

# 镍基单晶高温合金的发展

胡壮麒<sup>1</sup> 刘丽荣<sup>1,2</sup> 金涛<sup>1</sup> 孙晓峰<sup>1</sup>

(1. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016; 2. 沈阳工业大学, 沈阳 110023)

**摘要:**概述了镍基单晶高温合金的发展历程, 分析了其成分、相组成、热处理的特征和持久变形及强化机制, 给出了其持久性能数据, 并指出了发展趋势。

**关键词:**镍基单晶高温合金 成分 性能

## Development of the Ni - Base Single Crystal Superalloys

Hu Zhuangqi<sup>1</sup> Liu Lirong<sup>1,2</sup> Jin Tao<sup>1</sup> Sun Xiaofeng<sup>1</sup>

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. Shenyang University of Technology, Shenyang 110023, China)

**Abstract:** The development of the Ni - base single crystal superalloys is introduced, and its composition, phase precipitation, heat treatment, endurance property and strengthening mechanism are analyzed. The data of its endurance property is listed, and the development trend of Ni - base single crystal superalloys is pointed out.

**Key words:** Ni - base single crystal superalloys; composition; property

## 1 引言

镍基单晶高温合金具有优良的高温性能, 是目前制造先进航空发动机和燃气轮机叶片的主要材料。为了满足高性能航空发动机的设计需求, 多年来, 各国十分重视镍基单晶高温合金的研制和开发。

20 世纪 80 年代以来, 单晶高温合金一直沿着其独特的道路发展。随着合金设计理论水平的提高和生产工艺的改进, 相继出现耐温能力比第 1 代单晶合金分别大约高 30℃ 和 60℃ 的第 2 代单晶合金和第 3 代单晶合金; 第 2 代单晶高温合金的代表有 PWA1484<sup>[1]</sup>、CMSX - 4<sup>[2]</sup> 等, 第 3 代单晶高温合金的代表有 CMSX - 10<sup>[3]</sup>、CMSX - 11<sup>[4]</sup>、ReneN6<sup>[5]</sup> 等。研究表明<sup>[6]</sup>, 第 3 代单晶高温合金 CMSX - 10 的耐温能力比第 2 代单晶合金 CMSX - 4 (最高使用温度约为 1163℃) 的大约高 30℃, 其使用温度可达

1204℃ 左右, 同时, 还具有十分明显的蠕变强度优势。近年来出现的第 4 代单晶合金 RR3010 的承温能力达到 1180℃<sup>[7]</sup>, 用在英国 RR 公司最新研制的 Trent 发动机上。Re 的加入以及 Hf、Y、La、Ru 等元素的合理应用, 使新的单晶合金的持久性能和抗环境性能均有明显的提高。

本文综述了有关镍基单晶高温合金的成分特点、相组成、热处理制度、合金性能、应用情况和发展方向, 可为开发和研制该类合金提供参考。

## 2 单晶高温合金的特征

### 2.1 成分特征

到目前为止, 单晶合金已发展了 5 代。

典型单晶高温合金的成分及应用见表 1。在进行单晶合金成分设计时, 要兼顾合金性能和工艺性能。由于单晶合金中不存在晶界, 并应用在较为苛刻的环境下, 所以要注意某些元素的特殊作用。

分析表 1 列出的单晶合金的成分, 可以看出, 单晶高温合金成分的发展有以下特点<sup>[8]</sup>。

收稿日期: 2005 - 07 - 18

第一作者简介: 胡壮麒(1929—), 中国工程院院士, 从事高温合金的开发与应用研究, 详细介绍见封二。

表1 典型单晶高温合金的成分及应用实例

合金	国别	成分											密度 (g/cm <sup>3</sup> )	发动机 应用实例
		Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	Hf	Al	Ti	Ni	其它		
PWA1480	美	10	5	—	4	12	—	—	5	1.5			8.70	F100-PW-220 PW2037,J79D-7R4,PW1130
ReneN4	美	9	8	2	6	4	—	—	3.7	4.2			8.56	F110-129 CFM56-5
SRR99	英	8	5	—	10	3	—	—	5.5	2.2			8.56	RB211,RB199
RR2000	英	10	15	3	—	—	—	—	5.5	4		1V	7.87	RB199
AM1	法	8	6	2	6	9	—	—	5.2	1.2			8.59	
AM3	法	8	6	2	5	4	—	—	6	2	余		8.25	M88-2
CMSX-2	美	8	5	6	8	6	—	—	5.6	1			8.56	Arriel
CMSX-3	美	8	5	6	8	6	—	0.1	5.6	1			8.56	GMA2100
CMSX-6	美	10	6	3	—	2	—	0.1	4.8	4.7				
SC-16	法	16	—	2.8	—	3.5	—	—	3.5	3.5			7.98	
AF-56	美	12	8	2	4	5	—	—	3.4	4.2	量			
ЖС32	俄	5	9	1.1	8.5	4	—	—	6	—		0.15C 1.6Nb 0.015B	8.76	АЛ-31Ф
CNK7	俄	15	8.8	0.4	6.9	—	—	—	4.1	3.9		0.08C 0.01B 0.02B		
DD3	中	9.5	5	3.8	5.2	—	—	—	5.9	2.1			8.20	某涡轮发动机
DD8	中	16	8.5	—	6	—	—	—	2.1	3.8			8.25	某舰载发动机
PWA1484	美	5	10	2	6	9	3	0.1	5.6	—			8.95	PW4000系列 V2500
Rene N5	英	7	8	2	5	7	3	0.15	6.2	—	余	0.05C 0.04B 0.01Y		GE90
CMSX-4	美	6.5	9	0.6	6	6.5	3	0.1	5.6	1			8.70	F402-RR-408 EJ200,RB211 CT-80
SC180	美	5	10	2	5	8.5	3	0.1	5.2	1	量			
MC2	法	8	5	2	8	6	—	—	5	1.5				
ЖС36	俄	4.2	8.7	1	12	—	2	—	6	1.2		1Nb,Re		
ReneN6	美	4.25 6	10 15	0.5 2	5 6.5	7 9.25	5 5.6	0.1 0.5	5 6.2	—	余	0.02~ 0.07C 0.003~ 0.01B		
CMSX-10	美	1.8 4	1.5 9	0.25 2	3.5 7.5	7 10	5 7	0.1 0.15	5 7	0.1 1.2	量	0.02C	9.05	
TMS-75	日	3.0	12.0	2.0	6.0	6.0	5.0	0.1	6.0	—				
TMS-138	日	2.9	5.9	3.0	5.9	5.6	5.0	0.1	6.0	—	余	2.0Ru		
MC-NG	法	4	<0.2	5	1	5	4	0.1	6	0.5	量	4.0Ru		
TMS-162	日	2.9	5.8	4.0	5.8	5.6	5.0	0.1	6.0	—	余量	6.0Ru		

(1) C、B、Hf从“完全去除”转为“限量使用”。这几种元素历来被看作是晶界强化元素,而且使合金初熔温度降低。由于单晶合金没有晶界,又要求具有宽的热处理窗口,故在最初发展的商用单晶合金(如PWA1480、CMSX-2等)中是“完全去除”这几种元素的。但近年来发现,这些元素具有一些特殊的作用,单晶合金不能缺少它们。

(2) 难熔元素(Ta、Re、W、Mo)的添加总量增

加。以CMSX系列单晶合金为例,难熔元素的质量分数在第1代为14.6%,在第2代为16.4%,而在第3代则高达20.7%。其中,Re增加的幅度较大,为了平衡合金化,Mo、W等的含量减少,而Al的含量有了一定的增加。Ta的作用是增大 $\gamma/\gamma'$ 错配度、强化 $\gamma'$ 相和提高其高温稳定性。

(3) Cr的含量降低。在第3代单晶合金中,Cr的含量降至5%以下,尤其是在CMSX-10合金中,

Cr 的含量只有 3% 左右;在第 4 代单晶合金 MC-NG 中, Cr 的含量降到 4%。Cr 是抗环境腐蚀元素。通常认为, Cr 在合金中的含量低于 5% 时, 合金的抗氧化、抗腐蚀性能将恶化到不能允许的程度。但是, 对只含 2.6% 的 Cr 的 CMSX-10 合金的热腐蚀试验证明<sup>[9]</sup>, 其抗腐蚀性能与已广泛用作燃气轮机叶片的 CM247LC 合金(含 8% 的 Cr)和 CMSX-10 合金(含 6.5% 的 Cr)的相当, 还优于含 9% 的 Cr 的 DSMAR-M002 合金。这是由于合金中 Ta、Re 的含量较高(Ta + Re ≈ 15%)。Cr 的含量降低, 就允许加入更多其他的合金化元素, 从而保持组织稳定, 这无疑对合金性能的提高极为有利。

(4) 稀土元素和 Ru、Ir 的应用。在第 2、3 代单晶合金中, 有许多添加了 Y、La、Ce 等稀土元素<sup>[10]</sup>。Y 的加入( $>200 \times 10^{-6}$ )可以明显改善单晶合金的抗氧化性能<sup>[11]</sup>, 而且对热疲劳性能也有好处。俄罗斯的 ЖС36 合金不含 Ta, 只含 2% 的 Re, 但其持久强度却达到第 2 代单晶合金的水平, 原因之一是加入了稀土元素。另外, 值得注意的是, 在发展第 2、3 代单晶合金中, 试用了 1 种非常特殊的元素 Ru; General Electric 和 ONERA 公司最先对添加 Ru 的合金进行了合金化实验<sup>[12]</sup>。通过实验可知, 与 Re 相比, Ru 最明显的优势是具有较低的密度和较低的 TCP 相析出的倾向; 添加 Ru 的单晶高温合金表现出优异的高温蠕变性能。

## 2.2 相组成特征

镍基单晶高温合金是高度复杂化的合金, 通常含有 6~10 个合金化元素。在显微组织正常的镍基高温合金中, 主要是  $\gamma'$  相和  $\gamma$  相, 还有几种相是在合金的服役过程中析出的。

### 2.2.1 $\gamma$ 基体

$\gamma$  基体是通常含有较大数量固溶元素(如 Co、Cr、Mo 和 W)的连续分布的面心立方结构的镍基奥氏体相。尽管 Ni 不具有高的弹性模量和低的扩散率, 但  $\gamma$  相基体非常适用于在最苛刻的温度条件下工作的燃气涡轮发动机。有些合金能在  $0.9T_m$ (熔点)温度下使用, 且在较低温度下的使用时间可达 100000h, 其基本原因在于: Ni 的第 3 电子层基本饱和, 在合金化时容量大, 相的稳定性很高; 当加入 Cr 后, 形成富  $Cr_2O_3$  的具有低的阳离子空位的保护层, 从而降低了金属元素向外扩散的速率以及 O、N、S 和其他腐蚀气体向内的扩散速率; 在高温下形成富  $Al_2O_3$  保护层, 具有良好的抗氧化性。

### 2.2.2 $\gamma'$ 相

$\gamma'$  相是 1 种以  $Ni_3Al$  为基的金属间化合物, 与基体一样都是面心立方结构, 且 2 相的点阵常数相差很小,  $\gamma'$  相总是在  $\gamma$  基体上共格析出, 是镍基高温合金中最重要的强化相。

### 2.2.3 碳化物相

在以前的镍基单晶高温合金中, 一般不含有碳化物相。但随着合金成分的不断发展, 少量 C 的添加使单晶高温合金中出现了碳化物。碳化物的反应会影响合金基体的组织稳定性。镍基单晶高温合金中可能出现的碳化物类型有 MC、 $M_6C$  和  $M_{23}C_6$ 。根据形成条件, 又可分为初生碳化物和次生碳化物, 即合金凝固时形成的和固态析出的 2 种。但是, 与多晶合金和定向凝固合金相比, 镍基单晶合金碳化物的含量是非常低的。

### 2.2.4 TCP 相

某些成分控制不当的合金在热处理或服役时会产生 TCP 有害相, 只有四面体空隙。TCP 有害相的特征, 是沿着 fcc 基体的八面体的面以“编篮”网络的形式构成原子密排面。这种相通常呈薄片状, 常常在晶界碳化物上形核。在镍基合金中最常见的是  $\sigma$  相和  $\mu$  相。

$\sigma$  相属于四方点阵, 单位晶胞中有 30 个原子, 最大配位数为 15。 $\sigma$  相的成分范围比较宽; 在镍基合金里,  $\sigma$  相的成分可认为是  $(Cr, Mo)_x(Ni, Co)_y$ 。这里  $x$  和  $y$  的变化范围很大, 一般为 1~7。 $\sigma$  相非常硬, 呈片状, 是裂纹的重要发源地, 也会加速裂纹的扩展, 导致低温脆断, 就像  $\sigma$  化的铁素体不锈钢一样。 $\sigma$  相的结构与  $M_{23}C_6$  碳化物的结构相似, 如果除去  $M_{23}C_6$  碳化物中的碳原子, 只需稍微调整金属原子的位置就可变成  $\sigma$  相的结构。

$\mu$  相属于菱方晶系点阵, 结构复杂, 单位晶胞有 13 个原子, 典型的分子式为  $B_7A_6$ 。B 元素指周期表中 VIII 族元素, A 元素为 V 族、VI 族元素。在镍基高温合金中,  $\mu$  相主要由 Ni、Co、W 和 Mo 组成。 $\mu$  相与  $M_6C$  碳化物有相似的密排关系。 $\mu$  相通常也呈片状析出, 但对它对性能的危害影响知道得还很少。

TCP 相的形成主要受电子因素控制, 与合金的电子空位数有关。因此, 可以通过计算合金中的电子空位数  $N_v$  值来预测 TCP 相的形成。

## 2.3 热处理特征

由于凝固过程中的溶质再分配, 铸态合金的枝晶间富集了大量 Al、Ti 和 Ta 等  $\gamma'$  相形成元素, 从而

形成了大量的共晶和粗大的  $\gamma'$  相,在枝晶干上富集了 W 等  $\gamma$  相形成元素,造成了严重的枝晶偏析。 $\gamma'$  相是镍基高温合金的主要强化相,其数量、尺寸、形态和分布对合金的性能有决定性的影响。因此,需通过热处理使  $\gamma'$  相的数量、尺寸、形态和分布获得最佳配合,最终使合金获得最佳的力学性能。

多数单晶合金的热处理由 2 部分组成,即固溶处理和时效处理。

固溶处理是在  $\gamma'$  全溶温度以上、初熔温度以下的热处理窗口中进行,以保证  $\gamma'$  相和共晶全部固溶而合金不初熔;热处理窗口的大小决定了合金热处理的难易程度。对第 2,3 代单晶高温合金,因难熔金属元素增加了,所以,仅进行 1 步固溶处理是难以消除所有的共晶的,因此,需先在较低温度下进行均匀化处理,以提高合金的初熔温度,使其在更高的温度下固溶,以消除共晶组织。在其他情况相同的前提下,随固溶温度的升高, $\gamma'$  的体积分数和  $\gamma'$  相尺寸也增加。

时效处理是促使固溶后析出的  $\gamma'$  核心长大,并调整为适宜尺寸的过程。通常认为,第 1 次时效是  $\gamma'$  的长大过程,第 2 次时效是  $\gamma'$  相正方面度增加的过程。时效温度会影响  $\gamma'$  相的形状。1986 年,Caron 等人在对 CMSX-2 合金进行固溶处理后发现,低温时效(980℃)能获得圆形不规则分布的  $\gamma'$ ,中温时效(1080℃)能获得规则的立方形  $\gamma'$  沉淀。时效时间也会影响  $\gamma'$  相的形状:欠时效会产生球形粒子,过时效则会产生不规则片状  $\gamma'$  粒子。时效时间越长, $\gamma'$  相的尺寸越大。

张静华等人认为,固溶处理后的冷却速度可以影响  $\gamma'$  相的含量、尺寸和形状;若水冷, $\gamma'$  相过细,将增加合金的脆性,同时,在高应力状态下位错容易切过  $\gamma'$  相,导致合金持久性能的降低;若冷却速度过慢(如采用炉冷), $\gamma'$  相倾向于长大而不重新形核,导致  $\gamma'$  相本身强度下降。

有关文献认为,冷却速率不仅影响  $\gamma'$  相的尺寸,而且能控制 2 次  $\gamma'$  的析出,即在一定温度下,空冷能够在母相通道中析出 2 次  $\gamma'$  相,而炉冷则抑制了 2 次  $\gamma'$  相的析出。

Caron 和 Khan 发现,CMSX-2 合金的初始组织中排列规则的立方体、边长为  $0.45\mu\text{m}$  的  $\gamma'$  粒子具有较好的蠕变性能;而在 143 合金中,Mackay 和 Ebert 则通过细化  $\gamma'$  相,从  $0.15\sim 0.44\mu\text{m}$ ,提高了合金的蠕变性能。这是因为  $\gamma'$  相的最佳尺寸随  $\gamma/\gamma'$  2 相

错配度的不同而变化。图 1 示出了错配度和  $\gamma'$  相尺寸与合金蠕变性能之间的关系。错配度小的合金, $\gamma'$  尺寸对蠕变性能的影响不大;中等的错配度,有窄而高的峰值, $0.4\sim 0.5\mu\text{m}$  为最佳值,CMSX-2 合金在这一范围;而高错配度的合金,尺寸的最佳值则很小,143 合金属于此类。 $\gamma'$  形状也与晶格错配有关,Hagel 和 Beattie 观察到,当错配度为  $0\sim 0.2\%$  时, $\gamma'$  相为球状;错配度上升到  $0.5\%\sim 1.0\%$  时, $\gamma'$  相变为立方状;错配度达到  $1.25\%$  以上时, $\gamma'$  相变为板条状。总之,根据错配度的不同, $\gamma'$  最佳尺寸为  $0.1\sim 1.0\mu\text{m}$ 。因此,热处理的作用是根据各种合金的本身特性,调整  $\gamma'$  相的数量、尺寸、形状和分布,使其获得最佳的性能。各种合金由于其中的难熔金属含量、枝晶偏析、 $\gamma'$  相溶解和长大速率不同,因此采用的热处理制度也不相同。表 2 列出了各种单晶高温合金的热处理制度。对有些合金,如 CMSX-4 合金和 TMS-26 合金等,采取了逐步提高其固溶温度的办法,通过逐步固溶、逐步均匀化,先提高初熔温度,再逐步提高固溶温度。

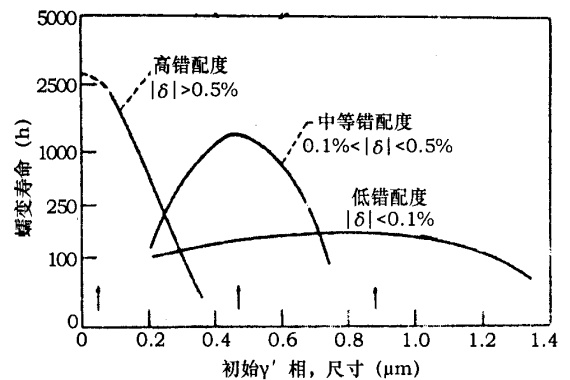


图 1 错配度和  $\gamma'$  相尺寸与合金蠕变性能之间的关系

## 2.4 持久变形及强化机制

离心应力导致的蠕变损伤是单晶合金叶片的主要失效机制,因此持久强度是单晶合金的重要性能指标,人们已对蠕变变形和断裂行为及微观机制进行了深入研究。多晶高温合金在高温恒载荷作用下,除了位错的滑移和攀移等变形外,晶界通过滑移和迁移也会参与变形<sup>[13]</sup>。单晶高温合金不含有晶界,因而其变形只能通过位错的运动来实现,这也正是其具有优异蠕变性能的原因之一。

由于单晶高温合金的强化是固溶强化和第 2 相强化共同作用的结果,但无论是固溶强化还是第 2 相强化,持久变形过程最终归结为位错运动的过程,

因此位错的性质以及运动模式成为研究的关键。在过去的几十年里,研究者们对各种  $\gamma'/\gamma$  2 相合金进行了研究,发现:在 1 种  $\gamma'/\gamma$  2 相合金中,在一给定的温度下,高应力下的拉伸试验和低应力下的蠕变试验的变形机制是不同的,然而在蠕变试验和拉伸试验中相同的是  $\gamma'/\gamma$  2 相明显强于单个的任何 1 相。 $\gamma'/\gamma$  2 相合金具有高的蠕变抗力,并不是因为  $\gamma'$  相或  $\gamma$  相具有好的蠕变抗力,而是因为  $\gamma'/\gamma$  2 相的相界成为位错运动的障碍,起到强化作用。在蠕变试验中, $\gamma'$  可能被位错剪切,也可能不被剪切,但

是,当  $\gamma'$  粒子不被剪切时,好像合金中存在惰性粒子,蠕变强度将随温度增加而降低。Pollock 和 Argon 对 CMSX-3 合金进行了在 800~900°C、552MPa 条件下的蠕变试验,发现随着温度升高,蠕变速率增大。在这种条件下, $\gamma'$  粒子没有被剪切。即使在 850°C、1024MPa 的条件下, $\gamma'$  相也直到蠕变第 1 阶段后期才开始被剪切。位错以哪种方式运动,主要取决于具体合金的  $\gamma'$  相形貌、大小和分布。表 3 列出了研究者在一些研究中对位错运动的观察结果。

表 2 各种单晶高温合金的热处理制度

合金种类	热 处 理 制 度
NASAIR100	1315°C/3h + 1050°C/16h + 850°C/48h
CMSX-2	(1) 1316°C/3h + 1050°C/15h + 850°C/48h (2) 1316°C/3h + 982°C/4h + 871°C/32h
CMSX-3	1293°C/2h + 1298°C/3h + 1080°C/4h + 871°C/20h
CMSX-4	(1) 1288°C/2h + 1293°C/4h + 1080°C/4h + 871°C/20h (2) 1272°C/2h + 1288°C/2h + 1296°C/3h + 1304°C/3h + 1313°C/3h + 1316°C/2h + 1080°C/4h + 871°C/20h
CMSX-4G	1290°C/1h + 1305°C/6h + 1140°C/4h + 871°C/32h
PWA1480	1288°C/4h + 1080°C/4h + 871°C/32h
PWA1484	1316°C/4h + 1080°C/4h + 704°C/24h
AM1	ST + 1050°C/16h + 850°C/24h
AM3	1300°C/3h + 1100°C/5h + 870°C/16h
MXON	1310°C/1h + 1100°C/4h + 850°C/24h
TMS-26	1320°C/2h + 1335°C/2h + 980°C/5h + 870°C/20h
DD3	1250°C/4h + 870°C/32h
DD8	1100°C/8h + 1240°C/4h + 1090°C/2h + 850°C/24h
SC-16	1255°C/3h + 1100°C/1h + 850°C/24h
DD6	1312°C/4h + 1080°C/4h + 760°C/32h
MC2	1300°C/3h + 1100°C/4h + 850°C/24h
CMSX-10	1315°C/1h + 1329°C/2h + 1340°C/2h + 1346°C/2h + 1352°C/3h + 1357°C/3h + 1360°C/5h + 1363°C/10h + 1365°C/15h + 1150°C/4h + 870°C/24h + 760°C/30h
Rene N6	1315°C/1h + 1335°C/6h + 1149°C/4h + 871°C/24h
TMS-75	1300°C/1h + 1320°C/5h + 1100°C/4h + 870°C/20h
TMS-138	1300°C/1h + 1340°C/5h + 1100°C/4h + 870°C/20h
TMS-162	1300°C/1h + 1330°C/5h + 1100°C/4h + 870°C/20h

表 3 不同合金中的位错运动观察结果<sup>(14)</sup>

作者(试验年份)	材料	温度(K)	观察结果
Webster 和 Pearcey(1967)	Mar M200	1033	在蠕变第 2 阶段后期, $\gamma'$ 内仍没有位错
Kear, Leverant 和 Oblack(1969)	Mar M200	1033	在蠕变第 1 阶段, $\gamma$ 和 $\gamma'$ 内都有位错对
Leverant 和 Kear(1970)	Mar M200	1033	在蠕变第 1,2 阶段, $\gamma$ 和 $\gamma'$ 内都有 $1/2a < 112 >$ 位错对出现;拉伸试验过程中有 $1/2a < 110 >$ 位错对出现
Leverant, Kear 和 Oblack(1973)	Mar M200	1130	在蠕变第 1,2 阶段, $\gamma$ 和 $\gamma'$ 内都有 $1/2a < 110 >$ 位错对;重新分析表明,在 1033K 条件下,也有 $1/2a < 110 >$ 位错对
Caron 和 Khan(1983)	CMSX-2	1033	在蠕变第 1 阶段,有 $1/2a < 112 >$ 位错对;在第 2 阶段, $1/2a < 110 >$ 位错对出现在 $\gamma$ 和 $\gamma'$ 中
Khan 和 Caron(1983)	CMSX-2	1033 1323	$1/2a < 110 >$ 位错对在 $\gamma$ 内, $1/3a < 112 >$ 不全位错切割 $\gamma'$ 相,留下肖克莱不全位错,还有 $1/2a < 112 >$ 。 $1/2a < 110 >$ 在 $\gamma$ 和 $\gamma'$ 筏形中

续表 3

作者(试验年份)	材料	温度(K)	观察结果
Huis in't Veld 等(1985)	MM6000	1033 1063	单个的 $1/2a < 110 >$ 在 $\gamma$ 相内, $1/3a < 112 >$ 在 $\gamma'$ 相内
Condat 和 Decamps (1987)	MM1	1023	$\gamma'$ 相被单个的母相位错 $1/2a < 110 >$ 切割
Link 和 Feller Kniepmeier(1988)	SRR99	1253	$1/2a < 110 >$ 在 $\gamma$ 内; 在第 1,2 阶段, 在 $\gamma'$ 内没有位错出现
Pollock 和 Argon (1988)	CMSX-3	1123	$\gamma'$ 内没有位错出现, 直到蠕变第 2 阶段后期
Bonnet 和 Aiti(1989)	CMSX-2	1173	压缩后, 没看到 $1/2a < 112 >$ 位错
Lin 和 Wen(1989)	IP Rene' 80	1033	在蠕变第 2 阶段, $1/3a < 112 >$ 位错对伴随着内禀堆垛层错在 $\gamma'$ 相内, $1/3a < 112 >$ 位错对伴随着反向畴界和内禀堆垛层错在 $\gamma'$ 相内, $1/2a < 110 >$ 在 $\gamma$ 内

### 3 单晶高温合金的性能

几代单晶高温合金彼此最明显的差别在于性能和承温能力, 特别是持久性能。

几种单晶合金的持久性能数据见表 4。

表 4 几种单晶合金的持久性能数据

合金	温度(°C)	应力(MPa)	寿命(h)	延伸率(%)
NASAIR100	1040	137	1000	
CMSX-2	1040	137	444	
CMSX-4	1040	137	610	19.5
	1040	137	1027	
CMSX-4G	1040	137	861	
CMSX-4(无 Co)	1040	137	950	17.3
PWA1480	1040	137	370	
			500	
PWA1484	1040	137	750	
AM3	1050	140	282	10.2
SRR99	1040	137	472	
MC2	1040	137	896	5.8
MXON	1040	137	638	
TMS-26	1040	137	2000	
TMS-64	1040	137	7080	
DD3	1040	140	1000	
DD6	1100	140	142	14.2
CMSX-10	1100	137	220	
TMS-75	1100	137	224	
TMS-138	1100	137	399	
TMS-162	1100	137	959	

单晶高温合金是各向异性的。取向对合金的持久性能有明显的影响。

表 5 为几种单晶合金在不同取向的持久性能数据。

表 5 几种单晶合金在不同取向的持久性能数据

合金	取向	温度(°C)	应力(MPa)	寿命(h)
JXC-32	$< 001 >$	1000	250	100
	$< 111 >$	1000	280	100
	$< 001 >$	1100	123	100
	$< 111 >$	1100	128	100
JXC-36	$< 001 >$	1000	250	100
	$< 111 >$	1000	304	100
	$< 001 >$	1100	137	100
	$< 111 >$	1100	137	100
CMSX-2	$< 001 >$	927	345	134.5
	$< 011 >$	927	345	121.7
	$< 111 >$	927	345	153.1
	$< 112 >$	927	345	110.2
	$< 001 >$	1095	117	293.1
	$< 011 >$	1095	117	189.3
	$< 111 >$	1095	117	328.2
	$< 112 >$	1095	117	270.7

### 4 单晶高温合金的发展趋势

按照性能和成分特点, 单晶高温合金可以分为几代。任何 1 种或 1 代合金都不可能具备所有的优点(热强性、热稳定性、抗腐蚀性能等)。从用途和发展方面的角度分析, 单晶高温合金的发展趋势如下。

(1) 追求高强度。通过添加适量的 Al、Ti、Ta, 保证  $\gamma'$  强化相的数量; 加入大量的 W、Mo、Re 等难熔金属元素, 也是提高强度的有效途径。但是, 为了维持良好的组织稳定性, 不析出  $\sigma$ 、 $\mu$  等有害相, 而在新一代合金中通过加入 Ru, 来提高合金的组织稳定性。

(2) 发展抗热腐蚀性能优越的单晶合金。通过添加适量的 W、Ta 等难熔金属, 保证高的 Cr 的含量。

典型的此类单晶合金有 AF56, DD8, SC-16 等。

(3) 发展密度小的单晶合金。从航空发动机设计的角度考虑, 密度大的合金难有作为, 特别是对动叶片, 在非常大的离心力下是不适合的。为此, 要发展密度小的单晶高温合金, 如 CMSX-6、RR2000、TMS-61、AM-3、ONERA M-3 等, 其中的 RR2000 单晶合金实际上是在 IN100 (K17) 合金基础上发展的, 密度为  $7.87 \text{ g/cm}^3$ 。

中国的经济实力还不够强大, 因此发展的单晶合金的价格要便宜。第 2 代单晶高温合金中加入了贵重金属元素 Re, 使合金成本大大提高; 据估算, 添加 3% 的 Re 后, 合金的成本将提高约 70%。

根据上述的发展趋势, 结合中国的国情, 发展较理想的航空发动机叶片用的高性能镍基单晶合金, 应当符合以下 3 项要求。

(1) 不加或少加贵重金属元素, 如 Re 和 Ru 等。

(2) 综合性能要好。既要有较高的持久强度和塑性, 又要有足够的抗氧化性能。目前已知, 为了改善单晶合金组织稳定性, 抑制  $\sigma$  等有害相析出, 不得不降低 Cr 的含量, 但抗氧化性能因此降低。

(3) 密度尽量小。用于制造涡轮叶片的合金的密度大于  $9.0 \text{ g/cm}^3$  时, 离心力太大, 合金密度应控制在  $8.5 \text{ g/cm}^3$  左右。

(4) 由于航空发动机单晶合金中 Cr 的含量不能太高, 因此, 需采取相应的防护工艺, 应采用 Pt-Al, Pd-Al, M-Cr-Al-Y 等高温涂层。

## 5 结束语

单晶高温合金的发展已有几十年的历史。近几年的发展相当迅速, 相继开发了几代单晶合金, 并广泛应用于先进的在役和在研的航空发动机, 大幅度提高了航空发动机性能。世界各国都在竞相研究新型的符合本国发展需要的航空发动机叶片材料, 并且把单晶高温合金材料定为首选。中国在单晶高温合金的研制和开发上已有一定的基础, 并取得了一些成绩, 但与国外先进水平相比还有一定的差距, 因此要积极吸取国外先进的生产技术和经验, 研制出符合中国国情的单晶高温合金叶片材料, 为中国航空事业的发展做出应有的贡献。

## 参考文献

- 1 Cetel A D, Duhl D N. Second - generation nickel - base single crystal superalloy, Proc. 6th Int. Symp on Superalloys, Eds. D. N. Duhl et al. , 1988: 235.
- 2 Blavette D, Caron P and Khan T. An atom - probe study of some fine - scale microstructural features in Ni - based single crystal superalloys, Superalloys 1988, Reichman S, et al. eds. , The Metallurgical Society, 1988: 305.
- 3 Erickson G L. The development and application of CMSX - 10, Superalloys 1996, Kissinger R D, Deye D J, Cetel A D, et al. eds. , TMS 1996: 35.
- 4 Erickson G L. The development of the CMSX - 11B and CMSX - 11C alloys for industrial gas turbine application, Superalloys 1996, Kissinger R D, Deye D J, Cetel A D, et al. eds. , TMS 1996: 45.
- 5 Walston W S, O'Hara K S and Rose E W. ReneN6: Third generation single crystal superalloy, Superalloys 1996, Kissinger R D, Deye D J, Cetel A D, et al. eds. , TMS 1996: 27.
- 6 陈荣章, 王罗宝, 李建华. 铸造高温合金发展的回顾与展望. 航空材料学报, 2000, (1): 55.
- 7 孔祥鑫. 第四代战斗机及其动力装置. 航空科学技术, 1994, (5): 21.
- 8 陈荣章. 单晶高温合金发展现状. 材料工程, 1995 (8): 3.
- 9 Erickson G L. USP 5366695, Single crystal nickel - based superalloy, 1994, 11.
- 10 Walston W R, et al. Nickel - base superalloy and article with high temperature strength and improved stability, USP 5270123, 1993, 12.
- 11 Didier A, Cyril V, Yves D, et al. Dominique. MC - NG: A 4th generation single - crystal superalloy for future aeronautical turbine blades and vanes, Superalloys 2000, Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, et al. eds. , TMS, 2000: 829.
- 12 O'hara K S, Walston W S, Ross E W, et al. Darolia General Electric Company, Nickel base superalloy and article, U. S. Patent 5482789, 1996, 1.
- 13 Dunlop G L and Howell P R in Micromechanisms of Plasticity and Fracture, Lewis M H and Taplin D M R eds. , The Solid Mechanics Division, University of Waterloo and Parsons Press, Trinity College, Dublin, Ireland, 1983: 77.
- 14 Nabarro F R N, Villiers H L de. The Physics of Creep - creep and creep - resistant Alloys, p. 191.

(责任编辑 李华文)