

# 不同蠕变条件下耐热钢焊接件的空洞损伤演化

魏俊朋<sup>1</sup>, 陈科言<sup>1</sup>, 朱振宇<sup>1</sup>, 黄彦彦<sup>1</sup>,  
熊建坤<sup>2,3,4</sup>, 杨建平<sup>2,3</sup>, 郭洋<sup>2,3</sup>

- 成都大学机械工程学院, 成都 610106;
- 东方汽轮机有限公司数字化与智能制造部, 德阳 618000;
- 东方汽轮机有限公司清洁高效透平动力装备全国重点实验室, 德阳 618000;
- 清华大学机械工程学院, 北京 100845)

**摘要:** 针对两种马氏体耐热钢焊接接头(F92/Co3W2 和 Co3W2/Co3W2)在 105~250 MPa 和 873~948 K 条件下开展蠕变拉伸测试, 利用 Larson-Miller 参数法外推不同温度下焊接接头服役 100 000 h 寿命对应的蠕变断裂许用应力, 研究其在不同蠕变条件下的空洞损伤规律。随着外加应力的降低, 两种焊件的断裂位置、断裂模式及断裂机制均发生了转变, 从位于母材的穿晶塑性断裂变为细晶热影响区的沿晶脆性断裂(即 IV 型断裂)。针对断口区域的空洞损伤变化规律的研究表明:(1) 当断裂模式由塑性断裂转变为脆性断裂时, 断口附近空洞会出现突变, 塑性断口空洞“个头大数量少”而脆性断口空洞“个头小数量多”;(2) 在相同断裂模式下, 随蠕变应力的减小, 空洞按照“尺寸变大、数量密度增大及面积分数增大”的规律变化;(3) IV 型断口处空洞存在合并链接现象, 其方向与应力方向垂直。

**关键词:** 耐热钢焊件; IV 型断裂; 蠕变损伤; 空洞; Larson-Miller 参数法

**中图分类号:** TK265 **文献标志码:** A **DOI:** 10.19907/j.0490-6756.2024.015001

## The cavity damage evolution of heat-resistant steel weldment under different creep conditions

WEI Jun-Peng<sup>1</sup>, CHEN Ke-Yan<sup>1</sup>, ZHU Zhen-Yu<sup>1</sup>, HUANG Yan-Yan<sup>1</sup>,  
XIONG Jian-Kun<sup>2,3,4</sup>, YANG Jian-Ping<sup>2,3</sup>, GUO Yang<sup>2,3</sup>

- School of Mechanical Engineering, Chengdu University, Chengdu 610106, China;
- Digitalization and Intelligent Manufacturing Department, Dongfang Turbine Co. Ltd, Deyang 618000, China;
- State Key Laboratory of Clean and Efficient Turbomachinery Power Equipment, Dongfang Turbine Co. Ltd, Deyang 618000, China;
- School of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100845, China)

**Abstract:** Creep testing was conducted on two types of welded joints made of martensitic heat-resistant steel (F92/Co3W2 and Co3W2/Co3W2) at temperatures ranging from 873 K to 948 K and stress levels ranging from 105 MPa to 250 MPa. The Larson-Miller parameter method was employed to extrapolate the allowable creep fracture stresses for a service life of 100 000 hours at various temperatures. Additionally, the cavity damage mechanisms under different creep conditions were investigated. As the ap-

收稿日期: 2023-05-19

基金项目: 国家自然科学基金(52205182); 四川省科技计划资助(2023NSFSC0916); 中国石油西南油气田作业分公司技术开发项目(20220303-16); 灾变力学与工程防灾四川省重点实验室 2023 年开放课题(FMEDP202303)

作者简介: 魏俊朋(1998-), 男, 河南鹤壁人, 硕士研究生, 从事高温合金成型与服役性能研究。

通讯作者: 黄彦彦. E-mail: yyashleyhuang@foxmail.com; 熊建坤. E-mail: Xjk13@mails.tsinghua.edu.cn

plied stress decreases, the location, mode, and mechanism of fracture in both types of welds transition from transgranular plastic fracture in the base metal to intergranular brittle fracture in the fine grain heat-affected zone (termed type IV fracture). It was observed that cavities undergo a sudden change when the fracture mode shifts from plastic to brittle fracture. Specifically, cavities associated with plastic rupture exhibit larger size but smaller number density, while cavities associated with brittle rupture show smaller size but greater number density. When the fracture mode remains the same, the cavities exhibit an increase in size, quantity, and area fraction as the stress decreases. Notably, a coalescence phenomenon was observed for cavities near the type IV fracture site, with the coalescence direction being perpendicular to the tensile direction.

**Keywords:** Heat-resistant steel weldment; Type IV fracture; Creep damage; Cavities; Larson-Miller parameter method

## 1 引言

因蠕变强度高、抗氧化性强、热疲劳性能好及热膨胀系数低等优点,镍基高温合金、奥氏体钢和马氏体钢等合金被用于超超临界机组及航空航天领域零部件生产中<sup>[1-4]</sup>。91/92 系列马氏体耐热钢因其高性价比,被广泛用于制造超超临界机组中的过热器、再热器和使用温度不高于 893 K 的主蒸汽管等部件<sup>[5]</sup>。10Cr-Co3-W2-MoNiVNbNB(简称 Co3W2)为我国东方汽轮机有限公司基于 91/92 系钢自主设计的使用温度高于 893 K 的马氏体耐热钢,其适用于制造超超临界机组中的主蒸汽管道、再热管及喷嘴叶片<sup>[6,7]</sup>。在零部件制备生产中,需要采用焊接技术把同种或不同耐热钢材料连接起来。众所周知,耐热钢焊件在超超临界机组服役过程中,会出现高温蠕变,产生包括位错回复、亚晶粒粗化、第二相粒子粗化以及蠕变空洞等一系列蠕变损伤。这些蠕变损伤会使材料蠕变抗力降低,引起蠕变加速,使耐热钢零部件在服役时发生突然失效,进而导致灾难性后果。

蠕变损伤是金属构件在高温服役过程中产生蠕变失效行为的内在原因,可分为外截面积损失、内截面积损失、材料组织劣化及环境损伤<sup>[8]</sup>。一般来说,蠕变空洞损伤是空洞形核、生长和合并的综合作用过程,是大多数工程构件的主要损伤形式。当材料局部应力超过施加应力时,由于材料具有一定的延性,应力集中部位将发生塑性变形,最终因为析出相与基体的塑性应变差异较大而导致脱聚效应,产生蠕变空洞<sup>[9]</sup>。黄桥生等人<sup>[10]</sup>发现 T/P92 钢细晶区中碳化物颗粒的析出与粗化是促进蠕变空洞形核与长大的因素之一。Zhang 等人<sup>[11]</sup>发现 10% Cr 钢中  $M_{23}C_6$  碳化物附近形成的粗 Laves

相,可作为蠕变空洞的形核点。如果在较低的应力下经过的蠕变时间较长,析出相会更多地产生于晶界上,引起沿晶开裂,最终导致脆性断裂<sup>[12]</sup>。对此类条件下的焊接件而言,其断裂位置经常发生在热影响区的细晶区(Fine Grain Heat Affected Zone, FGHAZ)或临界区(Inter-Critical Heat Affected Zone, IGHAZ)<sup>[13,14]</sup>,即 IV 型失效<sup>[15]</sup>。有研究表明,断裂模式转变也受焊接接头析出相及蠕变空洞的影响。Panait 等<sup>[16]</sup>报道了平均尺寸大于 130 nm 的 Laves 相可以将断裂模式从韧性转变为脆性。类似地, Lee 等人<sup>[17]</sup>也报道了当 Laves 相尺寸在 873 K 超过 127 nm,在 923 K 超过 140 nm 时, P92 钢的断裂模式将由塑性断裂转变为脆性断裂。总体而言,当焊件所受蠕变条件不同时,蠕变空洞的产生形式、分布和演变也将各异,导致出现不同的断裂位置和断裂机制。

鉴于上述原因,本文将针对耐热钢焊接件不同蠕变条件下空洞演化开展研究,揭示蠕变空洞损伤与断裂机制间关系,为实际工程应用提供理论依据和安全指导。本研究在 105~250 MPa 和 873~948 K 条件下,开展 F92/Co3W2 异材质焊接接头和 Co3W2/Co3W2 同材质焊接接头单轴高温蠕变实验,观测蠕变断裂试样的断口形貌、蠕变空洞、位错与析出相等显微结构,对不同蠕变条件下的焊件断裂位置及机制、蠕变寿命、空洞损伤规律等开展分析研究,进而总结出超超临界机组用耐热钢焊件“高温服役环境、失效断裂状况及蠕变空洞特征”三者之间关联。

## 2 实验过程

本文研究材料为 F92 和 Co3W2 马氏体耐热钢,化学成分如表 1 所示。F92 为保有原马氏体取

向的回火索氏体,Co3W2 为带有原始奥氏体晶界的板条马氏体. 以 F92 为焊丝、80 vol. % Ar 和 20 vol. % CO<sub>2</sub> 为保护气体,采用多层多道熔化极气体保护焊制备 F92/Co3W2 异材质焊接接头. 焊接时采用对接环缝、U 形坡口,主要焊接参数为:电流 220 A,电压 26~29 V,层间温度 493~573 K. 焊

前预热温度为 493 K,焊后在 1003 K 保温 12 h 后空冷至室温,以去除残余应力、稳定组织. 采用真空电子束焊制备 Co3W2/Co3W2 同材质焊接接头. 焊前无需预热,仅对板材进行退磁处理,要求剩磁小于 2 Gs. 焊接时点焊固定,对接 I 型坡口. 焊后进行 1003 K、8 h 去应力热处理,后空冷至室温.

表 1 两种马氏体耐热钢的化学成分 (wt. %)

Tab. 1 Chemical composition of two martensitic heat-resistant steels (wt. %)

材料	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	W	V	Nb	N	Al	B	Cu
F92	0.103	0.42	0.56	0.0060	0.0010	0.48	8.70	0.43	—	1.70	0.182	0.064	0.041	—	—	0.040
Co3W2	0.110	0.03	0.11	0.0081	0.0024	0.33	10.18	0.72	3.32	1.67	0.150	0.064	0.024	0.0025	0.0016	—

对焊接接头进行射线检查,并从无缺陷焊缝上取蠕变试样. 以焊缝为中心位置,加工直径为 10 mm、标距为 100 mm 的圆柱拉伸试样棒(GB/T 2039-2012). 采用杠杆蠕变机(CRIMS RD2-3)在大气环境下进行单轴高温拉伸蠕变实验,高温引伸计记录标距变化值以获得稳态蠕变速率及伸长率. 测量实验前后试样的横截面积以获得断面收缩率,并记录蠕变试样的断裂寿命. 本研究涉及 14 个蠕变试样(图 1),8 个 F92/Co3W2 焊接接头:实验温度 873 K 时对应 200、190、180、160 和 150 MPa 五种应力,温度为 893 K 时对应 140、120 和 115 MPa 三种应力;6 个 Co3W2/Co3W2 焊接接头:温度 898 K 时应力 250 和 195 MPa,温度 898 K 时应力 180、165 和 150 MPa,温度 898 K 时应力 105 MPa. 采用光学显微镜(Optical Microscope, OM)对蠕变试样断口附近空洞进行观察,采用扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)对试样断口形貌进行观察,采用透射电子显微镜(Transmission Electron Microscopy, TEM)对断口附近位错、析出相和晶粒进行观察,并测定析出相的能谱(Energy Disperse Spectroscopy, EDS)图以对析出相进行分析.

## 3 结果与讨论

### 3.1 蠕变断裂模式

图 1 展示了蠕变实验完成后的 14 个断裂焊接接头,图 1a~1h 即 1<sup>#</sup>~8<sup>#</sup> 试样为 F92/Co3W2 焊件,图 1i~1n 即 9<sup>#</sup>~14<sup>#</sup> 样为 Co3W2/Co3W2 焊件,蠕变测试结果(蠕变温度、蠕变应力、断裂时间、断裂位置和断裂形式)见表 2. F92/Co3W2 焊件中 6 个试样(1<sup>#</sup>~6<sup>#</sup>)均为塑性断裂,断裂位置位于 F92 母材,7<sup>#</sup> 和 8<sup>#</sup> 为脆性断裂,断裂位置位于 F92

一侧的细晶热影响区. Co3W2/Co3W2 焊件中 9<sup>#</sup> 为塑性断裂,断裂位置位于 Co3W2 母材处,10<sup>#</sup>~14<sup>#</sup> 为脆性断裂,断裂位置位于 Co3W2 细晶热影响区. 在较高应力下,F92/Co3W2 焊件的 F92 母材和 Co3W2/Co3W2 焊件母材皆为最薄弱区域,表现为塑性断裂. 随着应力下降蠕变寿命不断延长,当应力下降至某一临界值( $\sigma_c$ )后,断裂位置及断裂模式将发生改变,从位于母材的塑形断裂转变为位于 FGHAZ 的脆性断裂(即 IV 型断裂). 断裂部位和断裂模式受母材、焊接方法、蠕变实验参数等因素影响,失效部位和断裂模式发生变化的现象很常见,在以往的针对焊接接头的研究中已有报道<sup>[18-20]</sup>. 而李克俭等人<sup>[21]</sup>的研究发现,除了本实验中存在的两种断裂模式外,还有一种三阶段混合形式:在低应力下热应力和氧化共同作用,首先在焊缝与母材界面处形成氧化尖缺口,随后断裂转移至细晶区或临界区中,最后裂纹又转移回母材中并沿切应力最大的方向扩展,产生明显的塑性变形,直至断裂失效. Wang 等人<sup>[22]</sup>对耐热钢焊件 IV 型断裂行为的研究表明,IV 型断裂的临界应力  $\sigma_c$  与温度无关. 与他们的研究类似,本文涉及的 14 个蠕变焊件存在塑性断裂和脆性 IV 型断裂两种断裂类型,后者发生的主要影响因素是应力( $\leq \sigma_c$ ). F92/Co3W2 焊件的临界应力  $\sigma_c \in (140, 120)$  MPa, Co3W2/Co3W2 焊件的  $\sigma_c \in (250, 195)$  MPa,对此将在 3.2 节中引入 Larson-Miller 参数法(LMP)<sup>[23]</sup>作进一步讨论.

取 5<sup>#</sup>、6<sup>#</sup>、8<sup>#</sup> 和 9<sup>#</sup>~11<sup>#</sup> 共计 6 个试样的断口进行观察,如图 2 和图 3 所示. 5<sup>#</sup>、6<sup>#</sup> 和 9<sup>#</sup> 试样均为穿晶韧性断裂,其断面宏观形貌呈杯锥状,有明显颈缩痕迹,断口上存在细小凹凸面. 8<sup>#</sup>、10<sup>#</sup> 和 11<sup>#</sup> 试样均为沿晶脆性断裂,其断面宏观形貌无

屈服颈缩现象,由具有光泽的结晶亮面组成,断裂面与拉应力方向垂直。以 F92/Co3W2 接头为例,5# 和 6# 在 SEM 观察下表现出相似的韧性断裂特征,存在小尺寸的撕裂棱和韧窝,而韧窝是穿晶断裂的典型特征<sup>[24,25]</sup>。此外,在韧窝及空洞处观察有颗粒物存在,这些颗粒物大概率是析出相粒子,但也可能是氧化物,如图 4 所示。对比 6# 试样,8# 试样则没有出现明显的韧窝,其蠕变空洞尺寸减小变密,并观察到大量完整的晶粒、微裂纹、析出相或氧化物颗粒。这说明随着外加应力持续下降,开始以

晶界为首选断裂路径,断裂机制转变为沿晶脆性断裂。这一现象与图 1 中随着应力与温度的变化,试样的断裂形式与断裂位置的转变相印证,佐证了降低至临界应力以下后,试样从穿晶塑性断裂转变为沿晶脆性 IV 型断裂。而 Co3W2/Co3W2 接头的断口形貌与 F92/Co3W2 接头类似,也存在随着外加应力的下降,试样由 9# 的穿晶塑性断裂转变为 10# 的沿晶脆性断裂,同时发生断裂位置的转变,出现沿晶脆性 IV 型断裂的现象。



图 1 耐热钢焊接件高温拉伸蠕变断裂试样

Fig. 1 High temperature tensile creep fracture specimen of heat resistant steel welders

表 2 耐热钢焊接件高温拉伸蠕变测试结果

Tab. 2 Tensile creep test results of heat resistant steel welders at high temperature

试样	焊接件	蠕变温度/K	蠕变应力/MPa	断裂时间/h	断面收缩率/%	断后伸长率/%	断裂形式	断裂位置
1#	F92/Co3W2	873	200	80	73.0	9.9	塑性	F92 母材
2#	F92/Co3W2	873	190	134	73.0	10.0	塑性	F92 母材
3#	F92/Co3W2	873	180	324	73.0	11.0	塑性	F92 母材
4#	F92/Co3W2	873	160	1260	69.0	9.8	塑性	F92 母材
5#	F92/Co3W2	873	150	2735	62.0	8.0	塑性	F92 母材
6#	F92/Co3W2	893	140	1134	71.0	12.0	塑性	F92 母材
7#	F92/Co3W2	893	120	4775	9.6	2.3	脆性	F92 细晶热影响区
8#	F92/Co3W2	893	115	6051	12.0	2.2	脆性	F92 细晶热影响区
9#	Co3W2/Co3W2	898	250	74	52.0	8.7	塑性	Co3W2 母材
10#	Co3W2/Co3W2	898	195	1589	8.8	2.4	脆性	Co3W2 细晶热影响区
11#	Co3W2/Co3W2	923	180	578	11.0	3.2	脆性	Co3W2 细晶热影响区
12#	Co3W2/Co3W2	923	165	960	8.2	1.8	脆性	Co3W2 细晶热影响区
13#	Co3W2/Co3W2	923	150	1178	7.5	1.7	脆性	Co3W2 细晶热影响区
14#	Co3W2/Co3W2	948	105	1153	7.5	1.5	脆性	Co3W2 细晶热影响区

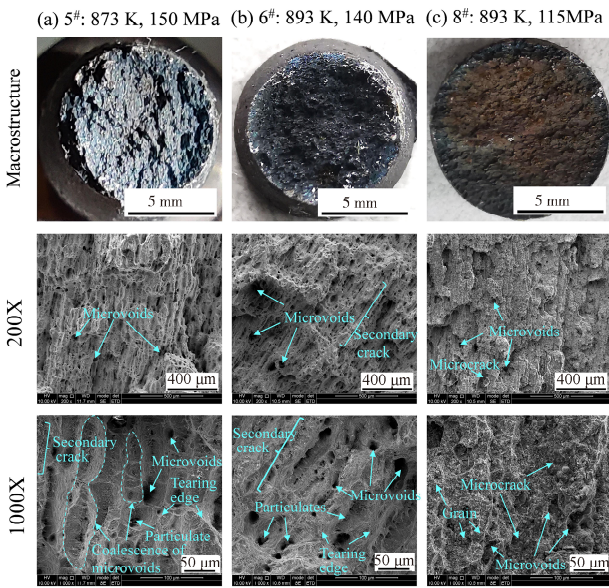


图 2 F92/Co3W2 焊接接头断口形貌

Fig. 2 Fracture morphology of F92/Co3W2 welded joint

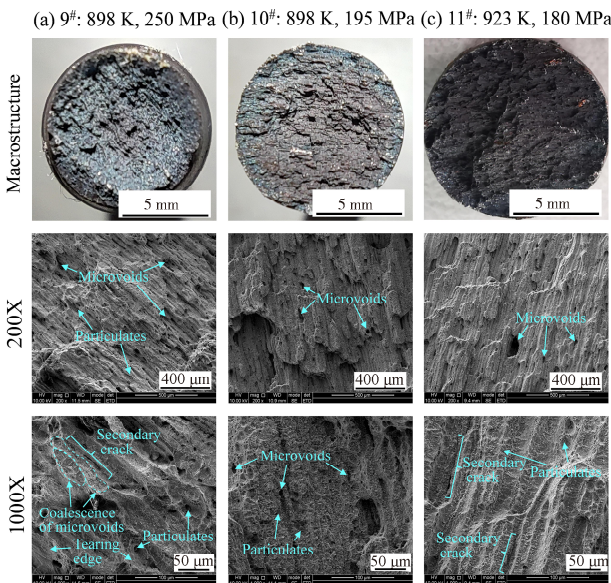


图 3 Co3W2/Co3W2 焊接接头断口形貌

Fig. 3 Fracture morphology of Co3W2/Co3W2 welded joint

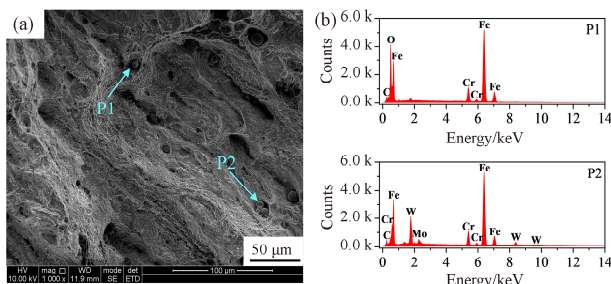


图 4 9# 试样断口颗粒能谱图

Fig. 4 9# fracture particle EDS images

### 3.2 蠕变损伤研究

耐热钢在制作及服役过程中,不同的合金元素会在特定的位置聚集进而形成不同的析出相。马氏体耐热钢中的常见析出相主要有 $M_{23}C_6$ 、MX、Laves 和 Z 相,每种析出相的析出位置、成分及作用各不相同,见表 3<sup>[26-30]</sup>。图 5a 和 5b 展示了脆性断裂 8# 试样断口附近的蠕变空洞,图 5c 和 5d 分别为塑性断裂 6# 试样和 8# 试样断口附近的位错与析出相,图 5e 为根据表 3 判断 $M_{23}C_6$ 相、Laves 相和 MX 三种主要析出相的 EDS 图。蠕变断裂从高应力下穿晶断裂向低应力下沿晶断裂的转变与晶界滑动或晶界上第二相粒子导致蠕变空洞的形核长大密切相关<sup>[8,31]</sup>。而许多研究表明,工程合金中晶界上第二相粒子在空洞形核过程中起主导作用<sup>[27,32]</sup>。观察图 5a 和 5b 可以发现,断口附近的蠕变空洞内部及周围存在一定数量的析出相,并可观测到两种蠕变孔洞中析出相的相对粗化现象<sup>[33]</sup>。结合后文(图 9)研究发现,在同种断裂模式下,随着蠕变应力降低,断裂寿命延长,析出相不断形核长大,断口附近蠕变空洞尺寸、数量密度与面积分数也不断增大。耐热钢在高温蠕变过程中位错子结构发生的变化是复杂的。一方面,位错密度因短时蠕变的塑性变形而增加,不同滑移系的位错相互交叠形成位错缠结,如图 5c;另一方面,长时蠕变的动态回复会导致位错的湮灭和重新排列,如图 5d。对比两者的变化可以发现,随着蠕变时间的延长,位错发生回复,晶界上的析出相数量增多且发生粗化。而晶界空洞的形核与析出相密切相关,针对耐热钢焊件长时 IV 型断裂研究<sup>[16,17,24]</sup>发现,随着热影响区细晶区的 Laves 相的析出和粗化,蠕变空洞数量增多,引发试样从塑性断裂向细晶热影响区脆性断裂转变。

高温蠕变损伤类型包括内外截面积损失、材料组织劣化及氧化腐蚀等环境损伤<sup>[8]</sup>。图 6a 展示了本文中蠕变塑性断裂试样的蠕变损伤机制,主要包括了由于缩颈导致的外部承载面积的减少、晶粒内空洞的形成和生长以及晶界滑移形成的楔形裂纹,图 6b 展示了蠕变脆性断裂试样的蠕变损伤机制,主要包括了晶界上由于析出相导致的蠕变空洞的形核、生长和合并而导致的内部承载面积的减少,以及以第二相颗粒粗化为特征的材料组织劣化。因此,本研究中的两种焊接接头均随着应力的降低,蠕变时间延长,试样的断裂机制发生转变,蠕变损伤主要形式由外截面混合内截面的损失过渡成内截面的损失混合材料组织的劣化。

表 3 马氏体耐热钢中常见的析出相<sup>[26-30]</sup>

Tab. 3 Common precipitate phase in martensitic heat-resistant steel<sup>[26-30]</sup>

	MX 相	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> 相	Laves 相	Z 相
分子式	V(C,N) Nb(C,N)	(Cr, Fe) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Fe <sub>2</sub> (Mo, W) Cr <sub>2</sub> (Mo, W)	Cr(V, Nb)N
出现位置	板条内、晶粒内	奥氏体晶界、板条晶界和亚晶界	在 M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> 上成核生长, 吞噬 M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> 碳化物, 并在晶界周围形成团簇	由 MX 相转变, 并溶解周围的 MX 相
影响蠕变	细小且热稳定的 MX 相分散在晶粒内, 通过位错的钉扎作用加强蠕变强度	在加载条件下, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> 析出相对亚晶界具有钉扎作用, 阻碍了亚晶界的运动, 导致马氏体恢复需要巨大驱动力, 最终提高了蠕变强度	较大尺寸的 Laves 相作为空腔触发, 平均尺寸大于 130 nm 的 Laves 相将断裂模式由韧性转变为脆性, 这导致了蠕变强度的突然损失	Z 相的形成消耗 MX 相, 降低 MX 相的钉扎效应, 降低蠕变强度
其他特点	粗 NbX 相具有更高的热稳定性, 正火处理后仍不溶解, 其它 MX 相在正火处理过程中部分溶解, 未溶解的析出物限制了正火过程中奥氏体晶粒的生长	随着蠕变时间的延长, 粗的 M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> 析出相沿板条边界形成, 并降低蠕变强度	在短期蠕变下较小的 Laves 相通过钉扎效应提高蠕变强度, 在长期蠕变下, Laves 相由于粗化导致钉扎效应消失, 并且促进了蠕变速率的加速	在 Z 相组成中, Cr 和 V 含量随蠕变时间的延长而增加, Nb 含量则随蠕变时间的延长而减少

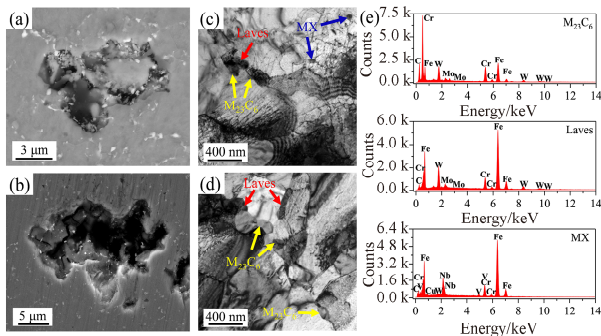


图 5 两种断裂形式下 F92/Co3W2 焊件断口附近的空洞、位错和析出相的 SEM 像 (a, b)、TEM 像 (c, d) 和 EDS 图 (e), (a, c) 6# 试样、(b, d) 8# 试样

Fig. 5 (a, b) SEM, (c, d) TEM and (e) EDS images of cavities, dislocations and precipitates near the fracture of F92/Co3W2 welds under two fracture modes of (a, c) 6# and (b, d) 8#

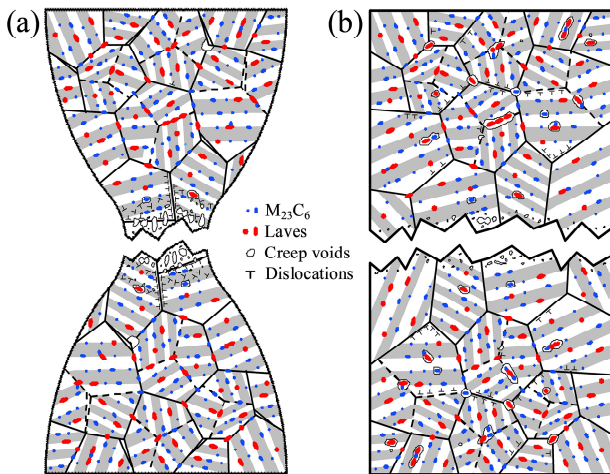


图 6 两种断裂形式的蠕变损伤机制

Fig. 6 Creep damage mechanism of two fracture forms

对于工程应用而言,脆性蠕变断裂意味着构件的突发失效、进而引发灾难性后果。因此,有必要对耐热钢结构焊接件的断裂寿命开展评估和预测。众所周知,实际工程构件的蠕变断裂失效由多种蠕变损伤导致,是多种损伤机制共同作用的结果,从理论上推导这种复杂条件下的材料断裂寿命非常困难,人们通常采用经验方法进行预测。Larson 等<sup>[23]</sup>提出的 Larson-Miller 参数法(LMP 法)被认为是评价温度和时间对蠕变寿命影响的常用且有效的手段,如下式所示。

$$P = T(C + \lg t_r) \quad (1)$$

式中,  $P$  为 Larson-Miller 参数;  $T$  为实验温度(绝对温度);  $C$  为材料常数,其值主要取决于碳含量;  $t_r$  为断裂时间。根据 Yang 等人<sup>[34]</sup>的研究,本文采用线性回归和插值方法确定了 F92/Co3W2 和 Co3W2/Co3W2 焊件的  $C$  值,分别为 20.62 和 20.58。两种焊接接头蠕变断裂应力与 LMP 关系如图 7a 所示,临界应力  $\sigma_c$  和临界  $P$  值用于评价发生 IV 型转变,两者均与温度无关。F92/Co3W2 焊件的  $\sigma_c \in (120, 140)$  MPa,  $P \in (21140, 21700)$ ; Co3W2/Co3W2 焊件的  $\sigma_c \in (195, 250)$  MPa,  $P \in (20360, 21360)$ 。根据 LMP 对蠕变寿命预测(图 7b),外推出两种焊件在不同温度(F92/Co3W2: 873 和 893 K, Co3W2/Co3W2: 898、923 和 948 K)下服役 100 000 h 的许用应力( $\sigma_r^T$ ),并列于表 4。根据 Wilshire 等人<sup>[35]</sup>和 Srinivasan 等人<sup>[36]</sup>对类似耐热钢的研究,发现 316L 钢在 873 K 下蠕变寿命 100 000 h 的许用应力范围为 59~113 MPa。本研

究中, F92/Co3W2 焊件服役温度 873 和 893 K 对应的许用应力为 93.5 和 73.4 MPa, Co3W2/Co3W2 焊件温度 898 和 923 K 对应的许用应力为 82.8 和 42.5 MPa, 满足工程需求. 而 948 K 温度的 Co3W2/Co3W2 焊件许用应力急剧下降至 2.26 MPa, 说明 Co3W2/Co3W2 焊件不宜在 948 K 温度下服役. 此外, 若在同一蠕变温度下,  $\sigma_{tr}^T$  (Co3W2/Co3W2) >  $\sigma_{tr}^T$  (F92/Co3W2), 说明与 F92/Co3W2 焊件相比 Co3W2/Co3W2 焊件具有更好的抗蠕变性能, 可以在更高应力下服役. 这与 3.1 节中观察的 F92 母材及其细晶热影响区是 F92/Co3W2 异材质焊件的薄弱区域相一致.

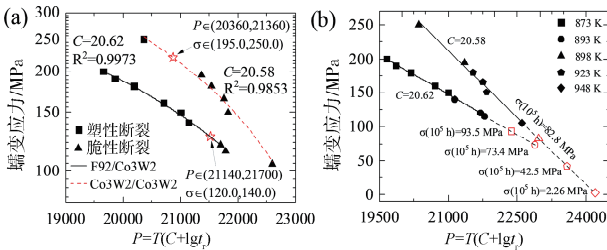


图 7 基于 LMP 法的蠕变寿命预测  
Fig. 7 Creep life prediction based on LMP

表 4 F92/Co3W2 和 Co3W2/Co3W2 焊件基于 LMP 方法在不同温度下服役 100 000 h 的许用应力外推结果  
Tab. 4 Allowable stress extrapolation of F92/Co3W2 and Co3W2/Co3W2 welds at different temperatures for 100 000 hours based on LMP method

实验焊件	预测方法	温度/K	许用应力/MPa
F92/Co3W2	LMP	873	93.5
		893	73.4
		898	82.8
Co3W2/Co3W2	LMP	923	42.5
		948	2.26

### 3.3 蠕变空洞分析

在高温蠕变中, 当应力很高时, 塑性变形速度快, 耐热钢蠕变断裂形式类似于常温拉伸下的韧性断裂, 空洞损伤主要表现为在晶粒内部夹杂物或第二相颗粒处形成空洞, 空洞长大合并而断裂<sup>[8]</sup>. 随着应力持续降低, 更多空洞损伤将在晶界上发生, 包括较低应力下晶界滑动引起的楔形裂纹和更低应力下晶界上析出相应力集中引起的晶界空洞的形核、长大和合并<sup>[9]</sup>. 根据前文分析可知, 外截面损失(颈缩)和内截面损失(蠕变空洞)是本文高温蠕变断裂的重要蠕变损伤机制. 因此, 需要对蠕

变断裂焊接件断口截面附近蠕变空洞分布情况进行观察统计, 对两种断裂模式的空洞损伤机制演变作进一步分析. 图 8<sup>[33]</sup> 展示了 6# (塑性断裂) 和 8# (脆性断裂) 试样的空洞分布统计结果. 越偏离试样中心(或越靠近试样表面), 两个样的蠕变空洞越小越少, 其面积分数越小. 整体而言, 脆性断裂试样蠕变空洞的面积分数曲线更为平缓, 说明其内部空洞分布更均匀. 高应力蠕变断裂件塑性变形大, 中心部位由于应力集存在少量大尺寸空洞, 其最大尺寸(等效圆直径)约为 78  $\mu\text{m}$ . 而在较小应力作用下经历长时高温蠕变后, 脆性断裂试样断口附近的蠕变空洞尺寸更小数量更多.

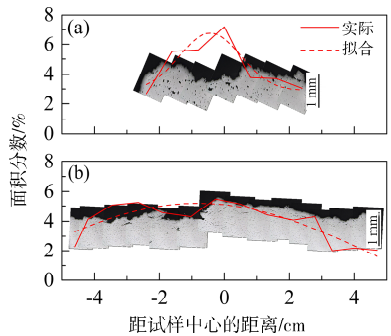


图 8 两种断裂形式下断口处空洞分布统计<sup>[33]</sup>  
(a) 6#, 893 K, 140 MPa; (b) 8#, 893 K, 115 MPa  
Fig. 8 Statistics of cavity distribution at fracture under two fracture forms<sup>[33]</sup>  
(a) 6#, 893 K, 140 MPa; (b) 8#, 893 K, 115 MPa

由图 9 可知, 当断裂位置和断裂形式不变时, 断口处空洞损伤随应力改变不断发生规律演化. 而当断裂位置和断裂形式变化时, 对应的蠕变损伤机制发生变化(图 6), 断口处空洞大小、数量和分布均会发生突变(例如 6# 和 8#、9# 和 10#). 因此, 本文进一步对所有焊接接头断口中心区域(约 3 mm<sup>2</sup>)蠕变空洞的数量密度与面积分数开展统计, 结果如表 5 所示. 以 F92/Co3W2 接头为例, 在塑性断裂中的 873 K 下, 随着蠕变应力减小, 试样的空洞数量密度从 1# 的 136.6 个/mm<sup>2</sup> 增加到 5# 的 148.3 个/mm<sup>2</sup>, 面积分数从 2.5% 增加到 4.3%; 当温度升高到 893 K 后, 试样的空洞数量继续增加到 6# 的 158.7 个/mm<sup>2</sup>, 面积分数也增加到 5.5%. 这是由于同一断裂模式下, 蠕变应力减少焊件寿命提高, 蠕变空洞的整体尺寸、数量密度和面积分数均会随着蠕变时长的增加而增大. 当试样由塑性断裂(1#~6#)转变为脆性断裂(7#, 8#)时, 蠕变空洞发生大量合并链接, 合并方向垂直于

应力方向, 空洞数量密度则急剧增加到 7# 的 472.1 个/mm<sup>2</sup>, 而面积分数则减小到 3.5%。随着蠕变应力的降低, 与 7# 相比, 8# 蠕变空洞密度和面积分数均有所提高; 类似地, 当施加在 Co3W2/Co3W2 接头应力从 180 MPa(10#) 降低到 105 MPa(14#) 时, 空洞密度 216.3 个/mm<sup>2</sup> 增加到

723.8 个/mm<sup>2</sup>, 面积分数从 1.8% 增长至 4.1%。该蠕变空洞生长规律与 Wu 等人<sup>[37]</sup> 的研究结果吻合, 他们定量测量了 12Cr-Mo-V 马氏体钢沿晶脆性断裂蠕变试件的空洞尺寸、空洞面积分数和单位面积空洞数量, 这些数值均随应变和时间的增加而不断增大。

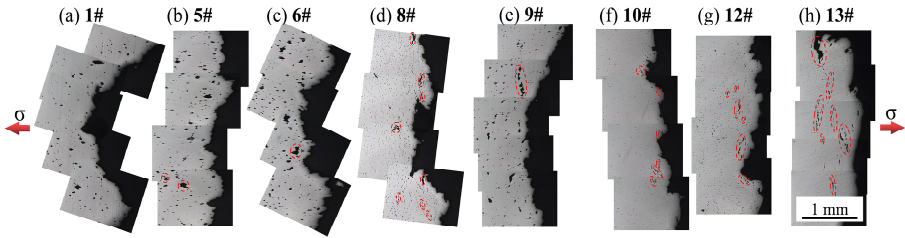


图 9 耐热钢高温蠕变断口中心区的空洞分布照片

(a) 873 K, 200 MPa, 塑断; (b) 873 K, 160 MPa, 塑断; (c) 893 K, 140 MPa, 塑断; (d) 893 K, 115 MPa, 脆断; (e) 898 K, 250 MPa, 脆断; (f) 898 K, 195 MPa, 脆断; (g) 923 K, 165 MPa, 脆断; (h) 923 K, 150 MPa, 塑断

Fig. 9 Photo of cavity distribution in the center of high temperature creep fracture of heat resistant steel

(a) 873 K, 200 MPa, plastic fracture; (b) 873 K, 160 MPa, plastic fracture; (c) 893 K, 140 MPa, plastic fracture; (d) 893 K, 115 MPa, brittle fracture; (e) 898 K, 250 MPa, brittle fracture; (f) 898 K, 195 MPa, brittle fracture; (g) 923 K, 165 MPa, brittle fracture; (h) 923 K, 150 MPa, plastic fracture

表 5 焊件断口处空洞统计结果

Tab. 5 Statistical results of hole at fracture of weldment

样品编号	1#	2#	3#	4#	5#	6#	7#	8#	9#	10#	11#	12#	13#	14#
数量密度/(个/mm <sup>2</sup> )	136.6	138.9	141.1	146.8	148.3	158.7	472.1	561.0	187.9	216.3	321.4	525.4	690.5	723.8
面积分数/%	2.5	2.6	2.8	3.5	4.3	5.5	3.5	4.9	3.6	1.8	2.3	2.6	3.4	4.1

## 4 结 论

(1) 两种焊接接头由高应力的短时蠕变转变为低应力的长时蠕变后, 位错发生回复, 晶界上的析出相数量增多且发生粗化, 空洞数量密度增多, 断裂形式由母材的穿晶韧性断裂转变为细晶热影响区的沿晶脆性 IV 型断裂, 损伤机制由外截面混合内截面的损失过渡成内截面的损失混合材料组织的劣化。发生这一转变的临界应力  $\sigma_c$  (F92/Co3W2)  $\in$  (120, 140) MPa,  $\sigma_c$  (Co3W2/Co3W2)  $\in$  (195, 250) MPa。基于 LMP 法预测的服役寿命 100 000 h 的焊件许用应力均满足工程需求。

(2) 高应力塑性断裂时, 蠕变空洞主要起源于晶粒内部夹杂物或第二相颗粒处和晶界滑动引起的楔形裂纹, 空洞呈现“个头大数量少”的特征。同一断裂模式下, 随着应力减少空洞变大变多, F92/Co3W2 接头的空洞数量密度由 873 K 时 1# (200 MPa) 的 136.6 个/mm<sup>2</sup> 增加到 6# (140 MPa) 的 158.7 个/mm<sup>2</sup>, 面积分数由 2.5% 增加到 5.5%。

(3) 低应力脆性断裂时, 蠕变寿命长, 晶界或晶内上 Laves 等相析出长大, 局部应力集中引发空洞的形核、长大和合并, 空洞合并链接的方向垂直于应力方向, 脆性断口空洞“个头小数量多”。同一断裂模式下, 空洞随应力减少变大变多, Co3W2/Co3W2 接头的空洞数量密度由 10# (195 MPa) 的 216.3 个/mm<sup>2</sup> 增加到 14# (105 MPa) 的 723.8 个/mm<sup>2</sup>, 面积分数也由 2.3% 增加到 4.1%。

### 参考文献:

[1] Du C L, Hui X T, Yang H Q, *et al.* Welded joints performance test and research of China-made F92 Heat-resistant steel [J]. *Boil Technol*, 2009, 40: 52. [杜春雷, 惠晓涛, 杨惠勤, 等. 国产 F92 耐热钢焊接接头性能试验与研究[J]. *锅炉技术*, 2009, 40: 52.]

[2] Hui X T, Fu Y W, Du C L, *et al.* China-made SA-182F92 steel cold-sensitive research [J]. *Boil Technol*, 2009, 40: 49. [惠晓涛, 傅育文, 杜春雷, 等. 国产 SA-182F92 钢冷裂敏感性研究[J]. *锅炉技术*,

- 2009, 40: 49.]
- [3] Huang Y Y, Zhou C, Chen K Y, *et al.* Nanoindentation size effects of mechanical and creep performance in Ni-based superalloy [J]. *Mater Sci Techn; Lond*, 2023, 39: 1543.
- [4] Wei M G, Luo H J, Zhang H C, *et al.* Study on the evolution and protection of decarburization in 300M steel [J]. *J Sichuan Univ(Nat Sci Ed)*, 2021, 58: 065002. [魏明刚, 罗恒军, 张海成, 等. 300M 钢的脱碳行为演化及防护研究[J]. *四川大学学报(自然科学版)*, 2021, 58: 065002.]
- [5] Wang X, Pan Q G, Tao Y S, *et al.* Type IV creep rupture characteristics of P92 steel weldment [J]. *Acta Metall Sin*, 2012, 48: 427. [王学, 潘乾刚, 陶永顺, 等. P92 钢焊接接头 IV 型蠕变断裂特性[J]. *金属学报*, 2012, 48: 427.]
- [6] Zhang H T, Xiong J K, He R, *et al.* New martensitic heat-resistant steel 12Cr10Co3W2MoNiVNbNB weldability and welding joint performance for 620°C USC [J]. *Electric Welding Machine*, 2016, 46: 7. [张红涛, 熊建坤, 何瑞, 等. 620 °C 机组新型马氏体耐热钢 12Cr10Co3W2MoNiVNbNB 焊接性及接头性能[J]. *电焊机*, 2016, 46: 7.]
- [7] Zhang Q B, Niu J, Zhao P F, *et al.* Influence of preheating temperature on cold cracking sensitivity of 12Cr10Co3W2Mo heat resistant steel [J]. *Trans China Weld Inst*, 2015, 36: 87. [张群兵, 牛靖, 赵鹏飞, 等. 预热温度对 12Cr10Co3W2Mo 耐热钢焊接冷裂纹敏感性的影响[J]. *焊接学报*, 2015, 36: 87.]
- [8] Zhang J S. High temperature deformation and fracture behavior of materials [M]. Beijing: Science Press, 2007. [张俊善. 材料的高温变形与断裂[M]. 北京: 科学出版社, 2007.]
- [9] Albert S K, Matsui M, Watanabe T, *et al.* Variation in the Type IV cracking behaviour of a high Cr steel weld with post weld heat treatment [J]. *Int J Pres Ves Pip*, 2003, 80: 405.
- [10] Huang Q S, Zhang Y L, Wang X, *et al.* Formation of creep damage of T/92 steel welded joints [J]. *Phys Test Chem Anal(Phys Test)*, 2019, 55: 151. [黄桥生, 章亚林, 王学, 等. T/P92 钢焊接接头蠕变损伤的形成[J]. *理化检验(物理分册)*, 2019, 55: 151.]
- [11] Zhang J X, Huang Y, Zhao P F, *et al.* Microstructure of 10% Cr martensitic heat-resistant steel welded joints and type IV cracking behavior during creep rupture at 650 °C [J]. *Mater Sci Eng A*, 2015, 638: 30.
- [12] Liu F, Li T, Liang J, *et al.* Effect of thermal aging on microstructure and mechanical properties of P92 steel weld joints [J]. *Proc CSEE*, 2011, 31: 121.
- [13] Budden P J. Analysis of the type IV creep failures of three welded ferritic pressure vessels [J]. *Int J Pres Ves Pip*, 1998, 75: 509.
- [14] Sourmail T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels [J]. *Mater Sci Techn; Lond*, 2001: 17: 1.
- [15] Chan W, McQueen R L, Prince J, *et al.* Metallurgical experience with high temperature piping in Ontario Hydro [S]//Service Experience in Operating Plants. New York: American Society of Mechanical Engineers, 1991: 97.
- [16] Panait C G, Bendick W, Fuchsmann A, *et al.* Study of the microstructure of the Grade 91 steel after more than 100 000 h of creep exposure at 600 °C [J]. *Int J Pres Ves Pip*, 2010.
- [17] Lee J S, Armaki H G, Maruyama K, *et al.* Causes of breakdown of creep strength in 9Cr-1.8W-0.5 Mo-VNb steel [J]. *Mater Sci Eng*, 2006, 428: 270.
- [18] Jandová D, Kasl J, Kanta V. Creep resistance of similar and dissimilar weld joints of P91 steel [J]. *High Temp Technol*, 2006, 23: 165.
- [19] El-Azim M E A, El-Desoky O E, Ruoff H, *et al.* Creep fracture mechanism in welded joints of P91 steel [J]. *Mater Sci Tech; Lond*, 2013, 29: 1027.
- [20] Huang Y Y, Zhan Y C, Luo X W, *et al.* Creep deformation and rupture behavior of 10Cr-3Co-2W heat-resistant steel weldments in ultra supercritical power units [J]. *Eng Failure Anal*, 2022, 133: 105984.
- [21] Li K J, Zhang Y, Cai Z P. Fracture location shift of dissimilar metal welds under coupled thermal-stress effect [J]. *Acta Metall Sin*, 2020, 56: 1463. [李克俭, 张宇, 蔡志鹏. 异种金属焊接接头在热-力耦合作用下的断裂位置转移机理[J]. *金属学报*, 2020, 56: 1463.]
- [22] Wang X, Gang P Q, Yao R Y, *et al.* Microstructure and type IV cracking behavior of HAZ in P92 steel weldment [J]. *Mater Sci Eng A*, 2012, 552: 493.
- [23] Larson F R, Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses [J]. *J Fluid Eng; T Asme*, 1952, 74: 765.
- [24] Akram P, Kalvala P R, Misra M, *et al.* Creep be-

- havior of dissimilar metal weld joints between P91 and AISI 304 [J]. *Mater Sci Eng A*, 2017, 688: 396.
- [25] Shrestha T, Basirat M, Charit I, *et al.* Creep rupture behavior of Grade 91 steel [J]. *Mater Sci Eng A*, 2013, 565: 382.
- [26] Cui H R, Sun F, Chen K, *et al.* Precipitation behavior of Laves phase in 10% Cr steel X12CrMoWVNbN10-1-1 during short-term creep exposure [J]. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527: 7505.
- [27] Dimmler G, Weinert P, Kozeschnik E, *et al.* Quantification of the Laves phase in advanced 9-12% Cr steels using a standard SEM [J]. *Mater Charact*, 2003, 51: 341.
- [28] Hald J, Korcakova L. Precipitate stability in creep resistant ferritic steels-experimental investigations and modelling [J]. *ISIJ Int*, 2003, 43: 420.
- [29] Maruyama K, Sawada K, Koike J. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel [J]. *ISIJ Int*, 2001, 41: 641.
- [30] Pandey C, Mahapatra M M, Kumar P, *et al.* Some studies on P91 steel and their weldments [J]. *J Alloys Compd*, 2018, 743: 332.
- [31] Ou W, Xiong J, Li X, *et al.* Mechanisms for creep rupture of 12Cr/alloy 4715 dissimilar weldments [J]. *Eng Failure Anal*, 2023, 144: 106945.
- [32] Ou W, Xiong J, Peng Y, *et al.* Transformation of carbides and mechanisms for cracking in Co-based alloy surfacing layer during thermal fatigue [J]. *Mater Charact*, 2023, 201: 112971.
- [33] Huang Y Y, Luo X W, Zhan Y C, *et al.* High-temperature creep rupture behavior of dissimilar welded joints in martensitic heat resistant steels [J]. *Eng Fract Mech*, 2022, 273: 108739.
- [34] Yang R C, Chen K, Feng H X, *et al.* Determination and application of larsen-miller parameter for heat resistant steel 12Cr1MoV and 15CrMo [J]. *Acta Metall Sin; Engl*, 2004(4): 471.
- [35] Wilshire B, Scharning P J. A new methodology for analysis of creep and creep fracture data for 9-12 percent chromium steels [J]. *Int Mater Rev*, 2008 (2): 53.
- [36] Srinivasan V S, Choudhary B K, Mathew M D, *et al.* Long-term creep-rupture strength prediction for modified 9Cr-1Mo ferritic steel and type 316L(N) austenitic stainless steel [J]. *Mater High Temp*, 2012, 29: 41.
- [37] Wu R, Sandstr M R. Creep cavity nucleation and growth in 12Cr-Mo-V steel [J]. *Mater Sci Tech: Lond*, 2014, 11: 579.