

# 高应力诱导型钛合金压缩蠕变研究现状及进展

陆嘉飞<sup>1,2</sup>, 淡振华<sup>1,2</sup>, 陈博文<sup>1,2</sup>, 董月成<sup>1,2</sup>, 张爱峰<sup>3</sup>, 常辉<sup>1,2</sup>, 周廉<sup>1,2</sup>

(1. 南京工业大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 210009)

(2. 南京工业大学新材料研究院, 江苏 南京 210009)

(3. 中船重工第七〇二研究所, 江苏 无锡 214082)

**摘要:** 围绕钛合金的高温拉伸蠕变、室温拉伸蠕变及室温压缩蠕变研究成果, 对钛合金的压缩蠕变行为及机理进行了综述, 并介绍了钛合金室温压缩蠕变和高温拉伸蠕变的区别。基于对钛合金蠕变后微观组织的观察和分析, 比较了扩散控制型蠕变过程中涉及的主要机理(如钛合金室温蠕变过程中的位错运动、饱和蠕变现象等), 指出了在钛合金室温蠕变过程中存在应力阈值, 分析了高应力诱导型钛合金室温蠕变机理。同时针对我国深海装备用钛合金的压缩蠕变行为研究中的主要问题及难点进行了概述及分析。

**关键词:** 钛合金; 扩散控制型蠕变; 高应力诱导型压缩蠕变; 压缩蠕变; 蠕变机理

**中图分类号:** TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)11-1074-08

## Research Progress of High Stress Induced Compression Creep of Titanium Alloys

LU Jiafei<sup>1,2</sup>, DAN Zhenhua<sup>1,2</sup>, CHEN Bowen<sup>1,2</sup>, DONG Yuecheng<sup>1,2</sup>,  
ZHANG Aifeng<sup>3</sup>, CHANG Hui<sup>1,2</sup>, ZHOU Lian<sup>1,2</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 210009, China)

(2. Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 210009, China)

(3. China Ship Scientific Research Center, Wuxi 214082, China)

**Abstract:** Based on the research achievements of tensile creep at elevated temperature, tensile creep and compression creep at room temperature, this article reviews the behavior and mechanism of compression creep of titanium alloys. The differences between creep at room temperature and elevated temperature are also introduced. Based on the observation and analysis on microstructure after creep, the main mechanism involved in the diffusion-controlled creep process, such as dislocation movement, saturated creep and so on, are compared. It is pointed out that there is a stress threshold in the room temperature creep of titanium alloys. And the high stress induced compression creep mechanism of titanium alloys at room temperature is also analyzed. Meanwhile, the main problems and difficulties on the compression creep of deep-sea equipment titanium alloys are overviewed and analyzed.

**Key words:** titanium alloys; diffusion-controlled creep; high stress induced compression creep; compression creep; creep mechanism

## 1 前言

钛合金由于具有高比强度、高弹性模量和耐腐蚀性

好等优异的综合性能, 已被广泛应用于航空航天、舰船、海洋工程等领域<sup>[1,2]</sup>。钛合金首先被广泛应用于航空航天领域, 如涡轮发动机和飞机构架等都是采用钛合金制作。发动机对钛合金的性能要求苛刻, 它要求钛合金材料具有良好的室温力学性能、高温强度、蠕变性能、热稳定性和疲劳性能, 尤其是合金在服役条件下的蠕变行为, 它决定了合金的使用寿命和发动机的安全可靠。因此, 研究钛合金的高温蠕变性能对钛合金在航空领域的应用有着重要的意义。蠕变是金属在长时间受恒温、恒载荷作用下缓慢地产生塑性变形的现象。一般从低温到接近熔点都会产生蠕变, 当条件温度与材料熔点之比

收稿日期: 2018-05-08 修回日期: 2018-07-28

基金项目: 国家国际科技合作专项项目(2015DFA51430); 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室开放基金项目(SKLMEA-K201806); 国防基础科研计划项目(JCKY08414C020)

第一作者: 陆嘉飞, 男, 1993年生, 硕士研究生

通讯作者: 淡振华, 男, 1976年生, 教授, 硕士生导师,

Email: zhenhuadan@njtech.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201905021

大于 0.4 时称为高温蠕变, 当条件温度与熔点之比小于 0.2 时称为室温蠕变。国内外大量学者对钛合金的高温蠕变行为和机理进行了研究<sup>[3-5]</sup>, 认为高温下钛合金的蠕变机制主要包括位错滑移和攀移<sup>[6, 7]</sup>、扩散蠕变<sup>[8]</sup>和晶界滑动<sup>[9]</sup>。

由于钛合金在室温下的蠕变变形小且不易失效, 因此较少受到关注。但随着精密仪器的发展和钛合金在深海装备中的广泛运用, 钛合金的室温蠕变行为受到越来越多的关注。钛合金由于密度小、强度高、耐腐蚀性能好, 常常被运用于载人潜水器, 如我国的“蛟龙号”载人潜水器耐压结构体的主要材料即为钛合金。“蛟龙号”载人潜水器最大下潜深度达到 7000 多米。当钛合金作为海洋装备材料在深海中服役时, 不仅会受到海水腐蚀, 而且会受到海水静水压的影响。由上方海水产生的高静水压力诱导的蠕变导致的局部变形会对钛合金大型结构件的安全性、稳定性以及全寿命期间的维护等有着直接的影响。因此, 研究钛合金的室温高压压缩蠕变, 对钛合金在海洋工业中的运用有着重要的影响。早在 1949 年, Adenstedt<sup>[10]</sup>发现工业纯钛在室温下存在较高的蠕变速率, 并且具有蠕变 3 个阶段的特征。Peng 等<sup>[11]</sup>在中低温不同应力水平下对纯钛 TA2 进行了拉伸蠕变实验, 发现在室温下应力水平低于屈服强度时, 依然会发生较为明显的蠕变变形。随后, 多种钛合金被发现存在室温下存在蠕变行为<sup>[12-14]</sup>。陈博文等<sup>[15]</sup>在室温下对 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 和 Ti-6Al-4V 两种钛合金的高压压缩蠕变行为进行了研究, 发现蠕变过程存在减速蠕变和稳态蠕变阶段。

目前对钛合金的蠕变行为研究主要集中在高温蠕变行为, 主要是以高温诱导扩散发生蠕变。而在室温下, 扩散很难发生, 因此主要是以应力为诱导发生蠕变。室温蠕变主要分为室温拉伸蠕变和室温压缩蠕变, 本文主要针对的是深海装备用钛合金的室温压缩蠕变。本文简述了钛合金的室温蠕变行为, 主要从位错运动方面论述分析了钛合金的室温蠕变机理, 同时还综述了国内外钛合金室温蠕变的研究进展以及在钛合金室温高压蠕变行为和机理研究中存在的不足和发展趋势。

## 2 高温拉伸蠕变

### 2.1 高温拉伸蠕变行为

钛合金被广泛应用于航空和电力等领域, 由于服役条件苛刻, 需要钛合金材料具有一定的高温强度和稳定性, 研究者们针对钛合金高温蠕变开展了大量的研究。钛合金的典型蠕变曲线一共分为 3 个阶段, 如图 1 所示, 其中 ab 段为减速蠕变阶段, 变形产生的加工硬化导致材料内部变形抗力增加, 并进一步导致材料蠕变速率减小; bc 段为稳态蠕变阶段, 加工硬化导致的内部变形抗力增

加和回复引起的内部变形抗力降低相平衡, 使得材料蠕变速率始终保持不变; cd 段为加速蠕变阶段, 蠕变速率上升, 试样内部产生微裂纹或者晶界处缺陷聚集, 产生空位, 导致最终颈缩断裂。

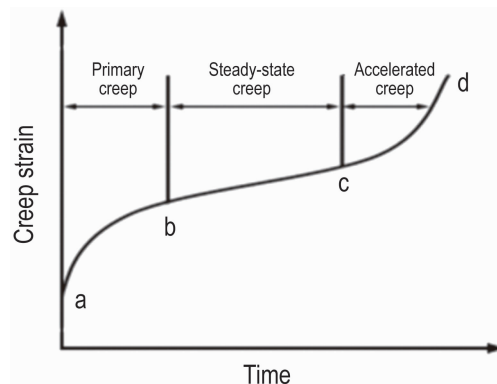


图 1 典型的金属蠕变曲线

Fig. 1 Typical creep curve of metal

王琪等<sup>[4]</sup>研究了 TA15 钛合金在 773 ~ 823 K 时的高温蠕变行为, 发现 TA15 的蠕变曲线存在典型的 3 个随温度及应力变化的阶段, 当温度降低或应力减小时, 蠕变过程减慢, 蠕变第二阶段变长, 第三阶段甚至不出现; 反之, 当温度升高或者应力增加时, 第二阶段较短, 很快由蠕变第一阶段过渡到第三阶段。Nie 等<sup>[5]</sup>发现 Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr 钛合金在 623 和 673 K 时, 蠕变曲线只存在第一和第二阶段, 当温度达到 723 和 773 K 时, 蠕变曲线出现了第三阶段。Gu 等<sup>[16]</sup>发现 Ti-6.3Al-1.6Zr-3.4Mo-0.3Si 钛合金的蠕变变形量随温度升高而增大, 具体表现为在 723 ~ 773 K 时, 蠕变变形随温度升高增长缓慢; 在 773 ~ 823 K 时, 蠕变变形随温度升高急剧增大。

### 2.2 高温拉伸蠕变机理

高温下钛合金的拉伸蠕变机制主要包括在拉应力作用下的位错滑移和攀移<sup>[6, 7]</sup>、扩散蠕变<sup>[8]</sup>和晶界滑动<sup>[9]</sup>, 蠕变变形机制的不同主要受蠕变温度和拉应力的影响。位错蠕变机制适合于温度低、应力高的条件, 材料的塑性变形主要由位错滑移引起, 但在室温时位错容易受阻, 变形小且扩展速度缓慢; 高温时位错可以在遇到障碍时通过攀移做垂直于滑移面的运动, 从而使位错得以增殖和运动<sup>[6, 7]</sup>。空位扩散蠕变机制适合于温度高、应力低的条件, 主要是在高温条件下, 原子和空穴发生热激活扩散引起的。在外力作用下, 原子和空穴因势能不同会发生由高势能向低势能的定向扩散<sup>[8]</sup>, 垂直于外力的晶界拉伸, 平行于外力的晶界压缩, 从而产生蠕变。晶界滑动蠕变主要发生在高温条件下, 在高温时晶界的原子容易扩散, 受力后易产生塑性变形, 即蠕变。温度越高, 晶界滑动作用越强, 同时还要求与晶内变形有很好的配

合, 否则易产生裂纹<sup>[9]</sup>。

李学雄等<sup>[3]</sup>研究了 TC6 钛合金高温拉伸蠕变行为, 发现 TC6 钛合金在 673 K/460 MPa 蠕变条件下的蠕变激活能为 92.7 kJ/mol, 蠕变机制是位错运动和扩散蠕变双重机制; 723~773 K 的蠕变机制是扩散蠕变机制, 且晶界滑动对蠕变也有一定的作用。曾立英等<sup>[6]</sup>发现在 823~923 K 和 150~300 MPa 条件下, Ti-600 钛合金的高温蠕变变形机制以位错攀移为主、位错滑移为辅。Barboza 等<sup>[17]</sup>认为在 773~873 K 条件下, TC4 钛合金的蠕变变形主要是由位错攀移导致的。Ponsonnet 等<sup>[9]</sup>发现在 648 和 743 K 时, Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe 钛合金的蠕变变形主要受初生  $\alpha$  相的相内位错运动和再生  $\alpha$  相的界面滑移控制。Nie 等<sup>[5]</sup>发现 Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr 钛合金的蠕变机制会随温度的变化而改变, 当温度从 623 升高到 723 K 时, 蠕变机制从位错滑移变为位错攀移。图 2 为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr 合金样品在不同温度蠕变后的 TEM 照片<sup>[5]</sup>, 可以看出温度在 623 K 时, 位错只在 3 个方向滑移; 在 673 K 时, 许多位错堆积在  $\alpha$  相边界; 在 723 K 时, 位错交错并且开始出现攀移; 在 773 K 时, 大量位错发生攀移并出现了低角度边界的亚晶粒。

### 3 室温蠕变

#### 3.1 室温拉伸蠕变

随着精密仪器的发展和钛合金在深海装备领域的广泛运用, 钛合金的室温蠕变行为得到了越来越多的关注。室温蠕变与高温蠕变有着本质的不同, 微观上的区别在于扩散过程引起的回复是否发生。在高温时, 位错能够借助空位或质点的扩散而发生攀移; 而在室温时, 由于温度较低, 扩散难以发生, 从而导致位错无法攀移。因此室温蠕变曲线一般只存在前两个阶段而没有加速蠕变阶段, 并且在第二阶段稳态蠕变速率较低, 变形量主要集中在第一阶段<sup>[18, 19]</sup>。对于室温蠕变的研究, 主要集中在室温拉伸蠕变。大量研究表明<sup>[20-22]</sup>, 钛合金在室温下经过一段时间蠕变后, 蠕变变形趋于饱和状态, 之后不会再有明显的蠕变变形产生, 这种现象被称之为蠕变饱和。在室温蠕变中还存在蠕变应力阈值。Miller 等<sup>[20]</sup>在研究 Ti-6Al-2Nb-1Ta-0.8Mo 钛合金室温拉伸蠕变时发现, 当应力水平低于屈服强度时, 蠕变曲线会出现蠕变饱和现象。马秋林等<sup>[21]</sup>对纯钛 TA2 的室温拉伸蠕变特性进行研究, 发现 TA2 材料在室温下存在明显的蠕变现象, 且存在一个应力阈值, 低于该应力阈值的 TA2 材料不会发生室温蠕变, 该蠕变应力阈值为 267.25 MPa。彭剑等<sup>[22]</sup>研究了纯钛 TA2 的室温拉伸蠕变曲线, 发现纯钛 TA2 的室

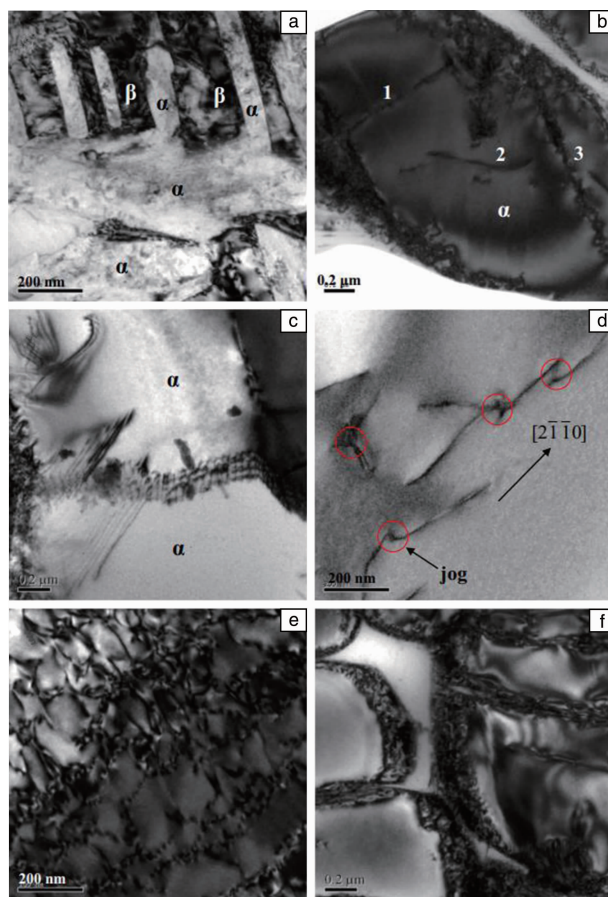


图 2 Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr 合金样品在不同温度蠕变后的 TEM 照片<sup>[5]</sup>: (a, b)623 K, (c)673 K, (d)723 K, (e, f)773 K

Fig. 2 TEM images of Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr samples after creep testing for different temperatures<sup>[5]</sup>: (a, b)623 K, (c)673 K, (d)723 K, (e, f)773 K

温蠕变曲线存在蠕变饱和现象, 并且纯钛 TA2 的室温蠕变存在应力阈值, 当加载应力值低于应力阈值时不会产生显著的蠕变行为。

Aiyangar 等<sup>[14]</sup>在 Ti-1.6V 钛合金室温拉伸蠕变研究中发现, 在蠕变后的试样中存在阵列排列的位错和孪晶, 如图 3 所示, 并认为位错滑移和孪晶是蠕变变形的主要机制。Doraiswamy 等<sup>[13]</sup>进行了 Ti-9.4Mn 的室温拉伸蠕变实验, 研究晶粒尺寸对蠕变变形的影响, 发现随着晶粒尺寸的增加蠕变变形也相应增加, 滑移线变粗变密, 而蠕变的形式以滑移为主。Oberson 等<sup>[23]</sup>研究了钛合金室温蠕变的微观机理, 认为晶体材料发生蠕变的主要机理为位错滑移和孪晶, 并提出了采用晶体学模型来解释孪晶缓慢生长的机理, 如图 4 所示, 氧原子逐渐由孪晶向外扩散, 钛原子将运动到最佳孪晶位置, 且实验获得活化能与该模型预测值吻合。



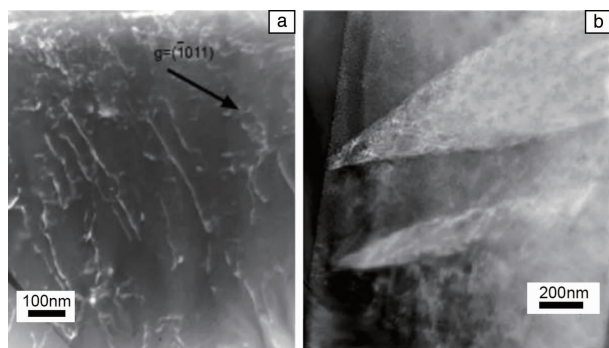


图 3 Ti-1.6V 钛合金室温拉伸蠕变后的 TEM 照片<sup>[14]</sup>: (a) 位错, (b) 孪晶

Fig. 3 TEM images of Ti-1.6V titanium alloy after room temperature creep<sup>[14]</sup>: (a) dislocation, (b) twins

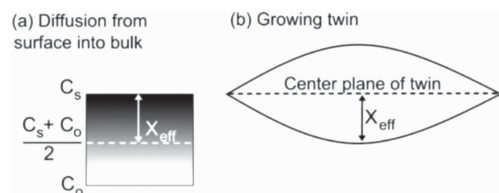


图 4 孪晶生长模型示意图<sup>[23]</sup>

Fig. 4 Schematic illustration of the twin-growth model<sup>[23]</sup>

### 3.2 室温压缩蠕变

陈博文<sup>[15]</sup>在室温下对 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 和 TC4

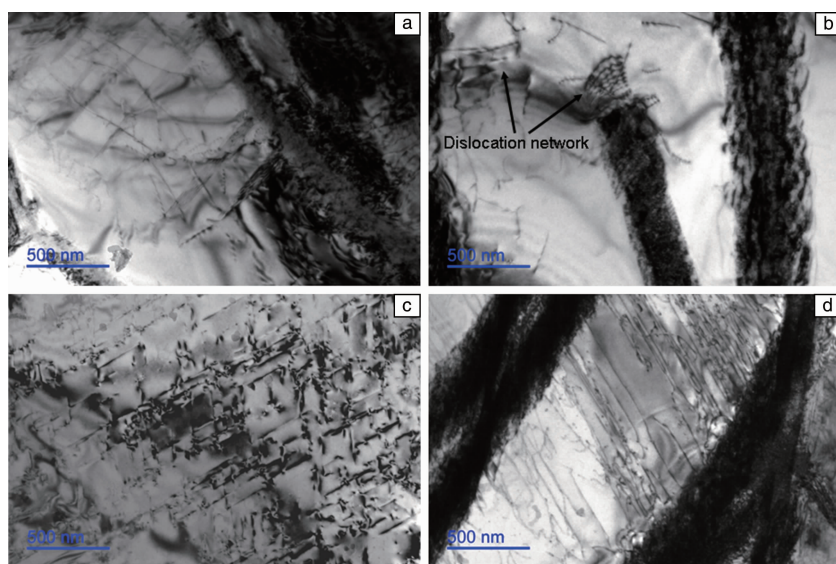


图 5 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 钛合金室温压缩蠕变前后的 TEM 照片<sup>[15]</sup>: (a) 蠕变前, (b) 610 MPa, (c, d) 780 MPa

Fig. 5 TEM images of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo titanium alloy before and after room temperature compression creep<sup>[15]</sup>: (a) before creep, (b) 610 MPa, (c, d) 780 MPa

### 3.3 室温蠕变机理

目前, 对金属材料室温蠕变机理的研究还没有产生明确完整的理论, 但一些研究者根据实验结果建立了数个假设理论。Alden<sup>[25]</sup>于 1987 年提出的可动位错运动理

论成功解释了室温蠕变现象, 得到了人们的普遍认同。他认为在室温蠕变中, 蠕变变形主要受位错滑移控制。位错可以分为两种, 分别是可动位错和不动位错(网络位错)。金属材料在所受外应力逐渐增大的过程中, 会产生钛合金进行高压压缩蠕变实验, 获得了两类钛合金在室温压缩条件下的应力阈值。当外加应力低于应力阈值时, 蠕变曲线存在蠕变饱和现象, 之后蠕变变形量几乎不再增加; 当外加应力高于应力阈值时, 蠕变曲线出现稳态蠕变阶段, 蠕变速率对外加应力有着很强的敏感性, 随外加应力增加, 蠕变速率与蠕变变形量都有明显的增加。图 5 是 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 合金在室温压缩蠕变前后的 TEM 照片, 可以看出蠕变前合金中的位错较少, 位错密度较低, 如图 5a 所示。合金在 610 MPa 应力下蠕变后, 可以清晰地观测到  $\alpha$  相内的位错密度提高, 大量的位错塞积在相界和晶界处, 形成了位错网, 如图 5b 所示。位错网会阻碍位错的运动, 并且应力在 610 MPa 时, 没有新的可移动位错生成, 这使得初始阶段的蠕变速率越来越慢, 最终达到蠕变饱和, 几乎不再产生蠕变变形。当外加应力提高到 780 MPa 时, 可发现  $\alpha$  相内的位错数量和位错密度急剧增加, 如图 5c 和 5d 所示。高应力下多个方向的滑移系被激活, 柱面和锥面滑移开动, 生成了新的可移动位错, 使得蠕变变形继续进行下去, 达到稳态蠕变阶段。通过 TEM 分析可知, Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 钛合金蠕变变形主要是由  $\alpha$  相内位错滑移导致的。Matthew 等<sup>[24]</sup>在研究钛合金的低温压缩蠕变时发现了一些新的现象, 最重要的是蠕变变形后试样随时间增长, 会发生应变硬化恢复。

大量的可动位错；在受恒应力作用的过程中，可动位错在外力作用下滑移，在宏观上表现为室温蠕变现象；可动位错滑移一段距离后，会遇到平行位错、相界或其他阻碍，被困在网络中并变成不动位错，而不动位错不仅不能进行滑移，而且对可动位错的滑移具有阻碍作用。当应力较小时，恒应力过程中不会产生新的移动位错；当所有可动位错都变成网络位错时，将不再产生室温蠕变变形，从蠕变曲线可以看出材料出现蠕变饱和现象；当应力水平较高时，在恒应力过程中会产生新的移动位错，使蠕变能够继续进行。Alden 的理论模型成功解释了应力对室温蠕变的影响，此外还分析了室温蠕变的饱和现象和应力阈值的存在<sup>[25]</sup>。但该理论模型也是建立在一定的假设基础上，且对于位错的产生来源未明确说明。

#### 4 蠕变模型

对于钛合金蠕变，目前还没有合适的蠕变模型能够预测其室温蠕变行为，但已经有大量的蠕变模型被用来拟合其高温蠕变曲线。最先的 Weertman 模型<sup>[26]</sup>只考虑了位错攀移；接着 Harper 和 Dorn 在 Weertman 研究的基础上，提出了适用于高温低压蠕变机制的 Harper-Dorn 模型<sup>[27]</sup>。随着压力的增加，Harper-Dorn 模型计算出来的蠕

变速率与实际情况存在较大的误差，限制了该模型的应用。目前广大科研人员主要运用如式(1)所示的 power-law 蠕变模型<sup>[5, 16, 28]</sup>来拟合钛合金蠕变行为：

$$\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (1)$$

其中， $\dot{\epsilon}_s$ 是稳态蠕变速率； $A$ 是材料系数，与材料的性能有关； $\sigma$ 是施加应力； $n$ 为稳态蠕变速率的应力指数； $Q_c$ 是材料的蠕变表观激活能； $R$ 是气体常数； $T$ 是蠕变温度。利用  $\dot{\epsilon}_s$  和  $\sigma$  值，做出稳态蠕变速率与应力双对数曲线，即  $\ln \dot{\epsilon}_s$  与  $\ln \sigma$  曲线，线性拟合得到的斜率就是应力指数  $n$ 。根据经典蠕变理论，当应力指数  $n=1$  时，意味着蠕变是扩散蠕变，速率由原子的扩散速率控制<sup>[8]</sup>；当  $n=2$  时，蠕变由晶界滑移控制<sup>[29]</sup>；当  $n$  介于 3~8 之间时，位错运动是主要控制因素<sup>[16]</sup>；当  $n>8$  时，蠕变曲线与 power-law 关系式拟合结果的匹配性变差。表 1 为各种钛及钛合金在不同温度及作用模式下的稳态蠕变速率方程和蠕变机制，其应力指数主要是在 3~8 之间，表明了钛合金的蠕变主要受位错运动控制，蠕变速率主要受位错运动速率控制。在温度为 723 K 时，Ti-6.3Al-1.6Zr-3.4Mo-0.3Si 钛合金的拉伸蠕变应力指数为 0.96 ( $\approx 1$ )，表明在该条件下该钛合金的蠕变变形主要受扩散蠕变控

表 1 常规钛及钛合金的稳态蠕变速率方程及蠕变机制

Table 1 Summary of steady-state creep rate equations and creep mechanisms for titanium and titanium alloys

Alloy	Temperature/K	Steady-state creep rate equation	Creep mechanism	Ref.
Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr *	623	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{1.3}$	Dislocation slip	[5]
	673	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{1.9}$	Dislocation slip	
	723	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{3.1}$	Dislocation climb	
Ti-6.3Al-1.6Zr-3.4Mo-0.3Si *	723	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{0.96}$	Diffusion creep	[16]
	773	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{3.3}$	Dislocation climb	
	823	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{3.8}$	Dislocation climb	
CP-Ti *	298	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{5.0}$	—	[31]
	473	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{5.0}$	—	
	573	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{6.5}$	—	
	623	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{6.5}$	—	
	673	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{6.5}$	—	
Ti-6Al-4V *	873	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{4.25}$	Dislocation climb	[32]
	973	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^{2.62}$	Dislocation climb	
Ti-6Al-4V *	773	$\dot{\epsilon}_s = B(\sigma-217.81)^{4.4}$	Dislocation climb	[28]
	873	$\dot{\epsilon}_s = B(\sigma-34.47)^{4.1}$	Dislocation climb	
TA2 *	298	$\dot{\epsilon}_s = B(\sigma-267.5)^{2.209}$	—	[21]
CP-Ti *	298	$\dot{\epsilon}_s = B\sigma^7$	—	[33]
Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo **	298	$\dot{\epsilon}_s = B(\sigma-656)^{2.2}$	Dislocation slip	[15]

Notes:  $B = A \exp(-\frac{Q_c}{RT})$ , \* indicates tensile creep, \*\* indicates compression creep

制, 蠕变速率主要受扩散速率控制<sup>[16]</sup>。在温度为 298 K 时, Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 钛合金的压缩蠕变应力指数为 2.2, 并且存在较大的应力阈值, 结合 TEM 的分析, 可知该钛合金蠕变变形主要是由位错滑移导致的<sup>[15]</sup>。如表 1 所示, 大多数钛合金高温蠕变的本构方程都没有考虑应力阈值, 但在室温高压蠕变中, 研究者们引入了应力阈值来消除应力指数的异常。据文献报道<sup>[28, 30]</sup>, 材料的蠕变变形不是由外加应力引起的, 而是由有效应力(外加应力减去应力阈值)引起的。应力阈值会随着温度的升高而降低, 高温下的应力阈值较小, 比如温度在 873 K 时, Ti-6Al-4V 钛合金的应力阈值为 34.47 MPa<sup>[28]</sup>, 因此, 在高温下经常不考虑应力阈值。然而, 在温度为 298 K 的高压蠕变中, Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 钛合金的应力阈值为 656 MPa, 而外加应力水平低于应力阈值时稳态蠕变速率数值极小, 因而这种情况下蠕变对大型结构件的结构稳定性、安全性造成的影响较小。

近年来, 材料基因工程技术得到了科研人员的广泛关注, 该技术可以缩短材料从发现到走向市场的时间, 降低研发成本, 从而促进制造业升级。在 Ni 基单晶超级合金蠕变机理的研究中<sup>[34, 35]</sup>, Vorontsov 等<sup>[34]</sup>运用位错相场模型模拟了 Ni 基单晶超级合金在蠕变初期位错带的运动, 丰富了 Ni 基单晶超级合金蠕变初期的蠕变理论。钛合金内部微观组织结构复杂, 目前该材料计算模拟主要集中在高温、高应变速率及热压缩过程方面。例如 AK4-1T 铝合金和 Ti-6242 钛合金的研究均表明高温拉应力作用下拉伸蠕变的蠕变速率通常较压缩蠕变的蠕变速率高出 4~10 倍<sup>[36, 37]</sup>。例如利用晶体塑性有限元方法在双态 Ti-6Al-4V 钛合金体系上, 开展了在室温下高应变速率循环压应力加载过程中模拟  $\alpha$ 、 $\beta$  两相组织的演化规律及高应变速率下 Ti-7Al 钛合金的蠕变本构方程及位错运动等特征<sup>[38, 39]</sup>。诸多研究利用热压缩试验机结合数值模拟方法和 EBSD 技术分析了 Ti-6Al-4V 钛合金在热压缩过程中的组织演化及其流变应力的变化过程<sup>[40, 41]</sup>。Neeraj 等<sup>[42]</sup>则将唯象理论和组织分析相结合研究了室温下两相 Ti6242 钛合金和单相 Ti-6Al 钛合金模型的蠕变行为, 指出蠕变有很强的外加应力敏感性, 并修正获得了 strain-rate-sensitive Hollomon law 的本构方程。但常温高水平应力作用下或海洋环境温度低应变速率条件下的钛合金压缩蠕变方面, 目前仍未见关于蠕变组织演化、位错运动及本构关系方面的研究报道。未来晶体塑性有限元模拟、分子动力学模拟等基因组工程技术手段将会为钛合金高压压缩蠕变机制、模型构建等方面的研究提供原子、分子层面的认识。此外, 传统的蠕变试验时间长、成本高, 为了缩短蠕变试验时间、降低成本, 科研人员

提出了多种加速蠕变试验。目前金属材料的加速蠕变试验有时温叠加法、分级等温法和应力松弛法。其中, 应力松弛法使用最多, 该方法较精确, 且与传统蠕变试验结果吻合较好。郭进全等<sup>[43]</sup>在 600 °C 对高温材料 1Cr10NiMoW2VNbN 进行了多组短时应力松弛试验和传统蠕变试验, 结果发现, 基于短时松弛试验转换得到的蠕变数据与常规蠕变试验得到的蠕变数据结果吻合较好。目前, 钛合金高压蠕变采用单轴压应力模式进行研究, 应力作用模式较为单一, 与实际工况存在一定的差异, 急需开展单轴向多轴作用模式的拓展试验, 或通过力学模型进行单轴向多轴力场作用的转化, 以便更为准确地描述外加高应力诱导的压缩蠕变机理。科研人员通过对加速蠕变试验标准方法的研究, 借助服役环境等因素的有效嵌入, 实现了环境因子、材料因子、结构因子和应力场等多因素多场耦合条件的准确模拟, 完成了钛合金高压压缩蠕变的深入系统研究, 揭示了高压压缩蠕变的本构关系、物理内禀关系、界面化学反应等关键科学问题。

## 5 结 语

近年来, 随着海洋工业的迅速发展, 海洋资源开采、海洋科学探索和海洋权益维护对海洋装备的需求越来越大, 相应地, 对深海装备的工作深度和工作能力也提出了新的挑战, 传统的钢制耐压结构已经难以满足深海装备的要求。针对海洋环境的特点, 海洋材料需要满足多种性能需求, 如良好的耐海洋腐蚀性、抗疲劳性和抗冲击性等。钛及钛合金材料具有优良的耐海水腐蚀性能、高比强度、无磁性等优点, 成为了大型海洋工程和承压结构等大型设备的首选材料。深海海水活度较大, 形成了一种苛刻的腐蚀环境, 海水含盐量高、导电性强且富含微生物, 是一种天然的强腐蚀性介质<sup>[44, 45]</sup>。钛合金作为海洋材料在深海中服役时, 不仅会受到海水腐蚀, 而且会受到海水静水压、海水腐蚀介质离子的移动等因素的综合影响。此时, 钛合金材料的高压蠕变性能对钛合金大型结构件的安全性、稳定性以及全寿命期间的维护等有着直接的影响。因此, 研究钛合金的室温高压蠕变对钛合金在深海工程装备的运用中有着重要的意义。

研究者们对钛合金高温拉伸蠕变变形行为、失效机制和寿命预测方法都有了较为成熟的认识。高温蠕变变形行为主要受位错运动<sup>[6, 7]</sup>、空位扩散<sup>[8]</sup>和晶界滑动<sup>[9]</sup>所控制。蠕变理论的研究方法主要包括基于经典塑性力学的方法、基于空穴增长机制的方法和基于连续损伤力学理论的方法<sup>[46]</sup>。蠕变寿命的预测方法主要包括以持久强度实验外推为主的 Larson-Miller 法、Orr-Sherby-Dorn 法

和 Robinson 线性断裂法则; 基于蠕变曲线分析的 Omega 法、 $\theta$  投影法以及逐步外推法; 基于物理机制的连续介质蠕变损伤模型预测方法<sup>[47]</sup>。国内外学者通过蠕变实验、微观组织结构分析和理论计算对钛合金的室温蠕变进行了研究, 为钛合金的应用提供了重要的理论依据。但钛合金由高应力诱发的室温蠕变机理还不明确, 室温高压蠕变理论发展还不够完备, 也没有合适的模型来预测钛合金室温高压蠕变寿命, 无法为我国深海重大工程装备提供相应的数据支撑, 急需开展在高静水压诱导的压应力、剪切应力作用下的钛合金蠕变内在机制研究并建立相关物理模型。钛合金室温高压蠕变的研究虽可借鉴高温蠕变的研究方法、结果作为参考, 但由于其在海洋苛刻环境下服役的特征, 目前仍急需开展的研究工作如下:

(1) 深入系统地研究钛合金室温高压蠕变机理, 结合材料基因工程技术, 通过蠕变实验的宏观结果及蠕变组织的微观变化来构筑材料蠕变的物理模型, 发展准确度高、具有普适性的压缩蠕变理论。

(2) 结合材料电化学及溶液化学, 研究钛合金在压缩蠕变过程中的环境响应机制, 建立钛合金蠕变寿命预测的方法和模型, 明确具有内嵌深海环境因子的钛合金室温高压蠕变本构关系。

(3) 建立试验数据再现性高、试验效率高的以 TC4 和舰船用 Ti80 合金等为代表的钛合金室温高压蠕变模拟实验方法及规范标准。

## 参考文献 References

- [1] 陈军, 赵永庆, 常辉. 材料导报[J], 2005, 19(6): 67-70.  
CHEN J, ZHAO Y Q, CHANG H. Materials Review[J], 2005, 19(6): 67-70.
- [2] 王清江, 刘建荣, 杨锐. 航空材料学报[J], 2014, 34(4): 1-26.  
WANG Q J, LIU J R, YANG R. Journal of Aeronautical Materials[J], 2014, 34(4): 1-26.
- [3] 李学雄, 夏长清, 戚延龄, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2013, 42(9): 1901-1904.  
LI X X, XIA C Q, QI Y L, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2013, 42(9): 1901-1904.
- [4] 王琪, 文智, 江川, 等. 粉末冶金材料科学与工程[J], 2014, 19(2): 171-176.  
WANG Q, WEN Z, JIANG C, *et al.* Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy[J], 2014, 19(2): 171-176.
- [5] NIE X, LIU H, ZHOU X, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 651(1): 37-44.
- [6] 曾立英, 杨冠军, 洪权, 等. 材料热处理学报[J], 2011, 32(2): 81-85.  
ZENG L Y, YANG G J, HONG Q, *et al.* Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2011, 32(2): 81-85.
- [7] WANG J N, SCHWARTZ A J, NIEH T G, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 1996, 206(1): 63-70.
- [8] HAYES R W, VISWANATHAN G B, MILLS M J. Acta Materialia[J], 2002, 50(20): 4953-4963.
- [9] PONSONNET L, QUESNE C, PENELLE R. Materials Science and Engineering: A[J], 1999, 262(1): 50-63.
- [10] ADENSTEDT H. Metal Progress[J], 1949, 56: 258-262.
- [11] PENG J, ZHOU C Y, DAI Q, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2014, 611(9): 123-135.
- [12] 孟龙晖, 杨吟飞, 何宁. 稀有金属材料与工程[J], 2016, 45(3): 617-622.  
MENG L H, YANG Y F, HE N. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2016, 45(3): 617-622.
- [13] DORAISWAMY D, ANKEM S. Acta Materialia[J], 2003, 51(6): 1607-1619.
- [14] AIYANGAR A K, NEUBERGER B W, OBERSON P G, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2005, 36(3): 637-644.
- [15] 陈博文, 黄杰, 谈振华, 等. 热加工工艺[J], 2018, 47(24): 73-75.  
CHEN B, HUANG J, DAN Z, *et al.* Hot Working Technology[J], 2018, 47(24): 73-75.
- [16] GU Y, ZENG F, QI Y, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 575: 74-85.
- [17] BARBOZA M J R, NETO C M, SILVA C R M. Materials Science and Engineering: A[J], 2004, 369(1/2): 201-209.
- [18] YAMADA T, KAWABATA K, SATO E, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2004, 387-389: 719-722.
- [19] NEERAJ T, HOU D H, DAEHN G S, *et al.* Acta Materialia[J], 2000, 48(6): 1225-1238.
- [20] MILLER W H, CHEN R T, STARKE E A. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1987, 18(8): 1451-1468.
- [21] 马秋林, 张莉, 徐宏, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2007, 36(1): 11-14.  
MA Q L, ZHANG L, XU H, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2007, 36(1): 11-14.
- [22] 彭剑, 周昌玉, 代巧, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2016, 45(2): 346-352.  
PENG J, ZHOU C Y, DAI Q, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2016, 45(2): 346-352.
- [23] OBERSON P G, ANKEM S. International Journal of Plasticity[J], 2009, 25(5): 881-900.
- [24] BRANDES M, MILLS M. Materials Science and Engineering: A[J], 2004, 387-389: 570-575.
- [25] ALDEN T H. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1987, 18(1): 51-62.
- [26] WEERTMAN J. Journal of Applied Physics[J], 1955, 26(10): 1213-1217.
- [27] HARPER J, DORN J E. Acta Metallurgica[J], 1957, 5(11): 654-

- 665.
- [28] BARBOZA M J R, PEREZ E A C, MEDEIROS M M, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2006, 428(1): 319–326.
- [29] 诺尔曼 E. 道林. 工程材料力学行为: 变形、断裂与疲劳的工程方法[M]. 江树勇, 张艳秋, 译. 北京: 机械工业出版社, 2016: 580–581.
- DOWLING N E. *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*[M]. Translated by JIANG S Y, ZHANG Y Q. Beijing: China Machine Press, 2016: 580–581.
- [30] GIBELING J C, NIX W D. *Materials Science and Engineering*[J], 1980, 45(2): 123–135.
- [31] TANAKA H, YAMADA T, SATO E, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(1): 121–124.
- [32] REIS D A P, SILVA C R M, NONO M C A, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2005, 399(1/2): 276–280.
- [33] KAMEYAMA T, MATSUNAGA T, SATO E, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2009, 510: 364–367.
- [34] VORONTOV V A, SHEN C, WANG Y, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(12): 4110–4119.
- [35] GAUBERT A, JOUIAD M, CORMIER J, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 84: 237–255.
- [36] HOSHIDE T, MURANO J, KUSABA R. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 1998, 59(5): 655–665.
- [37] NEERAJ T, SAVAGE M F, TATALOVICH J, *et al.* *Philosophical Magazine*[J], 2005, 85(2/3): 279–295.
- [38] ZHANG M, ZHANG J, MCDOWELL D L. *International Journal of Plasticity*[J], 2007, 23(8): 1328–1348.
- [39] SHAHBA A, GHOSH S. *International Journal of Plasticity*[J], 2016, 87: 48–68.
- [40] ROY S, SUWAS S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 548(4): 110–125.
- [41] KUMAR B K, SAXENA K K, DEY S R, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 691: 906–913.
- [42] NEERAJ T, HOU D H, DAEHN G S, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2000, 48(6): 1225–1238.
- [43] 郭进全, 轩福贞, 王正东, 等. *中国电机工程学报*[J], 2009, 29(11): 92–95.
- GUO J Q, XUAN F Z, WANG Z D, *et al.* *Proceedings of the CSEE*[J], 2009, 29(11): 92–95.
- [44] 程鹏, 黄先球, 张万灵, 等. *武钢技术*[J], 2014, 52(5): 59–62.
- CHENG P, HUANG X Q, ZHANG W L, *et al.* *Wuhan Iron and Steel Corporation Technology*[J], 2014, 52(5): 59–62.
- [45] 林臻, 李国璋, 白鸿柏, 等. *新技术新工艺*[J], 2013(8): 68–74.
- LIN Z, LI G Z, BAI H B, *et al.* *New Technology and New Process*[J], 2013(8): 68–74.
- [46] 张力文, 钟玉平. *材料导报*[J], 2015, 29(1): 409–416.
- ZHANG L W, ZHONG Y P. *Materials Review*[J], 2015, 29(1): 409–416.
- [47] 赵彩丽, 刘新宝, 郝巧娥, 等. *材料导报*[J], 2014, 28(23): 55–59.
- ZHAO C L, LIU X B, HAO Q E, *et al.* *Materials Review*[J], 2014, 28(23): 55–59.

(编辑 费蒙飞 吴 锐)