

IN718 合金蠕变的补偿效应*

宋洪伟 郭守仁 胡壮麒
(中国科学院金属研究所, 沈阳 110015)

摘要 研究了 P, S 和 B 含量不同的 IN718 合金的蠕变性能. 结果表明, 普通多晶体的蠕变存在补偿效应. 微量元素通过影响表观蠕变激活能 Q 和指数前因子 $\dot{\epsilon}_0$, 从而影响稳态蠕变速率 $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 e^{-\frac{Q}{RT}}$. 各试验合金的 Q 与 $\dot{\epsilon}_0$ 遵守补偿定律 $Q = RT_c \ln \dot{\epsilon}_0 + Q_0$, 式中常数 $Q_0 = 68.12$ kJ/mol, 补偿温度 $T_c \approx 810$ °C. T_c 可能接近于 IN718 合金 δ 相快速形成的临界温度.

关键词 IN718 合金, 微量元素, 蠕变, 补偿效应, 补偿温度

中图分类号 TG111.8, TG132.3

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(1999)09-0948-03

COMPENSATION EFFECT IN CREEP OF IN718 ALLOY

SONG Hongwei, GUO Shouren, 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 1999-03-05, in revised form 1999-05-19

ABSTRACT The creep behaviors of IN718 based alloys with different contents of phosphorus, sulfur, and boron have been studied. It has been revealed that the compensation effect can also be observed in creep of the common polycrystals. Additions of the trace elements affect the creep activation energy, Q , and the pre-exponential factor, $\dot{\epsilon}_0$, concurrently, and thus modify the steady-state creep rate, $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 e^{-\frac{Q}{RT}}$. The interdependence between Q and $\dot{\epsilon}_0$ of all the test alloys follows the compensation law, $Q = RT_c \ln \dot{\epsilon}_0 + Q_0$, where the constant $Q_0 = 68.12$ kJ/mol, the compensation temperature, which is close to the critical temperature for fast formation of δ -phase, $T_c \approx 810$ °C.

KEY WORDS IN718 alloy, trace element, creep, compensation effect, compensation temperature

通常, 热激活过程 (例如, 化学反应, 扩散, 蠕变和晶界迁移等) 可以用经典的 Arrhenius 方程来描述, 其特征参数为激活能和指数前因子. Shvindlerman 等人^[1]指出, 晶界迁移激活能与指数前因子的对数之间具有线性关系. 他们把这一关系称为“补偿定律 (compensation law)”或“补偿效应 (compensation effect)”. 最近, 有研究证实, 双晶体的晶界迁移遵守补偿定律^[2-5]. 蠕变也是对晶界热激活过程 (晶界扩散、晶界迁移和晶界滑动) 敏感的现象之一, 而有关蠕变中补偿效应的研究目前尚未见诸文献. 本文选择最通用的高温合金 IN718 作为基体合金系统, 在此基础上分别或复合添加微量 P, S 和 B, 从而制备出只有晶界化学成分 (或晶界状态) 不同的 7 种试验合金. 在不同温度下测定了这 7 种合金 580 MPa 的稳态蠕变速率, 以探讨普通多晶体合金蠕变的补偿效应.

1 实验方法

7 种试验合金均取自同一工业 IN718 母合金, 经真空感应熔炼成每个重 10 kg 的锭. 熔炼后的基体化学成分 (质量分数, %) 为: Ni 52.65, Cr 18.36, Nb 5.26, Al 0.55, Ti 1.02, Mo 3.03, C 0.038, Si 0.13, Mg 0.004, P 0.003, S 0.002, B 0.005, Fe 余量. 表 1 列出了各试验合金的 P, S 和 B 含量. 表中 No.1 为常规 IN718 合金, 其余合金分别或复合添加 P, S 和 B. 试验合金经 1195 °C、10 h 均匀化处理后, 在 1100 °C 锻造成截面为 35 mm×35 mm 的棒料, 再在 1100 °C 轧制成直径为 16 mm 的棒材. 蠕变试棒经过如下的热处理: 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. 标准热处理后 7 种试验合金的平均晶粒直径在 8.5 至 10.5 μm 之间.

蠕变试样的原始截面直径为 8 mm, 原始计算长度为 100 mm. 蠕变试验在空气中进行. 试验应力水平固定在 580 MPa. 试验温度在 650—775 °C 范围内, 大约每间隔 25 °C 取值, 具体温度以测定的实际稳定值为准. 用三支热电偶控温, 另外接出三支热电偶对温度进行监测. 用数字位移

* 收到初稿日期: 1999-03-05, 收到修改稿日期: 1999-05-19

作者简介: 宋洪伟, 男, 1962 年生, 副教授, 博士

计测量蠕变应变。根据蠕变速率的大小，采用适当的时间间隔记录蠕变应变以测定蠕变曲线。为了确定稳态蠕变速率，蠕变试验均进行至第三阶段。

2 实验结果及其分析

7 种试验合金不同试验温度下的稳态蠕变速率如图 1 所示。一般地，稳态蠕变速率对试验温度 T 的依赖关系可以用 Arrhenius 方程描述如下

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (1)$$

其中指数前因子 $\dot{\epsilon}_0$ 是与试验温度无关的常数并具有与蠕变速率相同的量纲， Q 是表观蠕变激活能， RT 具有通常的意义。可以通过两端取对数将公式 (1) 转化为线性关系。分别对图 1 的蠕变数据进行拟合，结果也列于表 1。

分析表 1 的数据可知，表观蠕变激活能 Q 与指数前因子 $\dot{\epsilon}_0$ 之间显然存在着内在联系：较高的 Q 值对应较大的 $\dot{\epsilon}_0$ 值，反之亦相反。将表 1 中的数据绘在如图 2 所示的 $Q - \ln \dot{\epsilon}_0$ 坐标中，结果所有的点都落在同一条直线上。这表明，7 种试验合金的 Q 与 $\dot{\epsilon}_0$ 之间的关系遵守补偿定律

$$Q = RT_c \ln \dot{\epsilon}_0 + Q_0 \quad (2)$$

其中 T_c 和 Q_0 都是与微量元素无关的常数。 T_c 就是所谓的补偿温度 (compensation temperature^[1])。通过线性回归，确定 $T_c = 1084 \text{ K} \approx 810 \text{ }^\circ\text{C}$ ， $Q_0 = 68.12 \text{ kJ/mol}$ 。

补偿效应是反映晶界热激活过程的基本规律^[1]。晶界的热激活过程包括晶界扩散、晶界迁移和晶界滑动，三者之间具有一定的联系，其中晶界扩散是晶界迁移和滑动的微观

表 1 7 种试验合金的 P, S 和 B 含量 (质量分数, %) 及指数前因子和表观蠕变激活能

Table 1 Content (mass fraction, %) of P, S, B with their pre-exponential factors, $\dot{\epsilon}_0$, and apparent activation energies, Q , of the seven test alloys

No.	P	S	B	$\dot{\epsilon}_0$ 10^{30} s^{-1}	Q kJ/mol
1	0.003	0.002	0.005	1.002	690.6
2	0.020	0.002	0.005	1643	758.2
3	0.003	0.020	0.005	0.0862	665.5
4	0.020	0.020	0.005	2.945	702.1
5	0.003	0.002	0.010	2.19×10^{-5}	595.5
6	0.020	0.002	0.010	13.97	715.3
7	0.025	0.002	0.010	1.05×10^7	836.6

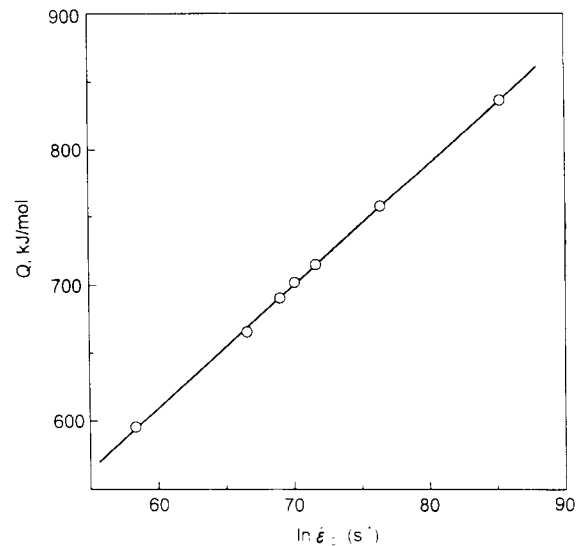


图 2 表观蠕变激活能与指数前因子之间的内在联系

Fig.2 Interdependence of the apparent activation energy for creep, Q , on the preexponential factor, $\dot{\epsilon}_0$. The compensation temperature, T_c , is found to be about 1084 K

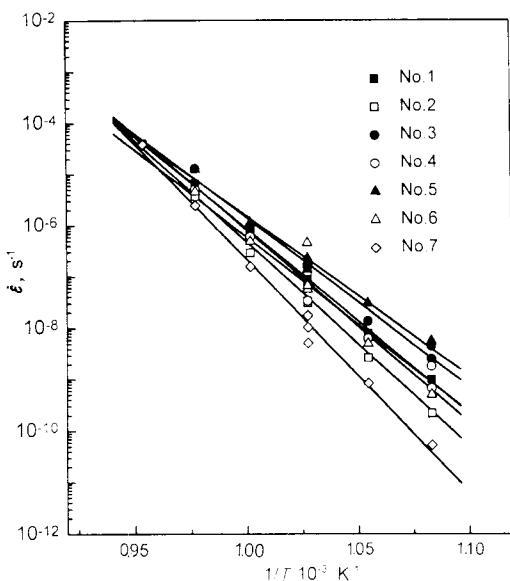


图 1 7 种试验合金的稳态蠕变速率对试验温度的依赖关系

Fig.1 Temperature dependence of the steady-state creep rate of the seven test alloys

控制过程。在多晶体蠕变过程中，晶界滑动是总的宏观应变的重要形成过程之一^[6]。通常，晶界滑动可以通过晶界位错的攀移和滑移实现。由于这一缘故，总是可以观察到晶界迁移伴随着晶界滑动的现象^[6]。本研究观察到补偿效应，说明在所涉及的试验温度范围内，晶界扩散、晶界迁移和晶界滑动对 IN718 合金蠕变变形具有重要贡献。

3 讨论

3.1 微量元素对蠕变的影响

最近的研究表明，就 IN718 合金蠕变和持久性能而言，微量 P 显著有益^[7,8]，S^[9] 和 B(高于一定含量)^[10] 有害。然而，对这些微量元素的作用机制的认识，目前尚存在明显分歧。例如，关于 P 的有益作用问题，Cao 等人^[10] 认为可归因于 P 对晶界结合力的提高，而作者认为其原因在于

P对晶界扩散的抑制^[8]. Auger分析已经证实, P^[7,11], S^[11]和B^[11,12]都在IN718合金的晶界偏聚. 采用光学显微镜、扫描电镜、透射电镜或场离子显微镜观察, 均未发现P^[7,8], S^[9]和B^[10]对IN718合金的晶内组织有明显的影 响. 本文的研究结果说明, 微量元素P, S和B是通过影响晶界热激活过程(晶界扩散、晶界迁移或晶界滑动)而起作用的. 由于晶界迁移和滑动的微观控制过程是晶界扩散, 可以肯定, P, S和B对晶界扩散的抑制或促进是其影响IN718合金蠕变和持久性能的主要原因.

3.2 补偿温度

补偿温度是补偿效应的重要特征之一. Shvindlerman等^[1]认为, 可以把补偿温度看作某种由基态到激活态的相变的平衡温度. Furtkamp等^[4]发现, Fe-3.5Si双晶体晶界迁移的补偿温度接近共晶温度. Molodov等^[5]发现, Bi双晶体晶界迁移的补偿温度略低于熔点. 因此, $T_c \approx 810\text{ }^\circ\text{C}$ 可能代表IN718合金某种重要的临界温度. 在650—980 $^\circ\text{C}$ 范围内, IN718合金易于形成热力学稳定的Ni₃Nb(δ)相. 晶界是 δ 相择优形核的主要位置. 晶界 δ 相的形态对IN718合金晶粒尺寸的控制(亦即晶界的迁移)和晶界的长程滑动有很大的影响^[13]. 在700 $^\circ\text{C}$ 以下, δ 相的形成速度相当低; 超过700 $^\circ\text{C}$, δ 相的形成速度明显加快, 并在840—950 $^\circ\text{C}$ 之间达到最高的形成速度. 由此推测, $T_c \approx 810\text{ }^\circ\text{C}$ 接近于IN718合金 δ 相快速形成的临界温度.

由公式(1)和公式(2)可知, 当试验温度 T 趋近于补偿温度 T_c 时, 所有合金趋于同一蠕变速率

$$\dot{\epsilon}|_{T=T_c} = e^{-\frac{Q_0}{RT_c}} \quad (3)$$

对于本文所采用的试验应力580 MPa, $T = T_c \approx 810\text{ }^\circ\text{C}$ 对应的蠕变速率约等于 $5.2 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$.

4 结论

(1) 添加微量元素P, S和B影响表观蠕变激活能 Q 和指数前因子 $\dot{\epsilon}_0$, 从而影响稳态蠕变速率 $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 e^{-\frac{Q}{RT}}$. 各试验合金的 Q 与 $\dot{\epsilon}_0$ 之间存在内在联系, 并遵守补偿定律, $Q = RT_c \ln \dot{\epsilon}_0 + Q_0$, 其中常数 $Q_0 = 68.12\text{ kJ/mol}$, 补偿温

度 $T_c \approx 810\text{ }^\circ\text{C}$. T_c 可能接近于IN718合金 δ 相快速形成的临界温度.

(2) P, S和B是通过影响晶界热激活过程(晶界扩散、晶界迁移或晶界滑动)而影响IN718合金蠕变性能的. 试验温度低于 T_c , P提高而S和B降低 $\dot{\epsilon}_0$ 和 Q , 因而P减小而S和B增大稳态蠕变速率 $\dot{\epsilon}$. 当试验温度趋近于 T_c 时, 所有试验合金趋近于同一稳态蠕变速率, $5.2 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$.

参考文献

- [1] Maksimova E L, Straumal B B, Fradkov V E, Shvindlerman L S. *Phys Met Metallogr*, 1983; 56: 133
- [2] Molodov D A, Czubyko U, Gottstein G, Shvindlerman L S. *Scr Metall Mater*, 1995; 32: 529
- [3] Molodov D A, Czubyko U, Gottstein G, Shvindlerman L S. *Acta Mater*, 1998; 46: 553
- [4] Furtkamp M, Gottstein G, Molodov D A, Semenov V N, Shvindlerman L S. *Acta Mater*, 1998; 46: 4103
- [5] Molodov D A, Gottstein G, Heringhaus F, Shvindlerman L S. *Acta Mater*, 1998; 46: 5627
- [6] Poirier J P. *Creep of Crystals: High-Temperature Deformation Processes in Metals, Ceramics and Minerals*, Cambridge, London: Cambridge University Press, 1985: 68
- [7] Cao W D, Kennedy R L. In: Loria E A ed., *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, Warrendale, PA: TMS, 1994: 463
- [8] 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)
- [9] Song H W, Guo S R, Lu D Z, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 1999; 35: 281 (宋洪伟, 郭守仁, 卢德忠, 胡壮麒. 金属学报, 1999; 35: 281)
- [10] 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 ed., *Superalloys 1996*, Warrendale, PA: TMS, 1996: 589
- [11] Thompson R G, Koopman M C, King B H. In: Loria E A ed., *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives*. Warrendale, PA: TMS, 1991: 53
- [12] Chen W, Chaturvedi M C, Richards N L, McMahon G. *Metal Mater Trans*, 1998; 29A: 1947
- [13] Brown E E, Muzyka D R. In: Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C ed., *Superalloy II—High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. New York: John Wiley and Sons Inc., 1987: 165