

热等静压温度对 FGH95 合金组织和持久性能的影响

谢 君¹, 田素贵¹, 周晓明², 钱本江¹, 于莉丽¹, 汪武祥²

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870;

2. 北京航空材料研究院 先进高温结构材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

摘 要: 通过对 FGH95 合金进行不同温度的热等静压处理、组织形貌观察及持久性能测试, 研究热等静压温度对合金组织结构与持久性能的影响。结果表明: 在低于 γ' 相溶解温度进行热等静压时, 粗大 γ' 相沿颗粒边界区域不连续分布; 随热等静压温度的升高, 合金中一次粗大 γ' 相的数量、尺寸逐渐减小, 经 1 140 °C 固溶处理后, 晶粒尺寸无明显变化; 合金经 1 180 °C 热等静压及完全热处理后, 粗大 γ' 相完全溶解及 γ' 相贫化区消失, 晶粒尺寸明显长大, γ' 相和细小碳化物沿晶界及晶内弥散析出, 因而合金具有较好的持久性能; 合金在持久性能测试期间的变形机制是位错在基体中滑移及剪切 γ' 相。

关键词: FGH95 合金; 热等静压; 组织形貌; 持久性能; 变形机制

中图分类号: TG156

文献标志码: A

Effects of hot isostatic pressing temperature on microstructure and stress rupture properties of FGH95 superalloy

XIE Jun¹, TIAN Su-gui¹, ZHOU Xiao-ming², QIAN Ben-jiang¹, YU Li-li¹, WANG Wu-xiang²

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

2. National Key Laboratory of Advanced High Temperature Structural Materials,
Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: By means of the hot isostatic pressing treatment (HIP) at the different temperatures, microstructure observation and stress rupture properties measurement, the influence of HIP temperatures on the microstructure and enduring properties of FGH95 nickel-base superalloy were investigated. The results show that, when the HIP temperature is lower than γ' phase dissolving temperature, coarser γ' phase discontinuously distributes in the particle boundary regions and the quantity and size of coarser γ' precipitates decrease gradually as the HIP temperature increasing. No feature of the grain growing up is detected after the alloy is solution treated at 1 140 °C, and the carbide particles distribute along the grain boundary and in the grain. After HIP-treated at 1 180 °C and fully heat treated, the coarser γ' phase in the alloy is dissolved, the depleted zone of the fine γ' phase disappears, and the grain size in the alloy obviously increases, and the γ' phase and fine carbide are dispersedly precipitated within the grains and boundaries, which enhances the enduring properties of the alloy. The deformation mechanisms of the alloy during endurance properties testing are that the dislocations slip in the matrix or shear into γ' phase.

Key words: FGH95 superalloy; hot isostatic pressing; microstructure; enduring properties; deformation mechanism

FGH95 合金是一种高合金化、高 γ' 相体积分数 (47%~50%) 的沉淀强化型镍基粉末高温合金^[1-3], 具有

晶粒细小、组织均匀、无宏观偏析、屈服强度高和疲劳性能好等优点, 是制造大推重比先进航空发动机涡

轮盘的优选材料^[4-5]。该合金的主要成型工艺是热等静压+水压机包套锻造及随后的热处理^[6]。其中, 热等静压工艺是采用粉末合金制备涡轮盘件的关键热加工工艺, 对粉末合金部件的组织与性能有重要影响。已往研究^[7-8]表明, 热等静压温度可直接影响枝晶和 γ' 相的形态, 其中, 热等静压(HIP)温度过低($<1\,100\,^{\circ}\text{C}$), 合金中存在大量的残余枝晶和明显的粉末原始颗粒边界, 得到不完全再结晶组织, 不利于后续锻造工艺的组织控制; 在适当的温度进行 HIP 时, 合金中的残余枝晶和粉末原始颗粒边界基本消除, 得到比较均匀的再结晶组织, 但温度过高时($>1\,200\,^{\circ}\text{C}$), 易使晶粒和 γ' 相过分长大, 难以采用热处理方法改进组织结构与力学性能, 因此, 选用合理的热等静压工艺是制备涡轮盘件的关键环节。但有关热等静压工艺参数对合金组织与性能的影响, 文献报道较少。

因此, 本文作者对 FGH95 合金进行不同温度的热等静压及热处理, 然后进行持久性能测试及组织形貌观察, 研究热等静压温度对该合金中 γ' 相形态、分布、晶粒尺寸及持久性能的影响规律, 并探讨合金在持久性能测试期间的变形机制, 试图为该合金的发展与应用提供理论依据。

1 实验

将粒度约 $100\,\mu\text{m}$ 的 FGH95 镍基合金粉末置入不锈钢包套中, 在 $1\,050\,^{\circ}\text{C}$ 保温 $4\,\text{h}$ 后进行粉末预处理, 随后在 $1\,120$ 、 $1\,150$ 、 $1\,180\,^{\circ}\text{C}$ 和 $120\,\text{MPa}$ 条件下保温、保压 $4\,\text{h}$ 进行热等静压(HIP)制备成型, FGH95 合金的化学成分如表 1 所列。将经不同温度热等静压制备的

表 1 FGH95 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of FGH95 alloy (mass fraction, %)

C	B	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Nb	Ni
0.060	0.012	12.98	8.00	3.48	2.55	3.40	3.40	3.50	Bal.

FGH95 合金在 $1\,140\,^{\circ}\text{C}$ 保温 $1\,\text{h}$ 进行固溶处理, 随后快速转移至 $520\,^{\circ}\text{C}$ 的熔融盐浴中保温 $15\,\text{min}$ 后空冷, 在 $870\,^{\circ}\text{C}$ 保温 $1\,\text{h}$ 和 $650\,^{\circ}\text{C}$ 保温 $24\,\text{h}$ 进行两级时效处理。

将热处理后的 FGH95 合金用线切割加工成横断面为 $4.5\,\text{mm}\times 2.5\,\text{mm}$, 标距长度为 $20\,\text{mm}$ 的板状拉伸蠕变样品, 然后分别将不同工艺处理样品置于 GWT504 型高温持久/蠕变试验机中, 在 $650\,^{\circ}\text{C}$ 、 $1\,034\,\text{MPa}$ 条件下进行持久性能测试。

将不同工艺处理合金及持久断裂后的样品, 进行 SEM 形貌观察, 并采用 TEM 观察合金的微观变形特征, 分析热等静压温度对合金组织结构及持久性能的影响规律。

2 结果与分析

2.1 热等静压对组织形貌的影响

FGH95 合金经不同温度热等静压(HIP)处理后的组织形貌如图 1 所示。由图 1 可知, 经 $1\,120\,^{\circ}\text{C}$ 热等静压制备成型后, 合金由 γ' 和 γ 相组成, 其中, 粗大 γ' 相沿粉末颗粒周围析出, 称为原始颗粒边界, 而粗大 γ' 相包围的区域为原始粉末颗粒。由此可以看出, 粉末颗粒的尺寸约为 $15\sim 25\,\mu\text{m}$, 如图 1(a)所示。随热等

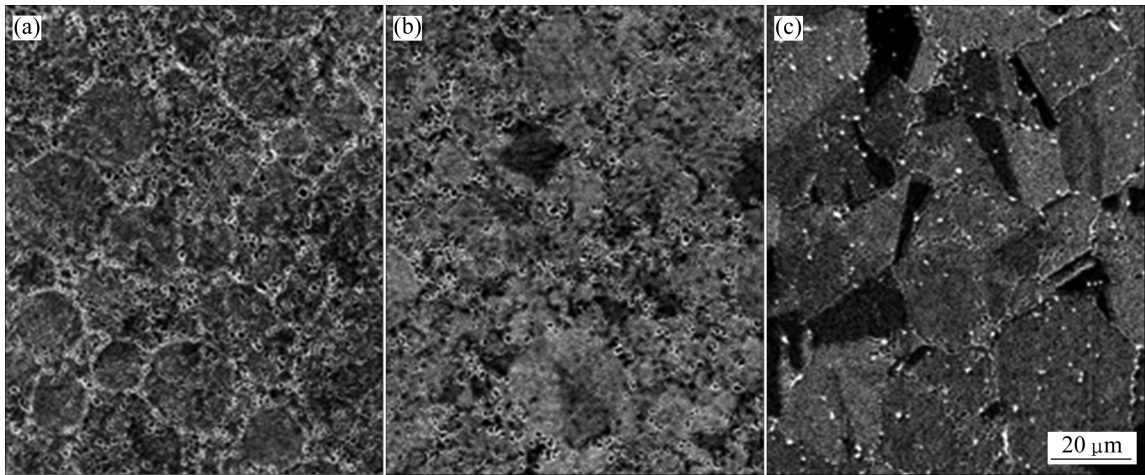


图 1 不同温度热等静压(HIP)处理后的显微组织

Fig.1 Microstructures of alloy after HIP treated at different temperatures: (a) $1\,120\,^{\circ}\text{C}$; (b) $1\,150\,^{\circ}\text{C}$; (c) $1\,180\,^{\circ}\text{C}$

静压温度提高到 1 150 °C, 合金中粉末颗粒的尺寸无明显变化, 原始颗粒边界主要由粗大 γ' 相组成, 且粗大 γ' 相尺寸减小、数量减少, 如图 1(b) 所示; 随 HIP 温度进一步提高到 1 180 °C 时, 合金中晶粒尺寸明显长大, 其尺寸约为 20~40 μm , 晶界平直化特征明显, 且原始颗粒边界区域粗大 γ' 相的数量及尺寸明显减少, 如图 1(c) 所示。

经不同温度 HIP 合金的微观组织如图 2 所示。由图 2 可以看出, 经化学腐蚀后, 合金中的 γ' 相逐渐溶解, 在照片中如微观组织中黑色相, γ 基体相呈灰色, 粗大 γ' 相所包围的区域为原始粉末颗粒。经 1 120 °C HIP 合金中颗粒边界区域的粗大 γ' 相尺寸约为 1~2 μm , 称为一次 γ' 相, 原始颗粒内细小 γ' 相沿相同取向

规则排列, 称为二次 γ' 相, 如图 2(a) 所示。当 HIP 温度提高到 1 150 °C 时, 颗粒内的二次 γ' 相弥散分布, 尺寸约为 0.1~0.3 μm , 原始颗粒边界仍存在粗大 γ' 相, 其粗大 γ' 相周围无细小 γ' 相析出, 称为 γ' 相贫化区, 如图 2(b) 中箭头所示。随 HIP 温度进一步提高到 1 180 °C, 原始颗粒边界的粗大 γ' 相已经消失, 颗粒内为弥散分布的细小 γ' 相, 且在颗粒边界处有白色粒状碳化物析出^[9-10], 如图 2(c) 中白色短箭头所示。

2.2 热处理对合金组织结构的影响

不同温度 HIP 合金经 1 140 °C 固溶及盐浴冷却, 并进行两次时效处理后的组织形貌如图 3 所示。

1 120 °C HIP 合金经完全热处理后的组织形貌如图

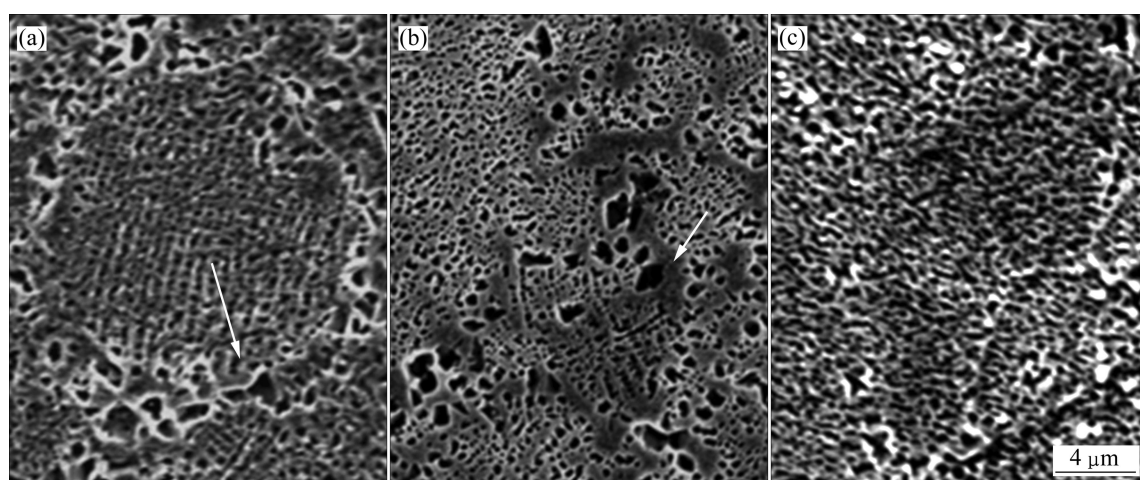


图 2 合金经不同温度热等静压后的微观形貌

Fig.2 Morphologies of alloys after HIP treated at different temperatures: (a) Previous particle boundary marked by arrow in alloy HIP treated at 1 120 °C; (b) After HIP treated at 1 150 °C, γ' -free phase region near coarser γ' -phase marked by arrow; (c) After HIP treated at 1 180 °C, finer γ' phase distributing homogeneously along boundaries

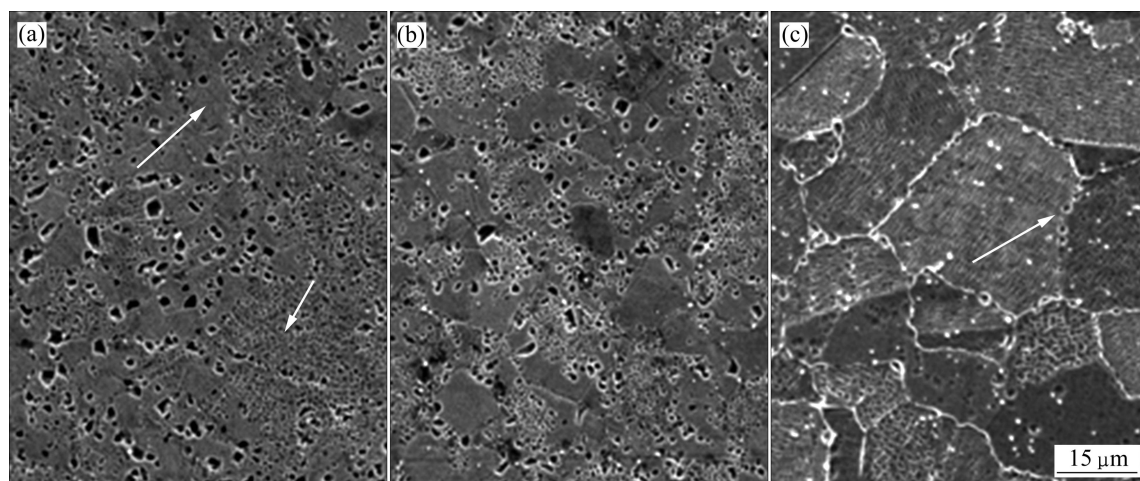


图 3 不同温度热等静压合金经完全热处理后的显微组织

Fig.3 Microstructures of different HIP treated alloy after full heat treatment at different temperatures: (a) 1 120 °C; (b) 1 150 °C; (c) 1 180 °C

3(a)所示。由图 3(a)可以看出, 尺寸约为 $1\sim 2\ \mu\text{m}$ 的粗大粒状 γ' 相在原始颗粒边界不连续分布, 在粗大 γ' 相周围无细小 γ' 相析出, 如图 3(a)中白色长箭头所示, 而晶内有细小 γ' 相弥散析出, 如图 3(a)中白色短箭头所示。

与图 3(a)相比, $1\ 150\ ^\circ\text{C}$ HIP 合金经完全热处理后, 组织形貌无明显差别, 细小 γ' 相仍在晶内弥散分布, 如图 3(b)所示。随 HIP 温度提高到 $1\ 180\ ^\circ\text{C}$ 及完全热处理后, 晶内析出的细小 γ' 相均匀弥散分布, 合金中粗大 γ' 相已基本溶解, 仅少量尺寸约为 $1\ \mu\text{m}$ 的一次 γ' 相残留于晶界处, 如图 3(c)中箭头所示。

不同温度 HIP 合金经完全热处理后的组织形貌如图 4 所示。由图 4 可知, $1\ 120$ 和 $1\ 150\ ^\circ\text{C}$ 热等静压合金经完全热处理后, 在晶界区域析出的粗大 γ' 相数量较多, 粗大 γ' 相的周边存在 γ' 相贫化区(见图 4(a)中箭头), 且在粗大 γ' 相处出现平滑晶界(见图 4(b)中箭头)。而 $1\ 180\ ^\circ\text{C}$ HIP 合金经完全热处理后, 合金中沿晶界分布的粗大 γ' 相尺寸和数量明显减少, 在晶内析出的二次 γ' 相排列规则, 并有尺寸约为 $0.2\ \mu\text{m}$ 的白色粒状碳化物^[11]沿晶界析出(见图 4(c)中箭头), 且 γ' 相在不同晶内按不同取向排列(见图 4(c))。

2.3 热等静压温度对合金持久性能的影响

不同温度 HIP 合金经完全热处理后, 在 $650\ ^\circ\text{C}$ 、 $1\ 034\ \text{MPa}$ 条件下进行持久性能测试, 其结果列于表 2。从表 2 可以看出, 经 $1\ 120$ 和 $1\ 150\ ^\circ\text{C}$ HIP 处理及完全热处理后, 合金的持久寿命分别是 35.1 和 $36.2\ \text{h}$, 伸长率分别为 3.7% 和 3.6% , 具有相近的持久性能。当热等静压温度提高到 $1\ 180\ ^\circ\text{C}$ 及完全热处理后, 合金的持久寿命提高到 $159.6\ \text{h}$, 伸长率降低到 2.4% ,

表 2 热等静压温度对合金持久性能的影响

Table 2 Effect of HIP temperature on enduring properties of FGH95 alloy

HIP temperature/ $^\circ\text{C}$	Life time/h	Elongation, $\delta/\%$	Reduction of area, $\psi/\%$
1 120	35.1	3.7	6.3
1 150	36.2	3.6	6.0
1 180	159.6	2.4	4.7

断面收缩率为 4.7% , 这表明合金经 $1\ 180\ ^\circ\text{C}$ 热等静压和完全热处理后, 具有较长的持久寿命和较低的塑性。

2.4 持久性能测试期间的变形特征

合金经 $1\ 180\ ^\circ\text{C}$ HIP 及完全热处理后, 在 $650\ ^\circ\text{C}$ 、 $1\ 034\ \text{MPa}$ 条件下持续 $159.6\ \text{h}$ 断裂后的透射(TEM)微观形貌如图 5 所示。合金中的晶界具有弯曲特征, 如图 5(a)中黑色箭头所示, 在持久断裂合金的局部区域具有层错条纹, 其中两组不同取向的层错条纹相互垂直, 如图 5(a)中白色箭头所示。在合金另一局部区域存在的层错条纹如图 5(b)中长箭头所示, 并有 $\langle 110 \rangle$ 超位错剪切 γ' 相, 如图 5(b)中黑色短箭头所示, 这表明在持久性能测试期间, 合金的变形机制为位错剪切 γ' 相。其中, 对产生层错的分析认为: $(1/2)\langle 110 \rangle$ 位错在 γ 基体中滑移, 当 $\langle 110 \rangle$ 超位错切入 γ' 相中发生分解, 可形成 $(1/3)\langle 112 \rangle$ 超肖克莱不全位错, 且在两肖克莱不全位错之间形成层错^[12-13]。合金中析出的粒状碳化物如图 5(c)中箭头所示, 持久性能测试期间, 在基体中的位错运动至碳化物受阻, 可在碳化物前沿塞积形成位错缠结, 如图 5(c)中 A 和 B 区域所示。

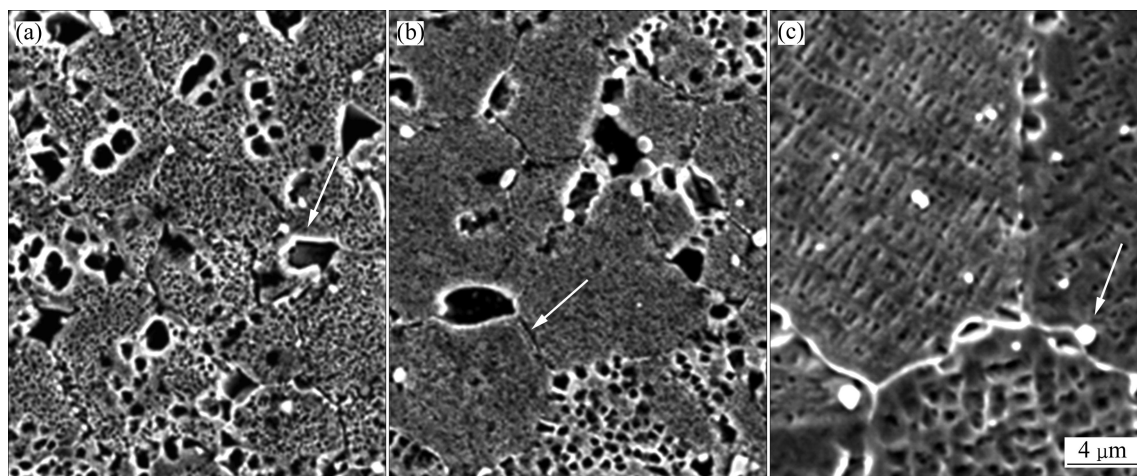


图 4 完全热处理后不同温度热等静压合金的组织形貌

Fig.4 Morphologies of different HIP treated alloys after full heat treatment: (a) $1\ 120\ ^\circ\text{C}$; (b) $1\ 150\ ^\circ\text{C}$; (c) $1\ 180\ ^\circ\text{C}$

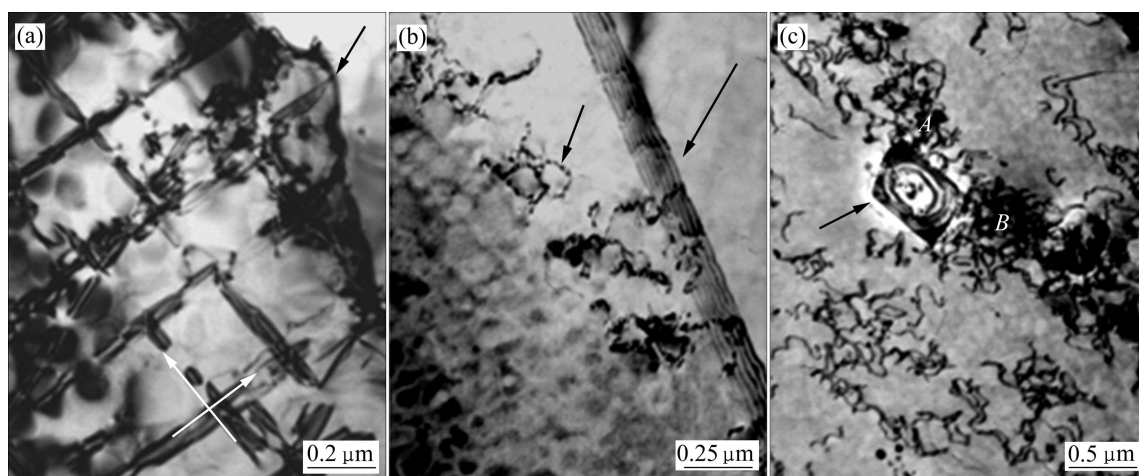


图 5 在 650 °C、1 034 MPa 条件下经 1 180 °C 热等静压及完全热处理合金持久断裂后的微观组织

Fig.5 Microstructures of alloy by 1 180 °C HIP treated and full heat treated alloy after enduring rupture: (a) Stacking fault as marked by arrows; (b) Dislocations shearing into γ' phase marked by shorter arrow, and stacking fault marked by longer arrow; (c) Dislocation tangles piled up in region near carbide as marked by letters A and B

2.5 合金的蠕变断裂特征

经 1 150 °C HIP 及 1 140 °C 固溶和时效处理后, 在 650 °C、1 034 MPa 蠕变断裂后合金的断口形貌如图 6 所示。由图 6 可以看出, 在断口中存在类似球状

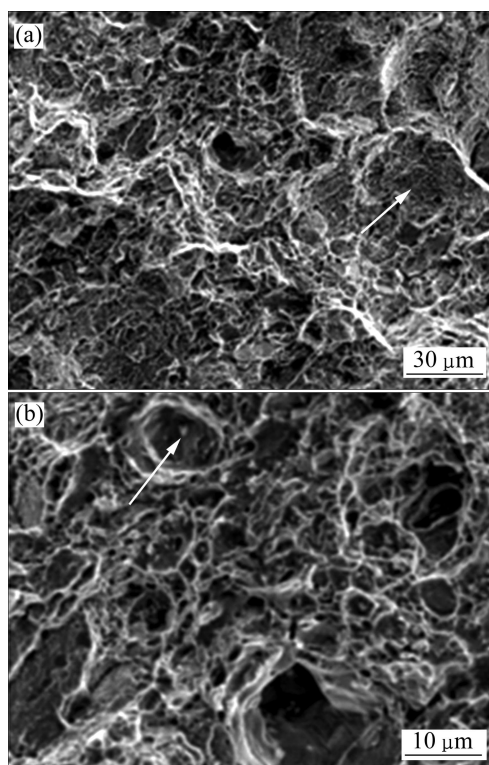


图 6 在较低温度条件下进行热等静压合金的断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of alloys HIP treated at lower temperatures: (a) Fracture morphology; (b) Magnified morphology

的断裂特征(见图 6(a)中箭头), 其尺寸约为 30 μm , 与原始粉末颗粒的尺寸相当, 具有沿原始粉末颗粒边界断裂的特征, 并在断口中存在形状各异的韧窝, 这表明沿粉末颗粒边界的断裂为韧性断裂, 且与粉末颗粒边界存在 γ' 相贫化区密切相关。合金在 γ' 相贫化区发生断裂后的韧窝较浅, 且在韧窝处有粒状碳化物(见图 6(b)中箭头), 该合金持久断裂后的伸长率为 3.6%, 与 1 180 °C HIP 及固溶、时效处理合金相比, 塑性较好。

经 1 180 °C HIP 及完全热处理后, 合金在 650 °C、1 034 MPa 蠕变 159.6 h 断裂后的断口形貌如图 7 所示。断口的低倍形貌如图 7(a)所示, 可以看出, 断口区域凹凸不平, 图 7(a)中上部存在韧窝, 具有韧性断裂特征, 在左下方存在与原始粉末颗粒尺寸相当的类球状凹坑; 并具有解理断裂特征, 其解理平面如图 7(a)中箭头所示, 在断口的解理平面上存在明显的滑移迹线, 如图 7(b)中黑色箭头所示, 表现出韧性和脆性混合断裂的特征, 并在较浅韧窝区域存在白色粒状碳化物, 如图 7(b)中白色箭头所示。

3 讨论

FGH95 合金中 γ' 相的溶解温度为 1 160 °C^[14], 合金经 1 120 和 1 150 °C 热等静压制备成型时, 其温度低于 γ' 相的溶解温度, 在粉末预处理期间, 沿颗粒边界形成的粗大 γ' 相未完全溶解, 合金经 HIP 后再缓慢冷却, γ' 相继续长大, 故有粗大 γ' 相沿原始颗粒边界区域

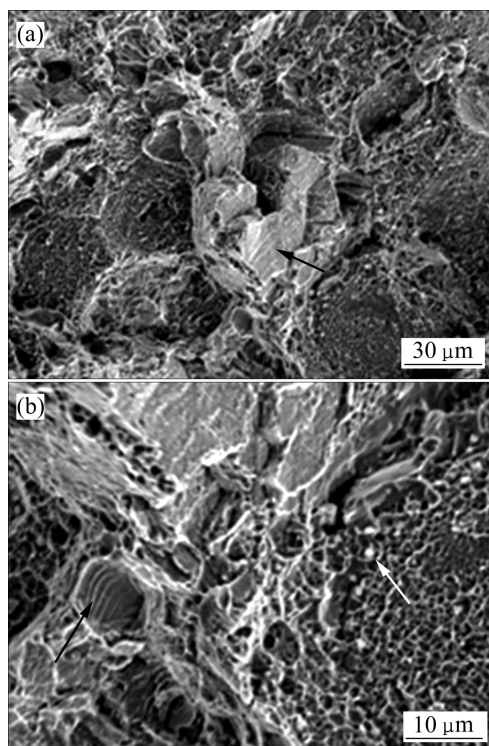


图 7 经 1 180 °C HIP 合金持久断裂后的断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of alloy HIP treated at 1 180 °C crept up to fracture: (a) Feature of cleavage fracture; (b) Carbide particles left in fracture as marked by white arrow

不连续分布。在 HIP 期间, 由于外界给予粉末颗粒的变形能量较小, 不足以产生充分的形变再结晶, 故合金中保持原有粉末颗粒的尺寸, 如图 1(a)和(b)所示。

当 HIP 温度升高到 1 180 °C(已高于 γ' 相的溶解温度)时, 元素的扩散速率提高, 使原始颗粒中枝晶间/臂的成分偏析程度降低; 由于颗粒边界区域粗大 γ' 相已完全溶解, 使晶界迁移阻力减少, 再结晶区域增大, 致使晶粒通过吞噬逐渐长大, 故合金具有较大的晶粒尺寸, 如图 1(c)所示。同时, 由于粉末颗粒表面存在少量细小氧化物, 有利于碳化物以此为核心而长大(碳化物以细小氧化物为核心长大, 仅需较小的形核能^[15]), 因此, 有粒状碳化物沿粉末颗粒边界均匀分布, 如图 1(c)所示。

合金经不同温度 HIP 后, 具有不同的原始颗粒边界。当 HIP 温度低于 γ' 相的溶解温度时, 在原始颗粒边界区域存在较多的粗大 γ' 相, 随后, 经 1 140 °C 固溶及时效期间, 其粗大 γ' 相不能完全溶解, 故仍有粗大 γ' 相分布于原始颗粒边界区域, 如图 4(a)和(b)所示。随 HIP 温度提高到 1 180 °C, 原始颗粒边界区域的粗大 γ' 相已完全溶解, 如图 2 所示; 经完全热处理后,

晶界区域无粗大 γ' 相, 并在晶内有二次 γ' 相弥散析出, 且在不同晶内, 细小的 γ' 相沿不同取向排列, 如图 4(c)所示, 这表明合金经 1 180 °C HIP 及完全热处理后, 可获得较理想的组织结构, 并提高合金的蠕变抗力。

1 120 °C 和 1 150 °C HIP 合金经完全热处理后, 合金中的原始颗粒边界(PPB)主要由一次粗大 γ' 相和粒状碳化物组成, 且粗大 γ' 相周边存在细小 γ' 相贫化区, 如图 4(a)箭头所示, 该细小 γ' 相贫化区具有较低的强度及较高的塑性。由于晶界处存在较多粗大 γ' 相及 γ' 相贫化区, 当合金在高应力持久性能测试期间, 易于在粗大 γ' 相处产生应力集中, 虽然在粗大 γ' 相周围的 γ' 相贫化区易于发生塑性变形及晶界碎化现象^[16], 可释放一部分应力集中, 但仍在近粗大 γ' 相区域发生裂纹的萌生与断裂^[17], 致使合金具有较短的持久寿命。1 180 °C HIP 合金经完全热处理后, 晶粒尺寸明显长大(见图 3(c)), 使合金中的晶界数量减小, 从而降低了微裂纹在晶界处萌生的几率, 且晶界区域粗大 γ' 相的尺寸和数量明显减少, 在外力作用下不易在晶界处产生应力集中, 同时不同晶粒内的细小 γ' 相按不同取向排列, 可阻碍位错运动, 提高合金的蠕变抗力。

在持久性能测试期间, 形变位错运动至 γ' 相, 当应力集中产生的切应力值大于 γ' 相的屈服强度时, $\langle 110 \rangle$ 超位错可切入 γ' 有序相, 如图 5(b)中短箭头所示, 进一步当 $\langle 110 \rangle$ 超位错分解形成两 $\langle 1/3 \rangle \langle 112 \rangle$ 超肖克莱不全位错时, 在两肖克莱不全位错之间形成层错, 从而可抑制位错的交滑移, 提高合金的蠕变抗力, 以上分析与表 2 的实验结果相一致。

4 结论

1) 合金在低于 γ' 相溶解温度进行 HIP 时, 随 HIP 温度的提高, 合金中原始颗粒边界区域粗大 γ' 相的尺寸和数量逐渐减小, 且晶粒尺寸与原始粉末颗粒尺寸相当; 当 HIP 温度提高到 1 180 °C 时, 粗大 γ' 相完全溶解, 晶粒尺寸明显长大。

2) HIP 合金经 1 140 °C 固溶及时效处理后, 晶粒尺寸无明显变化, 并有粒状碳化物在晶内及晶界弥散析出, 其中, 1 180 °C HIP 合金晶界中无粗大 γ' 相及细小 γ' 相贫化区, 致使其在 650 °C、1 034 MPa 条件下具有较好的蠕变抗力及持久性能。

3) 在持久性能测试期间, FGH95 合金变形机制是位错在基体中滑移和剪切 γ' 相。

REFERENCES

- [1] RAUJOL S, PETTINARI F, LOCQ D, CARON P, COUJOU A, CLÉMENT N. Creep straining micro-mechanisms in a powder-metallurgical nickel-based superalloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2004, 387/389: 678–682.
- [2] 陈焕铭, 胡本芙, 李慧英, 宋 铎. 等离子旋转电极雾化 FGH95 高温合金粉末的预处理[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(3): 554–559.
- CHEN Huan-ming, HU Be-fu, LI Hui-ying, SONG Duo. Pre-heat treatment of PREP FGH95 superalloy powders[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, 13(3): 554–559.
- [3] XIE Xi-shan, ZHANG Li-na, ZHANG Mai-chang, DONG Jian-xin, Kenneth B. Micro-mechanical behavior study of non-metallic inclusions in P/M disk superalloy Rene'95[C]// *Superalloys*, TMS, 2004: 451–458.
- [4] BIANCHI L M. Argon atomized superalloys for jet engine discs[C]// *European Powder Metallurgy Conference on Meeting the Challenges of a Changing Market Place*, 2003: 328–332.
- [5] LU Z Z, LIU C L, YUE Z F. Probabilistic safe analysis of the working life of a powder metallurgical turbine disc[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 395: 153–159.
- [6] 邹金文, 汪武祥. 粉末高温合金研究进展与应用[J]. *航空材料学报*, 2006, 26(3): 244–249.
- ZOU Jin-wen, WANG Wu-xiang. Development and application of P/M superalloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2006, 26(3): 244–249.
- [7] 贾 建, 陶 宇, 张义文, 张 莹. 热等静压温度对新型粉末冶金高温合金显微组织的影响[J]. *航空材料学报*, 2008, 28(3): 20–23.
- JIA Jian, TAO Yu, ZHANG Yi-wen, ZHANG Ying. Effects of HIP temperature on microstructures of a new P/M superalloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2008, 28(3): 20–23.
- [8] 王旭青, 罗学军, 邹金文. 热等静压温度对 FGH96 粉末高温合金显微组织的影响[J]. *航空材料学报*, 2006, 26(3): 293–294.
- WANG Xu-qing, LUO Xue-jun, ZOU Jin-wen. Effects of HIP temperature on microstructure of FGH96 superalloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2006, 26(3): 293–294.
- [9] 胡本芙, 陈焕铭, 李慧英, 宋 铎. 等离子旋转电极雾化 FGH95 高温合金原始粉末颗粒中碳化物的研究[J]. *材料工程*, 2003(1): 6–9.
- HU Ben-fu, CHEN Huan-ming, LI Hui-ying, SONG Duo. Research on the carbides in FGH95 superalloy powders prepared by PREP during solidification[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2003(1): 6–9.
- [10] 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): 1–5.
- LIU Dong-ming, 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): 1–5.
- [11] 田素贵, 谢 君, 周晓明, 钱本江, 伦建伟, 于丽丽, 汪武祥. 淬火工艺对 FGH95 合金组织结构与蠕变性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(5): 852–858.
- TIAN Su-gui, XIE Jun, ZHOU Xiao-ming, QIAN Ben-jiang, LUN Jian-wei, YU Li-li, WANG Wu-xiang. Effects of quenching techniques on microstructure and creep properties of FGH95 superalloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(5): 852–858.
- [12] TIAN Su-gui, YU Xing-fu, YANG Jian-hong, ZHAO Nai-ren, XU Hong-bo, HU Zhang-qi. Deformation features of a nickel-base superalloy single crystal during compress creep[J]. *Mater Sci Eng A*, 2004, 379: 141–147.
- [13] 田素贵, 刘 洋, 赵忠刚, 包宪宇. FGH95 粉末镍基合金热处理后的微观组织于蠕变行为[J]. *航空材料学报*, 2009, 29(6): 33–37.
- TIAN Su-gui, LIU Yang, ZHAO Zhong-gang, BAO Xian-yu. Microstructure and creep features of FGH95 powder nickel base superalloy after heat treatment[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2009, 29(6): 33–37.
- [14] 张义文, 张 莹, 张凤戈, 杨士仲. 固溶温度对 FGH95 粉末高温合金性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2002, 23(3): 72–75.
- ZHANG Yi-wen, ZHANG Ying, ZHANG Feng-ge, YANG Shi-zhong. The effect of solution temperature on properties of FGH95 PM superalloy manufactured by PREP[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2002, 23(3): 72–75.
- [15] DOMINGUE J A, BOESCH W J, RADAVIDICH J F. Phase relationships in Rene'95[C]// *Proceeding 4th International Symposium on Superalloy held in Champion. Pennsylvania: TMS*, 1980: 335–344.
- [16] TIAN Su-gui, LIU Yang, ZHOU Xiao-ming, ZHAO Zhong-gang, BAO Xian-yu, WANG Wu-xiang. Creep behaviors of FGH95 powder Ni-base superalloy[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2009, 22(4): 444–448.
- [17] 谢 君, 田素贵, 周晓明, 汪武祥. FGH95 粉末镍基合金的组织结构与蠕变断裂特征[J]. *材料工程*, 2009(增刊 2): 147–151.
- XIE Jun, TIAN Su-gui, ZHOU Xiao-ming, WANG Wu-xiang. Microstructure and creep fracture features of FGH95 nickel-base superalloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2009 (supplement 2): 147–151.

(编辑 龙怀中)