

# 颗粒间断裂在 P/M 镍基高温合金低周疲劳断口上的特征

张莹, 刘明东, 孙志坤, 张义文

(钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

**摘要:** 粉末冶金(P/M)合金中由于原始颗粒边界(PPB)的存在, 在力学性能试样断口上呈现颗粒间断裂。通过 SEM、TEM、AES 等手段对采用等离子旋转电极(PREP)制粉+直接热等静压(HIP)成形工艺的一种 P/M 镍基高温合金低周疲劳(LCF)断口上颗粒间断裂的形貌和类型进行了表征和分析, 讨论了 PPB 的起因及其与疲劳裂纹在颗粒间萌生、扩展断裂机制的关系和颗粒间断裂对疲劳寿命的影响。结果表明: PREP+HIP 工艺成形的镍基合金中的 PPB 由多种综合因素造成; PPB 降低了合金的断裂韧性, 直接影响颗粒间断裂程度; 在 LCF 断口上, 单颗粒成为裂纹源的占颗粒间断裂断口总数的 67%, 多颗粒裂纹源占 17%, 其他占 16%; 颗粒间断裂在 LCF 断口上的分布表征分为 4 级; 颗粒间断裂越严重, 对合金疲劳寿命影响越大。

**关键词:** 粉末冶金高温合金; 原始颗粒边界; 颗粒间断裂; 低周疲劳断口

中图分类号: TG132.32

文献标志码: A

## Characteristics of inter-particle rupture on LCF fractograph of P/M nickel-based superalloy

ZHANG Ying, LIU Ming-dong, SUN Zhi-kun, ZHANG Yi-wen

(Central Iron and Steel Research Institute, High Temperature Material Institute, Beijing 100081, China)

**Abstract:** The mechanical property of sample fractures shows inter-particle ruptures due to the existence of prior particle boundary (PPB) in P/M superalloys. The inter-particle rupture morphological characterization and type on low cycle fatigue (LCF) fracture of a nickel-based P/M superalloys by plasma rotating electrode process (PREP) plus hot isostatic press (as-HIP) were analyzed by SEM, TEM and AES. The causes of PPB formation and relationships between PPB and mechanism of fatigue crack initiation and crack propagation at inter-particle, as well as the effect of inter-particle rupture on LCF life, were discussed. The results show that PPB in P/M nickel-based superalloys processed by PREP +HIP is caused by many composite factors, PPB reduces the fracture toughness, and directly affects the degree of inter-particle rupture, a single particle to be the crack origin on LCF fracture accounts for 67% of the total fractures, multi-particle 17%, other 16%. The distribution characterization of inter-particle fracture on LCF fractograph can be divided into four grades, the more serious inter-particle fractures affects fatigue lives more.

**Key words:** P/M superalloy; prior particle boundary; inter-particle rupture; low cycle fatigue fracture

随着现代高推重比航空发动机的发展, P/M 高温合金以具备晶粒细小、组织均匀、屈服强度高、疲劳性能好等优于其他合金的特点逐渐成为制造涡轮盘等关键部件的首选材料, 同时对 P/M 高温合金零部件的

性能指标提出更加严格的要求<sup>[1-2]</sup>。P/M 高温合金由于其独特的生产工艺, 合金中往往存在 PPB, 在力学性能试样断口上呈现颗粒间断裂<sup>[3]</sup>。关于 PPB 的产生及其对组织性能影响的研究国内外都有相关的报

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2010CB631204); 中俄政府间科技合作项目(CR14-20)

收稿日期: 2012-06-15; 修订日期: 2012-10-10

通信作者: 张莹, 教授级高级工程师; 电话: 13691301866; 传真: 010-62182144; E-mail: zyxqxn@263.net

道<sup>[4-13]</sup>。研究表明, PPB 与成形前粉末表面的状态有直接关系。一般认为, PPB 上的沉淀物主要是: 雾化粉末凝固过程中表面析出亚稳态的碳化物, HIP 时发生  $MC' \rightarrow MC$ ; 粉末表面吸附有 C、O, 富集着 Al、Mg、Cr、Hf、Zr 等元素的氧化物, 在 HIP 时生成复杂的碳氧化物。随着冶金技术的不断发展, 母合金中的 C、O 含量得到了较好的控制, 从而明显减少了形成 PPB 的碳化物质点。但粉末表面的 O 仍是造成 P/M 高温合金缺陷的主要因素之一。雾化合金粉末中, O 主要是以氧化物的形式集中在颗粒表面<sup>[4]</sup>, 在 P/M 高温合金中的 PPB 上依然存在氧化物。文献报道, 在氩气雾化制粉+HIP 成形的 René95 合金中 PPB 析出有  $ZrO_2$ <sup>[5-6]</sup>; 旋转电极雾化制粉+HIP 成形的 Astroloy 合金中发现 PPB 析出有微量元素 Hf 的氧化物<sup>[7]</sup>。P/M 高温合金中的 PPB 的主要组成有碳化物、氧化物以及大尺寸的  $\gamma'$  相。碳化物、氧化物形成的 PPB 降低材料的塑性、高温持久、冲击韧性和疲劳强度等性能。

采用 PREP 制粉+直接 HIP 成形工艺是目前我国生产 P/M 高温合金的主要方法之一。对于采用该工艺制造的 P/M 镍基高温合金中原始颗粒边界的形成机理及对颗粒间断裂和性能的影响尚未做系统的探讨和归纳。工作温度下的抗低周疲劳性能是镍基 P/M 高温合金的重要特征之一。文献[14]的研究结果表明, 在 P/M 镍基高温合金 FGH97 低周疲劳试验中, 裂纹源为颗粒间断裂的占 15%。可见, 研究颗粒间断裂对 P/M 高温合金抗低周疲劳性能的影响是不可忽略的问题。本文作者主要从分析采用 PREP 制粉、直接 HIP 成形的一种镍基高温合金中颗粒间断裂在 LCF 断口上的形貌特征入手, 讨论各类 PPB 的形成以及疲劳裂纹在颗粒间萌生、扩展断裂机制的关系和颗粒间断裂对疲劳寿命的影响。

## 1 实验

本实验镍基合金的化学成分(质量分数, %)主要含: C 0.04, Cr 8.9, Co 16.0, Mo 3.8, W 5.5, Al 5.0, Ti 1.8, Nb 2.6, Hf 0.3, Mg 0.004。采用 PREP 制粉, 等离子枪工作功率为 75 kW, 以高纯的氩、氦混合气体作为工作介质, 雾化合金液滴冷却速度为  $1 \times 10^4$  °C/s。将筛分、静电去除夹杂物处理的粒度为 50~150  $\mu\text{m}$  的粉末经真空脱气、装套、封焊后直接 HIP 成形。在经热处理后密度值约为 8.3 g/cm<sup>3</sup>、孔隙率小于 0.3%

的 100 多个毛坯试样环上随机截取材料, 加工成工作部位直径为 5 mm 的光滑低周疲劳试样。低周疲劳实验用 MTS NEW801 试验机在 650 °C、 $\sigma_{\max}=980$  MPa、 $\sigma_{\min}=30$  MPa、频率  $f=1$  Hz 条件下在大气中进行。通过 LEICAMZ6 实体显微镜(OM)和 JSM-6480LV 型扫描电镜观察低周疲劳试样断口形貌, 挑选出存在颗粒间断裂的断口进行研究。通过 TECNAI F20 透射电镜测定析出相衍射花样, PHI595 俄歇分析仪做溅射试验。主要采用 EDS 能谱和 AES 俄歇能谱等手段进行分析。

## 2 结果及分析

### 2.1 颗粒间断裂在 LCF 断口上的表征

研究结果得出颗粒间断裂在 LCF 断口上的存在形式, 如图 1 所示。LCF 断口分为 0、I、II、III 4 个区域, 如图 1(a)所示。0 区裂纹源由单颗、多颗粒或滑移带形成的平台、聚集的碳、氧化物萌生。单颗粒裂纹源的表面主要析出碳化物和碳氧化物粒子(图 1(b)), 吸附生成或粘连氧化物(图 1(c))。多颗粒裂纹源主要由颗粒间粘连氧化物或外来夹杂物生成(图 1(d))。实验统计, 裂纹源为单颗粒的占颗粒间断裂断口总数的 67%, 多颗粒的占 17%, 其他占 16%。

裂纹源周围形成半径 1 mm 左右的裂纹扩展 I 区(图 1(e)), 源的萌生处发现沿晶裂纹和放射状的扩展棱(图 1(f)), 随之出现与源垂直的疲劳条带。I 区的大小范围与试样的断裂韧性、裂纹源的尺寸、位置有关。II 区是裂纹扩展 I 区和瞬断 III 区的过渡, 也可称为快速裂纹扩展区。随着裂纹扩展的加速, 疲劳条带变宽, 在 I 和 II 区的交界产生二次裂纹并开始出现颗粒间断裂(图 1(g))。在 PPB 严重的试样断口上发现, 过渡 II 区的颗粒间断裂数量逐渐增多(图 1(h)), 直至发生瞬断。试样中 PPB 越多, 在 II 区裂纹沿颗粒间扩展的数量和范围也增大, 瞬断 III 区越小。

颗粒间断裂在 LCF 断口上的分布表征可以归纳为 4 级: 1) 裂纹源区为单颗粒或平台, 快速裂纹扩展阶段有个别沿颗粒间断裂; 2) 单颗粒或多颗粒或其他萌生裂纹源, 快速裂纹扩展阶段有少量单独存在的沿颗粒间断裂; 3) 单颗粒或多颗粒或其他萌生裂纹源, 快速裂纹扩展阶段有较多沿颗粒间断裂; 4) 单颗粒或多颗粒或其他萌生裂纹源, 快速裂纹扩展阶段有严重沿颗粒间断裂。图 2 所示为快速裂纹扩展阶段不同程度的颗粒间断裂形貌。

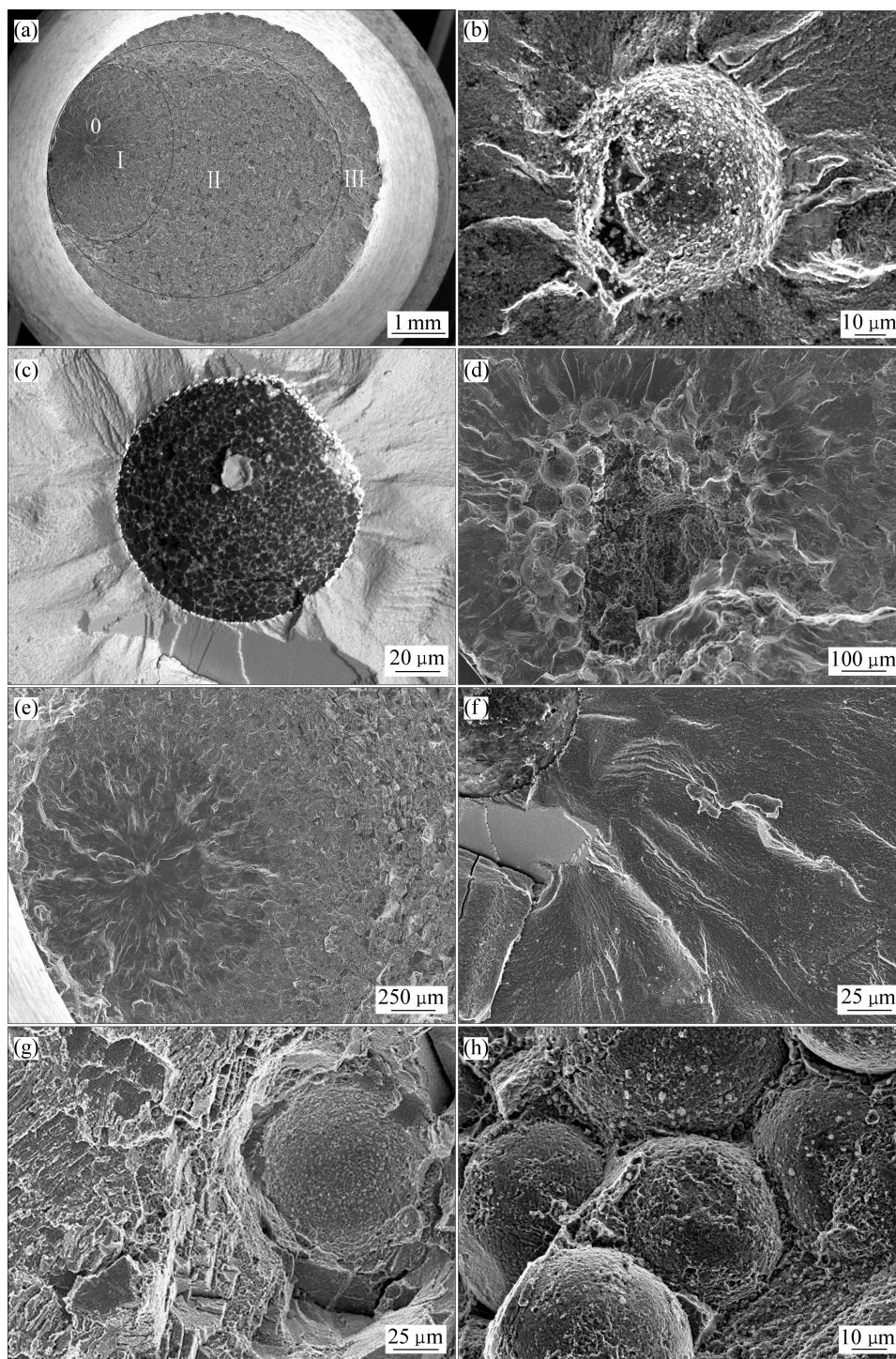


图 1 颗粒间断裂在低周疲劳断口上的形貌

**Fig. 1** Morphologies of inter-particle rupture on LCF fractures surfaces: (a) Macroscopic; (b), (c) Single particle in failure origin; (d) Several particles in failure origin; (e) Crack propagation in zone I; (f) Radial spread edges around failure origin; (g) Inter-particle rupture between zones I and II; (h) Inter-particle rupture in zone II

## 2.2 LCF 断口上颗粒表面的成分分析

实验结果分析, 裂纹源的颗粒表面成分主要分为 3 类: 1) 颗粒表面析出含 Ti、Nb、Hf 的碳化物(图 3(a)

和(b)), 以 Ti、Nb 含量为主的碳氧化物粒子(图 3(c)和(d)); 2) 颗粒表面吸附生成或粘连含 Mg、Al 的黑色氧化物、含 Hf 的白色氧化物(图 3(e)和(f)); 3) 颗粒

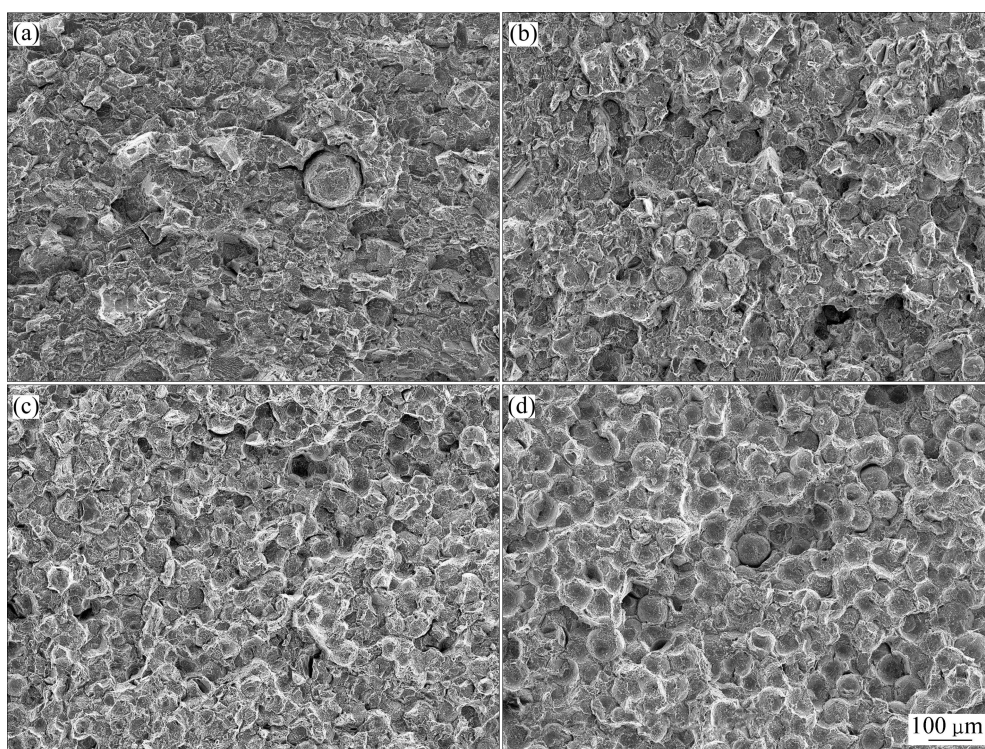


图 2 快速裂纹扩展区不同程度的颗粒间断裂

**Fig. 2** Inter-particle rupture with different degrees in rapid crack propagation zone: (a) Single particle rupture; (b) Several particles rupture; (c) More particles rupture; (d) Severe inter-particle rupture

表面粘连外来夹杂物, 并与基体形成反应区(图 3(g)和(h))。在裂纹快速扩展 II 区, 沿颗粒间断裂的颗粒上主要析出含 Ti、Nb、Hf 为主的碳化物和碳氧化物粒子, 成分如图 3(b)和(d)所示。

图 4 所示为 PPB 上 MC 型碳化物的形貌及电子衍射谱。由图 4 得出 PPB 上的主要析出相为 MC, 其 EDS 能谱主要成分(质量分数, %)为 C 10、Ti 13、Nb 49 和 Hf 12, 与图 3(a)中断口上颗粒表面析出相的成分吻合, 因此可以判断, 断口沿颗粒断裂的界面上析出的含 C、Nb、Ti、Hf 的粒子是 MC 型碳化物。

### 2.3 原始颗粒边界的形成

由以上实验结果得知, 在 LCF 断口上存在不同形式的颗粒间断裂, 这与合金成分及制粉、密实成形工艺有着直接的关系。PREP 粉末表面复杂的成分主要有以下几种原因造成。

本试验合金中含有与氧亲合力强的 Al、Mg 等元素, 在雾化制粉凝固中的颗粒表面形成氧化物; 同时有在碳的氛围中快速凝固的颗粒表面 Nb、Ti 等元素极易形成亚稳态的 MC 型碳化物。

PREP 制粉过程中, 等离子流使合金棒端部达到熔化温度, 合金中 Mg、Al 等元素的饱和蒸气压较

高, 极易蒸发。Mg、Al 等元素的升华物有可能撒落在离心飞射凝固中的粉末表面, 当制粉气氛中含有氧时, 便会生成 Mg、Al 氧化物吸附在粉末表面。特别是合金棒料中缩孔残存气体氧, 在雾化过程中释放出来使熔融状态的金属液滴表面发生氧化反应, 生成氧化黑粉。

此外, 在 PREP 雾化制粉过程中液滴的分离和结晶是在合金熔体缺乏明显过热度的条件下进行<sup>[4]</sup>, 因此, 合金中少量稳定的杂质有可能进入凝固中的合金粉末颗粒或粘连在表面。

本试验合金粉末在 HIP 成形过程中在压力和温度同时作用下发生变形, 颗粒表面的变形抗力与材料的本质特性及其颗粒表面的成分有关。当外力达到或超过界面的变形抗力时, 界面随同粉末颗粒发生变形。应力的施加首先使颗粒接触区发生屈服, 而后通过蠕变机制进行物质迁移<sup>[15]</sup>, 达到最终密实。由于热等静压制品是在三维受力下致密化, 粉末在整个热等静压过程中是各向等轴受力变形, 因此不利于颗粒表面氧化膜的破碎。在 HIP 过程中粉末表面的氧化物质点促使了复杂的碳氧化物生成。在俄歇分析仪上对含 PPB 试样的断口进行测试分析, 结果表明(图 5), 颗粒表面深达 20 nm 处的 C、O 含量明显高于内部。粉末表面



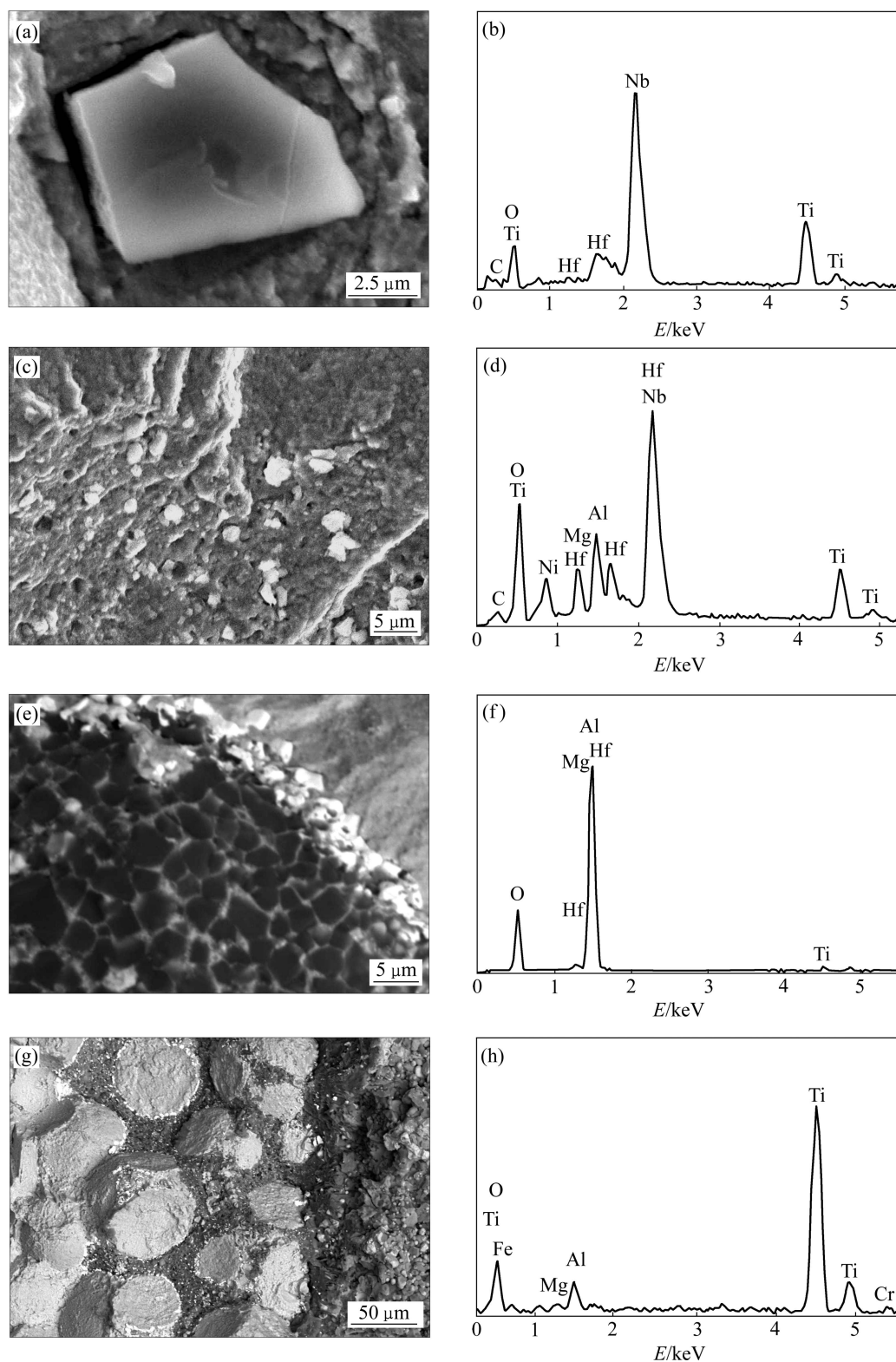


图 3 颗粒表面和间隙的形貌及 EDS 能谱

**Fig. 3** Morphologies and EDS results of particle surfaces and inter-particles: (a), (b) (Ti,Nb,Hf)C; (c), (d) Carbon-oxides; (e), (f) Oxidative particle; (g), (h) Reaction zone of capsule welding slag between particles

的生成物阻碍了颗粒间的原子扩散,特别是其中少量的氧化黑粉,在 HIP 成形和热处理后仍存在 Al、Mg 等稳定的氧化物,使原始颗粒边界较完整地保留在制

件中(图 1(c))。EDS 能谱分析颗粒表面析出有氧化钬,这可能是在 HIP 过程中发生如下扩散反应生成(图 3(f)):

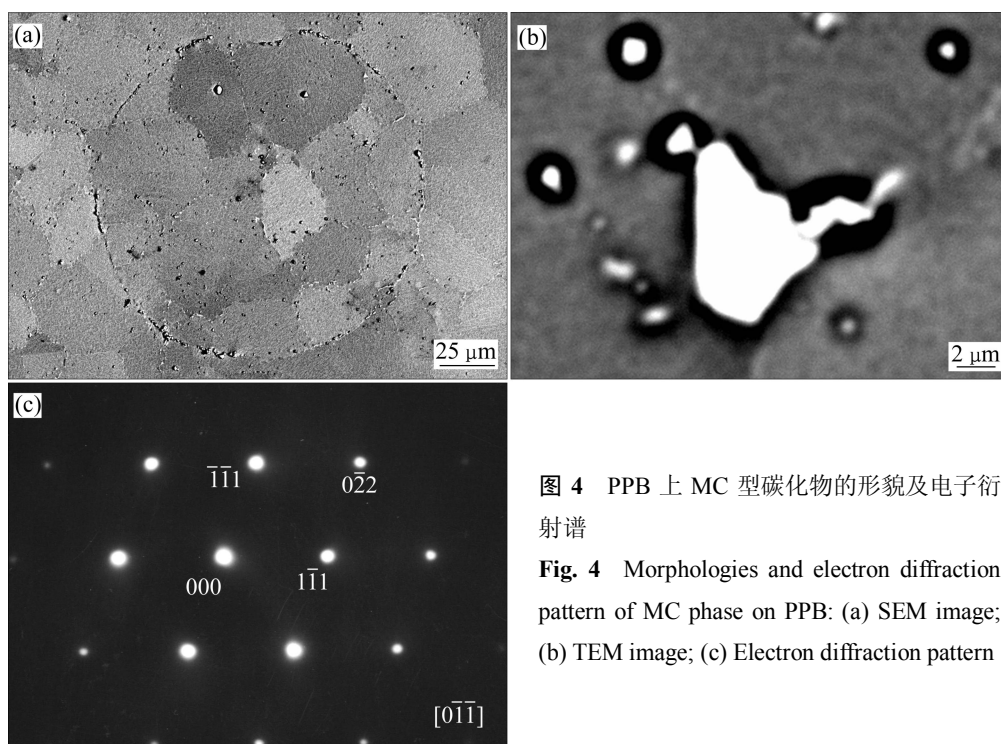
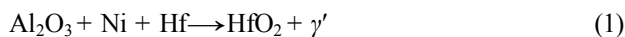


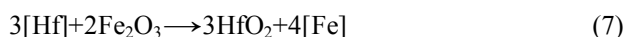
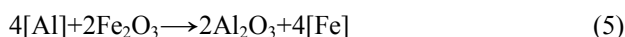
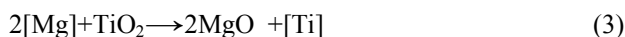
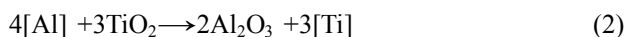
图 4 PPB 上 MC 型碳化物的形貌及电子衍射谱

Fig. 4 Morphologies and electron diffraction pattern of MC phase on PPB: (a) SEM image; (b) TEM image; (c) Electron diffraction pattern



与粉末粘连常见的熔渣是  $\text{Al}_2\text{O}_3$  及微量  $\text{MgO}$ 、 $\text{HfO}_2$  混合物, 这些熔渣具有高硬度、高稳定性, 静电分离处理时不能去除。在 HIP 过程中, 细小的氧化物也许起到促使 MC 生成的形核作用, 而大尺寸的渣类氧化物却保留下来。它们与基体机械结合没有过渡反应区, 但由于它们存在于粉末表面, 使合金颗粒间的界面原子扩散受到阻碍, 从而导致颗粒边界留有孔隙。这些遗传杂质的数量、尺寸与合金的冶炼工艺及棒料直径有关。

图 1(d) 中的多颗粒疲劳源是非合金遗传的外来夹杂物造成。由图 3(g) 的 EDS 分析, 该断口上的夹杂物主要是含 Ti、Fe 元素生成的混合氧化物。在 HIP 高温高压作用下聚集的夹杂物被破碎并向四周的粉末颗粒间隙扩散, 与颗粒界面基体中的 Al、Mg、Hf 等元素发生如下化学反应:



对该断口裂纹源进行面扫描结果如图 6 所示, 生

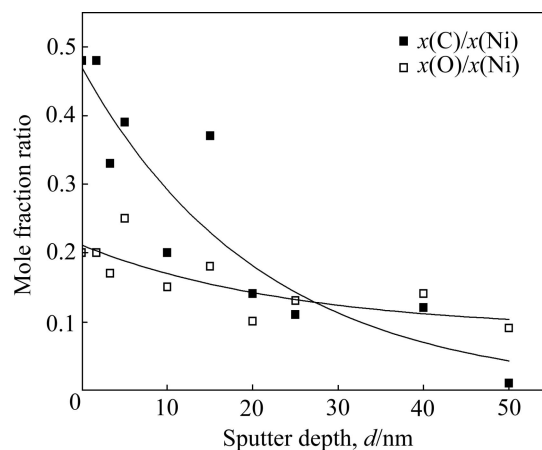


图 5 俄歇试样断口上颗粒表层 C、O 含量的分布

Fig. 5 Distributions of C and O contents at particle surface layer of AES fracture

成的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  及微量  $\text{MgO}$ 、 $\text{HfO}_2$  偏聚在颗粒边界的形态清晰可见, 反应生成物改变了界面的正常结合, 在 HIP 制件中形成类似于孔隙的薄弱区<sup>[16]</sup>。同时, 由于 Al 是该合金中  $\gamma'$  强化相的主导元素, 当基体中的 Al 在边界被置换反应偏聚, 自然影响该区域基体  $\gamma'$  强化相的析出, 形成贫  $\gamma'$  相薄弱区, 导致合金强度下降。

## 2.4 颗粒间断裂

由以上分析得知, PREP 粉末表面成分较为复杂, 直接 HIP 成形制件中 PPB 形成往往是多种综合因素造

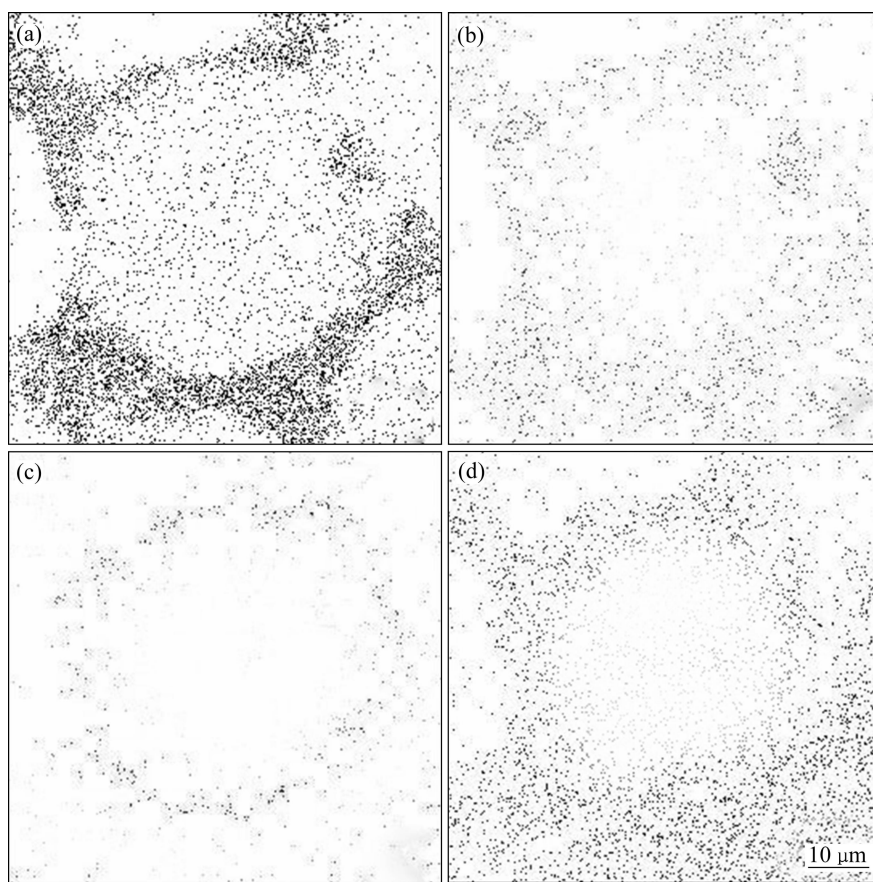


图 6 图 3(g)断口裂纹源上颗粒间隙元素分布图

Fig. 6 Element distribution maps between particles on fracture failure origin in Fig. 3(g): (a) Al; (b) Mg; (c) Hf; (d) O

成, 很难区分。实验结果得出, 本实验用合金中由理论上定义的碳化物“PPB”在 LCF 断口上成为疲劳源的数量较少; 氧化黑粉在 PREP 制粉中常有出现, 虽然数量很少, 一旦存在不易去除, 是 P/M 合金中产生 PPB、成为裂纹源的潜在因素之一。

低周疲劳试样中成为裂纹源的颗粒表面上聚集着各类碳、氧化物, 在疲劳实验过程中由于与基体有着不同的弹性模量引起变形率的差异而造成应力集中成为裂纹的起源<sup>[14]</sup>。由材料断裂韧性公式<sup>[16]</sup> $K_{IC} \approx (2\sigma_s E \lambda_c)^{1/2}$ 得出, 材料断裂韧性  $K_{IC}$  取决于合金的屈服应力  $\sigma_s$  和弹性模量  $E$ , 以及杂质之间的间距  $\lambda_c$ 。可见颗粒边界上的碳、氧化物越密集,  $K_{IC}$  值降低, 越易在颗粒界面处产生裂纹。

低周疲劳试样在设定的温度和应力实验条件下产生上述裂纹源, 在循环应力的作用下发生裂纹扩展, 当裂纹尖端由于应力集中达到合金的断裂强度  $\sigma_b$  时, 裂纹发生快速扩展瞬时断裂<sup>[17]</sup>。由图 1(g)发现, 在断口的裂纹快速扩展过渡区存在沿颗粒间断裂, 其表面析出含 Nb、Ti、Hf 碳化物和碳氧化物。它们在颗粒表面的数量未造成应力集中成为裂纹源, 但是这些析

出相降低了颗粒界面断裂韧性, 从而容易沿颗粒边界产生裂纹。试样中的 PPB 越多, 沿颗粒间断裂数量增多。

## 2.5 颗粒间断裂和低周疲劳寿命的关系

根据颗粒间断裂在 LCF 断口上的分布和数量可以判断其对疲劳寿命的影响。图 1(a)所示的 I 区是疲劳裂纹扩展的主要阶段, 是决定疲劳裂纹扩展寿命的主要部分<sup>[17]</sup>, 裂纹源的位置、尺寸、类型是疲劳寿命的主要影响因素<sup>[14]</sup>。研究表明, 在裂纹快速扩展过渡区存在少量颗粒间断裂时, 未发现其对疲劳寿命有影响, 当过渡区的颗粒间断裂达到如图 2 所示的 3、4 级的程度时, 对疲劳寿命有一定影响。

本试验用合金粉末的粒度范围为 50~150  $\mu\text{m}$ , 裂纹源上单个颗粒的尺寸均在 100  $\mu\text{m}$  左右。因此, 对比单个颗粒裂纹源对疲劳寿命的影响主要取决于其在试样的位置和颗粒表面的状况。试验统计结果表明(图 7), 单个颗粒裂纹源在试样表面的疲劳寿命为 5 000~10 000 周次, 在亚表面时疲劳寿命在 30 000 周次左右, 离表面大于 1 mm 部位的疲劳寿命在 60 000

周次以上。试验结果表明, 单个颗粒裂纹源表面的析出或粘连物的密集度对疲劳寿命有一定影响。

当粉末被熔渣或外来夹杂物粘连包裹形成的表面裂纹源大于  $200\text{ }\mu\text{m}$  时, 疲劳寿命均低于  $5\,000$  周次, 如图 1(d) 中疲劳源距试样表面  $100\text{ }\mu\text{m}$ , 疲劳源的尺寸约  $600\text{ }\mu\text{m}$ , 疲劳寿命为  $2\,125$  周次。由 2.3 节中分析可知, 该断口裂纹源的夹杂物导致在 HIP 过程中形成了较大范围的 PPB 组织。颗粒界面的反应区和贫  $\gamma'$  相范围的大小直接影响试样的抗疲劳性能。局部的应力集中加速了疲劳裂纹从该区域萌生和扩展, 使低周疲劳寿命降低。

图 8 对比裂纹源都是单个颗粒表面的两种试样 G 和 D (图 8(a) 和 (b)), 试样 G 的疲劳寿命为  $6\,762$  周次, 试样 D 为  $5\,026$  周次。SEM 观察, 在裂纹扩展的初始

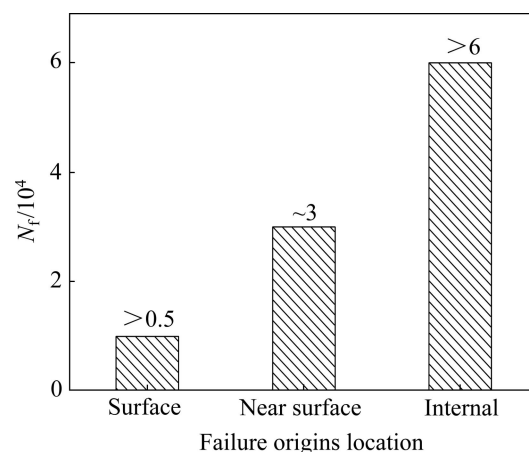


图 7 单个颗粒疲劳源位置与疲劳寿命的关系

Fig. 7 Relationship between location of single particle at failure origins and LCF life

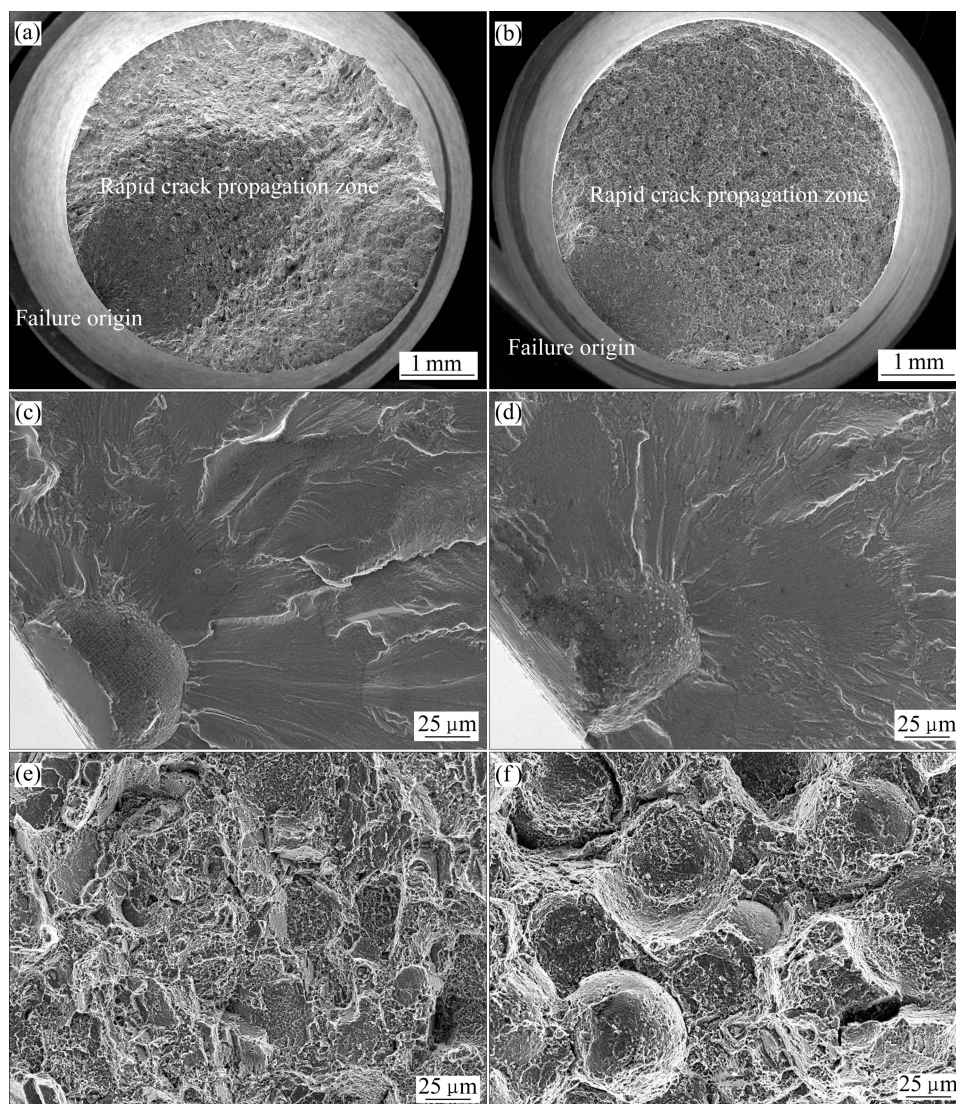


图 8 试样 G 和 D 的 LCF 断口形貌

Fig. 8 Morphologies on LCF fractures surfaces of samples G and D: (a) Macrophoto of sample G; (b) Macrophoto of sample D; (c) Single particle in failure origin of sample G; (d) Single particle in failure origin of sample D; (e) Intergranular and transgranular rupture at rapid crack propagation zones of sample G; (f) Inter-particle rupture at rapid crack propagation zones of sample D

阶段两种断口上没有发现差异(图8(c)和(d))。颗粒间断裂开始出现在图1所示的I区和II区的交界,在试样G断口上发现个别颗粒间断裂,在快速裂纹扩展阶段是以穿晶和沿晶为主的混合断裂模式(图8(e))。而试样D的快速裂纹扩展阶段出现较多的颗粒间断裂(图8(f))。

文献[17-18]指出,材料的断裂韧性、疲劳强度都随其抗张强度的提高而增大。图9所示为试样在650℃下的拉伸强度与疲劳寿命的关系。结果表明,合金材料的强度与疲劳寿命呈正比关系,试样D的抗拉强度和疲劳寿命均低于试样G。在本疲劳试验中,平均循环应力小于所用材料的屈服强度,所以在裂纹萌生后扩展初期两种试样都没有出现沿颗粒间断裂。由于试样D中PPB较多,断裂韧性相对低,加快了裂纹扩展。当裂纹尖端的应力集中达到颗粒界面的断裂强度时,便发生瞬时断裂,在断口上呈现大范围的颗粒间断裂。

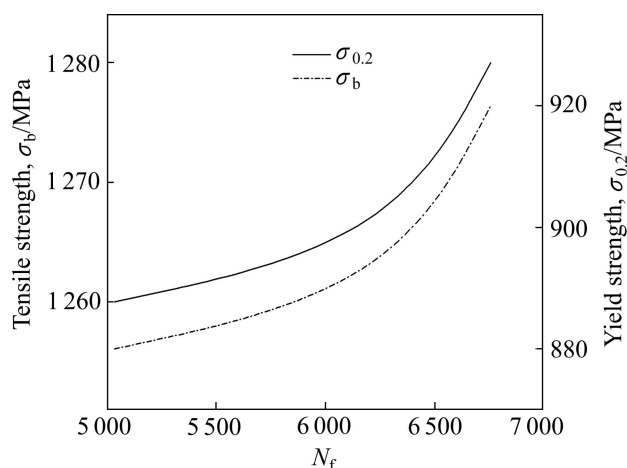


图9 650℃拉伸强度与疲劳寿命的关系

Fig. 9 Relationship between tensile strength and LCF life at 650℃

### 3 结论

1) 颗粒间断裂在所研究的P/M高温合金LCF断口上的表现形式主要有一颗或多颗粉粒成为裂纹源,经统计,裂纹源为单个颗粒的占颗粒间断裂断口总数的67%,裂纹源为多颗粒的占17%,其他的占16%;裂纹快速扩展阶段存在不同程度的颗粒间断裂;根据颗粒间断裂在LCF断口上的分布和数量,分为4级。

2) 裂纹源的粉末颗粒表面主要存在(Nb、Ti、Hf)C

型碳化物、以Nb、Ti为主的碳氧化物以及含Al、Mg、Hf等元素的氧化物;裂纹快速扩展阶段的颗粒表面主要聚集有碳化物和碳氧化物。

3) P/M高温合金中的PPB是由合金材料和制粉及热成形工艺等多种综合因素造成。PREP工艺出现的黑粉是HIP制件中产生PPB、成为裂纹源的根源之一。与粉末粘连的少量遗传熔渣及外来夹杂物在HIP中形成了类似于PPB的组织。PPB导致合金断裂韧性降低,使裂纹沿颗粒萌生、扩展。

4) 本实验疲劳源为单颗粒的试样疲劳寿命均大于5000周次。颗粒间断裂形成裂纹源的尺寸、位置和颗粒表面杂质的密集度及其与基体形成的反应区对疲劳寿命产生主要的影响。当裂纹快速扩展阶段出现较多的颗粒间断裂时,对疲劳寿命有影响。

### REFERENCES

- [1] 胡本美,田高峰,贾成厂,刘国权. 涡轮盘用高性能粉末高温合金的优化设计探讨[J].粉末冶金技术,2009 27(4): 292-300.  
HU Ben-fu, TIAN Gao-feng, JIA Cheng-chang, LIU Guo-quan. Optimization design of the high performance powder metallurgy for turbine disk[J]. Powder Metallurgy Technology, 2009, 27(4): 292-300.
- [2] GARIBOV G S, VOSTRIKOV A V, GRIST N M, FEDORENKO Y A. Development of new PM Ni-base superalloys for production of discs and shafts for aircraft engines[J]. Light Alloy Technology, 2010(2): 34-43. (in Russian)
- [3] 张莹,张义文,刘明东,张娜. 粉末冶金高温合金中粉末颗粒间断裂的形貌特征[C]//中国金属学会高温材料分会编. 第十一届高温合金年会论文集. 北京:冶金工业出版社, 2007: 545-549.  
ZHANG Ying, ZHANG Yi-wen, LIU Ming-dong, ZHANG Na. Morphology characteristic of inter-particle rupture in P/M superalloy[C]//Chinese Society for Superalloy eds. Proce 11th Symp on Superalloys. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 545-549.
- [4] BELOV A F, ANOSHIKIN N F, FATKULLIN O H. Microstructure and properties of nickel-base PM superalloy[M]. Moscow: Metallurgical Press, 1984: 39-83. (in Russian)
- [5] CAROL M, GILLELS L E, ASHOK K K. Prior particle boundary precipitation in Ni-base superalloys[J]. The International Journal of Powder Metallurgy, 1989, 25(4): 301-308.
- [6] 毛健,杨万宏,汪武样,邹金文,周瑞发. 粉末高温合金颗粒界面及断裂研究[J]. 金属学报, 1993, 29(4): 187-191.  
MAO Jan, YANG Wan-hong, WANG Wu-xiang, ZOU Jin-wen, ZHOU Rui-fa. Particle boundary and fracture of powder metallurgy superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1993, 29(4): 187-191.



- 187-191.
- [7] WARREN R, INGESTEN N G, WINBERG L, RONNHULT T. Particle surfaces and prior particle boundaries in Hf modified PM Astroloy[J]. Powder Metallurgy, 1984, 27(3): 141-146.
- [8] MAURER G E, CASTLEDINE W, SCHWEIZER F A, MANCUSO S. Development of HIP consolidated P/M superalloys for conventional forging to gas turbine engine components[C]//KISSINGER R D, DEYE D J, ANTON D L, CETEL A D, NATHAL M V, POLLOCK T M, WOODFORD D A. Superalloys 1996. Pennsylvania: TMS, 1996: 645-652.
- [9] ELEMENKO V I, ANOSHIKIN N F, FATKULLIN O H. Microstructure and mechanical properties of nickel-base PM superalloy[J]. Metallurgy and Metal Heat Treatment, 1991(12): 8-12. (in Russian)
- [10] JOHN R, DAVID F. Assessment of Russian P/M superalloy EP741NP[C]//GREEN K A, POLLOCK T M, HARADA H, POLLOCK T M, REED R C, SCHIRRA J J, WALSTON S. Superalloys 2004. Pennsylvania: TMS, 2004: 381-390.
- [11] 刘明东, 张莹, 刘培英, 张义文. FGH95 粉末高温合金原始颗粒边界及其对性能的影响[J]. 粉末冶金工业, 2006, 16(3): 1-4.
- LIU Ming-dong, ZHANG Ying, LIU Pei-ying, ZHANG Yi-wen. Study on the PPB defect of P/M superalloy FGH95[J]. Powder Metallurgy Industry, 2006, 16(3): 1-4.
- [12] 赵军普, 陶宇, 袁守谦, 贾建, 韩寿波. 粉末冶金高温合金中的原始颗粒边界(PPB)问题[J]. 粉末冶金工业, 2010, 20(4): 43-49.
- ZHAO Jun-pu, TAO Yu, YUAN Shou-qian, JIA Jian, HAN Shou-bo. The problem of prior particle boundary precipitation in P/M superalloys[J]. Powder Metallurgy Industry, 2010, 20(4): 43-49.
- [13] FATKULLIN O H, STLOGANOV G B, ILIN A A, SHULIGA A V, MARTENOV V N. Metallurgy and technology of rapidly quenched alloys[M]. Moscow: MAI Press, 2009: 501-511. (in Russian).
- [14] 张莹, 张义文, 张娜, 刘明东, 刘建涛. 粉末冶金高温合金 FGH97 的低周疲劳断裂特征[J]. 金属学报, 2010, 46(4): 444-450.
- ZHANG Ying, ZHANG Yi-wen, ZHANG Na, LIU Ming-dong, LIU Jian-tao. Fracture character of low cycle fatigue of P/M superalloy FGH97[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(4): 444-450.
- [15] 韩凤麟. 粉末冶金基础教程-基本原理与应用[M]. 广州: 华南理工大学出版社, 2005: 125-135.
- HAN Feng-ling. Powder metallurgy foundation-basic principles and applications[M]. Guangzhou: South China University of Technology Press, 2005: 125-135.
- [16] 黄培云. 粉末冶金原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004: 380-382.
- HUANG Pei-yun. Powder metallurgy principle[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2004: 380-382.
- [17] 束德林. 工程材料力学性能[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007: 98-119.
- SHU De-lin. Mechanical properties of engineering materials[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 2007: 98-119.
- [18] 赖祖涵. 金属的晶体缺陷与力学性质[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988: 286-327.
- LAI Zu-han. Crystal defect and mechanical properties of metals[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press. 1988: 286-327.

(编辑 李艳红)