

# 金属间化合物 NiAl-Cr(Mo, Hf) 合金的研究 \*

郭建亭 崔传勇 周兰章 李谷松

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

**摘要** 简要介绍了金属间化合物 NiAl-Cr(Mo, Hf) 合金 (JJ-3) 的最新研究进展. 重点报道了其物理性能、微观组织、高温拉伸性能、蠕变性能和持久性能及高温氧化性能. 结果表明: JJ-3 合金具有密度低、熔点高、导热率大、组织稳定. 1000—1150 °C 力学性能优异和抗氧化性能良好等优点, 适于制造高推比先进航空发动机的涡轮导向叶片.

**关键词** 金属间化合物, NiAl-Cr(Mo, Hf), 组织, 高温结构材料

中图分类号 TG132.32

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2002)11-1157-06

## INVESTIGATION ON INTERMETALLIC NiAl-Cr(Mo, Hf) ALLOYS

GUO Jianting, CUI Chuanyong, ZHOU Lanzhang, LI Gusong

Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: GUO Jianting, professor, Tel: (024)23971917, Fax: (024)23891320,

E-mail: jtguo@imr.ac.cn

Manuscript received 2002-04-17, in revised form 2002-07-27

**ABSTRACT** This paper briefly introduced some recent progress on intermetallic NiAl-Cr(Mo, Hf) alloy (JJ-3). The physical properties, microstructures, mechanical properties, creep behaviors, rupture properties and oxidation resistance at high temperature were reported. It is concluded that this NiAl-based alloy has lower density, high melting point, high thermal conductivity and microstructure stability. The tensile property and oxidation resistance in the temperature ranging from 1000 to 1150 °C are superior to most of currently commercial superalloys, therefore this alloy is suitable for fabricating the vane in aero-engine.

**KEY WORDS** intermetallics, NiAl-Cr(Mo, Hf), microstructure, high temperature structural material

金属间化合物 NiAl 具有熔点高、密度低、良好的导热性以及优异的抗氧化性能等优点, 作为高温结构材料具有很强的竞争力, 但室温脆性限制了其应用. 为此, 人们采用微合金化、宏合金化和改进工艺等方法<sup>[1]</sup>来改进 NiAl 的综合性能, 并取得了一定的成效, 其中通过复相化改善 NiAl 的室温断裂韧性的方法受到了广泛的重视. 70 年代初期, Cline 等<sup>[2,3]</sup>研究了定向凝固方法制备的 NiAl-Cr 和 NiAl-Cr(Mo) 合金的微观组织与力学性能, 并且通过改进工艺获得了 24.1 MPa·m<sup>1/2</sup> 的断裂韧性<sup>[4]</sup>和良好的高温性能. 目前这一体系的研究引起了人们的广泛关注, Darolia<sup>[5]</sup>与 Darolia 等<sup>[6]</sup>报道了 Heusler 相 (Ni<sub>2</sub>AlHf) 沉淀强化高强 NiAl 单晶合金 (AFN-12 和 AFN-20), 并成功地进行了试车. 受此启发, 在 NiAl-

Cr(Mo) 基体中加入适量的 Hf 元素, 形成 Heusler 相进行沉淀强化, 发展了 JJ-3 NiAl 合金 (见表 1). 本文介绍 JJ-3 合金的研究进展.

表 1 JJ-3 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of JJ-3 alloy

(atomic fraction, %)						
Cr	Mo	Hf	Ni	C	Si	S
28	5-5.8	0.2-1	Bal.	≤0.06	≤0.2	≤0.008
P	Pb	B	As	Sn	Sb	
≤0.005	≤0.0005	<0.001	<0.005	0.002	<0.001	

### 1 物理性能

JJ-3 合金的初熔温度大于 1440 °C, 较一般镍基高温合金的初熔温度高 190 °C 左右, 较国内大量使用的涡轮导向叶片材料 K403 合金高 180 °C, 较先进航空发动机低压导向叶片材料 K417G 高 220 °C, 较定向凝固空

\* 收到初稿日期: 2002-04-17, 收到修改稿日期: 2002-07-27

作者简介: 郭建亭, 男, 1938 年生, 研究员, 教授

心涡轮叶片材料 DZ4 高 170 °C [7]. 熔点高, 使用温度就可以提高. 预计 NiAl-Cr(Mo, Hf) 合金的使用温度可达 1100—1200 °C, 比目前高温合金提高 200 °C 左右.

JJ-3 合金的密度  $\rho=6.271 \text{ g/cm}^3$ , 仅及一般镍基高温合金的 70%, 这对航空发动机零件十分有利. 具体表现在: (1) 密度小, 可有效地提高比强度; 其次, 由于密度小, 可以降低涡轮叶片重量, 减少叶片自身重量引起的离心应力, 从而减小涡轮盘的尺寸, 可使整个涡轮转子的重量减少约 30%. 对于典型的燃气涡轮发动机, 每级转子降低重量可达 50 kg 左右; (2) 转子重量的降低, 还能减轻支承构件轴和轴承的重量. 盘子和叶片重量的降低还可降低转子的惯性质量, 从而提高发动机的加速性能. 用 NiAl 合金制作涡轮导向叶片也可以减轻重量约 40%; (3) 密度小还可以提高发动机叶片设计者设计的灵活性, 增加空心叶片的壁厚, 从而降低应力, 延长使用寿命; (4) NiAl 合金较低的密度可以提供较高的叶片振动自然频率, 从而避免与特定操作范围所激发的振动疲劳. 因此低密度的 NiAl 合金对高温结构件将带来一系列效益.

图 1 给出了 JJ-3 合金的其他物理性能, 并与 DZ22 合金进行了比较. 由图 1a 可见, JJ-3 合金的热导率在 100—1200 °C 范围为 29—47 W/(m·°C), 是一般镍基高温合金的 2—4 倍, 是 DZ22 合金的 2—3 倍. 合金热导率大, 可使零件温度梯度减小, 热应力降低, 从而可以改善热疲劳性能; 热导率大还可使零件热量迅速传递, 如用 JJ-3 合金制成空心涡轮叶片和导向叶片, 表面温度可以明显降低, 或者减少气冷叶片的冷却空气量. JJ-3 合金的比热容与一般镍基高温合金处于同一水平, 但线膨胀系数和 Poisson 比低于 DZ22 合金, 而 JJ-3 合金的 Young's 模量和剪切模量大于 DZ22 合金 (见图 1b 和 c).

## 2 合金的显微组织

经化学分析知, 定向凝固 NiAl-28Cr-5.5Mo-0.5Hf 共晶合金的 Al, Hf 和 Si 含量 (质量分数, %, 下同) 分别为 17.5, 1.5 和 0.03. 金相观察表明该合金是由黑色的 NiAl 基体、灰白色的层片状 Cr(Mo) 相组成的共晶合金, 在相界面聚集有含 Si 和 Cr 元素的 Heusler 相 ( $\text{Ni}_2\text{AlHf}$ ), 如图 2a 所示. Si 元素来源于定向凝固所使用的  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  模壳材料. NiAl 和 Cr(Mo) 呈现典型的立方取向关系, 即  $[111]_{\text{NiAl}} \parallel [111]_{\text{Cr(Mo)}}$ ,  $(10\bar{1})_{\text{NiAl}} \parallel (10\bar{1})_{\text{Cr(Mo)}}$ , Cr(Mo) 相中有细小的共格或半共格 NiAl 沉淀相存在. 图 2b 是块状 Heusler 相分布在 NiAl 和 Cr(Mo) 相界上的 TEM 像. 由于定向凝固过程中引入了 Si 元素, 所以在 Heusler 相附近区域发现大量 G 相方型沉淀 (见图 2c), G 相具有  $\text{Mn}_{23}\text{Th}_6$  型结构, 其晶格常数为 1.1436 nm, 细小弥散的 G 相一般在 5—20 nm 之间 [8].

合金经过 1300 °C /100 MPa, 2 h 热等静压处理后

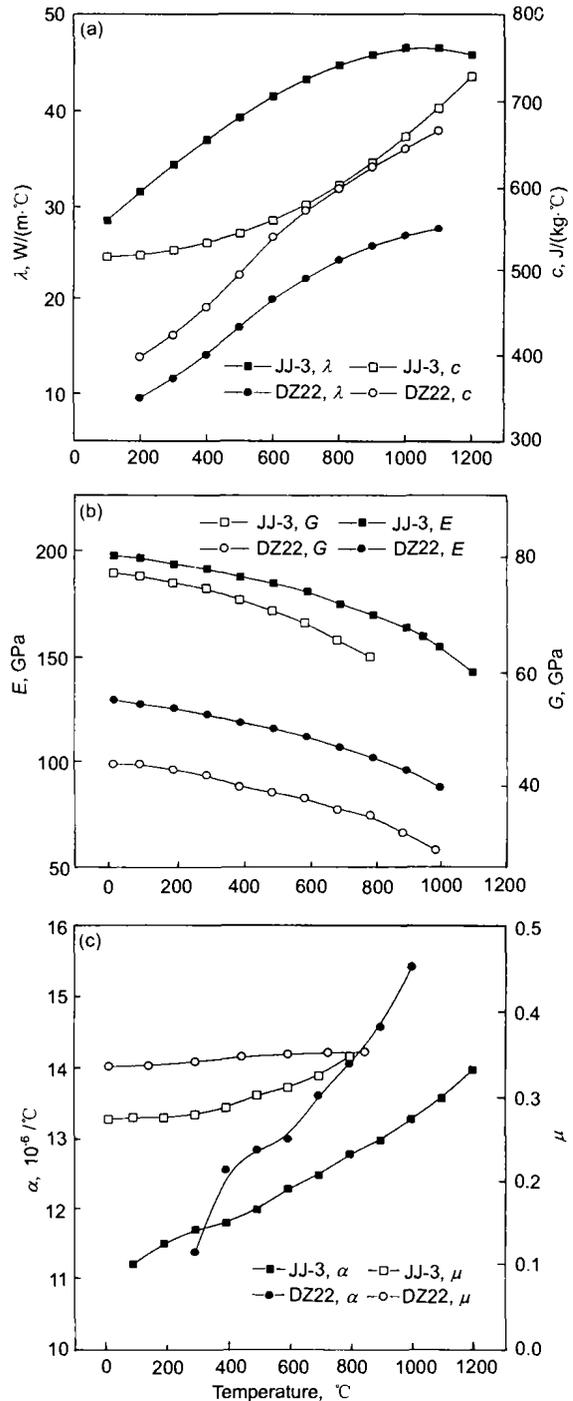


图 1 JJ-3 合金的热导率、比热容、弹性模量、切变模量、Poisson 比和线膨胀系数与温度的关系

Fig.1 Dependence of thermal conductivity  $\lambda$  and heat capacity  $c$  (a), elastic modulus  $E$  and shear modulus  $G$  (b), Poisson ratio  $\mu$  and linear expansion coefficient  $\alpha$  (c) on temperature for the JJ-3 alloy

再进行 1050 °C /40 h 退火处理 (简称 HIP 处理), 共晶组织形貌变化不大, 但聚集在相界上的 Heusler 相明显减少, HIP 处理后部分的 Heusler (图 2d 中的 H) 沉淀分布在 NiAl 基体中, 如图 2d 所示. Cr(Mo) 相中只存在

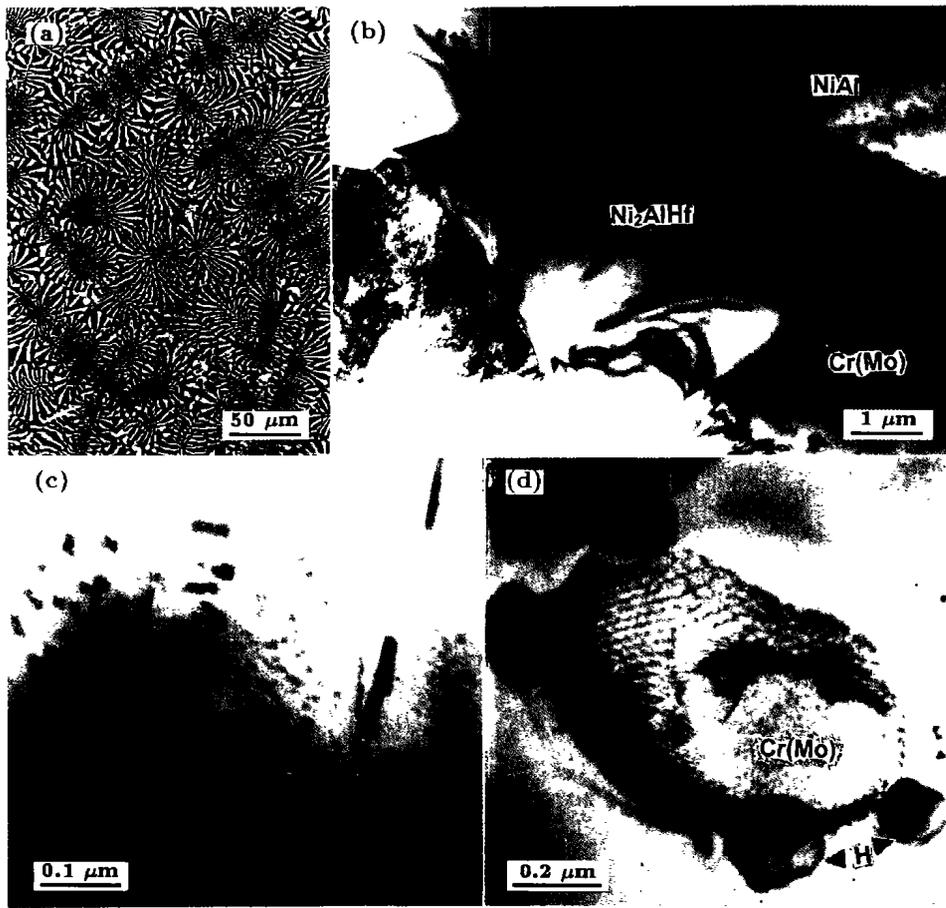


图 2 JJ-3 合金的显微组织观察

Fig.2 Microstructure observations of JJ-3 alloy

(a) transverse section (b) Heusler phase on the NiAl/Cr(Mo) phase boundary  
(c) G-phase precipitates in the NiAl matrix (d) Heusler phase in the NiAl phase after HIP treatment

共格的 NiAl 沉淀颗粒<sup>[9]</sup>。另外, 热处理后 G 相消失了, 说明 G 相是不稳定相, Locci 等人认为合金中的 Hf 与 Si 含量的比例高时, 长期时效的稳定析出相是 Heusler 相, 而 Hf 与 Si 元素的比例低时, 长期时效的稳定析出相是 NiHfSi 相。本实验合金的 Hf:Si=8, Heusler 相是稳定析出相, 与 Locci 等人结果一致。将 JJ-3 合金在 1100 °C 长期时效 200 h, 合金组织保持稳定, NiAl 相, Cr(Mo) 相和 Heusler 相均未发生变化, 没有任何有害相析出。

### 3 力学性能

#### 3.1 拉伸性能

表 2 列出了含 0.5Hf 合金 HIP 处理前后的拉伸性能, 从表中可以看出合金的屈服强度随着温度的升高或应变速率的降低而降低, 经 HIP 处理后, 该合金在 980 °C 抗拉强度和屈服强度比 NiAl/TiC 提高一倍以上, 而合金的塑性降低很明显, 即表现出高温脆性<sup>[10]</sup>, 这种脆性与固溶在 NiAl 中的 Cr, Mo, Hf 元素增加了位错运动的阻力及界面结合状态有关。值得注意的是 1030 °C 高温抗拉

强度已达 370 MPa, 屈服强度已达 345 MPa, 延伸率达 37.5%(见表 2), 把 Hf 含量提高到 1.0%, 其 1100 °C 的相应数据分别为 193 MPa, 161 MPa 和 13.5%, 完全满足 1100 °C 高温使用的导向叶片材料的要求。

#### 3.2 蠕变行为

图 3 是实验合金在 1050 和 1100 °C 时的高温蠕变曲线。所有的蠕变曲线均呈相似形状, 即较短的减速蠕变阶段和较长的加速蠕变阶段。JJ-3 合金的蠕变塑性优异, 断裂延伸率  $\delta$  大于 20%, 加速蠕变阶段持续时间约占总时间的 40% 左右。

对大多数合金而言, 稳态蠕变速率  $\dot{\epsilon}$  与实验温度  $T$  和施加应力  $\sigma$  的关系可用 Dorn 公式<sup>[12]</sup> 来表示

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (1)$$

式中,  $A$  为与合金组织有关的常数,  $n$  为应力指数,  $Q_c$  为蠕变激活能,  $R$  为气体常数。在恒温及恒载荷条件下, 可分别得到蠕变相关系数 - 应力指数 ( $n$ ) 和蠕变激活能

表 2 JJ-3 合金的拉伸性能  
Table 2 Tensile properties of JJ-3 alloy

Material	Temp. ℃	Strain rate s <sup>-1</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\sigma$ MPa	$\delta$ %
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>1)</sup>	25	$1.04 \times 10^{-4}$	—	255	—
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>1)</sup>	900	$1.04 \times 10^{-4}$	440	458	3
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>1)</sup>	980	$1.04 \times 10^{-3}$	383	419	21.4
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>1)</sup>	980	$1.04 \times 10^{-4}$	274	297	28.8
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>2)</sup>	930	$1.04 \times 10^{-4}$	419	435	0.8
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>2)</sup>	980	$1.04 \times 10^{-3}$	414	459	2
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>2)</sup>	980	$3.12 \times 10^{-4}$	376	415	0.7
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>2)</sup>	1030	$1.04 \times 10^{-3}$	345	370	37.5
NiAl/Cr(Mo)-Hf <sup>2)</sup>	1100	$1.04 \times 10^{-3}$	161	193	13.5
NiAl-TiC <sup>[11]</sup>	980	$1.67 \times 10^{-4}$	156	173	16.3

1) as-cast 2) HIP

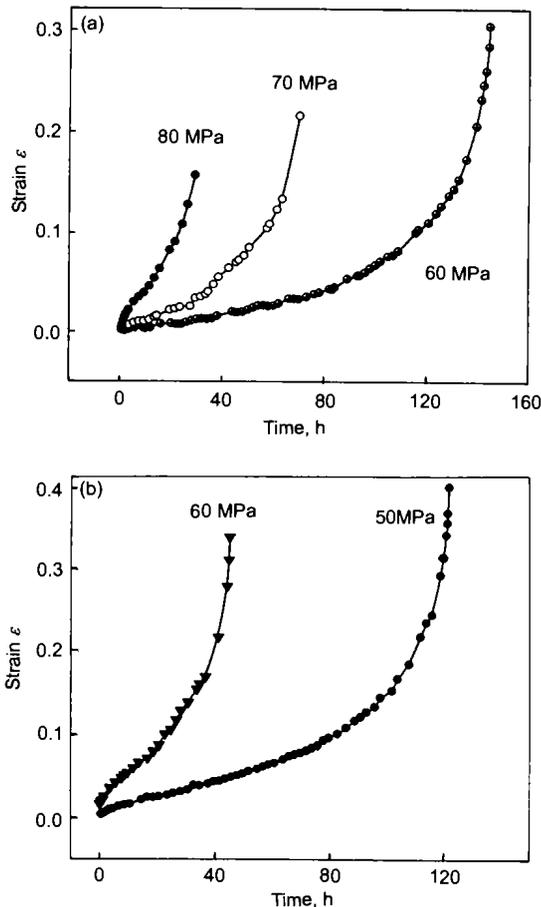


图 3 JJ-3 合金在 1050 和 1100 °C 的蠕变曲线

Fig.3 Creep curves of JJ-3 alloy at 1050 °C (a) and 1100 °C (b)

( $Q_c$ ). 该合金在恒温时, 所测得应力指数  $n$  分别为 6.69 (1050 °C) 和 4.76 (1100 °C). 在恒载荷条件下 (50 MPa), 根据稳态蠕变速率和温度的关系测得的蠕变激活能  $Q_c$  为 584 kJ/mol.

通常金属材料的蠕变或变形激活能与高温 (高于  $0.5T_m$ ,  $T_m$  为材料的熔点) 时的自扩散激活能相符合. 二元 NiAl 的蠕变激活能为 250—320 kJ/mol, NiAl-Cr(Mo) 合金<sup>[4]</sup> 在 923—1123 °C 时的激活能为 457 kJ/mol, 而 NiAl-Ta 合金<sup>[13]</sup> 的蠕变激活能为 505 kJ/mol. 本实验合金蠕变激活能 (584 kJ/mol) 高于二元 NiAl, 与 NiAl-Cr(Mo) 和 NiAl-Ta 合金的蠕变激活能相近.

通过合金的应力指数可以推断合金的蠕变机制, 应力指数  $n$  为 1, 3, 5, 7 和 8 分别代表晶界扩散控制<sup>[14]</sup>、位错粘滞滑移控制<sup>[15]</sup>、晶格自扩散引起的位错高温攀移控制<sup>[16]</sup>、体扩散引起的低温攀移过程<sup>[17]</sup> 和晶格自扩散控制的稳定结构模型<sup>[18]</sup>. 本实验合金的应力指数  $n=4.76—6.69$ , 结合其蠕变激活能, 可以推测该合金蠕变是由晶格自扩散引起的位错攀移所控制的.

### 3.3 持久性能

表 3 列出了 JJ-3 合金不同温度和应力条件下的持久寿命. 可以看出, 随着 Hf 含量的降低, 持久寿命提高, 如 1050 °C /60 MPa 时, 含 0.2Hf 合金的持久寿命为 145 h, 而含 0.5Hf 合金的持久寿命为 49 h. 当合金中的 Hf 过多存在于相界时, 不利于合金持久性能的提高. 因此, 控制 Hf 含量及合适的工艺条件, 可以获得良好的综合性能. 而 0.2Hf 的 JJ-3 合金在 1150 °C /50 MPa 下的持久寿命为 25 h, 可以满足高温导向叶片的设计要求, 这些数据在文献中是少有的.

表 3 不同条件下 JJ-3 合金的持久寿命和延伸率

Table 3 Life to fracture and elongations of JJ-3 alloy at various conditions

Material	Temp. ℃	$\sigma$ MPa	Life h	$\delta$ %
DS NiAl-28Cr-5.8Mo-0.2Hf <sup>1)</sup>	982	124	25	35.3
DS NiAl-28Cr-5.8Mo-0.2Hf <sup>1)</sup>	982	110	54	33
DS NiAl-28Cr-5.8Mo-0.2Hf <sup>1)</sup>	982	100	107	25
DS NiAl-28Cr-5.8Mo-0.2Hf <sup>1)</sup>	1150	50	25	23
DS NiAl-28Cr-5.8Mo-0.2Hf <sup>1)</sup>	1050	70	71	31
DS NiAl-28Cr-5.8Mo-0.2Hf <sup>1)</sup>	1050	60	145	31
NiAl-28Cr-5.5Mo-0.5Hf <sup>1)</sup>	1050	60	49	36
NiAl-28Cr-5.5Mo-0.5Hf <sup>1)</sup>	1050	70	38.5	41
NiAl-28Cr-5.5Mo-0.5Hf <sup>1)</sup>	982	124	17.5	41
NiAl-28Cr-5.5Mo-0.5Hf <sup>2)</sup>	1050	60	59.5	51

1) as-grown alloy, 2) HIPed alloy

### 4 高温氧化行为

JJ-3 合金不同温度 100 h 氧化后的氧化速率见表 4. 可见 JJ-3 合金在 1000—1200 °C 范围, 均属抗氧化级. 与等原子比 NiAl 比较, 尽管抗氧化性有所降低, 但可以

与高温合金进行比较. JJ-3 合金与所有其他高温合金一样, 都属于抗氧化级. GH4049, GH2130 和 GH2302 在 1100 °C 的氧化速率分别为 1.07, 1.13 和 1.21 g/(m<sup>2</sup>·h), 抗氧化性能不如 JJ-3 合金, 属于次抗氧化级. JJ-3 合金氧化表面呈墨绿色, 氧化产物主要是 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 并含有少量 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 及 HfO<sub>2</sub>, 因而抗氧化性能优异. 当温度达到或超过 1150 °C 时, 表面氧化物已有少量剥落现象, 氧继续深入基体产生氧化, 从而合金的抗氧化性能迅速恶化. 由于在高温下, Mo 的氧化物一旦生成就立即蒸发, 所以氧化产物中没有 Mo 的氧化物. 而 Cr 氧化生成 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 很容易蒸发, 而且温度越高, 氧化物的损失就越大, 所以在 1150 °C 氧化 100 h 以后, 氧化产物中没有 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 在氧化动力学曲线中表现为氧化增重反而降低. 还可以采用 NiAl 微晶涂层进一步改善其抗氧化性能, 预计可降低氧化增重一个数量级.

表 4 JJ-3 合金 100 h 氧化后氧化速率

Table 4 Oxidation rate of JJ-3 alloy after 100 h oxidation

Temperature, °C	1000	1050	1100	1150	1200
Oxidation rate, g/(m <sup>2</sup> ·h)	0.19	0.66	0.91	0.54	0.27

## 5 强化机理分析

共晶强化特别是定向共晶引起的强化非常明显, 是合金的主要强化机制, JJ-3 合金实际上是一种内生复合材料, Cr(Mo) 相生成层片状, 对提高 NiAl 合金的纵向强度起主要作用. Cr(Mo) 相层片间距越小, 强度越高. 加之, NiAl 和 Cr(Mo) 相呈典型立方取向关系, 两相的晶格常数非常接近, 所以在 NiAl 和 Cr(Mo) 两相界面处有位错网存在. 三套互呈 120° 规则的位错网分布在 NiAl/Cr(Mo) 相界上 (见图 4a). 同时由于 Cr(Mo) 的硬度大于 NiAl 相, 所以 NiAl 中许多位错被限制在 NiAl/Cr(Mo) 界面上, 如图 4b 所示. 界面位错网对合金的强化效应可用下式来估算

$$f = \frac{G\Delta b}{2\pi b} \quad (2)$$

其中  $G$  是剪切模量,  $b$  是界面位错的 Burgers 矢量模,  $\Delta b$  是 NiAl 和 Cr(Mo) 两相的晶格常数差. 因为 NiAl 中  $\langle 001 \rangle$  型位错是最稳定的位错, 所以界面位错的 Burgers 矢量大小为 0.2887 nm,  $G$  取 NiAl 的  $\langle 111 \rangle$  取向的剪切模量 44.5,  $\Delta b$  为 0.0055 nm, 代入以上数据得出, 界面位错网的强化效应  $G=0.135$  GPa, 说明界面位错网在一定程度上提高合金的强度.

同时 NiAl 和 Cr(Mo) 的界面为原子间的直接结合, 中间没有非晶过渡层及界面相的存在, 并且成分变化范围较宽, 所以在高温即使发生元素的互扩散、溶解作用也难以产生新相. 这种由于互相扩散、溶解作用而产生的界面, 对缓解界面上的热应力有利, 因而对提高合金的强度有重要作用.

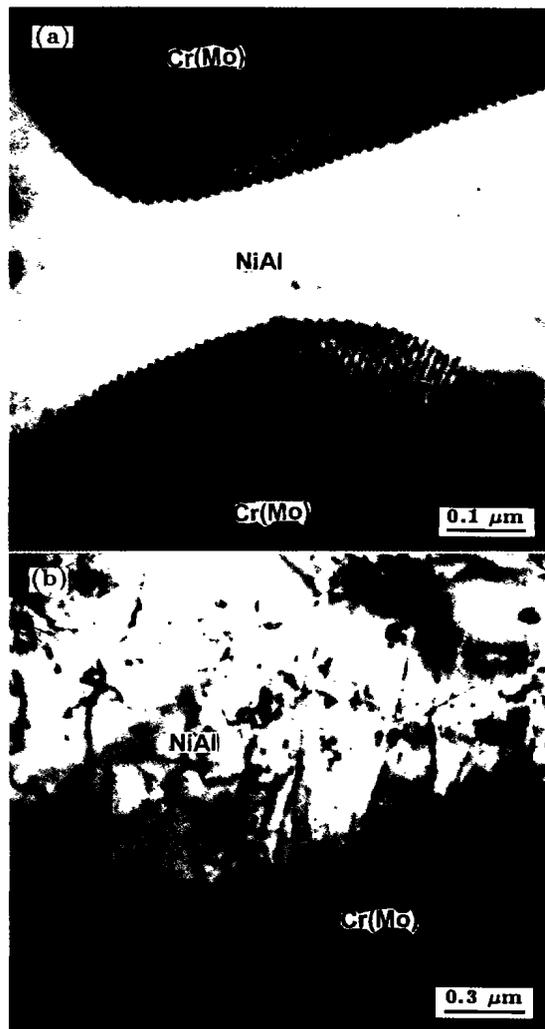


图 4 NiAl/Cr(Mo) 界面位错网和 NiAl 中的位错被钉扎在相界上

Fig. 4 Dislocation network on the NiAl/Cr(Mo) interface (a) and dislocations in the NiAl phase pinned on the phase boundary (b)

JJ-3 合金中 Mo 和 Hf 元素与 NiAl 的错配度大, 固溶强化效果比较明显; Cr 是 NiAl 中非常有效的固溶强化元素, 在 BDTT 以下可以使屈服强度提高 2 倍, 可见合金元素对提高合金的固溶强化作用也是非常明显的.

NiAl 基体中沉淀析出的颗粒状 Heusler 相对提高 JJ-3 合金强度也有贡献. 此外, JJ-3 合金偏离化学计量比. NiAl 的强度对偏离化学计量比比较敏感, 偏离化学计量比越多, 强度越高.

## 6 结论

(1) JJ-3 合金具有非常优异的物理性能, 熔点高 (1440 °C)、密度低 (6.271 g/cm<sup>3</sup>)、导热率大 (为一般高温合金的 2—4 倍), 特别适于制作高推比先进航空发动机的涡轮导向叶片.

(2) JJ-3 合金是由 NiAl 相和 Cr(Mo) 相组成的共晶合金, 在 NiAl 相中的 Heusler 相或 G 相沉淀, 有利于合金强度的提高.

(3) 拉伸蠕变曲线表现出相似的特征, 即较短的减速蠕变和较长的第三蠕变阶段. 从表观应力指数  $n$  和蠕变激活能  $Q$  值推断, JJ-3 合金的蠕变变形是由位错攀移机制所控制的.

(4) JJ-3 合金在 1100—1150 °C 范围内的持久性能优异, 满足先进航空发动机制作导向叶片的要求. JJ-3 合金的高温抗氧化性能良好, 在 1100—1150 °C 范围均属于抗氧化级, 使用 NiAl 微晶涂层可使抗氧化性能进一步提高.

### 参考文献

- [1] Noebe R D, Bowman R R, Nathal M V. *Inter Mater Rev*, 1993; 38(4): 193
- [2] Cline H E, Walter J L, Lifshin E, Russell R R. *Metall Trans*, 1971; 2: 189
- [3] Cline H E, Walter J L. *Metall Trans*, 1970; 1: 2907
- [4] Johnson D R, Chen X F, Oliver B F, Noebe R D, Whittenberger J D. *Intermetallic*, 1995; 3(1): 99
- [5] Darolia R. *JOM*, 1991; 43(3): 44
- [6] Darolia R, Walston W S. In: Nathal M V, Darolia R, Liu C T, Martin P L, Miracle D B, Wagner R, Yamaguchi M eds, *Structural Intermetallics 1997*, The Minerals, Metals & Materials Society, Pennsylvania, 1997: 585
- [7] Editorial Committee of Chinese Aeronautical Material Handbook. *Chinese Aeronautical Material Handbook*. Beijing: Chinese Standard Press, 1989: 815  
(中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册. 北京: 中国标准出版社, 1989: 815)
- [8] Guo J T, Cui C Y, Chen Y X, Li D X, Ye H Q. *Intermetallics*, 2001; 9: 287
- [9] Cui C Y, Chen Y X, Guo J T, Qi Y H, Ye H Q. *Mater Sci Eng*, 2002; A325(1-2): 187
- [10] Cui C Y, Guo J T, Qi Y H, Ye H Q. *Scr Mater*, 2001; 44: 2437
- [11] Xing Z P, Guo J T, Han Y F, Yu L G. *Metall Mater Trans*, 1997; 28: 1079
- [12] Mukherjee A K, Bird J E, Dorn J E. *Trans ASM*, 1969; 62: 155
- [13] Whittenberger J D, Noebe R D, Johnson D R, Oliver B F. *Intermetallics*, 1997; 5: 173
- [14] Coble R L. *J Appl Phys*, 1963; 34: 1679
- [15] Mohamed F A, Langdon T G. *Acta Metall Mater*, 1974; 22: 779
- [16] Weetman J. *J Appl Phys*, 1957; 28: 362
- [17] Robinson S L, Sherby O D. *Acta Metall Mater*, 1976; 24: 399
- [18] Gonzalez-Doncel G, Sherby O D. *Acta Mater*, 1993; 41: 2792