温蠕变行为研究

何子健, 鱼滨涛, 豆艳坤, 贺新福, 张林

(中国原子能科学研究院, 北京 102413)

摘要: 新型反应堆用材料长期服役在载荷和高温极端条件下, 抗蠕变性能是其关键服役性能。本文针对先进反应堆用候选材料单晶 Mo-14Re 合金, 在 1100K 下开展了不同应力(170-245MPa)热蠕变实验。获得了单晶 Mo-14Re 合金蠕变时长 10h-780h 的数据, 发现单晶 Mo-14Re 合金的蠕变符合标准蠕变规律, 应力指数 n 为 11.7。蠕变机制为位错强化机制, 随蠕变时间的增长, 位错会形成位错壁(亚结构)、位错网、位错胞三种位错衍生结构。上述研究为先进反应堆材料研发及安全服役提供了科学依据。

关键词: 单晶 Mo-Re 合金; 蠕变; 位错强化

中图分类号: TG?? **文献标识码:** A **文章编号:** 1002-

核能作为一种清洁能源, 自诞生之日起便一直备受关注, 而在“双碳”目标下, 核电也将迎来新一轮发展机遇^[1]。新型反应堆的设计往往具有更高的温度和更大的压力, 这对材料性能提出了非常苛刻的要求, 尤其是蠕变性能和抗辐照性能^[2]。普遍的研究结论^[3]认为, 当高温运行特别是温度在 1000K 以上时, TZM、钼铌合金、钨铌合金等难熔合金更加适合。尤其是钼铌合金因其优异的高温强度、良好的低温加工特性、抗蠕变性能以及与燃料和冷却工质的相容性等, 在众多候选堆芯材料中脱颖而出。

难熔金属及其单晶材料, 如 W, Mo 等合金单晶材料, 高温下不存在晶粒长大, 在熔化前不发生再结晶, 具有很好的结构稳定性, 在高温下变形时无晶界滑动, 呈现出优异的高温抗蠕变性能^[4]。目前, 针对单晶高温合金的蠕变性能和蠕变机制已经有了一些研究, 但主要集中于镍基单晶合金^[5-7]。对单晶钼合金高温蠕变性能的研究鲜有报道。史振学等^[8-10]对镍基单晶合金的蠕变性能进行研究, 认为蠕变机制为位错绕过机制, 并发现了高密度的位错网。Quanfeng Xiao 等^[11]在镍基单晶合金的高

温蠕变裂纹附近发现大量再结晶晶粒。相似的, 李亚微^[12]等在 DD33 镍基单晶合金的蠕变铸孔裂纹附近发现了取向变化, 且裂纹尺寸越大这种现象越明显。胡忠武等^[13-15]对 Mo-Nb 单晶合金的微观组织和蠕变进行了研究, 发现基体原子和溶质原子间的尺寸错配度让合金得到了固溶强化, 同时, 合金内部存在丰富的亚晶组织, 它们在一定程度上阻碍着位错的运动, 在 W-Nb 合金单晶^[16]中也有类似的现象。

本文针对一种单晶钼铌合金进行了高温蠕变实验, 获得了高温蠕变数据并对其微观结构进行表征, 鉴于该合金是单晶组织, 蠕变时不存在晶界的影响, 研究重点放在晶内组织, 同时对蠕变断裂机制进行了讨论。

1 实验样品和实验方法

实验用材料为西北有色金属研究院真空冶炼制备的单晶 Mo-14Re 合金棒材, 通过 ICP 测得其成分如表 1 所示。蠕变试验采用 SSJ-3 试样, 如图 1 所示, 沿轴向方向 $\langle 111 \rangle$ 取样。试验前对样品进行磨抛后金相观察, 如图 2 所示, 未观察到晶界。

表 1 单晶 Mo-14Re 合金元素组成

Table 1 Single crystal Mo-14Re alloying element composition

| | | | | | | | | |
|-------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|
| element content/% | Mo 83.59 | Re 12.26 | Al 3.308 | Ge 0.335 | Te 0.144 | Pt 0.106 | As 0.093 | Na 0.091 |
| element content/% | Fe 0.086 | Sm 0.081 | Bi 0.071 | Ta 0.036 | Ru 0.024 | Ir 0.02 | K 0.008 | Cr 0.007 |

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金资助(项目号 No.U2341260)

作者简介: 何子健, 男, 2001 年生, 硕士研究生, 中国原子能科学研究院反应堆工程技术研究所, 北京 房山 102413, 电话: 13618623981, E-mail: Ybt629@cnnmail.cn

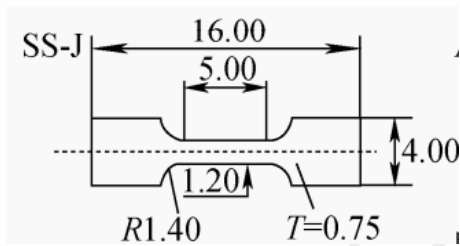


图1 蠕变试样尺寸

Fig.1 Creep specimen size

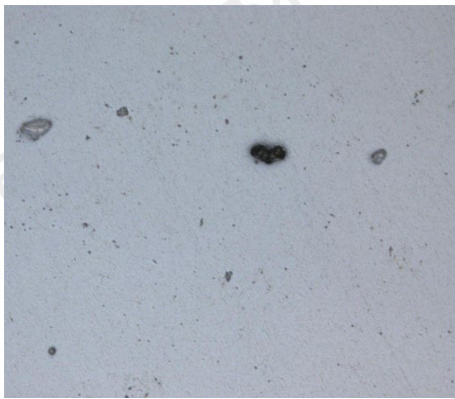


图2 试验前样品的金相观察

Fig.2 Metallographic observation of samples before testing

试验参考 GB/T 2039-2024《金属材料 单轴拉伸蠕变试验方法》,采用万测 TCS602-03A 多工位真空蠕变试验系统完成高温蠕变试验,真空度能够达到 10^{-3} Pa,通过砝码静载的方式记在试验力,试验力精度为 0.5 级。

根据钼铼合金的服役温度,在 1100 K (827 °C) 下进行试验,为获得不同蠕变时长的数据,应力选取 245、240、230、220、170 MPa。实验结束后通过扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM)、电子背散射衍射 (EBSD) 等手段对样品进行分析讨论,从而获得其断裂机理。

2 结果与讨论

2.1 蠕变性能

图 3 为单晶钼铼合金在 827 °C (1100 K) 下不同应力的部分试验蠕变曲线。能够明显看出,随着应力的增加,蠕变寿命逐渐缩短,同时,稳态蠕变阶段的占比也逐渐降低。170 MPa 时的稳态蠕变阶段大概持续有 500 h,约占整个蠕变过程的 2/3,而 245 MPa 时的稳态蠕变阶段占比则较小。表 2 为 827 °C 下的蠕变试验结果,最大应力 245 MPa,最小应力 170 MPa。

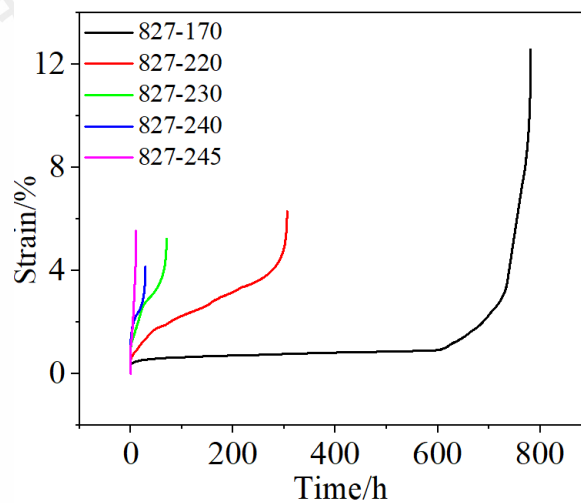


图3 827 °C下单晶钼铼合金的蠕变曲线

Fig.3 Creep curves of single crystal molybdenum-rhenium alloy at 827 °C

表 2 蠕变试验结果

Table 2 Creep test results

| Stress/MPa | Creep life/h | Steady creep rate/s ⁻¹ |
|------------|--------------|-----------------------------------|
| 245 | 11 | 2.08×10^{-6} |
| | 13 | 1.71×10^{-6} |
| 240 | 27 | 9.83×10^{-7} |
| | 29 | 5.50×10^{-7} |
| 230 | 70 | 5.31×10^{-7} |
| 220 | 300 | 1.32×10^{-7} |

| | | |
|-----|-----|-----------------------|
| | 400 | 2.03×10^{-6} |
| 170 | 780 | 7.28×10^{-9} |

将上述结果分别作图可得到应力-寿命曲线和应力-速率曲线（如图 4、5 所示）。曲线整体上保持着随着应力增加，寿命降低，稳态蠕变速率提高的趋势。从具体数据上看，827 °C，220 MPa 时稳态蠕变速率为 $1.32 \times 10^{-7}/s$ ，245 MPa 时为 $1.71 \times 10^{-6}/s$ ，相差近 13 倍，而应力仅变化 25 MPa，可见应力对单晶钼铼合金的蠕变性能有很大影响。

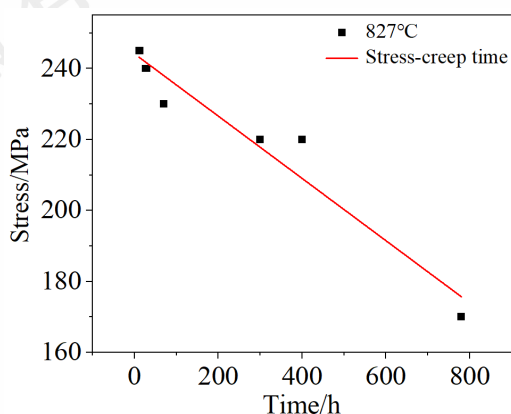


图 4 827 °C 下单晶钼铼合金的蠕变应力-寿命曲线

Fig.4 Creep stress-life curve of single crystal molybdenum-rhenium alloy at 827 °C

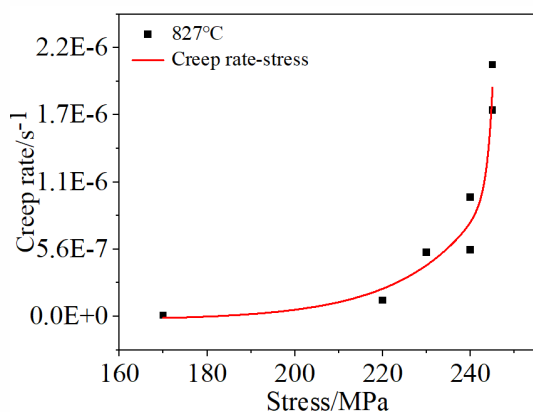


图 5 827 °C 下单晶钼铼合金的蠕变速率-应力曲线

Fig.5 Creep rate-stress curve of single crystal molybdenum-rhenium alloy at 827 °C

2.2 蠕变机制

稳态蠕变速率是材料稳态阶段的应变速率，是高温长时间服役零件的重要设计参数。稳态蠕变速率反映材料的主要蠕变变形机制，因此稳态蠕变速率也是材料微观结构参数与宏观力学性能之间的纽带。

稳态蠕变速率与蠕变应力之间的关系可用 Dorn 方

程表示：

$$\epsilon_{min} = A\sigma^n e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (1)$$

式中： ϵ_{min} 为稳态蠕变速率；A 为与材料性质相关的常数； σ 为蠕变应力；R 为气体常数；T 为绝对温度；n 为应力指数；Q 为蠕变激活能^[17]。

按式(1)拟合，利用稳态蠕变速率和应力绘制 $\ln \epsilon - \ln \sigma$ 关系曲线，如图 6 所示，其斜率即为蠕变应力指数。相关研究^[18-19]表明，当 $n=1$ 时，扩散蠕变将是主要的蠕变机制，为 Nabarro-Herring 蠕变和 Coble 蠕变。当 $n=2$ 时，主要的蠕变机制是基于晶界滑动。当 $n=3$ 时，表明在蠕变机制中，位错滑移起主要作用。如果 n 在 4~7 范围内（一般为 5），则主要蠕变机制为位错攀移。如果 $n>7$ ，则蠕变行为受到固溶强化或位错阻碍强化影响。

计算得到在 1100 K (827 °C) 下，应力为 170~245 MPa 时，单晶钼铼合金的应力指数 n 为 11.7。n 的大小可以反映稳态蠕变速率与应力的关系：其值越大，稳态蠕变速率对应力的变化越敏感，即稳态蠕变速率会随应力的增加而增大^[20]。应力指数的计算结果大于 7，这表明材料性能受应力影响较大，蠕变的过程中存在某些物质或结构阻碍位错的运动。对于位错强化的合金，材料内部的结构可以通过钉扎阻碍位错运动。位错移动时受到的阻力增大，从而增强高温蠕变性能。同时，钼铼合金的“铼”效应让钼铼合金获得了固溶强化。蠕变行为很可能是以上两者共同作用的结果。但是，仅凭借应力指数判断蠕变机制有时是不全面的，还需要其他手段综合讨论^[21]。

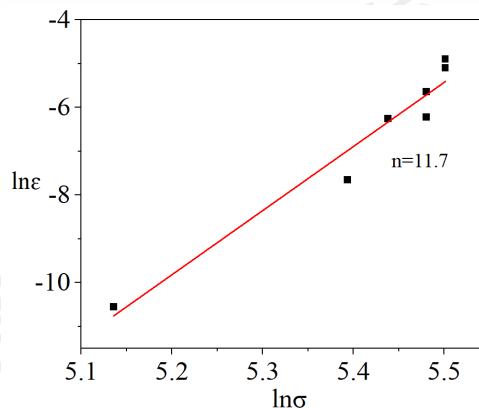


图 6 单晶钼铼合金的 $\ln \epsilon - \ln \sigma$ 关系曲线

Fig.6 $\ln \epsilon - \ln \sigma$ relationship curve of single crystal molybdenum-rhenium alloys

2.3 微观分析

2.3.1 断口形貌

图 7 为单晶钨合金在 827 °C 下, 应力 220 MPa、240 MPa 的蠕变断口形貌, 蠕变寿命分别为 400 h 和 29 h。可以看到断口未有明显颈缩, 这表明, 变形主要由试样均匀变形产生, 合金基体的形变强化指数越大, 塑性变形后的强化越明显, 在发生变形处会产生强化, 未变形处会继续变形直至强化, 最终造成各处均匀变形, 而 R_e 的形变强化指数在难熔金属中属于较高水平, 这就使得合金的形变强化指数高, 变形过程中主要产生均匀变形^[22-23]。同时, 两端断口均呈“V”字形, 这表明发生了剪切断裂, 断口处有较大切应力产生^[24]。进一步观察可以发现断裂方式为微裂纹聚集型断裂, 放大后可以发现长短不一的裂纹, 这些裂纹的长度从 2 微米到 20 微米不

等, 裂纹的大小不一表明一直有新的裂纹生成, 这些微小裂纹不断生成并连接在一起导致裂纹扩展并最终触发断裂, 裂纹的方向均为垂直于应力方向, 这导致了断口附近在该方向上形成的棱状结构。

图 8 为 827 °C/170 MPa 蠕变后的断口形貌。将三个条件下断口形貌对比后发现断口缺陷表现形式以微裂纹为主, 韧窝仅在 220MPa 应力时出现, 在 170 MPa 下则有相当多的孔洞, 孔洞代表了局部裂纹的聚集。这表明, 合金的断裂方式为解理断裂, 这是试样内部在正应力的作用下破碎造成的, 其断口形貌仍保留大量塑性变形导致的延性裂纹。微裂纹更多意味着每一处裂纹的扩展将更容易与相邻裂纹相遇从而进一步加速扩展, 导致试样失去承载能力^[25], 提前进入加速蠕变阶段, 这是高应力下蠕变时间较短的原因。

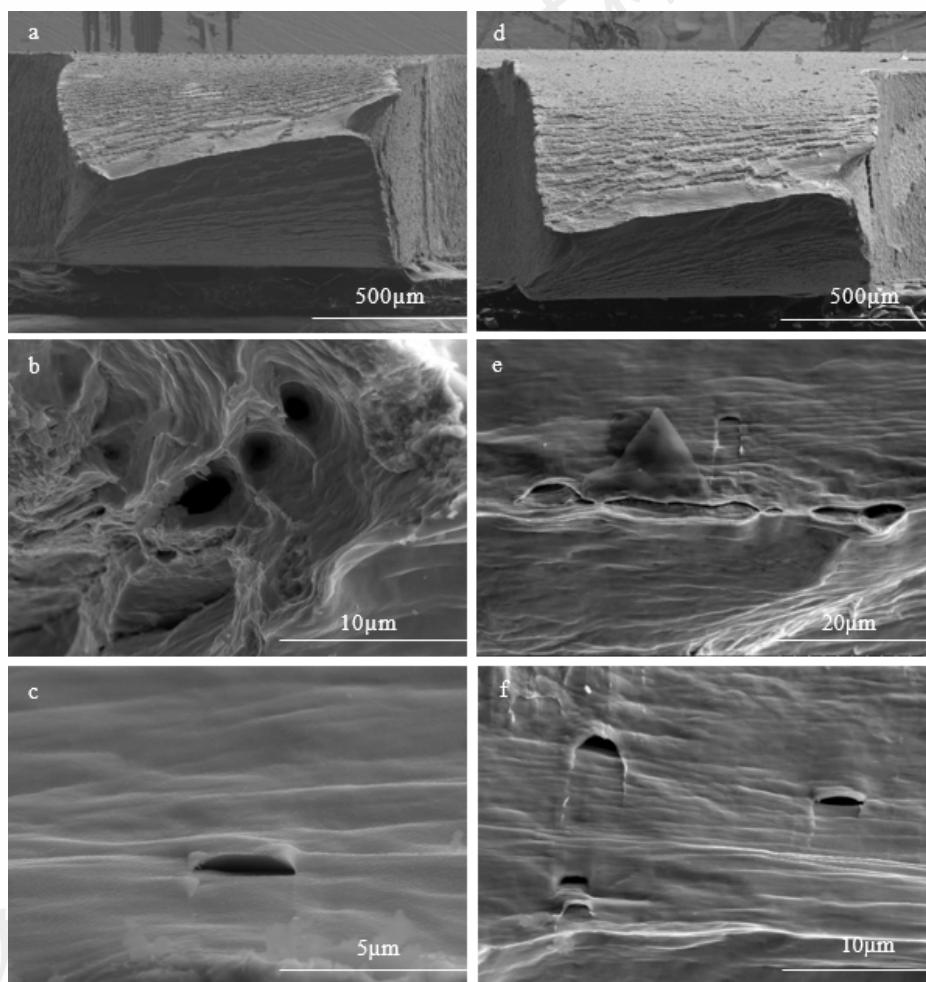


图 7 不同应力蠕变后合金的断口形貌; 827 °C/220 MPa(a,b,c); 827 °C/240 MPa(d,e,f)

Fig.7 Fracture morphology of alloys after creep under different stresses; 827 °C/220 MPa(a,b,c); 827 °C/240 MPa(d,e,f)

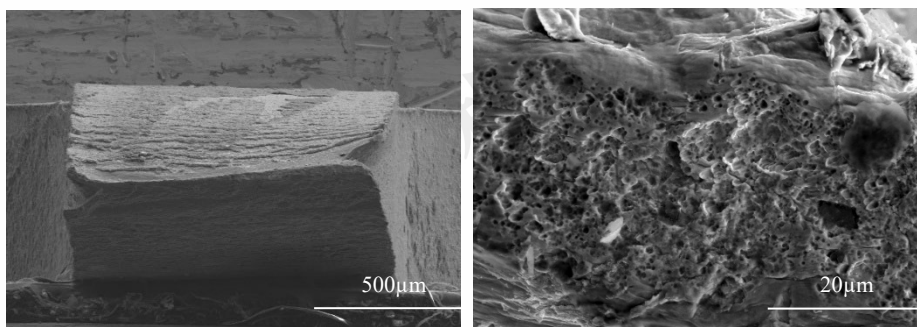


图 8 827 °C/170 MPa 蠕变后的断口形貌

Fig.8 Morphology of the fracture after creep at 827 °C/170 MPa

图 9 为不同应力蠕变后的断口截面形貌。裂纹的扩展方向为垂直于应力方向。同时，在高应力下，能够看到微裂纹的密度明显提高，原本平滑的区域开始出现裂

纹和孔洞，更多的微裂纹在远离断口的区域生成。这与前文提到的造成高应力时蠕变时间降低的原因相符合。

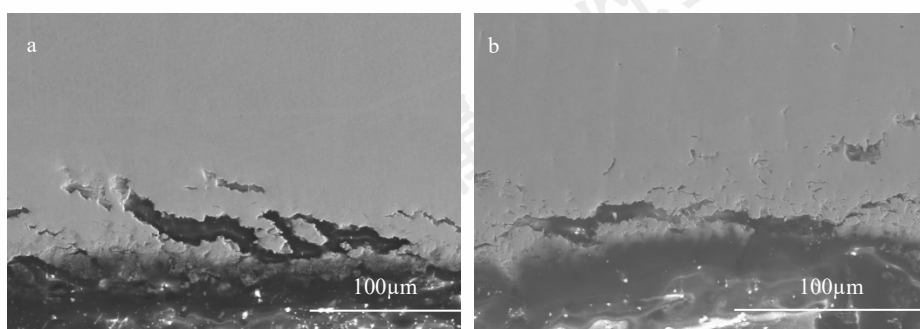


图 9 不同应力蠕变后合金的断口截面；827 °C/220 MPa(a)；827 °C/240 MPa(b)

Fig.9 Fracture section of the alloy after creep under different stresses; 827 °C/220 MPa(a); 827 °C/240 MPa(b)

2.3.2 晶体取向的变化

图 10 为通过 EBSD 分析的 827 °C/375 MPa 蠕变条件下断口附近取向，深绿色部分为裂纹，可以明显看出，此时在裂纹附近的晶体取向与其余基体部分取向已经发生偏离，这是在裂纹附近的应力集中导致的。

口附近有一条明显的边界，两侧晶体取向有很大程度的不同，这是蠕变过程中位错聚集缠绕形成的位错壁，如图 12 所示，位错壁在一定条件下有着晶界的作用，能够阻碍后续位错的运动，有利于提高合金单晶的高温强度，这也被称为亚结构。

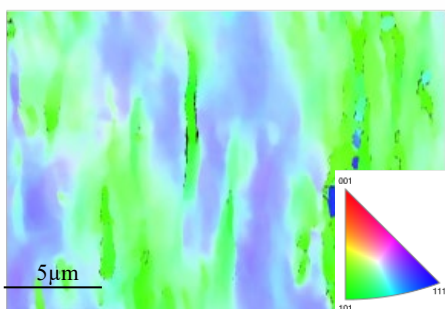


图 10 827 °C/375 MPa 下断口附近 EBSD 取向图

Fig.10 EBSD orientation map near the fracture at 827 °C/375 MPa

进一步对 827 °C/220 MPa 蠕变条件下的蠕变断裂样品进行 EBSD 分析，如图 11 所示，可以看到，蠕变后的试样在断口处发生了再结晶，断口处还有一些变形孪晶生长到基体中。这些结构变化导致了晶体取向发生变化，且越靠近断口变化越显著，其中红色和橙色表示向<001>方向偏移，绿色和黄色表示向<101>方向偏移。同时，断

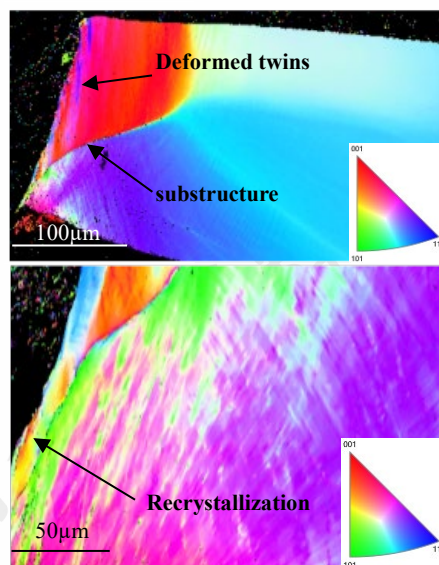


图 11 827 °C/220 MPa 下断口附近 EBSD 取向图

Fig.11 EBSD orientation map near the fracture at 827 °C/220 MPa



图 12 断口附近的亚结构

Fig.12 Substructures near the fracture

2.3.3 位错强化

通过 TEM 对蠕变前后试样的微观结构进行观察。原始母材的微观结构如图 13 所示。可以看出合金在未进行蠕变实验前已经含有位错，但这些位错广泛地分布在母材中，并未表现出缠结、聚集等特殊状态。

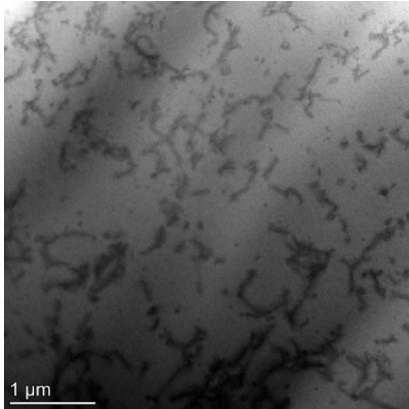


图 13 母材中的位错组织

Fig.13 Dislocation organization in the base metal

图 14 为试样在 827 °C/220 MPa 下蠕变后的位错结构。能够明显看到蠕变后位错密度显著上升，并且相互缠结，甚至有亚结构初步形成。这表明在蠕变过程中，在应力的作用下，位错会大量增殖，位错密度会迅速增加，在断口附近等应力集中的位置，位错的增殖会更加显著，在这些位错运动受阻严重的位置，将会产生较大的切应力，从而导致变形孪晶的产生。

在 827 °C/170 MPa 下的蠕变时间接近 827 °C/220 MPa 条件下的二倍，达到了 780h。此时，更多的位错生成，如图 15(a)所示，局部大量的位错聚集缠绕形成位错胞，位错胞在一定程度上和析出物作用类似，第二阶段能够钉扎后续的位错运动，降低稳态蠕变速率，第三阶段时，其与亚结构的交界处易产生应力集中，形成裂纹。在图 15(b)内，能够看到亚结构已经完全形成，出现了再结晶的情况，原先的单晶被密集的亚结构划分为数个不同的区域，亚结构的存在让作用于再结晶晶粒的应力受到削弱，变形时通过蠕变孔洞的形核、长大、合并汇聚为裂纹，断口保留了大量向裂纹演化时形成的孔洞。图 15(c)为稳态蠕变阶段位错相遇发生反应形成的高密度位错网，能够有效阻止后续位错的切入，降低稳态蠕变速率^[26]。但这些结构在位错进一步积聚后会出现显著的应力集中，第三阶段时，上述结构共同造成的局部高应力集中使得缺陷更易形成。

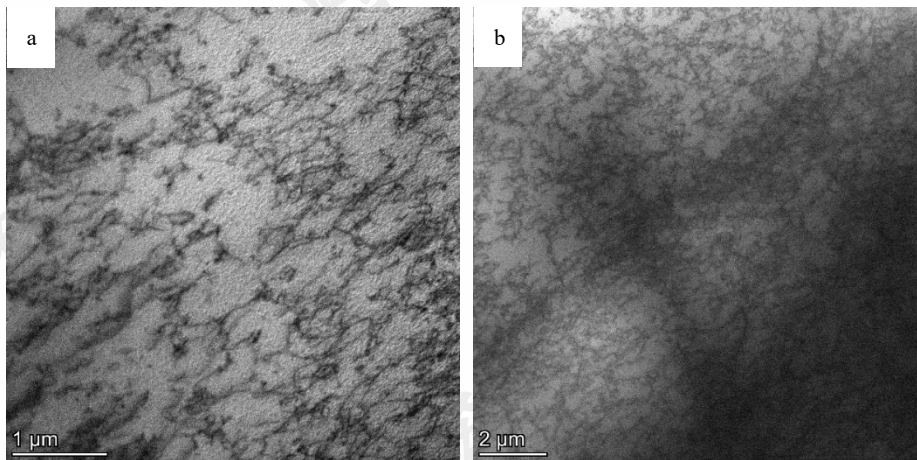


图 14 827 °C/220 MPa 蠕变后的位错组织；位错缠结(a)；初步形成的亚结构(b)

Fig.14 Dislocation structure after creep at 827 °C/220 MPa; Dislocation entanglement(a); Preliminary formed substructure(b)

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金资助 (项目号 No.U2341260)

作者简介: 何子健, 男, 2001 年生, 硕士研究生, 中国原子能科学研究院反应堆工程技术研究所, 北京 房山 102413, 电话: 13618623981, E-mail: Ybt629@cncmail.cn

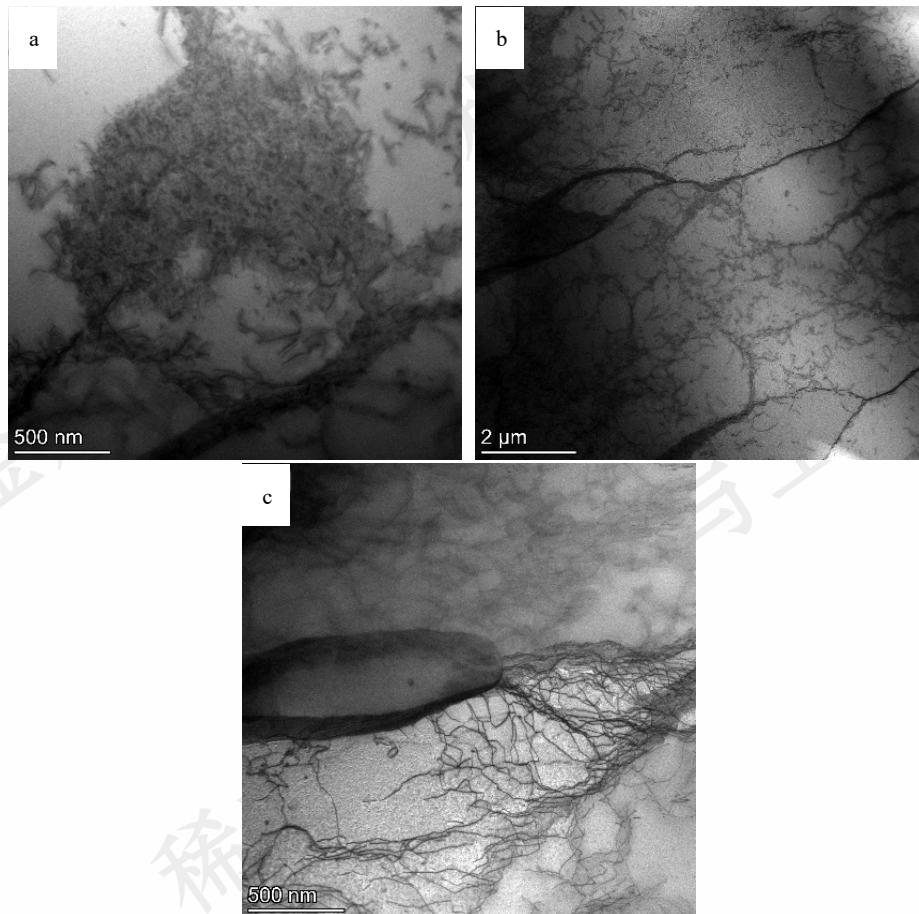


图 15 827 °C/170MPa 蠕变后的位错组织；位错胞(a)；亚结构(b)；位错网(c)

Fig.15 Dislocation structure after creep at 827 °C/220 MPa; Dislocation cell(a); Substructure(b); Dislocation net(c)

蠕变变形围绕位错展开，蠕变初期，在应力的作用下位错迅速增殖，其在运动过程中的交互导致位错开始初步堆积，位错壁等亚结构开始初步形成，这让加工硬化开始发生^[27]，位错的移动速度下降，宏观表现为蠕变速率的不断降低。在稳态阶段，随着蠕变时间的延长，局部大量聚集的位错形成位错胞，同时，位错网和亚结构也逐渐形成完全，这些结构能够有效阻止位错的进一步移动。而在加速蠕变阶段，不断聚集的位错开始切入突破阻碍并越过阻碍继续运动，亚结构的交界处以及位错胞与亚结构的交界处开始出现裂纹，在这些结构集中存在的位置裂纹快速扩展形成孔洞，蠕变开始加速，大量位错造成的应力集中让裂纹的出现更加容易，样品的有效承载面积变小，施加的有效应力升高，最终试样在这种正反馈下发生断裂。

3 结论

本文主要研究了单晶钨铼合金的蠕变行为，通过试验结果和微观结构分析得出以下几点结论。

1. 单晶钨铼合金显示出标准的蠕变行为，蠕变过程具有减速、稳态、加速三个阶段。随着应力的增加，蠕变寿命减少，蠕变速率增大。蠕变行为符合幂律蠕变规

律，应力指数 n 为 11.7，这是合金固溶强化和位错强化的结果。

2. 受合金变形强化影响，断口无明显颈缩。断口主要缺陷形式为微裂纹，韧窝数量较少，断裂机制为解理断裂。

3. 蠕变后的试样在断口处发生了再结晶，断口处还有一些变形孪晶生长到基体中。同时，以亚结构为边界的两侧晶体取向有很大的差异。

4. 随着蠕变时间的增加，位错密度显著上升并会形成位错胞、位错壁（亚结构）和位错网三种位错衍生结构。蠕变变形围绕位错展开，减速阶段，位错增殖堆积，加工硬化发生。稳态阶段，随着蠕变时间的增长，位错衍生结构开始出现，后续位错运动进一步受到阻碍，同时，应力集中开始出现。加速阶段，不断积聚的位错开始切入突破阻碍，蠕变加速，裂纹孔洞开始出现。

参考文献 References

- [1] Qian Zhengyu(钱郑宇), Yan Dong(严冬), Yun Di(恽迪). *Materials Review(材料导报)*[J], 2024, 38(02): 36-45.
- [2] Zhang L, Dou K Y, Bai B *et al.* *Research progress on creep resistance of high entropy alloys*[J], 2025, 1011178280-178280.

- [3] El-Genk S M, Tournier J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2004, 340(1):93-112.
- [4] Zhang Huafeng(张华锋), Zheng Jianping(郑剑平), Yang Qifa(杨启法) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(04):751-755.
- [5] Zhang Jian(张健), Wang Li(王莉), Xie Guang(谢光) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(09):1109-1124.
- [6] Zhang Siqian(张思倩), Wang Dong(王栋). *Science & Technology Review*(科技导报)[J], 2020, 38(02):6-10.
- [7] Tan, H.Z., Wang et al. *Metals and Materials International*[J], 2021, 28(7):1-12.
- [8] Shi Zhenxue(史振学), Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘世忠) et al. *China Foundry*(铸造)[J], 2014, 63(06):541-546.
- [9] Shi X Z, Liu Z S, Wang G X et al. *Journal of Physics: Conference Series*[J], 2024, 2686(1).
- [10] Yan Huajin, Tian Sugui, Dong Zhifeng. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(01):44-51.
- [11] Quanfeng X, Yuanming X, Xinling L et al. *Materials Characterization*[J], 2023, 195.
- [12] Li Yawei(李亚微), Wang Li(王莉), Lou Langhong(楼琅洪) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2023, 66(04):48-54.
- [13] Hu Zhongwu(胡忠武), Li Zhongkui(李中奎), Yin Tao(殷涛) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2010, 34(01):48-52.
- [14] Hu Zhongwu(胡忠武), Li Zhongkui(李中奎), Guo Rangmin(郭让民) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11):2025-2028.
- [15] Hu Zhongwu(胡忠武), Li Zhongkui(李中奎), Zhang Qing(张清) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, (12):2254-2256.
- [16] Zhang Wen(张文), Li Laiping(李来平), Hu Zhongwu(胡忠武) et al. *Atomic Energy Science and Technology*(原子能科学技术)[J], 2019, 53(03):392-396.
- [17] Zheng Quan(郑全), Zhong Weihua(钟巍华), Li Junshuo(黎军硕) et al. *Shanghai Metals*(上海金属)[J], 2023, 45(01):52-57+67.
- [18] Xu Xianqiang(徐显强), Dong Xianjuan(董显娟), Xu Yong(徐勇) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2023, 43(06):825-830.
- [19] Yue Ke(岳颢), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐) et al. *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2020, 34(02):151-160.
- [20] Wu Nan(吴楠), Ma Kai(麻凯). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2023, 47(06):86-89.
- [21] Li X, Zhang H, Li X et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2024, 26(9).
- [22] Lin Xiaohui(林小辉), Xue Jianrong(薛建嵘), Gao Xuanqiao(高选乔) et al. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2023, 41(06):516-522.
- [23] Yang Shanglei(杨尚磊), Chen Yan(陈艳), Xue Xiaohuai(薛小怀) et al. *Shanghai Metals*(上海金属)[J], 2005, (01):45-49+4.
- [24] Qu P, Yang W, Liu C et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 18691-103.
- [25] Li Yongxiang(李永湘), Tian Ning(田宁), Zhang Ping(张萍) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(7): 1733-1740.
- [26] Liang Xiangfeng(梁向锋), Wu Jili(吴继礼), Kai Xizhou(怯喜周) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(11): 2795-2801.
- [27] Yue W, Kejian L, Zhipeng C et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 187

Study on the high-temperature creep behavior of single-crystal molybdenum alloys

He Zijian, Yu Bintao, Dou Yankun, He Xinfu, Zhang Lin

(China Institute of Atomic Energy, Beijing 102413, China)

Abstract: New reactor materials serve for a long time under extreme loads and high temperatures. Creep resistance is the key service performance. In this paper, thermal creep experiments with different stresses (170-245MPa) were carried out at 1100K for the candidate material single crystal Mo-14Re alloy for advanced reactors. The creep time of the single crystal Mo-14Re alloy was obtained from 10 h to 780 h, and it was found that the creep of the single crystal Mo-14Re alloy conformed to the standard creep law, and the stress index n was 11.7. The creep mechanism is dislocation reinforcement, and with the increase of creep time, dislocation will form three dislocation derived structures: dislocation wall (substructure), dislocation network and dislocation cell. The above research provides a scientific basis for the research and development and safe service of advanced reactor materials.

Key words: Single crystal Mo-Re alloy; Creep; Dislocation reinforcement

Corresponding author: Yu Bintao, Associate researcher, China Institute of Atomic Energy, Beijing 102413, P. R. China, Tel: 18810411304, E-mail: Ybt629@cnnmail.cn

稀有金属材料与工程

稀有金属材料与工程

稀有金属材料与工程

稀有金属材料与工程