

# 一种镍基高温合金蠕变过程中碳、硼化物的演变行为及结构表征

都贝宁<sup>1,2,3</sup>, 盛立远<sup>2,3</sup>, 赖琛<sup>2,3</sup>, 崔传勇<sup>4</sup>, 杨金侠<sup>4</sup>, 孙晓峰<sup>4</sup>

(1. 北京大学, 北京 100871)

(2. 北京大学 香港科技大学深圳研修院, 广东 深圳 518057)

(3. 北京大学深圳研究院, 广东 深圳 518057)

(4. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:**通过对一种镍基铸造 K417G 高温合金进行 760 °C/645 MPa、900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 3 种条件下的蠕变性能测试, 并采用扫描电镜、透射电镜等实验方法对蠕变后高温合金微观组织进行表征, 分析不同条件下的蠕变机理, 并对比分析蠕变前后合金中碳、硼化物的形态、分布、晶体结构, 研究不同蠕变温度和应力条件对碳、硼化物析出和演变行为的影响, 并揭示碳、硼化物对镍基高温合金不同条件下蠕变性能的影响。结果显示, K417G 高温合金的蠕变寿命随着蠕变条件由 760 °C/645 MPa 向 900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 转变先升高后降低。760 °C/645 MPa 下, 蠕变裂纹产生于 MC 型碳化物的碎裂; 900 °C/315 MPa 下, 蠕变裂纹一部分产生于晶界, 另一部分产生于 MC 型碳化物碎裂; 950 °C/235 MPa 下, 蠕变裂纹全部产生于晶界。在 760 °C/645 MPa 下, MC 型碳化物不分解, 晶界没有析出细小碳、硼化物; 900 °C/315 MPa 下, MC 型碳化物分解产生  $M_{23}C_6$  型碳化物, 晶界析出细小均匀分布的  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物; 950 °C/235 MPa 下, 晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物长大, 呈条状分布。

**关键词:** 镍基高温合金; 蠕变; 碳化物; 硼化物

中图分类号: TG132.3<sup>2</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)08-2123-07

多晶铸造高温合金具有制造成本低、中高温(600~900 °C)力学性能优异等优点, 广泛应用于航空发动机和燃气轮机等先进动力推进系统的热端部件<sup>[1,2]</sup>。随着航空发动机及燃气轮机工作效率的不断提高, 其涡轮进口气体的温度越来越高, 这对中高温条件下长期服役的多晶铸造高温合金的力学性能提出了更高的要求。因此, 提高多晶铸造高温合金的力学性能势在必行。

晶界强化是提高多晶铸造高温合金力学性能的重要手段之一, 为了提高高温合金的晶界结合力, 通常在高温合金中添加 C、B 等晶界强化元素<sup>[3]</sup>。铸造高温合金中 C 元素添加量一般为 0.05%~0.2% (质量分数)<sup>[4-7]</sup>, B 元素添加量一般为 0.01%~0.025% (质量分数)<sup>[8,9]</sup>。然而常温下 C、B 元素在高温合金中的固溶度一般小于其添加值, 因此大部分 C、B 会偏析于枝晶间、晶界等区域。研究发现, 偏析于枝晶间和晶界的 C、B 元素易与 Ti、Cr、Mo 等合金元素相结合形成碳化物和硼化物。其中碳化物析出相主要有 MC 型、 $M_{23}C_6$  型、 $M_6C$  型、 $M_7C_3$  型等, 硼化物

析出相主要有  $M_2B$  型、 $M_3B_2$  型、 $M_5B_3$  型等。

碳化物的析出会对高温合金的力学性能产生影响, 而不同类型、形态和分布的碳化物又会对高温合金力学性能产生不同的影响。例如, 高温合金凝固过程中产生的 MC 型碳化物一般呈块状或汉字体状分布于晶界和枝晶间区域, 在较大应力作用下会发生碎裂或与基体界面的脱离, 萌生微裂纹。而当温度较高时, MC 型碳化物又可能会发生分解, 形成  $M_{23}C_6$  等其他碳化物<sup>[10,11]</sup>。 $M_{23}C_6$  型碳化物一般在高温合金时效或者变形过程中产生, 对合金力学性能的影响取决于其形态和分布。Qin<sup>[5]</sup> 在研究长期时效对 K452 高温合金持久性能的影响时发现, 细小而均匀分布于晶界的  $M_{23}C_6$  型碳化物可以提高铸造高温合金的持久寿命, 而当  $M_{23}C_6$  型碳化物呈连续的链状分布于晶界时, 又会降低合金的持久寿命。Hu<sup>[12]</sup> 分析了不同形态的晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物对 Ni-Cr-W 基高温合金拉伸性能的影响, 认为分散的颗粒状  $M_{23}C_6$  型碳化物可以提高合金的拉伸性能, 而片层状的  $M_{23}C_6$  型碳

收稿日期: 2016-08-25

基金项目: 中国博士后科学基金(2015M580923); 深圳市基础研究项目(JCYJ20140419114548515); 深圳市国际合作项目 (GJHZ20140419114548516); 深圳市技术开发项目(CXZZ20140419114548507); 深圳市战略新兴产业发展专项资金(JCYJ20140419114548513)

作者简介: 都贝宁, 女, 1989 年生, 博士, 北京大学深圳研究院, 广东 深圳 518057, 电话: 0755-26971242, E-mail: bndu10s@alum.imr.ac.cn

化物容易开裂，会降低合金的强度和塑形。

硼化物在高温合金中的析出含量一般较少，且大多数分布于晶界。目前发现的几种硼化物成分相似，均主要含 Cr、Mo 等元素，与  $M_{23}C_6$  型碳化物成分相似。由于 B 为轻元素，常规手段很难探测到，因此容易将硼化物与  $M_{23}C_6$  型碳化物混淆。随着材料分析测试手段的不断进步，采用 EELS（电子能量损失谱）、SIMS（二次离子质谱仪）等手段已经可以探测到 B 元素，结合 TEM（透射电镜）选区衍射斑点，可以成功区分硼化物和  $M_{23}C_6$  型碳化物。目前，针对硼化物的研究主要集中于硼化物类型的鉴定、晶格结构及其与基体的取向关系分析等，针对其形态和分布对高温合金力学性能的研究很少。

蠕变性能是衡量高温合金力学性能的一项重要指标，蠕变变形和断裂是高温合金在服役条件下主要的失效方式之一。高温合金中晶界析出的碳、硼化物会严重影响合金蠕变性能。因此，研究铸造高温合金碳、硼化物析出相在铸造高温合金蠕变过程中的演变行为对于揭示高温合金蠕变破坏机理，提高高温合金蠕变性能具有重要意义。本实验选用 K417G 高温合金作为研究对象，观察分析其蠕变前微观组织，然后对其进行不同条件下的蠕变性能测试，观察蠕变后合金中碳、硼化物的形态、分布以及晶体结构，揭示温度和应力对晶界碳、硼化物析出和演变行为的影响以及碳、硼化物对 K417G 高温合金不同条件下蠕变性能的影响。

## 1 实验

K417G 高温合金的化学成分为(质量分数, %): C 0.18, Cr 9.00, Al 5.25, Ti 4.4, Mo 3.00, Co 10.00, V 0.75, B 0.018, Zr 0.07, S ≤ 0.010, P ≤ 0.015, Ni 余量。在 10 kg 真空感应炉中熔炼母合金后，浇注入预热温度为 850 °C 的模壳中形成蠕变试棒，用以进行微观组织观察和蠕变性能测试。

在铸态 K417G 高温合金蠕变试棒工作段处切取尺寸为  $\Phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$  的圆柱样品，经过打磨、抛光后，

用成分为 20 mL HCl+5 g  $\text{CuSO}_4$ +25 mL  $\text{H}_2\text{O}$  的腐蚀液进行化学腐蚀，采用型号为 INSPECT F50 的扫描电镜观察铸态下合金微观组织。采用型号为 CSS3905 蠕变实验机进行蠕变实验，每种晶粒度样品各取 3 支进行平行实验，实验结果取平均值。采用扫描电镜观察蠕变断口以及断口纵截面组织，以分析蠕变断裂机制。在蠕变后试样上切取薄片样品，经打磨至厚度为 50  $\mu\text{m}$  后，对其进行双喷处理，双喷液成分为 10%  $\text{HClO}_4$ +90%  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ，制备出透射电镜试样。双喷温度为 -20 °C，电流为 40 mA。采用 JEOL2100 透射电镜观察蠕变后微观组织和位错组态，分析合金中碳、硼化物晶体结构。

## 2 实验结果

### 2.1 铸态 K417G 高温合金微观组织观察

采用扫描电镜观察铸态 K417G 高温合金微观组织，如图 1 所示。MC 型碳化物弥散分布于枝晶间和晶界处。采用面积法统计 MC 型碳化物在晶界和晶内的分布情况，结果显示，约 40% 的碳化物分布于晶界，60% 的碳化物分布于晶内。共晶组织呈花状分布于枝晶间和晶界。

直径干处的  $\gamma$  相呈立方状，枝晶间的  $\gamma$  相则呈不规则状。经统计，枝晶干  $\gamma$  相平均尺寸约为 650 nm。

由图 1c 可以看到，K417G 高温合金晶界主要由 MC 型碳化物、共晶和  $\gamma$  相组成。针对 MC 型碳化物的 EDS 分析发现，MC 型碳化物主要组成元素为 Ti、Mo 等，如图 1d 所示。

### 2.2 K417G 高温合金蠕变结果

对铸态下 K417G 高温合金分别进行 760 °C/645 MPa、900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 3 种条件下的蠕变性能测试，蠕变寿命如表 1 所示。K417G 高温合金在 900 °C/315 MPa 条件下的蠕变寿命高于 760 °C/645 MPa 和 950 °C/235 MPa 条件下。

### 2.3 K417G 高温合金蠕变后微观组织

如图 2 所示为 3 种条件下 K417G 高温合金的蠕变断口，其中，图 2d~2f 分别是图 2a~2c 中圆圈部分的

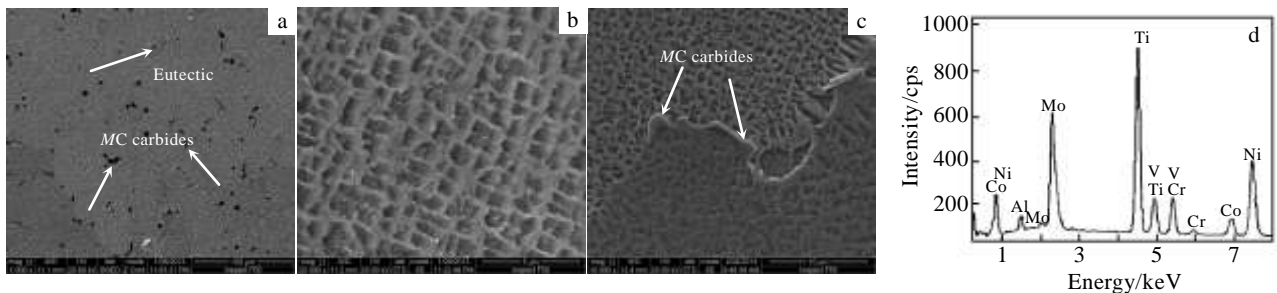


图 1 铸态 K417G 高温合金微观组织及晶界 MC 型碳化物 EDS 能谱

Fig.1 Microstructures of as cast K417G superalloy: (a) carbide and eutectic in the grain, (b)  $\gamma$  phase, and (c) grain boundary; (d) EDS spectrum of grain boundary MC carbide

表 1 K417G 高温合金样品在 3 种条件下的蠕变寿命

Table 1 Creep lives of K417G superalloy under three conditions

Condition	760 °C/645 MPa	900 °C/315 MPa	950 °C/235 MPa
Creep life/h	87.5	113.9	70.0

放大。760 °C/645 MPa 下蠕变后，断口呈现明显的枝晶特征。对断口进行放大可以看到，断口由尺寸为 10~30 μm 的韧窝组成，如图 2a, 2d 所示。900 °C/315 MPa 下蠕变后，断口上仍可以观察到枝晶特征，并且在裂纹萌生处出现了孔洞，断口由小尺寸的韧窝和大尺寸的孔洞组成，如图 2b, 2e 所示。而在 950 °C/235 MPa

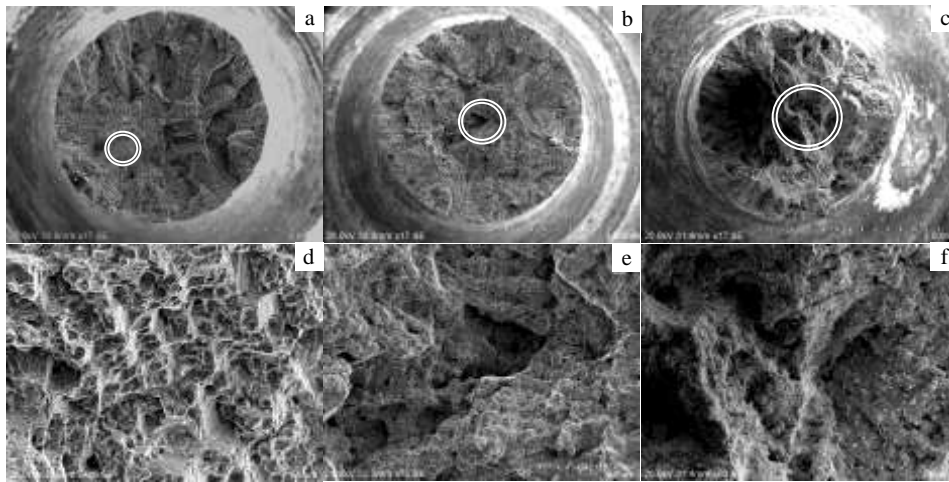


图 2 K417G 高温合金不同条件下的蠕变断口

Fig.2 Creep fracture surfaces of K417G superalloy under different conditions: (a, d) 760 °C/645 MPa, (b, e) 900 °C/315 MPa, and (c, f) 950 °C/235 MPa

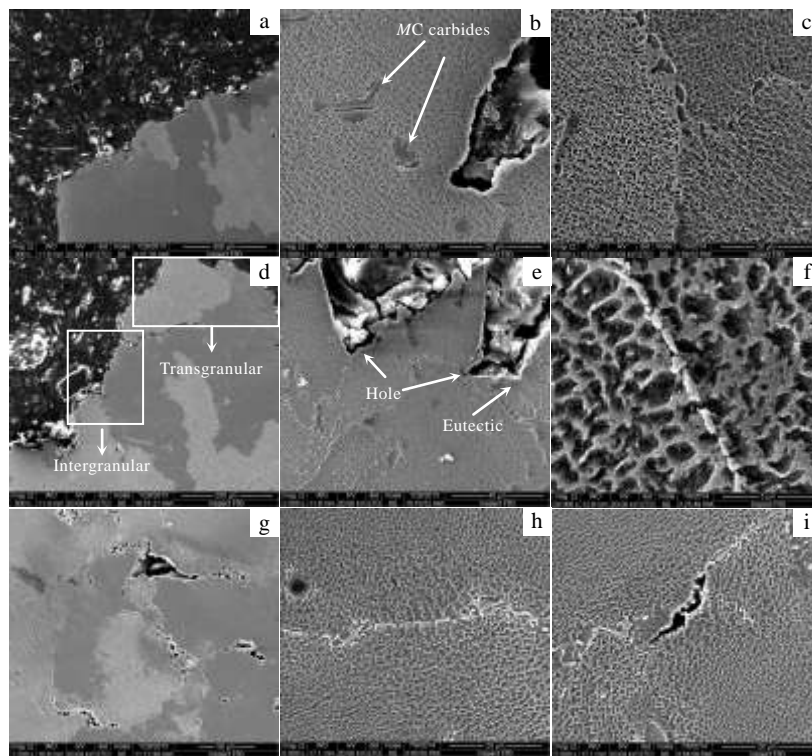


图 3 K417G 高温合金不同条件下的蠕变断口纵截面组织

Fig.3 Longitudinal section of creep fracture surfaces of K417G superalloy under different conditions: (a~c) 760 °C/645 MPa, (d~f) 900 °C/315 MPa, and (g~i) 950 °C/235 MPa

下蠕变后，断口上已经观察不到枝晶特征，断口由大尺寸孔洞组成，断面更加不平整，如图 2c, 2f 所示。

切取 3 种条件下蠕变断裂后样品断口纵截面，观察断口附近微观组织，如图 3 所示。

760 °C/645 MPa 下蠕变后，晶界没有开裂，裂纹呈穿晶模式扩展，如图 3a 所示。晶界和晶内 MC 型碳化物均发生了碎裂，从而引起蠕变裂纹的萌生。没有发现共晶组织的碎裂，如图 3b 所示。观察蠕变后晶界微观组织，晶界没有细小析出相产生，如图 3c 所示。900 °C/315 MPa 下蠕变后，可以观察到部分晶界开裂，此时裂纹呈现穿晶和沿晶混合模式扩展，如图 3d 所示。合金中的 MC 型碳化物和共晶组织此时均发生了碎裂，如图 3e 所示。同时，MC 型碳化物周围形成了细小的析出相。晶界也产生了细小的析出相，呈链状分布，如图 3f 所示。950 °C/235 MPa 下蠕变后，晶界大量开裂，此时蠕变裂纹主要呈沿晶模式扩展，如图 3g 所示。合金中的 MC 型碳化物未发生碎裂，而共晶相发生了碎裂。MC 型碳化物周围产生了细小的析出相。晶界析出相比 900 °C/315 MPa 下蠕变后晶界析出相尺寸更大，并且在局部区域发生了碎裂，引起晶界微裂纹产生，如图 3h, 3i 所示。

采用透射电镜分析 900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 条件下蠕变过程中 MC 型碳化物周围析出相，结果显示，2 种条件蠕变后 MC 型碳化物周围析出相均为复杂立方结构的  $M_{23}C_6$  型碳化物，其晶格常数约为 1.06 nm，与基体存在  $[001]_{M_{23}C_6} // [001]_{Matrix}$  取向关系，如图 4 所示。

采用透射电镜观察分析 900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 条件下蠕变过程中晶界析出相。结果显示，2 种条件蠕变后晶界均析出了 2 种相： $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物，如图 5 所示。其中，图 5b 为图 5a 中区域 3 的衍射斑点，区域 3 的析出相为简单四方结构的  $M_3B_2$  型硼化物，其晶格常数约为

$a=0.58\text{ nm}$ ,  $c=0.32\text{ nm}$ ,  $c/a=0.55$ 。图 5c 为图 5a 中区域 1 和 2 的衍射斑点，区域 1 和 2 的析出相为复杂立方结构的  $M_{23}C_6$  型碳化物，其晶格常数约为 1.06 nm。

根据蠕变断口观察以及蠕变后微观组织观察显示，760 °C/645 MPa 蠕变条件下，MC 型碳化物发生碎裂导致裂纹萌生，呈穿晶模式扩展，晶界也没有碳、硼化物的析出；900 °C/315 MPa 蠕变条件下，MC 型碳化物和共晶均发生了碎裂，导致裂纹萌生，呈穿晶和沿晶混合模式扩展，晶界有细小的  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物均匀析出；950 °C/235 MPa 蠕变条件下，共晶的碎裂导致裂纹萌生，呈沿晶模式扩展，晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物析出并长大，呈条状分布，部分区域发生了碎裂，引起了晶界微裂纹，如表 2 所示。

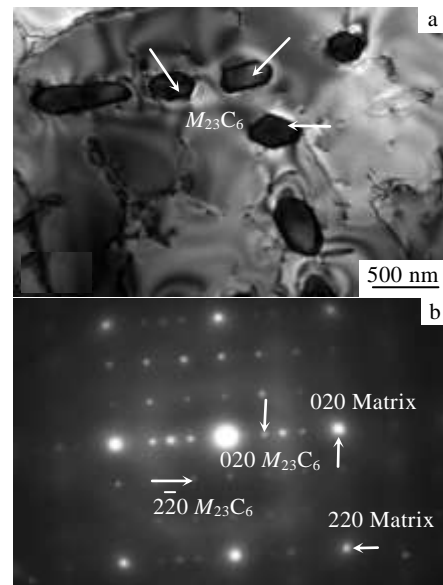


图 4 K417G 高温合金在 900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 条件下蠕变后 MC 型碳化物周围析出相  
Fig.4 Bright-field image (a) and SAED pattern (b) of the precipitates around MC carbide of K417G superalloy after crept at 900 °C/315 MPa and 950 °C/235 MPa

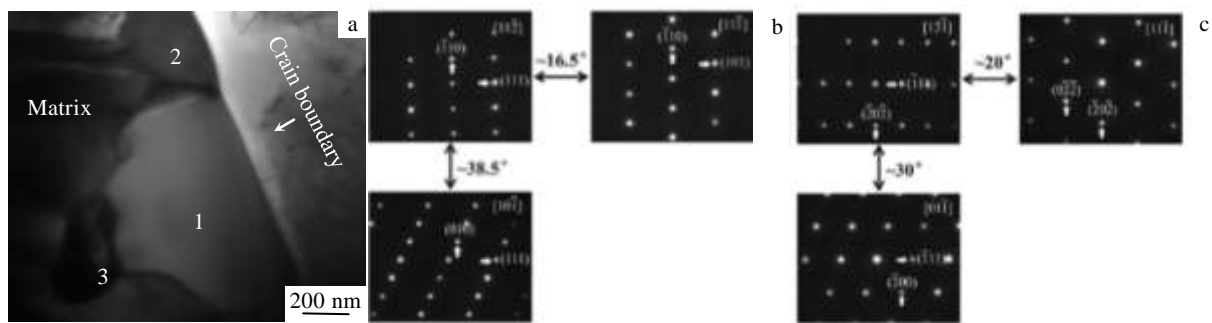


图 5 K417G 高温合金在 900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 条件下蠕变后晶界析出相  
Fig.5 Bright-field image of the grain boundary precipitates of K417G superalloy after crept at 900 °C/315 MPa and 950 °C/235 MPa (a) and SAED patterns of area 3 (b) and area 1 and 2 (c) in Fig.5a

表 2 K417G 高温合金蠕变断裂模式以及微观组织变化

Table 2 Creep fracture mode and microstructure variation of K417G superalloy

Conditions	Fracture mode	MC carbide	Eutectic	Grain boundary $M_{23}C_6$ and $M_3B_2$
760 °C/645 MPa	Transgranular	Broken	Not broken	Not precipitate
900 °C/315 MPa	Transgranular+intergranular	Broken	Broken	Precipitate uniformly
950 °C/235 MPa	Intergranular	Not broken	Broken	Precipitate and grow up, partial broken

### 3 讨论

#### 3.1 K417G 高温合金蠕变断裂机理分析

众多研究表明，高温合金中的 MC 型碳化物会对其机械性能产生严重影响。例如，He<sup>[13]</sup>在研究 M963 高温合金的蠕变性能时发现，MC 型碳化物与基体的界面是蠕变裂纹产生的重要区域。Yang<sup>[14]</sup>和 Liu<sup>[15]</sup>等的研究也证明，MC 型碳化物会引起高温合金中拉伸和蠕变裂纹的萌生，并导致合金最终的破坏。另外，共晶作为高温合金中的低强度相，也会引起裂纹萌生。Wei<sup>[16]</sup>研究发现，CM-681LC 合金拉伸过程中会在共晶处产生裂纹。作者<sup>[17]</sup>在研究 K417G 高温合金拉伸性能时也发现，MC 型碳化物和共晶是导致合金拉伸裂纹萌生的主要原因。

本研究中，MC 型碳化物和共晶分别对 K417G 高温合金不同条件下的蠕变性能产生了不同的影响。根据表 2 以及前面的分析结果，可以给出 K417G 合金在 3 种蠕变条件下的蠕变断裂机理示意图，如图 6 所示。760 °C/645 MPa 蠕变条件下，MC 型碳化物大量碎裂成为引起蠕变裂纹萌生的原因。而由于 MC 型碳化物主要分布于枝晶间和晶界区域，此时晶界强度高于晶内强度，蠕变裂纹呈穿晶模式扩展，因此蠕变断口呈现明显的枝晶特征，如图 6a 所示。900 °C/315 MPa 蠕变条件下，MC 型碳化物和共晶都发生了碎裂，产生微裂纹。而 900 °C 下合金的晶界已经有所弱化，因

此晶内 MC 型碳化物和共晶产生的微裂纹呈穿晶型扩展，形成断口上的小尺寸韧窝形貌，而晶界 MC 型碳化物和共晶产生的微裂纹呈沿晶型扩展，形成断口上的大尺寸孔洞形貌，蠕变裂纹呈穿晶和沿晶混合模式扩展，如图 6b 所示。950 °C/235 MPa 蠕变条件下，晶界上的共晶组织碎裂，产生微裂纹。由于 950 °C 下晶界弱化严重，裂纹沿晶界扩展，在 2 个晶粒交界处形成了断口上的大尺寸孔洞，如图 6c 所示。

#### 3.2 K417G 高温合金蠕变后碳、硼化物析出和演变机理

根据断口纵截面观察，K417G 高温合金经过 900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 条件下蠕变后，MC 型碳化物发生分解，合金晶界析出了碳、硼化物。

如图 3e 和图 4 所示，在 900 °C/315 MPa 和 950 °C/235 MPa 下蠕变后，K417G 高温合金中 MC 型碳化物周围析出了细小的  $M_{23}C_6$  型碳化物。研究者将这种现象归因于 MC 型碳化物分解，导致  $M_{23}C_6$  型碳化物析出。而关于该现象的研究主要集中于高温合金时效过程中微观组织演变。例如，Lvov<sup>[11]</sup>和 Qin<sup>[10]</sup>研究了 Ni 基高温合金中 MC 型碳化物分解机制，认为在长期时效过程中，C 原子会从 MC 型碳化物中逐渐扩散至基体中，与基体中的 Cr 原子等相结合，导致在 MC 型碳化物周围析出  $M_{23}C_6$  型碳化物。因此，MC 型碳化物周围  $M_{23}C_6$  型碳化物的形成是一个扩散控制的过程。而蠕变过程中 MC 型碳化物的分解现象也有研究者发现，例如，He<sup>[13]</sup>在研究镍基高温合金 M963 蠕变过程

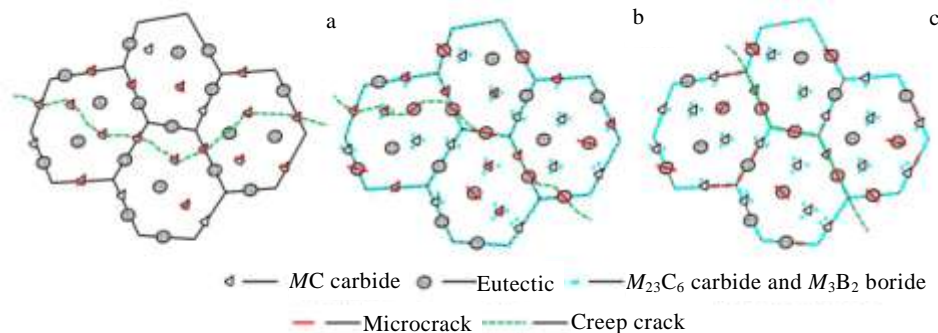


图 6 K417G 高温合金不同条件蠕变断裂机理示意

Fig.6 Creep fracture mechanism diagram of K417G superalloy: (a) 760 °C/645 MPa, (b) 900 °C/315 MPa, and (c) 950 °C/235 MPa

中微观组织演变时发现了  $MC$  型碳化物分解, 形成  $M_6C$  型和  $M_{23}C_6$  型碳化物的现象。这是因为, 蠕变是一个高温和应力较长时间共同作用的过程。在应力的协助下, 原子扩散速率会加快, 因此会促进  $MC$  型碳化物中  $C$  原子向基体的扩散, 进而促进  $MC$  型碳化物周围  $M_{23}C_6$  型碳化物的形成。

如图 3f, 3h 和图 5 所示, 在  $900\text{ }^\circ\text{C}/315\text{ MPa}$  和  $950\text{ }^\circ\text{C}/235\text{ MPa}$  下蠕变后, K417G 高温合金的晶界析出了 2 种相:  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物。2 种析出相呈链状均匀分布于晶界。研究表明<sup>[18]</sup>,  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物成分相似, 都是富  $Cr$ 、 $Mo$  等元素相。并且  $C$  和  $B$  都是晶界强化元素, 在晶界处都有偏析现象, 在蠕变过程中的高温和应力共同作用下, 晶界  $C$  原子和  $B$  原子分别可以与晶界的  $Cr$ 、 $Mo$  等原子相结合, 形成晶界碳化物和硼化物<sup>[19]</sup>。另外, 晶界  $MC$  型碳化物在蠕变过程中也会分解形成  $M_{23}C_6$  型碳化物, 因此晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物的来源有 2 个: 晶界  $C$  原子和  $Cr$ 、 $Mo$  原子相结合以及  $MC$  型碳化物的分解。

晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物的析出又会对 K417G 高温合金的蠕变性能产生影响。如图 3f 和图 6b 所示, 在  $900\text{ }^\circ\text{C}/315\text{ MPa}$  蠕变条件下, 晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物呈细小颗粒状均匀分布于晶界, 没有发生碎裂或与基体的脱离, 对晶界结合力具有提高作用, 从而提高合金的蠕变抗力。而在  $950\text{ }^\circ\text{C}/235\text{ MPa}$  蠕变条件下, 晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物长大, 并且发生了相互连接, 沿晶界呈条状分布, 如图 3h 和图 6c 所示, 并发生了碎裂, 促进沿晶裂纹的萌生, 如图 3i 所示, 此时晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物会降低 K417G 高温合金的蠕变性能。

## 4 结 论

1) 随着蠕变条件由  $760\text{ }^\circ\text{C}/645\text{ MPa}$  向  $900\text{ }^\circ\text{C}/315\text{ MPa}$  和  $950\text{ }^\circ\text{C}/235\text{ MPa}$  转变, K417G 高温合金蠕变寿命先升高后降低, 稳态蠕变速率逐渐升高。

2)  $760\text{ }^\circ\text{C}/645\text{ MPa}$  下, K417G 高温合金中  $MC$  型碳化物发生碎裂, 成为蠕变裂纹源, 裂纹呈穿晶模式扩展;  $900\text{ }^\circ\text{C}/315\text{ MPa}$  下,  $MC$  型碳化物部分碎裂, 且发生分解, 形成  $M_{23}C_6$  型碳化物;  $950\text{ }^\circ\text{C}/235\text{ MPa}$  下,  $MC$  型碳化物没有碎裂, 并分解形成  $M_{23}C_6$  型碳化物。

3)  $760\text{ }^\circ\text{C}/645\text{ MPa}$  下, K417G 高温合金晶界没有析出细小碳、硼化物;  $900\text{ }^\circ\text{C}/315\text{ MPa}$  下, 晶界析出细小均匀分布的  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物, 阻碍晶界滑移, 提高合金蠕变变形抗力;  $950\text{ }^\circ\text{C}/235\text{ MPa}$  下, 晶界  $M_{23}C_6$  型碳化物和  $M_3B_2$  型硼化物长大,

呈条状分布, 局部区域产生沿晶裂纹, 降低合金蠕变变形抗力。

4) 共晶在  $760\text{ }^\circ\text{C}/645\text{ MPa}$  下没有发生碎裂, 在  $900\text{ }^\circ\text{C}/315\text{ MPa}$  和  $950\text{ }^\circ\text{C}/235\text{ MPa}$  下发生碎裂, 成为蠕变裂纹源。

## 参考文献 References

- [1] Yang C X, Xu Y L, Nie H *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 43: 66
- [2] Yang Y H, Xie Y J, Wang M S *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 51: 141
- [3] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 143
- [4] Wu Q Y, Song H, Swindeman R W *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(11): 2569
- [5] Qin X Z, Guo J T, Yuan C *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 38(12): 3014
- [6] Garosshen T J, McCarthy G P. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(7): 1213
- [7] Du B N, Yang J X, Cui C Y *et al.* *Materials & Design*[J], 2015, 65: 57
- [8] Zhang H R, Ojo O A, Chaturvedi M C. *Scripta Materialia*[J], 2008, 58(3): 167
- [9] Ojo O A, Zhang H R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(12): 2799
- [10] Qin X Z, Guo J T, Yuan C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 485(1-2): 74
- [11] Lvov G, Levit V I, Kaufman M J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(6): 1669
- [12] Hu R, Bai G H, Li J S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 548: 83
- [13] He L Z, Zheng Q, Sun X F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 397(1-2): 297
- [14] Yang J X, Zheng Q, Sun X F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 429(1-2): 341
- [15] Liu L R, Jin T, Zhao N R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 361(1-2): 191
- [16] Wei C N, Bor H Y, Chang L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(16-17): 3741
- [17] Du B N, Yang J X, Cui C Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 623: 59
- [18] Zhang H R, Ojo O A. *Philosophical Magazine*[J], 2010, 90(6): 765
- [19] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(7): 683



## Evolution and Structure Characterization of the Carbide and Boride during Creep in A Ni-based Superalloy

Du Beining<sup>1,2,3</sup>, Sheng Liyuan<sup>2,3</sup>, Lai Chen<sup>2,3</sup>, Cui Chuanyong<sup>4</sup>, Yang Jinxia<sup>4</sup>, Sun Xiaofeng<sup>4</sup>

(1. Peking University, Beijing 100871, China)

(2. PKU-HKUST Shenzhen-Hong Kong Institution, Shenzhen 518057, China)

(3. Shenzhen Institute, Peking University, Shenzhen 518057, China)

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

**Abstract:** The creep property of a Ni-based K417G superalloy was tested at 760 °C/645 MPa, 900 °C/315 MPa and 950 °C/235 MPa, and then the microstructure after creep was characterized through scanning electron microscope (SEM) and transmission electron microscope (TEM). The creep mechanism under different conditions was analyzed. Moreover, by comparing the morphology, distribution and crystal structure of carbides and borides before and after creep tests, the influences of creep condition on the precipitation and evolution of carbides and borides were investigated, and the effects of carbides and borides on the creep properties of Ni-based superalloy were revealed. Results show that as the creep condition varies from 760 °C/645 MPa to 900 °C/315 MPa and 950 °C/235 MPa, the creep life of K417G superalloy increases firstly and then decreases. At 760 °C/645 MPa, the creep crack initiates at the broken *MC* carbide; At 900 °C/315 MPa, the creep crack initiates at both the broken *MC* carbide and grain boundary; At 950 °C/235 MPa, the creep crack initiates at grain boundary. In addition, at 760 °C/645 MPa, the *MC* carbide does not decompose, and there is no carbide or boride precipitate at the grain boundary; At 900 °C/315 MPa, the *MC* carbide decomposes and  $M_{23}C_6$  carbide forms.  $M_{23}C_6$  carbide and  $M_3B_2$  boride precipitate uniformly at the grain boundary; At 950 °C/235 MPa, the  $M_{23}C_6$  carbide and  $M_3B_2$  boride at the grain boundary grow up and distribute as strip.

**Key words:** Ni-based superalloy; creep; carbide; boride

---

Corresponding author: Sheng Liyuan, Ph. D., Associate Professor, Shenzhen Institute, Peking University, Shenzhen 518057, P. R. China, Tel: 0086-755-26984814, E-mail: lysheng@yeah.net