

# DZ411合金在950 °C/190 MPa的蠕变断裂行为研究

李岩<sup>1</sup>, 黄焱<sup>1</sup>, 于珊<sup>1</sup>, 王宇奇<sup>1</sup>, 尚佳欣<sup>1</sup>, 赵成志<sup>1,2</sup>, 张贺新<sup>1</sup>

(1. 哈尔滨工程大学 材料科学与化学工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(2. 文山学院 冶金与材料学院, 云南 文山 663099)

**摘要:** 通过高分辨透射电子显微镜和扫描电子显微镜对DZ411合金在950 °C/190 MPa的蠕变行为进行了研究, 解释了蠕变过程中 $\gamma'$ 相的变形机制与应变速率之间的联系。在不同蠕变时间下, 元素的定向扩散导致合金形成筏状组织, 由于筏化的 $\gamma'$ 相的长度得到了极大的延伸, 其对位错的阻碍作用大大增强。因此在蠕变前期,  $\gamma'$ 相未筏化之前, 合金的应变速率较高, 总应变量为0.31%, 应变速率为 $2.78 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ ; 当 $\gamma'$ 相的筏化过程逐渐进行, 对位错的阻碍作用也随之增大, 合金便进入了稳态蠕变阶段, 应变速率大大降低, 总应变量为2.35%, 应变速率为 $2.17 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ ; 但是当合金应力积累到一定程度, 位错便会以攀移的形式切入 $\gamma'$ 相。大量位错切入 $\gamma'$ 相, 对筏化组织的连续性产生了不利影响, 使得 $\gamma'$ 相有效长度下降, 对位错的阻碍作用也产生了极大的弱化, 合金便进入了失稳状态, 加速了蠕变过程, 并最终导致合金的断裂, 总应变量为17.05%, 应变速率为 $2.22 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 。

**关键词:** 高温蠕变; 元素扩散; 筏化; 位错滑移

**中图分类号:** TG132.3\*3

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2026)05-1286-06

## 1 引言

高温合金在现代工业中有着广泛的应用, 主要是因为这些材料能够在极端温度和应力条件下保持其性能<sup>[1-3]</sup>。在航空发动机及燃气轮机领域用于制造涡轮叶片、燃烧室、喷嘴和其他高温部件。燃气轮机叶片所使用的材料在长期使用期间有望承受高温和应力<sup>[4-6]</sup>。据报道, 燃气轮机叶片的合理检修间隔为24 000等效工作小时, 总使用寿命超过50 000等效工作小时。在使用寿命期间(通常为20万小时), 有可能改变材料的初始微观结构, 这可能会影响控制变形和断裂机制<sup>[7-10]</sup>。

GTD-111是GE公司在20世纪80年代开发的一种铸造镍基合金, 用于陆基燃气轮机透平叶片<sup>[11]</sup>。它源自另一种GE合金Rene' 80, 该合金广泛应用于喷气发动机叶片, 具有极高的耐热性和抗蠕变性能, 但对C、Ta和Mo的比例进行了微调, 以提高耐热腐蚀性能<sup>[12]</sup>。GTD-111的常规铸造和定向凝固叶片都已服役多年, 与IN738相比, 等轴的叶片具有相当于20 °C左右的蠕变强度优势<sup>[13-15]</sup>。

DZ411是我国自主开发的与GTD-111定向凝固合金性能相近的镍基高温合金, 因其卓越的高温性能和蠕变抗力, 通常用于制造重型燃气轮机透平1级动叶片。然而, 高温下长期服役会导致DZ411等透平叶片合金的微观结构退化, 从而降低其机械性能和使用寿命。如 $\gamma'$ 粗

化、筏化、MC碳化物分解、沿晶界的二次沉淀、TCP相和空腔的形成等, 上述微观结构的变化均会对燃气轮机叶片长期服役后的力学性能产生负面影响<sup>[16-20]</sup>。经典的蠕变模型包括幂律蠕变模型和Norton-Bailey模型, 这些模型主要考虑了位错运动和扩散过程对蠕变的影响<sup>[21]</sup>。Buffière等<sup>[21]</sup>基于位错理论提出了镍基单晶高温合金中筏排形成的准则, 为理解镍基高温合金在高温下的微观变形机制提供了重要的理论基础。尽管国内外在镍基高温合金蠕变断裂机制的研究方面取得了一定的进展, 但仍存在一些不足之处。例如, 合金微观结构演变与蠕变性能关系的深入理解仍需加强。 $\gamma/\gamma'$ 相界面上的位错运动和 $\gamma'$ 相的粗化、筏化等微观结构演变被认为是影响镍基高温合金蠕变性能的关键因素。

本工作对DZ411合金在950 °C/190 MPa进行蠕变测试, 以研究蠕变过程中 $\gamma/\gamma'$ 相元素扩散行为与组织演化, 以揭示 $\gamma/\gamma'$ 显微结构演化机理。

## 2 实验

合金主要元素为Ni、Co、W、Ta、Al、Cr、Mo、Ti、B、C。采用真空感应炉熔炼母合金, 然后使用真空感应定向炉制备铸造试棒。型壳保温温度在 $1520 \pm 20$  °C, 抽拉速度控制在 $5 \pm 1 \text{ mm/min}$ <sup>[22]</sup>。其主要化学成分如表1所示。

收稿日期: 2025-05-09

基金项目: 国家自然科学基金(52271130)

作者简介: 李岩, 男, 1984年生, 博士, 哈尔滨工程大学材料科学与化学工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, E-mail: li\_y@hrbeu.edu.cn

表1 DZ411合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of DZ411 alloy (wt%)

Co	W	Ta	Al	Cr	Mo	Ti	B	C	Ni
9.44	3.71	2.82	3.19	13.76	1.52	4.83	0.011	0.10	Bal.

本工作中的DZ411合金所采用的标准热处理制度为: 1225 °C/2 h, AC+1120 °C/2 h, AC+850 °C/24 h, AC<sup>[23]</sup>。将经过标准热处理后的合金加工成高温持久试样棒。为消除表面三向应力对测试数据的影响,加工后的试样均用高目数砂纸进行打磨抛光,以获得光滑无缺陷的标准试样棒。在950 °C/190 MPa条件下,分别测试在3、24、100、200、300和400 h中断及最终断裂的蠕变曲线。

采用线切割的方法切取厚度小于0.5 mm的块体样品。用由粗到细粒度的金相砂纸依次研磨减薄样品至厚度小于50 μm,然后使用TEM冲样器冲出Φ3 mm的圆片,并继续用细粒度的金相砂纸减薄样品至30 μm左右。随后将试样放入GATAN 695.C离子减薄仪进行减薄。减薄的过程中随时观察试样的变化。试样中心出现微孔时,调整离子束的角度和能量,使试样的薄区尽可能增大。用TALOS G2 F200X透射电镜(TEM)对试样的显微组织和元素分布进行观察和测试。

### 3 结果与分析

#### 3.1 不同蠕变阶段DZ411合金的显微组织形貌

图1是DZ411合金的7个蠕变试样沿着[001]方向在950 °C/190 MPa高温低应力条件下分别在3 h中断、24 h中断、100 h中断、200 h中断、300 h中断、400 h中断和最终断裂的蠕变曲线。完整蠕变曲线为经典的3个阶段,蠕变3 h中断的青色曲线和蠕变24 h中断的褐色蠕变曲

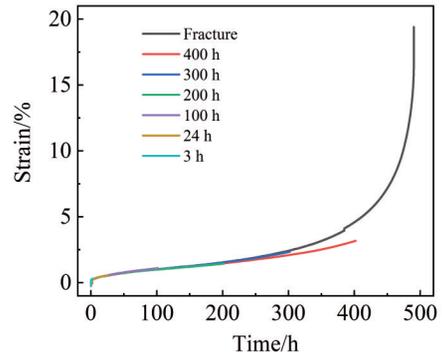


图1 DZ411合金在950 °C/190 MPa条件下的蠕变曲线  
Fig.1 Creep curves of DZ411 alloy under 950 °C/190 MPa

线处于蠕变第1阶段,蠕变100 h中断的紫色蠕变曲线、蠕变200 h中断的绿色蠕变曲线、蠕变300 h中断的蓝色蠕变曲线处于蠕变第2阶段范围,蠕变400 h中断的红色曲线和蠕变最终断裂(490 h)的黑色完整蠕变曲线均处在蠕变第3阶段。蠕变减速期总应变量为0.31%,应变速率为 $2.78 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ ;蠕变稳定期总应变量为2.35%,应变速率为 $2.17 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ ;蠕变加速期总应变量为17.05%,应变速率为 $2.22 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 。

在高温、外加应力的作用下,镍基单晶高温合金的微观组织不一定能够继续保持其稳定性,合金中的各种元素根据双相合金平衡分配原理融入 $\gamma$ 、 $\gamma'$ 相中,这种合金元素的定向扩散使得 $\gamma'$ 相的形状和尺寸发生变化,从而导致微观组织发生筏化。标准热处理试样在50 °C/190 MPa条件下不同蠕变阶段纵截面的组织演化如图2所示,图2a~2f分别为蠕变3、24、100、200、300和400 h中断后不同区域的显微组织形貌。从图中可以看出,蠕变3 h后相邻 $\gamma'$ 相在[010]方向上发生粘连,有着不同程度的定向粗化,但是 $\gamma'$ 相总体仍保持立方状;相比于蠕变3 h试样,蠕

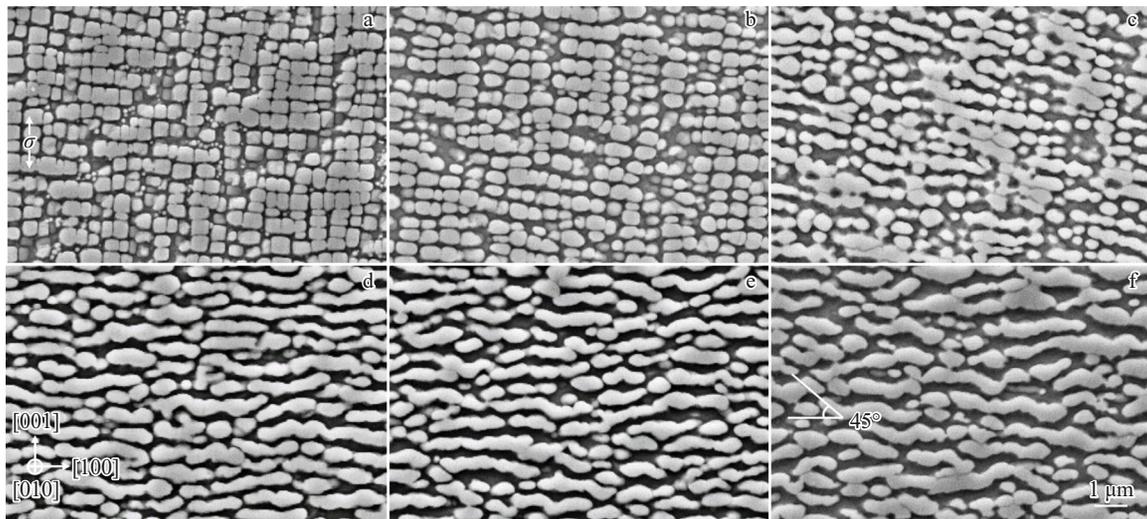


图2 DZ411合金在平行于拉伸应力[001]方向不同蠕变阶段的显微组织

Fig.2 Microstructures of DZ411 alloy along the [001] tensile direction at different creep stages: (a) 3 h; (b) 24 h; (c) 100 h; (d) 200 h; (e) 300 h; (f) 400 h

变 24 h 后的  $\gamma'$  相粘连程度进一步加剧, 仍呈立方状, 顶角位置开始变得圆润, 立方状程度下降, 总体仍呈立方状。

蠕变 100 h 后, 合金进入稳态阶段,  $\gamma'$  相发生了明显的定向粗化, 即  $\gamma'$  相沿 [010] 方向进行了筏化。由于  $\gamma'$  相是镍基铸造高温合金最重要的强化相, 所以其发生的演化引起了国内外学者的广泛关注<sup>[24-26]</sup>。Tien 等人<sup>[27]</sup> 首先研究了这一现象, 并发现  $\gamma'$  相的定向粗化与  $\gamma/\gamma'$  相的错配度有关。随着蠕变时间的增加, 组织扭曲程度加剧,  $\gamma'$  相与应力轴呈 45°。这说明蠕变后期, 颈缩区完整连续的组织结构遭到严重的破坏, 从而使合金的蠕变抗力大大降低。这是导致蠕变断裂产生的主要原因。

图 3 统计了不同蠕变阶段  $\gamma'$  相的平均面积分数与平均长度。从图中可以看出随着蠕变时间的增长,  $\gamma'$  相的面积分数整体呈上升趋势; 这是因为在筏化的过程中, 在

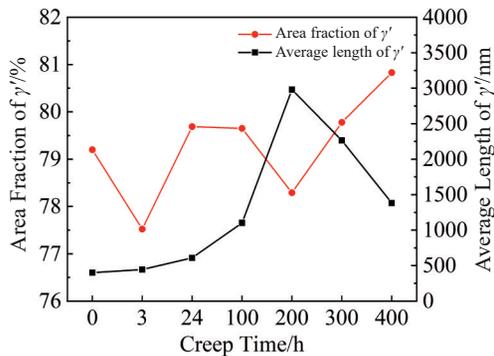


图 3 DZ411 合金不同蠕变阶段  $\gamma'$  相的面积分数与平均长度

Fig.3 Area fraction and average length of  $\gamma'$  phase of DZ411 alloy at different creep stages

高温及应力的作用下两相偏聚元素出现了定向扩散,  $\gamma'$  相在蠕变后期呈现出拓扑反转, 也是蠕变进行到加速阶段的标志。同时,  $\gamma'$  相的平均尺寸呈现出先增加后减小的趋势, 这是因为在蠕变前期, 偏聚元素的定向扩散导致  $\gamma'$  相出现沿 [010] 方向粘结的现象, 同时  $\gamma'$  相面积分数也呈现出增加趋势, 导致  $\gamma'$  相长度有着明显的提升; 由于  $\gamma'$  相平均长度的提升, 使得其强化效果增加, 位错需要绕过  $\gamma'$  相的路径增加, 合金呈现出稳态蠕变, 蠕变速率低且稳定。在蠕变后期, 积累的应力增加, 位错切进  $\gamma'$  相,  $\gamma'$  相连续筏化的程度被破坏, 平均长度减小, 稳态逐渐失衡, 进入加速阶段, 并最终断裂。

### 3.2 合金元素的偏聚与扩散

图 4 是 DZ411 合金蠕变 3 和 400 h 元素偏析分布图, 面扫能谱结果是采集时间 5 min 条件下获得的。通过图 4 观察到  $\gamma'$  相富含 Ni、Al、Ti 和 Ta 元素, 贫乏 Co 和 Cr 元素。这些元素在  $\gamma$  基体和  $\gamma'$  相存在比较清晰的偏析衬度, 这是因为 Ni、Al、Ti、Ta、Co、Cr 这些元素有较大的成分分配比及存在较高浓度。同时, Mo、W、C 和 B 元素有较低的浓度和成分分配比, 因此在  $\gamma$  基体和  $\gamma'$  相之间偏析衬度对比度较小。结果表明, Cr 和 Co 元素更倾向于向  $\gamma$  基体分配, 同时 Ni、Al、Ti 和 Ta 元素倾向于向初始  $\gamma'$  相和二次  $\gamma'$  沉淀相。有研究表明, Mo 和 W 更倾向于  $\gamma$  基体, 只是分配比较小, 偏析衬度并不明显。

镍基高温合金筏化的本质是两相偏聚元素定向扩散的过程。图 5 为合金在不同蠕变时间  $\gamma-\gamma'$  相的化学成分分配比。合金元素的成分分配系数  $k$  表示合金元素在  $\gamma$  基

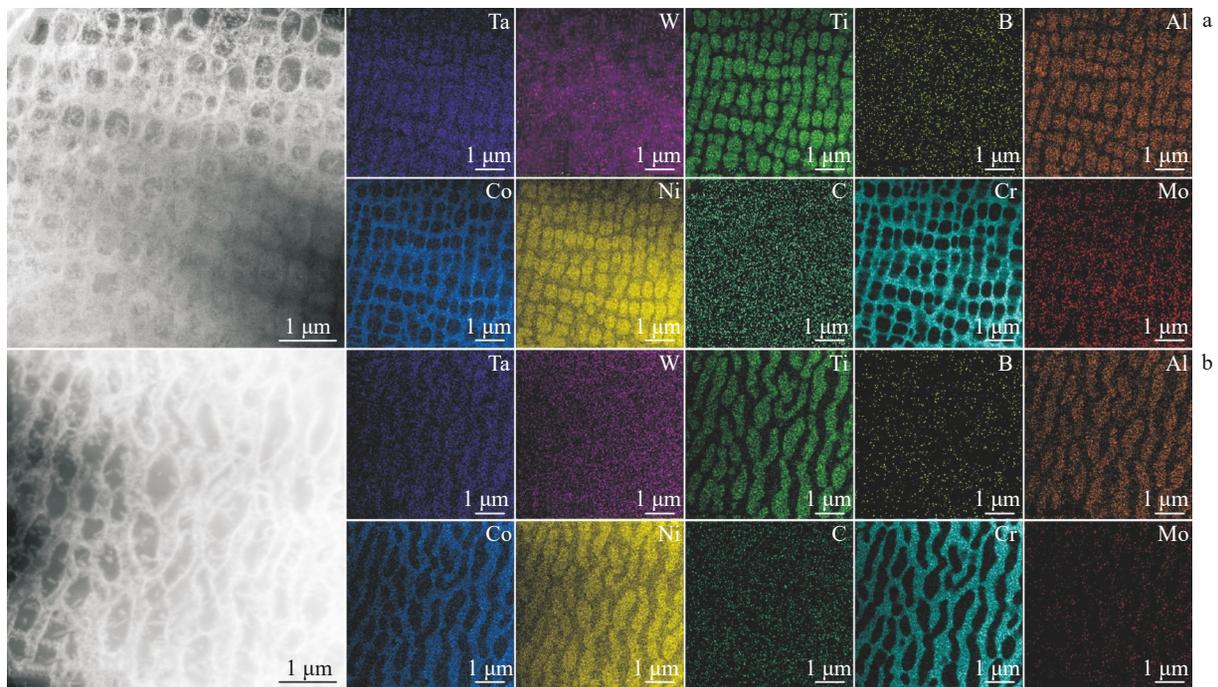


图 4 不同蠕变阶段 DZ411 合金  $\gamma/\gamma'$  元素偏析分析图

Fig.4 Distribution maps of  $\gamma/\gamma'$  segregation in DZ411 alloy at different creep stages: (a) 3 h and (b) 400 h

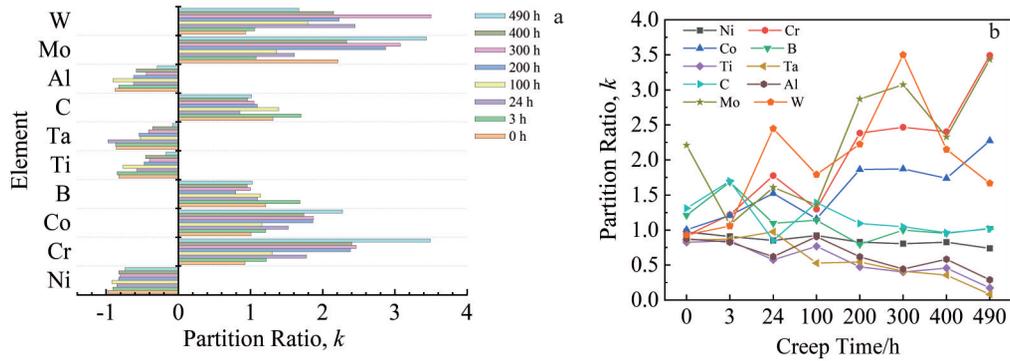


图5 不同蠕变时间下  $\gamma/\gamma'$  两相之间元素的分配系数和元素分配系数与蠕变时间的关系曲线

Fig.5 Partition ratios of individual elements between  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases at different creep stages (a); relationship between partition ratio of elements and creep time (b)

体与  $\gamma'$  相之间元素偏析程度,其表达式为:

$$k_i = \frac{c_{i\gamma}}{c_{i\gamma'}} \quad (1)$$

式中,  $c_{i\gamma}$  和  $c_{i\gamma'}$  分别是合金元素  $i$  在  $\gamma$  基体和  $\gamma'$  相中的原子分数。 $k_i > 1$  时,说明元素  $i$  在  $\gamma$  基体偏聚,且  $k_i$  越大元素偏聚程度越高;反之当  $k_i < 1$  时,元素  $i$  在  $\gamma'$  相偏聚,且  $k_i$  越小元素偏聚程度越高。其中,在图 5a 中  $k_i < 1$  时的“负号”仅表示方向,不表示大小。

从图中可以看出,  $\gamma'$  相偏聚元素 (Al、Ta 和 Ti) 在  $\gamma$  基体中的含量整体呈下降趋势,在  $\gamma'$  相中的含量整体呈上升趋势;与之相反,  $\gamma$  相偏聚元素 (Co、Cr、Mo 和 W) 在  $\gamma'$  相中的含量整体呈下降趋势,在  $\gamma$  基体中的含量整体呈上升趋势。这种化学成分的变化说明两相的偏聚元素出现了定向迁移,是一种上坡扩散过程。这种组织间元素的定向扩散势必会引起  $\gamma$ - $\gamma'$  相之间成分分配系数的变化。随蠕变时间的增加,  $\gamma'$  相偏聚元素从  $\gamma$  基体中向  $\gamma'$  相中扩散,使其偏聚程度更加显著;  $\gamma$  相偏聚元素的迁移方向则与之相反。这种偏聚元素的定向扩散导致了筏化组织的产生。

### 3.3 蠕变过程中的位错组态

图 6 显示了在 TEM 观察下合金位错的显微形貌。镍基高温合金中的  $\gamma'$  相为较硬的沉淀强化相,因此,在高

温低应力条件下蠕变时,位错主要在  $\gamma$  相中产生。位错的柏氏矢量为  $b=a/2\langle 110 \rangle$ ,位错线方向包括两类:(1)分布在  $\{111\}$  密排面上的  $\langle 110 \rangle$  密排方向和  $\langle 112 \rangle$  次密排方向;(2)分布在非密排面上的  $\langle 100 \rangle$  方向。对于第一类位错,它们极易形成且通过它们的运动协调合金的塑性变形,其一般称之为滑移取向型位错;第二类位错则相对较难形成,它需借助滑移取向型位错的部分攀移使得位错线偏离密排面,由于该进程的驱动力主要是周围界面错配能的降低,将它们定义为错配取向型位错。在蠕变前期,应变很低,合金的弹性势能能够吸收较大部分的应力,仅有一部分应力通过位错的滑动得到释放,因此位错较少,且绝大部分位错均分布在较软的  $\gamma$  基体当中,如图 6a 中所示。

合金在高温低应力蠕变条件下,随着应力的不断积累,通常会有多个滑移系同时开动,不同滑移系上的滑移取向型位错相互交叠后会形成位错网络,如图 6b、6c 所示。在蠕变前期并没有交滑移的产生,滑移取向型位错数量少,不足以对位错的运动形成较大的抗力,因此在前期蠕变速率较大。随着蠕变的不断进行,不同取向的位错被开动,产生交滑移,位错数量也明显增加。直至滑移取向型位错运动至  $\gamma/\gamma'$  两相界面时,受到界面的阻碍,蠕

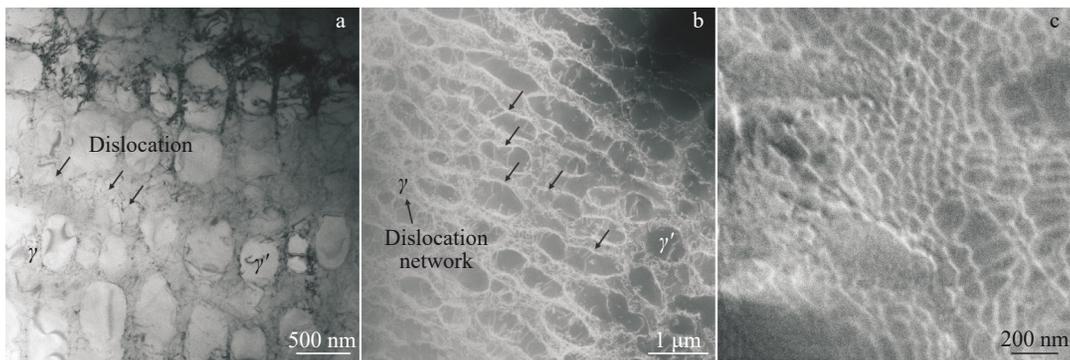


图6 不同蠕变阶段 DZ411 合金位错的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of dislocations in DZ411 alloy at different creep stages: (a) bright field image after 3 h creep; (b) dark field image after 400 h creep; (c) high definition structure of dislocation network

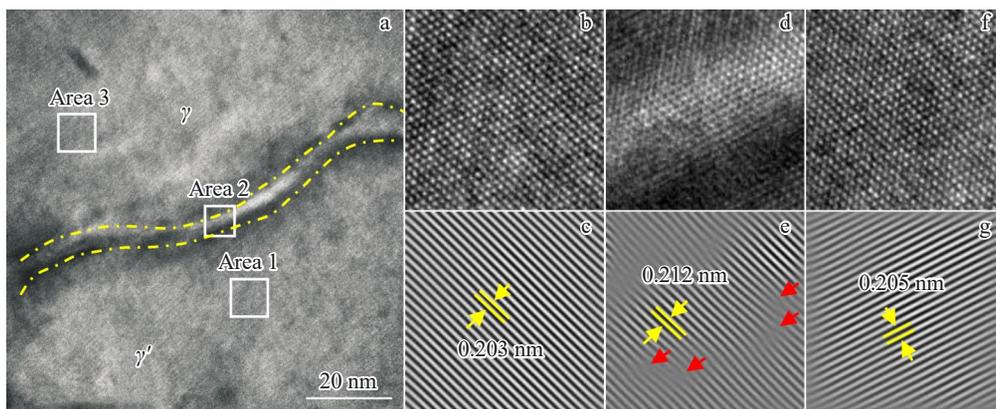


图7 DZ411合金在蠕变400 h后 $\gamma/\gamma'$ 相界面的高分辨显微形貌

Fig.7 High resolution microstructures of  $\gamma/\gamma'$  phase interface in DZ411 alloy after 400 h creep: (a) overall morphology of  $\gamma/\gamma'$  phase interface; high-resolution microscopic morphologies of  $\gamma'$  phase (b),  $\gamma/\gamma'$  phase interface (d), and  $\gamma$  matrix (f) after Fourier transform; fast inverse Fourier transform patterns of  $\gamma'$  phase (c),  $\gamma/\gamma'$  phase interface (e), and  $\gamma$  matrix (g)

变速率逐渐下降。蠕变前期产生的大量位错在 $\gamma/\gamma'$ 两相界面处塞积时,这些停留在两相界面处位错在蠕变过程中逐渐积累,原子错排程度增加,使得界面处能量升高;当系统能量积累到一定程度时,相界面处的滑移取向型位错就会转变为错配取向型位错。

图7显示了合金在蠕变400 h后 $\gamma/\gamma'$ 相界面高分辨显微形貌。 $\gamma$ 基体与 $\gamma'$ 相存在一个较为明显的分界面, $\gamma'$ 相与基体之间为共格关系,但是由于二者之间的晶格常数存在一定的错配,使得 $\gamma'$ 相对 $\gamma$ 基体中位错的滑移起到阻碍作用。在 $\gamma'$ 相与基体中原子排列十分规整(如图7b、7f所示),有序度高,能量处于较低状态,蠕变过程中大部分的应力得到释放,二者原子间距分别为0.203和0.205 nm。而在两相界面处,原子排列紊乱(如图7d所示),有序度低,能量处于较高状态,蠕变过程中未得到释放的应力在此处集中,并且观察到在相界面处存在大量刃型位错,位错切入 $\gamma'$ 相,在图7e中用红色箭头标出。

## 4 讨论

错配取向型位错都是由滑移取向型位错发展而来,但滑移取向型位错却不一定能够发展成为错配取向型位错。要形成 $\langle 100 \rangle$ 方向上的错配取向型位错网, $\gamma$ 基体和 $\gamma'$ 相必须有足够的错配度,使 $\langle 110 \rangle$ 方向上的滑移取向型位错在 $\gamma/\gamma'$ 两相界面上塞积时不能够轻易克服反相畴界面能并剪切进入 $\gamma'$ 相,当滑移取向型位错在两相界面处积累足够的能量时,便会通过位错反应和原子扩散转变为错配取向型位错。

除此之外,蠕变时积累在相界面处的位错还能以层错或位错对的形式切入 $\gamma'$ 相。在1100 °C下并没有观测到层错的存在,这是因为合金层错能随温度的升高而增加。当温度足够高时,合金原子的扩散能力较高、位错攀移能力强。此时, $\gamma$ 基体中的 $a/2\langle 110 \rangle$ 位错滑移到 $\gamma/\gamma'$ 相界面时能够发生攀移,来降低系统能量。因此,合金在高

温低应力蠕变条件下无层错的生成,主要以 $a/2\langle 110 \rangle$ 剪切 $\gamma'$ 相。从图7e中可以看出,已有部分位错切入 $\gamma'$ 相。

综上所述,DZ411合金在950 °C/190 MPa下进行蠕变测试会发生定向粗化,即筏化,其本质是两相偏聚元素定向扩散的过程。由于筏化的 $\gamma'$ 相的长度得到了极大的延伸,其对位错的阻碍作用显著增强。因此在蠕变前期, $\gamma'$ 相未筏化之前,合金的应变速率较高;当 $\gamma'$ 相的筏化过程逐渐进行,对位错的阻碍作用也随之增大,合金便进入了稳态蠕变阶段,应变速率大大降低;但是当合金应力积累到一定程度,位错便会以攀移的形式切入 $\gamma'$ 相。大量位错切入 $\gamma'$ 相,对筏化组织的连续性产生了不利影响,使得 $\gamma'$ 相有效长度下降,对位错的阻碍作用也产生了极大的弱化,合金便进入了失稳状态,加速了蠕变过程,并最终导致合金的断裂。

## 5 结论

1) DZ411合金在950 °C/190 MPa蠕变条件下的蠕变寿命为490 h。蠕变减速期总应变量为0.31%,应变速率为 $2.78 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ ;蠕变稳态期总应变量为2.35%,应变速率为 $2.17 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ ;蠕变加速期总应变量为17.05%,应变速率为 $2.22 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 。

2) 随着蠕变时间的延长, $\gamma'$ 相偏聚元素在 $\gamma$ 基体中的含量整体呈下降趋势,在 $\gamma'$ 相中的含量整体呈上升趋势;与之相反, $\gamma$ 相偏聚元素在 $\gamma'$ 相中的含量整体呈下降趋势,在 $\gamma$ 基体中的含量整体呈上升趋势。这种偏聚元素的定向扩散导致了筏化组织的产生。

3) 由于筏化的 $\gamma'$ 相的长度得到了极大的延伸,其对位错的阻碍作用大大增大。在蠕变前期,由于偏聚元素的定向扩散, $\gamma'$ 相长度增加,对位错的阻碍作用也随之增大,合金便进入了稳态蠕变阶段;蠕变后期,大量位错切入 $\gamma'$ 相,对筏化组织的连续性产生了不利影响,使得 $\gamma'$ 相有效长度下降,对位错的阻碍作用也大大降低。

## 参考文献 References

- [1] Kakehi K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(5): 1249
- [2] Cruchley S, Taylor M P, Evans H E *et al. Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(15): 1884
- [3] Grosdidier T, Hazotte A, Simon A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 256(1–2): 183
- [4] Zhang J X, Murakumo T, Harada H *et al. Scripta Materialia*[J], 2003, 48(3): 287
- [5] Shi Zhenxue, Liu Shizhong, Yue Xiaodai *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(6): 1977
- [6] Cui Jinyan(崔金艳), Zhang Jianting(张建庭), Yao Jian(尧健) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(4): 1490
- [7] Liu Jing(刘静), Wang Li(王莉), Yu Minghan(于明涵) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(10): 891
- [8] Singh A R P, Nag S, Chattopadhyay S *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(1): 280
- [9] Yeh A C, Tin S. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(6): 519
- [10] Lai Yongjun(来永军), Ning Likui(宁礼奎), Liu Yichuan(柳一川) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2243
- [11] Cormier J, Milhet X, Mendez J *et al. Journal of Materials Science*[J], 2007; 42: 7780
- [12] Huang Yao, Zhao Chengzhi, Li Ning *et al. Materials Research Express*[J], 2020, 7(1): 016503
- [13] Qi Dongqing, Wang Li, Zhao Peng *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 167: 71
- [14] Caron P, Khan T. *Materials Science and Engineering*[J], 1983, 61(2): 173
- [15] Su Xianglin, Xu Qingyan, Wang Runnan *et al. Materials & Design*[J], 2018, 141: 296
- [16] Lifshitz I M, Slyozov V V. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 1961, 19(1–2): 35
- [17] Miyazaki T, Koyama T, Doi M. *Acta Metallurgica*[J], 1994, 42(10): 3417
- [18] Xiong J C, Li J R, Liu S Z *et al. Materials Characterization*[J], 2010, 61(7): 749
- [19] Kakehi K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 278(1–2): 13
- [20] Yan Wengao, Xue Beirao, Li Jinjun *et al. Metals*[J], 2024, 13(12): 1957
- [21] Buffière J Y, Ignat M. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 43(5): 1791
- [22] Jackson J J, Donachie M J, Gell M *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1977, 8: 1615
- [23] Gornostyrev Y N, Kontsevoi O Y, Khromov K Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 56(2): 81
- [24] Xu Qingyan, Zhang Yaqian. *Metals*[J], 2020, 10(10): 1346
- [25] Li Xiaopeng, Xie Youshui, Huang Yao *et al. Metals and Materials International*[J], 2024, 30: 2171
- [26] Milhet X, Arnoux M, Cormier J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 546: 139
- [27] Tien J K, Copley S M. *Metallurgical Transactions*[J], 1971, 2: 215

## Research on Creep Fracture Behavior of DZ411 Alloy at 950 °C/190 MPa

Li Yan<sup>1</sup>, Huang Yao<sup>1</sup>, Yu Shan<sup>1</sup>, Wang Yuqi<sup>1</sup>, Shang Jiixin<sup>1</sup>, Zhao Chengzhi<sup>1,2</sup>, Zhang Hexin<sup>1</sup>

(1. College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, China)

(2. School of Metallurgy and Materials, Wenshan University, Wenshan 663099, China)

**Abstract:** The creep behavior of the DZ411 alloy at 950 °C and 190 MPa was investigated using high-resolution transmission electron microscopy and scanning electron microscopy. The relationship between the deformation mechanism of the  $\gamma'$  phase and the strain rate during creep was elucidated. With various creep durations, the alloy forms a raft structure due to the directional diffusion of elements. Because the length of the rafted  $\gamma'$  phase is significantly extended, the impeding effect on dislocations is greatly increased. Consequently, in the early stage of creep and before the rafting of the  $\gamma'$  phase, the alloy exhibits a higher strain rate, with a total strain variation of 0.31% and a strain rate of  $2.78 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ . As the rafting process of the  $\gamma'$  phase progresses, the impeding effect on dislocations also increases, causing the alloy to enter a steady-state creep phase. In this phase, the strain rate significantly decreases, with a total strain variation of 2.35% and a strain rate of  $2.17 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ . However, when the stress in the alloy accumulates to a certain extent, dislocations will enter the  $\gamma'$  phase through a climbing mechanism. A large number of dislocations cutting into the  $\gamma'$  phase adversely affect the continuity of the raft structure, reducing the effective length of the  $\gamma'$  phase, significantly weakening the impeding effect of the dislocations, and causing the alloy to enter an unstable state. This accelerates the creep process and ultimately leads to the fracture of the alloy. The total strain variation in this stage is 17.05%, with a strain rate of  $2.22 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ .

**Key words:** high temperature creep; element diffusion; rafting; dislocation slip

Corresponding author: Zhang Hexin, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, P. R. China, E-mail: zhanghx@hrbeu.edu.cn