

# HR3C 奥氏体耐热钢晶界蠕变损伤的电子背散射衍射分析

胡正飞, 张家乐, 张 洁

(同济大学 上海金属材料开发与应用重点实验室, 上海 201804)

**摘要:** 对不同条件下的 HR3C 奥氏体耐热钢蠕变试样进行性能测试和微观结构观察, 研究奥氏体耐热不锈钢蠕变沿晶破坏行为和损伤特征。电子背散射衍射 (EBSD) 分析结果表明, 不同蠕变速度下材料的晶粒尺寸基本不变, 未产生择优取向, 但高蠕变速度条件下部分孪晶界演变成一般晶界, 而低蠕变速度下原始孪晶结构基本保持不变。EBSD 分析结果清楚地反映了微观蠕变应变的不均匀性。沿晶微裂纹和蠕变空洞的产生和扩展是最显著的损伤特征, 这些损伤现象与不同蠕变速度下的蠕变机制及晶界性质密切相关。

**关键词:** 奥氏体耐热钢; 蠕变; 损伤特征; 晶界; 电子背散射衍射

中图分类号: TG132.32

文献标志码: A

## Electron Backscattered Diffraction Investigation of Grain Boundary Creep Damage Features of HR3C Austenitic Heat-resistant Steel

HU Zhengfei, ZHANG Jiale, ZHANG Jie

(Shanghai Key Laboratory for R&D and Application of Metallic functional Materials, Tongji University, Shanghai 201804, China)

**Abstract:** In order to investigate the intergranular fracture characteristics of HR3C austenitic heat-resistant steel at various creep rates, several techniques are employed to test the properties and observe the microstructure evolution. The quantitative electron backscatter diffraction (EBSD) analysis results show that creep strain has little effect on the grain size, and grains do not exhibit a preferred orientation or no obvious texture after crept at different creep rates. The lowest proportion of low  $\Sigma$  CSL grain boundaries at 150 MPa implies that the primary twin structures is preserved at a low creep rate, while some twin structures are evolved

into general grain boundaries at a high creep rate. The EBSD analysis methods well describe the creep micro-strain distribution, which shows that the creep strain is inhomogeneous between grains and strain occurs mostly close to grain boundaries and induces grain boundary migration. The generation and propagation of intergranular microcracks and creep voids are the most significant damage characteristics. These damage phenomena are closely related to the creep rates and the character of the grain boundaries.

**Keywords:** austenitic heat-resistance steel; creep; damage feature; grain boundary; electron backscattered diffraction (EBSD)

为满足新一代超超临界发电技术的发展, 电站主要材料也将由高温性能更好的奥氏体耐热钢取代传统的铁素体耐热钢<sup>[1-3]</sup>, 应用于锅炉中烟温较高区域的过热器、再热器炉管, 可提高设备烟气侧的抗氧化性和蠕变性<sup>[4-5]</sup>。目前工程应用的奥氏体耐热不锈钢主要有 Super304H、TP347H、HR3C 等<sup>[2,6-7]</sup>。HR3C 是在 TP310 基础上添加 Nb、N 研制出的新型耐热钢, 通过析出弥散的 CrNbN 和 Nb 的碳氮化物以及  $M_{23}C_6$  等多种沉淀相产生沉淀强化, 使 HR3C 钢具有更好的高温强度, 综合性能较其他奥氏体耐热钢更为优良<sup>[8-10]</sup>。目前, 我国已经建成投产的百万千瓦超超临界机组数量已超过其他国家的总和。这些机组末级再热器大多采用新型奥氏体耐热钢材料 HR3C<sup>[7,11]</sup>。实践证明, 锅炉受热面的高温区采用奥氏体耐热钢, 能明显提高亚临界参数锅炉材料的可靠性<sup>[12-13]</sup>。过去的研究表明, 在蠕变或服役过程中, 过饱和固溶体产生第二相沉淀。基体组织中产生弥

收稿日期: 2022-06-01

基金项目: 国家自然科学基金 (51971163)

第一作者: 胡正飞, 教授, 博士生导师, 工学博士, 主要研究方向为高强度合金钢的应用与评价。

E-mail: huzhenf@tongji.edu.cn



论文  
拓展  
介绍

散分布的析出相,晶界主要是 $M_{23}C_6$ 金属碳化物。蠕变初期的析出行为导致材料在一定服役时间内力学性能提高,但随着组织结构进一步演变,服役材料表现出晶界脆化倾向<sup>[8]</sup>。奥氏体耐热钢高温蠕变破坏一般表现为沿晶破坏,甚至热交变应力导致的疲劳裂纹萌生和增殖也起源于晶界<sup>[14-16]</sup>,可见,奥氏体耐热钢在高温和应力长期作用下,晶界弱化现象是材料损伤和断裂的主要特征。以往研究<sup>[17]</sup>认为,晶界蠕变空洞是奥氏体耐热钢断裂的主要原因,空洞形核与不规则晶界处的晶界滑移或变形有关,往往因晶界存在一些非黏着型夹杂或沉淀相,形成局部应力集中而产生空洞。晶界扩散、晶界偏析等材料迁移行为导致蠕变空洞的形核和长大,诱发裂纹的形成,直至发生蠕变和失效<sup>[18-19]</sup>。对奥氏体耐热钢在长期蠕变过程中晶界演变行为,演变过程中控制性因素、微观特征和物理机制,晶界演变和损伤特征及其促进裂纹生长的定量特征有待于进一步探索<sup>[17]</sup>。为此,本文研究了不同蠕变速度下HR3C奥氏体耐热

钢晶界蠕变损伤特征,晶界蠕变空洞和微裂纹等损伤现象的分布与晶界性质的关系。

## 1 试验材料和方法

试验材料为国产HR3C炉管,常规工艺制造,并经最终退火固溶体热处理。材料的合金成分成分如表1所示,符合国内外标准要求。

沿炉管轴向截取蠕变试样进行标准持久蠕变试验。在650℃下分别进行150、170、200、250和300 MPa的恒载荷拉伸持久试验直至断裂。利用不同条件下的蠕变断裂试样,截取距离颈缩部位10 mm左右位置的平行段和加持端尾部作为测试分析材料。维氏硬度测试的荷载为1.961 N,保持荷载时间为15 s。同一试样中,分别在晶界处和晶粒内部进行硬度测试,得到多组数据取平均值。蠕变断裂试样的微观分析试样分为沿拉伸轴的纵向(L)和垂直拉伸轴的横向(T)两种。

表1 HR3C的化学成分  
Tab. 1 Chemical composition

材料及标准	质量分数/%						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	N
HR3C	0.06	0.35	1.18	24.84	20.54	0.41	0.230
GB5310—2008	0.04~ <0.10	≤0.75	≤2.00	24.00~ <26.00	19.00~ <22.00	0.20~ <0.60	0.150~ <0.350
ASME SA-213	0.04~ <0.10	≤0.75	≤2.00	24.00~ <26.00	17.00~ <23.00	0.20~ <0.60	0.150~ <0.350

试样经常规表面处理分别利用精细X射线衍射(XRD)、场发射枪扫描电子显微镜(FEG-SEM, ZEISS Sigma 500)及Aztec EBSD电子背散射衍射系统进行测试分析。在SEM测试前,先对试样进行机械抛光,然后在配制的电解液(20 mL高氯酸+60 mL冰醋酸)中进行电解抛光,电流为500 mA左右,抛光时间约为10 s。在EBSD测试中,扫描步长选择2 μm,利用AztecCrystal软件和HKL Channel 5软件对扫描数据进行处理,得到晶粒取向图、反极图(Inverse Pole Figure, IPF)、局部局域取向差分布图(Kernel Average Misorientation, KAM)、晶粒取向差统计图等。

## 2 试验结果

### 2.1 蠕变试验

持久蠕变试验的结果如图1所示,可以看出,国

产HR3C奥氏体耐热钢炉管在不同条件下的蠕变断裂时间与文献[20]中给出的蠕变试验结果相近,表明国产材料高温性能和国外产品相当。

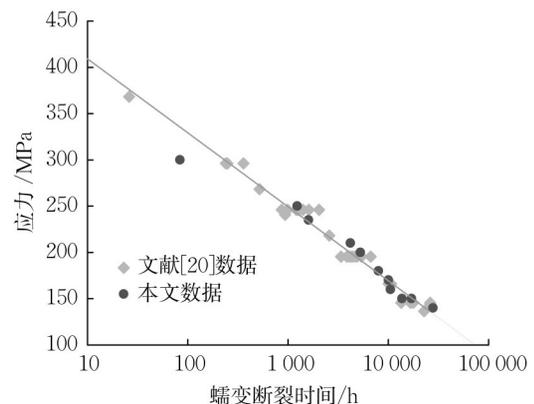


图1 HR3C炉管材料650℃下的蠕变断裂数据

Fig.1 Creep data of HR3C tube at 650℃

### 2.2 XRD结果

蠕变后试样的XRD结果如图2所示。XRD图

谱中的衍射峰均为 $\gamma$ 相,没有其他比较明显的弱小衍射峰,显示第二相细小弥散且体积分数很低。通过对XRD衍射峰拟合计算出奥氏体相的晶格常数。有关蠕变数据和XRD参数在表2中给出。图2b是 $\gamma$ 相(111)面衍射峰局部放大。与原始试样相比,蠕变后的(111)峰向大角度移动。随着蠕变时间的增加,(111)奥氏体峰向更高的角度移动。但150

MPa试样E在43.62°处的(111)峰位相对于170 MPa试样D在43.66°处的峰的衍射角略小。可见,HR3C耐热钢的晶格常数随蠕变时间延长基本上呈单调下降,但在170 MPa应力条件下蠕变试样D的晶格常数比150 MPa蠕变试样E略小,表现出异常现象。表2给出了XRD数据计算的晶格常数的变化。

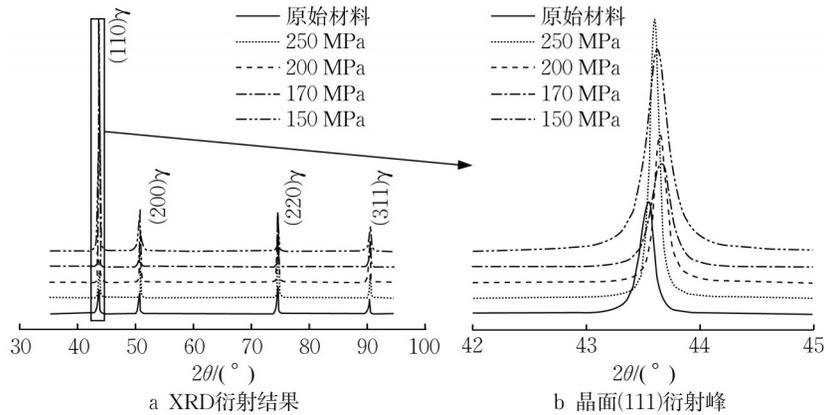


图2 不同应力条件下蠕变试样的XRD衍射结果和晶面(111)衍射峰

Fig.2 X-ray diffraction patterns of crept samples at different stresses

基体组织晶格常数的变化主要和基体固溶体组织结构演变相关。一般认为,晶格常数变化和显微组织的演变特别是第二相的析出、缺陷密度甚至应力分布相关。供货态HR3C炉管的晶格常数相对较大,主要是因为固溶合金元素浓度较高。蠕变过程中,奥氏体基体相晶格常数的变化主要是和析出相

的沉淀长大相关,尤其是 $M_{23}C_6$ 碳氮化合物和 $NbCrN$ 弥散相的析出,合金元素富集在沉淀相中,导致基体中合金元素固溶度下降,晶格常数减小。170 MPa试验条件下晶格常数变化的异常现象,应该和此特殊条件下的组织结构演变相关。

表2 HR3C管材蠕变试验和XRD测试结果

Tab.2 Results of creep test and XRD test

试样	蠕变应力/MPa	持久时间/h	蠕变应变/%	平均蠕变速度/ $10^{-9}s^{-1}$	(111)面峰位/ $2\theta$
A	原始材料				43.55
B	250	1 235	9.7	25.00	43.60
C	200	5 290	8.1	5.36	43.65
D	170	10 073	5.1	1.79	43.66
E	150	13 730	3.0	0.61	43.62

### 2.3 显微硬度

图3给出了不同蠕变试样的显微硬度,随着应力的降低和蠕变时间的延长,晶粒内部和晶界处的硬度有不同程度增加,尤其是短时蠕变显微硬度迅速提高,表明沉淀硬化效应是在蠕变初期产生的。此后显微硬度增加速度较慢,试样D显微硬度(266.8 HV)最高,而蠕变时间更长的试样E显微硬度略有下降,而且晶界处的硬度下降得更快,晶界处的硬度开始低于晶粒内部,晶界弱化明显。

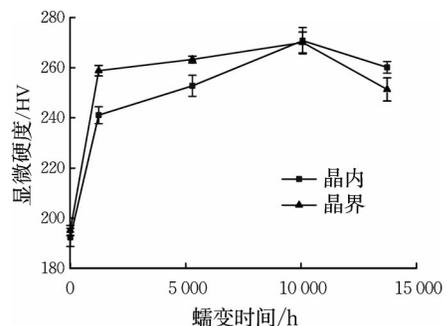


图3 不同蠕变态下试样的显微硬度变化

Fig.3 Microhardness versus creep time

## 2.4 蠕变组织

奥氏体耐热钢的蠕变断口均为沿晶断裂,宏观断口基本没有颈缩现象,塑性变形很小<sup>[8,21]</sup>。为反映蠕变态的组织结构演变,分别对蠕变试样进行不同方向组织结构观察。

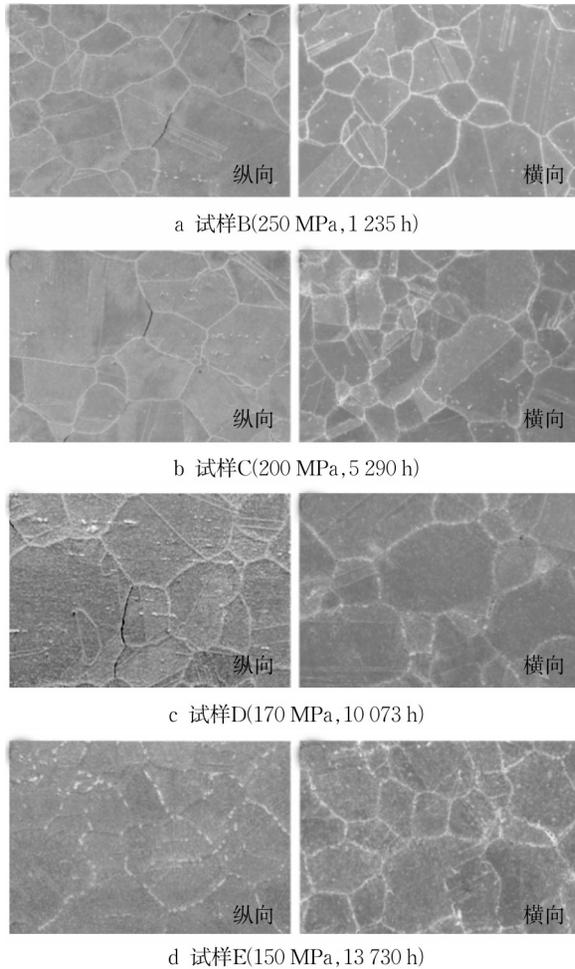


图4 蠕变断裂试样SEM图片

Fig.4 SEM images of longitudinal sections (left) and transverse sections (right)

图4给出了不同蠕变试样平行段纵向和横向的SEM图像。在不同的蠕变状态下,晶粒组织仍保持正火态下的等轴晶结构,晶粒结构没有明显的形变。可以看到主要的蠕变损伤形态为沿晶微裂纹和晶界蠕变空洞。从左图的纵向组织可以看出,微裂纹是高蠕变速度或较高应力水平的试样B和C中出现的损伤现象。而低蠕变速度下,在150 MPa低应力的试样E中没有发现裂纹存在,但多数晶界都有蠕变空洞。170 MPa应力下的试样D晶界上的微裂纹和蠕变空洞都十分明显,沿晶微裂纹密度最高,大部分晶界上有蠕变空洞,显示出最为严重的损伤形态。蠕变试样的横向组织如图4右图所示,高蠕变速度

下,在横截面观察方向也可看到少量沿晶微裂纹,沿晶蠕变空洞则明显随蠕变时间延长生成并显著增多和长大,甚至在低蠕变速度下晶界蠕变空洞成串甚至出现合并长大。

## 2.5 EBSD 晶粒取向

多晶体的形变应变引起不同晶粒之间的取向差及各晶粒内部取向差可以利用扫描电子背散射衍射技术(EBSD)进行定量分析<sup>[22]</sup>。为理解晶界蠕变损伤特征,利用蠕变试样的横截面进行EBSD测试分析,试样测试结果的解析率均在98%以上。图5是不同蠕变试样的晶体IPF取向图,可以看出,不同条件下的蠕变试样没有形成明显的变形结构。

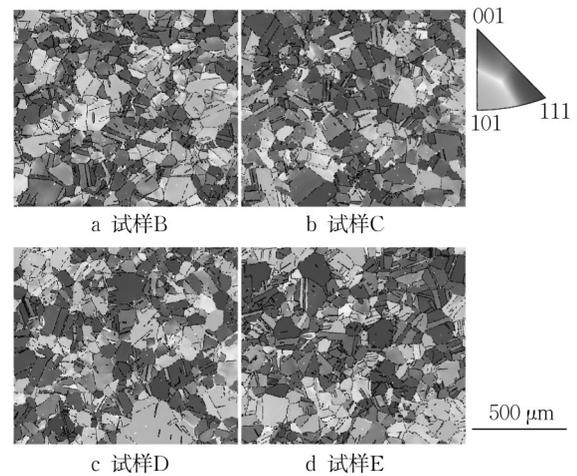


图5 不同蠕变试样横截面的晶体取向图

Fig.5 Crystal orientation of cross-section creep samples

进一步对蠕变试样进行晶粒尺寸及其分布分析,在EBSD中,晶粒是指相邻像素点的取向差小于某一设定临界值的像素点的集合。这里该临界值设定为 $15^\circ$ ,即相邻晶粒取向差大于 $15^\circ$ 时,该晶界为大角度晶界。根据EBSD分析结果,高蠕变应力下试样B的晶粒尺寸稍偏大,约为 $32\ \mu\text{m}$ ,其他蠕变试样的晶粒尺寸基本相当,约为 $26\ \mu\text{m}$ 。意味着在蠕变过程中并没有发生奥氏体晶粒长大,蠕变过程对晶粒尺寸的影响不明显。由EBSD得到的重合点阵晶界(CSL)分布如图6所示,表3给出不同CSL晶界在全部晶界中所占比例。可以看出,所有试样中低 $\Sigma$  CSL晶界比例均超过35%,低 $\Sigma$  CSL晶界是指 $\Sigma \leq 29$ 的晶界。其中150 MPa低应力蠕变应力下试样E中低 $\Sigma$  CSL将近60%。与随机晶界(包括一般大角度晶界和高 $\Sigma$ 值晶界)相比,低 $\Sigma$  CSL晶界具有更低的晶界自由能,具有优异的抗晶界偏聚、抗蠕变

以及抗晶间腐蚀性能。在低 $\Sigma$  CSL晶界中, $\Sigma=3^n$ ( $n=1,2$ 和 $3$ )晶界占主要部分,其中 $\Sigma 3$ 晶界即孪晶,占比最大。低蠕变速度下的试样E中低 $\Sigma$  CSL晶界比例显著偏高。低应力下低 $\Sigma$  CSL晶界比例偏高显然不是蠕变过程生成孪晶,而是原始状态孪晶基本保持不变的结果。而其他蠕变速度下的试样中低 $\Sigma$  CSL晶界占比及其分布相近,显示高应力条件下,蠕变过程使部分孪晶演变成一般晶界。

表3 不同蠕变应力条件下不同 $\Sigma$  CSL晶界占比  
Tab.3 Ratio of low  $\Sigma$  CSL grain boundary

蠕变试样	CSL晶界占比/%	
	低 $\Sigma(\leq 29)$	$\Sigma 3$
B	37.82	35.73
C	37.57	35.48
D	39.35	37.41
E	59.21	56.12

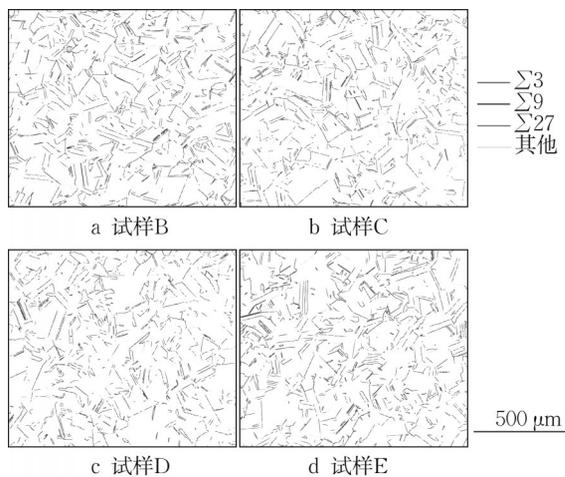


图6 不同蠕变试样的CSL晶界分布  
Fig.6 CLS maps of grain boundaries

### 3 分析讨论

#### 3.1 沿晶蠕变损伤特征和蠕变机制

从XRD结果看出,不同蠕变试样的XRD衍射峰位有一定变化,衍射峰展宽也不相同。表2给出的(111)面衍射角大小。显然,XRD衍射峰角度变化以及衍射峰的展宽显然不是晶粒尺寸变化引起的。HR3C新材料是淬火态的,合金元素固溶度高,晶格常数大;同时空位密度和位错密度也高,XRD展宽比较明显。B试样在高应力蠕变条件下,因第二相析出晶格常数下降,同时经上千小时高温持久,组织结构有一定程度的回复现象,原始高温淬火态高密度缺陷结构因蠕变扩散而下降。随着蠕变时间

延长,第二相析出更多,尤其是合金碳化物和Z相的长大和粗化是长期趋势,晶格常数减小随蠕变时间而下降是一般规律。晶界裂纹的形成和扩展,蠕变空洞形成会使应力一定程度释放,尤其是蠕变趋于稳定阶段,晶格常数的变化主要来源于第二相析出长大行为。

由图4可以看出,微裂纹倾向于在具有明显尺寸差异的晶粒之间的晶界处形成。高应变速度下产生的微裂纹的晶界与拉伸方向接近 $45^\circ$ ,表明高应力或高蠕变速度下最大剪应力是材料破坏的主要因素。随着蠕变速度下降,微裂纹晶界的倾斜度增大。可以推断,与拉伸轴接近 $45^\circ$ 的晶界承受最大的切应力,导致晶界滑移形成裂纹。图中的楔形裂纹形核于三叉晶界并沿晶界扩展。楔形裂纹是由三叉晶界形核和沿晶扩展,裂纹的扩展方向与晶界滑动方向一致<sup>[23]</sup>。低蠕变速度下的明显损伤特征是蠕变空洞。随着应力的减小或蠕变速度下降,蠕变空洞密度显著增加。在最小蠕变速度下的E试样中未观察到微裂纹,但蠕变空洞的密度远高于其他试样,蠕变空洞几乎占据所有晶界。这些空洞没有明显合并形成微裂纹,可见低蠕变速度下试样断裂是由于蠕变空洞造成晶界弱化并因其合并形成裂纹所致。

不同蠕变速度下没有形成形变织构,表明蠕变形变主要是通过相邻晶粒协调转动机制产生的。事实上,带有微裂纹和蠕变空洞的晶界两侧晶粒取向的施密特因子(Schmidt factor, SF)存在明显差异,这就很好地解释了为什么这些晶界可形成微裂纹或蠕变空洞<sup>[24-25]</sup>。在FCC(face center cubic)结构的晶体中, $\langle 111 \rangle$ 取向的SF值小于其他取向的SF值,这意味着 $\langle 111 \rangle$ 硬取向的晶粒具有更大的抗变形能力。而其他方向为软取向,晶粒相对更容易转动或变形。靠近 $\langle 111 \rangle$ 取向的晶粒与其相邻晶粒的变形难以协调,晶间裂纹容易在其特殊晶界处形核。

#### 3.2 蠕变机制转变

图3显示试样D处于沉淀硬化峰值附近,不同蠕变试样的显微硬度变化和晶格常数变化相反。尤其是蠕变时间最长的试样E显微硬度开始下降,而且晶界处的硬度下降得更快,显示晶界弱化趋势。而蠕变时间相对较短的试样D的硬度及晶格常数变化和试样E相比显现的异常现象,充分表明试样D蠕变损伤的特殊性,或者说在此蠕变速度前后蠕变机制发生变化。图4和图5显示,高蠕变速度下出现沿晶微裂纹,低蠕变速度下形成晶界蠕变空洞。表明在高蠕变速度、高剪切应力作用下,晶界处形成微

裂纹是晶界滑动或变形机制的结果;在低蠕变速度下,蠕变时间长,蠕变空洞形成和长大应是损伤积累的结果。

蠕变变形机制依赖于应力,蠕变空洞的形成可归因于扩散,扩散机制依赖于时间和温度<sup>[23,26]</sup>。研究显示<sup>[27]</sup>,奥氏体耐热钢蠕变机制转折点在蠕变时间率的折点附近。结合XRD结果分析和蠕变试样硬度变化可以看出,蠕变机制转变的过渡区在沉淀硬化峰值附近。从低 $\Sigma$ CSL晶界占比也可以看出蠕变机制的转变。表3清楚显示,高蠕变速度下,低 $\Sigma$ CSL晶界占比低,而低蠕变速度下低 $\Sigma$ CSL晶界比例高,这一现象也显示出蠕变机制转变。也就是说,低 $\Sigma$ CSL晶界比率变化和蠕变应力相关,高蠕变应变是部分孪晶退化和消失的原因。

### 3.3 蠕变应变的不均匀性

EBS D分析结果可反映晶格畸变程度,也可以表达微观塑性形变程度。表示晶粒晶格畸变特征的参量主要有基于核心区域的平均取向差(kernel average misorientation, KAM)和晶粒参考取向差(grain reference orientation deviation, GROD)。KAM值表示的是同一晶粒内某一点与其邻近测量点之间的平均取向差,反映晶体材料局部应变分布,KAM大小与位错密度呈线性相关<sup>[28]</sup>。GROD值表示的是晶粒内某一点与同一个晶粒内部参考点之间的取向差,该参考点一般选取该晶粒内平均取向的虚拟点。GROD基于晶粒的局部应变计算方法便于识别晶粒之间或者晶粒内部局部取向变化,可用于衡量各个晶粒内的取向均匀程度。两者都与微观塑性变形有关<sup>[21,23]</sup>,都是反映局部塑性变形的均匀化程度,数值较高的地方塑性变形程度较大或者和应变相关的缺陷密度较高。

图7和图8为图5同一视场下KAM和GROD统计图。图7的KAM图清楚显示高温蠕变形变的特点,即相对于晶内,晶界形变更明显,或者说,蠕变应变主要发生于晶界附近。KAM图中含有微裂纹晶界处显示为空白,局部应变并不明显,表明微裂纹的产生可以释放应变畸变。图8为不同蠕变试样的GROD图,显示出不同晶粒的应变程度不同,尤其是高应力蠕变下,晶粒变形相对均匀,而低应力条件下晶粒间形变不均匀性明显,个别特殊晶粒形变相对更明显。

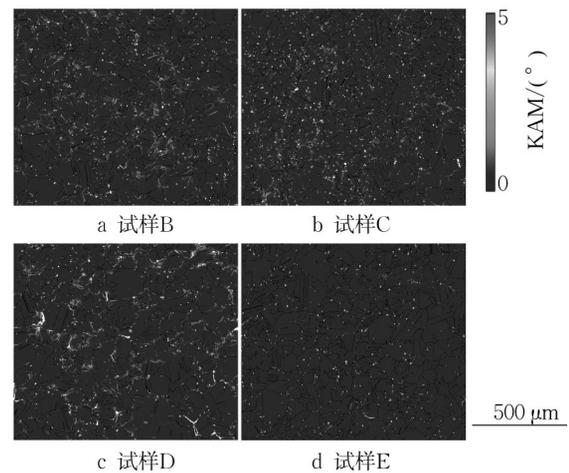


图7 不同蠕变试样横截面的KAM图

Fig.7 EBSD-KAM map of crept samples

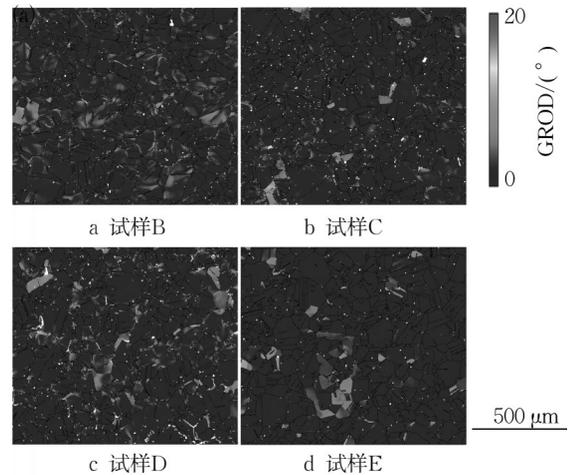


图8 不同蠕变试样横截面的GROD图

Fig.8 EBSD-GROD map of crept samples

图9a显示KAM值变化的整体趋势是随着蠕变应力的下降而减小。高蠕变应力下KAM相对较高,150 MPa蠕变条件下KAM值显著降低。KAM值反映应变主要分布在晶界附近,显示出蠕变应力高,蠕变形变量高的特征。图9b是GROD相对峰值和平均值对比图。高蠕变应力下的分布函数峰值所对应的GROD值和GROD平均值相对高些。GROD的变化与KAM存在差异,试样D的GROD分布函数峰值对应GROD值和平均值均比低应力的试样E高,甚至比试样C略高,即GROD值的变化趋势更符合XRD结果。图8也清楚表明,蠕变形变是不均匀的,某些取向有利的晶粒会优先发生形变<sup>[25]</sup>。相对于KAM分析方法来说,GROD分析方法可更准确反映奥氏体耐热钢的蠕变过程性能变化趋势和微观应变的不均匀性。

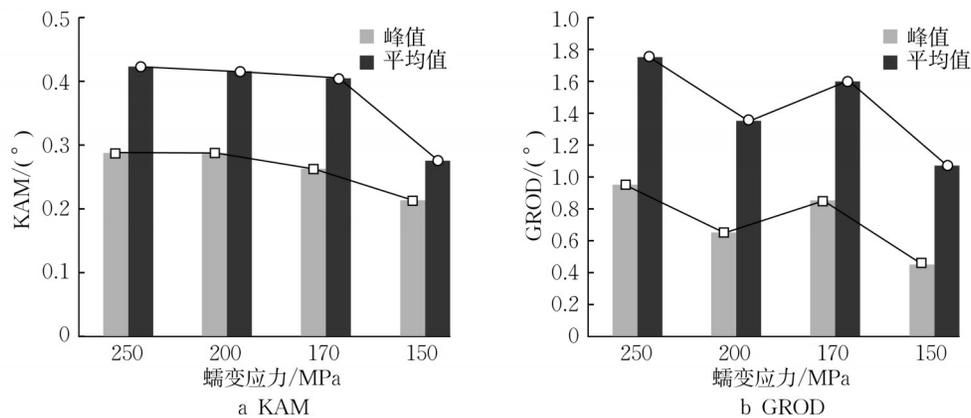


图9 不同蠕变试样KAM和GROD相对分布函数峰值和相对分布函数平均值对比

Fig.9 Histograms of peak relative frequency and average values of KAM and GROD

## 4 结论

本文利用XRD和EBSD研究了在650℃高温和不同蠕变速度下HR3C奥氏体耐热钢的晶界损伤特征,得出以下结论:

(1) 不同蠕变速度下持久蠕变破坏形式都是沿晶开裂,不同蠕变速度下的损伤模式不同,高蠕变速度条件下的蠕变损伤现象主要是由于局部变形引起三角晶界发生楔形裂纹,显示微裂纹沿晶界的扩展主要受蠕变变形控制;低应力长时条件下的蠕变损伤的主要特征是蠕变空洞,蠕变空洞主要受随时间变化的晶界扩散控制。

(2) 不同条件下的蠕变过程材料的晶粒未产生择优取向。低应力蠕变条件下低 $\Sigma$  CSL晶界比例偏高且 $\Sigma 3$ 晶界占比也较高,显示低应力蠕变过程原始孪晶结构基本保持不变,而高应力条件下,蠕变过程会使部分孪晶演变成一般晶界。蠕变过程中保持原始低 $\Sigma$  CSL晶界比例不变是蠕变速度高低的标准。

(3) 多种分析结果表明,某一临界蠕变速度下蠕变机制产生转变,高蠕变速度以形变应变为主,低蠕变速度以扩散蠕变为主。临界蠕变速度条件下的蠕变损伤为应变和扩散共同控制的损伤行为最为严重,蠕变机制转变过渡区处于峰值强化附近,也可通过孪晶或低 $\Sigma$  CSL晶界量的变化判断。

(4) EBSD定量分析方法可准确显现蠕变应变的微观特征,其中GROD分析方法更符合奥氏体耐热钢的蠕变特征。蠕变应变微观分布明显不均匀,蠕变应变主要发生在晶界附近。

## 作者贡献声明:

胡正飞:确定论文框架,论文修改。

张家乐:参与论文撰写和修改。

张洁:资料收集,论文撰写,论文修改。

## 参考文献:

- [1] HU Zhengfei. Heat-resistant steels, microstructure evolution and life assessment in power plants, in thermal power plant [M]. Croatia: In Tech, 2012.
- [2] SAWARAGI Y, TERANISHI H, ISEDA A, *et al.* The development of new stainless steel tubes with high elevated temperature strength [J]. Sumitomo Search, 1990, 44: 146. DOI: 10.1016/B978-0-08-037890-9.50491-9.
- [3] HANG S H, KIM B S, MIN T K. Development of ultra supercritical (USC) power plant [J]. Transactions of the Korean Society of Mechanical Engineers B, 2013, 36: 205. DOI:10.3795/KSME-B.2012.36.2.205.
- [4] MURAMATSU K. Development of ultra-super critical plant in Japan [C]// Proceedings of Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation. Cambridge: The University Press, 1998: 543-554.
- [5] ISEDA A, OKADA H, SEMBA H, *et al.* Long term creep properties and microstructure of SUPER304H, TP347HFG and HR3C for A-USC boilers [J]. Energy Materials, 2007, 2(4):199. DOI:10.1179/174892408X382860.
- [6] VISWANATHAN R, BAKKER W T. Materials for ultra supercritical coal power plants – boiler materials: part 1 [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2001, 10(1):81. DOI: 10.1361/105994901770345394.
- [7] NOBUYOSHI K, MASAOKI I, YUSUKE M, *et al.* Field test results of newly developed austenitic steels in the eddystone unit No. 1 boiler [C]// Proceeding of the 8th International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures. San Antonio: American Society of Mechanical Engineers,

- 2007:203-209.
- [8] HU Zhengfei, ZHANG Zhen. Investigation into the effect of precipitating characteristics on the creep behavior of HR3C austenitic steel at 650 °C[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 742(1): 451. DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.124.
- [9] HONG C W, HEO Y U, HEO N H. Coherent to incoherent transition of precipitates during rupture test in TP347H austenitic stainless steels [J]. *Materials Characterization*, 2016, 115:71. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.03.018.
- [10] 方园园,赵杰,李晓娜. HR3C钢高温时效过程中的析出相[J]. *金属学报*, 2010, 46(7):844. DOI: 10.3724/SP.J.1037.2010.00037.
- FANG Yuanyuan, ZHAO Jie, LI Xiaona. Precipitates in HR3C steel aged at high temperature [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(7): 844. DOI: 10.3724/SP.J.1037.2010.00037
- [11] OKADA H, IGARASHI M, YAMAMOTO S, *et al.* Long-term service experience with advanced austenitic alloys in eddystone power station [C]// 8th International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures. San Antonio: American Society of Mechanical Engineers, 2007: 181-188.
- [12] VISWANATHAN R, HENRY J F, TANZOSH J, *et al.* U. S. program on materials technology for ultra-supercritical coal power plants [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14(3): 281. DOI: 10.1361/10599490524039.
- [13] MASUYAMA F. Lessons on material issues from eddystone USC power plant [C/CD]// Symposium Advanced Power Plant Heat Resistant Steels and Alloys. Shanghai: [s.n.],2009.
- [14] HE J, SANDSTRÖM R, VUJIC S. Creep, low cycle fatigue and creep-fatigue properties of a modified HR3C [J]. *Procedia Structural Integrity*, 2016, 2: 871. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.112.
- [15] MARTINS R F, BRANCO C M. A fatigue and creep study in austenitic stainless steel 316L used in exhaust pipes of naval gas turbines [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2004, 27: 861. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2004.00783.x.
- [16] BOUCHARD P J, WITHERS P J, MCDONALD S A, *et al.* Quantification of creep cavitation damage around a crack in a stainless steel pressure vessel [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52: 23. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.08.022.
- [17] 胡正飞. 马氏体耐热钢的应用研究与评价[M]. 北京:科学出版社,2018.
- HU Zhengfei. Application research and evaluation of martensitic heat-resistant steels [M]. Beijing: Science Press, 2018.
- [18] RAABE D, HERBIG M, SANDLÖBES S, *et al.* Grain boundary segregation engineering in metallic alloys: a pathway to the design of interfaces [J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2014, 18: 253. DOI: 10.1016/j.cossms.2014.06.002.
- [19] LEJČEK P, ŠOB M, PAIDAR V. Interfacial segregation and grain boundary embrittlement: an overview and critical assessment of experimental data and calculated results [J]. *Progress in Materials Science*, 2017, 87:83. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2016.11.001.
- [20] ABE F, KERN T, VISWANATHAN R. Creep resistant steels [M]. Cambridge: Woodhead Publishings, 2008.
- [21] SKLENIČKAA V, KUCHAROVÁ K, KVAPILOVÁ M, *et al.* Creep properties of simulated heat-affected zone of HR3C austenitic steel [J]. *Materials Characterization*, 2017, 128: 238. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.04.012.
- [22] WRIGHT S A, NOWELL M, FIELD D P. A review of strain analysis using electron backscatter diffraction [J]. *Microscopy and Microanalysis*, 2011, 17: 316. DOI: 10.1017/S1431927611000055.
- [23] MAHESH S, ALUR K C, MATHEW M D. A creep model for austenitic stainless steels incorporating cavitation and wedge cracking [J]. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2011, 19: 15005. DOI: 10.1088/0965-0393/19/1/015005.
- [24] HU C Y, WAN X L, ZHANG Y J, *et al.* The synergistic effect of grain boundary and grain orientation on micro-mechanical properties of austenitic stainless steel [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2021, 118: 104473. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2021.104473.
- [25] ZHANG J, HU Z, ZHAI G, *et al.* Creep damage characteristics and evolution of HR3C austenitic steel during long term creep [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 832:142432. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142432.
- [26] DAS A, ROY N, RAY A K. Stress induced creep cavity [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 598: 28. DOI: 10.1016/J.MSEA.2013.12.097.
- [27] CUI Y, SAUZAY M, CAES A, *et al.* Modeling and experimental study of long term creep damage in austenitic stainless steels [J]. *Procedia Materials Science*, 2014, 3:122. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.08.009.
- [28] RUI S, SHANG Y, FAN Y, *et al.* EBSD analysis of creep deformation induced grain lattice distortion: a new method for creep damage evaluation of austenitic stainless steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 733: 329. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.058.