



# 含铪高钨 K416B 镍基铸造高温合金的组织与蠕变行为

谢君, 于金江, 孙晓峰, 金涛

(中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

**摘要:** 通过组织形貌观察和蠕变性能测试, 研究了含铪高钨 K416B 镍基铸造合金的组织及蠕变机制。结果表明: 合金铸态组织由  $\gamma$  基体、 $\gamma'$  相、MC 和  $M_6C$  型碳化物组成; 其中, MC 碳化物主要以链状和汉字型结构分别在晶界和枝晶间析出, 而大块状  $M_6C$  碳化物镶嵌在共晶处; 蠕变期间, 合金的变形机制是位错在基体中可沿不同方向发生滑移, 且位错可绕过或剪切  $\gamma'$  相; 蠕变后期, 高密度位错在碳化物和晶界处塞积, 产生应力集中, 致使裂纹沿晶界和碳化物/共晶界面处萌生及扩展是合金的断裂机制。

**关键词:** K416B 镍基合金; 显微组织; 蠕变行为; 断裂机制

中图分类号: TG132.3

文献标志码: A

## Microstructure and creep behavior of Hf-containing K416B as-cast Ni-based superalloy with high W content

XIE Jun, YU Jin-jiang, SUN Xiao-feng, JIN Tao

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** By means of microstructure observation and creep property measurement, the microstructure and creep mechanism of Hf-containing K416B as-cast Ni-based superalloy with high W content were investigated. The results show that the as-cast microstructure of the alloy consists of  $\gamma$  matrix,  $\gamma'$  phase, MC and  $M_6C$  carbides. Thereinto, the MC carbide with chain-like structure and Chinese script precipitates, in the grain boundaries and inter-dendrite, respectively. And the blocky  $M_6C$  carbide embeds in the eutectic. During creep, the deformation mechanisms of the alloy are that the dislocations with different orientations slip in the matrix, and the dislocation may bypass or shear into  $\gamma'$  phase. In the late stage of creep, high density dislocations may pile up near the carbides or boundaries, and the fact may induce the stress concentration to cause the crack initiating and propagating along the grain boundaries and the interface between the carbide and eutectic, which is considered to be the fracture mechanism of the alloy.

**Key words:** K416B Ni-based superalloy; microstructure; creep behavior; fracture mechanism

由于高钨镍基铸造高温合金具有良好的热强性和承温能力, 被认为是制造航空发动机涡轮导向叶片和高温模具的首选材料<sup>[1-2]</sup>。在 20 世纪 60 年代, 国外已研制出一批高钨镍基合金并投入使用, 其典型牌号有 M21、M22、WAZ-16 和 IN-591 等<sup>[3-4]</sup>, 其中, 合金成分的调整方向为降低 Cr 含量, 提高  $\gamma'$  相形成元素(Al、Ti 和 Nb)及固溶元素(W 和 Mo)的含量<sup>[5]</sup>; 同时, 国内

也先后研制了一系列高钨的镍基铸造高温合金, 如 K19、K20、K21 和 K465 等合金, 其中 W 元素的含量约为 10%(质量分数)<sup>[6-7]</sup>, 此类合金具有较好的组织稳定性等优点<sup>[8-9]</sup>。与之相比, K416B 合金中 W 的含量高达 16%, 并含有一定量的元素 Hf, 具有突出的承温能力, 使用温度为 1100 °C, 是目前承温能力较高的等轴晶铸造高温合金之一。

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2010CB631200, 2010CB631206); 国家自然科学基金资助项目(50931004)

收稿日期: 2014-07-20; 修订日期: 2015-02-20

通信作者: 于金江, 研究员, 博士; 电话: 024-23971713; 传真: 024-23971758; E-mail: jjyu@imr.ac.cn

相关研究<sup>[10-12]</sup>表明, 元素 Hf 可提高定向凝固合金的铸造性能, 且在镍基合金凝固期间可起“净化”作用, 同时, 可改善合金晶界结构, 控制和调整  $\gamma'$  相和碳化物的尺寸、形态和分布, 进而改善铸造高温合金的力学性能。如在 K19 合金成分基础上添加 1.5% Hf(质量分数), 可提高合金的可铸性, 降低合金中疏松形成的倾向性, 从而改善了 K19 合金的中温强度及塑形<sup>[13-14]</sup>。

镍基合金在高温服役期间, 不可避免地会发生蠕变现象<sup>[15-16]</sup>, 而蠕变机制取决于合金成分、强化相(主要包括  $\gamma'$  相和碳化物)的尺寸、形态与分布<sup>[17-18]</sup>。研究<sup>[19-20]</sup>表明, 铸造镍基高温合金的变形机制主要包括位错在基体中滑移和形成界面位错网, 位错绕过或剪切  $\gamma'$  相, 其中, 位错切入  $\gamma'$  相可形成不全位错+层错的位错组态或反相畴界(APB)。此外, 镍基铸造高温合金的拉伸断裂方式主要为沿枝晶间开裂<sup>[21]</sup>。但有关含铪高钨镍基铸造高温合金在高温蠕变期间的变形及断裂机制尚不清楚。

据此, 本文作者对含铪高钨 K416B 合金进行蠕变性能测试, 并采用 SEM 和 TEM 对蠕变断裂合金进行组织形貌观察, 研究晶界和碳化物对 K416B 合金蠕变行为的影响, 试图为合金的应用与发展提供理论依据。

## 1 实验

采用 10 kg 真空感应熔炼炉对 K416B 母合金锭进行重熔, 浇注成等轴晶试棒, 合金的化学成分如表 1 所列。合金试样经研磨抛光后, 采用 20 mL HCl+5 g CuSO<sub>4</sub>+25 mL H<sub>2</sub>O 的腐蚀剂进行化学蚀刻, 分别在金相显微镜和 S-3400N 型扫描电镜(SEM)下进行组织形貌观察。

表 1 K416B 合金的化学成分

**Table 1** Chemical composition of K416B superalloy (mass fraction, %)

C	Cr	Co	Nb	Al	W	Ti	Hf	Ni
0.12	4.85	6.80	2.04	5.70	16.2	1.01	0.99	Bal.

合金试棒在 975 °C 施加不同应力条件下进行蠕变性能测试, 并将蠕变断裂合金进行断口形貌观察; 采用线切割将蠕变断裂合金切取 0.5 mm 薄片, 经双面机械研磨至 50 μm, 冲孔成 d 3 mm 圆片, 随后采用双喷电解减薄的方法在 -25 °C 制取透射样品, 双喷液为 10%(体积分数)高氯酸酒精溶液; 采用 TECNAI-20 型透射电镜(TEM)和系统倾转技术对样品进行位错组态

观察及衍射分析。

## 2 实验结果

### 2.1 K416B 合金的组织结构

K416B 铸造镍基合金低倍组织形貌如图 1 所示。由图 1 可以看出, 合金中枝晶分布均匀, 且在同一晶粒内的枝晶取向各异, 分别如图 1 中 A 和 B 区域所示, 此外, 枝晶间存在较多的共晶组织(白色箭头), 经定量金相分析可知, 合金中( $\gamma+\gamma'$ )共晶含量约 12%。

图 2 所示为 K416B 镍基合金中枝晶干和枝晶间的  $\gamma'$  相形貌。比较可知, 枝晶干中的  $\gamma'$  相尺寸较小, 约为

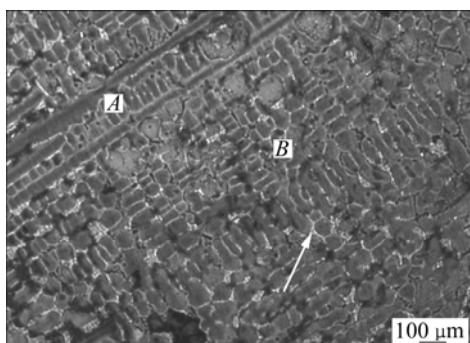


图 1 铸态 K416B 镍基合金的低倍形貌

**Fig. 1** Low magnification microstructure of as-cast K416B Ni-based superalloy

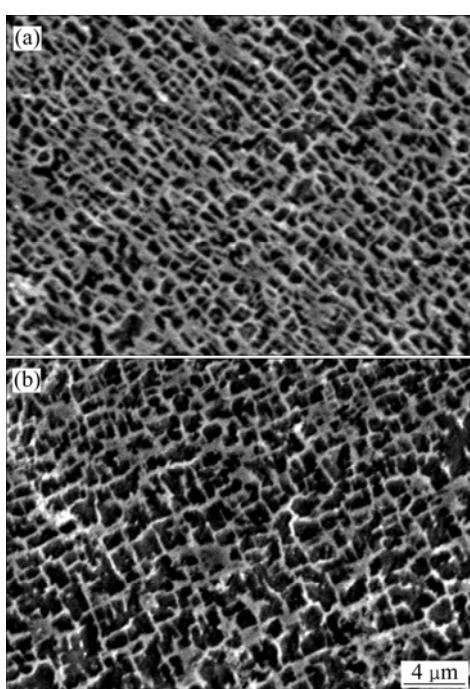


图 2 K416B 合金中  $\gamma'$  相形貌

**Fig. 2** Microstructures of  $\gamma'$  phase in K416B superalloy: (a) Dendrite; (b) Inter-dendrite

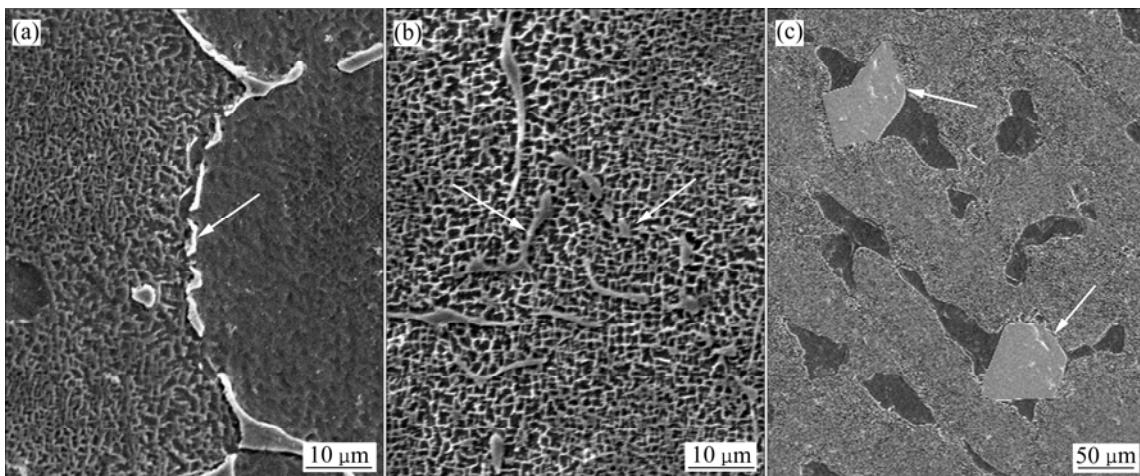


图3 K416B合金不同区域析出相的形貌

**Fig. 3** Microstructures of precipitates in different regions of K416B superalloy: (a) Grain boundary; (b) Inter-dendrite; (c) Eutectic

0.3~0.6  $\mu\text{m}$ , 如图 2(a)所示; 而枝晶间的  $\gamma'$  相尺寸较大, 约为 1~2  $\mu\text{m}$ , 并呈不规则分布, 如图 2(b)所示。

K416B 合金中不同区域的析出相形貌如图 3 所示。图 3(c)所示为白色颗粒相沿晶界不连续析出(白色箭头所示), 同时, 由于晶界两侧晶粒内的  $\gamma'$  相取向不同, 故呈现不同的腐蚀效果; 在枝晶间区域存在较多条状相和颗粒相, 并呈汉字型分布(见图 3(b)中箭头所示); 图 3(c)所示为块状相在合金共晶处析出, 尺寸约为 60~80  $\mu\text{m}$ (见图 3(c)中短箭头所示)。

K416B 合金的 X 射线衍射谱如图 4 所示。由图 4 可确定出该合金主要由  $\gamma$  相、 $\gamma'$  相、 $\text{M}_6\text{C}$  及 MC 碳化物组成。对不同区域碳化物进行了 EDS 微区成分分析, 表明晶界和枝晶间的碳化物中富含元素 Nb、Ti、Hf 和 C, 而共晶处析出块状相主要含有 W、Co 和 C,

结合 XRD 谱线可鉴定出沿晶界和枝晶间的析出相为 MC 型碳化物, 而共晶处的块状相为  $\text{M}_6\text{C}$  碳化物。

## 2.2 合金的蠕变性能

在 975  $^{\circ}\text{C}$  施加不同应力条件下, K416B 镍基合金的蠕变曲线如图 5 所示。通过计算可得出, 合金具有较短的蠕变初始阶段和较长的稳态阶段; 当施加应力为 150 MPa 时, 合金在蠕变稳态期间具有较小的应变速率(约为  $2.94 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$ )和较长持续时间(约为 240 h), 且蠕变寿命长达 274 h, 断后伸长率为 4.98%, 如图 5 中曲线 1 所示; 随着施加应力增加至 180 MPa, 合金的蠕变稳态应变速率增加至  $9.3 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$ , 其蠕变寿命也随之缩短至 147 h, 但其断后伸长率增加至 5.50%, 如图 5 中曲线 2 所示; 当施加应力进一步提

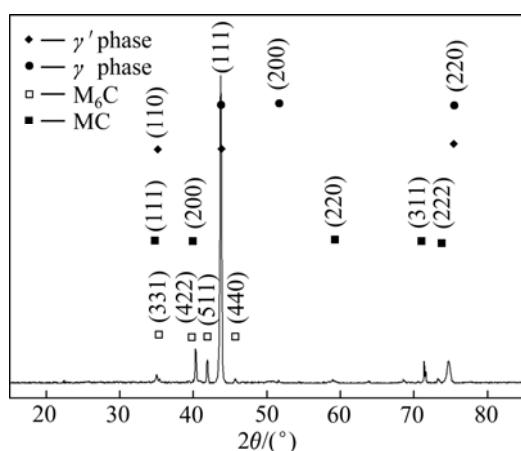


图4 K416B合金的XRD谱

**Fig. 4** XRD pattern of K416B superalloy

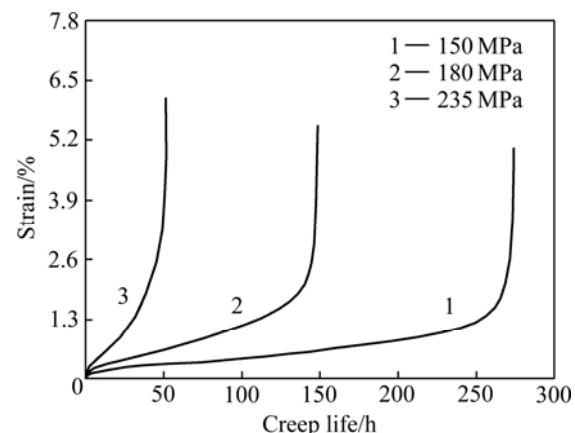


图5 975  $^{\circ}\text{C}$ 时不同应力条件下K416B合金的蠕变曲线

**Fig. 5** Creep curves of K416B superalloy at different stresses and 975  $^{\circ}\text{C}$

高至 235 MPa 时, 稳态应变速率增加至  $2.564 \times 10^{-4}$  h<sup>-1</sup>, 且合金的蠕变寿命仅为 51 h, 而合金伸长率增加至 6.12%, 如图 5 中曲线 3 所示。

### 2.3 合金高温蠕变特征

在 975 °C、235 MPa 条件下, 合金蠕变 51 h 断裂后的显微组织如图 6 和 7 所示。蠕变期间, 形变位错可在  $\gamma$  基体的八面体滑移系中运动, 并形成不规则的位错网络(见图 6(a)中短箭头所示)。此外, 在合金中可形成大小不一的位错环, 其中, 尺寸较大的位错环如图 6(a)中长箭头所示, 而尺寸较小的位错环如图 6(b)中箭头所示, 表明蠕变期间, 位错可绕过  $\gamma'$  相。随着蠕变进行, 位错数量不断增加, 并在  $\gamma/\gamma'$  界面处形成

位错缠结(见图 6(c)中 C 和 D 处), 进而产生应力集中, 致使位错切入  $\gamma'$  相, 如图 6(c)中黑色箭头所示。

在蠕变断裂合金的局部区域, 沿晶界不连续析出的碳化物形貌如图 7(a)中白色箭头所示, 在晶界左下方, 大量蠕变位错沿不同方向发生滑移(分别如图 7(a)中黑色箭头所示), 并堆积在晶界碳化物附近, 如图 7(a)中 E 区域所示; 而在晶界右上方存在少量形变位错, 如图 7(a)中 F 区域所示, 分析认为, 随着蠕变的进行, 晶界左下方位错塞积数量增多, 在应力集中的作用下, 致使位错在相邻晶粒内发生滑移, 从而可释放应力集中, 使蠕变继续进行。在另一局部区域, 碳化物在合金中弥散分布, 如图 7(b)中白色箭头所示, 并有多组位错在外力作用下沿不同方向发生滑移, 分

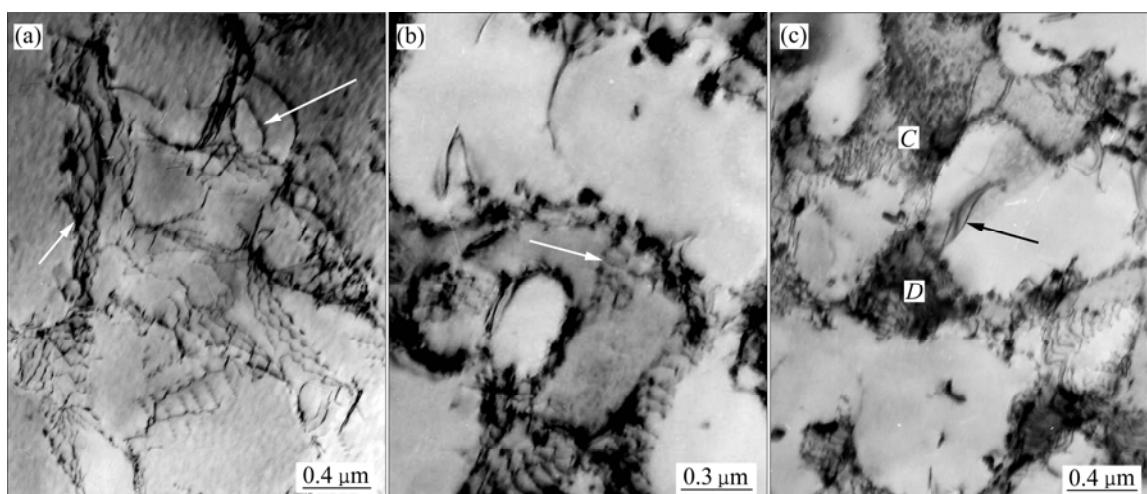


图 6 K416B 蠕变断裂合金中  $\gamma$  与  $\gamma'$  相中的位错组织形貌

**Fig. 6** Microstructures of dislocation configurations in  $\gamma$  and  $\gamma'$  phase of alloy after creep: (a) Dislocation network in  $\gamma/\gamma'$  interface; (b) Dislocation loops; (c) Deformed dislocation shearing into  $\gamma'$  phase

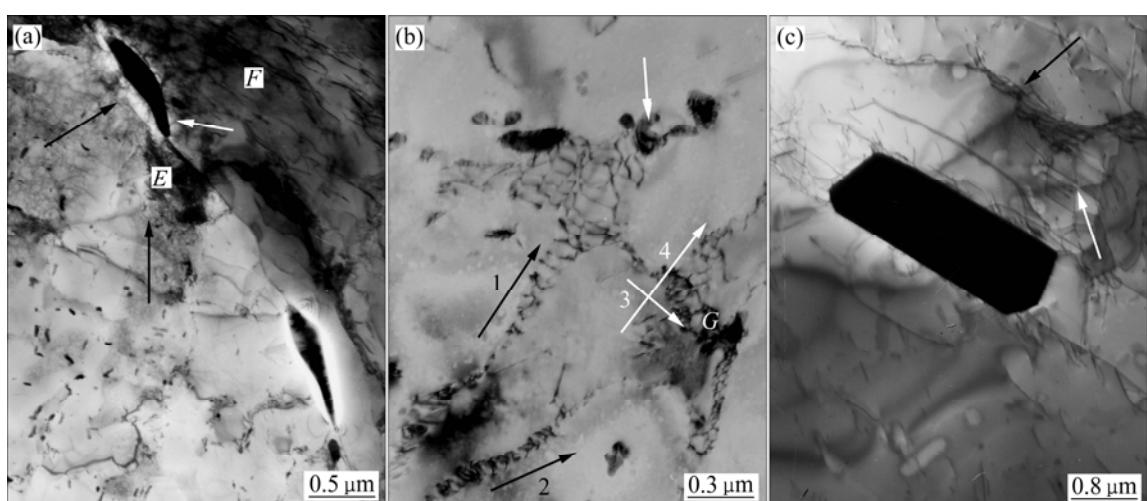


图 7 K416B 合金蠕变断裂后局部区域的变形形貌

**Fig. 7** Deformation microstructures of partial zone in K416B alloy crept to fracture: (a) Dislocations piling up near carbide in grain boundary; (b) Slipping dislocations with different orientations; (c) Dislocation movement hindered by grain boundary

别如图 7(b)中箭头 1、2、3 和 4 所示, 其中, 沿箭头 1 方向运动的位错列在碳化物附近发生塞积, 而沿箭头 3 和 4 方向的运动位错在 G 处相互作用, 如图 7(b)所示。

图 7(c)所示为蠕变断裂合金的另一局部 TEM 形貌, 其中, 合金中的碳化物清晰可见, 且碳化物上方的晶界具有弯曲特征, 如图 7(c)中黑色箭头所示, 同时碳化物附近存在较多形变位错, 并有位错列堆积于晶界处(如图 7(c)中白色箭头所示), 表明碳化物和晶界可有效阻碍位错运动, 提高合金蠕变抗力。

在 975 °C、235 MPa 条件下, K416B 合金蠕变 51 h 断裂后的位错组态及衍衬分析如图 8 所示。其中, 将切入  $\gamma'$  相内的形变位错以数字 1~4 编号, 可以看出, 当衍射矢量  $g=\bar{1}11$  时, 位错 1 衬度消失, 如图 8(d)所示, 在其他衍射矢量条件下显示衬度, 并根据位错衬度消失判据  $g \cdot b = 0$ , 可确定位错 1 的柏氏矢量为  $b_1=[110]$ ; 当衍射矢量  $g=11\bar{1}$  时, 位错 2 的衬度消失, 如图 8(c)所示, 而在其他衍射条件下显示衬度, 由此可确定出位错 2 的柏氏矢量为  $b_2=[1\bar{1}0]$ ; 当  $g=11\bar{1}$  和  $g=31\bar{1}$  时, 位错 3 的衬度消失(如图 8(a)和(f)所示), 根据  $g_{11\bar{1}} \times g_{31\bar{1}} = b_3$ , 确定出位错 3 的柏氏矢量为  $b_3=[011]$ ; 同时, 当  $g=020$  时, 位错 4 的衬度消失, 如图 8(a)所示, 在其他衍射矢量下显示衬度, 可确定

出位错 4 的柏氏矢量为  $b_4=[10\bar{1}]$ 。这表明蠕变期间  $\langle 110 \rangle$  超位错可剪切  $\gamma'$  相。

## 2.4 合金蠕变断裂特征

在 975 °C、235 MPa 条件下 K416B 合金蠕变 51 h 断裂后的断口形貌如图 9 所示。其中, 图 9(a)所示为合金断口上方 5 mm 处的断口形貌, 对合金施加的应力方向如图 9(a)中标示; 合金中的枝晶及共晶形貌清晰可见, 蠕变后期, 裂纹在共晶与枝晶界面处萌生, 并近垂直于施加应力方向, 如图中短箭头所示。图 9(b)所示为合金断口端部形貌, 合金断口中含块状  $M_6C$  碳化物。可以看出, 裂纹在块状  $M_6C$  碳化物与共晶界面处萌生, 并与施加应力方向垂直, 如图 9(b)中箭头 1 所示, 而断口处的共晶组织发生撕裂, 如图中箭头 2 所示。这表明共晶组织是金蠕变期间的薄弱环节, 致使裂纹易于在此处萌生和扩展。

K416B 合金蠕变断裂后裂纹沿晶界扩展形貌如图 10 所示。其中, 合金中的共晶组织和晶界形貌分别如图 10 中左上角和箭头 3 所示。与枝晶相比, 共晶处强度较低, 故裂纹易于在枝晶和共晶界面处萌生, 如图 10 中箭头 4 所示。同理, 微裂纹亦可在碳化物与基体界面处萌生, 如图 10 中箭头 5 所示。蠕变期间, 大量位错在晶界附近堆积产生应力集中(如图 7(a)所示), 当

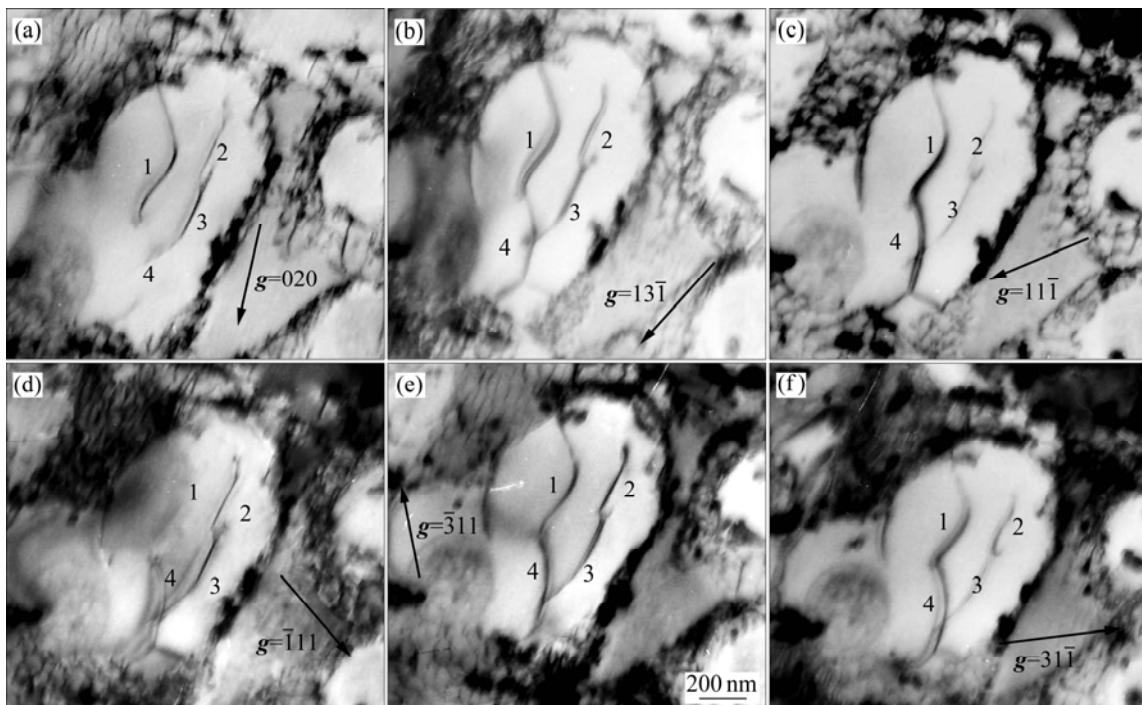


图 8 位错切入  $\gamma'$  相形貌及衍衬分析结果

**Fig. 8** Dislocations shearing into  $\gamma'$  phase and diffraction contrast analysis: (a)  $g=020$ ; (b)  $g=13\bar{1}$ ; (c)  $g=11\bar{1}$ ; (d)  $g=\bar{1}11$ ; (e)  $g=\bar{3}11$ ; (f)  $g=31\bar{1}$

应力值大于合金屈服强度时, 微裂纹将在晶界处萌生, 此时可释放部分应力集中, 使蠕变继续进行; 当合金进入蠕变后期, 位错再次在晶界处塞积, 产生应力集中, 致使裂纹沿晶界扩展。此外, 有粒状碳化物残留在断口处, 如图10中箭头6所示, 且断口呈现凹凸不平特征, 分析认为, 沿晶界析出的粒状碳化物对晶界具有钉扎作用, 可抑制晶界滑移, 是致使合金断口呈现不光滑特征的主要原因。

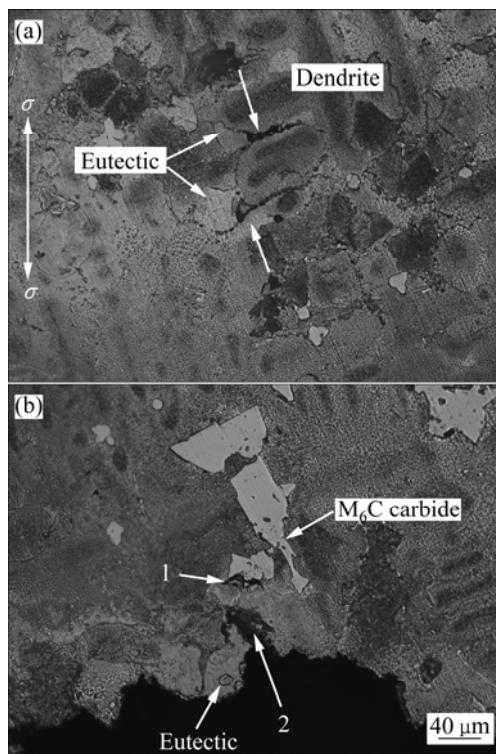


图9 K416B合金断口形貌

**Fig. 9** Fracture microstructures of K416B superalloy:  
(a) Cracks initiating along interface between eutectic and dendrite; (b) Cracks propagating along interface between bulk carbide and eutectic

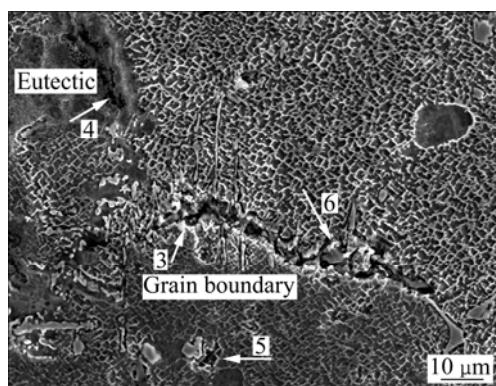


图10 裂纹沿晶界扩展形貌

**Fig. 10** Microstructures of cracks propagating along grain boundaries

### 3 分析与讨论

相关研究<sup>[22-23]</sup>表明, 无铪高钨K465合金组织由γ基体、γ'相、共晶(6%~8%, 面积分数)和碳化物组成, 其中, 晶界碳化物呈链状分布, 而晶内碳化物呈块状和短棒状分布于枝晶间, 同时, 铸态K465合金975 °C、230 MPa的蠕变寿命仅有28.1 h, 且伸长率仅为2.28%。而铸态K416B合金975 °C、235 MPa的蠕变寿命为51 h, 伸长率为6.12%。比较可知, K416B合金中的共晶组织(12%)含量高于无铪高钨K465合金的, 且K416B合金具有较好的高温蠕变性能和塑性。分析认为, K416B合金中的W含量较高, 可同时固溶于γ基体与γ'相中, 起固溶强化作用, 并可与C原子结合形成不同类型的碳化物, 可有效阻碍位错运动, 提高合金蠕变抗力, 致使K416B合金在稳态蠕变期间具有较低的应变速率。此外, K416B合金中含有一定量的Hf, 使合金中的共晶含量增加, 致使合金具有较好塑性。同时, 可增加合金在熔铸期间的流动性, 从而降低疏松的形成几率<sup>[24]</sup>, 这是K416B合金具有较长蠕变寿命的原因之一。

由图6(a)和(b)可知, 合金γ基体中存在不同尺寸的位错环, 表明合金的蠕变机制是位错以Orowan机制绕过γ'相; 蠕变期间, 尽管形变位错可在γ/γ'界面形成位错网, 可释放γ与γ'两相间的晶格应力, 但随着蠕变进行, 位错数量不断增加, 在两相界面处堆积产生应力集中, 当应力值大于γ'相的屈服强度时, {110}超位错可剪切γ'有序相, 如图6(c)中箭头所示。其中, 位错剪切γ'相的临界剪切应力( $\tau_{cs}$ )可表示为<sup>[25]</sup>

$$\tau_{cs} = 0.4 \frac{\eta}{b} \left( \frac{\eta f r}{T} \right)^{1/2} \quad (1)$$

式中:  $T$ 为位错的线张力;  $r$ 为γ'相的半径;  $b$ 为位错柏氏矢量的模;  $f$ 为γ'相的体积分数;  $\eta$ 为位错剪切γ'相后形成的反相畴界能。这表明随合金中γ'相的尺寸及体积分数增加, 位错剪切γ'相的临界剪切应力值增大, 合金的蠕变强度提高。

蠕变期间, 1/2{110}位错在基体中可沿不同方向发生滑移(如图7(b)所示), 对合金变形起协调作用, 当两组滑移位错发生交互时, 位错的运动阻力增加, 其中, 位错间的交互作用阻力( $\tau_d$ )可表示为<sup>[26]</sup>

$$\tau_d = \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

式中:  $\alpha$ 为常数, 取决于位错性质、排列情况;  $G$ 为

切变模量;  $\rho$  为位错密度。由此可知, 随着位错密度的增加, 位错的运动阻力增加, 合金蠕变抗力提高。

由图 7 可知, 晶界和碳化物可有效阻碍位错运动, 导致蠕变位错在晶界和碳化物附近塞积; 随着蠕变进行, 在晶界及碳化物附近塞积的位错密度增大, 并产生应力集中, 当应力集中值高于合金屈服强度时, 致使裂纹在晶界及碳化物界面处萌生和扩展, 如图 10 所示。其中, 位错在障碍物(碳化物和晶界)处塞积产生微裂纹的示意图如图 11 所示, 并根据 Zener 和 Stroh 理论<sup>[27]</sup>, 由  $n$  个柏氏矢量  $b$  的位错塞积引起应力集中而产生裂纹长度( $nb$ )所需的切应力( $\tau_s$ )可表示为

$$\tau_s = \tau_i + \frac{2\eta_s}{nb} \quad (3)$$

式中:  $\tau_i$  为位错滑移引起的晶格摩擦应力;  $\eta_s$  为新增有效表面能, 与裂纹失稳扩展长度  $l$  相关。由此可知, 当施加应力  $\sigma \geq \tau_s$  时, 位错沿  $\{111\}$  面滑移受阻形成塞积群, 且位错塞积储蓄的弹性能(即产生的应力集中)足以补偿形成新裂纹的表面能时, 裂纹就会形成。

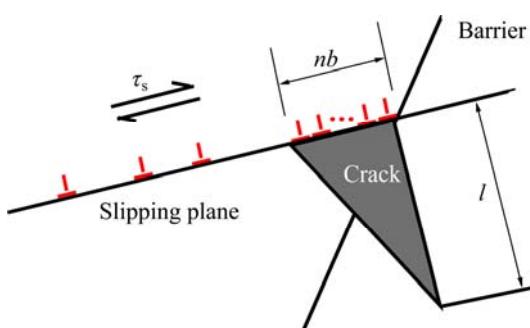


图 11 位错塞积引起裂纹在障碍处萌生的示意图

**Fig. 11** Schematic diagram of crack initiation for dislocations piling up at barriers

## 4 结论

1) K416B 铸态合金主要由  $\gamma$  相、 $\gamma'$  相及 MC 和  $M_6C$  碳化物组成; 与枝晶干相比, 枝晶间的  $\gamma'$  相尺寸较大, 且块状  $M_6C$  碳化物在共晶处析出, 而 MC 碳化物沿枝晶间和晶界不连续析出, 其中, 沿晶界呈链状分布的 MC 碳化物可抑制晶界滑移, 提高合金蠕变抗力。

2) 合金蠕变期间的变形机制是位错在  $\gamma$  基体中可发生不同取向滑移, 其中, 位错可在  $\gamma/\gamma'$  界面处形成位错网或以 Orowan 机制绕过  $\gamma'$  相, 随着蠕变进行, 有  $\langle 110 \rangle$  超位错切入  $\gamma'$  相。

3) 蠕变后期, 大量位错在近晶界和碳化物处塞积

并引起应力集中, 当应力值超过合金屈服强度时, 裂纹将沿晶界和碳化物界面处萌生及扩展, 这就是合金的蠕变断裂机制。

## REFERENCES

- [1] LIU Y, HU R, LI J S, KOU H C, LI H W, CHANG H, FU H Z. Hot working characteristic of as-cast and homogenized Ni-Cr-W superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 508: 141–147.
- [2] KIM I S, CHOI B G, HONG H U, DO J, JO C Y. Influence of thermal exposure on the microstructural evolution and mechanical properties of a wrought Ni-base superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 593: 55–63.
- [3] 郑亮. 含 Ta 低 Cr 高 W 铸造镍基高温合金中  $\alpha$  相的形成与转变[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(10): 1566–1571.  
ZHENG Liang. Formation and transformation of  $\alpha$  phase in Ta containing low Cr and W content cast Ni-base superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(10): 1566–1571.
- [4] 郑亮, 谷臣清, 曾强, 侯淑娥. 一种低 Cr 高 W 型铸造镍基高温合金的显微组织及其稳定性[J]. 航空材料学报, 2004, 24(1): 17–21.  
ZHENG Liang, GU Chen-qing, ZENG Qiang, HOU Shu-e. Microstructure and stability of a cast Ni-base superalloy containing low level of Cr and high level of W[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2004, 24(1): 17–21.
- [5] QIN X Z, GUO J T, YUAN C, HOU J S, YE H Q. Thermal stability of primary carbides and carbo-nitrides in two cast Ni-base superalloys[J]. Material Letters, 2008, 62: 2275–2278.
- [6] 郑运荣, 谢济洲. Hf 和凝固冷速对定向凝固高温合金低周疲劳性能的影响[J]. 航空材料学报, 2009, 29(6): 1–7.  
ZHENG Yun-rong, XIE Ji-zhou. Effect of element Hf and cooling rate during solidification on low cycle fatigue properties of directionally solidified superalloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2009, 29(6): 1–7.
- [7] TANG B, JIANG L, HU R, LI Q. Correlation between grain boundary misorientation and  $M_{23}C_6$  precipitation in a wrought Ni-base superalloy[J]. Materials Characterization, 2013, 78: 144–150.
- [8] 郭建亭. 几种微量元素在高温合金中的作用与机理[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(3): 465–475.  
GUO Jian-ting. Effects of several minor elements on superalloys and their mechanism[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(3): 465–475.
- [9] 郭建亭, 周兰章, 袁超, 侯介山, 秦学智. 我国独创和独具特色的几种高温合金的组织和性能[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(2): 237–249.  
GUO Jian-ting, ZHOU Lan-zhang, YUAN Chao, HOU Jie-shan,

- QIN Xue-zhi. Microstructure and properties of several originally invented and unique superalloys in China[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(2): 237–249.
- [10] 郑运荣, 蔡玉林, 阮中慈, 马书伟. Hf和Zr在高温材料中作用机理研究[J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 25–34.
- ZHENG Yun-rong, CAI Yu-lin, RUAN Zhong-ci, MA Shu-wei. Investigation of effect mechanism of hafnium and zirconium in high temperature materials[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3): 25–34.
- [11] HOU J S, GUO J T, WU Y X, ZHOU L Z, YE H Q. Effect of Hafnium on creep behavior of a corrosion resistant nickel base superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 1548–1554.
- [12] WANG Y Q, SUNESON M, SAYRE G. Synthesis of Hf-modified aluminize coating on Ni-base superalloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206: 1218–1228.
- [13] WANG L, WANG S, SONG X, LIU Y, XU G H. Effect of precipitated phases on the crack propagation on behavior of a Ni-base superalloy[J]. International Journal of Fatigue, 2014, 62: 210–216.
- [14] YANG J X, ZHENG Q, SUN X F, GUAN H R, HU Z Q. Relative stability of carbides and their effects on the properties of K465 superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 429: 341–347.
- [15] 李志军, 周兰章, 郭建亭, 姚俊. 新型抗热腐蚀镍基高温合金K44的高温低周疲劳行为[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(1): 136–141.
- LI Zhi-jun, ZHOU Lan-zhang, GUO Jian-ting, YAO Jun. Low cycle fatigue behavior of corrosion-resistant nickel base superalloy K44[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(1): 136–141.
- [16] RONBERTS C G, SEMIATIN S L, TOLLETT A D. Particle-associated misorientation distribution in a nickel-base superalloy[J]. Scripta Materials, 2007, 56: 899–902.
- [17] MASLENKOVA S B, BUROVA N N, KHANGULOV V V. Effect of hafnium on the structure and properties of nickel alloys[J]. Metal Science and Heat Treatment, 1980, 22: 283–285.
- [18] 王艳丽, 赵希宏, 范映伟, 黄朝晖, 王祺. Hf对IC10高温合金凝固特性的影响[J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 50–55.
- WANG Yan-li, ZHAO Xi-hong, FAN Ying-wei, HUANG Zhao-hui, WANG Qi. Effect of Hf on solidification of IC10 superalloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 50–55.
- [19] 郑运荣, 郑亮, 曾强, 阮中慈. 初生M<sub>6</sub>C的形成及其对高钨铸造模具高温合金的影响[J]. 金属学报, 2004, 40(3): 285–290.
- ZHENG Yun-rong, ZHENG Lang, ZENG Qiang, RUAN Zhong-ci. Formation of primary M<sub>6</sub>C carbide and effect on cast die superalloys with high content of tungsten[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2004, 40(3): 285–290.
- [20] LI D F, GUO Q M, GUO S L, PENG H J, WU Z G. The microstructure evolution and nucleation mechanisms of dynamic recrystallization in hot-deformed Inconel 625 superalloy[J]. Materials and Design, 2011, 32: 696–705.
- [21] 侯介山, 丛陪娟, 周兰章, 秦学智, 王勇, 李谷松. Hf对抗热腐蚀镍基高温合金微观组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(5): 945–954.
- HOU Jie-shan, CONG Pei-juan, ZHOU Lan-zhang, QIN Xue-zhi, WANG Yong, LI Gu-song. Effect of Hf on microstructure and mechanical behavior of hot corrosion resistant Ni based superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(5): 945–954.
- [22] 裴忠治, 李俊涛, 赵明汉, 田彦文. K465合金的显微组织和性能研究[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2008, 29(8): 1126–1134.
- PEI Zhong-ye, LI Jun-tao, ZHAO Ming-han, TIAN Yan-wen. Study on microstructure and properties of K465 alloy[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science), 2008, 29(8): 1126–1134.
- [23] 余乾, 肖程波, 宋尽霞, 王定刚, 邢占平, 张宏炜, 曲士昱, 李青. 熔体处理时间对铸态镍基高温合金K465组织和力学性能的影响[J]. 航空材料学报, 2005, 25(1): 1–4.
- YU Qian, XIAO Cheng-bo, SONG Jin-xia, WANG Ding-gang, XING Zhan-ping, ZHANG Hong-wei, QU Shi-yu, LI Qing. Melt treatment time on microstructure and mechanical properties of as-cast Ni-based superalloy K465[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2005, 25(1): 1–4.
- [24] KOTVAL P S, VENABLES J D, CALDER R W. The role of hafnium in modifying the microstructure of cast nickel-base superalloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1972, 3: 453–458.
- [25] YAO X X, FANG Y, KIM H T, CHOI J. The microstructural characteristics in a newly developed nickel-base cast superalloy[J]. Materials Characterization, 1997, 38: 97–102.
- [26] 毛卫民, 朱景川, 郎剑, 龙毅, 范群成. 金属材料结构与性能[M]. 北京: 清华大学出版社, 2008: 179–180.
- MAO Wei-ming, ZHU Jing-chuan, LI Jian, LONG Yi, FAN Qun-cheng. The structure and properties of metallic materials[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2008: 179–180.
- [27] 钟群鹏. 断口学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2006: 178–179.
- ZHONG Qun-peng. Fracture[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 178–179.

(编辑 龙怀中)