

# 热处理对一种高硼镍基高温合金组织及力学性能的影响

韩少丽<sup>1,2</sup>, 商行<sup>2</sup>, 侯杰<sup>2</sup>, 刘天宇<sup>2</sup>, 李尚平<sup>2</sup>

(1. 钢铁研究总院 高温合金材料研究所, 北京 100081)

(2. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

**摘要:** 采用SEM、拉伸试验和持久实验等手段探究了热处理对一种高硼Ni<sub>3</sub>Al基高温合金组织及力学性能的影响。结果表明, 固溶温度由1080 °C升高至1150 °C时, 枝晶干 $\gamma'$ 相的体积分数逐渐降低, 形态逐渐由块状向球形转变,  $\gamma$ 通道内部析出了细小的三次 $\gamma'$ 相。温度由1080 °C升至1120 °C时, 骨架状一次硼化物部分回溶, 颗粒状二次硼化物析出, 且随着温度升高, 二次硼化物析出倾向增大, 温度升至1150 °C固溶时硼化物完全回溶。经900 °C×10 h时效后, 1080 °C固溶的合金在800 °C拉伸时具有900 MPa的极限抗拉强度, 在800 °C/580 MPa具有144.5 h的持久寿命, 综合力学性能最优, 因此试验合金的最佳热处理工艺为1080 °C×4 h→空冷+900 °C×10 h→空冷。

**关键词:** 硼化物; 镍基高温合金; 固溶时效处理; 力学性能

中图分类号: TG132.3<sup>+</sup>3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)07-1741-07

## 1 引言

Ni基高温合金具有良好的高温强度、高温抗氧化性能、抗燃气腐蚀性能和力学性能, 被广泛应用于制造航空发动机、工业燃气轮机等恶劣服役环境的核心部件<sup>[1]</sup>。机匣是航空发动机的重要部件之一, 随着发动机推重比的不断提高, 机匣的服役温度随之升高, 这对机匣的整体化、轻量化、空心薄壁化和精密化提出了巨大挑战<sup>[2]</sup>。对于此种复杂结构的大型薄壁件, 精密铸造是常用手段, 传统的铸造高温合金C含量通常较高(0.05wt%~0.15wt%), 在C元素有效强化晶界的同时, 其生成的碳化物可以起到沉淀强化作用。然而, 在长期高温服役的条件下碳化物结构及成分均不稳定, 一方面初生碳化物分解导致二次碳化物连接成膜状会增大裂纹的萌生和扩展的倾向; 另一方面, 合金中初生碳化物可能分解为拓扑密排(TCP)相, 进而增加脆性<sup>[3]</sup>。通过合金化手段用B取代C的方式, 不仅可以有效降低合金的固/液相线温度, 使得熔体的流动性更好, 显著降低合金的疏松倾向性和热裂敏感性, 且B元素固结Cr、Mo、W等元素形成较碳化物更稳定的硼化物, 降低了合金中TCP相的析出倾向, 从而提高合金的组织稳定性<sup>[4-5]</sup>。

基于B取代C的理念, 本研发团队曾设计出一种铸造工艺性优异的镍基高硼铸造高温合金<sup>[6]</sup>, 然而铸态合

金的成分偏析等问题意味着其不适合应用在高温长时服役的结构件中, 因此, 通过固溶处理将 $\gamma'$ 相部分回溶, 进而通过时效处理进一步调控 $\gamma'$ 相的形态、分布、尺寸, 使固溶时溶解的 $\gamma'$ 相等以更细小弥散的颗粒状 $\gamma'$ 相的形式再析出, 成为了提升合金综合性能的重要手段。对于镍基铸造高温合金, 时效处理的温度一般控制在900 °C左右, 此温度下硼化物的形貌及分布不会发生明显变化。值得注意的是, 尽管固溶处理可以使合金的主要强化相 $\gamma'$ 部分甚至完全溶解, 降低或消除成分偏析, 然而由于硼化物熔点较低, 为保证组织中有适量的硼化物, 高硼低碳合金的固溶温度不能过高, 且目前中国有关高硼低碳高温合金热处理工艺以及热处理过程中 $\gamma'$ 相及硼化物的演化行为均研究较少<sup>[7]</sup>。

针对上述研究空白, 本工作将通过JMatPro模拟分析与实验相结合, 通过JMatPro软件模拟得到的试验合金平衡相图制定热处理工艺参数, 探究固溶处理温度变化对试验合金强化相及室温/高温力学性能的影响, 并通过时效处理调控组织中硼化物、 $\gamma'$ 相的分布及含量, 以寻找适用于高硼镍基高温合金的最佳热处理工艺, 为今后该合金相关产品的后续研发工作奠定基础。

## 2 实验

试验合金的主要化学成分(质量分数)为Co 9~11,

收稿日期: 2025-07-17

基金项目: 国家科技重大专项(J2019-VI-0018-0133)

作者简介: 韩少丽, 女, 1986年生, 博士, 高级工程师, 钢铁研究总院高温合金材料研究所, 北京 100081, E-mail: hsl414@126.com

W 2~4, (Al+Ti) 7~11, (Cr+Mo) 10~14, B 0.05~0.15, 余量 Ni。采用真空感应熔炼(VIM)工艺冶炼成为母合金,再采用真空精密铸造工艺浇铸直径 7 mm 的灯笼型试棒。使用箱式电阻炉对试棒进行不同制度的热处理,研究固溶及时效处理对试验合金显微组织的影响,根据 JMatPro 软件模拟计算所得该试验合金的各相随温度的变化曲线情况(见图 1)可以得出,合金中  $\gamma'$  相的完全回熔温度为 1215 °C,且  $M_3B_2$  型硼化物的全熔温度为 1140 °C,考虑到适当的硼化物具有钉扎晶界,提高力学性能的作用,因此设置合金的固溶温度分别为 1080、1120 和 1150 °C,固溶时间为 4 h,时效温度设置为 900 °C,时效时间为 10 h,冷却方式均为空冷,具体试验热处理制度如表 1 所示。

根据 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》,使用电火花线切割机将试棒切割并经机器加工制成标准拉伸和持久试样,两端的余料用于显微组织分析。组织观察试样经抛光和电解腐蚀后,在 JSM-7800F 型场发射扫描电镜下进行观察。

### 3 结果与分析

#### 3.1 铸态组织

如图 2 所示,试验合金的铸态组织呈现出典型树枝晶形貌。在二次电子像模式下(图 2a),灰色状相为  $\gamma/\gamma'$  共晶相,整体呈葵花状,分布于枝晶间区域,其中共晶  $\gamma'$  相

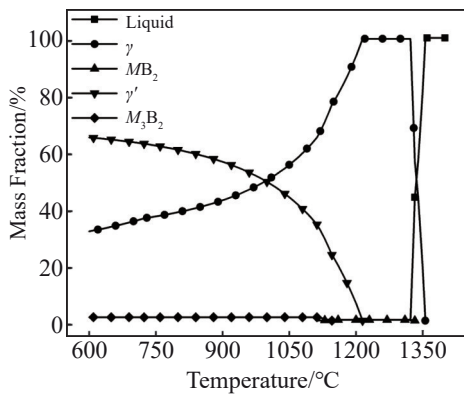


图 1 计算得到的试验合金相含量随温度的变化曲线

Fig.1 Calculated results of phase contents of test alloy with temperature

表 1 试验合金的热处理制度

Table 1 Heat treatment schedules of test alloy

Schedule	Solid solution treatment	Aging treatment
SS1	1080 °C×4 h→air cooling	-
SS2	1120 °C×4 h→air cooling	-
SS3	1150 °C×4 h→air cooling	-
HT1	1080 °C×4 h→air cooling	900 °C×10 h→air cooling
HT2	1120 °C×4 h→air cooling	900 °C×10 h→air cooling
HT3	1150 °C×4 h→air cooling	900 °C×10 h→air cooling

被大量的网格状共晶  $\gamma$  相分隔开;共晶相周围白色骨架状相为硼化物,电子探针分析结果列于表 2,可见其主要富 Cr、Mo、W 元素,根据原子分数推算其属于  $M_3B_2$  型硼化物。相关研究显示,硼在镍基高温合金中一般以  $M_3B_2$  型硼化物的形式于枝晶间区域析出,其多面体尺度共生的特性能够较好地结合两侧取向不同的晶粒,阻碍裂纹扩展<sup>[3]</sup>,此外, $\gamma/\gamma'$ 共晶的形成导致共晶相附近残余液相中 Cr、Mo 含量增加,在  $\gamma'$  相中溶解度较低的 Cr、Mo 等元素被 B 元素固结,因此硼化物主要分布在共晶相周围<sup>[8]</sup>。

图 2b 为合金铸态组织枝晶干区域的高倍照片,可见其由  $\gamma$  和  $\gamma'$  两相区组成,块状相为  $\gamma'$  相,尺寸为 1~2  $\mu\text{m}$ ,弥散分布于  $\gamma$  基体中,然而  $\gamma'$  相形状不规则,这是由于铸态合金组织均匀性较差,存在成分偏析,需要固溶时效处理进一步优化组织。

#### 3.2 固溶温度对合金组织的影响

图 3~图 5 为不同固溶温度下析出相形貌及分布变化,统计后的析出相体积分变化见表 3。图 3 为合金在不同温度固溶处理后的  $\gamma/\gamma'$  共晶相照片,与铸态合金相比,固溶处理并未使宏观组织发生明显变化,均呈现树枝晶的形态。不同温度下组织中均存在一定的  $\gamma/\gamma'$  共晶相,结合图 3 和表 3 可知,1080 和 1120 °C 固溶处理并未使得

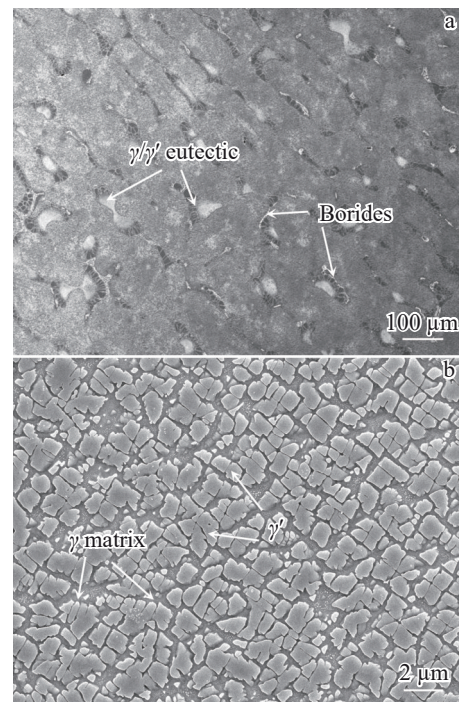


图 2 试验合金的铸态微观组织

Fig.2 As-cast microstructures of test alloy: (a)  $\gamma/\gamma'$  eutectic; (b)  $\gamma/\gamma'$  two-phase region in dendrite trunk

表 2 硼化物的电子探针分析结果

Table 2 Electron probe analysis results of borides (at%)

Ti	B	Cr	Co	Mo	W	Ni
4.07	34.01	27.29	2.96	16.43	5.47	5.39

$\gamma/\gamma'$ 共晶相的形态、分布、体积分数等产生明显变化,而固溶温度提升至1150 °C时, $\gamma/\gamma'$ 共晶相体积分数由10.7%降低至7.5%,在高倍组织中可以看到(图3d),此温度下共晶 $\gamma'$ 相大量粗化回溶,导致了 $\gamma/\gamma'$ 共晶相含量的骤降,并且逐渐形成了“无析出区”。

图4为不同温度固溶处理后的硼化物分布及形貌变化,可以看出,1080和1120 °C固溶处理后,共晶相周围仍然分布着硼化物,且与铸态合金相比,硼化物的体积分数并未发生明显变化。值得注意的是,相比于铸态组织,1080和1120 °C固溶处理导致骨架状硼化物形态逐渐转变为小颗粒状,且固溶温度越高,转变程度越高,这与其他学者的研究相吻合<sup>[9]</sup>。经1150 °C固溶处理后,组织中并未观察到共晶相附近的硼化物(图4d),结合图1可以推断,1080和1120 °C固溶处理使得 $M_3B_2$ 型一次硼化物发生回溶,在后续冷却过程中再析出了颗粒状的细小二次硼化物,而1150 °C固溶处理由于超过了 $M_3B_2$ 型硼化物的完全回溶温度导致合金中硼化物完全回溶,因此合金经1150 °C固溶处理后硼化物消失。

图5为不同温度固溶处理后的枝晶干二次 $\gamma'$ 相分布及形貌变化,可以看出,铸态合金中枝晶干二次 $\gamma'$ 相大致呈不规则块状分布,随着固溶温度的升高,枝晶干二次 $\gamma'$ 相边角钝化,逐渐演变为球形。此外,枝晶干 $\gamma'$ 相体积分数降低且尺寸增大,这是由于固溶过程中整个体系能量处于较高状态,通过降低共格界面的界面能来达到平衡态,因此出现了小颗粒溶解、大颗粒长大的“大吞小”现象<sup>[10]</sup>。值得注意的是,固溶后 $\gamma$ 基体通道中出现了细小的三次 $\gamma'$ 相,结合图1分析可知,细小的三次 $\gamma'$ 相是在固溶处理之后的空冷过程中析出生长的<sup>[11]</sup>,且随着固溶温

度的升高,其尺寸呈现增大趋势,这是由于固溶温度越高,基体过饱和度越大, $\gamma'$ 相在冷却过程中析出的驱动力越大,生长越迅速<sup>[10]</sup>。

综上,结合图5与表3可知,固溶处理使部分二次 $\gamma'$ 相回溶至基体,导致合金组织中二次 $\gamma'$ 相含量降低,且固溶温度越高,二次 $\gamma'$ 相含量降低越明显。释放的 $\gamma'$ 相形成元素为更加细小的三次 $\gamma'$ 相析出创造了条件,冷却过程中析出更细小的三次 $\gamma'$ 相,使得枝晶干 $\gamma'$ 相呈现良好的尺寸搭配的分布。

### 3.3 时效处理对合金组织的影响

图6体现了固溶时效处理后合金中硼化物形貌及分布变化,可以看出,经HT1以及HT2处理后,硼化物仍主要分布在共晶相周围。与固溶后的组织一致,两种热处理制度下硼化物均存在由骨架状向颗粒状转变的趋势,且HT2态的二次硼化物析出得更弥散充分。使用能谱仪对固溶时效前后的硼化物成分做了分析,测试结果见表4。可知,与铸态合金相比,固溶时效后硼化物中硼含量有所降低,且HT2态合金下降幅度更大,因此固溶温度越高,硼化物中B元素含量越低,这表明部分B元素发生回溶。经时效处理后,HT2态较HT1态合金硼化物中Cr和Mo元素含量增大,这是由于固溶温度高导致HT2态合金的冷却时间大于HT1态,在冷却过程中Cr、Mo元素从基体向外扩散进而形成硼化物的过程更显著<sup>[12]</sup>。结合图4硼化物形貌的变化,可以确定硼化物在固溶时效期间先后经历了一次硼化物回溶和二次硼化物再析出两个阶段。

图7为不同热处理制度下合金中枝晶干 $\gamma'$ 相形貌及分布变化,可见,枝晶干处二次 $\gamma'$ 相大致呈块状有序分

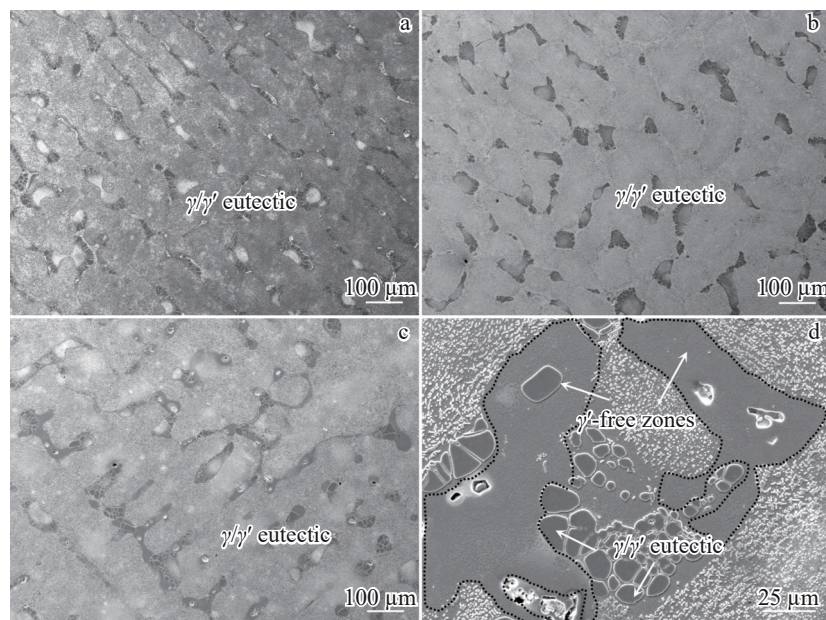


图3 不同温度固溶处理后的 $\gamma/\gamma'$ 共晶相分布

Fig.3 Distributions of  $\gamma/\gamma'$  eutectic after solid solution treatment at different temperatures: (a) 1080 °C, (b) 1120 °C, and (c, d) 1150 °C

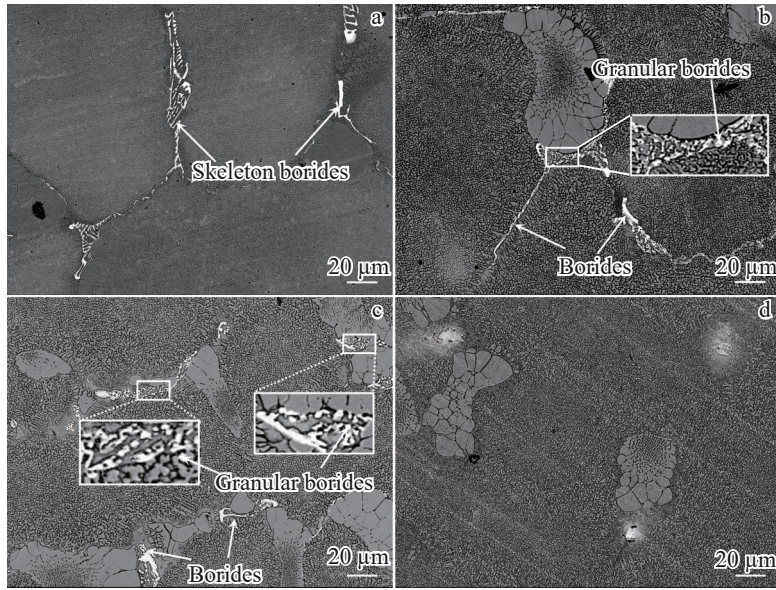


图4 不同温度固溶处理前后硼化物形貌及分布

Fig.4 Morphologies and distributions of borides before and after solid solution treatment at different temperatures: (a) as-cast state; (b) 1080 °C; (c) 1120 °C; (d) 1150 °C

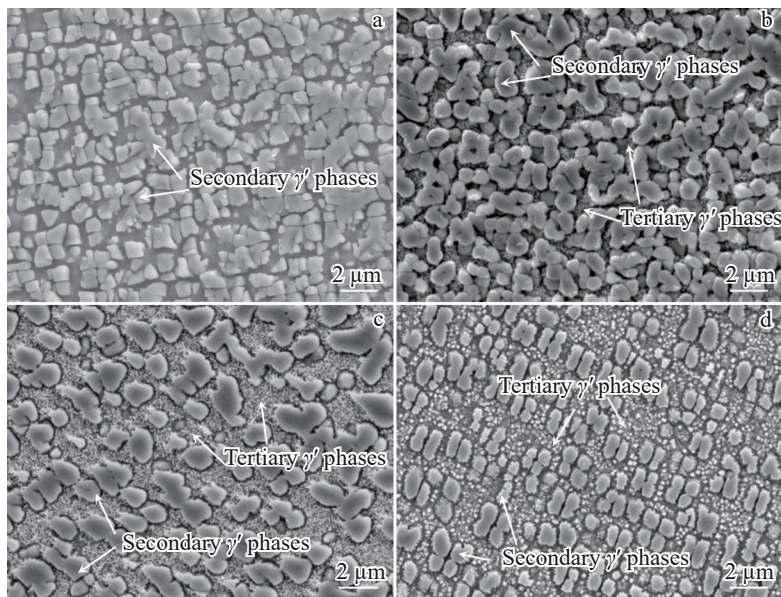


图5 不同温度固溶处理前后枝晶干 $\gamma'$ 相形貌及分布

Fig.5 Morphologies and distributions of  $\gamma'$  phase in dendrite trunk before and after solid solution at different temperatures: (a) as-cast state; (b) 1080 °C; (c) 1120 °C; (d) 1150 °C

表3 不同固溶温度下析出相的体积分数

Table 3 Volume fraction of precipitates at different solid solution temperatures (%)

Precipitate	As-cast	1080 °C	1120 °C	1150 °C
$\gamma/\gamma'$ eutectic	10.7	10.8	10.7	7.5
Boride	0.6	0.5	0.6	0
Secondary $\gamma'$ in dendrite trunk	68.8	66.7	44.4	38.8

布,且HT1状态下二次 $\gamma'$ 相立方度更高,HT2态枝晶干 $\gamma'$ 相有向球形转变的趋势。值得注意的是,经时效处理后组织中析出了细小的三次 $\gamma'$ 相,相关文献显示,分布于 $\gamma$ 通道内细小的 $\gamma'$ 相可以与移动位错发生弱对耦合效应,显著抑制位错运动,提高材料强度<sup>[13]</sup>。对比HT1和HT2可以发现,经过时效处理后 $\gamma$ 通道中细小的三次 $\gamma'$ 相尺寸增大,含量更高且分布更密集,相关研究也表明,合金时效过程中的元素扩散再分配导致 $\gamma'$ 相形成元素(Cu、Ta、

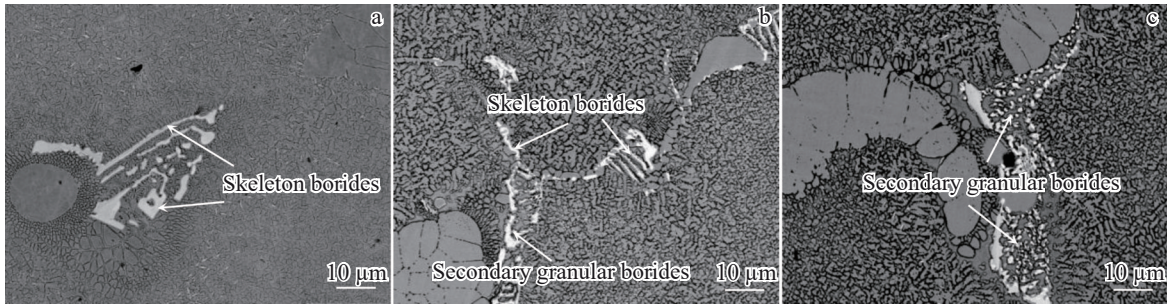


图6 不同热处理制度下硼化物形貌

Fig.6 Morphologies of borides under different heat treatment schedules: (a) as-cast; (b) HT1; (c) HT2

表4 不同热处理制度下硼化物区域的元素分析结果

Table 4 Elemental analysis results of boride region under different heat treatment schedules (wt%)

State	Ti	B	Cr	Mo	W	Co
As-cast 1#	3.1	12.5	22.7	36.0	14.8	4.4
As-cast 2#	3.3	11.6	21.0	36.8	16.3	3.0
As-cast 3#	3.2	12.3	22.4	38.1	16.3	1.6
HT1 2#	2.6	11.3	25.5	36.1	13.9	2.6
HT1 3#	3.2	12.1	23.0	35.1	16.7	3.5
HT2 1#	3.0	9.4	27.2	37.3	13.0	3.1
HT2 2#	3.0	8.9	26.1	39.0	13.7	3.7
HT2 4#	3.8	6.8	25.4	43.9	12.2	3.9
HT2 5#	3.4	7.1	27.1	41.7	12.3	3.1

Hf、Nb等)在高温下向 $\gamma'$ 相扩散,使 $\gamma'$ 相尺寸增加,同时,Re、W、Mo等元素向基体扩散,导致基体通道的宽度有所增加<sup>[14-15]</sup>,表明时效处理可以进一步促进细小三次 $\gamma'$ 相的析出,并有利于进一步改善 $\gamma'$ 相形态和尺寸匹配。

统计后的枝晶干二次 $\gamma'$ 相体积分数如图8所示,与铸态合金相比,经固溶时效处理后,枝晶干二次 $\gamma'$ 相体积分数均有所降低,且随着固溶温度的升高,二次 $\gamma'$ 相体积分数逐渐降低,这与其他学者的相关研究结果一致<sup>[11]</sup>,这是由于部分二次 $\gamma'$ 相发生回溶,剩余 $\gamma'$ 相发生粗化并聚集,在后续的时效过程中又发生了细小的三次 $\gamma'$ 相析出,因此枝晶干二次 $\gamma'$ 相体积分数有所降低。

### 3.4 热处理制度对合金力学性能的影响

铸造高温合金中的硼化物对中温力学性能起到重要作用,可显著抑制合金的沿晶断裂,而合金经过SS3和HT3处理后,硼化物已经完全回溶,因此,将针对HT1和HT2态的合金分析热处理对合金力学性能的影响。表5和表6列出了不同热处理制度下的合金的拉伸性能及持久性能对比。可以看出,断后伸长率(A)随着固溶温度的升高而增大,此外,与HT1态合金相比,铸态合金抗拉强度( $R_m$ )略高,这与相关研究的结果相吻合,这是由于铸态合金二次 $\gamma'$ 相含量最高,其弥散强化效果最好,而经

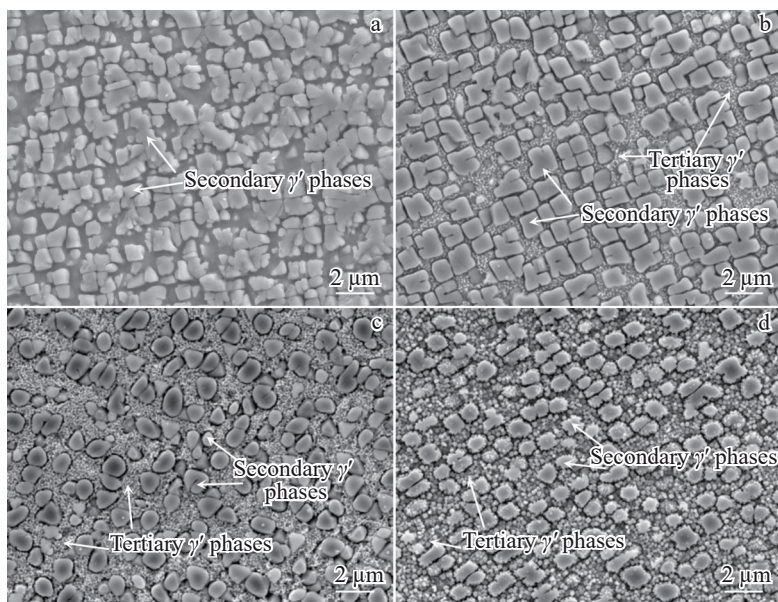


图7 不同热处理制度下枝晶干 $\gamma'$ 相形貌及分布

Fig.7 Morphologies and distributions of  $\gamma'$  phase in dendrite trunk under different heat treatment schedules: (a) as-cast; (b) HT1; (c) HT2; (d) HT3

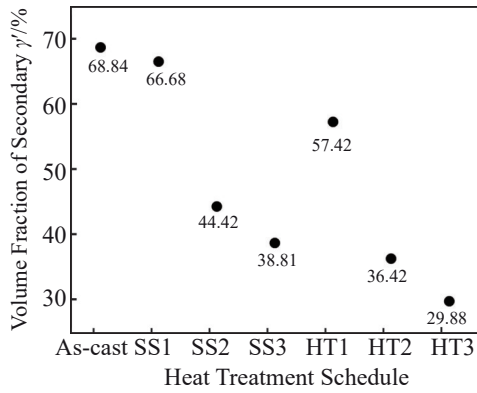


图 8 不同热处理制度下枝晶干二次  $\gamma'$  相体积分数

Fig.8 Volume fraction of secondary  $\gamma'$  phase in dendrite trunk under different heat treatment schedules

表 5 不同热处理制度下合金在 800 °C 的拉伸性能

Table 5 Tensile properties at 800 °C of alloys under different heat treatment schedules

State	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	$Z$ /%
As-cast	920	772	10.5	17
HT1	900	771	11.0	17
HT2	929	786	15.0	16

固溶时效后二次  $\gamma'$  相发生回溶且体积分数降低<sup>[16]</sup>, 枝晶干二次  $\gamma'$  相的形貌和分布得以改善, 且促进了  $\gamma$  通道处细小三次  $\gamma'$  相的析出, 使得合金抗拉强度、屈服强度提高, 弥补了由于二次  $\gamma'$  相体积分数减少导致的力学性能的降低, 因此固溶时效后合金抗拉强度仍与高  $\gamma'$  相体积分数的铸态合金相当<sup>[17]</sup>。

HT1 态合金的抗拉强度 (900 MPa) 较铸态下降了 2.2%, 屈服强度 ( $R_{p0.2}$ ) 以及断面收缩率 ( $Z$ ) 基本持平, 断后伸长率提高了 4.8%。而 HT2 态合金的抗拉强度则较铸态合金提高了 0.98%, 屈服强度提高了 1.8%, 断后伸长率提高了 42.9%, 但断面收缩率降低了 5.9%。另一方面, 由表 5 可知, HT2 态合金的抗拉强度及屈服强度分别较 HT1 提升了 3.2% 和 1.9%, 断后伸长率提高了 36.4%, 而断后收缩率有所降低, 但其降幅和断后伸长率增幅相比较小。可见, HT2 态合金的塑性较 HT1 有明显提高, 这是 HT2 态合金较 HT1 态合金组织中硼化物更加细小弥散导致的, 相关研究表明, 细小的颗粒相的微小相界面分散了变形过程的应力集中, 使合金的塑性得到大幅提升<sup>[8,18]</sup>, 因此 HT2 态的微小相界面数量最多, 其塑性最好。综上, HT2 态合金的拉伸性能略优于 HT1 态合金。

对比表 6 中不同状态下的合金持久性能可以发现, 铸态合金的 800 °C/580 MPa 持久寿命 ( $\tau$ ) 和断后延伸率 ( $A$ ) 最低, 与其相比, HT1 态和 HT2 态的合金持久寿命分别较铸态提高了 141.6% 和 55.7%。结合显微组织分析, 铸态合金中存在尺寸较大的块状、骨架状硼化物, 在持久

表 6 不同热处理制度下合金 800 °C/580 MPa 的持久性能

Table 6 Durability at 800 °C/580 MPa of alloys under different heat treatment schedules

State	$\tau$ /h	$A$ /%
As-cast	59.8	5.5
HT1	144.5	10.5
HT2	93.1	7.5

变形过程中, 其界面处极易产生应力集中, 导致裂纹快速萌生及扩展, 严重降低合金的持久性能<sup>[9,19]</sup>。经过热处理对组织的调控后, 一方面, 时效后枝晶干处的  $\gamma$  通道内析出了细小弥散的三次  $\gamma'$  相, 在持久的形变过程中被位错剪切, 有效地提升了合金持久性能<sup>[20]</sup>; 另一方面, 固溶时效处理使铸态合金中一次硼化物溶解, 尺寸细小的颗粒状二次硼化物析出, 通过增大微小相界面数量的方式使得共晶相/硼化物界面处于良好的强韧化状态, 显著阻碍了裂纹的扩展<sup>[8,21]</sup>。因此 HT1 态和 HT2 态的持久性能相比铸态有了明显提升。对比 HT1 态与 HT2 态, HT1 态合金持久寿命最长为 144.5 h, 而当固溶温度提升至 1120 °C 时, 持久寿命下降了 35.6%, 结合图 8 可知, 固溶温度由 1080 °C 升高至 1120 °C 时, 时效后枝晶干  $\gamma'$  相的体积分数由 57.42% 降低至 36.42%, 此时合金的强化机制仍以  $\gamma'$  相析出强化为主导, HT1 态合金组织中  $\gamma'$  相与细小硼化物达到良好的匹配, 使得其持久性能最好, 而尽管 HT2 态合金硼化物形态更加细小弥散, 其带来的持久性能的提升不足以弥补  $\gamma'$  相体积分数降低引起的性能的下降。因此, HT1 态合金的持久性能较优。

综上, 尽管 HT2 态合金的拉伸性能略优于 HT1 态合金, 然而其持久性能较差, 而 HT1 热处理后合金 800 °C 拉伸性能与铸态基本相当, 且 800 °C/580 MPa 持久寿命提升幅度最大, 是合金具备最佳的强韧性匹配。因此认为 HT1 制度能够充分发挥合金的性能潜力, 将 1080 °C × 4 h → 空冷 + 900 °C × 10 h → 空冷作为合金最佳的热处理制度。

## 4 结论

1) 合金铸态下为典型的枝晶组织, 枝晶干区域为立方状的  $\gamma'$  相分布于  $\gamma$  相通道中, 枝晶间为葵花状的共晶  $\gamma/\gamma'$  相, 在共晶相周围分布着大量的骨架状硼化物。

2) 随着固溶温度的升高, 骨架状一次硼化物发生部分回溶, 颗粒状二次硼化物析出, 温度为 1150 °C 时, 硼化物完全回溶。枝晶干处的  $\gamma'$  相体积分数减小; 且在二次  $\gamma'$  相的沟壑间有细小三次  $\gamma'$  相析出, 且数量不断增加。

3) 经过 1080 °C × 4 h → 空冷 + 900 °C × 10 h → 空冷固溶时效处理后, 合金具有良好的组织形态, 能够获得较大的二次  $\gamma'$  相和细小的三次  $\gamma'$  相的结合, 同时硼化物也具有细小弥散的特点, 此状态下合金在 800 °C 拉伸时抗拉强度为 900 MPa, 与铸件基本相当, 在 800 °C/580 MPa 时持久

寿命为144.5 h,具有优秀的综合力学性能,是一种较为理想的热处理工艺。

#### 参考文献 References

- [1] Zhang Maoyuan(张茂源), Ou Meiqiong(欧美琼), Ran Xing(冉兴) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 757
- [2] He Shuxian(何树先), Wang Jun(王俊). *Hot Working Technology* (热加工工艺)[J], 2013, 42(21): 5
- [3] Shu Delong(舒德龙), Yan Zhi(严志), Wang Daohong(王道红) *et al.* *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2021, 35(4): 241
- [4] Fu Hanguang(符寒光), Song Xuding(宋绪丁), Liu Haiming(刘海明) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(6): 1125
- [5] Yu Zhuhuan(余竹焕), Zhang Yang(张洋), Zhai Yanan(翟娅楠) *et al.* *Foundry*(铸造)[J], 2017, 66(10): 1076
- [6] Hou Jie(侯杰), Li Shangping(李尚平), Han Shaoli(韩少丽) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12): 4147
- [7] Kim I S, Choi B G, Jung J E *et al.* *Materials Characterization*[J], 2020, 165: 110378
- [8] Wu B P, Li L H, Wu J T *et al.* *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*[J], 2014, 21(11): 1120
- [9] Zhang Peng(张鹏), Yang Kai(杨凯), Zhu Qiang(朱强) *et al.* *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2018, 10(2): 1
- [10] Shi Yuye(石宇野), Jiao Shaoyang(焦少阳), Dong Jianxin(董建新) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(6): 661
- [11] Li Jing(李京), Li Linzi(李林子), Hou Jieshan(侯介山) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2022, 43(6): 65
- [12] Ai Cheng(艾诚), Li Qing(李青), Chen Xi(陈曦) *et al.* *Journal of Nonferrous Metals*(有色金属学报)[J], 2022, 32(12): 3694
- [13] Kirchmayer A, Lyu H, Pröbstle M *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2020, 22(9): 2000149
- [14] Liu Weiwei(刘维维), Liu Shizhong(刘世忠), Li Ying(李影) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2021, 49(6): 94
- [15] Ding Yutian(丁雨田), Wang Tao(王涛), Wang Xingmao(王兴茂) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2550
- [16] Bor H Y, Wei C N, Jeng R R *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2008, 109(2–3): 334
- [17] Sun Xiaojun(孙晓军), Liu Le(刘乐), Fu Jianjian(付建建) *et al.* *Manufacturing Technology & Machine Tool*(制造技术与机床)[J], 2023(4): 85
- [18] Sun Changbo(孙长波), Wu Baoping(吴保平), Feng Qiushui(冯秋水) *et al.* *Foundry*(铸造)[J], 2023, 72(1): 7
- [19] Du Beining(都贝宁), Sheng Liyuan(盛立远), Lai Chen(赖琛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2123
- [20] Wang Guan(王冠), Song Wei(宋巍), Liang Jingjing(梁静静) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 787
- [21] Wu Jinjiang(武金江), Zhao Guangdi(赵广迪), Wang Bo(王博) *et al.* *Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(10): 902

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a High-Boron Ni-Based Superalloy

Han Shaoli<sup>1,2</sup>, Shang Hang<sup>2</sup>, Hou Jie<sup>2</sup>, Liu Tianyu<sup>2</sup>, Li Shangping<sup>2</sup>

(1. Institute of High Temperature Materials and Superalloys, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(2. Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, China)

**Abstract:** The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of a high-boron Ni<sub>3</sub>Al-based superalloy was investigated by scanning electron microscope, tensile test and stress rupture test. The results show that when the solid solution temperature increases from 1080 °C to 1150 °C, the volume fraction of  $\gamma'$  phase in dendrite trunk decreases gradually, the morphology changes from blocky to spherical, and fine tertiary  $\gamma'$  phases are precipitated inside the  $\gamma$  channel. When the temperature rises from 1080 °C to 1120 °C, the skeleton-like primary borides are partially dissolved, and the granular secondary borides are precipitated. The precipitation tendency of secondary borides is increased with the increase in temperature, and the borides are completely dissolved when the temperature rises to 1150 °C. After aging at 900 °C for 10 h, the alloy solid-solution-treated at 1080 °C achieves the ultimate tensile strength of 900 MPa during the tensile test at 800 °C and the stress rupture life of 144.5 h under the condition of 580 MPa/800 °C, exhibiting the best comprehensive mechanical properties. Therefore, the optimal heat treatment process of the test alloy is 1080 °C×4 h→air cooling+900 °C×10 h→air cooling.

**Key words:** boride; Ni-based superalloy; solid solution and aging treatment; mechanical property

Corresponding author: Han Shaoli, Ph. D., Senior Engineer, Institute of High Temperature Materials and Superalloy, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: hsl414@126.com