doi:10.3969/j.issn.1001-4837.2025.01.002

试验研究

230合金高温蠕变变形行为与本构模型研究

王弘昶[1],侯鑫阳[2],王煦嘉[1],龙　瑶[2],李　玲[1],石　悠[1],李　强[3],张宇翾[1],宫建国[2]
(1.上海核工程研究设计院,上海 200030;2.华东理工大学 机械与动力工程学院,上海 200237;
3.中国原子能科学研究院,北京 102413)

摘　要:为了研究230合金(UNS N06230合金)蠕变变形行为与演化规律,保障热管堆、航空航天等领域中的高温部件的安全运行。开展了230合金在不同温度和应力水平下的单轴蠕变试验,分析了230合金蠕变特性与温度和应力水平的关系,建立了基于Kachanov-Rabotnov模型与θ投影法的蠕变本构模型。结果表明:230合金的蠕变变形特性与温度有很强的相关性,温度为750 ℃时,存在较明显的蠕变第一阶段;温度为900 ℃时,蠕变第一阶段基本消失,蠕变变形曲线主要由第二、三阶段主导。Kachanov-Rabotnov蠕变损伤力学本构模型可以较好地描述230合金高温下的蠕变变形行为。研究结果可以为采用230合金的高温设备的长期安全运行提供保障。

关键词:230合金;蠕变;本构模型;损伤力学
中图分类号:TH142;O344.6;O346.5　　**文献标志码:**A

Study on creep deformation behavior and constitutive model of Alloy 230 at elevated temperature

WANG Hongchang[1],HOU Xinyang[2],WANG Xujia[1],LONG Yao[2],LI Ling[1],SHI You[1],
LI Qiang[3],ZHANG Yuxuan[1],GONG Jianguo[2]
(1.Shanghai Nuclear Engineering Research and Design Institute,Shanghai 200030,China;
2.School of Mechanical and Power Engineering,East China University of Science and Technology,Shanghai 200237,China;
3.China Institute of Atomic Energy,Beijing 102413,China)

Abstract: To investigate the creep deformation behavior and evolution of Alloy 230 (UNS N06230) for ensuring the safe operation of high-temperature components in heat pipe reactors and aerospace applications, uniaxial creep tests were conducted under various temperatures and stress levels. The relationship between creep characteristics, temperature, and stress was analyzed, and a creep constitutive model was established based on the Kachanov-Rabotnov model and the θ projection method. Results indicate that the creep deformation behavior of Alloy 230 is strongly temperature-dependent. At 750 ℃, a distinct primary creep stage is observed, while at 900 ℃, the primary stage nearly disappears, and the creep curve is dominated by the secondary and tertiary stages. The Kachanov-Rabotnov creep damage constitutive model effectively describes the high-temperature creep behavior of Alloy 230. The results of the study can provide a reliable assurance for the long-term safe operation of elevated temperatures components using Alloy 230.

Key words: Alloy 230;creep;constitutive model;damage mechanics

0　引言

随着全球能源需求的增加和对可再生能源的转型,高效可靠的能源转换和利用技术正面临前所未有的挑战。在这一过程中,关键问题是如何在提高能源利用效率的同时保障系统的长期安全

收稿日期:2024-09-20　**修回日期:**2024-11-25
基金项目:国家自然科学基金项目(52175139);上海核工程研究设计院股份有限公司内部能力建设课题“高温应用的材料性能研究”(22YW2064)

可靠运行。热管堆作为一种新型的核反应堆，结合了核反应堆和热管技术，在极端环境下仍具有很高的安全性和可靠性，在这种情况下，对材料性能提出了更高的要求。

230合金（UNS N06230合金）是一种新型镍铬钨钼合金，其最高服役温度可达1 200 ℃，具有优异的高温强度、抗氧化、抗氮化、抗腐蚀能力以及长期热稳定性，非常适用于先进核电设备。由于该材料的服役温度范围较大，因此了解其蠕变变形行为，从损伤演化的角度出发构建适用于230合金的蠕变损伤本构方程是有必要的。

在蠕变变形行为方面，已有部分文献开展相关工作。例如，MO等[1]开展了230合金和617合金在不同温度和应力水平下内压圆管蠕变实验，研究了多轴应力状态对蠕变断裂寿命的影响；分析了不同温度条件下蠕变变形曲线的特点及其差异，提出了适用于这两种镍基合金的蠕变本构方程。BOEHLERT等[2]研究了230合金光滑板材试样在700和760 ℃下的蠕变特性。MALDINI等[3]对230合金光滑圆柱试样开展了在750~1000 ℃、不同应力水平下的蠕变试验，并指出230合金的蠕变特性与温度和应力具有较强的相关性。ZENG等[4]开展了230合金在1200 ℃、15~40 MPa应力水平下的光滑圆棒蠕变试验，分析了微观结构对高温蠕变强度和断裂寿命的影响。PATAKY等[5]开展了230合金光滑板材在800和900 ℃时的蠕变试验来研究其蠕变变形机制随温度和应力的变化情况，观察微观结构和应力指数来分析其蠕变机制的变化情况。CHATTERJEE等[6]在不同温度下对230合金光滑圆棒试样施加其屈服强度相应比例的应力，基于微观试验发现随着温度的升高，合金中形成第二相粒子影响位错运动，从而导致230合金蠕变机制的变化。陈石富等[7]指出230合金在650~1 095 ℃表现出优异的蠕变持久强度，在长期高温服役后仍能保持良好的塑性和冲击韧性。陈恭珉[8]介绍了230合金的蠕变强度、持久强度等优异性能以及一些实际应用，并指出230合金适用于649 ℃或更高温度下的长期应用，在927 ℃下有极佳的蠕变强度。总的来讲，该材料的高温蠕变变形行为相关文献较少，其蠕变变形特性仍需进一步试验研究。

蠕变本构模型是用来描述和预测材料蠕变变形行为的数学模型，是高温部件强度设计与安全评价的重要组成部分。ASME Code Case N-898提供了617合金蠕变本构方程，该蠕变本构模型通过区分高低温度给出不同的方程形式。EVANS等[9]提出的θ投影法也是一种经典的高温材料蠕变本构，该模型将蠕变过程简化为基于应变硬化和回复软化的迭加物理模型。KACHANOV[10]引入“连续度”的概念表征材料的损伤程度。RABOTNOV[11]在KACHANOV的基础上引入损伤因子定义损伤，并建立了经验连续损伤力学模型。徐殿峰[12]分别应用基于θ外推法的Norton蠕变损伤理论和Kachanov--Rabotnov蠕变损伤理论，对GH3128高温镍基合金在950 ℃下蠕变过程进行损伤分析。张雪莲[13]基于微观损伤参量评估镍基单晶高温合金蠕变寿命，考虑晶体取向的影响对高压涡轮叶片的蠕变损伤和寿命进行评估，并验证模型精度。陶贤超等[14]开展了SA-508钢在不同温度和应力条件下的压缩蠕变实验，通过稳态蠕变速率与应力关系揭示了高温下蠕变机制的演化特征。侍克献等[15]开展了国产P92钢在600 ℃下的蠕变变形与裂纹扩展行为研究，采用幂律形式本构方程描述了稳态蠕变应变速率与应力的关系。HOSSEINI等[16]为了描述蠕变变形不同应力水平下稳态蠕变速率与应力的关系和蠕变机制随应力的变化情况，提出了一种新的蠕变本构模型和损伤演化方程。刘厚吉等[17]通过应力松弛试验，提出分段蠕变本构方程，验证了GH3536镍基高温合金在650~850 ℃下应力松弛行为的准确性。郭晓峰等[18]基于双曲正弦函数构建蠕变损伤模型，考虑碳化物粗化与孔洞生长，较传统蠕变本构模型更优，可预测宽应力范围的蠕变断裂时间。李书博等[19]对比Norton-Bailey幂律模型、Garofalo双曲正弦模型和变形机制的真应力（DMTS）模型，发现DMTS模型在450~500 MPa和100~300 MPa下对蠕墨铸铁的预测精度最佳，温度对蠕变影响显著高于应力。李博等[20]结合晶界滑移、位错滑移与攀移机制建立本构模型，可较好描述P91钢的蠕变行为。可以发现，以往研究开展了大量针对不同材料蠕变本构模型的研究工作，但很少涉及230合金高温蠕变变形行为和本构模型的研究。由于230合金是先进核电设备（如热管堆高温部件）的重要材料，研究该材料的高温蠕变变形行为和确定适用于230合金的蠕变本构模型对保障设备的长期安全运行具有非常重要的意义。

综上所述，230合金在服役温度下会表现出

与温度相关的蠕变变形特征，合理描述其蠕变变形特征并建立相应的蠕变本构模型具有重要意义，可以为后续强度设计提供相应的理论支撑。基于此，本文主要开展230合金在不同温度和应力水平下的蠕变试验，根据蠕变变形曲线研究其蠕变特性随温度和应力的变化情况；采用Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型和θ投影法研究230合金蠕变变形特性，对比不同模型的预测精度。

1 高温蠕变试验研究

1.1 试验材料和设备

230合金化学成分如表1所示。230合金中高含量的Ni可以为其提供较好的耐腐蚀性和高温强度，在较高温度下仍能保持稳定；较高的Cr元素含量提高了230合金的耐腐蚀性和抗氧化性；W元素可以提高230合金的抗蠕变和抗碳化性能；Mo元素进一步提高了230合金的耐腐蚀性和高温强度。

表1 230合金化学成分

Tab.1 Chemical composition of Alloy 230 %

元素	Ni	Fe	Cr	Co	Mo	W	C	Si	Mn	P	S	Al	La	B
含量	47~65	≤3	20~24	≤5	1~3	13~15	0.05~0.15	0.25~0.75	0.3~1.0	≤0.03	≤0.015	≤0.5	0.005~0.05	≤0.015

根据GB/T 2039—2012《金属材料 单轴拉伸蠕变试验方法》，设计230合金单轴蠕变试样，如图1所示。采用RDL50电子蠕变持久试验机进行高温蠕变断裂试验测试，本试验配备相应的控制系统进行加卸载，使用引伸计记录试验过程中的变形数据；采用三段控温方式，将热电偶分别固定在试样的上中下段，以保证整个试样的温度均匀性。

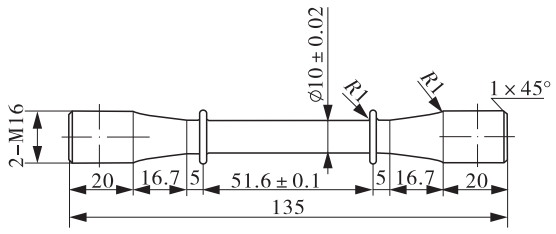


图1 230合金蠕变试样示意

Fig.1 Schematic diagram of Alloy 230 creep specimen

1.2 试验工况

根据工况要求，本研究开展230合金在750和900 ℃下的高温单轴蠕变试验，每个温度下分别选取多个应力水平，得到各工况下的蠕变应变-时间曲线，以分析230合金在不同温度和应力水平下的蠕变变形行为及差异，试验参数如表2所示。

表2 230合金蠕变试验参数

Tab.2 Creep test parameters of Alloy 230

参数	温度/℃	应力/MPa
数值	750	110,126,150,163,175,204
	900	40,45,55,60,75

2 结果与讨论

本部分主要讨论230合金蠕变变形、断裂寿命等试验结果。同时，基于Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型和θ投影法对试验曲线进行拟合，评估不同模型的精度及其差异。

2.1 230合金蠕变试验结果

2.1.1 蠕变变形和蠕变应变速率曲线

230合金在750和900 ℃、不同应力水平下的蠕变变形曲线分别如图2、图3所示。

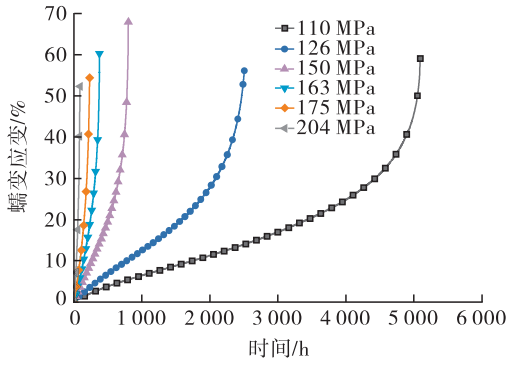


图2 230合金750 ℃不同应力水平下的蠕变变形曲线

Fig.2 Creep deformation curves of Alloy 230 under different stress levels at 750 ℃

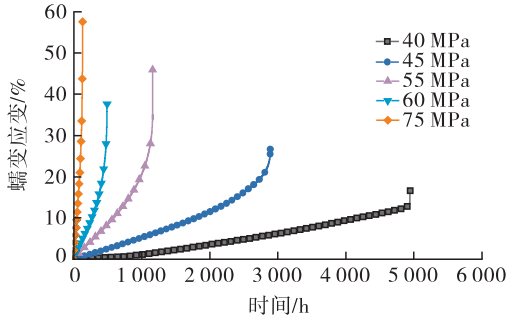


图3 230合金900 ℃不同应力水平下的蠕变变形曲线

Fig.3 Creep deformation curves of Alloy 230 under different stress levels at 900 ℃

可以看出，230合金的蠕变变形特性与温度和应力呈现较强的相关性，温度为750 ℃，应力水平较低时，蠕变变形曲线存在相对明显的第一阶段，且蠕变第二阶段在蠕变寿命中占比较大，随着应力水平升高，蠕变第一阶段逐渐消失，蠕变变形曲线主要由第二、三阶段主导；温度为900 ℃，应力水平较低时，蠕变变形曲线存在第一阶段，但占比较小，随着应力水平较高，蠕变第一阶段逐渐消失，蠕变变形曲线由第二、三阶段主导。

230合金在750和900 ℃、不同应力水平下的蠕变应变速率曲线分别如图4、图5所示。

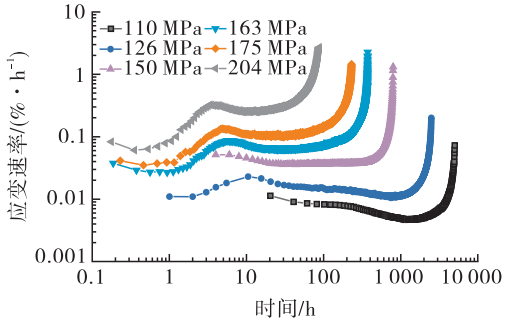


图4 230合金750 ℃不同应力水平下的蠕变应变速率曲线

Fig.4 Creep strain rate curves of Alloy 230 under different stress levels at 750 ℃

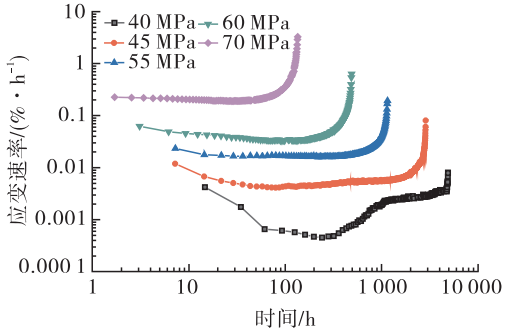


图5 230合金900 ℃不同应力水平下的蠕变应变速率曲线

Fig.5 Creep strain rate curves of Alloy 230 under different stress levels at 900 ℃

可以看出，温度为750 ℃时，在较低应力水平下，蠕变速率曲线呈现出典型的3个阶段特征，开始时蠕变速率较高，随后迅速下降进入稳态；而在较高应力水平下，开始阶段表现出一个明显的应变速率增加过程，蠕变速率随时间短暂上升后才开始逐渐下降。同时，在高应力条件下，稳态阶段持续时间显著缩短，第三阶段的加速速率明显提高，蠕变寿命大幅缩减。温度为900 ℃时，在较低应力水平下，蠕变速率曲线呈现典型的三阶段特征；随着应力水平升高，蠕变第一阶段逐渐消失，蠕变速率曲线主要由二、三阶段主导。这与蠕变变形的相关特征一致。

2.1.2 蠕变断裂应变、断裂寿命与最小蠕变应变速率

图6示出230合金在750和900 ℃、不同应力水平下的蠕变断裂应变与应力关系。

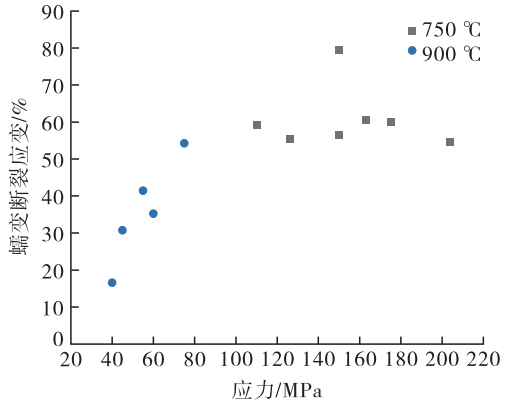


图6 230合金蠕变断裂应变与应力水平关系

Fig.6 Relationship between creep fracture strain and stress level of Alloy 230

可以看出：在温度较低时，230合金蠕变断裂应变随应力的增加变化较小，这可能与应力水平处于蠕变断裂应变的上平台阶段有关；在温度较高时，蠕变断裂应变随应力的增加而增大，且呈现非线性增长趋势。这与相应应力水平处于蠕变断裂应变的过渡段有关。

当给定温度时，蠕变断裂寿命与应力的关系可以用持久强度法来表示，函数关系表示为：

$$t_r = D\sigma^{-d} \tag{1}$$

式中，t_r为蠕变断裂寿命，h；σ为应力，MPa；D，d为材料参数。

对式(1)两边取对数，可得：

$$\ln t_r = \ln D - d\ln\sigma \tag{2}$$

图7为230合金不同温度实测蠕变断裂寿命与应力的关系图，基于式(2)可以得到拟合曲线。可以看出，当温度固定时，在双对数坐标系下，230合金蠕变断裂寿命t_r与应力σ呈线性关系，且试验数据点与拟合曲线偏差较小。

稳态蠕变速率(最小蠕变速率)是指在蠕变第二阶段，材料的蠕变速率达到最小并保持不变。蠕变第二阶段在蠕变寿命中占比较大，因此稳态蠕变速率对于预测材料在高温下的蠕变变形行为非常关键。通常使用Norton本构方程来描述稳态蠕变速率与应力的关系：

$$\dot{\varepsilon}=A\sigma^{n} \tag{3}$$

式中，$\dot{\varepsilon}$为稳态蠕变速率，%/h；A为材料参数；n为应力指数。

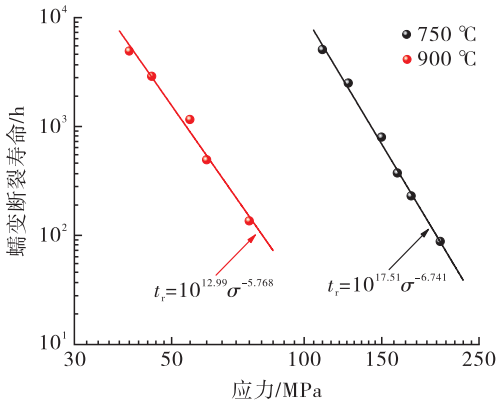


图7 230合金蠕变断裂寿命与应力水平的关系

Fig.7 Relationship between creep rupture life and stress level of Alloy 230

对式(3)两边取对数，可得：

$$\ln\dot{\varepsilon}=\ln A+n\ln\sigma \tag{4}$$

图8为230合金不同温度实测稳态蠕变速率与应力的关系图，基于式(4)可以得到拟合曲线。

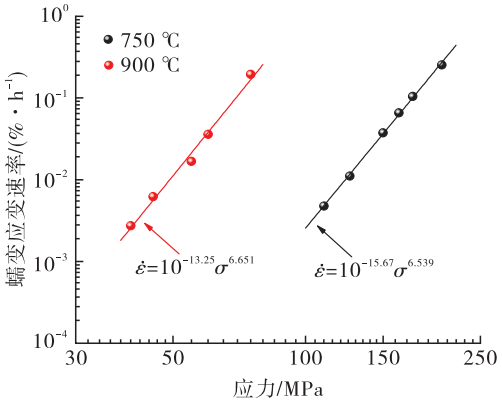


图8 230合金稳态蠕变速率与应力水平的关系

Fig.8 Relationship between steady-state creep rate and stress level of Alloy 230

可以看出，温度固定时，在双对数坐标系下，230合金稳态蠕变速率$\dot{\varepsilon}$与应力σ呈线性关系；应力指数n随温度升高而增大，表明230合金在高温下对应力变化更为敏感。

2.2 基于Kachanov-Rabotnov的蠕变损伤本构模型

2.2.1 模型推导与参数拟合

为描述材料的损伤演化行为，本研究采用Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型，通过引入损伤参量，开展230合金蠕变损伤研究。Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型可以表示为：

$$\dot{\varepsilon}=A\left(\frac{\sigma}{1-\omega}\right)^{n} \tag{5}$$

$$\dot{\omega}=\frac{M\sigma^{\alpha}}{(1-\omega)^{\beta}} \tag{6}$$

式中，$\dot{\varepsilon}$为蠕变应变率，%/h；σ为蠕变应力，MPa；$\dot{\omega}$为蠕变损伤率；ω为蠕变损伤参量，取值范围为0~1；A，M，n，α，β为材料参数。

对式(5)和式(6)分别进行积分，可以得到蠕变断裂寿命t_r、蠕变损伤参量ω和蠕变应变ε与应力σ、时间t的关系表达式，如下所示：

$$t_r=\frac{1}{M\sigma^{\alpha}(\beta+1)} \tag{7}$$

$$\omega=1-\left(1-\frac{t}{t_r}\right)^{\frac{1}{\beta+1}} \tag{8}$$

$$\varepsilon=\frac{A\sigma^{n-\alpha}}{M(\beta+1-n)}\{1-[1-M(\beta+1)\sigma^{\alpha}t]^{k}\} \tag{9}$$

$$k=\frac{\beta+1-n}{\beta+1} \tag{10}$$

可以看出，当t=0时，蠕变损伤参量ω=0；当t=t_r时，蠕变损伤参量ω=1。将式(7)代入式(9)，可以得到时间达到蠕变断裂寿命t_r时所对应的蠕变断裂应变ε_r表达式：

$$\varepsilon_r=\frac{A\sigma^{n-\alpha}}{M(\beta+1-n)} \tag{11}$$

对式(7)、式(9)和式(11)进行变形处理，可以得到形式更为简单、方便后续拟合分析的表达式，如下所示：

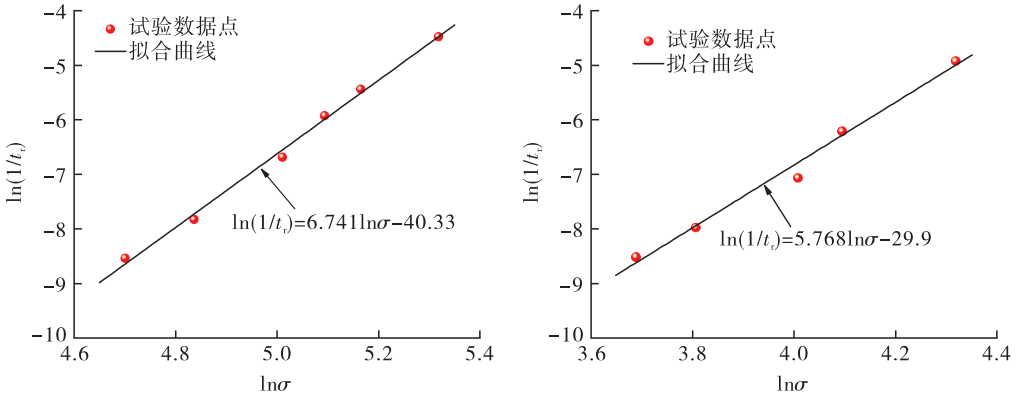
$$\ln\left(\frac{1}{t_r}\right)=\alpha\ln\sigma+\ln[M(\beta+1)] \tag{12}$$

$$\ln\left(\frac{\varepsilon_r}{t_r}\right)=n\ln\sigma+\ln\left(\frac{A}{k}\right) \tag{13}$$

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}=1-\left(1-\frac{t}{t_r}\right)^{k} \tag{14}$$

基于230合金蠕变变形数据，结合式(12)~(14)分别进行数据处理和拟合，可以得到材料参数α，n，$\ln[M(\beta+1)]$，$\ln(A/k)$和k的值，将n，k值代入式(10)可以得到参数β的值。至此，Kachanov-Rabotnov模型中涉及到的参数已全部求解完成。

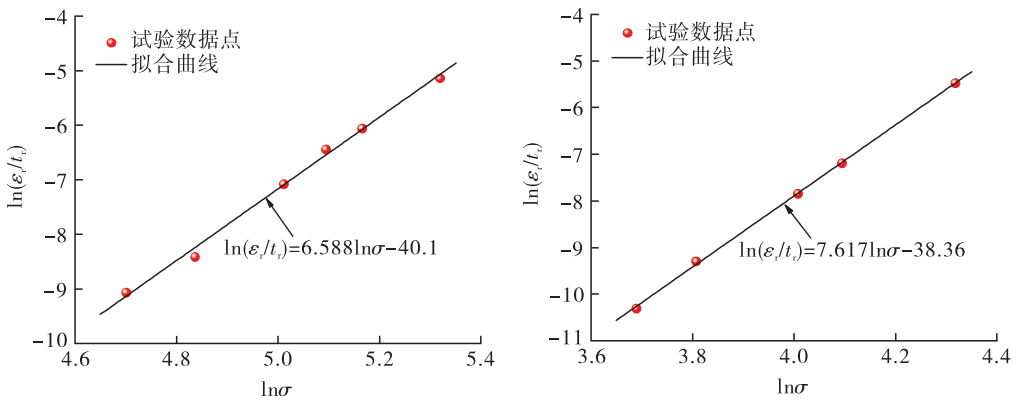
基于上述Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构方程材料参数的拟合确定流程，首先根据式(12)和式(13)和对750和900 ℃下的蠕变断裂寿命t_r，蠕变断裂应变ε_r与应力σ的关系式进行数据拟合，拟合曲线分别如图9、图10所示。可以看出，在双对数坐标系下，$1/t_r$和ε_r/t_r均与应力σ呈线性关系，拟合曲线斜率即为α和n，截距为$\ln[M(\beta+1)]$和$\ln(A/k)$。



（a）750 ℃ （b）900 ℃

图9 Kachanov-Rabotnov方程参数拟合曲线（基于式（12））

Fig.9 Parameter fitting of Kachanov-Rabotnov equation (based on Eq.(12))

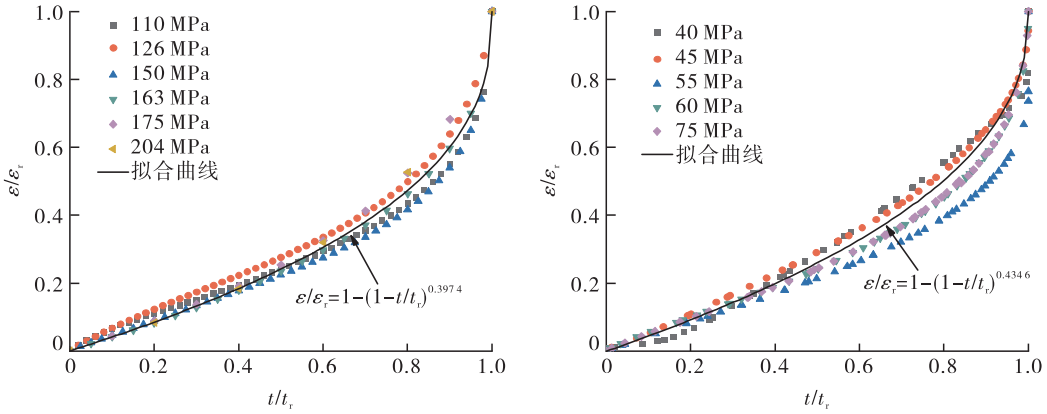


（a）750 ℃ （b）900 ℃

图10 Kachanov-Rabotnov方程参数拟合曲线（基于式（13））

Fig.10 Parameter fitting of Kachanov-Rabotnov equation (based on Eq. (13))

从式（14）中可以看出，需要对每个温度下所有工况的蠕变变形数据进行归一化处理，可以得到每个温度下的曲线簇。每个温度下的曲线簇趋势一致。基于归一化后的数据进行数据拟合可以得到k值，归一化后的拟合曲线如图11所示。



（a）750 ℃ （b）900 ℃

图11 Kachanov-Rabotnov方程参数拟合曲线（基于式（14））

Fig.11 Parameter fitting of the Kachanov-Rabotnov equation (based on Eq.(14))

根据以上拟合方式得到α，n，ln[M(β+1)]，ln(A/k)和k的值后，将k值代入式（10）和ln(A/k)可得到β与A的值，之后将β代入ln[M(β+1)]可得到M的值。不同温度下的蠕变损伤本构模型

参数值见表3。基于式(9)和表3中的参数值，可以得到不同温度和应力水平下的蠕变预测曲线。

表3 Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型参数值

Tab.3 Parameter values of the Kachanov-Rabotnov creep damage constitutive model

参数	温度/℃	
	750	900
A	1.528×10^{-18}	9.518×10^{-18}
M	2.794×10^{-19}	7.677×10^{-15}
n	6.588	7.617
α	6.741	5.768
β	9.933	12.472
k	0.397 4	0.434 6

2.2.2 模型预测结果

230合金在750和900 ℃下基于Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型的预测结果分别如图12、图13所示。

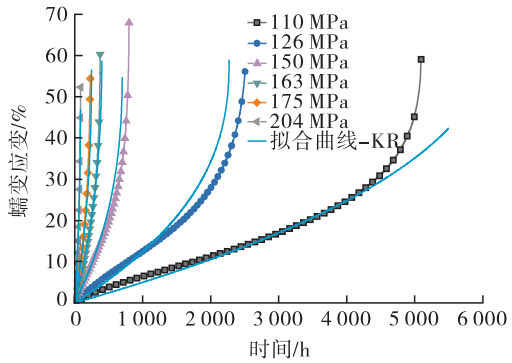


图12 750 ℃下基于Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型的预测结果

Fig.12 Prediction results based on Kachanov-Rabotnov creep damage constitutive model at 750 ℃

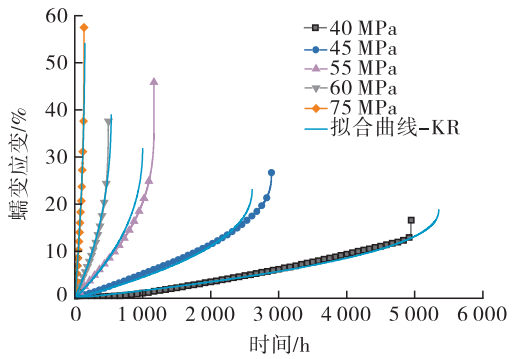


图13 900 ℃下基于Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型的预测结果

Fig.13 Prediction results based on Kachanov-Rabotnov creep damage constitutive model at 900 ℃

可以看出，温度为750 ℃、应力水平较小时，拟合曲线与试验曲线存在一定偏差。这是由于这些工况下230合金的蠕变变形曲线仍存在较明显的第一阶段，并不产生蠕变损伤；而Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型主要针对蠕变过程的第二、三阶段。随着应力水平增大，发现预测曲线与试验曲线更为接近，偏差较小。温度为900 ℃时，230合金的蠕变变形曲线基本不存在第一阶段，使用Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构方程得到的预测曲线与试验曲线非常接近，偏差较小，可以较好地描述230合金所有工况下的蠕变变形曲线。

2.3 基于θ投影法的蠕变本构模型

2.3.1 模型介绍与参数拟合

θ投影法是一种基于恒定应力蠕变试验的寿命预测方法，具有高精度和广泛的外推适用性。其基本思想是将蠕变曲线看作是蠕变速率下降(第一阶段)和蠕变速率上升(第三阶段)的迭加。因此，蠕变应变ε随时间变化可表示为：

$$\varepsilon=\theta_1\left[1-\exp\left(-\theta_2 t\right)\right]+\theta_3\left[\exp\left(\theta_4 t\right)-1\right] \quad (15)$$

式中，ε为总应变，%；t为时间，h；θ_1，θ_3分别为第一和第三阶段的应变，%；θ_2，θ_4分别为第一和第三阶段的应变速率，%/h。

4个θ参数又与应力σ和温度T有关，且满足以下关系：

$$\lg\theta_i=a_i+b_iT+c_i\sigma+d_iT\sigma \quad (i=1,2,3,4) \quad (16)$$

式中，a_i，b_i，c_i，d_i为材料常数。

基于上述θ投影法的蠕变寿命模型材料参数的拟合确定流程，根据式(15)、式(16)对750，900 ℃下的蠕变应变ε和时间t进行数据拟合，得到230合金的θ投影法本构方程材料参数如表4、表5所示。

2.3.2 模型预测结果

230合金在750和900 ℃下基于θ投影法的预测结果分别如图14、图15所示。可以看出，长时蠕变试验预测结果与试验曲线偏差较大；中短时蠕变试验预测结果与试验曲线偏差较小。总的来说，θ投影法可以较好地描述230合金的蠕变变形过程，但拟合曲线与试验曲线的偏差稍大。

2.3.3 模型对比分析

对比230合金Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型与θ投影法的预测结果，可以看出：两种蠕变本构模型都可以较好地描述230合金的蠕变变形过程，但Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构方程所得拟合结果更好。综上，建议采用Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构方程描述230合金高温蠕变变形行为。

表4 230合金不同应力与不同温度下θ参数计算结果

Tab.4 θ parameter calculation results of Alloy 230 under different stress and temperature

温度/℃	应力/MPa	θ_1	θ_2	θ_3	θ_4
750	110	69.71	0.000 091 47	0.001 103	0.001 965
	126	96.49	0.000 140 2	0.002 264	0.003 712
	150	114.3	0.000 354 7	0.003 34	0.011 32
	163	140.8	0.000 494 8	0.098 3	0.015 1
	175	168.8	0.000 612 3	0.176 8	0.022 17
	204	173.7	0.001 382	0.220 8	0.056 09
900	40	20.23	0.000 086 72	0.145	0.000 779
	45	25.26	0.000 216 8	0.096 08	0.001 648
	55	29.49	0.000 618 3	0.061 13	0.004 754
	60	39.77	0.001 007	0.011 86	0.014 56
	75	116.2	0.001 832	0.008 408	0.058 24

表5 θ投影法的模型参数值

Tab.5 Model parameter values of the θ projection method

θ	a_i	b_i	c_i	d_i
θ_1	6.402	−0.006 648	−0.078 66	0.000 111
θ_2	−5.615	0.000 266 6	−0.109 5	0.000 163
θ_3	−40.18	0.045 39	0.359 6	−0.000 442
θ_4	−0.014 75	−0.005 798	−0.177 6	0.000 258

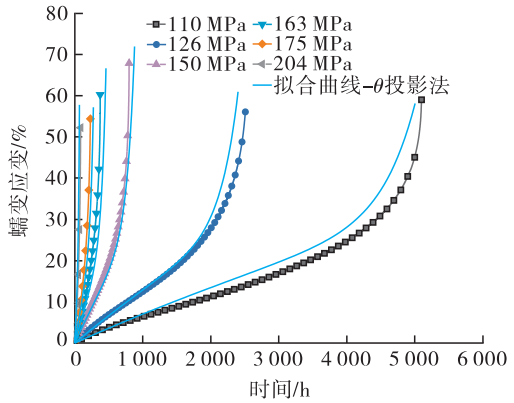


图14 750 ℃下基于θ投影法的预测结果

Fig.14 Prediction results based on the θ projection method at 750 ℃

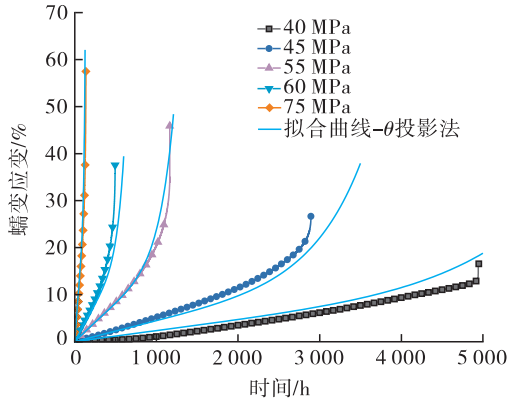


图15 900 ℃下基于θ投影法的预测结果

Fig.15 Prediction results based on the θ projection method at 900 ℃

3 结论

（1）230合金蠕变变形特性与温度和应力水平有很强的相关性。温度为750 ℃、应力水平较低时，蠕变变形曲线存在相对明显的第一阶段，且蠕变第二阶段在蠕变寿命中占比较大，随着应力水平升高，蠕变第一阶段逐渐消失，蠕变变形曲线主要由第二、三阶段主导；温度为900 ℃时，几乎没有蠕变第一阶段，蠕变变形曲线由第二、三阶段主导。

（2）Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型和θ投影法都可以较好地描述230合金的蠕变过程，但Kachanov-Rabotnov蠕变损伤本构模型可以更好描述230合金的高温蠕变变形行为。

参考文献：

[1] MO K，LV W，TUNG H M. Biaxial thermal creep of alloy 617 and alloy 230 for VHTR applications [J]. Journal of Engineering Materials and Technology，2016，138(3)：031015.

[2] BOEHLERT C J，LONGANBACH S C. A comparison of the microstructure and creep behavior of cold rolled HAYNES 230 alloy and HAYNES 282 alloy [J]. Materials Science and Engineering：A，2011，528(15)：4888-4898.

[3] MALDINI M，ANGELLA G，LUPINC V. Analysis of creep curves of Haynes 230 superalloy [J]. Materials Science Forum，2010，638：2285-2290.

[4] ZENG Y，PAN Y，WANG N. Comparison of creep fracture behavior between selective laser melted and forged alloy 230 after testing at 1 200 ℃ [J]. Metals and Materials International，2023，29(5)：1346-1357.

[5] PATAKY G J，SEHITOGLU H，MAIER H J. Creep deformation and mechanisms in Haynes 230 at 800 ℃

and 900 ℃[J]. Journal of Nuclear Materials, 2013, 443(1/2/3): 484-490.

[6] CHATTERJEE S, ROY A K. Mechanism of creep deformation of Alloy230 based on microstructural analyses [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(29/30): 7893-7900.

[7] 陈石富，马慧萍，鞠泉，等. 新型固溶强化型镍基高温合金——Haynes230 [J]. 材料导报，2009, 23(增刊1): 436-439.
CHEN S F, MA H P, JU Q, et al. A new type of solution strengthening nickel-based superalloy—Haynes230[J]. Materials Reports, 2009, 23(Sup.1): 436-439.

[8] 陈恭珉. 用于高温化工环境的镍基合金Haynes230 [J]. 上海化工, 2005, 30(6): 51-52.
CHEN G M. Nickel-based alloy Haynes230 for elevated-temperature chemical environments [J]. Shanghai Chemical Industry, 2005, 30(6): 51-52.

[9] EVANS R W, PARKER I, WILSHIRE B. An extrapolative procedure for long term creep-strain and creep life prediction [C]//Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures. Swansea: Pineridge Press, 1982: 135-184.

[10] KACHANOV L M. Rupture time under creep conditions[J]. International Journal of Fracture, 1999, 97(1): 11-18.

[11] RABOTNOV Y N. Creep problems in structural members [M]. London: North-Holland Publishing Company, 1969: 358.

[12] 徐殿峰. GH3128高温合金中间换热器冷却管蠕变特性研究[D]. 秦皇岛：燕山大学, 2019.
XU D F. Study on the creep properties of cooling tubes for intermediate heat exchangers made of GH3128 superalloy [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2019.

[13] 张雪莲. 多尺度下镍基单晶高温合金涡轮叶片疲劳蠕变寿命预测[D]. 成都：电子科技大学, 2022.
ZHANG X L. Fatigue creep life prediction of nickel-based single crystal superalloy turbine blades at multiple scales[D]. Chengdu: University of Electronic Science and Technology of China, 2022.

[14] 陶贤超，高永建，赵鹏，等. 反应堆压力容器材料压缩蠕变性能及变形机制研究[J]. 压力容器, 2022, 39(7): 1-6.
TAO X C, GAO Y J, ZHAO P, et al. Compressive creep behavior and deformation mechanism of the material in reactor pressure vessel[J]. Pressure Vessel Technology, 2022, 39(7): 1-6.

[15] 侍克献，田根起，张作贵，等. 国产P92钢的蠕变裂纹扩展行为研究[J]. 压力容器, 2023, 40(6): 1-6.
SHI K X, TIAN G Q, ZHANG Z G, et al. Creep crack growth behaviors of domestic made P92 steel [J]. Pressure Vessel Technology, 2023, 40(6): 1-6.

[16] HOSSEINI E, HOLDSWORTH S, MAZZA E. Stress regime-dependent creep constitutive model considerations in finite element continuum damage mechanics [J]. International Journal of Damage Mechanics, 2013, 22: 1186-1205.

[17] 刘厚吉，谢健，李祎曼，等. GH3536镍基变形高温合金的应力松弛行为与变本构方程[J]. 塑性工程学报, 2023, 30(7): 110-117.
LIU H J, XlE J, LI W M, et al. Stress relaxation behavior and creep constitutive equation of GH3536 nickel-based wrought superalloy [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30(7): 110-117.

[18] 郭晓峰，刘本鑫，南宁宁，等. Fe-Cr-Ni基奥氏体不锈钢蠕变损伤本构模型研究[J]. 机械强度, 2022, 44(5): 1201-1206.
GUO X F, LIU B X, NAN N N, et al. The study of creep damage constitutive model for Fe-Cr-Ni austenitic stainless steel [J]. Mechanical Strength, 2022, 44(5): 1201-1206.

[19] 李书博，刘茜，景国玺，等. 宽幅温度和应力范围下蠕墨铸铁的蠕变试验及本构模型对比研究[J]. 机械强度, 2024, 46(1): 70-76.
LI S B, LIU Q, JING G X, et al. The creep testing and constitutive model comparison of ductile cast iron under wide temperature and stress range [J]. Mechanical Strength, 2024, 46(1): 70-76.

[20] 李博，刘鑫宝，朱麟，等. 基于变形机制的P91钢蠕变行为分析[J]. 机械强度, 2022, 44(1): 198-202.
LI B, LIU X B, ZHU L, et al. Creep behavior analysis of P91 steel based on deformation mechanisms [J]. Mechanical Strength, 2022, 44(1): 198-202.

作者简介：王弘昶(1984)，男，副所长，主要从事核电机械设备材料与焊接设计及研究工作，通信地址：200233 上海市徐汇区虹漕路29号上海核工程研究设计院股份有限公司总体所，E-mail: wanghc@snerdi.com.cn。

通信作者：李强(1981)，男，副研究员，主要从事高温堆总体设计及材料研究工作，通信地址：102413 北京市房山区新镇中国原子能科学研究院，E-mail: 461517261@qq.com。

本文引用格式：
王弘昶，侯鑫阳，王煦嘉，等. 230合金高温蠕变变形行为与本构模型研究[J]. 压力容器, 2025, 42(1): 10-18.
WANG Hongchang, HOU Xinyang, WANG Xujia, et al. Study on creep deformation behavior and constitutive model of Alloy 230 at elevated temperature[J]. Pressure Vessel Technology, 2025, 42(1): 10-18.