

# 热等静压对第三代单晶高温合金微观组织和高温持久性能的影响

李相伟<sup>1</sup>, 夏忠虎<sup>2</sup>, 郭秋娟<sup>1</sup>, 钟玉梅<sup>1</sup>, 张书彦<sup>1\*</sup>, 张鹏<sup>1</sup>

(1. 东莞材料基因高等理工研究院, 广东 东莞 523808; 2. 长沙理工大学能源与动力工程学院, 湖南 长沙 410014)

**摘要:** 以第三代单晶高温合金为研究对象, 对比标准热处理和热等静压处理前后合金显微疏松和微观组织的变化, 研究热等静压后不同温度固溶处理对微观组织演化规律及消除热等静压后 $\gamma'$ 相粗化的影响, 并在850 °C/586 MPa和1120 °C/140 MPa条件下进行持久性能测试。结果表明: 与标准固溶热处理相比, 经过热等静压处理后的合金共晶相全部溶解于基体中, 合金中的缩孔完全闭合, 枝晶干和枝晶间处的 $\gamma'$ 相粗化长大; 经过1280 °C高温固溶处理后, 枝晶干处粗大 $\gamma'$ 相发生部分回溶, 但是枝晶间存在大块状的 $\gamma'$ 相; 当固溶温度为1310 °C时, 枝晶干和枝晶间处的粗大 $\gamma'$ 相完全回溶, 并二次析出细小 $\gamma'$ 相。对比持久性能发现: 在850 °C/586 MPa条件下, 持久微裂纹主要源于MC碳化物, 经热等静压处理后合金的持久寿命均略低于标准热处理样品; 在1120 °C/140 MPa变形过程中, 枝晶干处的TCP相是主要裂纹源, 热等静压后的样品持久性与标准热处理样品的相当。

**关键词:** 单晶高温合金; 热等静压处理; 微观组织; 枝晶偏析; 持久性能

**中图分类号:** TG317

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1673-9981(2022)05-0794-10

**引文格式:** 李相伟, 夏忠虎, 郭秋娟, 等. 热等静压对第三代单晶高温合金微观组织和高温持久性能的影响[J]. 材料研究与应用, 2022, 16(5): 794-803.

LI Xiangwei, XIA Zhonghu, GUO Qiujuan, et al. Effect of Hot Isostatic Pressing on the Microstructure and High Temperature Durability of Third-Generation Single-Crystal Superalloys[J]. Materials Research and Application, 2022, 16(5): 794-803.

单晶高温合金叶片是航空发动机的关键热端部件。但单晶高温合金叶片在定向凝固制备过程中不可避免地会在枝晶间产生显微疏松<sup>[1-2]</sup>, 再经过后续高温热处理后显微疏松含量进一步增加<sup>[3-4]</sup>, 显著降低了单晶高温合金的拉伸、蠕变和疲劳性能, 严重威胁发动机服役的可靠性<sup>[5-7]</sup>。

热等静压(HIP)是在高温高压密封容器中, 以高压氩气为介质, 对其中的粉末或待压实的烧结坯料(或零件)施加各向均等静压力, 形成高致密度坯料(或零件)的方法<sup>[8-10]</sup>。热等静压处理可以显著降低铸件性能的分散度。采用热等静压修复铸件, 不仅可以恢复合金的微观组织, 而且还能修复蠕变孔洞<sup>[11]</sup>。高温合金叶片在服役过程中, 容易产生蠕变

孔洞及内部组织退化, 如 $\gamma'$ 相体积分数、尺寸、形貌及分布的退化及碳化物的分解和脆性相(TCP相)的析出。常规热处理能恢复合金的微观组织, 但对蠕变过程中产生的孔洞和裂纹的修复只能依靠热等静压<sup>[12-14]</sup>。

虽然定向凝固工艺改善了铸件中的缩孔含量, 但枝晶间区域依然会出现微孔, 而且经过热处理后铸件中微孔的含量继续增加。因此, 热等静压又被应用到定向凝固柱晶和单晶高温合金中<sup>[15-16]</sup>。和思亮等<sup>[16]</sup>对铸态第二代镍基单晶高温合金进行了热等静压处理研究, 发现显微孔洞面积分数降低至0.005%时共晶组织基本消除。热等静压去除合金中枝晶间显微孔洞的同时, 还能提高合金的使用寿命。

收稿日期: 2021-11-11

基金项目: 广东省引进创新创业团队项目(2016ZT06G025); 广东省基础与应用基础研究重大项目(2020B0301030001)

作者简介: 李相伟(1988-), 山东临沂人, 博士, 副研究员, 主要从事高温合金材料与制备研究, E-mail: xiangwei.li@ceamat.com。

通信作者: 张书彦(1982-), 广东惠东人, 博士, 研究员, 主要从事中子散射技术研究, E-mail: shuyan.zhang@ceamat.com。

命,尤其是合金的高周疲劳和低温高应力蠕变寿命<sup>[16-18]</sup>。文献[16]对第二代单晶高温合金研究发现,热等静压后在 980 °C/250 MPa 条件下的高温持久寿命提高 40%。同样,Chang 等<sup>[19]</sup>对 CMSX-4 进行热等静压处理后发现,热等静压处理可显著提高合金的蠕变寿命,相对标准热处理态下提高了约 85%。但是,Reed<sup>[20]</sup>和 Svetlov<sup>[22]</sup>发现,热等静压对合金高温低应力(1150 °C/100 MPa)蠕变寿命并无明显改善作用。Reed 等<sup>[20]</sup>认为,高温低应力蠕变裂纹源主要起源于 TCP 相,虽然热等静压闭合显微疏松,但对蠕变性能影响不明显。

此外,对于单晶高温合金,若热等静压参数(温度和压力)选择不当,就会造成合金的再结晶而严重危害合金的使用性能。因此,本文主要研究热等静压对第三代镍基单晶高温合金微观组织(缩孔、再结晶、 $\gamma'$ 相)和低温高应力(850 °C/586 MPa)、高温低应力(1120 °C/140 MPa)持久性能的影响。

## 1 实验部分

实验材料为 DD33 第三代单晶高温合金,合金名义成分列于表 1。

表 1 实验合金 DD33 名义成分

Table 1 The nominal compositions of the experimental alloy

成分	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	Hf	C	Ni
含量 $w/\%$	2.5	9	6	1.5	6	0.2	8	0.1	0.022	余量

采用定向凝固工艺(HRS 工艺)拉制单晶试棒,然后选用普通高温热处理炉和 QIH-15 热等静压炉,分别进行标准固溶(1335 °C/10 h,空冷)处理和热等静压处理(1350 °C/4 h,104 MPa,炉冷)。利用电火花线切割机垂直于定向凝固方向,切取样品并制备金相试样。试样经磨抛后进行化学腐蚀,腐蚀剂的成分为  $\text{CuSO}_4(4 \text{ g}) + \text{HCl}(10 \text{ mL}) + \text{H}_2\text{O}(20 \text{ mL})$ ,然后运用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)观察合金的组织形貌。沿定向凝固方向切取  $1 \text{ mm} \times 1 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$  的立方体样品,采用高分辨透射 X 射线三维成像技术分别表征标准固溶处理及热等静压处理后样品中显微孔洞的三维形貌。利用电子探针(EPMA)分别测量两种热处理后样品的枝晶干和枝晶间区域元素成分,并计算枝晶偏析系数  $K_i = C_i^d / C_i^{id}$ ,其中  $C_i^d$  为元素在枝晶干位置的含量, $C_i^{id}$  为元素在枝晶间位置的含量,测试点位置如图 1 所示。

为消除热等静压过程中产生的  $\gamma'$  相粗化,热等静压后的样品分别经过 1280 °C/2 h、1295 °C/2 h、1295 °C/4 h、1310 °C/2 h 重新固溶处理,然后空冷,最后观察比较经不同条件固溶处理后的合金组织  $\gamma'$  相的形貌。

选取经标准固溶处理和热等静压后重新固溶(1310 °C/2 h,空冷)的样品,分别进行相同的时效处理(1180 °C/4 h,空冷和 870 °C/4 h,空冷),然后加工成标准持久性能试样(见图 2),并在 850 °C/586 MPa 和 1120 °C/140 MPa 条件下进行持久性能测试。

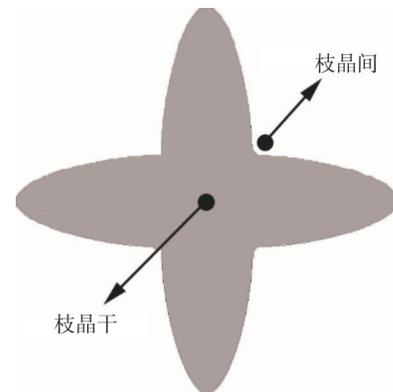


图 1 枝晶偏析测量选取的枝晶干和枝晶间测试点位置示意图

Figure 1 Schematic diagram of compositional measurement in the dendrite (D) core and interdendritic (ID) region of single crystal superalloys

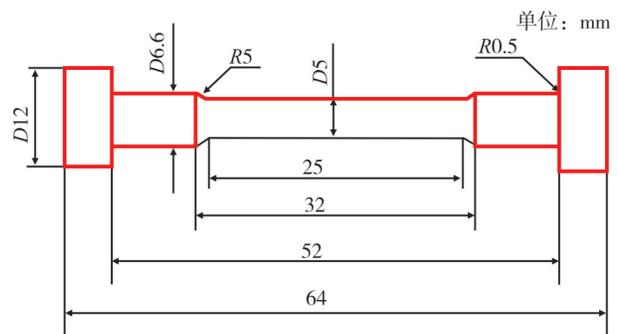


图 2 高温持久试样示意图

Figure 2 Schematic diagram of stress rupture tests

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 热等静压对合金微观组织的影响

#### 2.1.1 热等静压对显微孔洞的影响

图3为合金分别经过标准固溶处理和热等静压处理后的微观组织形貌。从图3可见,经标准固溶

处理后,组织中的共晶完全消除,但合金中存在大量显微孔洞;经热等静压处理后,共晶全部溶解的同时并没有发现初熔,而且没有观察到显微孔洞。进一步采用高分辨透射X射线三维成像技术观察样品内显微孔洞三维形貌发现,标准热处理后显微孔洞的体积分数为0.16%,而经过热等静压处理后显微孔洞完全闭合。

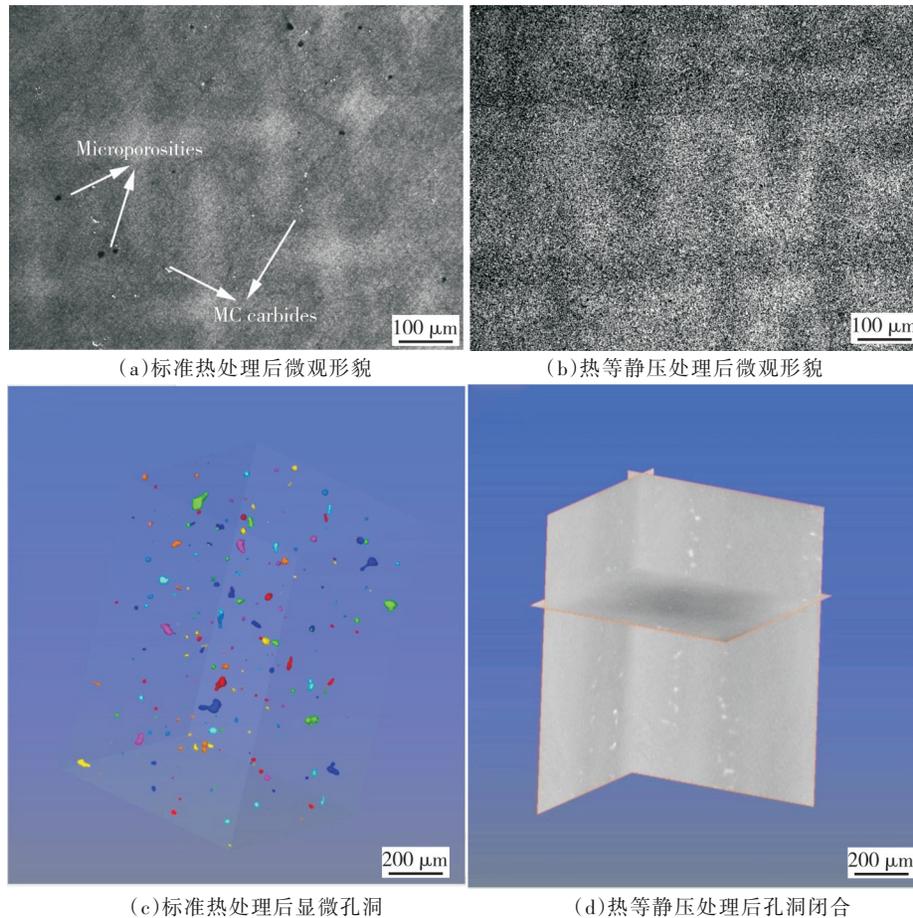


图3 标准固溶处理和热等静压处理后显微孔洞组织对比

Figure 3 Comparison of microstructures of the alloys by conventional heat treatment and HIP:

#### 2.1.2 热等静压对 $\gamma'$ 相形貌的影响

采用SEM进一步观察两种热处理后 $\gamma'$ 形貌,其结果如图4所示。从图4可见:标准固溶处理的样品,其枝晶干和枝晶间均析出细小的 $\gamma'$ 相,由于枝晶间富含Al、Ta等元素,导致枝晶间的 $\gamma'$ 相快速长大,尺寸大于枝晶干处的 $\gamma'$ 相;热等静压处理的样品,其枝晶干和枝晶间处的 $\gamma'$ 相尺寸较标准固溶处理的变大,而枝晶间的 $\gamma'$ 相尺寸明显大于枝晶干处的。

图5为经过1340℃保温2h后试样微观组织图片。从图5可见:在没有压力条件下,经1340℃固溶

处理后合金中出现少量初熔;而试样在1350℃和104 MPa压力条件下保温4h后,合金没有发生初熔。

Kim等<sup>[23]</sup>研究发现,压力也可以提高GTD111(DS)合金的初熔温度。根据Clausius-Clapeyron方程可知,相变温度 $\Delta T$ 与压力 $\Delta P$ 的关系为 $\Delta T = \left( \frac{T\Delta V}{L} \right) \Delta P$ ,其中 $\Delta T$ 为相变温度的变化、 $\Delta V$ 为相变时的体积变化、 $L$ 为相变潜热、 $\Delta P$ 为压力变化。在熔化的过程中相变潜热总是正值,而且固相变为液

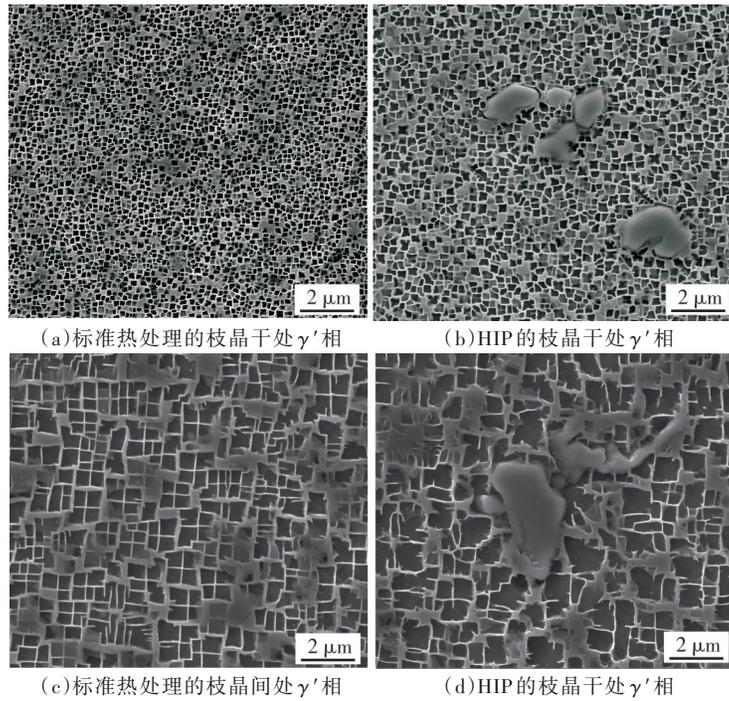


图 4 标准固溶处理和热等静压处理后的  $\gamma'$  相形貌

Figure 4 Morphology of  $\gamma'$  in the alloy by heat treatment and HIP

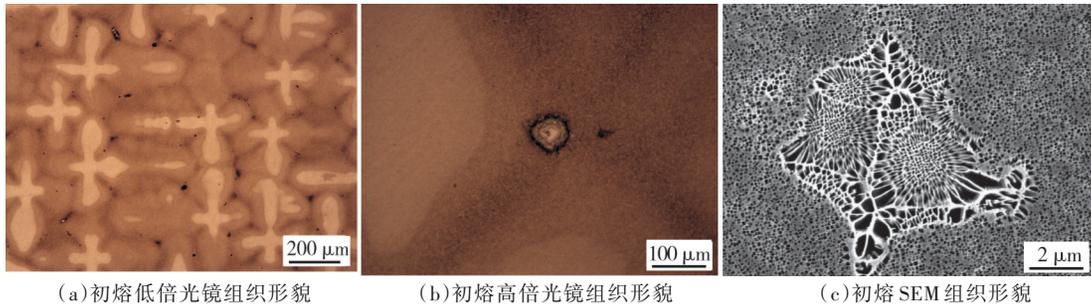


图 5 实验合金经 1340 °C/2 h 处理后的微观组织形貌

Figure 5 Microstructures of the alloy by solution heat treatment at 1340 °C for 2 h

相体积膨胀  $\Delta V$  也为正值,因此相变温度随着压力的增加而升高。由此可知,热等静压试样未发生初熔,是由于压力的存在提高了合金的固液转变温度所致。

由于热等静压温度高,元素扩散快,使得共晶全部溶解,而且在压力的作用下能闭合合金中的缩孔。但是,热等静压后的样品是以炉冷的方式进行冷却,相比传统固溶处理后的空冷,热等静压样品冷却速度较慢,导致  $\gamma'$  相的尺寸变大。图 6 为采用标准固溶处理和热等静压处理后合金中元素的枝晶偏析。从图 6 可见,相比标准固溶处理,热等静压后的合金成分更加均匀,尤其是元素 Re 的枝晶偏析显著降低,与文献[16]的研究结果类似。

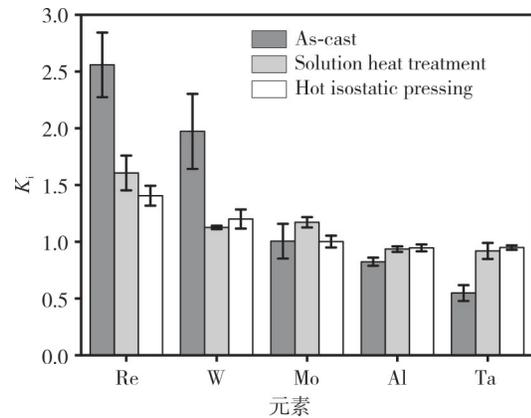


图 6 不同工艺处理后元素的枝晶偏析行为  
Figure 6 Dendritic segregation behavior of elements treated by different processing

### 2.1.3 热等静压后再固溶处理对 $\gamma'$ 相的影响

为消除热等静压后产生的粗大 $\gamma'$ 相,合金分别经过1280 °C/2 h、1295 °C/2 h、1295 °C/4 h、1310 °C/2 h重新固溶处理,微观组织如图7所示。从图7可见:经1280 °C保温2 h后,枝晶干处粗大的 $\gamma'$ 相发生部分回溶且析出细小的 $\gamma'$ 相,而枝晶间存在大块状的 $\gamma'$ 相;经1295 °C保温2 h后,枝晶干处的粗大 $\gamma'$

相全部回溶并析出细小的 $\gamma'$ 相,枝晶间处的粗大 $\gamma'$ 相也逐渐溶解;当固溶温度不变保温时间延长至4 h后,枝晶干的 $\gamma'$ 相尺寸未发生变化,而枝晶间处反而出现了尺寸更大的 $\gamma'$ 相;继续提高固溶处理温度到1310 °C时,枝晶干处重新析出的细小 $\gamma'$ 相并有长大趋势,枝晶间处粗大的 $\gamma'$ 相完全回溶并重新析出细小的二次 $\gamma'$ 和三次 $\gamma'$ 相。

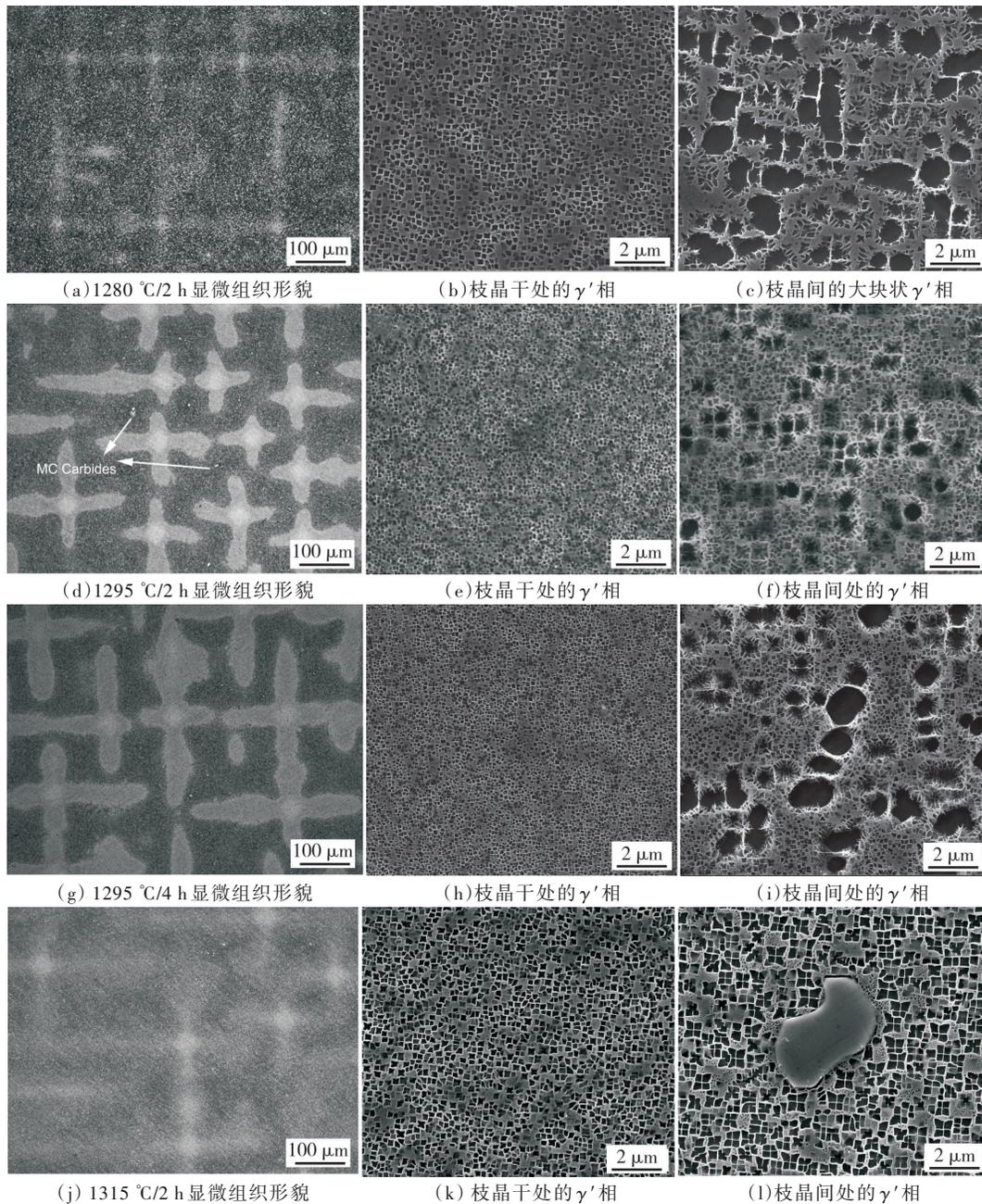


图7 热等静压后在不同温度下固溶处理后的显微组织形貌

Figure 7 Microstructure of the alloy after different solution heat treatment

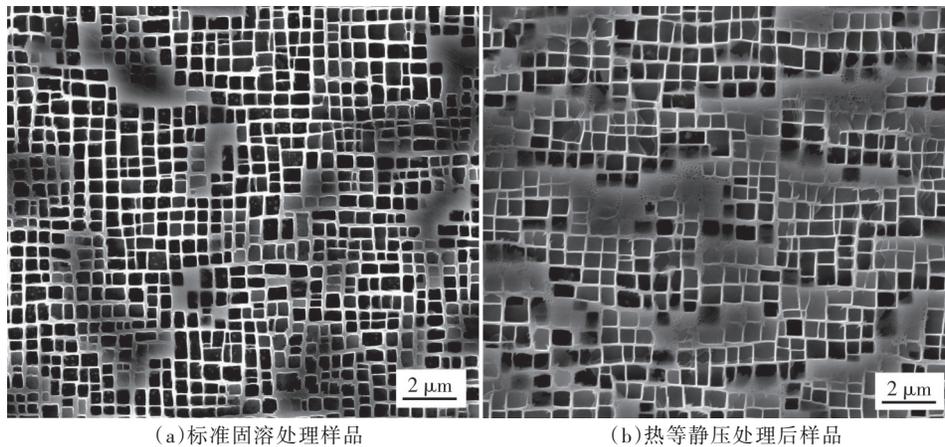
由于合金中Al、Ta等元素偏析于枝晶间,导致枝晶间处的 $\gamma'$ 相溶解温度高于枝晶干处的。因此,当

1280 °C固溶处理时,枝晶干处的 $\gamma'$ 相先发生溶解,而枝晶间处粗大的 $\gamma'$ 相部分溶解。提高固溶温度后,

合金中枝晶间的  $\gamma'$  相也逐渐开始溶解,即大块的  $\gamma'$  相的体积分数逐渐减少。但是,随着保温时间的延长,未溶解的  $\gamma'$  相发生奥斯瓦尔德熟化,即枝晶间大块的  $\gamma'$  相开始长大,只有固溶温度高于枝晶间的  $\gamma'$  相溶解温度时,  $\gamma'$  相才能全部溶解并析出细小的  $\gamma'$  相。

与标准固溶热处理相比,热等静压的试样经重新固溶处理后  $\gamma'$  相的尺寸略大。将标准固溶处理

的样品和经过 1315 °C/2 h 重新固溶的热等静压样品,分别采用相同的时效制度处理,得到的  $\gamma'$  相形貌如图 8 所示。从图 8 可见,与标准固溶热处理样品相比,经过热等静压重新固溶后的合金中,  $\gamma'$  相尺寸变大,立方度也略有降低。这可能是由于经过 1315 °C/2 h 重新固溶处理后的  $\gamma'$  相尺寸较大,经过相同的时效过程后  $\gamma'$  相尺寸也较大。



(a) 标准固溶处理样品

(b) 热等静压处理后样品

图 8 样品经相同时效制度处理后枝晶干处  $\gamma'$  相形貌Figure 8 Morphology of  $\gamma'$  in the dendrite region after different heat treatment

## 2.2 热等静压对合金持久性能的影响

### 2.2.1 热等静压对持久寿命的影响

经标准固溶处理和热等静压处理后的合金采用相同的时效制度处理后,研究他们在低温高应力 (850 °C/586 MPa) 和高温低应力 (1120 °C/140 MPa) 条件下的持久性能,对比结果列于表 2。由表 2 可知,在两个实验条件下,经热等静压处理后的合金持久寿命均低于标准热处理样品。

表 2 热等静压对合金持久性能的影响

Table 2 Effect of HIP on the durability of the alloys

持久条件	热处理制度	寿命/h
850 °C/586 MPa	标准热处理	352
	热等静压	320
1120 °C/140 MPa	标准热处理	112
	热等静压	106

### 2.2.2 持久断口形貌

图 9 为 850 °C/586 MPa 下热等静压样品不同区域的持久断口形貌。从图 9 可见,断口可分为 3 个区,分别为韧窝断裂区、滑移面断裂和韧窝断裂混合区。

合金热等静压处理后,其在高温低应力

(1120 °C/140 MPa) 下的持久断口形貌如图 10 所示。从图 10 可见,其断口为撕裂韧窝型断裂,但韧窝变浅。

为进一步研究热等静压样品断裂的原因,对低温高应力和高温低应力的断面进行纵向解剖,形貌如图 11 所示。从图 11 可见:在低温高应力断口处,裂纹主要源于枝晶间的碳化物;而在高温低应力的断口处,枝晶干和枝晶间都出现裂纹,枝晶间的裂纹主要源于碳化物处,而枝晶干的裂纹主要源于 TCP 相处。

与标准热处理的低温高应力蠕变断口相比,热等静压样品的持久断口的韧窝区域的面积变小而滑移面断裂和韧窝断裂混合区的面积变大,而二者的高温低应力持久断口形貌相同均为韧窝断裂。

热等静压样品经过时效处理后,  $\gamma'$  相的尺寸增加,而且立方度变差,这可能是其性能下降的主要原因之一。低温高应力持久寿命还与合金的取向密切相关<sup>[24-25]</sup>。由于标准热处理试样的取向更加靠近 [001]—[011] 边界 (见图 12), 导致更容易开动双滑移系形成层错锁,抑制  $\langle 112 \rangle$  位错剪切  $\gamma'$  相,从而提高合金的持久寿命<sup>[26]</sup>。虽然热等静压能完全消除缩孔,降低枝晶间处产生裂纹的倾向性,但是在变形的过程中枝晶间的碳化物处依然存在应力集中,而逐渐成为裂纹源,降低合金性能。

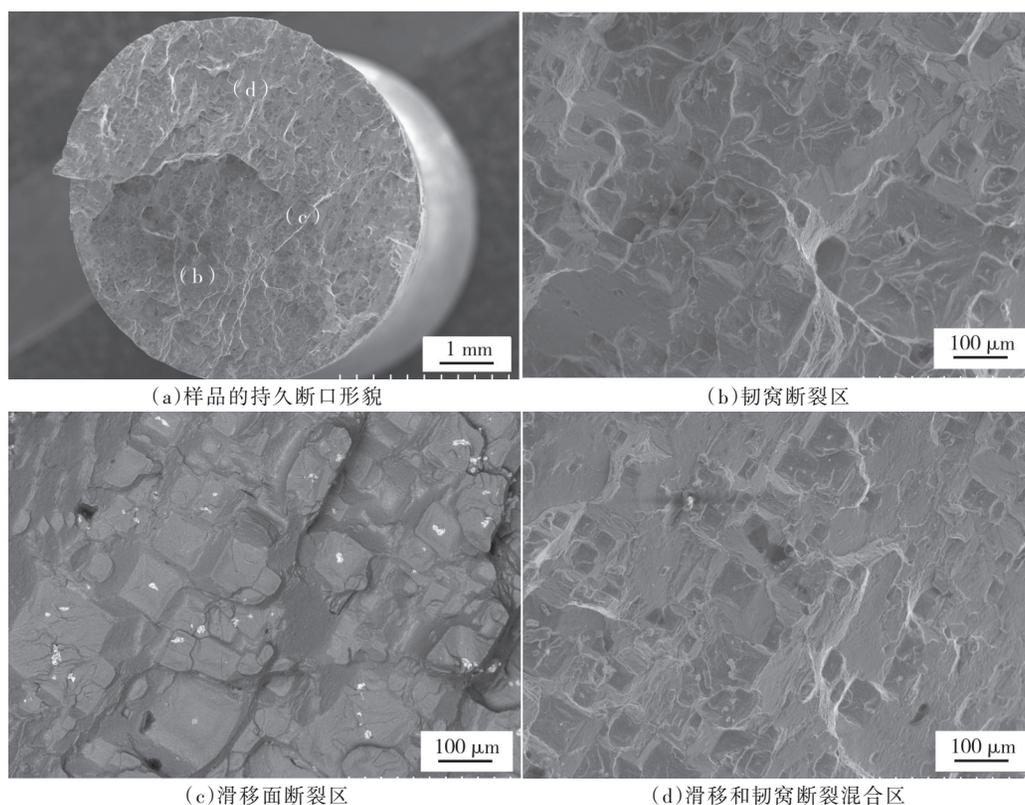


图9 850 °C/586 MPa下热等静压样品不同区域的持久断口形貌

Figure 9 Microstruture of fracture surface at different regions in HIPed alloy from 850°C/586MPa creep test

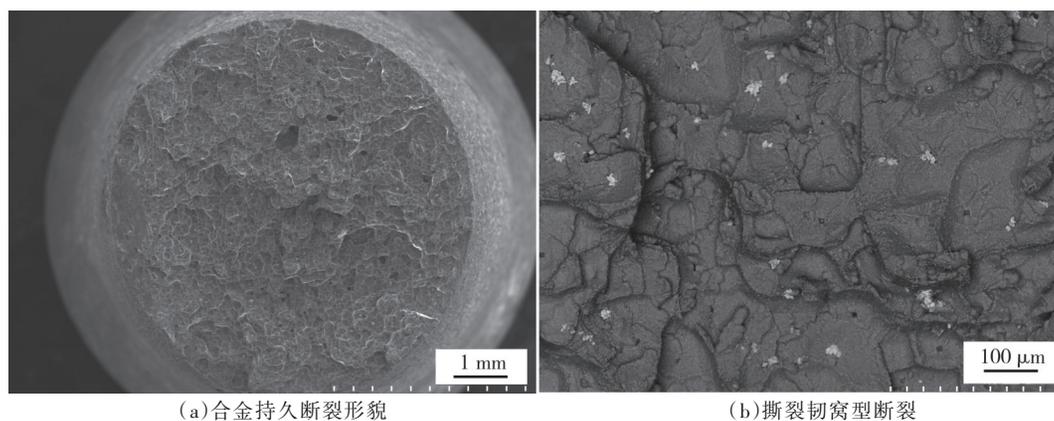


图10 1120 °C/140 MPa下热等静压样品的持久断口形貌

Figure 10 Microstruture of fracture surface in the HIPed alloy from 1120°C/140MPa creep test

在高温低应力蠕变变形过程中,枝晶干处的TCP相和枝晶间碳化物或者缩孔是主要裂纹源<sup>[27]</sup>。与标准热处理相比,热等静压处理温度更高,难熔元素尤其是Re元素枝晶的偏析减轻。枝晶干处的TCP相形成元素过饱和度降低,会延缓TCP相的析出,从而提高合金的性能。尽管热等

静压能使缩孔完全闭合,但是在高温低应力条件下元素扩散加快,枝晶间产生蠕变孔洞,导致合金产生裂纹的几率上升,合金的性能下降。另外, $\gamma'$ 相尺寸的增加也会导致合金性能下降。因此,综合以上原因,使得热等静压后的样品与标准热处理的样品的性能相当。

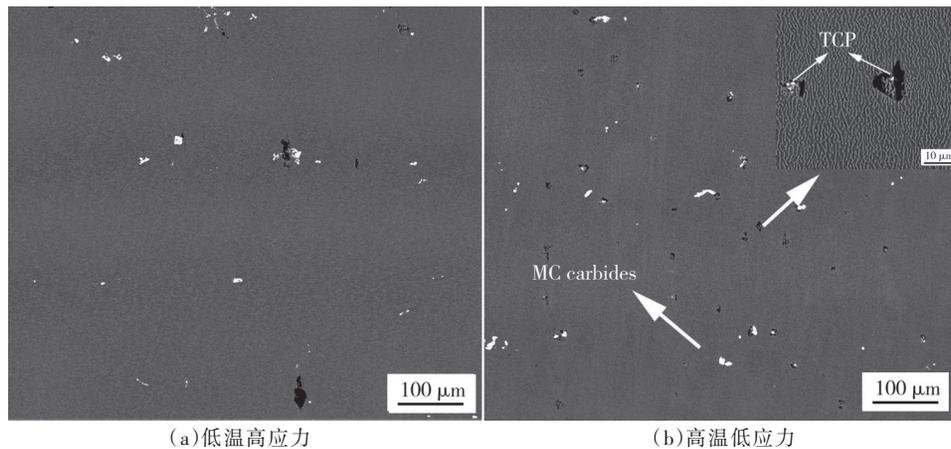


图 11 热等静压合金断口纵向剖面的微观组织形貌

Figure 11 Microstructure of longitudinal section of fracture in the HIPed alloy

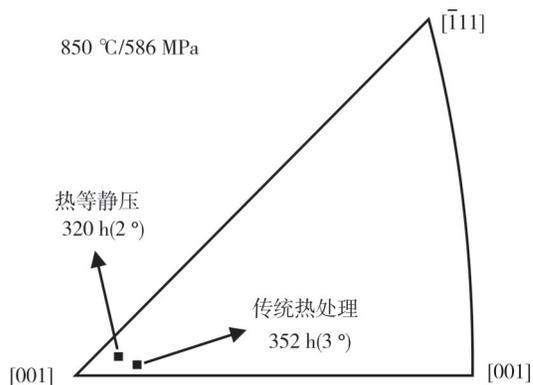


图 12 合金在 850 °C/586 MPa 条件下的蠕变寿命与取向的关系图

Figure 12 Creep life shown as a function of orientation for the alloys tested at 850 °C/586 MPa

### 3 结论

(1)热等静压能消除共晶和缩孔,提高合金的固液相线,减轻合金发生初熔的倾向,但 $\gamma'$ 相发生长大粗化。热等静压后,合金元素尤其是难熔元素 Re 的枝晶偏析减轻。

(2)在重新固溶过程中,枝晶干处的 $\gamma'$ 相首先溶解,随着固溶温度升高到 1315 °C,枝晶间的 $\gamma'$ 相溶解。重新固溶后,合金中没有出现缩孔,也未发生再结晶。

(3)与标准热固溶处理相比,热等静压对合金的低温高应力(850 °C/586 MPa)和高温低应力(1120 °C/140 MPa)的持久寿命影响不大。

### 参考文献:

- [1] ROSKOSZ S, ADAMIEC J. Methodology of quantitative evaluation of porosity, dendrite arm spacing and grain size in directionally solidified blades made of CMSX-6 nickel alloy [J]. Mater Charact, 2009, 60 (10):1120.
- [2] 李相伟,王莉,刘心刚,等. HRS 和 LMC 工艺对第三代镍基单晶高温合金 DD33 中显微孔洞的影响[J]. 材料研究学报, 2014, 28:656-662.
- [3] ANTON D L, GIAMEI A F. Porosity distribution and growth during homogenization in single crystals of a nickel-base superalloy [J]. Mater SciEng, 1985, 76 (1): 173.
- [4] LI X W, WANG L, DONG J S, et al. Evolution of micro-pores in a single crystal nickel-based superalloy during solution heat treatment [J]. Metall Mater Trans A, 2017, 48(6): 2682-2686.
- [5] MURAKAMI Y, ENDO M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue-strength. Int J Fatigue, 1994, 16(3):163.
- [6] LE GRAVEREND J B, CORMIER J, KRUCH S, et al. Microstructural parameters controlling high-temperature creep life of the nickel-base single-crystal superalloy MC2 [J]. Metall Mater Trans, 2012, 43 (11): 3988.
- [7] LAMM M, SINGER R F. The effect of casting conditions on the high-cycle fatigue properties of the singlecrystal nickel-base superalloy PWA 1483 [J]. Metall Mater Trans A, 2007, 38(6): 1177.
- [8] LOH N L, SIA K Y. An overview of hot isostatic pressing [J]. J Mater Process Tech, 1992, 30:45-65.

- [9] ATKINSON H V, DAVIES S. Fundamental aspects of hot isostatic pressing: An overview [J]. *Metall Mater Trans*, 2000, 31: 2981.
- [10] WEI C N, BOR H Y, CHANG L. Effect of hot isostatic pressing on microstructure and mechanical properties of CM-681LC nickel-base superalloy using micro-cast [J]. *Mater Trans*, 2008, 49: 193.
- [11] 宋富阳, 张剑, 郭会明等. 热等静压技术在镍基铸造高温合金领域的应用研究 [J]. *材料工程*, 2021(49): 65-74.
- [12] KIM M T, CHANG S Y, WON J B. Effect of HIP process on the micro-structural evolution of a nickel-based superalloy [J]. *Mat Sci Eng A-Struct*, 2006, 441: 126-134.
- [13] LVOVA E. A comparison of aging kinetics of new and rejuvenated conventionally cast GTD-111 gas turbine blades [J]. *J Mater Eng Perform*, 2007, 16: 254-264.
- [14] RETTBERG L H, TSUNEKANE M, POLLOCK T M. Rejuvenation of nickel-based superalloys GTD444 (DS) and Rene N5 (SX) [M]. New York: John Wiley & Sons, 2012.
- [15] 李寒松, 孙士江, 刁爱民, 等. 热等静压对 DD419 单晶高温合金组织与持久性能的影响 [J]. *铸造*, 2021(5): 554-559.
- [16] 和思亮, 赵云松, 鲁凡, 等. 热等静压对铸态及固溶态第二代镍基单晶高温合金显微缺陷及持久性能的影响 [J]. *金属学报*, 2020, 56: 1195-1205.
- [17] FRITZEMEIER L G. The influence of high thermal gradient casting, hot isostatic pressing and alternate heat treatment on the structure and properties of a single crystal nickel base superalloys [M]. Warrendale: TMS, 1988: 713-721.
- [18] WASSON A J. The impact of carbon on single crystal nickel-base superalloys: Carbide behavior and alloy performance [C]. Gainesville, Florida: University of Florida, 2010.
- [19] CHANG J C, CHOI C, KIM J C, et al. Development of microstructure and mechanical properties of a Ni-base single-crystal superalloy by hot-isostatic pressing [J]. *J Mater Eng Perform*, 2003, 12: 420
- [20] REED R C, COX D C, RAE C M F. Damage accumulation during creep deformation of a single crystal superalloy at 1150 degrees C [J]. *Mat Sci Eng A-Struct*, 2007, 448: 88-96.
- [21] SVETLOV I V, EVGENOV A G, NAPRIENKO S A. High temperature creep and the defect structure of nickel based superalloy single crystals after hot isostatic pressing [J]. *Russian Metallurgy*, 2012, 38: 6-11.
- [22] 骆宇时, 郭会明, 赵云松, 等. 热等静压对第二代 DD6 单晶高温合金高温高周疲劳性能的影响 [J]. *机械工程材料*, 2016, 40(7): 51
- [23] KIM M T, OH O Y. Effect of high pressure on the solid-liquid phase change of a nickel base superalloy during hot isostatic pressing [J]. *J Alloy Compd*, 2009, 477: 224-232.
- [24] LEVERANT G R, KEAR B H. Mechanism of creep in gamma prime precipitation hardened nickel-base alloys at intermediate temperatures [J]. *Metall Trans*, 1970(1): 491-498.
- [25] MACKAY R A, MAIER R D. The influence of orientation on the stress rupture properties of nickel-base superalloy single crystals [J]. *Metall Trans A*, 1982, 13: 1747-1754.
- [26] MATAN N, COX D C, CARTER P, et al. Creep of CMSX-4 superalloy single crystals: effects of misorientation and temperature [J]. *Acta Materialia*, 1999, 47: 1549-1563.
- [27] LI X W, LIU T, WANG L, et al. Effect of carbon content on the microstructure and creep properties of a 3rd generation single crystal nickel-base superalloy [J]. *Mater Sci Eng*, 2015, 639: 732-738.

## Effect of Hot Isostatic Pressing on the Microstructure and High Temperature Durability of Third-Generation Single-Crystal Superalloys

LI Xiangwei<sup>1</sup>, XIA Zhonghu<sup>2</sup>, GUO Qiujuan<sup>1</sup>, ZHONG Yumei<sup>1</sup>, ZHANG Shuyan<sup>1\*</sup>, ZHANG Peng<sup>1</sup>

(1. Centre of Excellence for Advanced Materials, Dongguan 523808, China; 2. School of Energy and Power Engineering, Changsha University of Science & Technology, Changsha 410014, China)

**Abstract:** In this paper, the effects of conventional heat treatment and hot isostatic pressing (HIP) on the micro-porosity and microstructure of third-generation single-crystal superalloys were investigated. The microstructure evolution of the superalloy heat-treated at different temperatures after HIP was studied. The

durability tests were carried out at 850 °C/586 MPa and 1120 °C/140 MPa respectively. The results show that compared with conventional heat treatment, the eutectics phase are completely dissolved into the matrix and pores in the alloy completely closed after HIP, with in the dendrite core and interdendritic region coarsening and growing. When further solution treated at 1280 °C, the coarse in the dendrite core is partially re-dissolved, yet with large in the interdendritic region. While solution treated at 1310°C, the coarse  $\gamma'$  in the dendrite core and interdendritic region is completely re-dissolved, and the fine re-precipitated. It can be found out from the durability tests that the permanent micro-cracks at 850 °C/586 MPa are mainly caused by MC carbides, and that the creep rupture life of HIP treated alloys is slightly shorter than that of the conventionally heat-treated. However, during the deformation at 1120 °C/140 MPa, the TCP phase in the dendrite core is the main source of cracks, and the properties of the samples after HIP were comparable to those of the conventionally heat-treated samples.

**Keywords:** singlecrystal superalloys; hot isostatic pressing; microstructure; dendrite segregation, durable properties

(学术编辑:黎小辉)