

P元素含量对GH4738合金高温持久性能的影响

荣义^{1,2}, 侯为学^{1,2}, 王磊^{1,2}, 曲敬龙^{1,2}, 杜金辉^{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: 针对不同P元素含量的GH4738合金, 结合光学金相、扫描电镜形貌、TEM、EBSD分析, 研究了P含量对GH4738合金持久性能的影响机理, 探究了对合金性能有利的P元素含量范围。结果表明: 合金的持久性能随着P含量的升高, 呈先增大后减小的趋势, P元素的最佳添加量在0.0040wt%至0.0091wt%之间, 此时断裂形式为混合断裂。继续增加P元素, 持久寿命降低30%~50%, 持久塑性降低20%~70%, 断裂形式变为脆性沿晶断裂。原因在于: P元素为晶界偏析元素, 含量较低时, 可通过在晶界占据空位缺陷降低晶界自由能, 从而提高晶界碳化物形核率, 而晶界上均匀弥散分布的 $M_{23}C_6$ 型碳化物可抑制裂纹扩展, 提高晶界强度, 从而提高合金持久性能; P元素含量较高时, 更倾向固溶于MC型碳化物, 因此随着P含量进一步的提高, 晶界上MC型碳化物数量增多而 $M_{23}C_6$ 型碳化物相对减少, 块状的MC型碳化物在晶界不均匀分布, 从而导致试验合金持久性能不断降低。

关键词: GH4738合金; 微量元素P; 高温持久性能

中图法分类号: TG146.1⁵; TG132.3³ 文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)08-2094-10

1 引言

GH4738合金是典型的镍基时效强化型高温合金, 具有良好的高温性能尤其是高温持久性能, 广泛应用于民用烟气轮机叶片、盘类件及电站用汽轮机紧固件, 国外亦将其用于航空发动机热端部件^[1-5]。同其他镍基合金类似, GH4738合金冶炼过程不可避免会引入微量元素, 如P、S等元素。微量元素的加入, 会影响GH4738合金高温塑性及高温综合性能^[6-11]。

现有研究表明, 微量P元素可以改善镍基合金晶界析出相分布、提高晶界结合力、延缓晶界氧原子扩散以及影响 γ' 强化相等; 而且, 在不同的合金中, P的综合影响不同。Sun等人^[12]认为, 微量P元素可以显著提高变形镍基合金IN718的持久寿命。原因在于P元素在晶界处的偏聚提高了晶界抗氧化性, 抑制了氧原子沿晶界的扩散, 保护晶界免受脱附和氧化, 磷和氧的相互作用在决定合金IN718的持久断裂寿命方面起着关键作用。当磷含量过高时, 会降低晶界强度, 降低IN718合金的应力断裂寿命。Guan等人^[13]研究发现随P含量增加, HT700合金的持久寿命显著增加, P含量0.027wt%时的持久寿命是对照试样的3倍多。原因在于, P元素的晶界偏聚影响了晶间析出相的形态和数量, 持久蠕变过程为典型的晶间破坏模式, 主要受晶界性能控制; 此外, 晶界处的磷偏析或

偏聚会延缓晶界氧化。对镍基合金的大量研究表明, P是晶界偏聚元素, 对以晶内变形为主的力学性能影响不大。有学者发现, P含量的变化对IN718合金的拉伸性能影响变化不明显。通常认为是屈服强度不受磷添加的影响, 因为拉伸过程主要由晶粒内部强度控制, 而拉伸断裂过程很快, P原子对晶内强化相的析出无显著影响^[14]。

P偏聚于晶界, 降低晶界界面能, 对晶界析出相的形核与长大产生影响, 通过改变晶界析出相的形貌影响高温合金的力学性能^[15]。在IN718合金中, 添加适量的P可以改善晶界 δ 相的分布状态, 并使其尺寸更加细小, 从而提高持久和蠕变性能。肖旋等人^[16]研究发现在GH984合金加入P促进了细小 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出, 并在晶界均匀弥散分布。Liu等人^[17]对镍基高温合金晶界的P元素进行分子动力学模拟, 结果表明P原子倾向于在合金的晶界处偏析, 磷的析出降低了晶界能, 磷原子在晶界处掺杂时比在晶内掺杂时导致更低的系统能量, 由于P偏析, 晶界的内聚力增加。杨树林等人^[18]研究了P对GH761合金力学性能的影响, 发现P可以阻碍合金中氧原子的沿晶扩散, 显著提高了合金的持久寿命。Yu等人^[19]在研究磷对低热膨胀高温合金显微组织和应力断裂性能的影响时发现, 磷促进了 β -NiAl相晶间析出, 而晶间 β -NiAl相显著提高了晶间抗氧化性。Zhang等人^[20]认

为由于P在 γ 基体中的溶解度会随着温度的升高而增加,所以可能会影响 γ' 相在不同温度下的沉淀,在研究P含量对IN706合金微观结构和力学性能的影响时发现,P通过减少 γ 和 γ' 相之间的晶格错配度,促进 γ' 相的析出。

目前,镍基合金冶炼加工过程中,加入及利用返回料可以大大降低原材料成本,而返回料的加入可能导致微量元素P的含量波动,因此,系统研究微量元素P对变形镍基合金组织性能的影响机理及合理范围对不同炉批返回料的选用具有重要意义。本工作通过三联冶炼并加入不同P元素炼制出系列实验所需要的合金,结合均匀化、锻造开坯及标准热处理,最后加工出高温拉伸及持久测试样品。在实验过程中,结合电子探针及扫描电镜,测试不同P含量合金的力学性能,结合微观组织和力学性能分析,旨在探究P元素对GH4738合金持久性能的影响机理及对合金性能有利的最佳P元素含量范围。

2 实验

实验所用的GH4738合金采用真空感应熔炼、电渣重熔和真空中耗重熔三联冶炼炼制,经均匀化开坯工艺得到锻态组织。合金的主要成分如表1所示。之后将合金均匀地分开重熔,在重熔过程中依次加入不同含量的P元素。各组试样的成分含量见表2。P1~P4组合金用于分析P元素含量变化对GH4738合金组织和性能的影响。

为了减少各组试样的晶粒度差异,对所有锻态样品进行标准亚固溶热处理($800\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}+1020\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$ -空冷)。进而,在电子式持久蠕变试验机(GNCJ系列)进行 $730\text{ }^{\circ}\text{C}/500\text{ MPa}$ 、 $730\text{ }^{\circ}\text{C}/550\text{ MPa}$ 、 $815\text{ }^{\circ}\text{C}/250\text{ MPa}$ 和 $815\text{ }^{\circ}\text{C}/$

表1 GH4738母合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4738 alloy (wt%)

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

表2 GH4738合金各组试样P含量

Table 2 P content in each group of GH4738 alloy samples (wt%)

No.	P content
P1	0.0040
P2	0.0091
P3	0.0190
P4	0.0655

295 MPa光滑持久性能测试。进而,切取力学实验后各试样的断口并清洗,并在性能试样纵截面切取SEM及EBSD试样,利用SUPRA55扫描电镜观察断口形貌、断口附近纵截面的析出相特征及进行EBSD分析。

3 结果及分析

3.1 P对晶粒组织的影响

不同P含量的锻态合金经标准亚固溶热处理后的高倍晶粒组织和晶粒尺寸统计如图1、图2所示,随着P元素添加量的增加,晶粒尺寸由 $34.86\text{ }\mu\text{m}$ 增大到 $39.2\text{ }\mu\text{m}$,考虑到测量部位及测量误差,P1~P4试样的晶粒尺寸基本不变。图1a中存在一定程度的混晶,但其混晶程度较小,对力学性能的影响并不明显。

3.2 P对晶界组织的影响

不同P含量的各合金中,均析出 MC 和 $M_{23}C_6$ 2种碳化物析出相,由Ti、C元素组成的 MC 型碳化物分布于晶

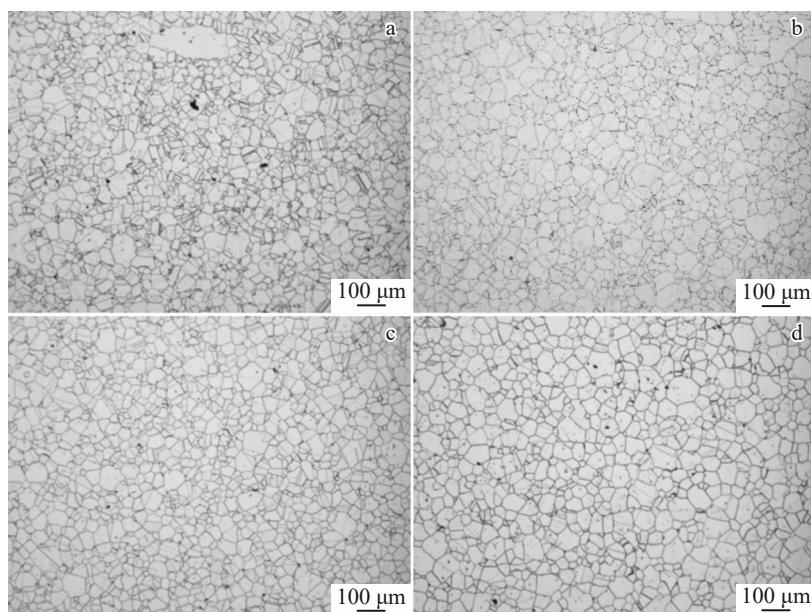


图1 不同P含量标准热处理态合金的晶粒组织

Fig.1 Grain morphologies of standard heat-treated alloys with different P contents: (a) P1; (b) P2; (c) P3; (d) P4

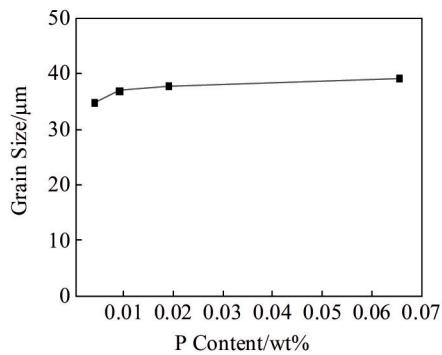


图2 晶粒尺寸随P含量的变化趋势

Fig.2 Variation of grain size with P content

界附近或晶粒内部,富Cr的 $M_{23}C_6$ 型碳化物分布于晶界上。对2种不同的碳化物利用TEM进行形貌分析及相鉴定,如图3所示。不同P含量的标准热处理态合金晶界析出相形貌如图4所示。由图可知,P1、P2试样中,块

状的晶界 $M_{23}C_6$ 型碳化物连续分布构成链条状,并均匀分布于晶界上,P3、P4试样中的晶界 $M_{23}C_6$ 型碳化物呈块状,在晶界上分布不连续。对晶界 $M_{23}C_6$ 型碳化物随机进行10个视场的拍摄,利用ImagePro-Plus软件统计不同P含量的 $M_{23}C_6$ 型碳化物数量的平均值。4种晶界的数量比为1.6:1.9:1.3:1,发现随着P含量的增加,晶界 $M_{23}C_6$ 型碳化物数量先增多后减少,在P2试样中达到最高值,随着P含量的进一步增加,晶界 MC 型碳化物数量增多,且 $M_{23}C_6$ 型碳化物由条状转为块状。

3.3 P对 γ' 相组织的影响

如图5所示,合金在经标准热处理后,基体中存在固溶处理中未完全回溶的一次 γ' 相和在随后时效处理中析出的二次 γ' 相。经统计,一次 γ' 相及二次 γ' 相的尺寸相差60 nm左右,可忽略不计,且形态、数量等也均无明显差异。P元素的添加对GH4738合金中的 γ' 相平均尺寸无明显影响。

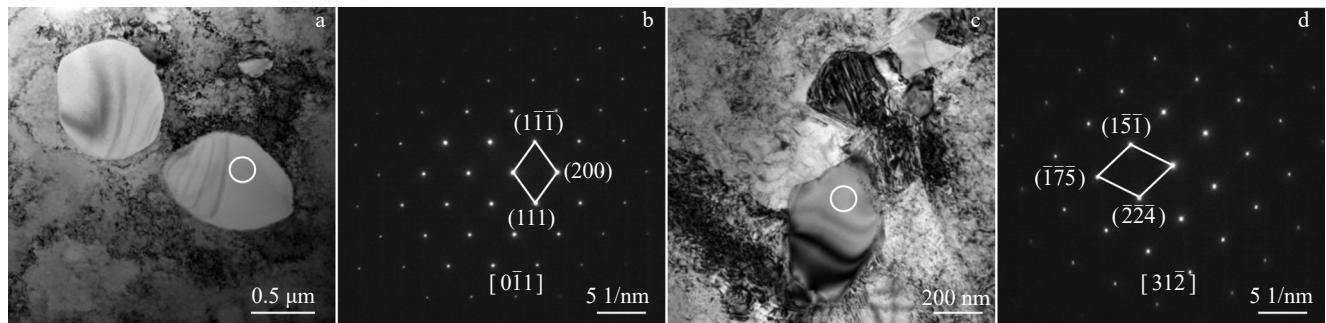


图3 不同P含量标准热处理态合金中碳化物形貌与SAED花样

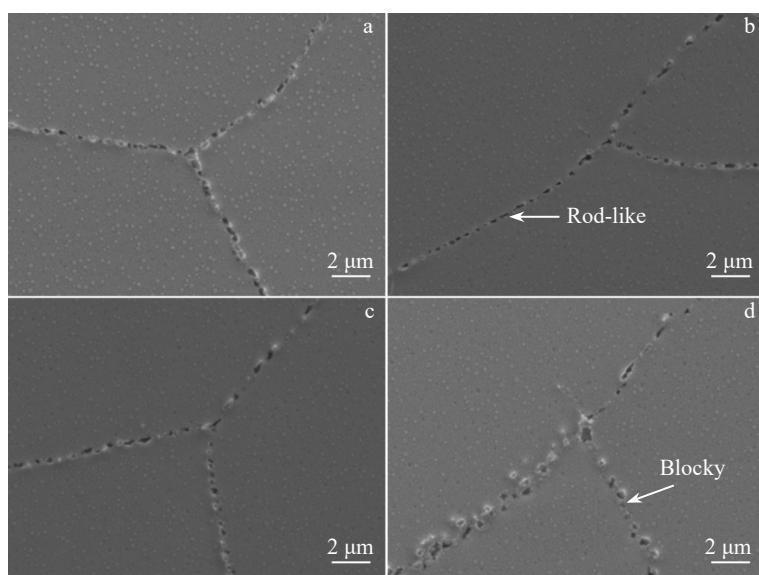
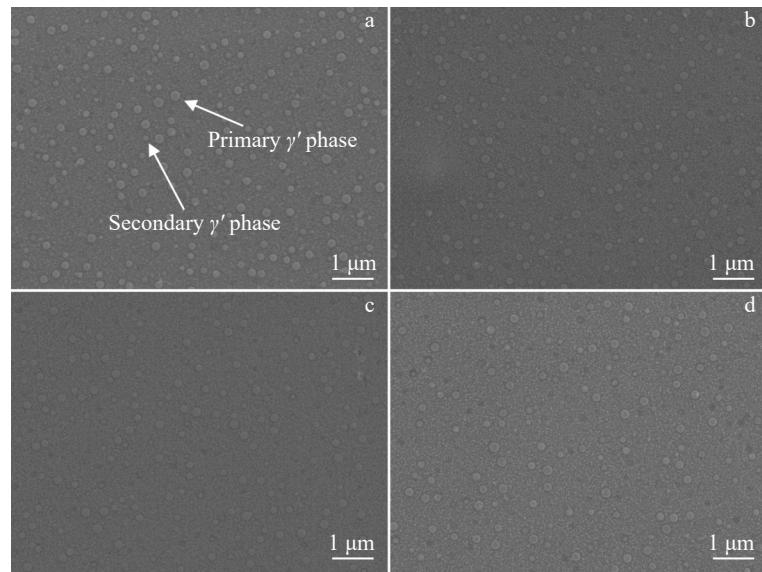
Fig.3 Carbide morphologies (a, c) and SAED patterns (b, d) of standard heat-treated alloys with different P contents: (a-b) MC carbides; (c-d) $M_{23}C_6$ carbides

图4 不同P含量标准热处理态合金的晶界形貌

Fig.4 Grain boundary morphologies of standard heat-treated alloys with different P contents: (a) P1; (b) P2; (c) P3; (d) P4

图5 不同P含量合金 γ' 相形态Fig.5 γ' phase morphologies of alloys with different P contents: (a) P1; (b) P2; (c) P3; (d) P4

3.4 P对持久性能的影响

图6为不同P含量合金在730 °C/500 MPa、730 °C/550 MPa下的持久断裂寿命及断后伸长率。可以看出,730 °C/500 MPa下,随P含量的变化, GH4738合金的持久寿命先增大后减小,P元素对GH4738合金持久性能的提高作用在一定范围之内,约在浓度0.0091wt%附近达到最大值。少量的P元素添加会将合金的持久寿命提高

27%左右,过量的P添加会导致合金的持久寿命降低48%左右,持久塑性也会降低70%左右。730 °C/550 MPa下的持久寿命变化规律与730 °C/500 MPa下类似,且P2合金中P对合金持久性能的增幅作用显著下降,因此少量P含量对合金持久性能的增益作用可能会被高应力减弱。

图7为不同P含量合金730 °C/500 MPa持久断裂后

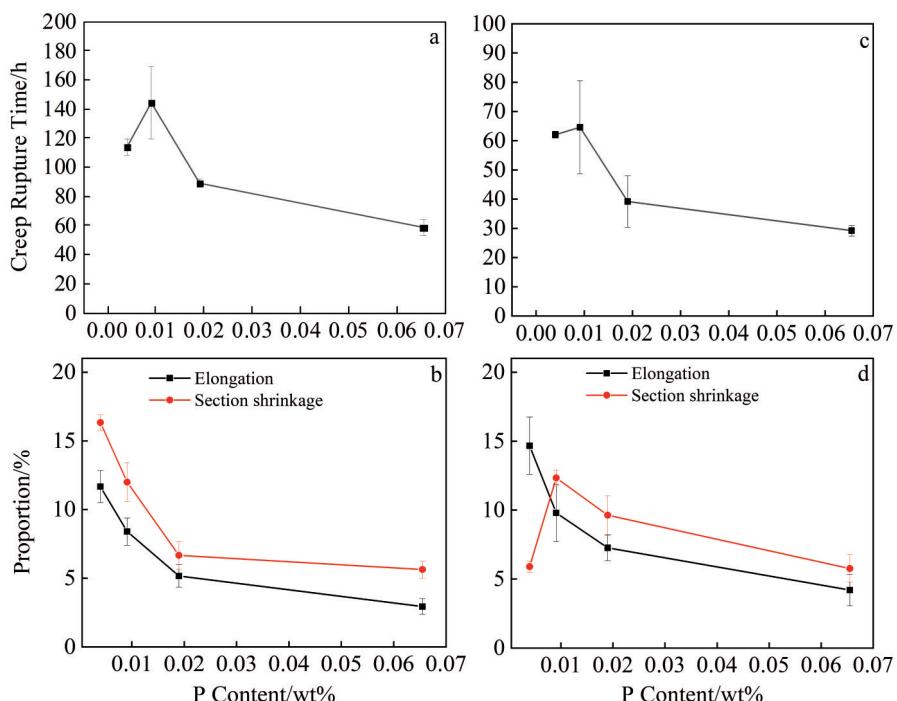


图6 不同P含量合金在730 °C/500 MPa、730 °C/550 MPa下的持久性能

Fig.6 Endurance properties of alloys with different P contents at 730 °C/500 MPa (a-b) and 730 °C/550 MPa (c-d): (a, c) endurance life; (b, d) persistent plasticity

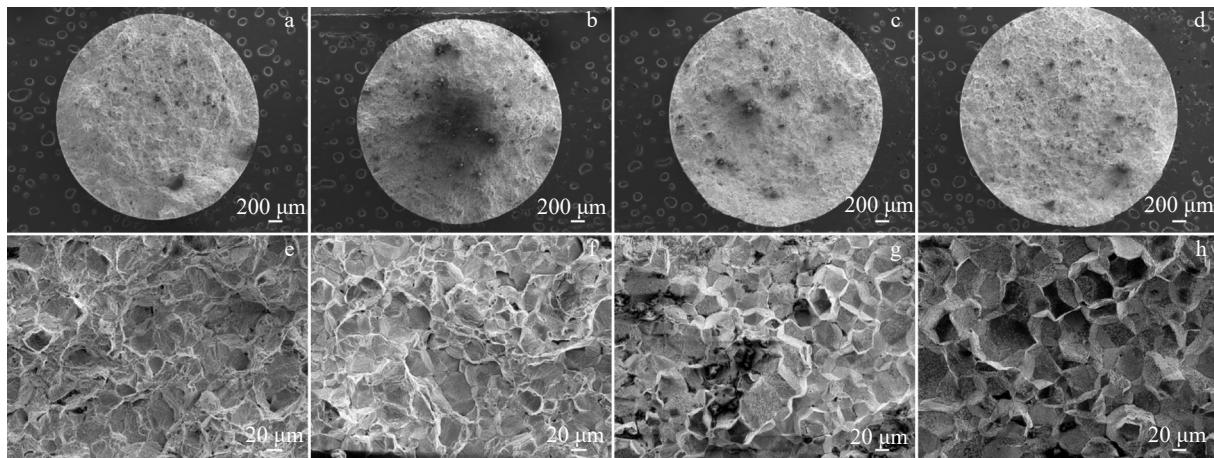


图7 不同P含量合金730 °C/500 MPa持久断口形貌

Fig.7 Endurance fracture morphologies of alloys with different P contents at 730 °C/500 MPa: (a, e) P1; (b, f) P2; (c, g) P3; (d, h) P4

的断口形貌。P1 试样中, 可见明显的韧性断裂特征, 断口上分布着小而密的韧窝, 断裂方式为沿晶断裂; P2 试样中, 韧性断裂特征减弱, 韧窝数量减少, 脆性沿晶断裂区域增加, 断口类型仍为混合型断裂; P3 与 P4 试样为明显的“冰糖状”沿晶断裂, 断裂方式为沿晶脆性断裂, 表明 P3 与 P4 试样晶界强度显著降低。

图 8 为不同 P 含量合金 730 °C/550 MPa 持久断裂后的断口形貌。P1 试样断裂方式为韧性沿晶断裂; P2、P3 试样断口类型仍为混合型断裂; P4 试样断裂方式为沿晶脆性断裂。

图 9 为不同 P 含量合金在 815 °C/250 MPa、815 °C/295 MPa 下的持久断裂寿命及断后伸长率。随 P 含量的增加, 合金的持久寿命及持久塑性均呈先增大后减小的趋势, 在 P 含量 0.0091wt% 时达到最佳值。815 °C/250 MPa 下与 P1 合金相比, P2 合金的持久寿命增幅为 1.18 倍, 断后伸长率和断面收缩率增幅分别为 1.1 倍、1.18 倍。815 °C/295 MPa 下, 随 P 含量增加至 P2 合金, 持

久寿命增幅为 1.08 倍, 断后伸长率和断面收缩率增幅分别为 1.13 倍、1.15 倍, 而后随着 P 含量的增加, 合金的持久性能降低。与 815 °C/250 MPa 下 P2 合金的持久性能对比发现, 高应力下 P2 合金的增幅作用略有降低。

图 10 为不同 P 含量合金 815 °C/250 MPa 持久断裂后的断口形貌。P1、P2 试样断裂方式为韧性沿晶断裂; P3 试样中韧性断裂特征减弱, 可见明显的晶间裂纹, P4 试样断裂方式为沿晶脆性断裂。

图 11 为不同 P 含量合金 815 °C/295 MPa 持久断裂后的断口形貌。P1、P2 试样为明显的混合型断口, 断裂方式为韧性沿晶断裂, 存在少量韧窝, P3 和 P4 试样为冰糖状沿晶脆性断口。

3.5 P 元素的分布及对持久性能的影响机制

为了研究 P 元素在 GH4738 合金中的分布, 对标准热处理态的 P 含量最高的 P4 试样进行了 EPMA 表征, 结果如图 12 所示。P 元素几乎都在碳化物处固溶, 包括晶界 $M_{23}C_6$ 型碳化物及晶界周边 MC 型碳化物。使用 EPMA

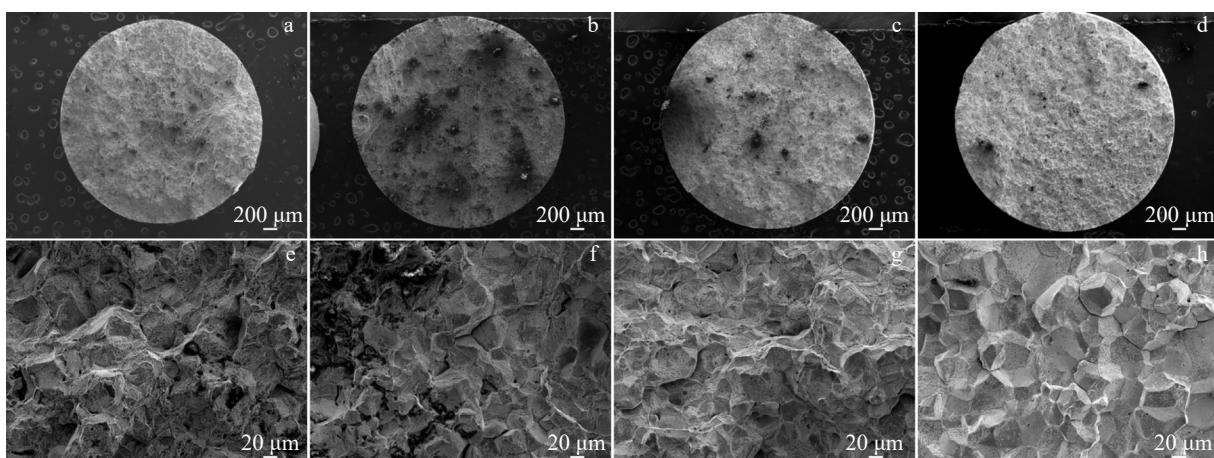


图8 不同P含量合金730 °C/550 MPa持久断口形貌

Fig.8 Endurance fracture morphologies of alloys with different P contents at 730 °C/550 MPa: (a, e) P1; (b, f) P2; (c, g) P3; (d, h) P4

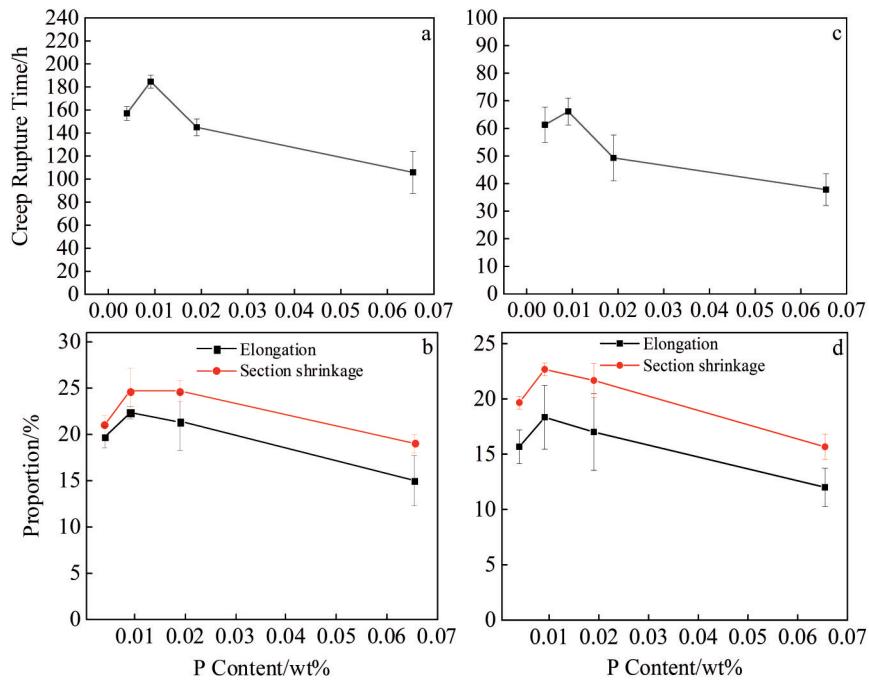


图9 不同P含量合金在815 °C/250 MPa、815 °C/295 MPa下的持久性能

Fig.9 Endurance properties of alloys with different P contents at 815 °C/250 MPa (a-b) and 815 °C/295 MPa (c-d): (a, c) endurance life; (b, d) persistent plasticity

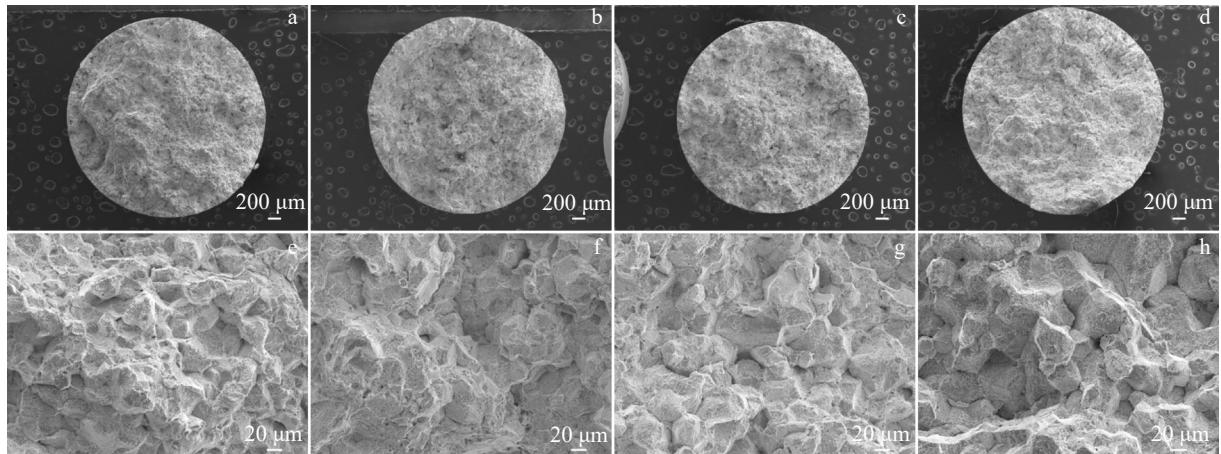


图10 不同P含量合金815 °C/250 MPa持久断口形貌

Fig.10 Endurance fracture morphologies of alloys with different P contents at 815 °C/250 MPa: (a, e) P1; (b, f) P2; (c, g) P3; (d, h) P4

测试了2种碳化物的成分信息,结果表明2种碳化物中P元素的含量在0.8at%~2at%之间。除此之外,高P合金晶界周围的MC型碳化物较多,通过EPMA分析发现,晶界处MC型碳化物均有P固溶,而 $M_{23}C_6$ 型碳化物中未发现有P的固溶,这可能是由于 $M_{23}C_6$ 型碳化物中P含量低于MC型碳化物,导致该实验手段观察不到。实验中未发现碳化物周围有磷化物析出相的存在,表明铸态组织的磷化物在锻造加工以及热处理的过程中大大减少或消失。因此,P在GH4738合金中主要固溶于MC型碳化物中。

当P元素添加量为0.0091wt%时,合金持久性能提高,合金晶界处碳化物呈条状均匀弥散分布,断裂方式主要为韧性沿晶断裂;当P含量继续提高时,合金的持久性能显著下降,晶界处 $M_{23}C_6$ 型碳化物变为块状并不连续分布,且晶界处MC型碳化物数量增多,合金的断裂方式主要为脆性沿晶断裂。因此,适量的P元素添加对合金持久性能有提高作用,鉴于某些实验条件偶尔出现P2试样性能低于P1试样的情况,本实验认为最佳P元素添加量在0.0040wt%至0.0091wt%之间。继续增加P元素,持久寿命降低30%~50%,持久塑性降低20%~70%。

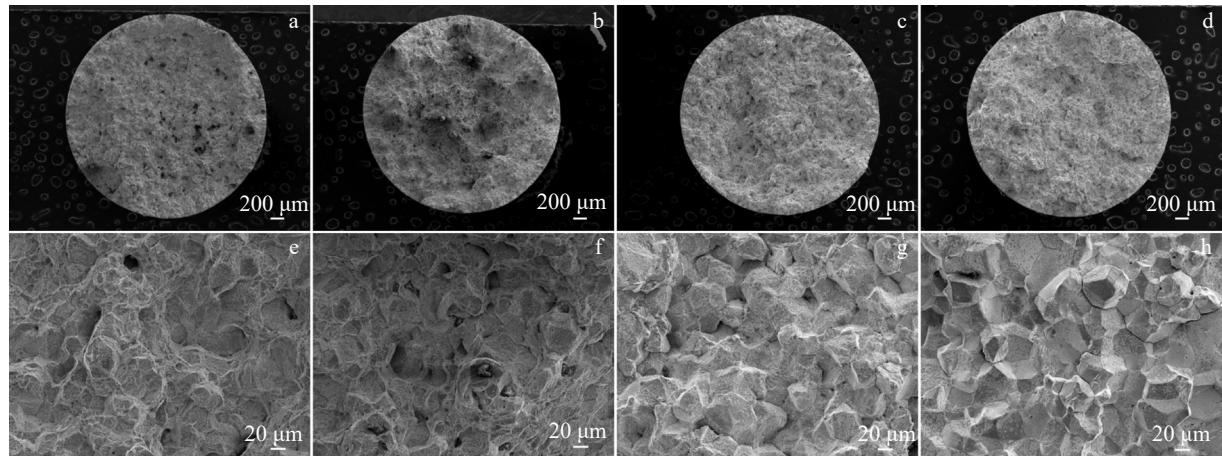


图11 不同P含量合金815 °C/295 MPa持久断口形貌

Fig.11 Endurance fracture morphologies of alloys with different P contents at 815 °C/295 MPa: (a, e) P1; (b, f) P2; (c, g) P3; (d, h) P4

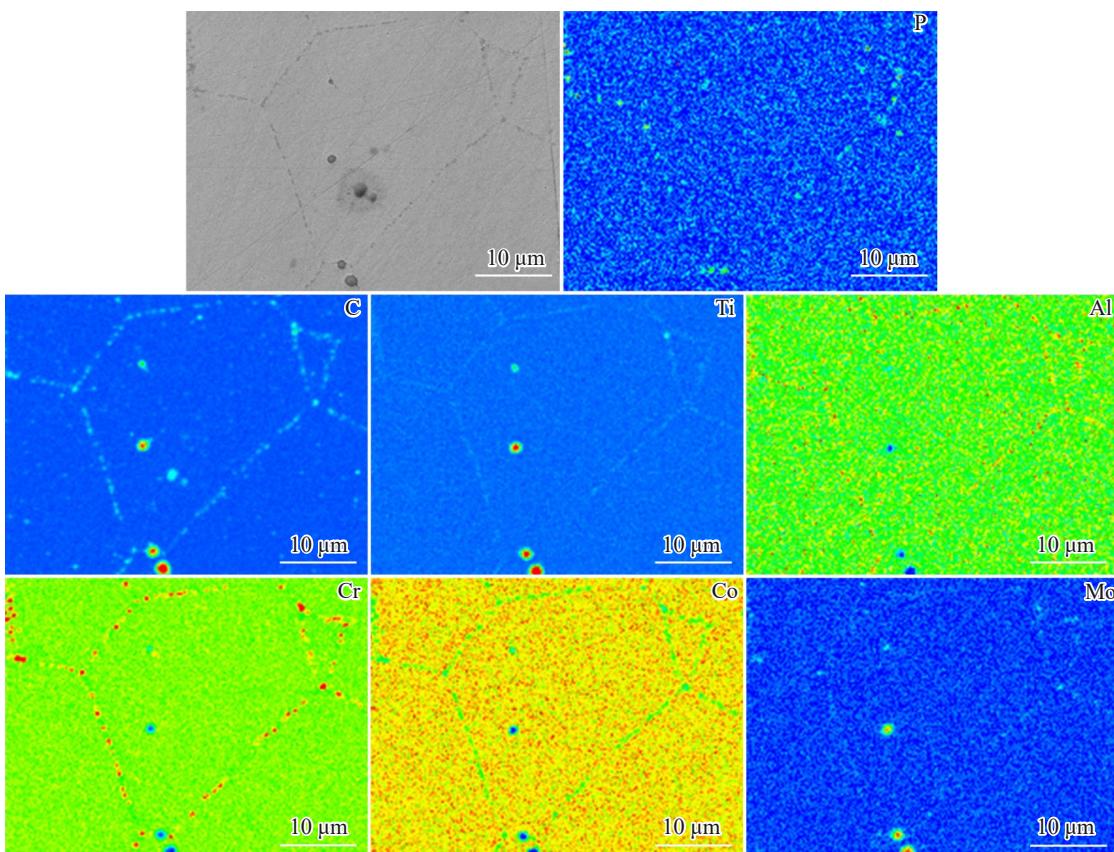


图12 P4试样晶界处元素分布图

Fig.12 Distribution mappings of elements at grain boundaries of P4 sample

为了进一步分析P元素对合金持久断裂的影响机制,通过EBSD对各试样断口附近纵截面进行分析。图13为不同P含量合金730 °C/550 MPa下持久断裂试样断口附近纵截面的EBSD图。由左侧的局部取向差(KAM)图可知,P1、P2试样中,晶内的位错密度及应变集中在晶内和晶间都有分布,表明P1、P2试样晶粒变形协调性较好,发生较大塑性变形;在P3试样中,随着P含量的增

加,晶内的位错密度及应变集中显著减少,说明该试样晶界强度明显降低,断裂方式开始由沿晶混合断裂转变沿晶脆性断裂;至P4试样,合金中几乎无应变集中处,说明过量P元素的加入对合金的晶界性能不利,合金在晶界处几乎不发生塑性变形,变形方式为完全脆性断裂。由于P1、P2合金持久断口附近纵截面晶界晶内的位错密度显著高于P3、P4合金,较高的位错密度说明合金在持久

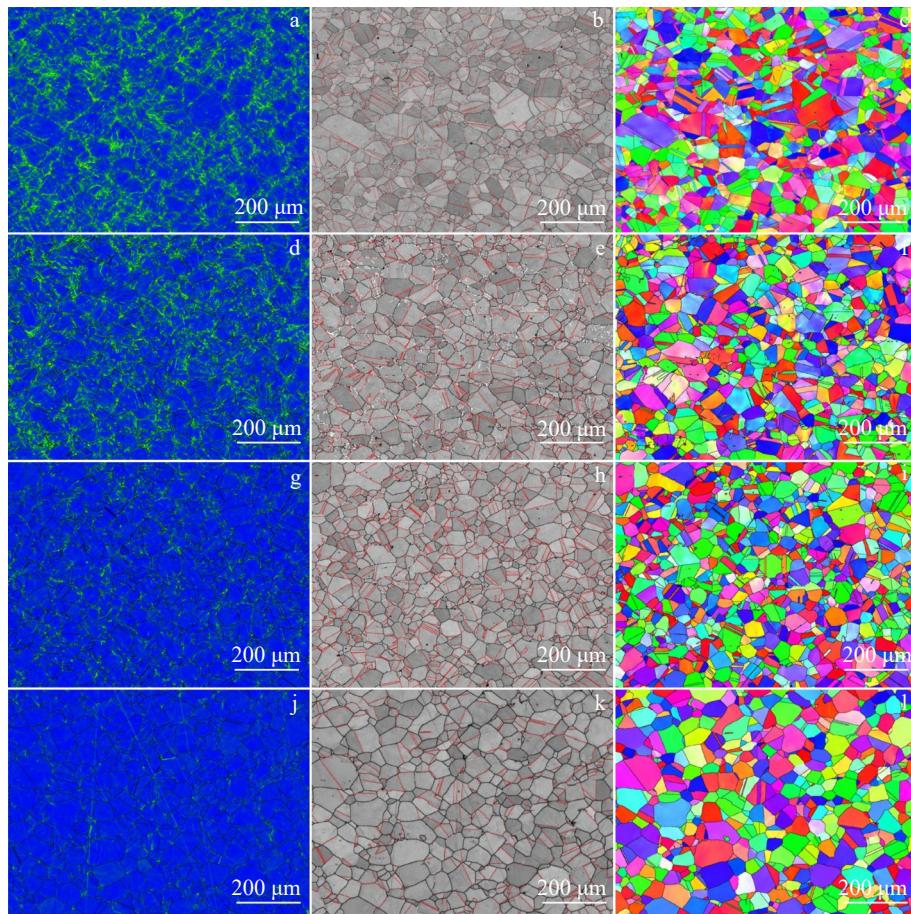


图13 不同P含量合金730 °C/550 MPa持久断口附近纵截面的KAM图、CSL图和IPF图

Fig.13 KAM (a, d, g, j), CSL (b, e, h, k) and IPF (c, f, i, l) maps of longitudinal sections near the persistent fracture of alloys with different P contents at 730 °C/550 MPa: (a–c) P1; (d–f) P2; (g–i) P3; (j–l) P4

断裂过程中晶粒经历更大的塑性变形,具有更高的持久塑性;而高P合金中较低的位错密度与其冰糖块状断口形貌及较差的持久寿命及持久塑性相符合,合金未发生明显的塑性变形即发生脆性断裂。因此,过量的P会促进GH4738合金中裂纹沿晶扩展,缩短持久寿命,降低持久塑性,弱化合金的持久性能,这可能是因为磷元素在晶界过度偏聚降低了晶界结合力。观察重位点阵(CSL)图并整理各试样合金中晶界角度,如图14所示,其中黑色线条为2°~15°的晶界,红色线条为15°~55°的晶界,绿色线条为55°以上的晶界。由图可知,P1、P2试样中,小角度晶界占比非常高,说明其中堆积了大量位错汇聚成小角度亚晶,延缓变形,P3、P4试样中,小角度晶界占比大幅度减小,尤其是P4试样中仅存在不到10%的小角度晶界,同样说明其晶界强度非常低,位错来不及堆积裂纹便沿晶界断裂。由反极图(IPF)可知,经持久断裂后的各试样晶粒均为等轴状,且取向均匀无择优取向,P4合金的晶粒尺寸有较为明显的长大,说明P元素对合金的晶粒变形协调性影响较小。

图15为不同P含量合金815 °C/250 MPa下持久断裂

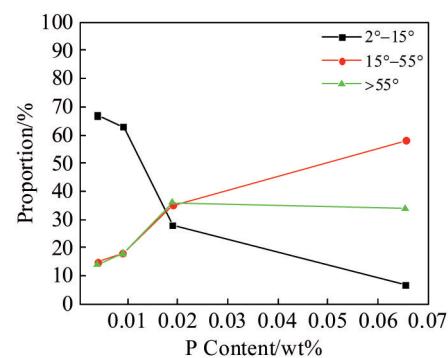


图14 不同P含量合金730 °C/550 MPa持久断口附近晶界分布

Fig.14 Distribution of grain boundaries near the persistent fracture of alloys with different P contents at 730 °C/550 MPa

试样断口附近纵截面的EBSD图。由左侧KAM图可知,随着P含量的增加,合金的位错密度和应变集中略微减小,且P1、P2试样中晶间位错密度和应变集中占大部分,P3、P4试样中晶间位错密度和应变集中占比降低。对比CSL图可知,小角度晶界占比随P含量变化趋势与持久性能相同,先增大至P2试样,而后减小,这说明P2试样中,由于P影响晶界碳化物的析出及分布,提高了晶界强

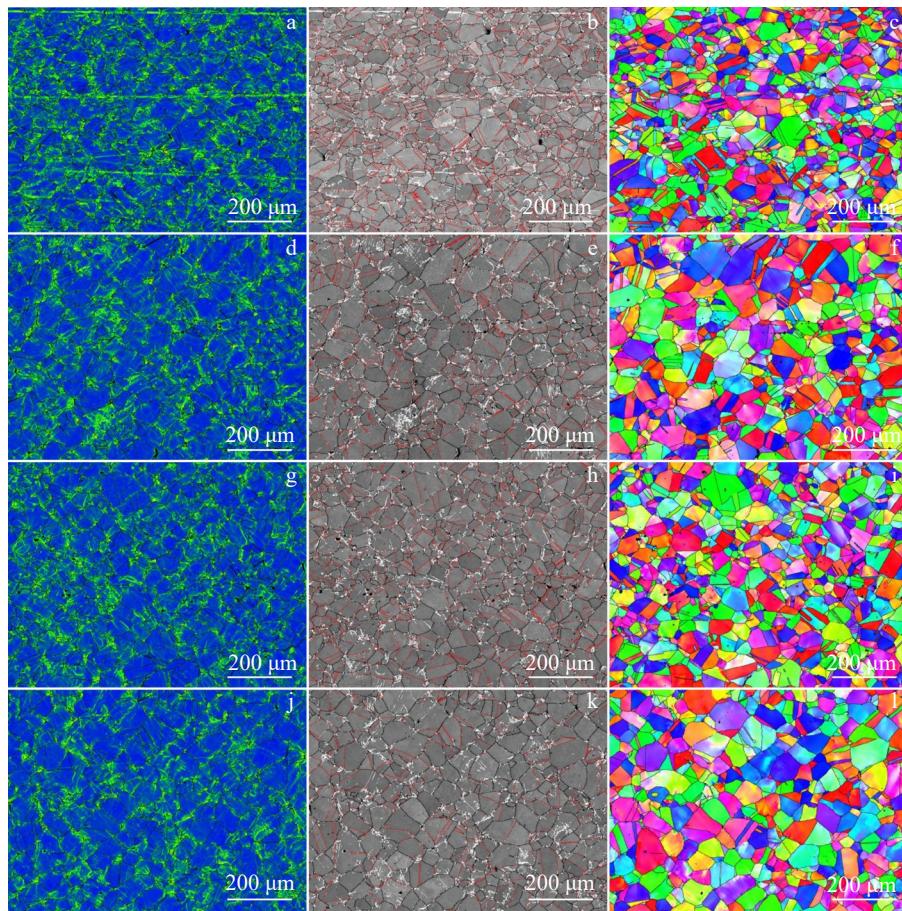


图15 不同P含量合金815 °C/250 MPa持久断口附近纵截面的KAM图、CSL图和IPF图

Fig.15 KAM (a, d, g, j), CSL (b, e, h, k) and IPF (c, f, i, l) maps of longitudinal sections near the persistent fracture of alloys with different P contents at 815 °C/250 MPa: (a–c) P1; (d–f) P2; (g–i) P3; (j–l) P4

度,有效抑制了裂纹在晶界的萌发与扩展,使得P2试样晶界处堆积了大量位错变形,从而提高持久寿命,晶界分布如图16所示。由IPF图可知,该实验条件下的各试样晶粒均为等轴状,且取向均匀无择优取向。

综上,晶界上均匀弥散分布的 $M_{23}C_6$ 型碳化物可抑制裂纹扩展、位错运动以及晶界滑移,提高晶界强度。P元素为晶界偏析元素,可通过在晶界占据空位缺陷降低

晶界自由能,从而提高晶界碳化物形核率,这也是P2合金持久性能提高的原因。由于P元素更倾向固溶于MC型碳化物,因此随着P含量进一步的提高,晶界上MC型碳化物数量增多而 $M_{23}C_6$ 型碳化物相对减少,块状的MC型碳化物在晶界不均匀分布,且其作为脆性相容易引起裂纹的萌发与传递,导致晶界结合力下降,这是P3、P4合金持久性能不断降低的主要原因。

4 结论

1)P含量的变化对合金的晶粒尺寸及 γ' 相的含量及尺寸基本无影响;随着P含量的增加,晶界 $M_{23}C_6$ 型碳化物数量先增大后减少,在含量0.0091wt%时达到最高值,随着P含量的进一步增加,晶界MC型碳化物数量增多,且 $M_{23}C_6$ 型碳化物由条状转为块状。

2)适量P元素添加可提高GH4738合金的持久性能,对持久寿命的增幅作用约在30%以内。当P元素添加量大于0.0091wt%时,合金的持久性能显著下降,持久寿命降低30%~50%,持久塑性降低20%~70%,持久条件下断裂方式也由韧性沿晶断裂转变为脆性沿晶断裂。

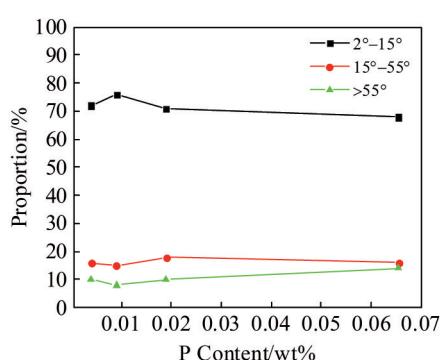


图16 不同P含量合金815 °C/250 MPa持久断口附近晶界分布
Fig.16 Distribution of grain boundaries near the persistent fracture of alloys with different P contents at 815 °C/250 MPa

参考文献 References

- [1] 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], 2013, 42(6): 1199
- [2] Li Haoyu(李浩宇), Dong Jianxin(董建新), Li Linhan(李林翰). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2017, 38(3): 61
- [3] Jiang He(江 河), Li Yaojun(李姚军), Liu Qiyuan(刘其源) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2552
- [4] Bi Zhongnan(毕中南), Qu Jinglong(曲敬龙), Deng Qun(邓 群) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(S2): 290
- [5] 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
- [6] Williams J C, Starke E A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(19): 5775
- [7] Zhang B J, Zhao G P, Zhang W Y *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2015, 51: 1227
- [8] Yue X D, Li J R, Shi Z X *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(6): 1530
- [9] Furuya Y, Matsuoka S, Kimura T *et al. Tetsu-to-Hagane*[J], 2009, 91(8): 630
- [10] Li M H, Sun X F, Jin T *et al. Oxidation of Metals*[J], 2003, 60(1-2): 195
- [11] Miu Z J, Shan A D, Wu Y B *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(2): 318
- [12] Sun W R, Guo S R, Lee J H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 247(1-2): 173
- [13] Guan S, Cui C Y, Yuan Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 662: 275
- [14] Wang M Q, Du J H, Deng Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 626(25): 382
- [15] Song Hongwei(宋洪伟), Guo Shouren(郭守仁), Lu Dezhong(卢德忠) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10(3): 301
- [16] Xiao Xuan(肖 旋), Zhao Haiqiang(赵海强), Wang Changshuai(王常帅) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(4): 421
- [17] Liu X, Liu H, Dong J *et al. Scripta Materialia*[J], 1999, 42(2): 189
- [18] Yang Shulin(杨树林), Sun Wenru(孙文儒), Guo Shouren(郭守仁) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(12): 1249
- [19] Yu L X, Sun Y R, Sun W R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(4-5): 911
- [20] Zhang S, Xin X, Yu L X *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47: 4092

Effect of P Content on Creep Rupture Property of GH4738 Alloy

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

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

(2. Gaona Areeo Materials Co., Ltd, Beijing 100081, China)

Abstract: The influencing mechanisms of P content on the creep rupture properties of GH4738 alloy and the optimum additive range of P element in this alloy were investigated by OM, SEM, TEM, and EBSD microscopic analyses. The results show that the creep rupture strength of the alloys shows a tendency of firstly increasing and then decreasing with the increase in P content. The optimal addition amount of P ranges from 0.0040wt% to 0.0091wt%, and the fracture morphology shows a mixed fracture type. With continuously increasing the P element, the endurance life is decreased by 30%–50%, the persistent plasticity is decreased by 20%–70%, and the fracture mode changes to brittle intergranular fracture. The main reasons are as follows. P, as a type of grain boundary segregation element, when its content is smaller, the segregated P element occupies the vacancy at the grain boundary to decease the free energy of grain boundary, thereby increasing the nucleation rate of carbides. Meanwhile, the uniformly dispersed $M_{23}C_6$ -type carbides along grain boundaries can inhibit crack propagation and improve grain boundary strength, ultimately enhancing the creep resistance of the alloys. When P content is greater than the critical value, it has a tendency to solute into MC-type carbides. Consequently, with further increase in P content, the amount of MC-type carbides at grain boundaries is increased while $M_{23}C_6$ -type carbides are decreased relatively. The blocky MC-type carbides become unevenly distributed along grain boundaries, leading to a continuous degradation in the creep resistance of the experimental alloys.

Key words: GH4738 alloy; trace element of P; creep rupture property

Corresponding author: Rong Yi, Candidate for Ph. D., 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