

无铼二代镍基单晶高温合金中温高应力蠕变机制

于兴福¹, 杜洪强^{1,2}, 田素贵¹, 宁英², 王铁军², 崔树森²

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870; 2. 沈阳黎明航空发动机股份有限公司, 沈阳 110043)

摘要: 通过测定一种镍基单晶合金的蠕变曲线和观察微观组织及对合金断裂后位错组态进行分析, 研究中温高应力条件下镍基单晶合金的组织演化及断裂特征。结果表明: 在760 °C、700 MPa条件下, 合金蠕变断裂后的断口表面由类台阶状形貌组成, 且台阶取向相同, 台阶的两个棱边与〈110〉晶向平行, 台阶的上平面平行于{001}晶面。合金凝固形成的共晶区是合金薄弱区域, 裂纹在该区域萌生和扩展, 并最终导致合金的蠕变断裂。800 °C、750 MPa蠕变期间, 合金中的 γ' 相可形成与应力轴垂直的类N-型筏状结构, 但筏状 γ' 相的尺寸较短, 在合金的 γ 基体通道及 γ'/γ 两相界面处存在大量位错网, 有部分〈110〉超位错切入筏状 γ' 相内。(1/2)[1 $\bar{1}$ 0]位错由 γ'/γ 相界面切入 γ' 相后发生位错分解, 可形成(1/3)〈112〉超肖克莱不全位错+层错的位错组态, 当有单个位错穿过层错区时, 致使位错与层错衬度相互重叠, 使层错条纹明暗衬度发生变化。

关键词: 单晶镍基高温合金; 断口表面; 蠕变; 组织演化; 位错

中图分类号: TB332

文献标志码: A

Creep deformation mechanism in Re free second generation nickel-base single crystal superalloy during medium temperature and high stress

YU Xing-fu¹, DU Hong-qiang^{1,2}, TIAN Su-gui¹, NING Ying², WANG Tie-jun², CUI Shu-sen²

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China;

2. Shenyang Liming Aero-engine Corporation, Shenyang 110043, China)

Abstract: By measuring the creep curves, observing the microstructure and analyzing dislocation configuration of the nickel-base single crystal superalloy after being fractured at medium temperature and high stress, the rupture fracture surface characters and deformation mechanism of the nickel-base single crystal superalloy were studied. The results show that, the rupture fracture surface is made of lots of steps plane, which posses the same orientation and two edges with 〈110〉 orientation for each step, and the upper plane of step parallel to the {001} plane faces after creep up to fracture at 760 °C and 760 MPa. The formed eutectic area during lasting solidification is the weak area where the crack initiation and propagation happen during creep, eventually lead to alloy creep rupture. The formed N-shape like ordered γ' phase structure vertical to the stress axis during creep at 800 °C and 750 MPa, but the raft length of ordered γ' phase is shorter. There are lots of dislocation nets in matrix channel and ordered γ'/γ two-phase interface place, and a part of 〈110〉 super dislocations shear the ordered γ' phase raft. The dislocation is decomposition into partial dislocation (1/3)〈112〉 + stacking fault configuration when the (1/2)[1 $\bar{1}$ 0] dislocation shears the γ' phase through γ'/γ phase interface. When a single dislocation slips through the stacking fault area, the dislocation and stacking fault overlap, and the dislocations lining stripe light and shade changes.

Key words: single crystal nickel-base superalloy; fracture surface; creep; microstructure evolution; dislocation

单晶叶片在服役期间所受的离心应力远低于合金的屈服强度,但蠕变现象依然存在,由于合金在不同条件下具有不同的蠕变特征,并与蠕变寿命密切相关^[1-5],因此,单晶合金的蠕变及断裂行为得到广泛的研究^[6-12]。HOPGOOD和MARTIN^[13]对SRR99合金在750℃、800 MPa条件下蠕变行为的研究表明,蠕变后期,裂纹在显微疏松处形成,并连续扩展,直至发生蠕变断裂,而不需要孔洞的重新形核。SCHMIDT和FELLER-KNIEPMEIER^[14]对SRR99合金在980℃蠕变行为的研究表明:蠕变初期是螺位错在 γ 基体中滑移,在稳态阶段 γ' 相内无位错。部分学者^[15-16]认为孔洞形核速率及蠕变过程是 γ' 相发生定向粗化、形成筏排和解筏的过程,筏化形成的快慢和解筏过程直接影响合金的蠕变寿命。可见,不同合金在不同条件下的研究结果不尽相同。本文作者通过对一种无铈二代镍基单晶合金进行中温高应力条件下蠕变测试,研究合金在蠕变期间的变形机制和断裂特征。

1 实验

采用选晶法在高温梯度真空定向凝固炉中,制取[001]取向的Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ta系第二代无铈镍基单晶合金,样品的生长方向与[001]取向的偏差在7°以内。选用的热处理制度为:(1 280℃, 2 h)+(1 300℃, 4 h, AC)+(1 040℃, 4 h, AC)+(870℃, 24 h, AC),合金经热处理及Laue背反射确定晶体取向后,沿[001]晶向(100)晶面加工成宽为4.5 mm,厚为2.5 mm,标距长度为15 mm的片状试样,片状试样的宽面法线与[100]晶向平行,加工后的试样尺寸如图1所示。

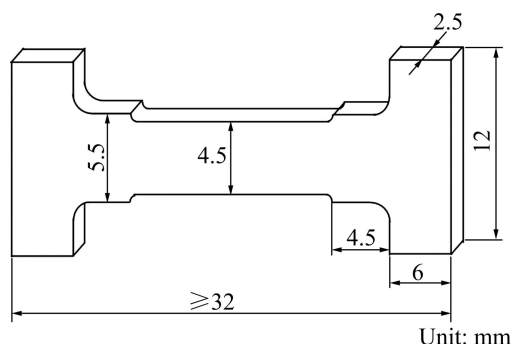


图1 蠕变试样的示意图

Fig. 1 Schematic diagram of creep specimen

将试样置入GTW504型蠕变试验机中进行760℃、700 MPa, 760℃、750 MPa和800℃、750 MPa中温高应力条件下的拉伸蠕变性能测试,并进行SEM

组织形貌观察,考察合金在拉伸蠕变期间的组织演化及断裂变形特征。将不同状态合金经机械研磨成 $\delta=50\mu\text{m}$ 后,采用双喷减薄技术制备成薄膜试样,在TEM下观察微观组织结构。选用的减薄液成分(质量分数)为7%高氯酸+93%乙醇。

2 结果与分析

2.1 单晶合金的组织形貌

由于合金中的 γ' 相与 γ 相之间保持共格关系,二者之间的晶格错配度较小。因此合金经热处理后, γ' 相以立方体共格镶嵌于基体相内,其形貌如图2所示。样品的观察面为(100)晶面,样品经电解深蚀刻后, γ 基体相被腐蚀而消失,立方 γ' 相边长约为0.45 μm ,均匀地沿<100>方向规则排列, γ 基体通道的宽度约50 nm。

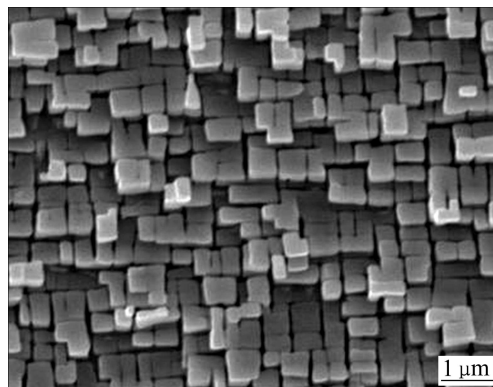


图2 热处理后合金的立方体 γ' 相形貌

Fig. 2 Morphology of cubical γ' phase in alloy after heat treatment

2.2 蠕变曲线的测定

在不同温度和应力条件下,测定出合金的蠕变曲线如图3所示。其中图3(a)所示为760℃、700 MPa和750 MPa条件下测定出的合金蠕变曲线。由图3(a)可见,两应力条件下的初始应变量基本相当,且初始蠕变阶段时间较短;在750 MPa条件下,合金具有较短的稳态蠕变阶段,随蠕变时间的延长,合金的应变速率增大直至发生蠕变断裂;而在700 MPa条件下,合金具有较长的稳态蠕变阶段,与750 MPa条件下的蠕变特征相比,具有较长的加速蠕变阶段。合金在760℃和750 MPa条件下的最低应变速率为 $3.63 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$,而在760℃、700 MPa条件下,合金的最低应变速率为 $2.69 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 。图3(b)所示为750 MPa、760℃

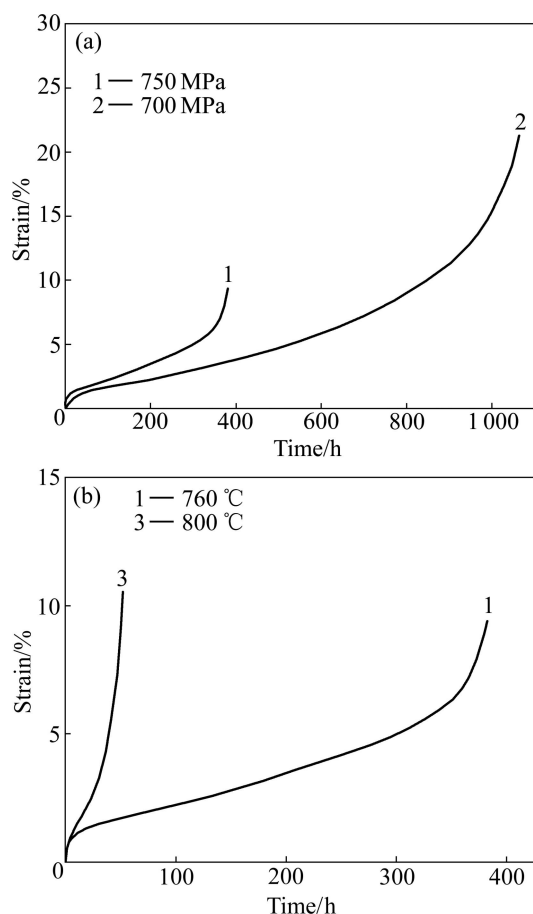


图3 不同条件下合金的蠕变曲线

Fig. 3 Creep curves of alloy under different conditions: (a) 760 °C; (b) 750 MPa

和 800 °C 条件下测定出的合金蠕变曲线。由图 3(b) 可见, 在 800 °C 条件下, 合金具有较短的初始蠕变阶段, 此时合金的最低应变速率为 $2.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, 合金的蠕变寿命仅为 52 h。

2.3 蠕变期间的组织演化

在 800 °C 和 750 MPa 条件下, 合金蠕变不同时间后 γ' 相微观组织形貌如图 4 所示。图 4(a) 所示为蠕变前合金中 γ' 相的微观结构, 其特征是立方 γ' 相以共格镶嵌在基体中, γ' 相的边长为 0.45 μm 左右。蠕变拉伸 52 h 断裂后, 合金中 γ' 相形貌特征如图 4(b) 所示。由图 4(b) 可见, 原立方 γ' 相已经部分转变成与应力轴方向垂直的筏型结构, 但仍有部分 γ' 相并未相互连接, 而保持球状形貌, 如图 4(b) 中箭头所示。图 4(a) 和 (b) 所示相比, 两者 γ' 相宽度尺寸相近, 表明 γ' 相未发生明显的粗化。分析认为, 在蠕变期间, γ' 相的组织演化是元素发生定向扩散的过程。由于在 800 °C 时元素扩散速率较低, 因此, 经 52 h 蠕变断裂后合金中的 γ'

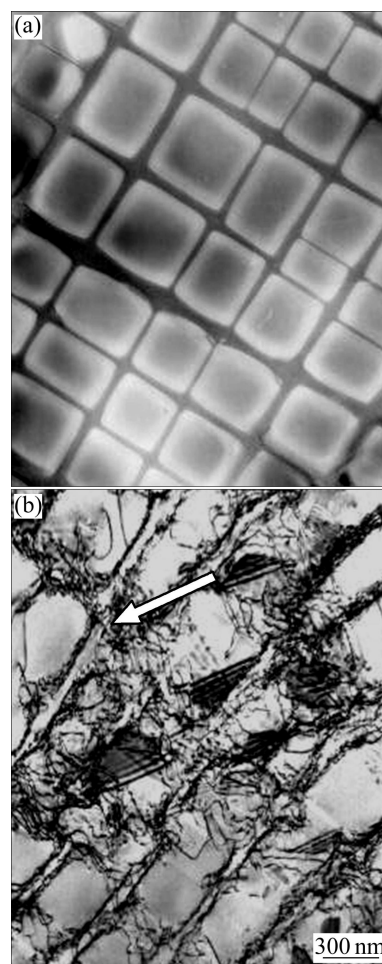


图4 在 800 °C 和 750 MPa 下合金蠕变不同时间后 γ' 相的组织形貌

Fig. 4 Morphologies of γ' phase after alloy crept for different times at 800 °C and 750 MPa: (a) 0 h; (b) 52 h

相未发生明显的粗化, 仅发生 γ' 相的球化, γ' 相的筏形化尺寸较短。

在 800 °C 和 750 MPa 蠕变 52 h ($\epsilon=10.55\%$) 断裂后, 合金中的位错组态如图 5 (膜面平行于 (100) 晶面) 所示。由图 5 可见, 在合金的 γ 基体通道及 γ'/γ 两相界面处存在大量位错网。在 γ' 相中位错分解形成的三角形或条形层错区如图中 A、B 和 C 区所示。而与 C 区相邻的 D 区为基体中位错分解形成的层错条纹。有 $\langle 110 \rangle$ 超位错切入筏状 γ' 相内, 其形貌如图 5 中 E 区所示, 并存在 $(1/3)\langle 112 \rangle$ 层错的位错组态, 其形貌如图 5 中 A 和 B 区所示。

2.4 蠕变断口形貌

在 760 °C 和 700 MPa 条件下, 合金蠕变 1 000 h 断裂后的断口形貌如图 6 所示。由图 6 可见, 断口由同一取向的台阶 (A 区) 和方形台阶状断裂带 (B 区) 组

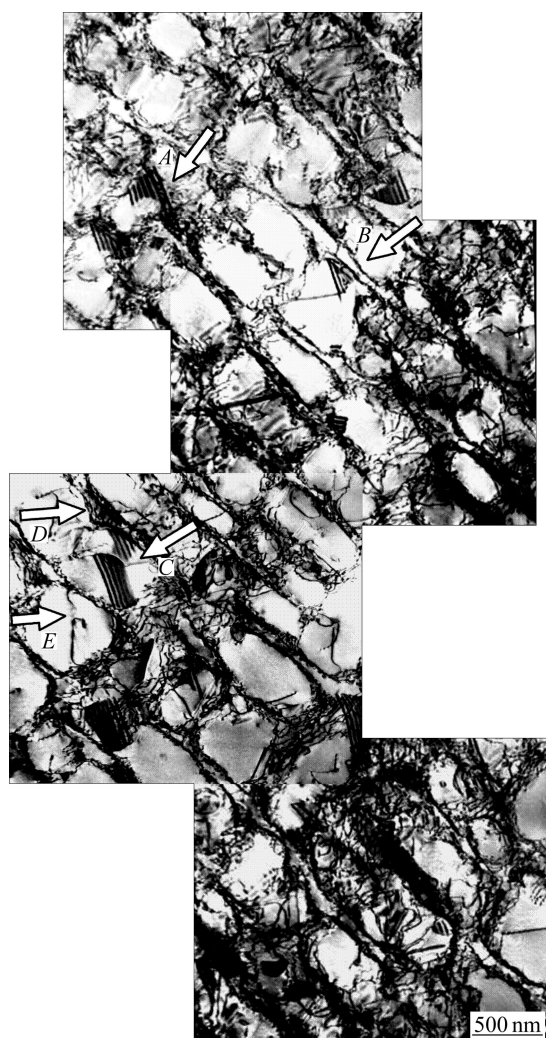


图 5 在 800 °C 和 750 MPa 下合金蠕变 52 h 断裂后的组织形貌

Fig. 5 Morphologies after alloy crept for 52 h up to fracture at 800 °C and 750 MPa

成。在合金断裂面存在的方形台阶(见图 6(a)中 A 区), 其放大后的形貌如图 6(b)所示, 该方形台阶的两个棱边与 $\langle 110 \rangle$ 取向平行, 且台阶的上平面平行于 $\{001\}$ 晶面。方形台阶状断裂带放大后的形貌如图 6(c)所示, 其由一个方形台阶和相邻的两个方坑组成, 台阶和方坑的棱边均与 $\langle 110 \rangle$ 取向平行。

蠕变断口的观察表明, 断裂裂纹萌生及扩展的初始位置均发生在枝晶间的凝固共晶区域, 如图 7(a)所示, 试样断裂后沿 (010) 晶面剖开后, 观察到二次裂纹形貌如图 7(b)所示, 裂纹扩展沿筏形方向, 且裂纹在共晶相边缘区域产生, 图 7(b)中圆环处为共晶相区域。这表明合金在凝固期间形成的共晶区是影响合金持久性能的薄弱区域, 裂纹易在该区域萌生和扩展, 并最终导致合金的蠕变断裂。

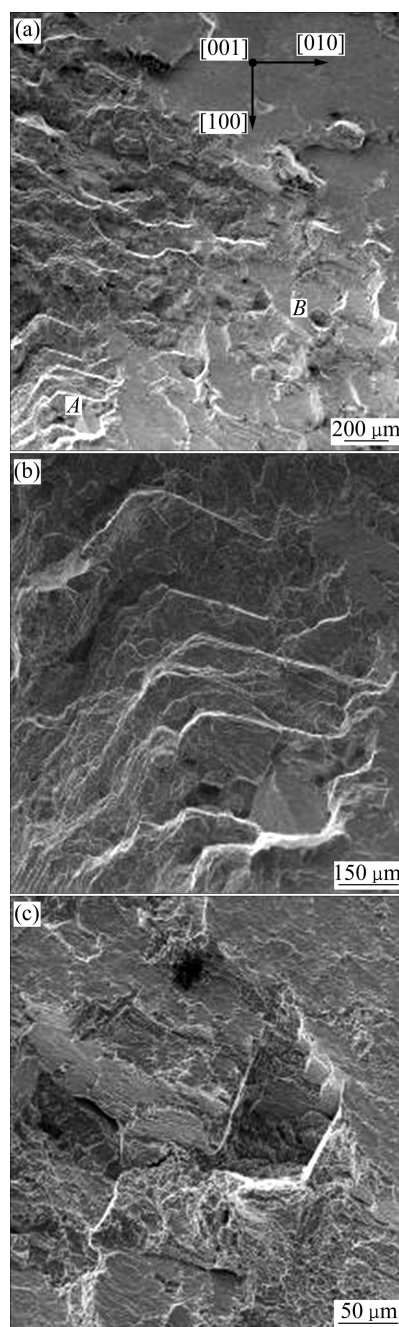


图 6 在 760 °C 和 700 MPa 下合金蠕变 1 000 h 断裂后的断口形貌

Fig. 6 Fracture surface morphologies after alloy crept for 1 000 h up to fracture at 760 °C and 700 MPa: (a) Macro-morphology; (b) Rectangular steps in area A; (c) Rectangular pit near plane step

3 合金蠕变断裂后的位错组态

在 800 °C 和 750 MPa 下, 合金蠕变断裂后 γ' 相内超肖克莱不全位错+层错的位错组态如图 8 所示。

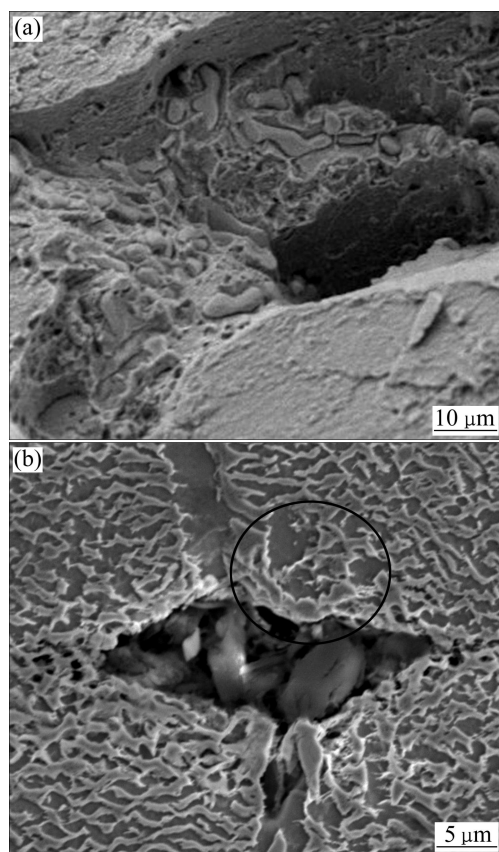


图 7 合金的断口形貌

Fig. 7 Fracture surface morphologies of alloy: (a) Eutectic area; (b) Cracks in eutectic area

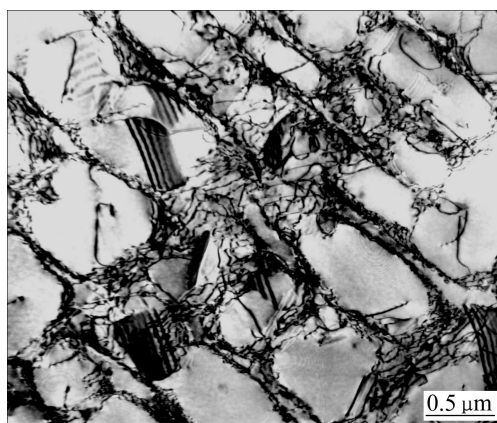


图 8 在 800 °C 和 750 MPa 下合金蠕变 52 h 断裂后的位错形貌

Fig. 8 Dislocation morphology after alloy crept for 52 h up to fracture at 800 °C and 750 MPa

当 $\langle 110 \rangle$ 超位错切入 γ' 相内, 并发生位错分解时, 可形成超肖克莱不全位错+层错的位错组态。 γ' 相中层错两端的不全位错分别定义为位错 G 和 H , 如图 9 中标注所示, 当有一位错 I 穿过层错区时, 可使层错条纹衬

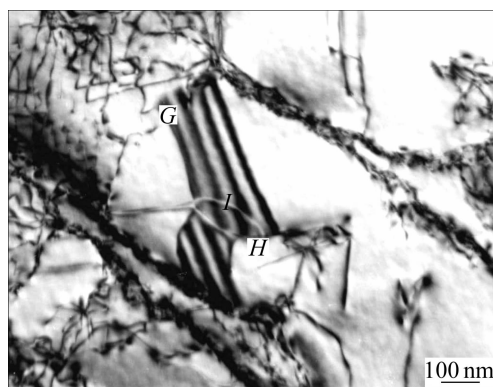


图 9 合金中位错穿过层错的形貌

Fig. 9 Morphology of dislocation shearing through stacking fault in alloy

度发生变化, 如图 9 所示, 在位错 I 的上部显示暗条纹的区域, 在位错 I 的下部显示亮衬度。合金 γ' 相中超肖克莱不全位错+层错的组织形貌及衍衬分析如图 10 所示。

当衍射矢量为 $g = \bar{1}1\bar{1}$ 时, 不全位错 G 显示衬度, 如图 10(a)所示; 而当衍射矢量为 $g = \bar{3}1\bar{1}$ 和 $g = \bar{1}31$ 时, 不全位错 G 迹线消失衬度, 如图 10(c)和(d)所示, 可以确定, 位错 G 是柏氏矢量为 $b_G = (1/6)[11\bar{2}]$ 的肖克莱不全位错。由于位错 G 和 H 由 $(1/2)\langle 110 \rangle$ 位错分解而成, 根据 $g \cdot b = 0$ 不可见判据, 当衍射矢量 $g = 10\bar{1}$ (图片略) 时, 处于 γ' 相内的位错 H 消失衬度, 由此可确定, 位错 H 的柏氏矢量为 $b_H = (1/3)[1\bar{2}1]$ 。且 $(1/2)\langle 110 \rangle$ 位错切入 γ' 相内, 分解成两不全位错的反应式, 可表示为

$$(a/2)[1\bar{1}0] \rightarrow (a/3)[1\bar{2}1]_H + \text{SF} + (a/6)[11\bar{2}]_G (\text{interface}) \quad (1)$$

式中: SF 表示层错。

当衍射矢量 $g = \bar{1}1\bar{1}$ 、 $g = \bar{3}1\bar{1}$ 和 $g = \bar{1}31$ 时, 位错 I 显示衬度, 如图 10(a)、(c)和(d)所示; 当衍射矢量为 $g = \bar{2}20$ 和 $g = 111$ (图略) 时, 位错 I 消失衬度, 如图 10(b)所示。可以确定, 位错 I 是柏氏矢量为 $b_I = [\bar{1}10]$ 的超位错, 且存在于 γ' 相中。由于位错 I 的衬度与层错区域的衬度相互作用, 致使位错 I 上、下区域的层错条纹衬度发生位移, 形成层错衬度相互错开的形貌, 如图 9 所示。

4 讨论

4.1 中温高应力的蠕变机制

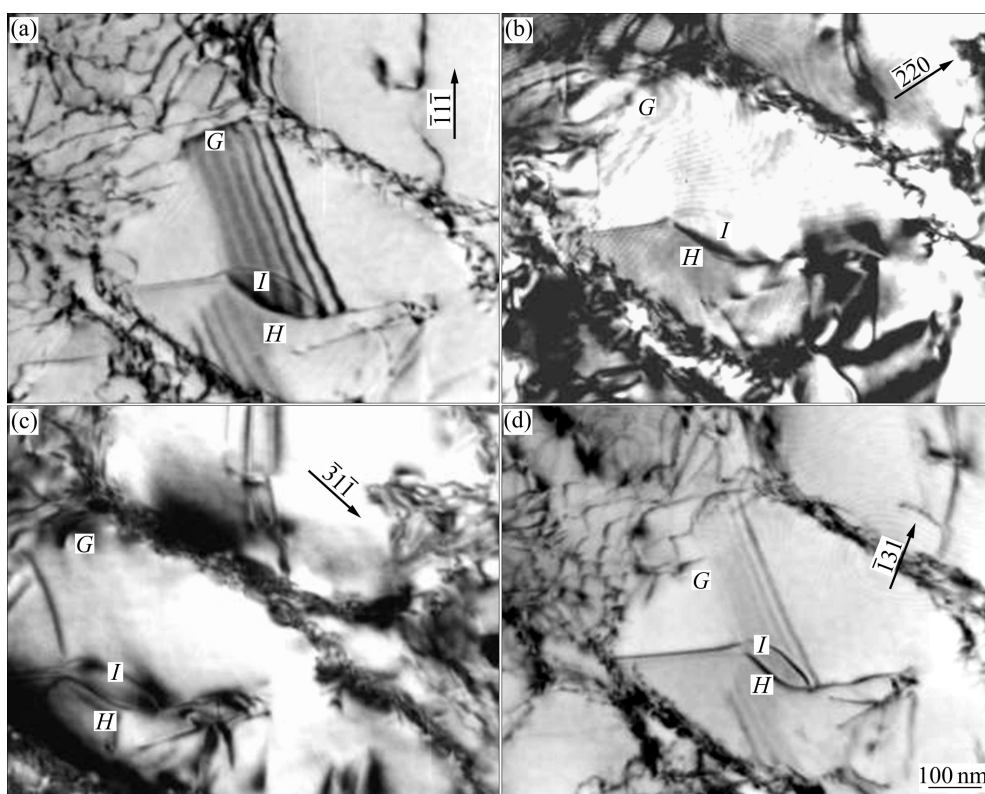


图 10 在 800 °C 和 750 MPa 条件下 γ' 相中的位错组态

Fig. 10 Dislocation configuration within γ' phase after alloy crept for 52 h up to fracture at 800 °C and 750 MPa: (a) $g=\bar{1}1\bar{1}$; (b) $g=\bar{2}20$; (c) $g=\bar{3}1\bar{1}$; (d) $g=\bar{1}31$

在中温高应力合金蠕变期间, 由于元素扩散速率较低, 拉伸蠕变期间 γ' 相转变成 N-型筏状结构需要的时间较长。因此, 在初始和稳态蠕变期间, γ' 相仍然保持为类立方体形貌, 基体 γ 相中存在大量位错, 且有部分位错切入 γ' 相中。正是这种未完全筏形化的结构, 使位错在合金中运动的阻力降低。筏状 γ' 相尺寸较短及位错易于在 γ 基体中滑移, 是合金在中温高应力蠕变期间保持较高应变速率的主要原因。在中温高应力蠕变期间, 因位错切入 γ' 相的途径不同, 导致切入 γ' 相内的位错形貌不同, 如图 5 所示。除位错可直接切入 γ' 相外, $(1/2)[110]$ 位错可在 γ'/γ 两相界面切入 γ' 相, 并发生分解, 形成两个 $\langle 112 \rangle$ 不全位错+层错的位错组态, 其反应式可表示为



4.2 位错与层错的互相交割

由于合金在中温高应力蠕变期间的应变量大, 致使位错密度增加, 如图 8 所示。当位错密度增大至一定值后, 产生应力集中, 可致使基体 $(1/2)\langle 110 \rangle$ 位错切入 γ' 相; 当 $(1/2)[1\bar{1}0]$ 位错切入 γ' 相, 并发生位错分解时, 可形成 $(1/3)\langle 112 \rangle$ 超肖克莱不全位错+层错的位

错组态, 如图 9 所示。当有位错 I 被激活发生滑移穿过层错区时, 可形成 $(1/2)[1\bar{1}0]$ 位错与层错衬度相互重叠的位错组态, 如图 9 所示, 位错 I 为滑移通过层错区的全位错, 其中位错 I 与层错衬度重叠时, 由于衬度叠加的效应, 使层错条纹衬度发生变化, 如图 9 中 H 位错所在区域所示。可以看出, 在位错 I 上下两侧的层错条纹明暗相间产生变化, 在 H 位错的上部为明区的层错条纹, 则在位错 I 的下部转变为暗区。位错 I 穿过层错区, 致使层错条纹衬度发生变化的示意图, 如图 11 所示。基体中 $(1/2)[1\bar{1}0]$ 位错切入 γ' 相后, 发生分解形成 $(1/3)\langle 112 \rangle$ 超肖克莱不全位错+层错+ $(1/6)[11\bar{2}]$ 超肖克莱不全位错的位错组态, 如图 11(a) 所示。其中 H 、 G 为超位错分解形成的肖克莱不全位错; 图 11(b) 所示为位错 I 穿过层错区产生层错衬度变化。

4.3 中温高应力的蠕变断裂特征

中温高应力蠕变期间, 合金中的裂纹在共晶相边缘萌生, 并沿共晶相边缘扩展如图 7 所示。形成这种现象的主要原因是共晶相经热处理后, 仍然有少量的剩余, 剩余共晶相以粗大 γ' 相形式存在, 蠕变期间位

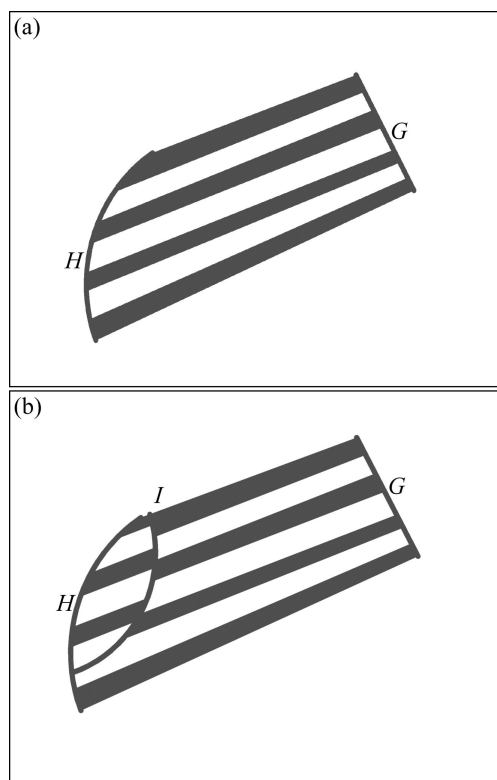


图 11 位错 I 穿过层错区的示意图

Fig. 11 Schematic diagram of dislocation shearing through stacking fault region: (a) Stacking fault feature; (b) Dislocation I shearing through stacking fault region

错在基体内滑移至共晶相前粗大的 γ' 相处受阻积聚, 大量位错积聚的结果是在共晶相边缘产生孔洞, 孔洞萌生为裂纹, 并最终导致合金的断裂。

5 结论

1) 在 760 °C 和 700 MPa 下, 合金蠕变断裂后的断口表面由同一取向的类台阶状形貌组成, 且台阶取向相同, 台阶的两个棱边与 $\langle 110 \rangle$ 晶向平行, 台阶的上平面平行于 $\{001\}$ 晶面。

2) 合金凝固期间形成的共晶区是合金的薄弱区域, 裂纹易在该区域萌生和扩展, 并最终导致合金的蠕变断裂。

3) 在 800 °C 和 750 MPa 下, 合金中的 γ' 相在蠕变期间可形成与应力轴垂直的类 N-型筏状结构, 但筏状 γ' 相的尺寸较短; 在合金的 γ 基体通道及 γ'/γ 两相界面处存在大量位错网, 有部分 $\langle 110 \rangle$ 超位错切入筏状 γ' 相内。

4) 在中温高应力蠕变期间, 当有 $(1/2)[1\bar{1}0]$ 位错

由 γ'/γ 相界面切入 γ' 相发生位错分解时, 可形成 $(1/3)\langle 112 \rangle$ 超肖克莱不全位错+层错的位错组态, 位错穿过层错区, 致使位错与层错衬度相互重叠, 使层错条纹明暗衬度发生变化。

REFERENCES

- [1] 韩建峰, 朱西平, 温志勋, 岳珠峰. 镍基单晶合金基体相 γ 在不同应力状态蠕变的扩散分析[J]. 材料热处理技术, 2011, 40(12): 16–18.
HAN Jian-feng, ZHU Xi-ping, WEN Zhi-xun, YUE Zhu-feng. Diffusing analysis of matrix γ in nickel-base single crystal superalloy during different stress creep [J]. Material & Heat Treatment, 2011, 40(12): 16–18.
- [2] 张泽海, 贾玉贤. 小偏离度对 $[001]$ 取向单晶高温合金蠕变性能的影响[J]. 铸造, 2010, 59(8): 786–788.
ZHANG Ze-hai, JIA Yu-xian. Influence of small isorientation from $[001]$ on creep properties of a Ni-Base single crystal superalloy [J]. Foundry, 2010, 59(8): 786–788.
- [3] 水 丽, 胡壮麒. 一种 $[001]$ 取向镍基单晶高温合金蠕变特征[J]. 北京科技大学学报, 2010, 32(11): 1459–1463.
SHUI Li, HU Zhuang-qi. Creep characteristics of a Ni-base single crystal superalloy along $[001]$ direction [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2010, 32(11): 1459–1463.
- [4] 田素贵, 于莉丽, 张 殊, 于慧臣, 钱本江, 肖 丽. 晶体取向对镍基单晶合金蠕变行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(2): 356–363.
TIAN Su-gui, YU Li-li, ZHANG Shu, YU Hui-chen, QIAN Ben-jiang, XIAO Li. Influence of crystal orientations on creep behaviors of single crystal nickel-based superalloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(2): 356–363.
- [5] 魏朋义, 杨治国, 程晓鸣, 钟振刚, 李 骋, 刘世中. DD3 单晶高温合金拉伸蠕变各向异性[J]. 航空材料学报, 1999, 19(3): 7–12.
WEI Peng-yi, YANG Zhi-guo, CHENG Xiao-ming, ZHONG Zhen-gang, LI Cheng, LIU Shi-zhong. Tensile creep an isotropy of single crystal superalloy DD3 [J]. Journal of Aeronautical Materials, 1999, 19(3): 7–12.
- [6] LUKAS P, PRECLIK P, CADEK J. Notch effect on creep behaviour of CMSX-4 superalloy single crystals [J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 298: 84–89.
- [7] KAMARAJ M, SERIN K, KOLBE M, EGGELER G. Influence of stress state on the kinetics of γ -channel widening during high temperature and low stress creep of the single crystal superalloy CMSX-4 [J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 319: 796–799.
- [8] WOLLMER S, MACK T, GLATZEL U. Influence of tungsten and rhenium concentration on creep properties of a second

- generation superalloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 319: 792–795.
- [9] CHEN Q Z, JONES N, KNOWLES D M. The microstructures of base/modified RR2072 SX superalloys and their effects on creep properties at elevated temperatures [J]. *Acta Mater*, 2002, 50: 1095–1112.
- [10] DON J, MAJUMDAR S. Creep cavitation and grain boundary structure in type 304 stainless steel [J]. *Acta Metall*, 1986, 34: 961–967.
- [11] DIOLOGENT F, CARON P. On the creep behavior at 1 033 K of new generation single-crystal superalloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 385: 245–257.
- [12] MALDINI M, LUPINC V. Modelling creep of single crystal CM186LC alloy under constant and variable loading [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 408: 169–175.
- [13] HOPGOOD A A, MARTIN J W. The creep behaviour of a nickel-based single crystal superalloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1986, 82: 27–33.
- [14] SCHMIDT R, FELLER-KNIEPMEIER M. Effect of heat treatments on phase chemistry of the nickel-base superalloy SRR99 [J]. *Metall Trans A*, 1992, 23: 745–757.
- [15] YU J, CHUNG J O. Creep rupture by diffusive growth of randomly distributed cavities (I): Instantaneous cavity nucleation [J]. *Acta Metall Mater*, 1990, 38: 1423–1434.
- [16] 赵 萍, 杨治国, 何清华. DD3单晶合金蠕变性能的试验研究 [J]. *材料工程*, 2009(4): 10–13.
- ZHAO Ping, YANG Zhi-guo, HE Qing-hua. Experiment investigation for creep performance of DD3 single crystal superalloy [J]. *Materials Engineering*, 2009(4): 10–13.
- (编辑 何学锋)