

热等静压对 K4169 高温合金组织与性能的影响

王 恺, 王 俊, 康茂东, 董安平, 孙宝德

(上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘要: 对 K4169 高温合金铸件后处理工艺进行研究, 通过拉伸试验、持久和疲劳测试, 并结合光学显微镜、扫描电镜和透射电镜分析, 研究热等静压处理对合金组织和综合力学性能的影响规律。结果表明: 1165 °C、4 h、140 MPa 热等静压处理可有效消除铸态组织中的显微疏松和 Laves 相; 与直接进行标准热处理相比, 对合金进行热等静压处理后再进行固溶、时效处理, 合金组织中 γ'' 相数量增加, 尺寸和分布更加均匀。由于显微组织的改善, 合金室温和 650 °C 抗拉强度和塑性均明显提高, 650 °C、620 MPa 持久寿命由 27 h 延长至 93 h, 低周疲劳性能显著改善。

关键词: 高温合金; K4169; 热等静压; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TG146.15; TG132.32 **文献标志码:** A

Effect of hot isostatic pressing on microstructures and properties of superalloy K4169

WANG Kai, WANG Jun, KANG Mao-dong, DONG An-ping, SUN Bao-de

(State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: The post-processing technology of superalloy K4169 castings was studied. The effects of hot isostatic pressing (HIP) on the microstructure and mechanical properties were investigated by OM, SEM, TEM, tensile, stress rupture and fatigue tests. The results indicate that the microporosity and Laves phase existing in as-cast structure can be effectively eliminated by HIP at 1165 °C, 140 MPa for 4 h. After further solution and aging treatment based on as-HIP, γ'' phase increases in the amount and turns uniform in the size and distribution. Therefore, the strength and ductility increase at both room-temperature and 650 °C, the stress rupture life at 650 °C and 620 MPa is enhanced to 93 h from 27 h and low cycle fatigue performance is improved notably.

Key words: super alloy; K4169; hot isostatic pressing; mechanical property; microstructure

K4169 高温合金是我国开发的时效沉淀强化型镍基铸造高温合金^[1], 其在-253~700 °C 范围内具有良好的综合性能, 已广泛用于制造航空发动机热端部件、燃气轮机涡轮盘和叶片等结构铸件^[2-3]。然而, K4169 合金偏析程度高, 铸件内易产生显微疏松并析出脆性 Laves 相, 导致合金力学性能严重下降^[4]。

热等静压可以有效闭合高温合金铸件中不与外界连通的显微疏松、促进组织均匀化, 是改善高温合金铸件力学性能、提高可靠性的常用方法^[5-7]。目前, 针

对 K4169 高温合金铸件热等静压的研究主要集中于工艺参数的选取对铸件组织和性能的影响。以往的研究^[8-10]分别采用 1180 °C、4 h、175 MPa, 1165 °C、4 h、140 MPa 等不同工艺参数对 K4169 合金铸件进行热等静压处理后, 再经相应的固溶和时效处理, 合金均获得了各自试验条件下最佳的密度、硬度或拉伸性能, 但有关热等静压与标准热处理对合金组织和力学性能影响差异的研究则较少。鉴于此, 本文作者通过对比不同处理状态合金的组织 and 力学性能差异, 研究

了热等静压对 K4169 高温合金组织和性能的影响规律, 以期对 K4169 高温合金铸件的后处理提供参考。

1 实验

研究所用 K4169 高温合金试样取自真空熔炼、熔模铸造的合金试棒, 其尺寸为 $d18\text{ mm} \times 180\text{ mm}$, 化学成分如表 1 所列。

将上述铸态试样按照表 2 所列的工艺进行处理。

表 1 K4169 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of alloy K4169 (mass fraction, %)

C	Cr	Ni	Co	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	Fe
0.06	19.43	52.09	0.18	3.15	0.41	1.06	4.36	0.08	19.08

表 2 试棒的加工工艺条件

Table 2 Different processing conditions of test bars

Material condition	Treatment process
Cast	As-cast
HIP	Hot isostatic processed at 1165 °C, 4 h, 140 MPa
ST	Standard heat treatment: (1095 °C, 2 h, AC)+ (955 °C, 1 h, AC)+(720 °C, 8 h), cooling at 56 °C/h to 620 °C, 8 h, AC
HIP+ST	Standard heat treatment based on as-HIP

采用 ZEISS AXIOLAM MRc5 光学金相显微镜和 JEOL-7600F 场发射扫描电子显微镜(SEM)对不同热处理状态的合金显微组织进行观察, 并根据 GB/T13999.7-2010 测定合金的显微疏松。采用 JEOL-2100F 场发射透射电子显微镜(TEM)观察合金的沉淀强化相。

分别采用 Zwick Z020 型万能力学试验机 and SANS CMT5105 型微机控制万能试验机测试合金的室温和 650 °C 拉伸性能, 采用 RDL50 型高温蠕变持久试验机测试合金 650 °C、620 MPa 条件下的持久寿命, 每组测试使用不同处理状态的试样各 4 根。根据 GB/T15248-2008《金属材料疲劳试验方法》加工低周疲劳试样, 每种处理状态取 3 根试样, 在 MTS810 型电液伺服试验机上进行室温轴向压缩疲劳测试, 加载波形为三角波, 控制方式为轴向应变幅 0.4%、应变比 -1、试验频率 0.2 Hz, 并统计试样失效前的疲劳循环次数。

2 结果与分析

2.1 后处理工艺对合金组织的影响

经不同工艺处理后 K4169 合金试样的显微疏松含量如表 3 所列。由表 3 可见, 热等静压对消除铸造组织显微缺陷作用显著, 经热等静压后进行标准热处理的合金(HIP+ST 态), 显微疏松含量明显弱于直接进行标准热处理的合金的(ST 态)。

表 3 K4169 合金在不同热处理状态下的显微疏松

Table 3 Microporosity of alloy K4169 under different heat treatments

Material condition	Cast	HIP	ST	HIP+ST
Microporosity/%	1.26	0.12	0.64	0.09

图 1 和 2 所示为不同热处理状态的 K4169 合金 OM 像、SEM 像及能谱分析结果。

从图 1 中可以看出, 合金铸态组织枝晶间存在着数量较多的岛链状 Laves 相和块状一次碳化物(主要为 NbC 和 TiC^[1]); 铸态试样经标准热处理后, Laves 相部分固溶到基体中, 并在原 Laves 相周围产生许多针状 δ 相(Ni₃Nb), 同时枝晶间的块状碳化物大量溶解、尺寸减小; 铸态试样经热等静压处理后(HIP 态), 显微组织均匀致密, 铸态组织中原有的岛链状 Laves 相和块状碳化物完全消除, 仅有细小的颗粒状碳化物弥散析出在合金组织中; 热等静压后再经标准热处理, 合金组织中不含富 Nb 的 Laves 相, 仅可见少量短棒状 δ 相和少量聚集长大的二次碳化物。

通过背散射 SEM 像和能谱分析(见图 2)可见, ST 态试样枝晶间存在大量残余 Laves 相和较多针状 δ 相, 而 HIP+ST 态试样中 Laves 相完全消除, 仅含有少量碳化物。铸态和 ST 态试样中, 枝晶间的 Laves 相和碳化物周围存在明显的白色衬度区域, 且衬度向枝晶干方向减弱($M \rightarrow N$)。M 区域附近的 Nb 含量(6.51%~7.56%, 质量分数)明显高于基体中 Nb 含量(约为 4.36%), 说明原子序数较大的 Nb 元素在枝晶间发生偏析^[1]。ST 态试样中, 枝晶间衬度相对铸态有所减弱, 说明组织偏析有所改善; 而经热等静压处理后(见图 2(c)和(d)), 合金枝晶间衬度几乎消失, 表明组织发生了更高层次的均匀化。

图 3 所示为透射电镜下合金 γ 基体[100]晶向电子衍射花样及明暗场像。选区电子衍射中较亮的一套斑点来自面心立方基体, 而较暗的副斑点由基体中的有

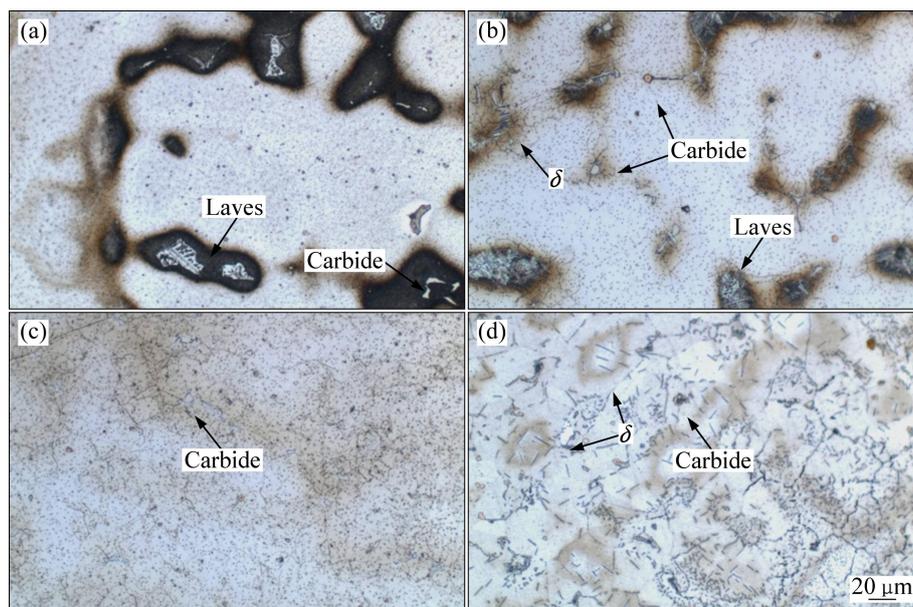


图1 不同热处理状态下 K4169 合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of alloy K4169 under different heat treatments: (a) Cast; (b) ST; (c) HIP; (d) HIP+ST

序沉淀强化相 γ'' (Ni_3Nb) 和 γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) 衍射产生。从暗场像(见图 3(b')和(c'))中可见明亮的 γ'' 和 γ' 相。其中 γ'' 相呈盘片状, 与基体共格且具有严格位向关系 ($(001)_{\gamma''} // \{001\}_{\gamma}$, $[200]_{\gamma''} // (100)_{\gamma}$), 是高铌 K4169 合金的主要强化相; 同时合金中还含有极少量球状的 γ' 相^[12-13]。

ST 态合金组织(见图 3(b)和(b'))中存在盘片直径 300 nm 左右大尺寸 γ'' 相, 同时可见大量细小 γ'' 相, 盘片直径 10~15 nm, 弥散分布于大尺寸 γ'' 相之间。热等静压处理能够促进组织中 Nb 元素的均匀化, 再经标准热处理后(见图 3(c)和(c')), γ'' 相数量增多, 盘片直径为 40~50 nm, 大小均匀, 分布更加弥散。

2.2 后处理工艺对合金力学性能的影响

2.2.1 后处理工艺对合金拉伸性能的影响

表 4 所示为不同处理状态合金在室温和 650 °C 下的拉伸性能。可见经热等静压处理后, 合金在室温和 650 °C 下的屈服强度和抗拉强度波动均明显减小, 且塑性指标显著增加, HIP 和 HIP+ST 两种状态的合金, 室温和 650 °C 断面收缩率分别比铸态和 ST 态合金的提高近一倍。未经时效和固溶处理的铸态和 HIP 态试样强度较低, 而 HIP+ST 状态的试样在室温和 650 °C 的抗拉强度与屈服强度均最高。

图 4 所示为不同热处理状态下合金室温拉伸断口

形貌。铸态和 ST 态试样(见图 4(a)和(b))断口为典型的解理断裂; 而经过热等静压处理的合金(见图 4(c)和(d)), 断口呈准解理断裂, 解理面明显减小且周围有较多撕裂棱(见位置 A 和 B), 同时可见韧性断裂时韧窝形核和长大的痕迹(见位置 C 和 D)。断口形貌的差异表明热等静压处理能够改善合金塑性, 使合金由宏观脆性向塑性断裂转变。断裂方式的变化不仅提高了合金的伸长率和断面收缩率, 也有利于降低解理导致的零件瞬间失效的可能性, 从而提高合金铸件的可靠性。

合金塑性和强度的同步提高主要由于疏松面积的减少和金相组织的变化。热等静压处理一方面消除了显微疏松, 减少了裂纹源; 另一方面使枝晶间的碳化物和富 Nb 脆性 Laves 相更多地固溶到基体中, 并减轻组织偏析。合金成分变得更加均匀, 既强韧化了晶间组织, 又增加了时效时弥散析出细小 γ'' 相的数量。

沉淀强化型合金在塑性变形过程中, 当位错与沉淀析出强化相的交互作用由切割向绕过机制转变时, 会达到最佳强化效果, 此时强化相半径即为最佳颗粒半径 r_c ^[14-15]。有研究^[16-17]发现, 室温下 K4169 合金的 r_c 约为 26 nm, 即 γ'' 相对应的最佳直径为 52 nm; 随温度升高 r_c 有所降低, 600 °C 时约为 22 nm。

本研究中, ST 态合金中存在直径 10 nm 左右的细小 γ'' 相和约 300 nm 的大尺寸 γ'' 相, 在室温和 650 °C 拉伸过程中, 位错的运动方式既有切割细小 γ'' 相, 又

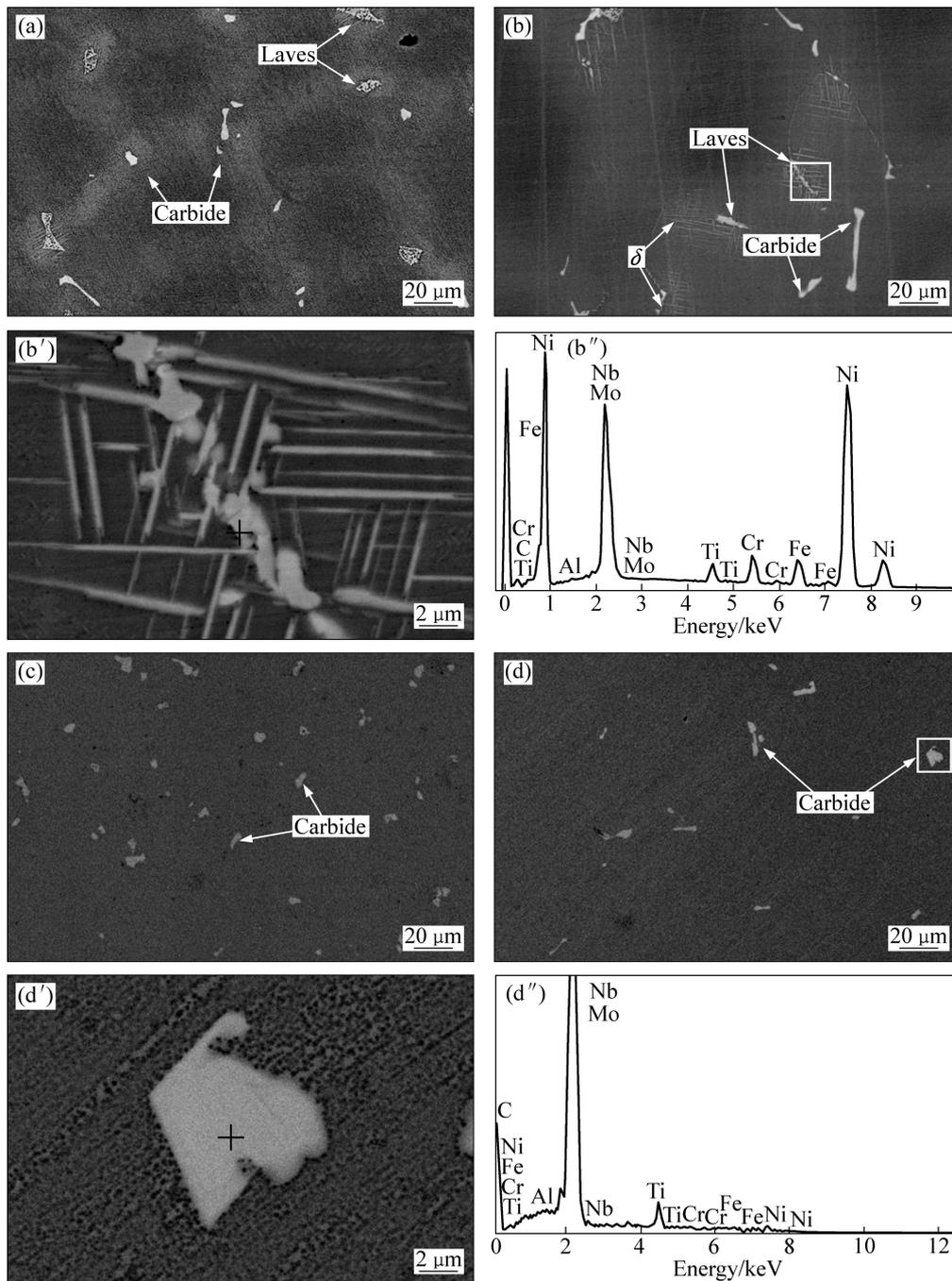


图 2 不同热处理状态下 K4169 合金的 SEM 像

Fig. 2 SEM images of alloy K4169 under different heat treatments: (a) Cast; (b) ST; (b'), (b'') Selected area shown in (b) and EDS analysis result of “+” position; (c) HIP; (d) HIP+ST; (d'), (d'') Selected area shown in (d) and EDS analysis result of “+” position

有以绕过机制通过大尺寸 γ'' 相; 而在 HIP+ST 态合金中, 弥散分布的 γ'' 相盘片尺寸为 40~50 nm, 接近 r_c 且数量更多, 因此强化效应更为显著。

热等静压处理提高了组织均匀化程度并消除了显微缺陷, 使合金强度和塑性的离散度均明显减小(见表 4), 有利于降低铸件不同部位的性能波动。此外, HIP+ST 态合金的室温和 650 °C 屈强比分别为 0.87 和

0.93, 分别高于相同温度条件下 ST 态合金的(室温时为 0.82; 650 °C 时为 0.89), 说明在标准热处理前经热等静压处理的合金具有更强的抗变形能力, 有利于节约材料, 减轻构件质量。

2.2.2 后处理工艺对合金持久性能的影响

不同处理状态的合金在 650 °C、620 MPa 条件下的持久性能如表 5 所列。铸态与 HIP 态试样由于未经

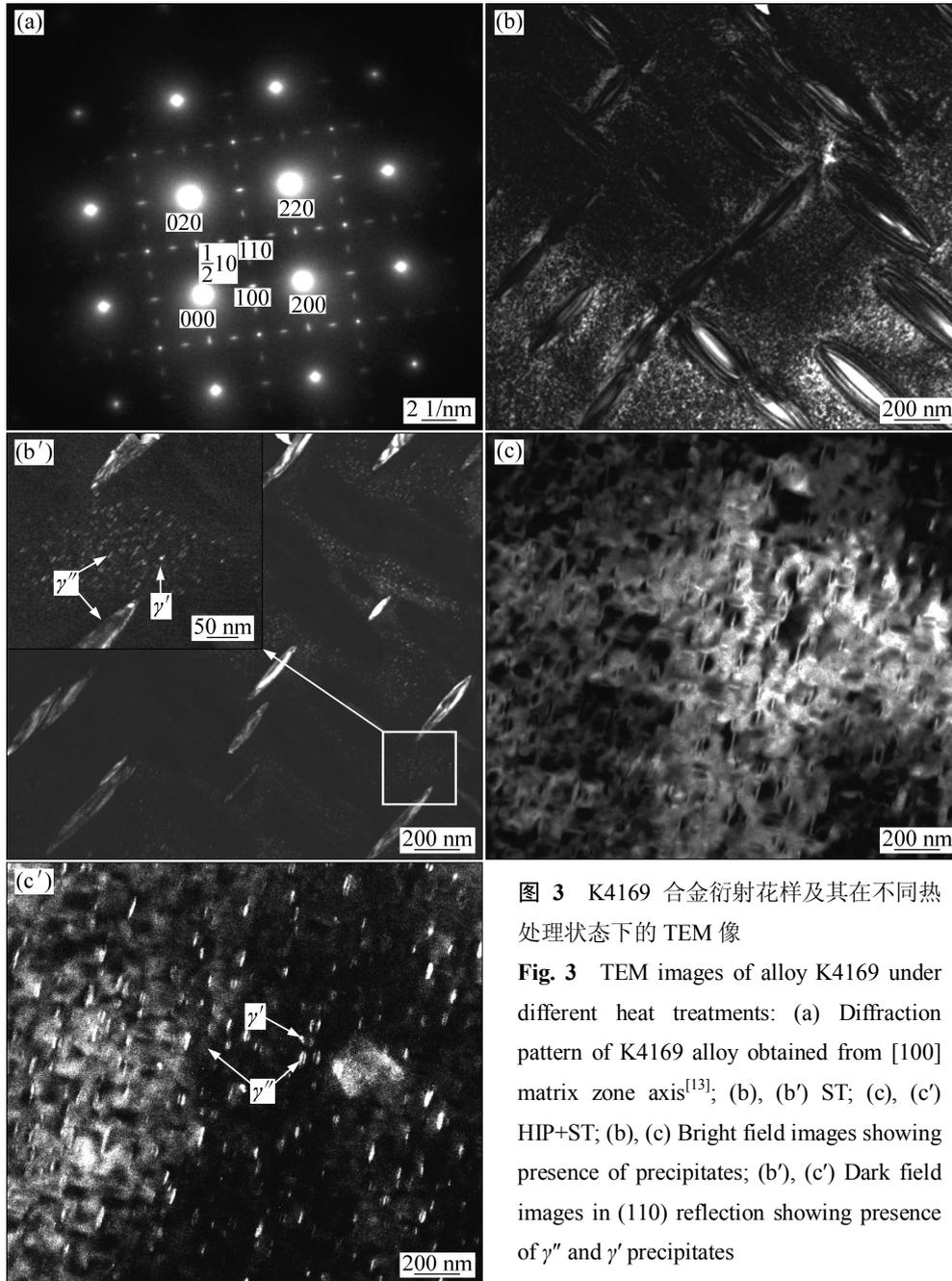


图 3 K4169 合金衍射花样及其在不同热处理状态下的 TEM 像

Fig. 3 TEM images of alloy K4169 under different heat treatments: (a) Diffraction pattern of K4169 alloy obtained from [100] matrix zone axis^[13]; (b), (b') ST; (c), (c') HIP+ST; (b), (c) Bright field images showing presence of precipitates; (b'), (c') Dark field images in (110) reflection showing presence of γ'' and γ' precipitates

表 4 不同热处理状态下 K4169 合金的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of alloy K4169 under different heat treatments

Material condition	Room temperature				650 °C			
	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A /%	Z /%	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	ψ /%
Cast	535	735	9.5	12.3	498	625	13.2	10.5
HIP	534	781	22.6	24.3	451	570	17.7	19.0
ST	809	982	9.2	11.3	656	733	7.1	11.6
HIP+ST	890	1019	13.5	19.7	692	742	10.9	21.5

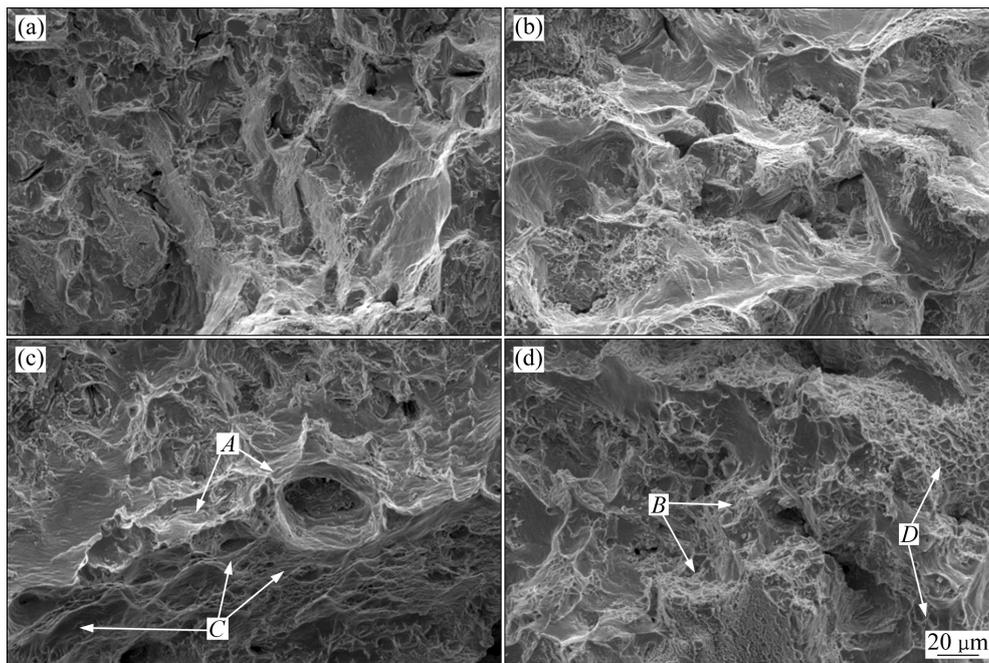


图 4 不同热处理状态下 K4169 合金室温拉伸断口的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of tensile fracture for alloy K4169 under different heat treatments: (a) Cast; (b) ST; (c) HIP; (d) HIP+ST

时效, 加载后立即失效; 而 HIP+ST 态试样的持久寿命超过 90 h, 是 ST 态试样的近 3.5 倍。这主要是由于热等静压很大程度上消除了显微疏松, 溶解了脆性 Laves 相, 减少了高温下持久应力作用时的裂纹源和扩散通道; 另一方面, 由于基体中 Nb 元素增加, 偏析改善, γ'' 相数量增加, 尺寸和分布更加均匀, 可以更有效地阻碍位错运动^[18]。有研究^[11, 19]指出, 中等数量 δ 相有利于保持合金高温持久塑性。在实验条件下, HIP+ST 态合金中 δ 相数量较少, 合金持久伸长率有所下降, 表明适量的 δ 相有利于合金的持久塑性。

表 5 不同热处理状态下 K4169 合金的持久性能

Table 5 Stress rupture properties of alloy K4169 under different heat treatments

Material condition ¹⁾	Test condition	Rupture life/h	A/%
ST	650 °C, 620 MPa	26.9	6.4
HIP+ST	650 °C, 620 MPa	92.6	5.5

1) As-cast and as-HIPed alloy specimen failed before test load reaches 620 MPa.

2.2.3 后处理工艺对合金室温疲劳性能的影响

图 5 所示为不同热处理状态下 K4169 合金的室温疲劳寿命。如图 5 所示, ST 态试样疲劳寿命为 4 977 周次, HIP+ST 态试样的为 7 416 周次, 比前者提高 49%且波动更小。对比 HIP 态试样与铸态试样, 同样

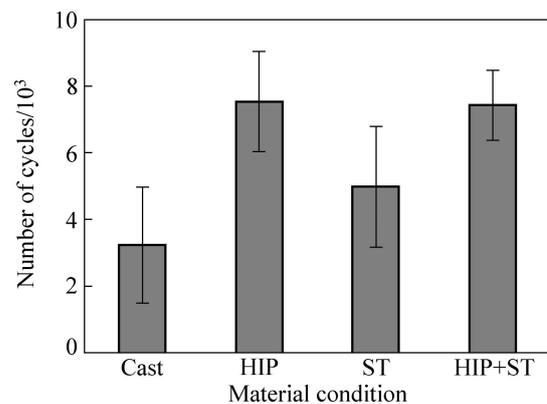


图 5 不同热处理状态下 K4169 合金的室温疲劳寿命

Fig. 5 Room temperature fatigue life of alloy K4169 under different heat treatments

可见, 热等静压对提高合金疲劳寿命效果显著。

图 6 所示为合金室温疲劳断口形貌。ST 态试样中裂纹自显微缺陷处萌生并迅速扩展, 而 HIP+ST 态试样无明显裂纹且疲劳辉纹间距较小, 说明热等静压后合金的疲劳性能得到改善。

合金铸件中显微疏松等应力集中位置易发生局部滑移, 从而加速疲劳裂纹产生^[11]。热等静压能够有效消除这种缺陷及组织中的脆性 Laves 相和碳化物, 从而减少循环加载过程中裂纹的扩展通道。

合金疲劳寿命与等幅应变的关系可以用 Manson

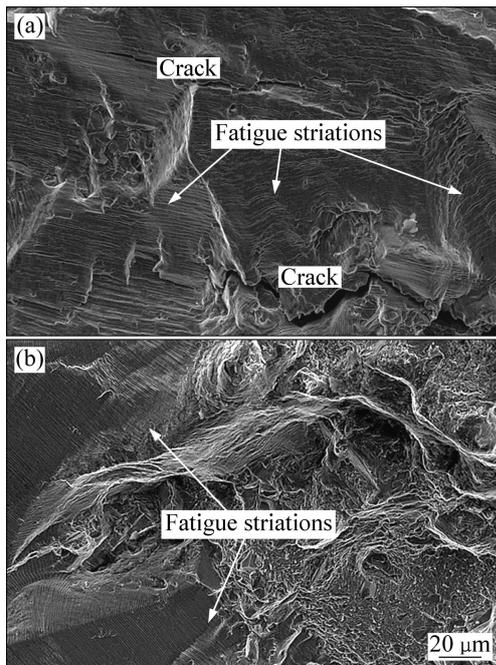


图6 不同热处理状态下 K4169 合金室温疲劳断口 SEM 像
Fig. 6 SEM images of fatigue fracture at room temperature for alloy K4169 under different heat treatments: (a) ST; (b) HIP+ST

方程表示为

$$\Delta\varepsilon = 3.5 \frac{\sigma_{\mu}}{E} N_f^{-0.12} + D^{0.6} N_f^{-0.6} \quad (1)$$

式中： $\Delta\varepsilon$ 是应变幅， N_f 是疲劳寿命， D 是合金塑性， σ_{μ} 是抗张强度， E 是弹性模量。

式(1)包括弹性应变和塑性应变，长寿命服役以弹性应变为主，而短寿命服役，如低周疲劳，则以塑性应变为主^[11]。对比表4可以发现，铸态和ST态合金的塑性相近，因而ST态合金疲劳寿命增加主要由于强度提高；HIP+ST态合金与ST态合金相比，强度相差不多，但热等静压使前者塑性得到明显提高，因此在等幅加载过程中具有更为良好的抗低周疲劳性能。

图7所示为不同热处理状态下合金的循环应力响应曲线。铸态和HIP态合金由于未经时效处理，循环应力明显较低；两组合金均出现循环硬化并在达到最大强化效果后迅速失效，则与塑性变形过程中位错互相缠结致使运动愈加困难有关^[14]。ST态和HIP+ST态合金由于强度较高，塑性应变分量较低，位错增殖和湮灭速率达到平衡而表现为循环稳定；最终失效前循环应力的快速下降，则是宏观裂纹形成及迅速失稳扩展的结果^[19]。HIP+ST态合金由于同时具有最佳的强度和塑性，因而在循环加载过程中始终保持着稳定且更优的疲劳性能。

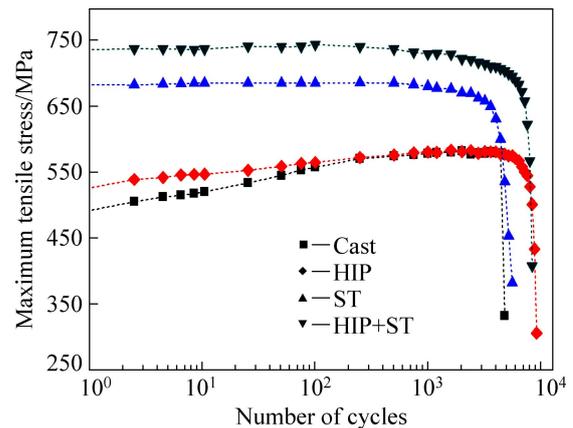


图7 不同热处理状态下 K4169 合金的应力响应曲线
Fig. 7 Cyclic stress response curves of alloy K4169 under different heat treatments

3 结论

1) K4169 高温合金经 1165 °C、4 h、140 MPa 热等静压后，显微疏松和 Laves 相得到有效消除，碳化物大量溶解，组织均匀化程度提高。

2) 热等静压后再经标准热处理的合金与直接经标准热处理的合金相比，组织中不含 Laves 相，仅含少量碳化物及 δ 相； γ'' 相数量增多，分布弥散，直径为 40~50 nm 且大小均匀。

3) 与直接进行标准热处理的合金相比，热等静压后再进行固溶和时效处理的合金，室温和 650 °C 下抗拉强度和屈服强度明显提高且波动减小，屈强比伸长率、断面收缩率均有改善；650 °C、620 MPa 条件下合金的持久寿命由 27 h 延长至 93 h；室温下等幅低周疲劳寿命提高近 50%。

REFERENCES

- [1] 郭建亭. 高温合金材料科学(上)[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 8-97, 363-380.
GUO Jian-ting. Materials science and engineering for superalloys(I)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 8-97, 363-380.
- [2] 康茂东, 高海燕, 王 俊, 凌李石保, 孙宝德. K4169 合金铸件的常温疲劳断裂行为[J]. 上海交通大学学报, 2012, 40(9): 1461-1465.
KANG Mao-dong, GAO Hai-yan, WANG Jun, LINGLI Shi-bao, SUN Bao-de. Fatigue fracture behavior of K4169 alloy casting at room temperature[J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University, 2012, 40(9): 1461-1465.

- [3] 宋宜四, 高万夫, 王 超, 雷晓维, 王华良. 热处理工艺对 Inconel718 合金组织、力学性能及耐蚀性能的影响[J]. 材料工程, 2012(6): 37-42.
SONG Yi-si, GAO Wan-fu, WANG Chao, LEI Xiao-wei, WANG Hua-liang. Effect of heat treatment technology on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of nickel-base alloy Inconel 718[J]. Journal of Materials Engineering, 2012(6): 37-42.
- [4] 郭建亭, 周兰章, 秦学智. 铁基和镍基高温合金的相变规律与机理[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(3): 476-486.
GUO Jian-ting, ZHOU Lan-zhang, QIN Xue-zhi. Phase transformations and their mechanisms in Fe- and Ni-base superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(3): 476-486.
- [5] ZHOU Y, ZHANG Z, ZHAO Z H, ZHONG Q P. Effects of HIP temperature on the microstructural evolution and property restoration of a Ni-based superalloy[J]. Journal of Material Engineering and Performance, 2012, 22(1): 215-222.
- [6] 张树才, 郭志俊, 王跃旗, 李爱民, 王进伟, 冯云虎. 涡轮叶片用铸造高温合金的热等静压处理研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2011, 34(4): 67-69.
ZHANG Shu-cai, GUO Zhi-jun, WANG Yue-qi, LI Ai-min, WANG Jin-wei, FENG Yun-hu. Hot isostatic pressing treatment of cast superalloy used in turbine wheels[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2011, 34(4): 67-69.
- [7] 谢 君, 田素贵, 周晓明, 钱本江, 于莉莉, 汪武祥. 热等静压温度对 FGH95 合金组织和持久性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(8): 1834-1840.
XIE Jun, TIAN Gui-su, ZHOU Xiao-ming, QIAN Ben-jiang, YU Li-li, WANG Wu-xiang. Effects of hot isostatic pressing temperature on microstructure and stress rupture properties of FGH95 superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(8): 1834-1840.
- [8] CHANG S H, LEE S C, TANG T P, HO H H. Influences of soaking time in hot isostatic pressing on strength of Inconel 718 superalloy[J]. Express Regular Article, 2006, 47(2): 426-432.
- [9] 赵京晨, 燕 平. 热等静压处理对 K4169 合金的改善作用[J]. 钢铁研究学报, 2003, 15(7): 200-203.
ZHAO Jing-chen, YAN Ping. Investigation of alloy K4169 modified by hot isostatic pressing[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2003, 15(7): 200-203.
- [10] RAO G A, KUMAR M, SRINIVAS M, SARMA D S. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatic pressed superalloy Inconel 718[J]. Material Science and Engineering A, 2003, 355: 114-125.
- [11] 郭建亭. 高温合金材料科学(中)[M]. 北京: 科学出版社, 2010: 274-288, 345-350.
GUO Jian-ting. Materials science and engineering for superalloys(II) [M]. Beijing: Science Press, 2010: 274-288, 345-350.
- [12] HONG S J, CHEN W P, WANG T W. A diffraction study of the γ'' phase in Inconel 718 superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(8): 1887-1901.
- [13] CHANG S H. In situ TEM observation of γ' , γ'' and δ precipitations on Inconel 718 superalloy through HIP treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 486: 716-721.
- [14] 张联盟, 黄学辉, 宋晓岚. 材料科学基础[M]. 武汉: 武汉理工大学出版社, 2008: 464-467.
ZHANG Lian-meng, HUANG Xue-hui, SONG Xiao-lan. Fundamentals of materials science[M]. Wuhan: Wuhan University of Technology Press, 2008: 464-467.
- [15] LEO PRAKASH D G, WALSH M J, MACLACHLAN D, KORSUNSKY A M. Crack growth micro-mechanisms in the IN718 alloy under the combined influence of fatigue, creep and oxidation[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31: 1966-1967.
- [16] CHEN W, CHATURVEDI M C. On the mechanism of serrated deformation in aged Inconel 718[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 229: 163-168.
- [17] QIU C L, WU X H, MEI J F, ANDREWS P, VOICE W. Influence of heat treatment on microstructure and tensile behavior of a hot isostatically pressed nickel-based superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 578: 454-464.
- [18] 郭建亭, 袁 超, 侯介山. 高温合金的蠕变及疲劳-蠕变-环境交互作用规律和机理[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(3): 487-503.
GUO Jian-ting, YUAN Chao, HOU Jie-shan. Creep and creep-fatigue-environment interaction and mechanisms of superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(3): 487-503.
- [19] 杨富民, 孙晓峰, 管恒荣, 胡壮麒. K40S 钴基高温合金的高温低周疲劳行为[J]. 金属学报, 2002, 38(10): 1047-1052.
YANG Fu-min, SUN Xiao-feng, GUAN Heng-rong, HU Zhuang-qi. Low cycle fatigue behavior of K40S cobalt-base superalloy at elevated temperature[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(10): 1047-1052.

(编辑 龙怀中)