

铪对定向凝固镍基高温合金持久性能的影响

六二一所定向合金组

一、前 言

高温合金定向凝固是近代航空发动机叶片采用的先进技术，柱状晶按[001]择优取向，消除了与主应力轴垂直的横向晶界，从而提高了合金[001]方向的蠕变强度、塑性、抗热疲劳等综合性能，大幅度地延长零件的使用寿命。

由于各向异性，定向材料的横向以及纵向晶界上的横向分段和枝晶间仍是裂纹起源和扩展的薄弱区域。

添加合金元素Hf可以提高普通铸造高温合金的中温性能已有许多报道，Hf对改善定向凝固 Mar-M200 合金中温横向性能亦有成效。本文通过 Hf 对 DZ5 和 DZ3 合金组织性能的研究表明，Hf在DZ5合金中改变MC的形态和分布；在枝晶间增加细小 γ' 的体积百分数 ($V_f\%$)； $\gamma+\gamma'$ 共晶使晶界呈链状弯曲，改善晶界状态，都是提高合金中温横向性能的因素。但Hf亦急剧降低合金固相线，加宽合金的凝固温度范围 ΔT ，不利于一次枝晶间距的减小，这是不

希望的。Hf 在DZ3合金中似乎没有带来有益的影响，这可能与合金本身饱和度过高有关，这项研究还在继续进行。

二、材料和试验方法

不同 Hf 含量的 DZ5 和 DZ3 合金成分见表 1。

定向凝固试板制成 $120 \times 70 \times 15$ 毫米或 $120 \times 35 \times 15$ 毫米，切取直径为 5 毫米的纵向和横向持久及拉伸试样。热处理制度为 $1210^\circ\text{C}/4$ 小时，空冷 + $870^\circ\text{C}/4$ 小时，空冷。用差热法测定合金的固相线温度和液相线温度。持久试验的条件是 760°C 、73.8公斤/毫米²（横向 66 公斤/毫米²）和 980°C 、21公斤/毫米²，试样的轴应力方向分别与柱状晶方向平行或垂直。

用光学和电子金相进行组织分析，用HCl、 H_2SO_4 、 CuSO_4 溶液作浸蚀剂显示宏观晶粒，用 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{C}_2\text{H}_5(\text{OH})_3=1:2:3$ 的浸蚀剂显示组织全貌，透射用薄膜在双喷装置上进行减薄，电解液为10%过氯酸冰醋酸酒精溶液，

表 1

合 金	元素	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	B	Zr	Hf	Ni
	编号											
DZ5	7901	0.10	10.0	10.0	4.8	3.8	5.5	2.5	0.03	0.1	2.55	余
	7902										2.32	
	7903										1.91	
	7904										1.29	
	7905										—	
DZ3	8191	0.10	10.0	5.0	5.35	4.15	5.5	2.8	0.03	0.1	—	余
	8192										1.46	
	8193										1.02	
	8194										0.79	
	8195										0.51	

电压为40伏，-20℃下制成薄膜，用H700透射电镜观察，工作电压为200千伏。

三、试验结果

1. Hf对DZ5合金持久性能的影响

(1) 横向性能

图1表明，中温下DZ5合金随Hf含量增加的横向持久寿命得到显著改善，从50小时提高到200多小时；当Hf含量在2.0%左右时达到峰值，Hf含量超过2.25%时，性能随之下降。持久塑性在合金加Hf后亦得到提高。

图2表明，950℃下Hf含量在1.7~2.2%时对持久性能没有影响，而980℃下Hf含量将导致持久性能的降低，1000℃下持久寿命降低一半，可见高温下Hf对DZ5合金的持久性能将起有害的影响。

(2) 纵向性能

从图3可见，Hf含量在2.0%左右时对DZ5

合金760℃和950℃的持久性能影响不大，而Hf却使980℃的持久性能有所下降。三个温度的持久塑性表明Hf的影响并不显著。

2. Hf对DZ3合金持久性能的影响

与不加Hf的DZ3合金相比，不同的Hf量无论对横向或纵向性能均无有益的影响(图4、5)。

当Hf量少于1.0%时，对纵向760℃和980℃的持久性能无明显的影响；Hf量多于1.5%时，使中温和高温的纵向持久性能有所下降(图4)。不同的Hf量对760℃、66公斤/毫米²的横向持久性能影响甚微，而Hf量多于1.0%时，使高温横向性能略有下降(图5)。

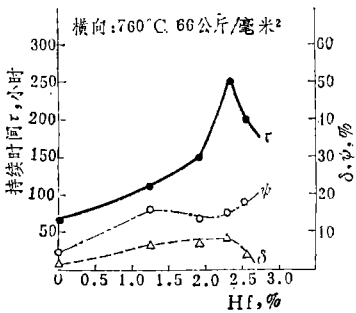


图1 Hf含量对DZ5合金760℃横向持久性能的影响

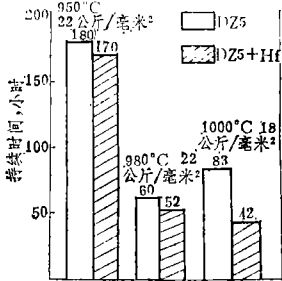


图2 Hf (2.0%) 对DZ5高温横向持久性能的影响

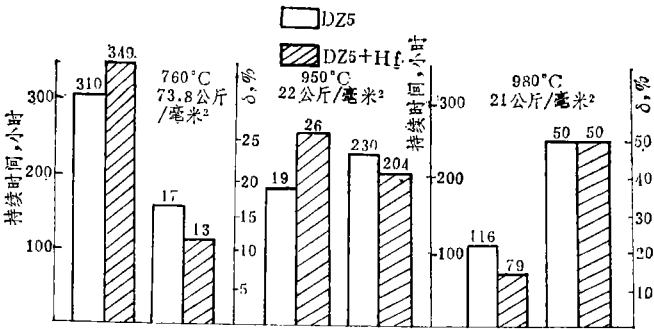


图3 Hf (2.0%) 对DZ5合金纵向持久性能的影响

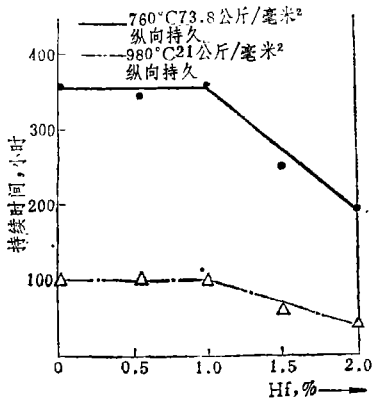


图4 Hf对DZ3合金纵向持久性能的影响

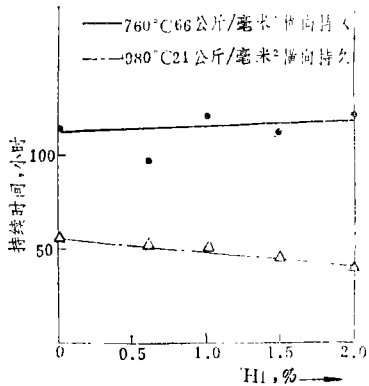


图5 Hf对DZ3合金横向持久性能的影响

四、讨 论

1. 中温下Hf在合金中的作用

M. Yamazaki 等人的工作认为合金的蠕变破断与其晶界状态密切相关。从DZ5和DZ5+Hf合金横向持久试样的断口对比可以看出, 经热处理的DZ5合金晶界由连续网状的 $M_{23}C_6$ 和呈骨架分布的草书状MC碳化物组成(图6a)。在蠕变应力作用下, 滑移受到MC的阻碍, 产生应力集中导致裂纹萌生, 并沿着垂直于应力方向的晶界迅速发展, 直至开裂(图7a); 添加Hf后, DZ5合金中呈网络分布的MC变成孤立的质点状(图6b), 晶界上的粗大草书状MC基

本消失, 代之以富Hf的粗大 γ' 和 $\gamma+\gamma'$ 共晶同 $M_{23}C_6$ 交替分布于晶界, 通常呈弯曲状; 在蠕变应力作用下滑移受到 $M_{23}C_6$ 阻碍而产生应力集中时, 这种粗大的 γ' 可起到调节塑性松弛应力的作用, 使晶界增强抗开裂的能力(图7b), 从而使中温横向持久寿命提高。

Hf有效地强合金的枝晶间, 同普通铸造高温合金一样, 定向凝固高温合金中枝晶间也是薄弱区, 而主要分布在此区的MC碳化物通常是裂纹的起源, 这是由于在外力作用下MC硬度高不易变形所致, 在中温下尤为明显, 并发现, 当MC长度方向平行于应力轴时, MC本身开裂; 当MC长度方向垂直于应力轴时, MC与基体交界处开裂。

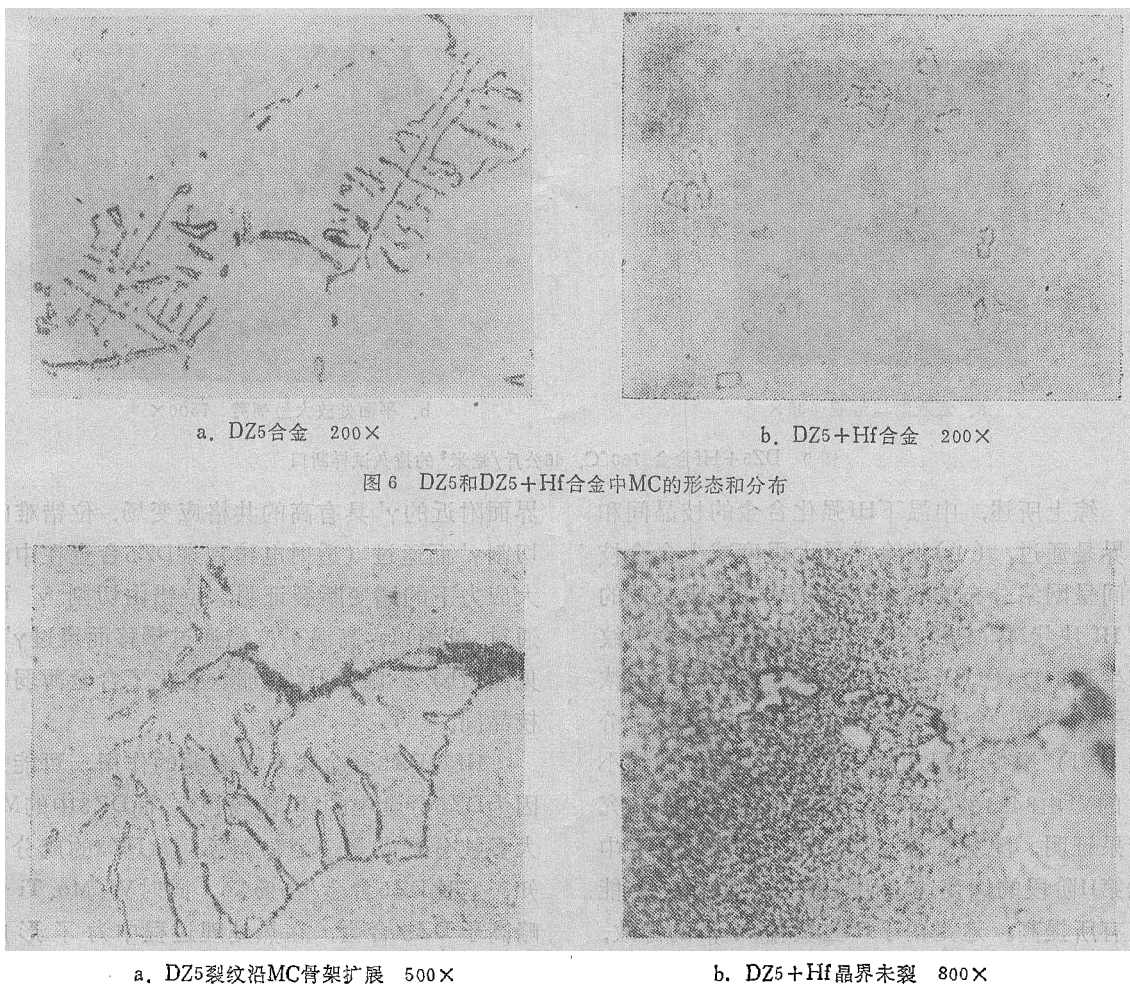
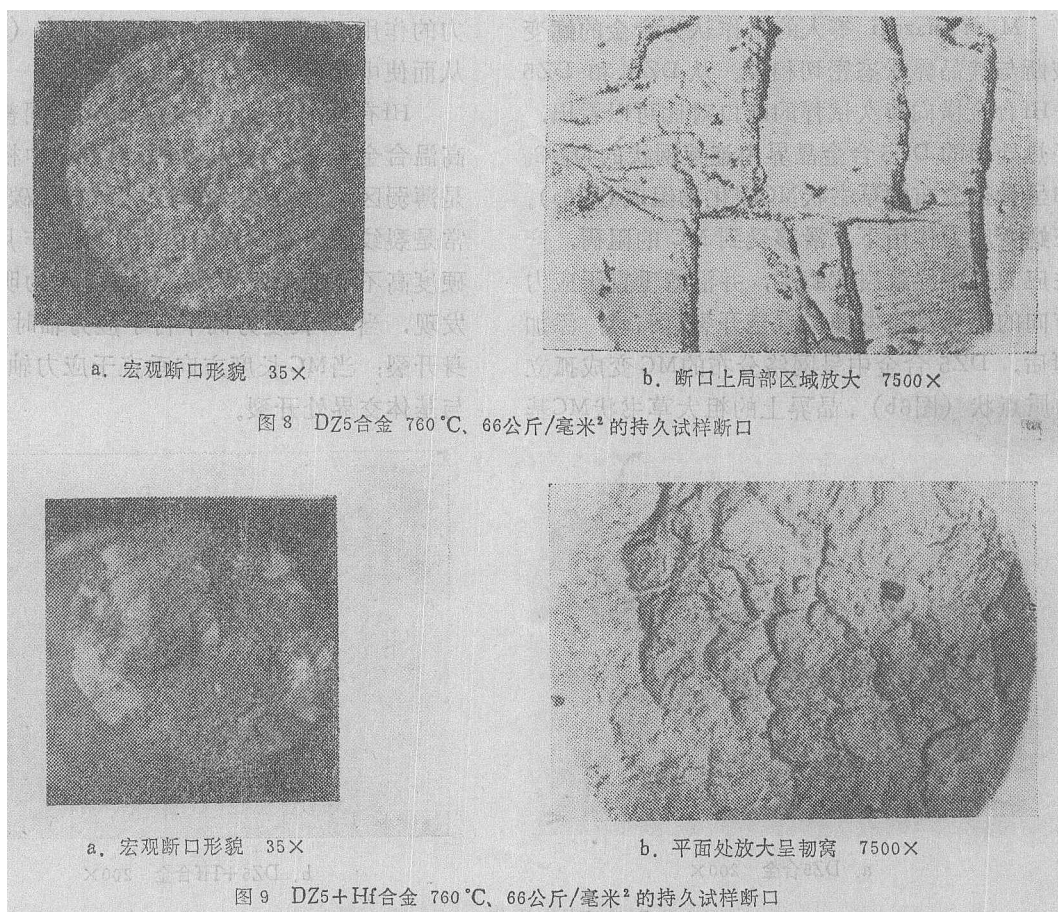


图7 DZ5和DZ5+Hf合金760℃、66公斤/毫米²的横向持久断口

观察DZ5合金持久断口可明显看出,断裂沿枝晶间(图8a)进行,整个断面由许多取向相同互相平行的阶梯式小平面组成(图8b),无韧窝,也未见滑移线,是典型的脆性断裂特

征。加Hf的DZ5合金枝晶间得到强化,宏观断口(图9a)在电镜高倍下可观察到明显韧窝(图9b)。



综上所述,中温下Hf强化合金的枝晶间和晶界是通过:(1)消除或最大程度减少合金枝晶间呈网络分布的粗大草书状MC,形成分散的富Hf块状MC₂,或次生MC₂,有效地减缓裂纹萌生和扩展;(2)Hf的偏析在结晶过程中主要浓集于枝晶间,合金经固溶后细小 γ' 的体积百分数(Vf)增多(图10),根据计算枝晶间细小 γ' 的Vf由34.1%(DZ5)增加到44.5%。研究结果证明,随着细小 γ' 相Vf的增加,合金中温第II阶段的蠕变速率明显降低,而持久性能则有所提高。这是由于Hf主要溶入 γ' 的缘故,在 γ' 中溶解度为7%(原子),而在基体中则为1%(原子),使 γ 和 γ' 的错配度增加, γ/γ'

界面附近的 γ' 具有高的共格应变场,位错难以切割 γ' 而通过(透射电镜观察DZ5合金在中温大应力下的蠕变断裂证明:位错由切割 γ' 而通过,见图11a;高温下位错通过攀移而绕过 γ' ,见图11b)。因此Hf的加入强化了合金薄弱的枝晶间。

Hf对DZ3合金不呈现有益的作用,可能是因为DZ5合金中的MC比较稳定,而DZ3中的MC大多被分解成 $M_{23}C_6$ 和 M_6C ,从DZ3的成分可知,它比DZ5合金少5%Co,同时W、Mo、Ti也略高于DZ5合金,在热处理过程中为了形成 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 需要C原子促使MC分解;而DZ5合金饱和度小,热处理后MC相对稳定,因此Hf

在DZ5中改变MC的形态和分布, 比在DZ3合金中的作用大。

DZ5合金随Hf量增加 $\gamma+\gamma'$ 共晶增多, 但热处理后大部分被溶解, 而DZ3+Hf合金铸态和热处理下粗大 γ' 和 $\gamma+\gamma'$ 共晶的Vf几乎相等, 这种大量粗大 γ' 和共晶 γ' 呈网络状分布于晶界(图12), Hf进入MC和 γ' 相中取代部分Ti和Al

等元素, 使Al、Ti富集, 因在热处理中大量的W、Mo、Cr在饱和的固溶体 γ' 中是不稳定的, 需要夺取C原子以形成 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 相, 于是原来的MC被分解使Ti富集, 而Ti又很难溶入固溶体中形成细小 γ' , $M_{23}C_6$ 和 M_6C 主要分布在晶界上, 故导致粗大 γ' 相的形成并呈网络状分布于晶界。这项研究还在继续进行中。

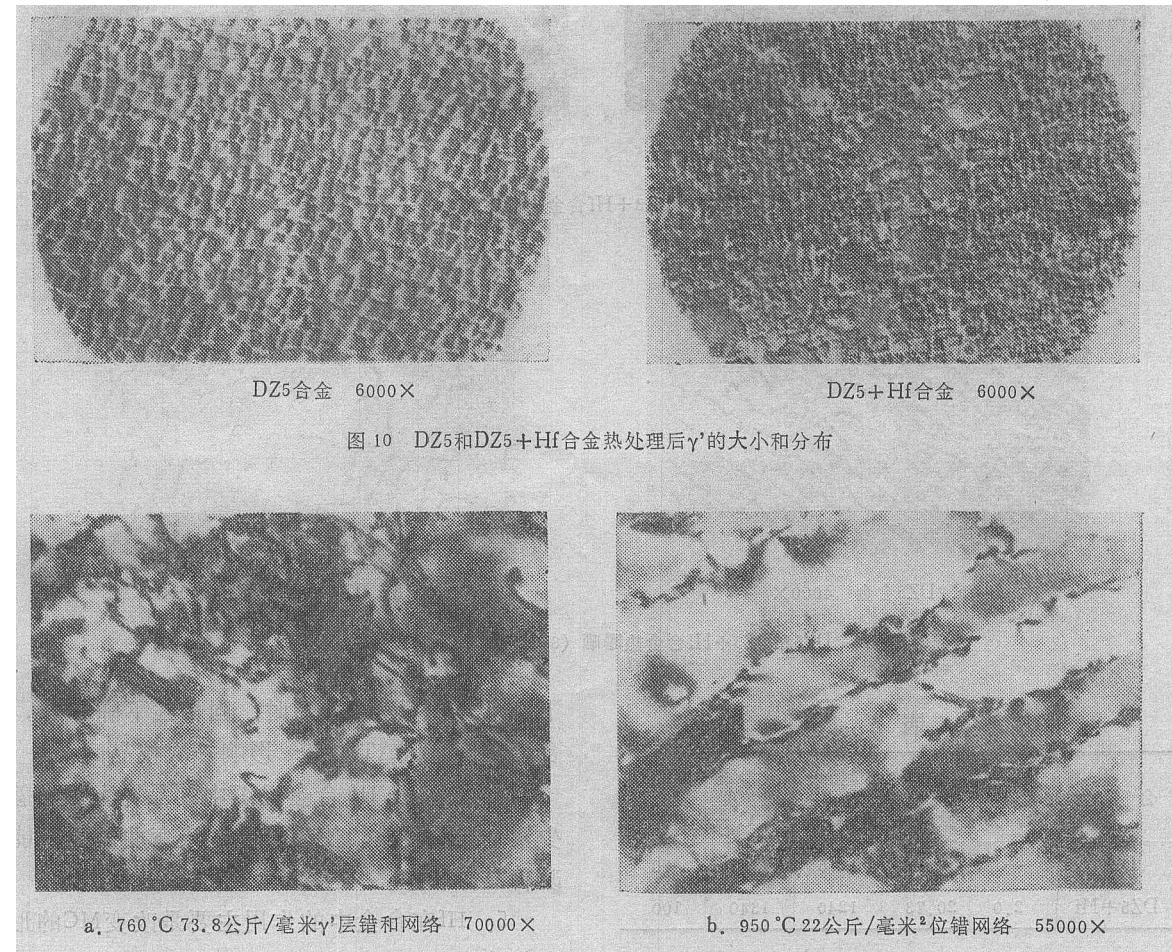


图 11 DZ5合金第二阶段蠕变薄膜透射照片

2. 高温下Hf在合金中的作用

Hf对980℃持久寿命略有降低, 而1000℃以上持久寿命则显著降低, 这可能是下列原因造成的: 添加Hf后合金中 $\gamma+\gamma'$ 共晶相增多, 尤其是大块 $\gamma+\gamma'$ 共晶相集聚并连续分布在枝晶间和晶界上, 从而降低合金局部初熔温度(表2); 同时在中温下起作用的细小 γ' 在高温下

将吞并长大; Hf进入 γ' 中使 γ 与 γ' 的错配度增大, 因而降低 γ' 在高温下的稳定性, 如DZ5和DZ5+Hf经870℃、3000小时长期曝晒后, 后者的 γ' 长大更为明显(图13)。而且高温下 γ 基体开始软化, MC在 γ/γ' 界面引起开裂的矛盾不如中温下突出, 因此在高温下Hf对合金持久寿命将有弊无利。

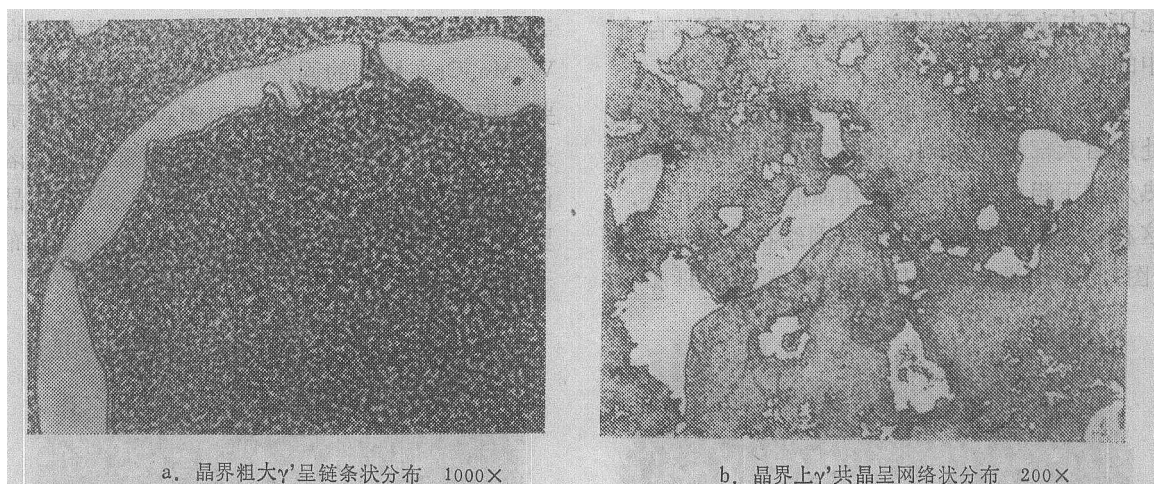


图 12 DZ3+Hf合金的晶界形态

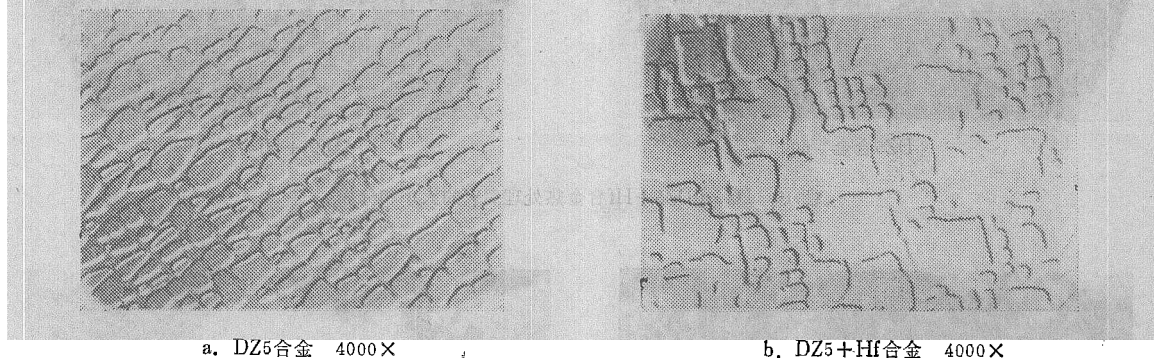


图 13 DZ5和DZ5+Hf合金热曝晒 (870 °C,3000小时) 后的 γ' 形态

表 2

合 金	Hf 含 量, %	$\gamma+\gamma'$ 数 量, %	固相线 温.度 °C	液相线 温.度 °C	凝固温 度范围 ΔT
DZ5	—	2.17	1275	1345	70
DZ5+Hf	2.0	20.73	1240	1340	100

五、结 论

1. DZ5合金中的Hf含量为2.0%左右时,能显著提高合金的横向性能,韧性也相应得到改善。

2. DZ5合金中的Hf对950℃以上持久性能均无改善作用,超过1000℃性能下降。

3. 合金中随Hf量提高,固相线温度有所

下降,当Hf量为2.0%时,固相线下降35℃,合金凝固范围 ΔT 加宽,影响一次枝晶间距。

4. DZ5+Hf合金组织中的晶界上分布着少量 $\gamma+\gamma'$ 共晶,使晶界呈链状弯曲,因而能改善晶界状态。

5. Hf在合金中的作用主要是改变MC的形态和分布。

6. Hf在合金的凝固过程中主要浓集于枝晶间并进入 γ' 相,增加枝晶间细小 γ' 的Vf,有利于降低第二阶段的蠕变速率。

7. Hf在DZ3合金中对横向性能的影响甚微,可能是该合金饱和度过大,碳化物MC容易分解,过多的 $\gamma+\gamma'$ 共晶和粗大 γ' 呈网络状分布于晶界之故。

(李其娟 执笔)

KK-3 号高低温航空润滑脂及其应用

曹 新 荷

飞机在空中作各种姿态飞行时,能灵活、平稳地操纵,达到充分发挥其特定的技术效能,与机体中装备的特设系统,如各动力系统的电机,指示航行状态的各种仪表,各传动系统的电动机构及各种电子仪器中的仪表、微电机、电器等,即航空工业中统称为“机载产品”的技术性能有着密切关系。这些系统中部件的润滑部位所选用润滑脂性能的优劣,直接影响着飞机的安全可靠,也是能否充分发挥技术效能的关键,因此润滑脂是机载产品的一项重要材料。

随着我国航空工业的发展,机载产品的技术性能也随之不断提高,相应地也对润滑脂提出了更高的要求。过去我国在航空机载产品上所用的润滑脂品种很多,如2*低温脂、特7号脂、7007号脂、特221号脂及较低温度下使用的7012号脂等。在实际使用中,这些脂都不同程度地存在某些缺陷,如2*脂和特7号脂的抗氧化安定性和机械安定性,7007号脂的低温性,特221号脂和7012号脂的贮存稳定性等,都已不能满足机载产品发展的需要。

为了简化品种,便于管理,提高经济效益,需要寻找一种通用多效、使用温度范围较宽、

性能良好并能长寿命工作和长期贮存的优质润滑脂。

由中国科学院兰州化学物理研究所于1965年研制生产的KK-3号高低温航空润滑脂,已在一些航空工厂使用达17年。长期使用考察表明,该脂具有良好的高低温使用特性、机械安定性、胶体安定性、抗氧化安定性和贮存稳定性,在产品中经长期封存及使用后仍保持良好的工作状态。该脂在具有不同性能要求的机载产品的轴承、齿轮等摩擦部件上综合使用性能良好,可以代替多种润滑脂。曾在有代表性的机载产品上多批次装机使用,从未发现因润滑脂的质量问题而造成退厂返修,因此是一种值得推广使用的优质润滑脂。

该脂的主要特性介绍如下。

一、KK-3号润滑脂的主要特性

1. 温度特性

KK-3号脂系由低分子癸酸、辛酸的锂皂稠化甲基苯基硅油并加有抗氧化添加剂组成的润滑脂。由于选用的甲基苯基硅油具有优良的高



参 考 文 献

- [1] Duhl, D. N. and Sullivan, C. P., J. Metals, 23, 1971, 38.
- [2] Doherty, J. E., Kear, B. H. and Giamei, A. F., J. Metals, 23, 1971, 59.
- [3] Kotval, P. S., Venables, J. P. and Calder, R. W., Met. Trans. 3, 1972, 453.
- [4] Dahl, D. N., Danes, W. F., Met. Tran., 4, 1973, 1087.

- [5] Dahl, D. N., Enckson, J. S., Sullivan, C. P., Metal Progress, 103, 1973, 38.
- [6] Yamazaki, M., Preprint of 3rd Symp. on Creep of Metals and Alloys, Japan Inst. Met. 1971, 2.
- [7] 林栋梁, 姚德良, 孙传棋, 金属学报, 2, 1982, 105~114.
- [8] Jackson, J. J., Donachie, M. J., and Gell, Met. Trans., 8A, 1977, 10.
- [9] Масленков, С. Б., Металловедение и Термическая Обработка Металлов, 4, 1980, 45.