

# 析出相在 GH907 低膨胀合金中的作用

## Effects of Precipitates in the Low Expansion Superalloy GH907

刘瑛 邓波 陈淦生 仲增墉 (冶金工业部钢铁研究总院)

Liu Ying Deng Bo Chen Gansheng Zhong Zengyong (Central Iron & Steel Research Institute)

[摘要] 研究了析出相对 G907 合金持久性能的影响。采用特定的热处理制度得到以某一析出相为主的显微组织。经性能测试后发现, 为合金提供良好的瞬时强度, 但单一 强化相不能使合金得到满意的持久性能; Laves 相对合金的性能没有明显的益处; 相使合金持久寿命大幅度提高, 并消除了缺口敏感性。本文在应用主平面应力法的基础上, 提出了一种模型对此做了满意的分析。

关键词 低膨胀 高温合金 析出相 缺口敏感

[ Abstract] The effects of precipitates on stress rupture properties of GH907 superalloy was studied in this paper. Special heat treatments were employed to obtain microstructures with ideal strengthening precipitate. It was determined that the single could not provide satisfying rupture properties though excellent tensile strength could be reached; obvious profit could not be observed by the appearance of Laves in the microstructure; however, was beneficial to the rupture life of the alloy, specially to eliminating the notch sensitivity. The reason is also explained by means of a model based on the principal facet stress method.

Keywords low expansion superalloys precipitates notch sensitivity

### 1 前言

Fe-Ni-Co 基低膨胀高温合金近年在国内外航空领域得到广泛重视。尤其是在合金中加入少量硅 ( $0.4w_t\%$ ) 以后, 持久性能得到极大提高, 消除了持久缺口敏感性<sup>[1~3]</sup>。由于合金组织十分复杂, 对于各种析出相的作用有很多推测。有文献认为颗粒 Laves 相对晶界的钉扎作用是合金持久性能改善的主要原因<sup>[1]</sup>, 也有人认为晶内针状 相可能起决定性作用<sup>[2]</sup>。本文对此作了系统的研究。

### 2 试验材料与方法

试验材料采用真空感应炉两次熔炼, 经均匀化处理、锻造、轧制成 15mm × 30mm 的板材。试样均沿轧制方向切取。合金的化学成分 ( $w_t\%$ ) 为: 37.37Ni, 13.54Co, 4.46Nb, 1.42Ti, 0.35Si, 0.53Mn, 0.005B, 0.017C, 余 Fe。

从已测得的合金 TTT 曲线<sup>[4]</sup>上发现, Laves、和 的时效峰不相重叠, 可以通过特定的热处理制度来获得

以某一析出相为主的合金组织。热处理制度见表 1。

表 1 不同析出相的热处理制度  
Table 1 Heat treatment for various precipitates

制度	析出相	热处理
a	Laves +	1040 × 1h AC+ 920 × 12h OC+ 650 × 8h AC
b	+	1040 × 1h AC+ 800 × 16h OC+ 650 × 8h AC
c		1040 × 1h AC+ 650 × 8h AC

注: AC- 空冷, OC- 油冷

测试了试验合金的室温和 540 拉伸性能, 540 、 760MPa 光滑和缺口持久性能。应用金相显微镜、SEM 和 EDS 研究了析出相的形貌、成分及结构。

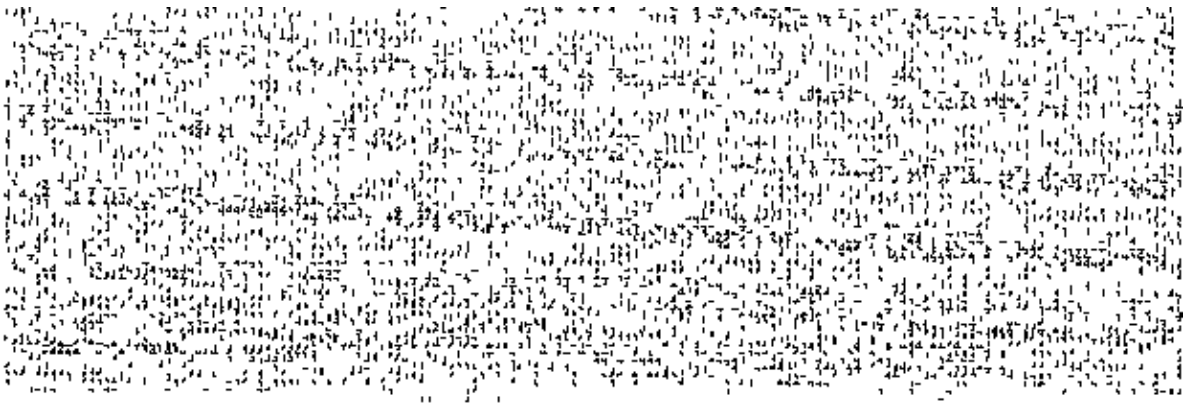
### 3 试验结果

#### 3.1 合金显微组织

图 1 为经过上述三种热处理后的显微组织。GH907

合金再结晶温度约为 950 。本试验采用 1040 × 1h 固溶热处理, 既可得到固溶充分的合金组织, 又得到大致相同的晶粒尺寸。三种制度都采用 650 × 8h 时效制度, 析出适量的 相, 为合金提供必要的强度保障 (图

1c)。一次时效制度为 920 × 12h, 晶界析出大量颗粒状 Laves 相 (图 1a), 而 800 × 16h 时效则得到分布均匀的针状 相 (图 1b)。金相检验表明经三种热处理后得到了预期的析出相。



(a) 制度 a (b) 制度 b (c) 制度 C

图 1 不同热处理后的金相组织

Fig. 1 Microstructures after heat treatment systems (a), (b) and (c)

3. 2 合金力学性能

不同热处理试样的拉伸和持久性能分别见表 2 和表 3。a、c 两种制度处理后试样的性能比较接近。室温拉伸强度和塑性较好, 但 540 、760MPa 持久寿命很低。经 b 制度处理后的试样 540 拉伸强度较其余两种试样高, 塑性虽有所降低, 仍保持较高数值 ( 24%)。含有大量 相的 b 试样比 c 试样持久寿命提高了两个数量级, 并且完全消除了持久缺口敏感性。这一结果表明, 仅仅 不能提供足够的持久强度, Laves 相也不能带来明显的益处, 相的出现才是合金持久性能改善的真正原因。

表 2 试样拉伸性能

Table 2 Tensile properties of the specimens

温度	试样	$\sigma_b$ , MPa	$\sigma_{0.2}$ , MPa	$\delta$ , %	$\psi$ , %
室温	a	1155	838	18.5	24.5
	b	1123	730	11.0	19.5
	c	1168	848	29.5	59.0
540	a	827	590	32.4	49.3
	b	913	604	23.9	37.1
	c	806	572	36.6	58.1

3. 3 持久试样断裂模式

持久试样断口侧剖组织见图 2。a 和 c 试样为典型的沿晶开裂, 而含有大量 相的 b 试样表现为混合型断裂。

表 3 试样持久性能

Table 3 Rupture properties of the specimens

试样	光, h	$\sigma$ , %	$\delta$ , %	缺, h
a	15.2	26.8	21.5	17.8
b	233.5	11.7	7.8	> 470.5*
c	4.83	28.8	32.4	6.5

注: b 试样 465.5h 时加载 102MPa 至 470.5h 拉断。

试验参数 = 760MPa, 缺口半径 R= 0.5mm, 温度 T= 540 。

在 GH907 低膨胀合金的研制过程中, 最大的困难在于消除其持久缺口敏感性。微观机制一般认为是应力加速晶界氧化脆性 (SAGBO) [5,6]。近年来对这种解释机理提出过质疑 [7]。在本试验中, 仅以 时效强化的合金具有较好的瞬时拉伸性能, 但高温持久寿命。颗粒状 Laves 相并非如文献推测那样起重要作用。针状 相才是合金持久性能得以提高的主要因素。

SAGBO 机制认为, 在应力的作用下, 氧沿晶界快速扩散, 在晶界形成氧化层。脆的氧化层受应力作用发生断裂, 导致氧沿晶界进一步渗透。如此重复至最后试样失效 [5,6]。为了分析可能的失效原因。将三种试样断口置

于扫描电镜下观察(图3)。可以发现,试样 a 和 c 为完全沿晶开裂,与侧剖金相一致。另一个明显的特征是存

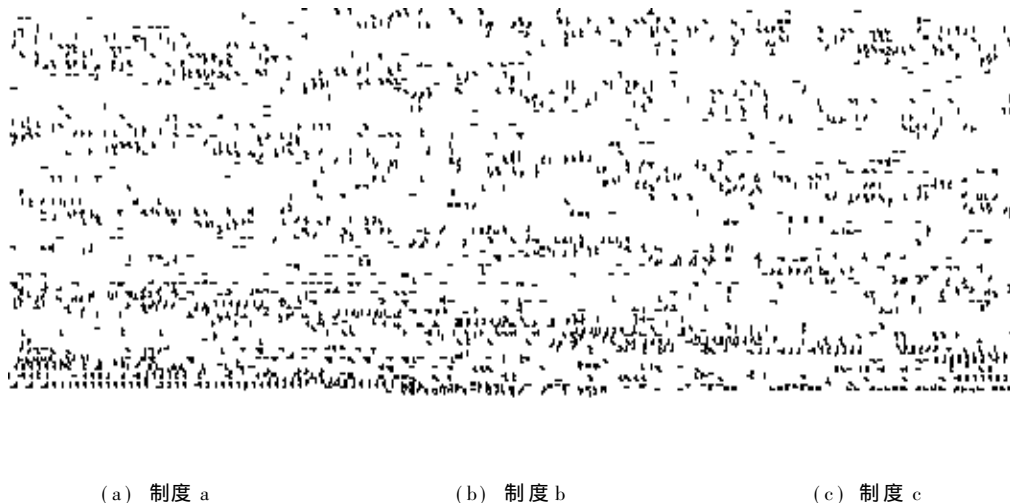


图 2 持久断口侧部组织

Fig. 2 Rupture fractures of the specimens after heat treatment system (a), (b) and (c)

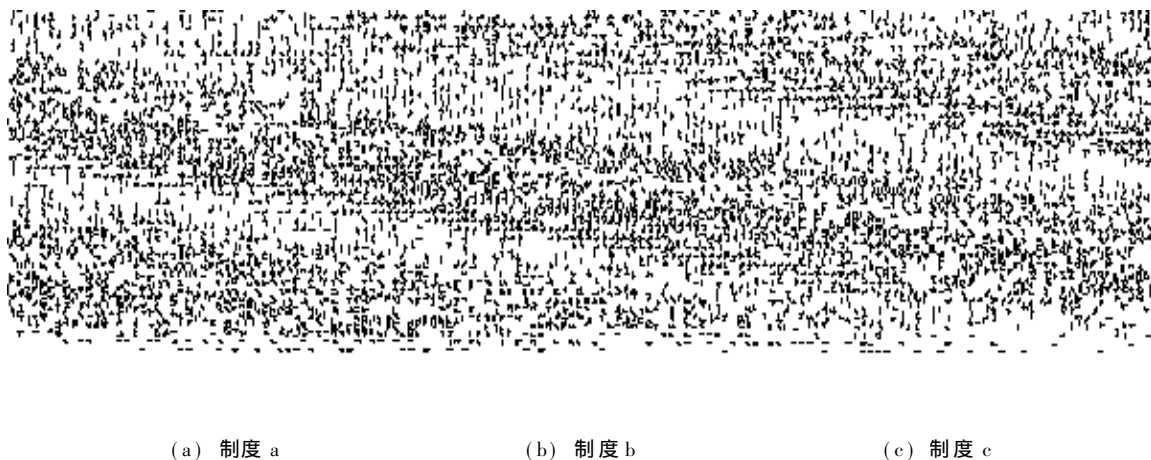


图 3 持久断口 SEM 图像

Fig. 3 SEM morphology of rupture fracture after heat treatment system (a), (b) and (c)

在大量的滑移痕迹以及由此引起的三叉结点开裂。这一特点与 SAGBO 机制对立。按照 SAGBO 机制,脆性氧化物引起的早期失效不可能产生大量的晶界滑移。Bricknell 和 Woodford<sup>[7]</sup>的试验表明,试样失效时在远离表面氧化层的区域,已发生了脆化现象。形成氧化物层并不是镍基合金晶界脆性的必要条件。蠕变试验中氧原子可以在远低于形成连续氧化物层的温度下沿晶界扩散,并使之脆化。Floreen 和 Raj<sup>[8]</sup>指出,最可能的脆化机制是氧原子沿晶界扩散,降低晶界表面能,加速晶界微孔形核和长大。我们认为,试样 a 和 c 以晶界滑移和微孔形核的双重机制发生破坏。并应用 Anderson 和 Rice<sup>[9]</sup>经严格数学推导出的主平面应力法来建立一种模型,对合金的蠕变断裂作出解释。这一模型是在多轴载荷作用下,材料以晶界滑移和沿晶孔洞形核发生失效的基础上提

出来的。图4为这一模型的示意图。根据材料力学分析,在与载荷  $P$  成  $45^\circ$  的方向存在最大的切应力  $\tau_{\max}$ , 与  $\tau_{\max}$  方向接近的晶界面(称为倾斜晶界)最易于发生滑移。这样就增加了作用在横向晶界及三叉结点上的应力。如图4, A、B 倾斜晶界滑移后, C 晶粒内部作相应的协调滑移,则在三叉结点出现裂纹或在 A、C 横向晶界上出现微孔。我们推测,氧沿 A、B 晶界扩散将减小 A、B 晶界滑移的摩擦力。

按照 Anderson 和 Rice 的数学分析,缺口棒主平面应力为:

$$\sigma_F = 2.24 \sigma_1 - 0.62 (\sigma_2 + \sigma_3)$$

其中  $\sigma_F$  为主平面应力,  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  和  $\sigma_3$  为三个主应力。本试样的缺口几何和英国标准很相近,取  $\sigma_2 = \sigma_3 = 0.2 \sigma_1$ , 则

$\sigma = 1.992 \quad \sigma_1 = 1513.9 \text{ MPa}$

这一主平面应力接近于所载荷的两倍,也远远高于合金的540 拉伸强度。因此我们认为, 倾斜晶界滑移引起应力的重新分布,在横向晶界及三叉结点区产生高应力。氧原子从表面沿倾斜晶界扩散可能降低这些晶界上的摩擦力,因而在蠕变变形降低应力集中之前,在缺口根部产生大量的晶界滑移,同时伴随着相应的晶内协调滑移。由此可以解释失效发生于缺口部分而不是光滑部分。

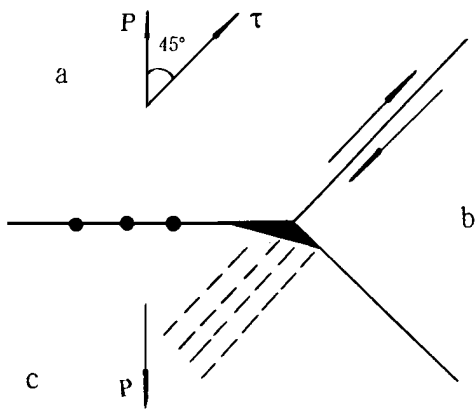


图 4 试样失效示意图  
Fig. 4 Failure diagram of the specimen

颗粒 Laves 相并没有抑制住 a 试样的晶界晶内滑移,其持久延伸率高达26.8%。这可能与 Laves 颗粒过于粗大、数量少、分布不均匀有关。而且, Laves 相以非共格方式析出,其与两侧晶粒的界面反而有利于氧的扩散。b 试样中 相能有效地阻止晶界和晶内的滑移,其作用机理将在另一篇文章中详细阐述。

4 结论

- (1) GH907低膨胀高温合金中, 为合金提供瞬时强度的基本保障,但仅以 强化,合金持久性能不好,发生早期沿晶缺口断裂。
- (2) Laves 颗粒相不是合金持久性能提高的主要原因,不能阻止蠕变条件下发生的大量晶内晶界滑移。
- (3) 针状 相有效地抑制了合金的滑移,提高持久性能。
- (4) 根据主平面应力模型,合理地分析了合金失效的原因。

参考文献

1 E. A. Wanner, D. A. DeAntonio, D. F. Smith. JOM, 1991, March: 38  
2 K. A. Heck, D. F. Smith and J. S. Smith. Superalloys 1988, 151  
3 K. A. Heck, Superalloys 1990, 273  
4 邓波, 陈淦生, 仲增墉. 金属学报, 1995, 31: S95  
5 C. H. Symonds, D. F. Smith and D. J. Tillack. High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications. 1986, 979  
6 D. F. Smith, J. S. Smith and S. Floreen. Superalloys. 1984, 591  
7 R. H. Bricknell and D. A. Woodford. Met. Trans., 1981, 12: 1673  
8 S. Floreen and R. Raj. Folw and Fracture at Elevated Temperature, 383  
9 P. M. Anderson and J. R. Rice. Acta Metall. 1985, 33: 409

\*\*\*\*\*

(上接第33页)

表 5 钕组稀土总量分析结果 (%)

Table 5 Total amount of the Ce subgroup of rare earth elements in some alloys

标样牌号	标准值	钕组稀土总量测得值				S	RSD
LY12	0.025*	0.025	0.025	0.026	0.026	0.001	3.9
		0.027	0.026	0.026	0.024		
LF12	0.16	0.155	0.159	0.158	0.158	0.002	1.3
		0.158	0.158	0.157	0.159		
ZL9	1.02	0.98	1.02	0.98	0.98	0.02	2.1
		0.98	1.00	1.02	0.97		
ZL9	1.22*	1.19	1.22	1.19	1.21	0.012	1.0
		1.21	1.20	1.20	1.22		
ZY16	1.25*	1.25	1.24	1.25	1.22	0.015	1.21
		1.24	1.24	1.21	1.25		

\* 合成结果

参考文献

1 HB 5218.10 (2) - 82  
2 郝廷, 余席茂. 分析试验室, 1986, 5 (10): 26  
3 李善祥, 夏霞仙, 季德霖. 冶金分析, 1985, 5 (6): 20  
4 GB6987.24- 88 (王)