

热等静压及热处理工艺路线对K4169高温合金组织与性能的影响

杨经雨¹, 苏 捷¹, 谭黎明¹, 刘 锋¹, 李千一¹, 喻石亚², 郝 新², 张龙飞²,
马 鑫², 易出山², 刘 咏¹, 黄 岚¹

(1. 中南大学 粉末冶金研究院,湖南 长沙 410083)

(2. 中国航发南方工业有限公司,湖南 株洲 412002)

摘要: 研究了热等静压(HIP)、热等静压+均匀化+固溶时效(N1)与均匀化+热等静压+固溶时效(N2)3种热处理后K4169合金的组织性能。HIP后Laves相转化为碳化物,枝晶偏析与孔隙缺陷消除。N1与N2样品 γ'' 强化相尺寸分别为70.71与106.76 nm, N2样品由于HIP后晶界处Nb元素富集析出大量 δ 相。HIP工艺提升K4169合金的室温与700 °C拉伸性能, N1及N2样品在650 °C/620 MPa的持久寿命分别为205.88与36.87 h。拉伸测试中碳化物因应力集中破碎形成微孔,裂纹在微孔上萌生扩展;持久试验中裂纹沿晶界扩展,析出的 δ 相在应力作用下与基体分离产生微孔弱化晶界,降低合金持久性能。

关键词: K4169合金; 热等静压; 热处理; 力学性能; 晶界; δ 相

中图法分类号: TG146.1⁵;TG132.3³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)05-1299-08

1 引言

K4169合金是一种沉淀硬化型铸造镍基高温合金,在-273~650 °C的温度范围内具有良好的综合力学性能、抗腐蚀性与抗氧化性^[1-2]。该合金常用于制备航空航天发动机叶片、机匣、轴承座等结构件,并在化工、船舶领域同样具有广泛用途^[3-4]。K4169高温合金由于凝固区间较大,易因元素偏析在枝晶间析出脆性Laves有害相,因枝晶间补液不足形成孔洞、疏松等缺陷组织^[5-6]。在高温高压、循环载荷的服役环境下孔隙缺陷易发展为裂纹导致零件失效^[7-8]。热等静压(hot isostatic pressure,HIP)是一种在高温高压的密闭容器中以高压惰性气体作为传压介质,对加工件进行各向均匀加压的工艺,常用于合金铸件疏松缺陷的消除^[9-10],可起到均匀化合金组织,减少偏析,提高合金的综合力学性能的作用^[11-12],并可用于部分服役部件的缺陷修复^[13-14]。

对于HIP致密化的机理、温度与压力等参数对合金组织性能的影响,国内外已有了丰富的研究。张善勇等^[15]的研究表明,HIP过程中合金孔隙缺陷在塑性流动、扩散蠕变、位错蠕变3种机制协同作用下消除。HIP消除缺陷的效果与温度压力等参数相关^[16],在固溶温度以上进行HIP处理,可减少孔隙消除过程中强化相对位错移

动的牵制,提高合金致密化效率^[17]。Wang等^[18]研究了HIP对蠕变空洞的消除作用,HIP后孔洞周围形成了同心取向的 γ' 相筏状结构, γ 相形成元素向空洞边缘扩散缩小孔隙。在热处理前对K4169合金进行HIP处理,合金 γ'' 强化相析出更均匀,在650 °C/620 MPa环境下持久寿命显著提升,由27 h延长至93 h^[19]。部分文献表明,对于偏析严重的合金,应在HIP前进行预均匀化处理,防止在HIP处理中因合金成分差异过大导致部分区域发生初熔,在HIP后进行长时间的高温处理也存在使闭合的微孔重新张开的风险^[11]。目前国内航空发动机厂商存在将HIP工序加在均匀化处理前后两种工艺路线。

为此,本实验设计两种热处理工艺路线,研究不同HIP与后续热处理工艺路线对K4169合金显微组织及力学性能的影响。

2 实验

实验选用同一批次的国产商业K4169铸造镍基高温合金,合金主要化学成分如下(wt%):Cr 19.20, Fe 18.50, Mo 3.14, Nb 4.55, Al 0.55, Ti 0.95, Co 0.074, V 0.036, W 0.035, C 0.06, Ni余量。采用真空感应熔炼法制备母合金,再用真空感应熔炼炉重熔浇铸标准试棒,试棒尺寸

收稿日期:2024-05-17

基金项目:湖南省十大技术攻关项目(2022GK1050)

作者简介:杨经雨,女,1998年生,硕士生,中南大学粉末冶金研究院,湖南 长沙 410083,E-mail: 213312126@csu.edu.cn

为 $\phi 13 \text{ mm} \times 70 \text{ mm}$ 。

本研究设置了两种 K4169 合金热处理工艺路线, 路线一: 对部分铸造 K4169 合金先进行 HIP ($1170^\circ\text{C}/130 \text{ MPa}/4 \text{ h}$) 处理, 随炉冷却, 再进行均匀化与固溶时效处理, 该工艺路线样品标记为 N1; 路线二: 对合金先进行均匀化处理, 再进行如上 HIP 处理, 最后进行固溶时效处理, 该工艺路线样品标记为 N2 样品。根据航标 HB/Z 140-2004 规定的 K4169 合金标准热处理工序, 即均匀化(1095°C 保温 $1\sim 2 \text{ h}$ 后空冷) + 固溶(955°C 保温 1 h 后空冷) + 时效(720°C 保温 8 h 后, 降温速度 $56^\circ\text{C}/\text{h}$ 至 620°C , 保温 8 h 后空冷)。同时制备了标准热处理(SHT)样品作为对照。

采用电火花切割法在不同热处理棒材中心取 $10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 试样, 镶嵌后用 SiC 砂纸逐级研磨至 2000 目, 用 $0.3 \mu\text{m}$ 的 Al_2O_3 悬浮液进行抛光, 金相腐蚀液配比为: 20 mL 盐酸 + 20 mL 无水乙醇 + 1 g CuCl_2 , 腐蚀时间 40 s, 用 Quanta 650 FEG 扫描电镜表征合金显微组织。于试样上切取 0.3 mm 厚的薄片, 经 320#、800# SiC 砂纸机械磨抛至 $50 \mu\text{m}$ 厚, 再通过离子减薄技术制备透射样品, 用 FEI Tecnai F30 透射电镜对合金显微组织进行表征。采用 Channel 5 软件对电子背散射衍射(electron back-scattered diffraction, EBSD)获得的晶界取向差进行分析, 绘制局部取向差(local average misorientation, LAM)图。采用 UTM5105 电子万能试验机对不同热处理合金分别进行室温与 700°C 拉伸测试, 每组试样测试 3

次, 并采用 CTM504-A1 机械式高温持久蠕变试验机进行 $650^\circ\text{C}/620 \text{ MPa}$ 持久实验, 每组样品各进行 3 次试验。

3 结果与分析

3.1 HIP 对 K4169 合金显微组织的影响

图 1 为铸态 K4169 合金显微组织。如图 1a 所示, 铸态 K4169 合金存在明显的枝晶组织, 枝晶间析出大量块状 MC 型碳化物与岛状 Laves 相, 以及少量因凝固过程中补液不足形成的不规则形状孔隙与圆形气孔。通过 EDS 能谱对 K4169 合金析出的二次相进行表征。枝晶间的 Nb、Mo、Ti、C 等元素富集形成 MC 型碳化物, 碳化物中 Nb 含量较高, 约为 77.3wt%。碳化物常分布于晶界处, 可起到牵制晶界移动的作用, 而脆性碳化物常因应力集中破裂形成裂纹源, 碳化物尺寸与数量的减少有助于合金强度的提高^[20]。图 1b 为岛状 Laves 相, Laves 相周围存在大量针状 δ 相, Laves 相与针状的 δ 相同为富 Nb 相而含量不同, Laves 相中 Nb 含量较高, 约为 24.2%, 针状 δ 相为 11.5%。K4169 合金主要强化相为体心四方 DO_{22} 结构的 γ'' 相^[21], 图 1c 和图 1d 为 γ'' 相(Ni_3Nb)的 TEM 明场图与选区电子衍射图, 合金中析出的 γ'' 相呈圆盘状, 平均粒径为 68.04 nm , 相互垂直分布, γ'' 相与基体 γ 相共格, 有确定的取向关系: $[100]\gamma''/[100]\gamma$ 和 $(001)\gamma''/(001)\gamma$, 由于亚稳定的 γ'' 相在 650°C 以上易转化为稳定的 δ 相, K4169 合金使用温度低于 650°C 。

图 2 为 K4169 合金热处理中间态的 SEM 图片。在 HIP 过程中, 碳化物在晶界处起到钉扎晶界的作用(图 2a)。

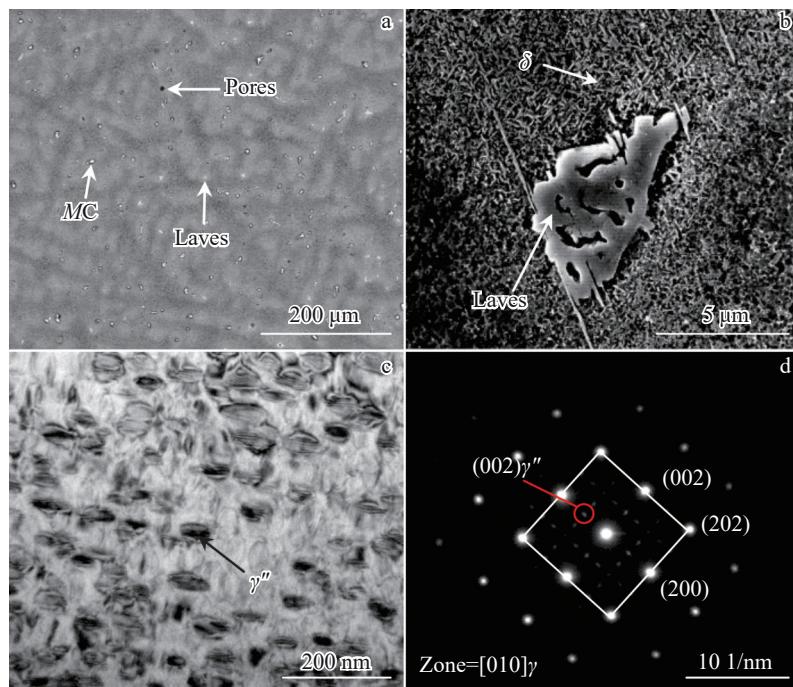


图 1 K4169 铸件显微组织 SEM 与 TEM 照片

Fig.1 SEM images of K4169 casting microstructure (a); SEM image of Laves phase (b); TEM image (c) and SAED pattern (d) of γ'' phase

如图2d所示,在均匀化处理过程中,Laves相原位分解,Nb元素聚集转化为小尺寸碳化物,在HIP后的样品碳化物含量增加且部分碳化物呈岛状,说明在均匀化或HIP处理过程中Laves相向碳化物转变。先进行均匀化再进行HIP处理样品(图2b)部分碳化物仍保持岛状或表现为聚集的块状,在固溶时效处理前保留了更多的碳化物组织。

图3为N1、N2与SHT 3种热处理后K4169合金显微组织。3种热处理后的合金晶粒尺寸相近,N1与N2样品基本无孔隙,SHT样品(图3c₁)存在较多孔隙,孔隙尺寸在8.5 μm左右,且腐蚀后的样品仍可观察到枝晶组织。N1与N2样品的MC碳化物平均粒径相近,分别为3.74与3.79 μm,约为SHT样品的88%。N2与SHT样品碳化物体积分数相近,N1样品碳化物占比较低,仅为N2样品的58.7%。HIP处理能减小碳化物最终析出尺寸,在均匀化处理前进行HIP处理减少了富Nb碳化物的含量,Nb元素固溶进入基体,有益于γ"强化相的析出。N1样品(图3a₁)晶界处δ相较少几乎无析出,而N2样品(图3b₁)在晶界与MC型碳化物附近存在大量平行的长针状δ相以及沿晶界的粗棒状δ相。对析出的δ相体积分数进行统计,N1样品基本无δ相析出,N2样品析出的δ相占比约为0.57%,SHT样品析出δ相占比为0.18%,低

于N2样品。

少量δ相在晶界处析出可起到阻碍晶界滑移与晶粒生长的作用,过多δ相的析出会导致合金高温力学性能的恶化^[22]。δ相常在富Nb的晶界与碳化物周围形核,且在固溶温度附近形核最快,δ相的析出数量与析出形貌与Nb含量、晶界角度相关,随着Nb浓度增加δ相析出的体积分数增加^[23]。Nb元素通过空位与位错扩散,HIP的高温高压环境对位错密度有显著的提高作用,位错交互运动可产生更多空位^[24]。空位与位错聚集的晶界是Nb元素扩散的快速通道,HIP后晶界Nb元素浓度较高,δ相在固溶时效过程于晶界处形核生长。HIP后进行均匀化处理有助于Nb元素的扩散,减少了固溶阶段δ相的析出。因此,N2样品由于HIP后晶界处Nb元素的微偏析,在后续固溶时效处理中析出更多δ相;N1样品由于均匀化处理减少Nb元素在晶界的富集,晶界处几乎无δ相析出。

不同热处理状态K4169合金的γ"强化相仍呈圆盘状并相互垂直排列,HIP处理的N1(图3a₂)、N2(图3b₂)样品γ"相尺寸有所增加,N1样品与N2样品的γ"相长轴分别为70.71与106.76 nm,与SHT(图3c₂)样品相比分别增长了44%与118%;而加入HIP后γ"相体积分数有所降低,N1、N2样品的γ"相占比分别为19.05%与15.62%,低

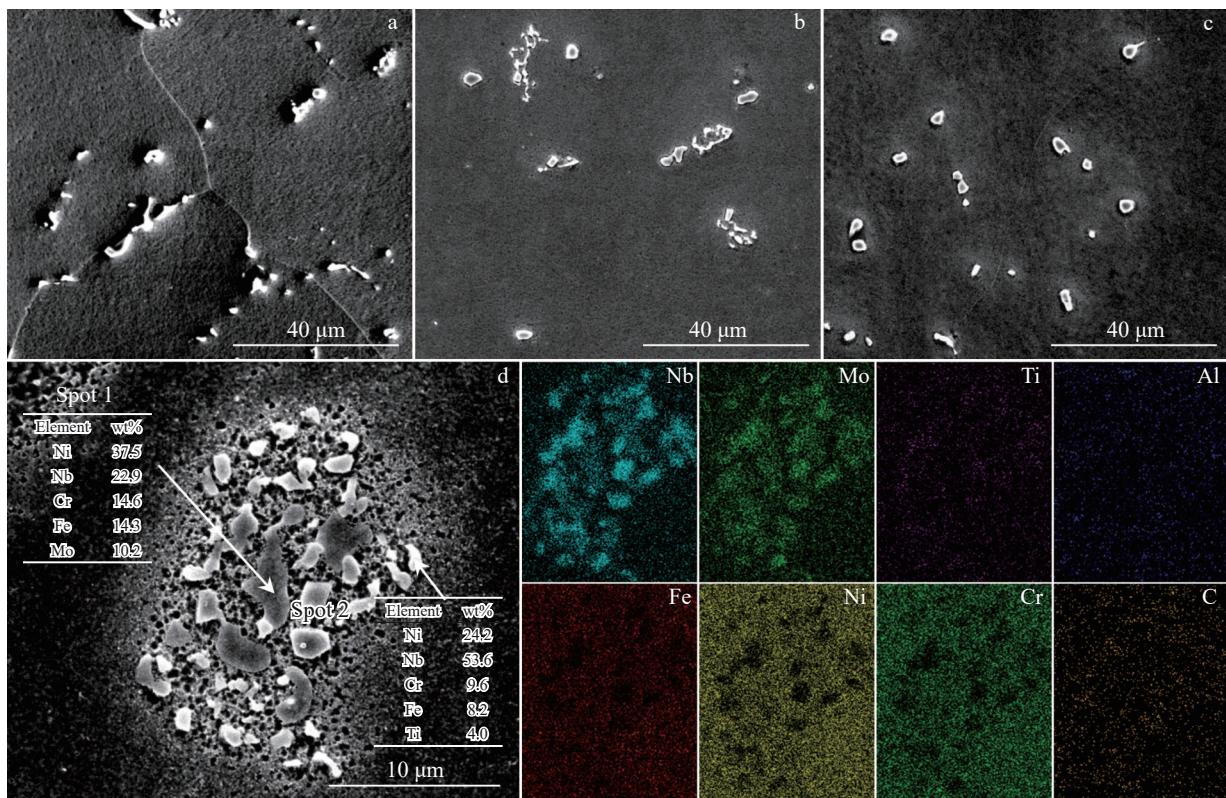


图2 K4169合金热处理中间态显微组织SEM照片

Fig.2 SEM images of intermediate microstructure of K4169 alloy after heat treatments: (a) HIP sample, (b) homogenization+HIP sample, (c) HIP+homogenization sample, and (d) EDS element mappings of homogenized sample

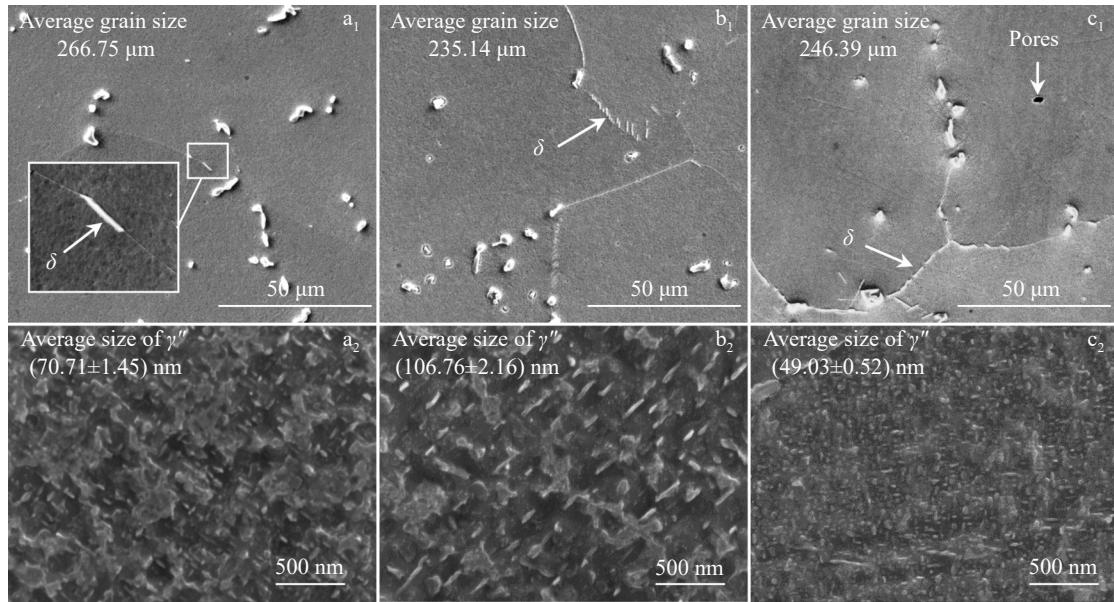
图 3 不同热处理后 K4169 合金腐蚀晶界与 γ'' 相 SEM 照片

Fig.3 SEM images of corrosion grain boundary and γ'' phase of K4169 alloy after different heat treatments: (a₁) N1 grain boundary, (b₁) N2 grain boundary, (c₁) SHT grain boundary, (a₂) γ'' phase of N1 sample, (b₂) γ'' phase of N2 sample, and (c₂) γ'' phase of SHT sample

于 SHT 样品 (20.31%)。在时效阶段, Nb 元素高过饱和度可提升 γ'' 相的形核驱动力, 高度竞争形核生长有利于 γ'' 相的细化, 提升合金力学性能^[25]。N1、N2 样品经 HIP 热处理, 元素分布均匀化, γ'' 相尺寸相较于 SHT 样品明显提升。N2 样品晶界处存在较多 δ 相, δ 相在固溶阶段析出消耗晶内 Nb 元素, 晶内 Nb 元素含量降低导致了 γ'' 相析出减少并导致 γ'' 相尺寸增长显著。

3.2 HIP 对 K4169 合金力学性能的影响

3.2.1 HIP 对合金拉伸性能影响

图 4 为不同热处理后 K4169 合金室温拉伸与 700 °C 高温拉伸力学性能。如图 4a 所示, HIP 后 K4169 合金塑性较高, 断后延伸率达到 35%。经后续热处理后, 合金的屈服强度与抗拉强度有较大提升。SHT 样品的屈服强度

为 917 MPa, 抗拉强度为 1047 MPa, N1 样品相较于 SHT 样品抗拉强度提高了 8.8%, N2 样品的屈服强度与抗拉强度分别提高了 10.6% 与 11.6%。与 SHT 样品相比, HIP 工艺无论在均匀化处理前后加入, 均可对合金的室温拉伸性能起到明显的提升作用。图 4b 为不同热处理后 K4169 合金的 700 °C 高温拉伸性能, N1、N2 样品的屈服强度与抗拉强度均高于 SHT 样品。在 HIP 后进行均匀化处理的 N1 样品在 700 °C 高温下具有更高的屈服强度与抗拉强度, 其屈服强度与抗拉强度分别为 836 和 944 MPa, 而 N2 样品在该温度下具有较好的塑性, 其断后延伸率为 12%。

图 5 为 K4169 合金室温拉伸断口。3 种热处理工艺试样的室温拉伸断口皆呈明显的塑性断裂特征, 断口均

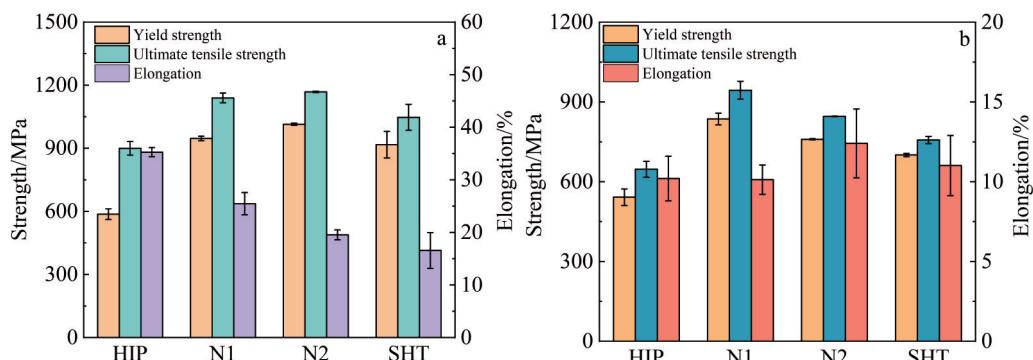


图 4 不同热处理后 K4169 合金拉伸力学性能

Fig.4 Tensile properties of K4169 alloy after different heat treatments: (a) room-temperature tensile test and (b) 700 °C high-temperature tensile test

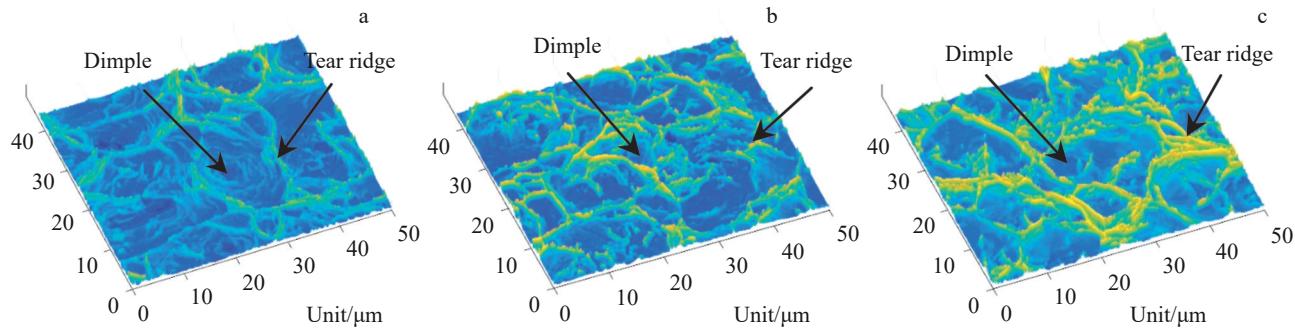


图5 不同热处理K4169合金室温拉伸断口

Fig.5 Tensile fracture morphologies of K4169 alloy after different heat treatments at room temperature: (a) HIP, (b) N1, and (c) N2

由等轴韧窝与撕裂棱构成,N1与N2样品的韧窝尺寸较小,撕裂棱较为明显。韧窝底部无析出相,但在韧窝壁上可见破碎的碳化物颗粒。

图6a与图6b分别为N1、N2样品的室温拉伸断口侧截面,室温拉伸断面存在较多向下方延伸的小裂纹,断口下方有大量MC型碳化物聚集。在拉伸变形过程中,合金内部发生较大塑性变形,靠近断口的碳化物沿拉伸方向分布。由N1样品侧截面可见,孔隙扩展连接形成大裂纹,裂纹扩展导致了试样最终失效。N2样品截面的孔隙较为分散,孔隙常于碳化物周围形成,当孔隙沿应力方向扩展,即形成断口表面的深孔与向下延伸的裂纹。图6c

为N2样品截面MC碳化物,由EDS能谱图可见碳化物主要由Nb、Mo、Ti、C等元素构成,孔隙附近存在少量Al、O元素。MC型碳化物在应力作用下先行破碎或与基体分离形成微孔,微孔发展为大裂纹导致合金的失效。

3.2.2 HIP对合金持久性能影响

两种HIP工艺路线的K4169合金的室温与高温拉伸性能相近,为对合金的力学性能进行更为深入的对比,对N1、N2与SHT样品试样开展650 °C/620 MPa的高温持久实验,3种K4169合金高温持久实验结果如表1所示。N1样品的高温持久性能较好,持久寿命为205.88 h,N2样品高温持久寿命较短,约为36.87 h,与SHT样品的持

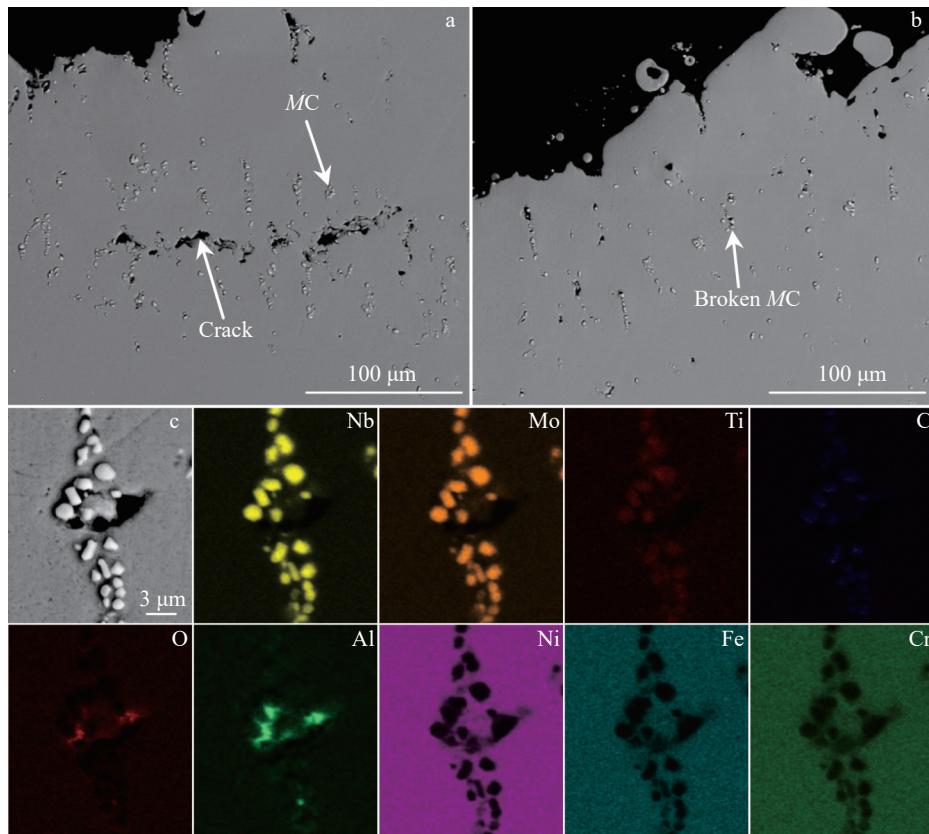


图6 K4169合金室温拉伸断口侧截面

Fig.6 Tensile fracture side sections of K4169 alloy at room temperature: (a) N1 sample, (b) N2 sample, (c) MC carbide and EDS element mappings

表1 不同热处理制度下K4169持久性能

Table 1 Durability (h) of K4169 alloy under different heat treatment regimes

Group	N1	N2	SHT
1	211.82	46.32	46.22
2	196.82	42.98	41.02
3	209.00	21.32	29.32

久寿命(38.85 h)相近。

图7为N1、N2样品持久断口。如图7b所示,N1蠕变断口的1区部位存在明显的晶界裂纹,图7c所示的2区为样品中心,存在大量韧窝组织,韧窝底部存在白色的碳化物颗粒,此类白色颗粒为氧化的碳化物组织。图7d所示的3区为断口边缘区域,边缘处较为平整,断面可见明显的河流花样,明显为解离断裂模式。推断N1样品在高温持久过程中,裂纹由中心部位萌生,向四周扩展。N2样品断口上部为脆性断裂,断面有河流花样特征,图7f所示为N2断口1区靠样品中心部位,该位置存在较深的沿晶断裂裂纹。图7g所示2区为断口下部,由等轴韧窝与撕裂棱构成,韧窝组织中间存在大量在蠕变过程生成的孔洞,图7h为韧窝组织放大图,在脆性断裂平面表面与韧窝底部存在大量破碎的氧化碳化物颗粒。根据断口形貌与断面氧化情况,推断N2样品裂纹源出现在2区下方表面,向上方扩展,最终在1区发生瞬断。

图8为两种热处理路线K4169合金650 °C/620 MPa高温持久断口处SEM与EBSD图。如图8a与图8b所示,较脆弱的晶界为裂纹扩展路径,于断口附近的次生裂纹处存在短棒状或针状δ相,晶界处析出的棒状δ相在应

力作用下易与基体分离形成孔隙,在一定程度上弱化晶界^[26]。

通过对晶体局部错配角数据统计,分析晶体材料局部应变分布与断裂原因。如图8c与图8f所示,试样中的MC型碳化物弥散分布,未出现与拉伸断口类似的碳化物重排现象,大部分晶内碳化物形状完整,未发生碎裂,试样的变形多集中于脆弱的晶界处。对比断口侧截面的EBSD图与LAM图可见,在高温高应力环境下,裂纹主要沿晶界扩展。部分晶内区域因堆积大量应变,最终发展为穿晶断裂。Wang等^[27]对K4169合金高温拉伸断裂机制的研究表明,K4169合金在650 °C的高温环境下,微孔在组织内生成并连接扩展为裂纹,裂纹最终由晶界扩散导致试样失效。N1样品的晶粒尺寸大于N2样品,晶界体积的减少在一定程度上有利于合金高温持久力学性能的提升。

δ相的析出密度对K4169合金的力学性能尤其是高温力学性能有重要影响,Anderson等^[28]通过不同固溶温度时间处理制备了不同δ相体积分数的In718合金样品,力学测试结果表明,晶间δ相的减少提高了合金屈服强度与硬度。固溶处理中晶界δ相析出对合金的Nb元素含量有明显的消耗作用,减少δ相的析出可提升晶内Nb元素含量,有利于γ"强化相的加速析出与长大^[29]。δ相析出区域周围为无γ"区^[30],Rielli等^[31]的纳米压痕实验表明,无γ"区的硬度相较于正常基体组织降低了20%。相较于晶内强度的提升,晶界缺陷的减少对合金蠕变性能的提升更为重要,在HIP后进行均匀化处理有助于合金内部元素均匀分布,δ相在固溶阶段先于γ"相析出,消耗了晶界附近的Nb元素,减少晶界附近γ"相的析出,且δ相与基体非共格,破坏了晶界的连续性,在蠕变过程中易

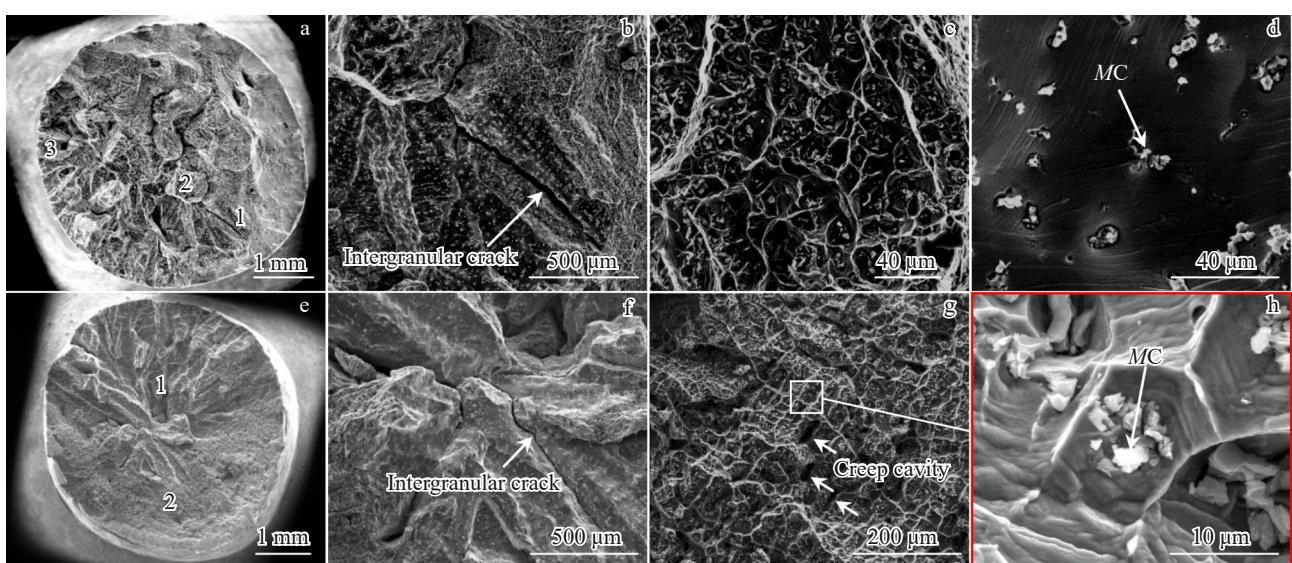


图7 K4169合金高温持久断口

Fig.7 High-temperature rupture fracture morphologies of K4169 alloy: (a-d) N1 sample and (e-h) N2 sample

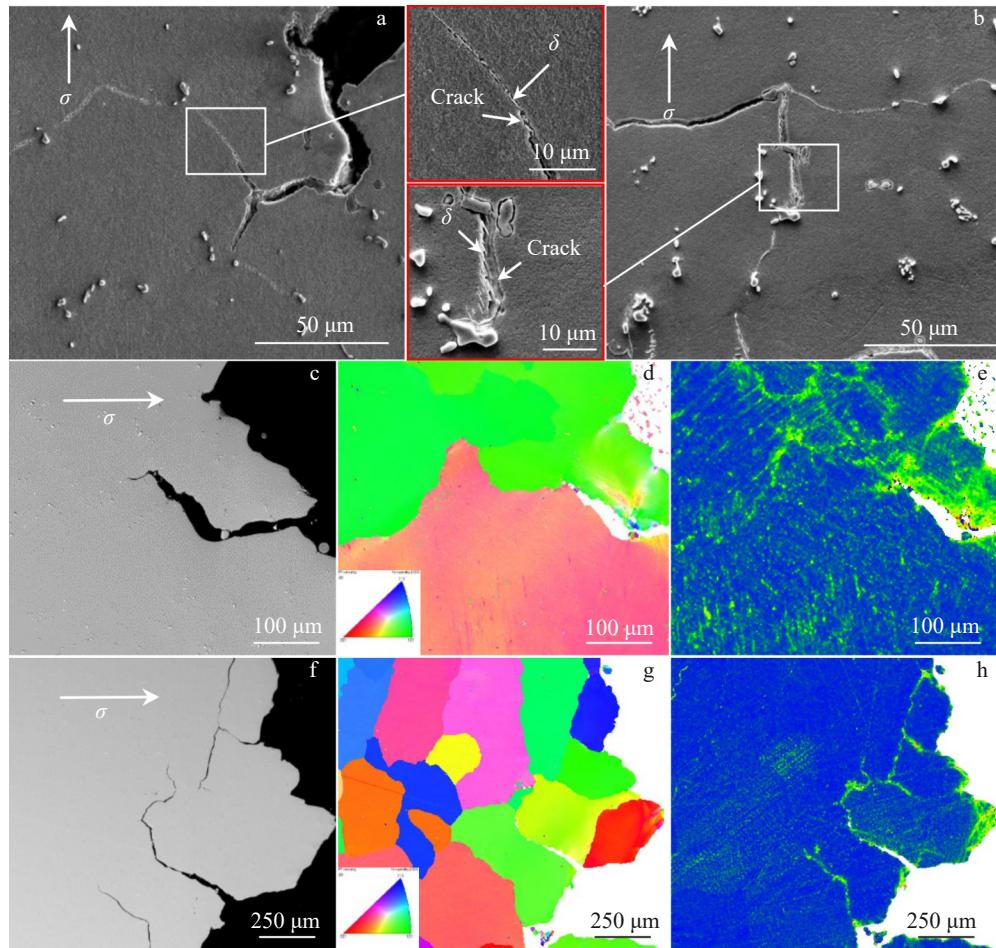


图8 K4169合金高温持久断口侧截面SEM与EBSD图

Fig.8 SEM and EBSD images of high-temperature rupture fracture side section of K4169 alloy: (a, c, d, e) N1 sample and (b, f, g, h) N2 sample

与基体形成空洞,进一步降低了晶界强度。综上,在HIP后进行均匀化与固溶时效的N1样品因减少 δ 相在晶界的析出有更好的蠕变抗力。

4 结论

1)对K4169合金进行HIP处理能有效消除枝晶组织与有害相Laves相,使合金组织均匀化,封闭微观孔隙。

2)HIP+均匀化+固溶时效(N1)处理的样品几乎未观察到 δ 相,均匀化+HIP+固溶时效(N2)样品中 δ 相的含量为0.57%。这主要是由于在HIP过程中Nb元素沿晶界扩散,Nb元素在晶界处的微偏析促进了固溶时效过程中 δ 相在晶界形核长大,在HIP后加入均匀化处理有利于Nb元素分布均匀化,减少 δ 相析出,增加 γ'' 相占比。

3)HIP工艺的加入可提升合金室温与高温的拉伸性能。N1样品在650 °C/620 MPa环境下持久寿命为205.88 h,N2样品的持久寿命为36.87 h。由于持久裂纹沿晶界扩展,晶界析出的 δ 相在高温高应力作用下,在晶界处形成微孔弱化晶界强度,降低合金持久性能。

参考文献

- [1] He Shuxian(何树先), Wang Jun(王俊), Sun Baode(孙宝德). *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2013, 34(12): 1646
- [2] Li Qingling, Zhang Huarui, Gao Ming et al. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*[J], 2018, 25(6): 696
- [3] Dong Honggang, Yang Jiang, Xia Yueqing et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 290: 116975
- [4] Pan Yifan(潘一帆), Liu Daoxin(刘道新), Liu Bo(刘博) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(8): 2955
- [5] Ling Lishibao(凌李石保), Han Yanfeng(韩延峰), Wang Jun(王俊) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2016, 36(10): 1013
- [6] Li Yanjia(李妍佳), Liu Rui(柳瑞), He Jinshan(何金珊) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2021, 41(4): 9
- [7] He Siliang, Li Longfei, Zhao Yunsong et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 881: 145369
- [8] Ma Yiwei(马祎炜), Yao Zhihao(姚志浩), Li Dayu(李大禹) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],

- 2022, 51(12): 4519
- [9] Lan Jian, Xuan Weidong, Han Yu et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 78
- [10] Wang You, Guo Wei, Zheng Hang et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 962: 171151
- [11] Shao Chong(邵冲), Liu Huiyuan(刘慧渊), Li Juntao(李俊涛) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2012, 26(19): 121
- [12] Zhang Jian(张剑), Song Fuyang(宋富阳). *Science & Technology Review*(科技导报)[J], 2020, 38(2): 11
- [13] Kim M T, Chang S Y, Won J B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 441(1–2): 126
- [14] Xiao Lairong(肖来荣), Peng Zhenwu(彭振武), Cai Zhenyang(蔡圳阳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 1015
- [15] Zhang Shanyong(张善勇), Sui Yujian(隋玉俭). *Central Iron and Steel Research Institute Technical Bulletin*(钢铁研究总院学报)[J], 1985, 5(S1): 77
- [16] Zhou Yu, Rao Sixian, Zhang Zheng et al. *Materials & Design*[J], 2013, 49: 25
- [17] Roncery L M, Lopez-Galilea I, Ruttet B et al. *Materials & Design*[J], 2016, 97: 544
- [18] Wang Xiaomeng, Zhou Yu, Zhao Zihua et al. *Materials & Design*[J], 2015, 86: 836
- [19] Wang Kai(王恺), Wang Jun(王俊), Kang Maodong(康茂东) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(5): 1224
- [20] Cao Shuteng, Yang Yaqian, Chen Bo et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 86: 260
- [21] Ling Lishibao, Yin Zheng, Hu Zhi et al. *Materials*[J], 2019, 12(23): 3979
- [22] He Daoguang, Lin Y C, Wang Lihua et al. *Vacuum*[J], 2019, 161: 242
- [23] Wang Jianguo(王建国), Liu Dong(刘东), Wang Haiping(王海平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1148
- [24] Pan Gang(潘钢), Wang Shenghong(王声宏). *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 1989, 1(S1): 31
- [25] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*[M]. New York: A Wiley-Interscience Publication, 1987
- [26] Gao Shengyong(高圣勇), Ge Shuxin(葛树欣), Yang Xuanhong(杨选宏) et al. *Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2023, 45(2): 301
- [27] Wang Songjun, He Jianjun, Li Weiping et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 960: 170781
- [28] Anderson M, Thielin A L, Bridier F et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 679: 48
- [29] Theska F, Stanojevic A, Oberwinkler B et al. *Acta Materialia*[J], 2018, 156: 116
- [30] Zhang Sha, Zeng Lingrong, Zhao Dongqing et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 839: 142836
- [31] Rielli V V, Theska F, Yao Yin et al. *Materials Research Letters*[J], 2022, 10(5): 301

Effect of Hot Isostatic Pressing and Heat Treatment on Microstructure and Properties of K4169 Superalloy

Yang Jingyu¹, Su Jie¹, Tan Liming¹, Liu Feng¹, Li Qianyi¹, Yu Shiya², Hao Xin², Zhang Longfei², Ma Xin², Yi Chushan², Liu Yong¹, Huang Lan¹

(1. Powder Metallurgy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. AECC South Industry Company Limited, Zhu'zhou 412002, China)

Abstract: The microstructure and properties of K4169 alloy after hot isostatic pressing (HIP), HIP+homogenization+solution aging (N1) and homogenization+HIP+solution aging (N2) were investigated. Results show that after HIP, the Laves phase is transformed into carbides, and the dendritic segregation and pore defects are eliminated. The γ'' strengthening phase sizes of N1 and N2 samples are 70.71 and 106.76 nm, respectively. The N2 sample precipitates a large amount of δ phase due to the enrichment of element Nb at the grain boundary after HIP. The HIP process improves the tensile properties of K4169 alloy at room temperature and 700 °C. The rupture life of N1 and N2 samples at 650 °C/620 MPa is 205.88 and 36.87 h, respectively. In the tensile test, the carbide is broken into micropores due to stress concentration, and the cracks are initiated and propagated from the micropores. In the creep rupture test, the crack is propagated along the grain boundary, and the precipitated δ phase is separated from the matrix under the action of stress to produce micropores, thus weakening the grain boundary and reducing the creep rupture property of the alloy.

Key words: K4169 alloy; hot isostatic pressing; heat treatment; mechanical properties; grain boundary; δ phase