

B含量对GH4738合金力学性能的影响

荣义^{1,2},侯为学^{1,2},杜金辉^{1,2},曲敬龙^{1,2}

(1. 钢铁研究总院有限公司,北京 100081)

(2. 北京钢研高纳科技股份有限公司,北京 100081)

摘要:通过制备不同B含量的GH4738合金,利用SEM、TEM及EPMA分析研究了B含量对GH4738镍基高温合金持久性能的影响。结果表明,B含量对晶界 $M_{23}C_6$ 型碳化物的含量及分布有显著的改善作用,提高了晶界 $M_{23}C_6$ 的析出量和弥散分布的均匀性;B元素主要偏聚于合金中碳化物处,可能作为碳化物形成元素参与碳化物析出;B含量对合金 γ' 强化相的析出无影响;随着B含量的提高,合金的持久性能不断提高,持久寿命提高了8~12倍,持久塑性提高了2~4倍;持久断裂形式由脆性沿晶断裂转变为混合断裂;B含量对合金拉伸性能影响较小,由于晶粒尺寸的略微增大使合金强度小幅度下降。

关键词:GH4738合金; B含量; 持久性能

中图法分类号: TG146.1⁺⁵;TG132.3⁺³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)09-2336-09

1 引言

镍基高温合金以固溶强化和第二相强化为主,且具有优异的高温性能,因此被广泛应用于制备航空航天发动机的热端部件^[1-3]。GH4738(Waspaloy)合金是一种镍基时效强化型高温合金,由于合金化程度较高,因此它具有较高的服役温度、在760 °C以下良好的抗拉和持久强度、在870 °C以下良好的抗氧化性能等,是航空发动机涡轮盘、密封圈的理想材料^[4-7]。近年来,我国针对GH4738合金已经做了很多方面的研究,在合金冶炼、开坯、均匀化及固溶热处理参数优化等方面均有突破,但在成分优化方向仍缺乏更深入的研究。

B元素作为高温合金中常见的晶界元素,可对高温合金的性能产生重要影响,因此可以通过对B元素进行成分优化来改善合金综合性能^[8-13]。B对高温合金组织的影响首先表现在硼化物上,Shulga等^[14]研究发现B在EP962合金上偏析于枝晶间和晶界处,硼化物颗粒在冠状 γ/γ' 共晶组织的周围形成。Yan等^[15]研究发现当B添加量增加到210 μg/g时,铸态合金中会形成层状硼化物,且当进行固溶热处理过程时,硼化物会在15 min内分解。Witt等^[16]发现 M_3B_2 型硼化物为金属间化合物,在晶界处不均匀分布,不利于合金的力学性能。B元素的添加还会对碳化物产生影响,李丽荣等人^[17]在向某种成分的高温合金中加入B后发现,B的加入没有改变碳化物的种类,但却使其由原来的骨架状变为块状。Wasson等^[18]发

现随着B含量的升高,碳化物由MC型碳化物转变成 $M_{23}C_6$ 型碳化物。同时有一些研究表明,B对高温合金的有益作用是因为B偏聚在晶界增加了晶界内聚力,强化了晶界^[19-20]。Lin等人^[21]研究了B对IN718高温合金断裂韧性的影响,研究表明B对断裂韧性的影响显著。Yu等人^[22]研究发现与传统Thermo Span合金相比,新型含B的Al-Cr改性合金显示出更优异的抗氧化性和缺口敏感性。

为了研究B元素对GH4738合金性能的影响规律,本研究分别制备了含有不同B含量(0.001%、0.0028%、0.0037%、0.0044%和0.006%,质量分数)GH4738合金,对该合金的持久性能和拉伸性能进行测试,讨论了该合金B元素含量的变化对其力学性能的影响。对揭示B元素在高温合金中的作用以及优化GH4738合金中B元素含量具有重要意义。

2 实验

采用真空感应熔炼(VIM)、电渣重熔(ESR)和真空自耗重熔(VAR)三联冶炼炼制GH4738母合金,母合金的成分见表1,按照设计方案在重熔过程中依次加入不同含量的B元素,各组试样的成分见表2。结合均匀化热处理(1150 °C/24 h+1200 °C/70 h,空冷)、锻造开坯及标准热处理(800 °C/1 h+1020 °C/4 h,油冷),最后加工出高温拉伸及持久测试样品,如图1所示。

使用60目~2000目的砂纸对合金表面进行打磨并用2.5 μm金刚石研磨膏抛光,然后对抛光后的试样进行化

收稿日期:2024-09-24

基金项目:科技部重大专项(2021YFB3700403)

作者简介:荣义,男,1988年生,硕士,高级工程师,钢铁研究总院有限公司,北京100081,电话:010-62184622,E-mail: rongyi@cisri-gaona.com.cn

表1 GH4738合金母合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4738 alloy mother alloy (wt%)

Element	C	Mo	Ti	Cr	Co	Al	Fe	Ni
Content	0.048	4.36	3.11	19.86	13.24	1.34	0.025	Bal.

表2 GH4738合金各组试样中B含量

Table 2 B content of GH4738 alloy of each group (wt%)

Tested alloy	B1	B2	B3	B4	B5
B content	0.001	0.0028	0.0037	0.0044	0.006

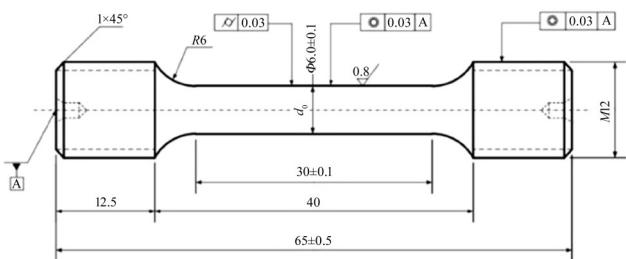


图1 持久试样加工示意图

Fig.1 Schematic diagram of durable sample processing

学腐蚀,腐蚀液配方为30 g CuCl₂+100 mL盐酸+150 mL乙醇,用棉球蘸取腐蚀液在观察面擦拭30 s,采用光学显微镜Leica金相显微镜对组织进行观察,利用Nano Measurer软件进行统计分析。利用GNCJ系列电子式持久蠕变试验机进行730 °C/500 MPa、730 °C/550 MPa、815 °C/250 MPa和815 °C/295 MPa持久断裂、室温拉伸、535 °C高温拉伸力学性能测试。利用SEM观察断口形

貌,判断其断裂类型。利用TEM分析B元素的分布以及晶界析出相的形貌。利用SEM及EPMA,对晶界处析出相的分布状态进行表征,观察晶界上是否存在元素偏聚的现象,研究各试样的断裂形式,分析其与合金持久拉伸性能的关联性。

3 结果与讨论

3.1 B对合金组织的影响

3.1.1 B对晶粒组织的影响

研究表明,材料的力学性能与晶粒尺寸大小直接相关,晶粒尺寸大小一般与材料的持久蠕变性能正相关,而与材料的抗拉强度负相关。由图2观察发现,随着B含量的增加,合金中混晶程度显著减弱,因此B有增加晶粒均匀性的倾向。同时,为了分析B元素对晶粒尺寸大小的影响,统计了不同B含量合金的晶粒尺寸,随着B含量的增加,B1~B5合金的晶粒尺寸分别为31.63、34.28、34.86、36.20、36.93 μm,如图3所示。

3.1.2 B对晶界析出相的影响

晶界析出相对合金的力学性能影响显著,通过控制析出相的数量、大小及分布可对合金的性能进行改善。

由图4观察发现,合金添加B元素后,晶界析出相形态大为改善,不仅碳化物含量提高,碳化物的尺寸和间距也逐渐均匀,提高了晶界碳化物的覆盖率。这样均匀弥散分布的晶界析出相可以很好地阻止位错的通过,在持久蠕变的过程中易于缓和应力集中,提高合金的持久蠕变性能。当位错遇到晶界析出相的阻碍时,析出相的大小和间距对位错的钉扎力Δτ有很重要的影响。Δτ可以由以下方程^[23]表示:

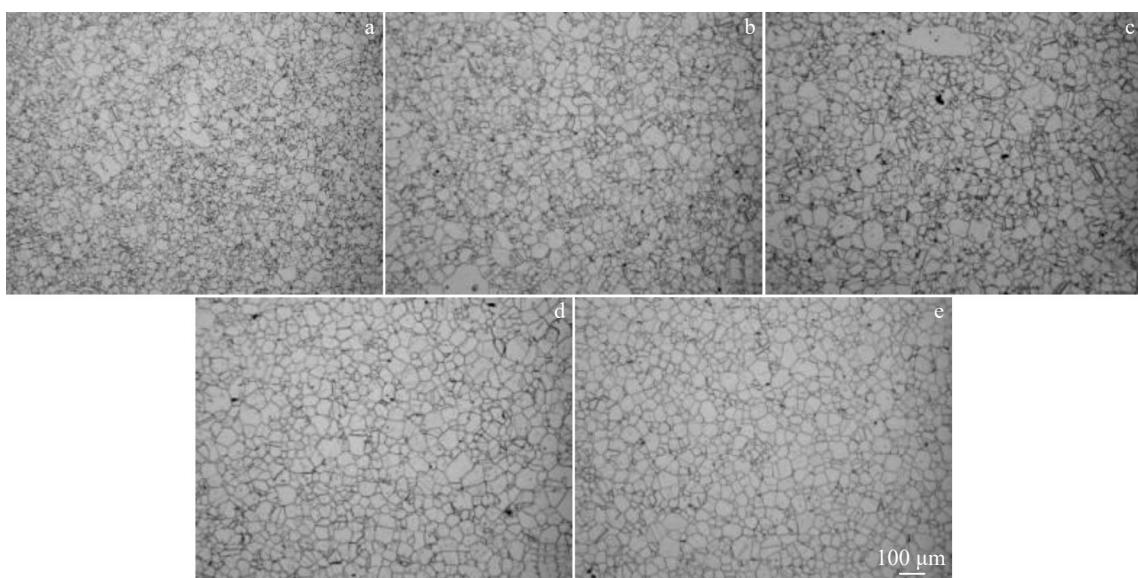


图2 不同B含量热处理态合金的晶粒组织

Fig.2 Grain structures of heat treated alloys with different B contents: (a) B1, (b) B2, (c) B3, (d) B4, and (e) B5

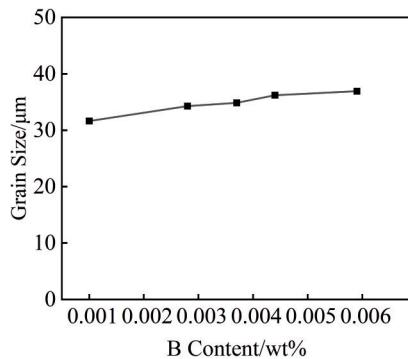


图3 晶粒尺寸随B含量的变化关系

Fig.3 Variation of grain size with B content

$$\Delta\tau = \frac{\alpha G b}{\lambda} \quad (1)$$

$$\lambda = \frac{d(1 - f^{\frac{1}{3}})}{f^{\frac{1}{3}}} \quad (2)$$

式中, α 为常量, G 为切边模量, b 为伯格斯矢量, d 为析出相的平均尺寸, f 为容积比率。由公式可知, 晶界上的析出相尺寸越小, 之间的间距越小, 对位错的钉扎作用就越强。在晶界处, 层状分布的碳化物在高温长时间加载过程中由于应力集中, 作为裂纹起点, 使晶界强度降低, 而颗粒状的碳化物弥散分布, 通过抑制位错运动, 缓解应力集中, 抑制裂纹萌发扩展, 通过位错绕过机制增加裂纹路径, 有利于提高合金持久性能, 改善合金力学性能^[24-26]。而合金随着 B 含量的增加, 晶界上的碳化物明显细小均匀, 对位错运动的阻力也就越大, 因此 B 的加入将对合金的力学性能带来益处。

3.1.3 B 对 γ' 相组织的影响

合金在经过标准亚固溶热处理后, 基体中析出在固溶处理中未完全回溶的一次 γ' 相和在随后的时效处理中析出的二次 γ' 相, 一次 γ' 相和二次 γ' 相的尺寸及分布都很均匀, 如图 5 所示。经统计, 随着 B 含量的增加, 一次 γ' 相的平均尺寸在 200~250 nm 范围内波动。因此表明, B 元素对 GH4738 合金中的 γ' 相析出无明显的影响规律。

3.2 B 对力学性能的影响

3.2.1 B 对持久性能的影响

图 6 为不同 B 含量合金在 730 °C/500 MPa 下的持久断裂寿命、断后伸长率及断面收缩率。随着 B 含量的增加, 合金的持久断裂寿命显著提高, 最高约 11 倍, B1~B5 合金的持久寿命分别为 14.9、96.9、114.0、145.0、167 h。合金的持久塑性也随着 B 添加量的提高不断增强, 最高约 3 倍。

图 7 为不同 B 含量合金 730 °C/500 MPa 持久断裂后的断口形貌。由图 7 可知, B1、B2 断裂方式为沿晶脆性断裂, 说明其晶界强度较低, 可见其断口表面存在部分二次裂纹。随着 B 含量的增加, 开始由沿晶脆性断裂向混合断裂转变, B3 为明显的“韧窝”型断口, 说明其晶界强度大大提高; B5 断口中出现了一些空洞, 这是由于持久断裂过程中位错缠结及空位聚集的结果。而从宏观断口来看, B1 与 B2 均为剪切唇区, 整个断口均为脆性断裂, B3 开始出现纤维区, 由脆性断裂转变为韧性断裂, 随着 B 含量的增加, 宏观断口的纤维区越来越大, 至 B4 时已全部为纤维区, 断口表面凹凸不平, 呈颗粒状, 合金有更好的塑性。可见, 随着 B 含量的提高, 晶界上的碳化物析出相数量增加, 并均匀弥散分布于晶界处, 从而增加了合金的晶界强度, 表现为明显的由沿晶脆性断裂特征转变

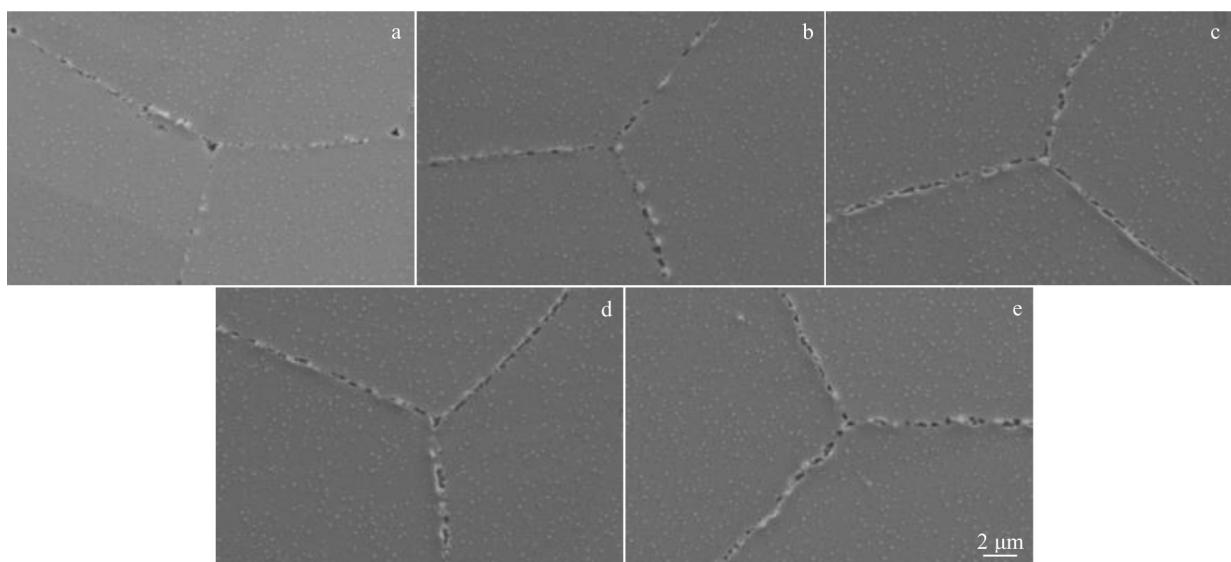


图4 不同B含量标准热处理态合金的晶界貌

Fig.4 Grain boundary morphologies of alloys with different B contents under standard heat treated states: (a) B1, (b) B2, (c) B3, (d) B4, and (e) B5

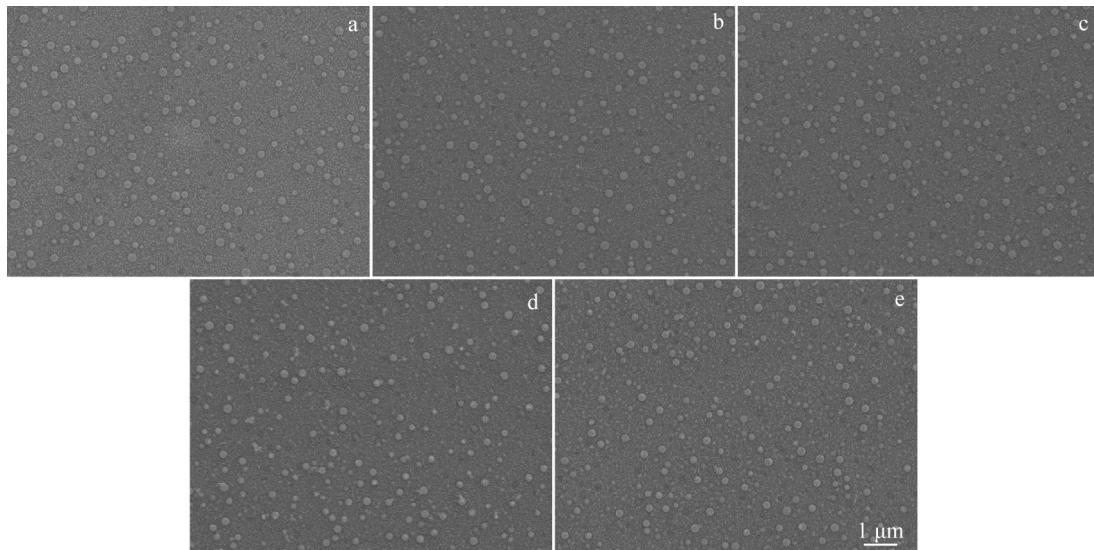
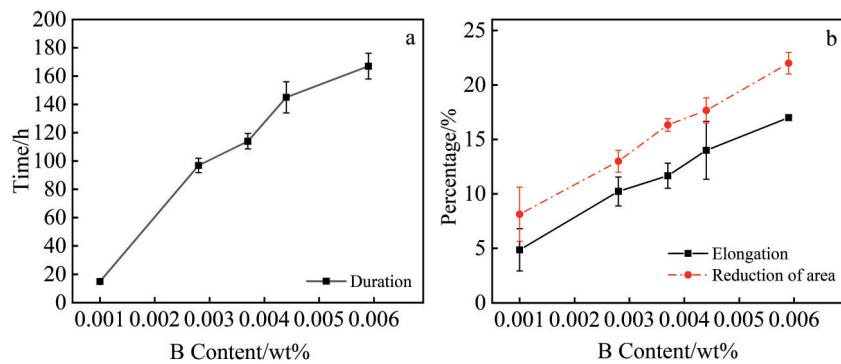
图5 不同B含量合金 γ' 相形态Fig.5 Morphologies of γ' phase of alloys with different B contents: (a) B1, (b) B2, (c) B3, (d) B4, and (e) B5

图6 不同B含量合金在730 °C/500 MPa下的持久性能

Fig.6 Endurance properties of alloys with different B contents at 730 °C/500 MPa: (a) endurance life and (b) persistent plasticity

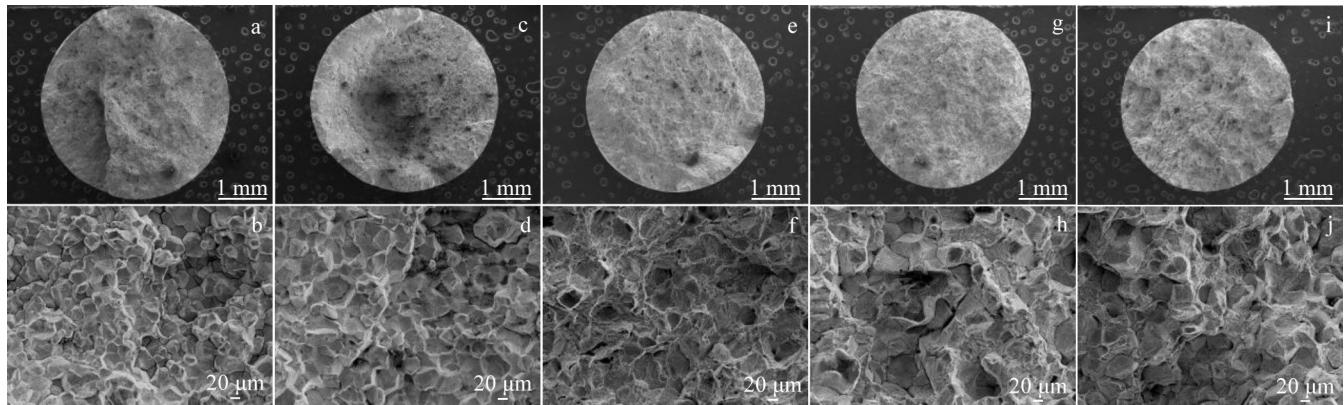


图7 不同B含量合金730 °C/500 MPa持久断口形貌

Fig.7 Endurance fracture morphologies of alloys with different B contents at 730 °C/500 MPa: (a–b) B1, (c–d) B2, (e–f) B3, (g–h) B4, and (i–j) B5

为韧性断裂特征。

图8为不同B含量合金在730 °C/550 MPa下的持久断裂寿命、断后伸长率及断面收缩率。持久寿命及持久

塑性均随着B含量的增加而单调提高,B1~B5合金的持久断裂寿命由7 h增加到86.2 h,提高了12倍。合金持久塑性也随着B添加量的提高而增强,提高了约4倍。

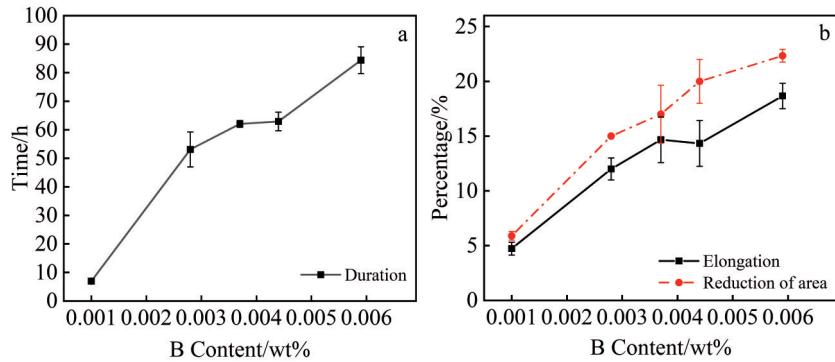


图8 不同B含量合金在730 °C/550 MPa下的持久性能

Fig.8 Endurance properties of alloys with different B contents at 730 °C/550 MPa: (a) endurance life and (b) persistent plasticity

图9为不同B含量合金在730 °C/550 MPa持久断裂后的断口形貌。从宏观断口照片中可以看出,B1与B2几乎都为剪切唇脆性断裂区,从其微观断口照片中可以看到明显的沿晶脆性断裂,以及表面的二次裂纹;B2宏观断口图开始出现部分塑性断裂特征,断口为混合型断裂;从B3开始,宏观断口几乎都为裂纹扩展区,能观察到明显的河流状花样,这是由于解理裂纹在扩展过程中众多台阶互相回合形成的,并且晶粒中分布有许多韧窝,使

合金塑性明显提高。

图10为不同B含量合金在815 °C/250 MPa下的持久断裂寿命、断后伸长率及断面收缩率,持久寿命及持久塑性均随着B含量的增加而提高。B1在该实验条件下持久寿命仅为31 h,B5的持久寿命达到了243 h,提高了约8倍。B1和B5合金的断后伸长率及断面收缩率分别由9%、10.3%提高至20%、24%,提高了约2倍。

图11为不同B含量合金在815 °C/250 MPa持久断

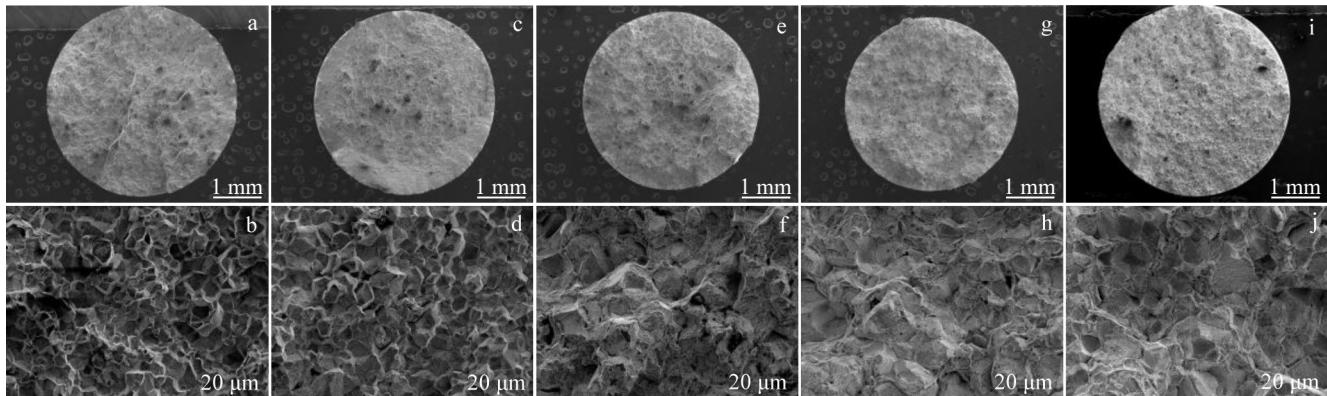


图9 不同B含量合金730 °C/550 MPa持久断口形貌

Fig.9 Endurance fracture morphologies of alloys with different B contents at 730 °C/550 MPa: (a–b) B1, (c–d) B2, (e–f) B3, (g–h) B4, and (i–j) B5

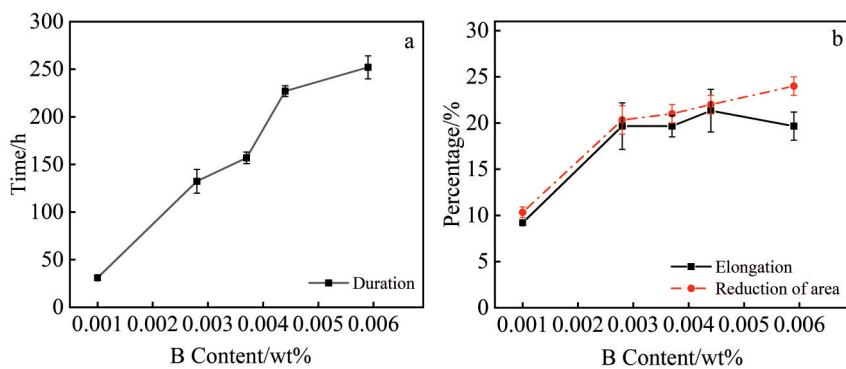


图10 不同B含量合金在815 °C/250 MPa下的持久性能

Fig.10 Endurance properties of alloys with different B contents at 815 °C/250 MPa: (a) endurance life and (b) persistent plasticity

裂后的断口形貌。各试样宏观断口凹凸不平,呈颗粒状。B1断口仅有小部分的剪切唇区,其余均为纤维区,微观断口显示,断口呈明显的沿晶断裂特征。B2和B3中,开始由脆性断裂转变为混合断裂,出现沿晶韧性断裂。随着B含量的进一步增加,断口中分布有穿晶韧窝区域,沿晶断面上也有浅韧窝。

图12为不同B含量合金在815 °C/295 MPa下的持

久断裂寿命、断后伸长率及断面收缩率,持久寿命及持久塑性均随着B含量的增加而提高。随着B含量的提高,合金的持久寿命提高到B1的9.4倍,断后伸长率和断面收缩率均提高到3.3倍。

图13为不同B含量合金在815 °C/295 MPa持久断后的断口形貌。各试样均为沿晶断裂,其中仅B1有小部分剪切唇区,其余试样均为纤维区。随B含量的增加,

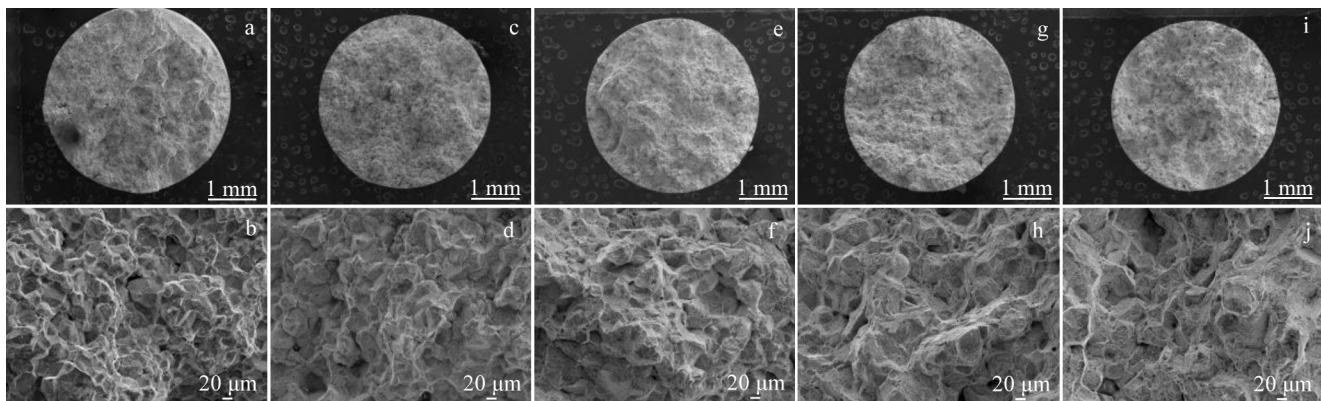


图11 不同B含量合金815 °C/250 MPa持久断口形貌

Fig.11 Endurance fracture morphologies of alloys with different B contents at 815 °C/250 MPa: (a–b) B1, (c–d) B2, (e–f) B3, (g–h) B4, and (i–j) B5

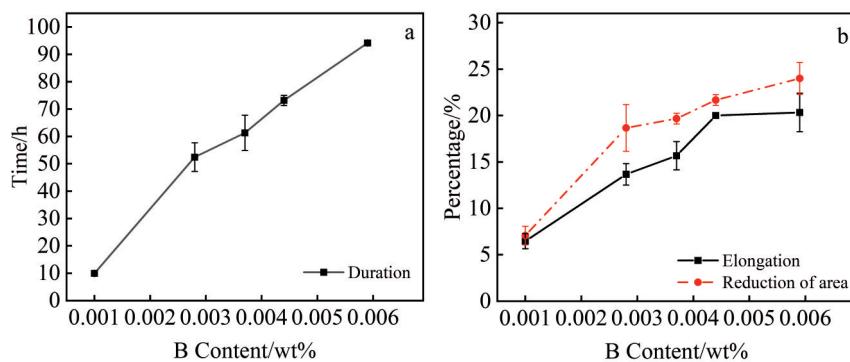


图12 不同B含量合金在815 °C/295 MPa下的持久性能

Fig.12 Endurance properties of alloys with different B contents at 815 °C/295 MPa: (a) endurance life and (b) persistent plasticity

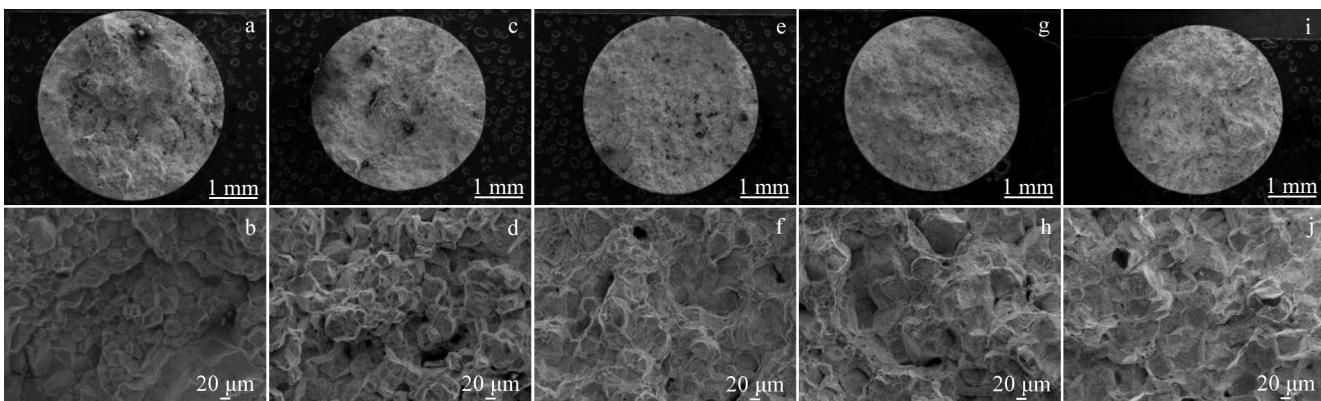


图13 不同B含量合金815 °C/295 MPa持久断口形貌

Fig.13 Endurance fracture morphologies of alloys with different B contents at 815 °C/295 MPa: (a–b) B1, (c–d) B2, (e–f) B3, (g–h) B4, and (i–j) B5

断口由明显冰糖状沿晶断裂转变成带微坑的晶间韧性断裂,与持久塑性的规律相一致。B2 开始由脆性断裂转变为混合断裂,出现沿晶韧性断裂。B3 出现明显的韧性断裂特征,断面上布满细而浅的韧窝和大量撕裂棱。

由此可见,B 元素可以显著提高 GH4738 合金的持久性能,在 730 及 815 °C 不同应力条件下,合金的持久寿命提高了 8~12 倍,持久塑性提高了 2~4 倍。

3.2.2 B 对拉伸性能的影响

图 14~图 15 分别为不同 B 含量合金在室温下及 535 °C 下的拉伸性能。在室温下,随着 B 含量的提高,抗拉强度和规定塑性延伸强度略有减小,B1~B5 合金的抗拉强度由 1350 MPa 降低至 1311 MPa;塑性延伸强度由 880 MPa 降低至 828 MPa。断后伸长率几乎无变化;断面收缩率明显下降,由 39.3% 降低至 27.7%。535 °C 下,抗拉强度的变化与室温下类似,抗拉强度由 1230 MPa 降低至 1170 MPa;塑性延伸强度由 810 MPa 降低至 740 MPa。拉伸塑性无明显变化,断后伸长率与断面收缩率均小幅度波动。因此可以认为,B 元素对合金的拉伸性能有恶化作用,但影响不大。这是由于拉伸性能主要是由晶内因素决定的,而 B 元素对基体相和 γ' 相影响不大,却使晶粒尺寸略微增加,随着合金晶粒尺寸的

增加,合金的强度小幅度下降。

3.3 B 元素的分布及影响机制

为了表征 B 元素在 GH4738 合金中的分布特征,对标准热处理态的 B5 试样进行了 EPMA 表征,表征结果如图 16 所示。可见 B 元素明显在晶界中富集,且大部分与晶界 $M_{23}C_6$ 形成元素 Cr 以及晶界旁的析出相同时存在,利用 EPMA 进行成分分析,结果表明,B 原子存在于晶界 Cr、C 原子组成的 $M_{23}C_6$ 型碳化物中,晶界附近的析出相为富 Ti、Mo、C 的 MC 型碳化物,B 原子同时存在于这些碳化物中,含量约 1.5%~2.2%(原子分数),猜测 B 元素可能通过以碳化物形成元素参与碳化物形成从而促进碳化物的析出。

B 在高温合金 γ 基体中固溶度很低因此其更容易在晶界及附近偏聚,结果表明,B 在 GH4738 合金主要固溶于碳化物中,对碳化物的种类及形态影响不大,主要影响了碳化物的数量,尤其是对晶界 $M_{23}C_6$ 的影响,增加了晶界 $M_{23}C_6$ 的数量并改善了分布。因此推测 B 可能影响了晶界碳化物的形成动力学,根据晶界上碳化物的临界形核半径公式^[27~28]:

$$r = \frac{2G}{\Delta F_v} \quad (3)$$

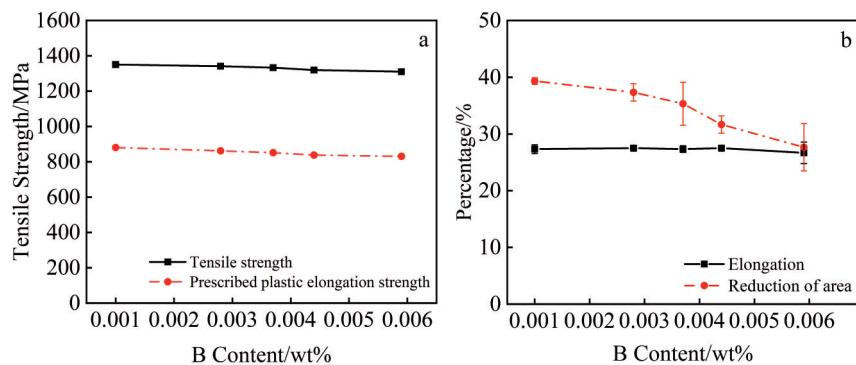


图 14 不同 B 含量合金室温下拉伸性能

Fig.14 Tensile properties of alloys with different B contents at room temperature: (a) tensile strength and (b) tensile plasticity

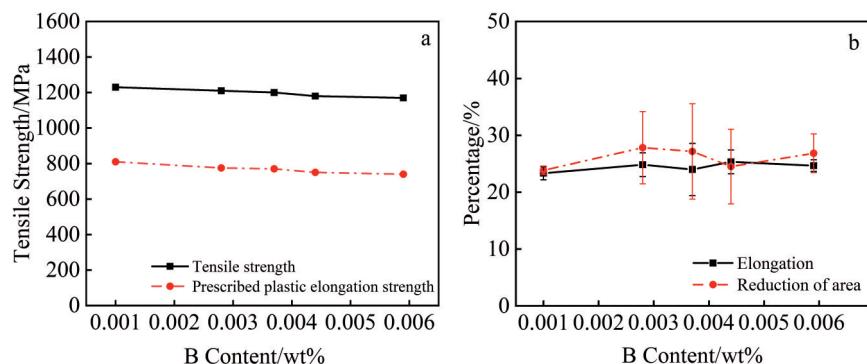


图 15 不同 B 含量合金 535 °C 下拉伸性能

Fig.15 Tensile properties of alloys with different B contents at 535 °C: (a) tensile strength and (b) tensile plasticity

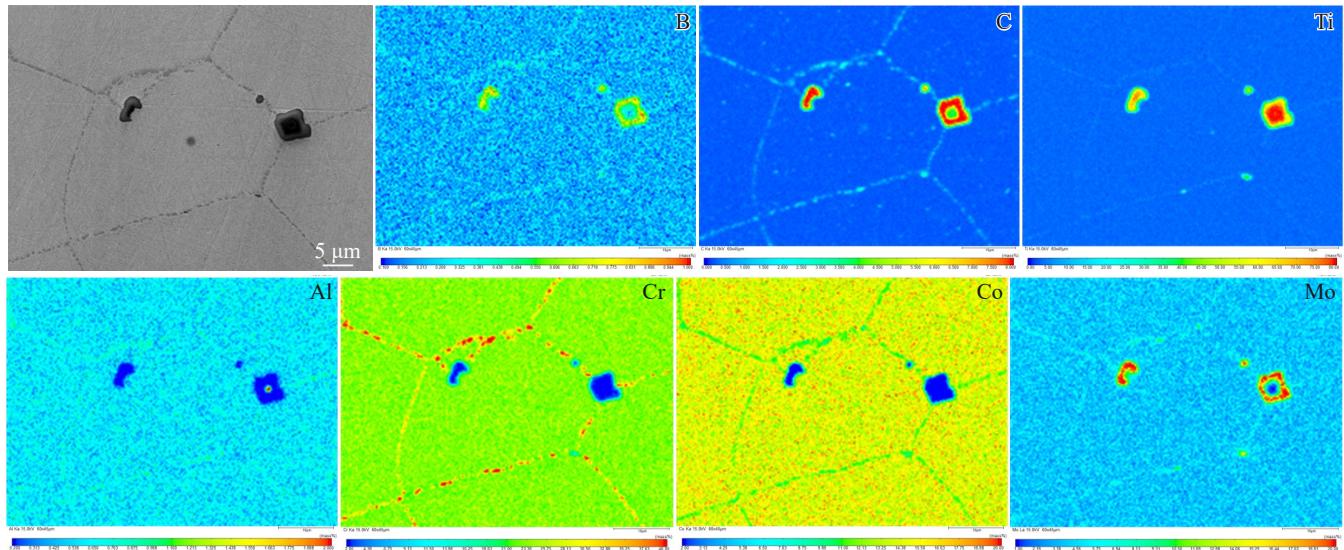


图16 B5试样晶界处各元素EDS面分布
Fig.16 EDS element mappings of grain boundaries in B5 sample



图17 B5试样持久断裂试样位错微观分布图
Fig.17 Microscopic distributions of dislocations of B5 sample with persistent fracture

式中, r 为临界形核半径, G 为晶界自由能, ΔF_v 是由形核引起的单位体积自由能变化。由于各试样中单位晶界析出相的尺寸无明显变化,且B在基体中的溶解度很低,因此认为 ΔF_v 的变化可忽略不计。而B会填充晶界中的空隙及晶格缺陷,导致晶界自由能降低。根据公式(3),在 ΔF_v 不变的情况下, G 减小,因此B的加入会导致晶界碳化物的临界形核半径减小,促进晶界碳化物形核,从而使得晶界碳化物的数量增多。晶界均匀弥散分布的析出相可以抑制裂纹的萌发扩展、位错运动以及晶界滑移,因而有利于晶界性能,而连续分布的析出相则会破坏晶粒变形的协调性,导致晶界处应力集中,降低晶界强度。通过TEM观察到B5试样晶界处有大量位错堆积,表明在持久过程中,晶界碳化物阻碍了位错运动,使得B5合金的持久性能远超B1,如图17所示。

因此,随着B含量的增加,晶界碳化物的析出量也不断增多,进而通过晶界上均匀离散分布的碳化物提高晶

界强度,抑制裂纹的萌发扩展、位错运动以及晶界滑移,从而提高了合金的持久性能。

对于拉伸性能,由于拉伸断裂时间非常短,且拉伸性能通常由晶内组织控制,而B元素的加入仅使晶粒尺寸小幅度增加,而对 γ' 相无显著影响,因此其对合金的拉伸性能影响不大,仅使合金的抗拉强度和屈服强度略微下降。

4 结论

1) 随着B元素添加量由0.001%提高至0.006%,合金的晶粒尺寸略有增加; B元素对 γ' 相的含量及尺寸无影响。

2) B元素对GH4738合金的碳化物析出相有显著影响,通过提高碳化物形核率使碳化物数量增加,并均匀弥散分布于晶界,提高了晶界强度。同时,B元素固溶于合金中碳化物处,可能作为碳化物形成元素进一步提高碳化物含量。

3) B元素可以显著提高GH4738合金的持久性能,在730及815℃不同应力条件下,合金的持久寿命提高了8~12倍,持久塑性提高了2~4倍。不同B含量下合金的断裂方式均为沿晶断裂,但B元素的添加可提高晶界析出相的含量并改善其形态,提高晶界强度,使断裂方式由脆性沿晶断裂转变为韧性沿晶断裂,增强了合金的持久性能。

4) B含量对GH4738合金的拉伸性能影响较小,主要是由于拉伸性能由晶内变形控制,B元素仅使晶粒尺寸略有增大而对晶内强化相无显著影响。

参考文献 References

- [1] Wang Huiyang(王会阳), An Yunqi(安云岐), Li Chengyu(李承宇)
et al. Materials Reports(材料导报)[J], 2011, 25(S2): 482

- [2] Xu H, Yang S F, Wang E H et al. *International Journal Mineral Metallurgy and Materials*[J], 2024, 31: 138
- [3] Shi Chenyi(史宸伊), Zhang Maicang(张麦仓), Guo Jing(郭晶). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(1): 63
- [4] Hu Y, Liu D, Zhu X L et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 96: 1165
- [5] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(9): 1565
- [6] Furuya Y, Matsuoka S, Hayashi M et al. *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*[J], 2005, 91: 630
- [7] Li M H, Sun X F, Jin T et al. *Oxidation of Metals*[J], 2003, 60: 195
- [8] Xiao Xuan(肖旋), Yang Cheng(杨成), Qin Xuezhi(秦学智) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(4): 1136
- [9] Ershadiki H, Ebrahimi G, Ezatpour H et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30: 212
- [10] Kontis P, Mohd Y H A, Pedrazzini S et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 103: 688
- [11] Guo Z F, Liang H, Zhao M J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(24–25): 6620
- [12] Zhao G D, Yu L X, Yang G L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 686: 194
- [13] Kang B I L, Han C H, Shin Y K et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28: 7025
- [14] Shulga A V. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 436(1–2): 155
- [15] Yan B C, Zhang J, Lou L H. *Materials Science and Engineering*
- [2] Xu H, Yang S F, Wang E H et al. *International Journal Mineral Metallurgy and Materials*[J], 2008, 474(1–2): 39
- [16] Witt M C, Charles J A. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 1985, 1(12): 1063
- [17] Li Liyong(李丽荣), Guo Yanhong(郭彦宏). *Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2005, 54(4): 3
- [18] Wasson A J, Fuchs G E. *Materials Characterization*[J], 2012, 74: 11
- [19] Takayuki T, Masahashi N, Izumi O. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(2): 381
- [20] Liu C T, White C L, Horton J A. *Acta Metallurgica*[J], 1985, 33(2): 213
- [21] Lin X, Chaturvedi M C, Chen D. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14: 528
- [22] Yu L X, Sun Y R, Zhang W H et al. *Energy Materials*[J], 2013, 13: 1470
- [23] Tytko D, Choi P P, Klöwer J et al. *Acta Metallurgica*[J], 2012, 60(4): 1731
- [24] Hasebe Y, Yoshida M, Maeda E et al. *Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*[C]. Pittsburgh: MMMS, 2018: 527
- [25] Li X X, Ou M Q, Wang M et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 60: 177
- [26] Zhang Wei(张伟), Chen Zishi(陈子帅), Dong Ruiheng(董瑞峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(9): 3170
- [27] Guan S, Cui C Y, Yuan Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 662: 275
- [28] Yang S L, Xun W R. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2009, 45(7): 815

Influence of B Contents on Mechanical Properties of GH4738 Alloy

Rong Yi^{1,2}, Hou Weixue^{1,2}, Du Jinhui^{1,2}, Qu Jinglong^{1,2}

(1. Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd, Beijing 100081, China)

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

Abstract: The effects of B content on the durability of GH4738 nickel-based superalloy were studied by SEM, TEM and EPMA. The results show that B content can significantly improve the content and distribution of $M_{23}C_6$ carbides at grain boundaries, and improve the precipitation and dispersion uniformity of $M_{23}C_6$ at grain boundaries. B element is mainly concentrated in the carbide in the alloy, and may participate in the carbide precipitation as a carbide forming element. The content of B has no effect on the precipitation of γ' strengthening phase. With the increase in B content, the durability of the alloy is improved, the durability life increases by 8–12 times, and the durability plasticity increases by 2–4 times. The permanent fracture mode changes from brittle intergranular fracture to mixed fracture. The effect of B content on the tensile properties of the alloy is small, and the slight increase in grain size results in a slight decrease in the strength of the alloy.

Key words: GH4738 superalloys; B content; rupture property

Corresponding author: Rong Yi, Master, Senior Engineer, Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62184622, E-mail: rongyi@cisri-gaona.com.cn