

磷对 IN718 合金 δ 相的影响*

宋洪伟 郭守仁 卢德忠 徐岩 王玉兰 胡壮麒
(中国科学院金属研究所, 沈阳 110015)

摘要 研究了磷对 IN718 合金 δ 相的影响. 结果表明, 磷改善热处理态组织中 δ 相的形态和分布, 显著抑制时效过程中 δ 相的生长. 磷对 δ 相生长的抑制可能与磷对扩散的阻碍作用有关.

关键词 IN718 合金, 磷, δ 相

中图分类号 TG113.25, TG132.3

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(1999)10-1024-03

INFLUENCE OF PHOSPHORUS ON δ -PHASE IN IN718 ALLOY

SONG Hongwei, GUO Shouren, LU Dezhong, XU Yan, WANG Yulan, HU Zhuangqi
Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110015

Correspondent: SONG Hongwei, associate professor, Tel: (024)23843531-55290, Fax: (024)23891320
Manuscript received 1999-02-04, in revised form 1999-06-08

ABSTRACT The influence of phosphorus on δ -phase in IN718 alloy has been studied. The results show that phosphorus improves both the morphology and distribution of δ -phase in as-heat-treated samples and markedly inhibits δ growth during aging. The inhibiting on δ growth probably associates with the suppressing effect of phosphorus on diffusion.

KEY WORDS IN718 alloy, phosphorus, δ -phase

最近, 有研究证实, 适量的磷显著提高 IN718 合金的持久和蠕变性能^[1-6]. 但在磷对 IN718 合金 Ni₃Nb(δ) 相的影响问题上, 不同的研究者之间存在明显的分歧. Cao 和 Kennedy^[1] 以及 Xie 等人^[5] 采用扫描电镜观察, 认为磷对 δ 相没有影响. Sun 等人^[3,4] 在透射电镜下则观察到, 极低磷含量合金中的 δ 相呈膜状紧贴晶界析出, 而高磷合金中的 δ 相呈条状沿晶界析出. 鉴于 δ 相对 IN718 合金的重要性^[7], 本文制备了含磷量不同的两炉 IN718 合金以系统地研究磷对 δ 相形态和分布的影响.

1 实验方法

选用的两种试验合金经真空熔炼成 10 kg 的锭. 其中 No.1 合金保持 IN718 合金的常规成分不变, 为低磷合金; No.2 合金只添加磷, 为高磷合金. 熔炼后的化学成分见表 1. 试验合金首先经 1195 °C 均匀化处理 10 h, 然后在 1100 °C 锻造成截面为 35 mm×35 mm 的方料 (终锻温度 >900 °C), 再在 1100 °C 轧制成直径 16 mm 的圆棒. 锻轧后的试棒进行如下的热处理: 965 °C 保温 1 h 空冷, 720 °C 保温

8 h 炉冷 (50 °C /h) 至 620 °C 再保温 8 h 空冷. 采用扫描电镜 (SEM) 和透射电镜 (TEM) 观察热处理态组织和 750 °C 时效组织.

2 实验结果

2.1 热处理态组织

利用 SEM 和 TEM 进行的系统分析表明, 除了 δ 相以外, No.1 和 No.2 合金热处理态组织中的基体 γ , 析出相 γ' 和 γ'' 没有明显的区别. 两种合金的平均晶粒尺寸也基本相同, 均为 10.0 μ m 左右. 如图 1 所示, 两种合金唯一显著的组织差别是 δ 相的形态和分布: 低磷的 No.1 合金的 δ 相多数呈长棒状, 而高磷的 No.2 合金的 δ 相多数呈短棒状. 与 No.1 合金相比, No.2 合金的 δ 相平均尺寸较小, 分布更加均匀. 定量金相分析结果表明, No.1 和 No.2 合金 δ 相的体积分数分别为 10% 和 8%, 平均长度分别为 2.2 和 1.6 μ m.

在更高放大倍率下观察, 图 2a 所示的低磷合金 No.1 的 δ 相尺寸较长, 形态笔直, 并且偏离晶界而长入一侧晶粒内部. 相比之下, 图 2b 所示的高磷合金 No.2 的 δ 相尺寸较小, 并以随机取向的方式分布于晶界.

2.2 时效组织

No.1 和 No.2 合金在 750 °C 时效 389 h 后的显微组织

* 收到初稿日期: 1999-02-04, 收到修改稿日期: 1999-06-08

作者简介: 宋洪伟, 男, 1962 年生, 副教授, 博士

表 1 实验合金的化学成分
Table 1 Chemical compositions of the test alloys

Alloy No.	(mass fraction, %)											
	C	Si	Cr	Mo	Al	Ti	Nb	S	P	B	Ni	Fe
1	0.038	0.13	18.3	3.05	0.54	1.03	5.28	0.002	0.003	0.005	52.7	Bal.
2	0.035	0.13	18.4	3.04	0.57	1.03	5.28	0.001	0.020	0.005	52.7	Bal.

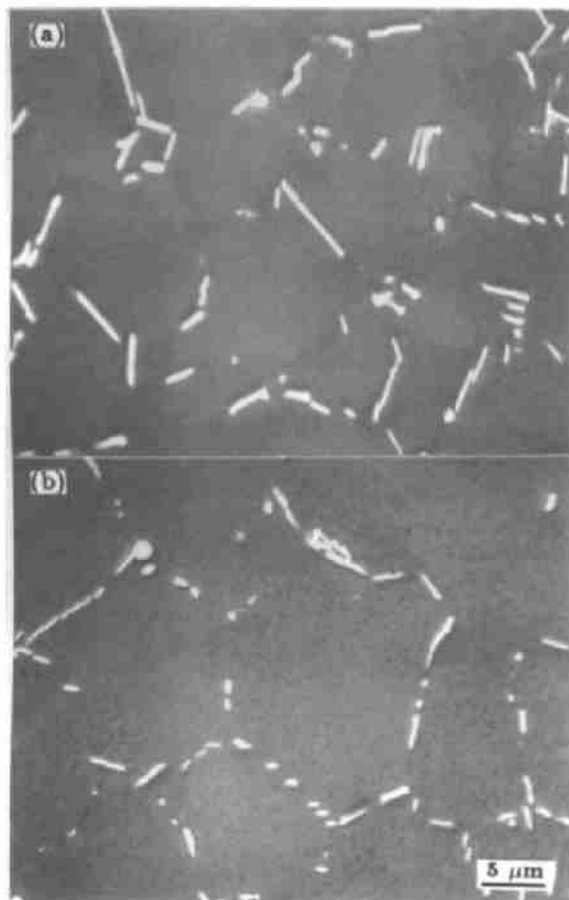


图 1 两种合金的热处理态组织

Fig.1 As-heat-treated microstructures of alloys No.1 (a) and No.2 (b)

如图 3 所示. 与图 1 所示的热处理态组织相比, 两种合金的 γ'' 相都普遍粗化, δ 相明显长大. 由于 δ 相与基体 γ 原子密排面间具有特殊的晶体学取向关系^[8], 而晶界两侧的晶粒之间又总是存在一定的位向差, 图 3a,b 中的长 δ 相形态笔直且只能长入一侧晶粒内部, 长入同一晶粒内部的相邻 δ 相相互平行. 与图 3a 所示的低磷合金 No.1 相比, 图 3b 所示的高磷合金 No.2 的 δ 相数量少、尺寸小. 定量金相分析表明, No.1 和 No.2 合金 δ 相的体积分数分别为 30% 和 17%, 明显高于热处理态组织 (10% 和 8%). 尤其值得注意的是, 高磷合金 δ 相的增长速率较低. 两种合金时效相同时间后 δ 相体积分数的差别明显扩大. 这说明磷具有显著抑制时效过程中 δ 相生长的作用.

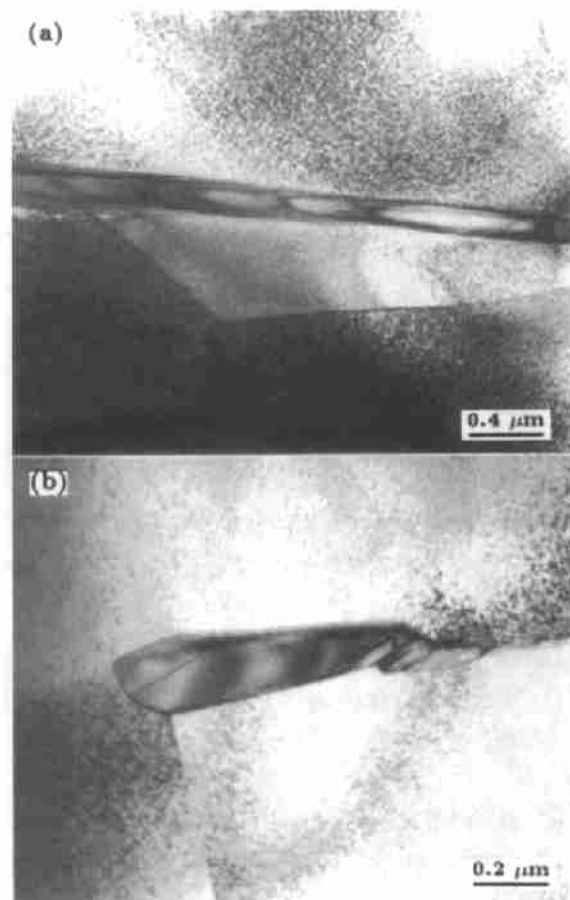


图 2 两种合金 δ 相的形貌

Fig.2 Morphologies of δ -phase of alloys No.1 (a) and No.2 (b)

3 讨论

对热处理态组织的观察表明, 高磷合金 δ 相的体积分数略低、形态和分布有所改善. 由于 δ 相对锻造工艺敏感而锻造工艺的波动又难以避免, 仅根据这一观察尚无法断定高、低磷合金热处理态组织的差别是由磷含量的提高造成的. 对时效组织的观察证实, 磷具有抑制 δ 相生长的作用. 由此可知, 上述组织差别的确是磷作用的结果. 由于磷对 δ 相生长的抑制作用, 高磷合金热处理态组织中的 δ 相尺寸较小, 能够避免基体 γ 取向的限制而随机地均布于晶界.

磷对 δ 相生长的抑制可能与磷对扩散的阻碍作用有关. 电子探针和能谱分析没有测出 δ 相中含磷. 由此推测, 磷在

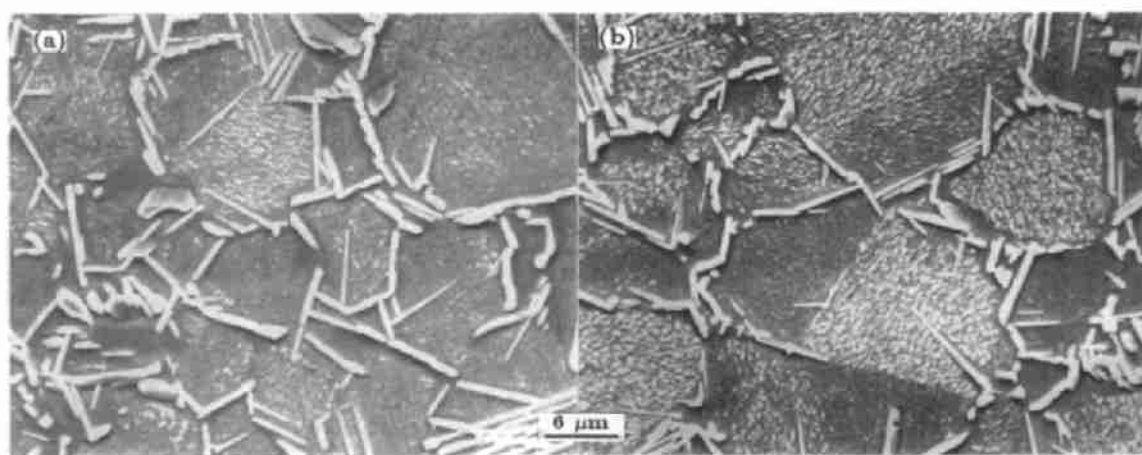


图3 两种合金 750 °C 时效组织
Fig.3 Microstructures of alloys No.1 (a) and No.2 (b) aged at 750 °C for 389 h

δ 相中的溶解度很低。 Auger 分析发现, 磷偏聚于 IN718 合金的晶界^[1,9]。当 δ 相在偏聚有磷的晶界上析出时, 将把磷排斥到 δ 相的边界, 从而在 δ 相界面形成磷的富集层。在 δ 相长大过程中, 一方面, 磷富集层将 δ 相与基体隔离开, 从而使得 δ 相长大所必需的 Nb 等原子的扩散补充相对困难; 另一方面富集层本身也要随着扩张的 δ 相界面进行扩散。这两方面因素都有抑制 δ 相生长的作用。

4 结论

(1) 磷改善 IN718 合金热处理态组织中 δ 相的形态和分布。与低磷合金相比, 高磷合金的 δ 相形体小、分布更加均匀。

(2) 磷对时效过程中 δ 相的生长具有显著的抑制作用。经过 750 °C 时效相同时间后, 高磷合金 δ 相的体积分数明显低于低磷合金。

(3) 磷对 δ 相生长的抑制可能与磷对扩散的阻碍作用有关。

参考文献

- [1] Cao W D, Kennedy R L. In: Loria E A ed., *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, Warrendale, PA: TMS, 1994: 463
- [2] Cao W D, Kennedy R L. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Cetel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds., *Superalloys 1996*, Warrendale, PA: TMS, 1996: 589
- [3] Hu Z Q, Sun W R, Guo S R. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 1996; 9: 443
- [4] Guo S R, Sun W R, Lu D Z, Hu Z Q. In: Loria E A ed., *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, Warrendale, PA: TMS, 1997: 521
- [5] Xie X S, Liu X B, Hu Y H, Tang B, Xu Z C, Dong J X, Ni K Q, Zhu Y X, Tien S S, Zhang L P, Xie W. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Cetel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds., *Superalloys 1996*, Warrendale, PA: TMS, 1996: 599
- [6] Song H W, Guo S R, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 1999; 35: 387 (宋洪伟, 郭守仁, 胡壮麒. *金属学报*, 1999; 35: 387)
- [7] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloys II—High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*, New York: John Wiley & Sons Inc, 1987: 165
- [8] Kirkman I. *J Iron Steel Inst*, 1969; 207: 1612
- [9] Thompson R G, Koopman M C, King B N. In: Loria E A ed., *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives*, Warrendale, PA: TMS, 1991: 53

[1] Cao W D, Kennedy R L. In: Loria E A ed., *Superalloys 718,*