

K3合金的铝化物防护层

上海交大五二〇研究室

六二一所高温防护组

目前燃气涡轮发动机中广泛使用的镍基高温合金,虽含有6%左右的铝及10%左右的铬,但仍不适应在870℃以上长期使用的条件。例如Nimonic合金在900℃使用3000小时后,表面的铝钛贫化层可深达0.15毫米,这些贫化区域往往是材料破断的裂纹发源地。使用在海洋性气氛中的高温镍基合金,因燃油中的硫、钒及从大气中吸入的NaCl盐雾,在高温下化合成 Na_2SO_4 。这一化合物往往在760~1000℃范围内呈熔融状粘附在涡轮叶片表面,这样在镍基高温合金表面就会产生热盐腐蚀,导致材料加速氧化,甚至发生灾害性破坏。

为了解决上述问题,目前国内外已对760℃以上长期使用的涡轮叶片采用涂敷铝化物防护层的措施。实践证明,铝化物防护层在延长涡轮叶片使用寿命方面是一个行之有效的手段。Levine认为这一类涂层使涡轮工作温度提高了110℃,看来还可以进一步发挥潜力^[1]。

值得注意的是,合金表面形成的铝化物涂层的强度很低,塑性极差,这样就改变了零件的表面状态;渗铝时所采用的热渗工艺常常也不是合金所要求的最佳热处理制度;长期使用过程中由于涂层-底材(合金本身)之间存在着铝浓度梯度而产生的相互扩散等因素,都能或多或少地对合金性能产生影响。

K3高强度镍基铸造高温合金多年来已被

普遍用作航空涡轮发动机的导向叶片和涡轮叶片材料。研究K3合金铝化物涂层长期应力时效对合金性能的影响是很有意义的工作。本课题的目的在于:

1. Al、Al-Si、Al-Cr涂层在静止空气氧化条件下的结构变化及应力对涂层退化的影响;
2. 涂层-底材(K3合金)长期时效过程中的交互作用;
3. 涂层对K3合金某些机械性能的影响;
4. 观察长期时效后K3合金组织结构变化。

藉此对K3合金选定涂层种类提供一定的参考依据。也研究了铸态或固溶态的K3合金在长期应力时效中可能产生的结构及性能变化。

一、材料和渗涂工艺

K3合金采用真空感应熔炼、精密铸造成型试样,经车削后磨制成 $\phi 5$ 毫米标准试样。从长方形铸坯切割成薄片并磨削到尺寸为10×20×2毫米的试片,其母合金成份见表1。

为了确保试验结果的可靠性和重复性,我们采用了固体包埋渗涂工艺。

K3合金的固溶处理制度为1210℃4小时空冷。涂层深度均为40微米左右。

表 1

母合金号	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Zr	Ce
5951(G)	0.16	10.67	4.78	4.93	3.98	5.23	2.70	0.075	0.0057
7604	0.13	10.57	5.13	5.10	4.42	5.47	2.56	0.075	0.0057

二、实验方法

结合K3合金在发动机上的使用条件,涂渗后的 $\phi 5$ 毫米试样先在 900°C 8公斤/毫米²应力下经3000小时应力时效处理,该试验在持久试验机中进行,每台串装试样二根。并随炉装入相应的试片,用以比较高温下受应力的试棒和不受应力的试片在长期时效后组织结构变化的差异。经长期应力时效后的试样测定 800°C 高温拉伸和 975°C 20公斤/毫米²的持久强度。

试样在进行金相观察时,通常采用二种腐蚀剂:

1. $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{甘油}=1:2:3$

2. 5克 KMnO_4 +5克 NaOH +200毫升 H_2O

前者用来显示涂层及底材合金的组织全貌,后者显示涂层及底材内各类碳化物及 σ 相。

为了确定涂层中各层的相结构,把板状试样逐层剥离后经受 $\text{CuK}\alpha$ 或 $\text{CoK}\alpha$ 的X光衍射。K3合金底材经长期时效后利用持久断口,以50毫升 HCl +1050毫升甲醇溶液做电解液,萃取所得的沉淀残渣作X光衍射。根据以往K3合金的工作及ASTM卡片定出微量相的类型,依据衍射线的相对强度估计它们之间的相对含量。

用电子探针测定涂层中各元素的浓度分

布。在部份试样上进行了元素的定点化学分析,每个元素含量(重量百分比)的一级近似值经荧光效应和吸收效应修正后标准误差在该元素含量的5%以下。

三、试验结果及讨论

1. 未时效的涂层结构

经渗铝、渗铝硅之后渗层的金相组织都类似于图1,它大体上由四个区域组成,结合着对涂层X光衍射分析及电子探针分析结果可知:I区是以 $\beta\text{-NiAl}$ 相为基体,上面密集地分布着大量微小的沉淀相,这些细小的沉淀物一般认为是难熔金属颗粒如 αW 、 αMo 或 αCr 。它们是在铝从表面大量向内扩散后和底材中镍结合生成 NiAl 化合物的过程中,原先溶解在 γ 固溶体中的 W 、 Mo 、 Cr 等难熔金属元素,由于在 β 相中溶解度很低,所以它们就排挤出来,以 αW 、 αMo 、或 αCr 等粒子析出〔2〕。

II区是以 β 相为基体,上面分布着少量的难熔金属沉淀物,这一区域可能是由于Al的向内扩散和合金表面附近的Ni向外扩散在这一带结合成 NiAl 相,所以II区中 β 相的铝含量和I区相比要低些而Ni高些。文献〔3〕中指出, W 、 Mo 、 Cr 在 β 相中的溶解度和铝含量有关,随着 β 相中铝含量降低,它们在 β 相中的溶解

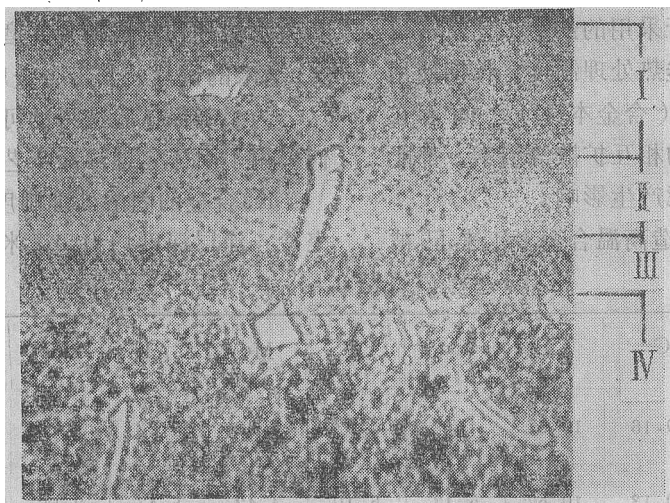


图1 渗Al试样的显微组织 800×

度可以逐渐增高。因此Ⅱ区的 β 相中沉淀物较少。

Ⅲ区仍然以 β 相为基础,上面均匀密集地分布着大量细小的 $M_{23}C_6$ 碳化物颗粒。这一区域一般较薄,约10微米左右,是由于渗涂-扩散过程中Ni向外扩散造成该区域中Cr、Mo、W元素相对富集,又因Ⅲ区邻近底材,所以可以自合金内部获得碳原子,这样它们就以各类碳化物的形式沉淀出来。有时Ⅲ区在X光衍射分析时见到有 σ 相。它也是以颗粒状和碳化物混杂在一起,所以金相磨片上不能把这二者区分

开来。该区域 σ 相的形成原因认为是,若底材中碳量供应不足时,Ⅲ区中富集的W、Mo、Cr除以碳化物形式析出外,还以 σ 相形式析出。

习惯上把Ⅰ、Ⅱ区通称为外层,而Ⅲ区称为内层。

图2是涂层中各元素的浓度分布曲线,表2是涂层中元素的定点半定量分析数据表。

不论涂层的内层和外层都存在着和底材内相同的块状和共晶状的MC碳化物。

Ⅳ区为合金底材,铸造组织主要由 γ 基体,

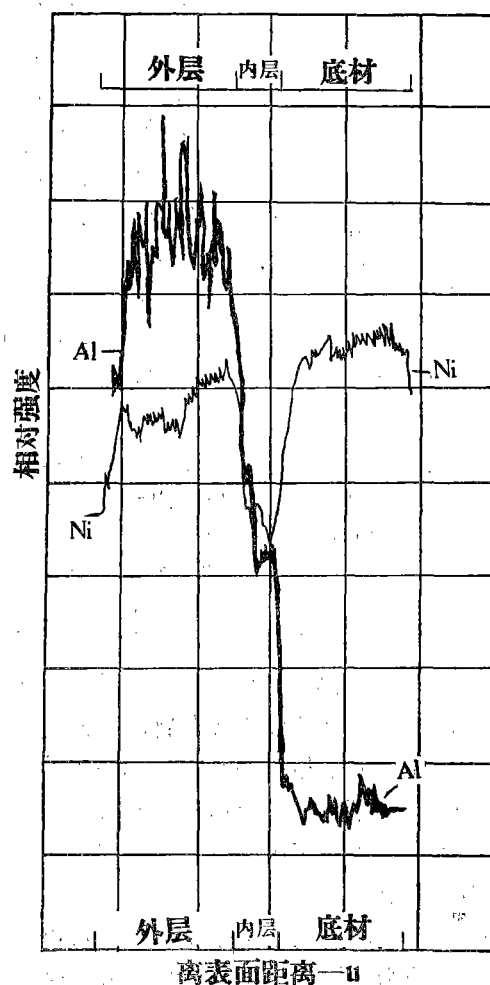
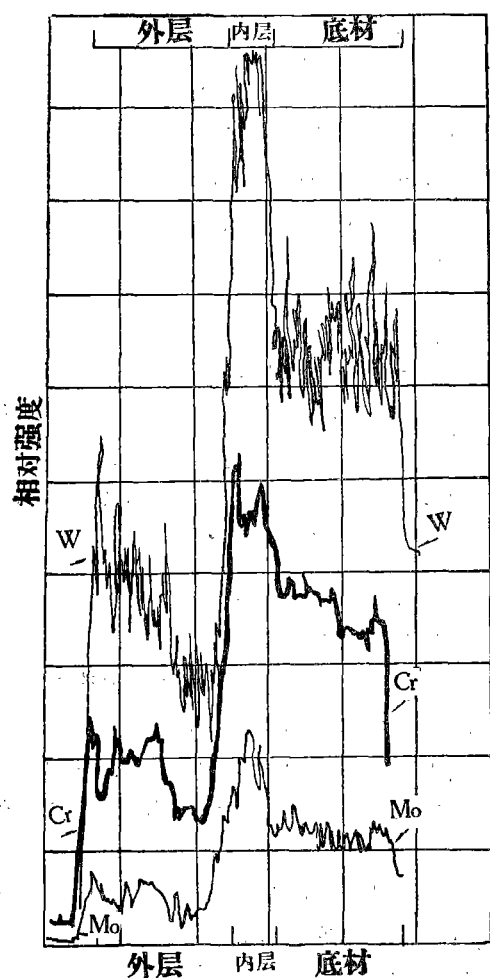


图2 K3合金上渗铝涂层的电子探针分析结果

表 2 K3 合金渗层元素电子探针定量分析数据 (wt)

合金状态 及渗层	时 效 规 范	分析部位	Al	Ni	Cr	W	Mo	Ti	Co
铸 态 + Al-Si	未 时 效	外 层	32.21	31.09	3.86	0.76	0.46		
		内 层	16.77	25.78	14.79	2.87	1.99		
		底 材	6.12	61.73	10.23	2.56	2.11		
	900°C 3000小时 (无应力)	外 层	21.18	60.87	3.27	1.14	1.29		
		内 层	15.99	43.56	11.19	7.42	5.09		
		扩 散 层	8.25	55.0	11.30	3.97	2.99		
		底 材	6.08	58.36	11.05	3.26	2.12		
	900°C 8公斤/毫米 ² 3000小时	外 层	17.15	46.84	3.05	无	无		
		内 层	4.44	36.65	21.67	8.27	6.18		
		扩 散 层	8.46	49.44	7.65	3.43	2.46		
		底 材	5.76	48.92	10.19	3.06	2.77		
固 溶 + 渗 Al	未 时 效	外 层	27.23	54.39	4.85	1.81	1.17		
		内 层	14.51	45.18	15.23	5.64	3.80		
		底 材	6.23	64.32	11.29	3.25	2.38		
	900°C 8公斤/毫米 ² 3000小时	外 层	16.84	61.07	3.39	0.26	0.19		
		内 层	11.85	55.09	6.02	11.14	8.16		
		扩 散 层	7.42	57.68	11.63	2.51	1.73		
铸 态 + Al-Cr	未 时 效	外 层	25.85	50.19	4.10	0.15	0.28	1.76	3.51
		内 层	8.56	32.12	11.57	5.27	6.88	2.23	2.94
		底 材	7.10	54.20	12.15	3.28	3.25	1.93	4.73
	900°C 8公斤/毫米 ² 3000小时	外 层	23.53	68.27	21.60	0.21	0.16	1.13	4.20
		内层(B-B)	16.62	70.25	11.38	2.81	3.22	1.17	4.58
		内层(C-C)	10.58	42.45	11.38	3.19	3.05	3.20	4.53
		扩 散 层	9.37	66.72	11.43	4.35	4.88	2.38	6.45
		底 材	6.25	69.16	11.72	3.41	2.92	2.11	5.36

γ' , MC及少量硼化物组成。经 1210°C 4 小时固溶处理后还含有少量 M_6C 碳化物^[4,5]。

Al-Si 涂层金相组织基本上和渗铝的相同,只是在内层中除 $M_{23}C_6$ 外还发现 M_6C 碳化物。外层 β 相中未鉴定出 Si,但在内层中 Si 量比底材中的稍高一些。

Al-Cr 涂层的显微结构示于图 3,可以看出它明显地分为两层:外层和内层。外层是垂直于底材方向生长的单相 β 晶粒(图 3 A-A)。由于渗铝铬时温度为 1035~1050°C,这时镍原

子的活性大大增高,使它有可能迅速地自合金底材内部扩散至表面和铝结合生成 NiAl 相。这一 β 层中铝浓度和单一渗铝的相比要低些; Al-Cr 涂层为 25% 左右,渗 Al 的为 27~32%。在外层 β 相中溶有 W、Mo、Cr 等元素。

内层(图 3 B-B)显著富集着 Cr、Mo、W、Co、Ti,它们以 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 及 σ 相的形式沉淀出来,内层的基体为 $\beta + \gamma'$ 相。这类涂层的内层中还可见到 MC 碳化物,而在外层中则未发现。

在邻接涂层的底材内见到了绒毛状的针状相(图3 C-C),经X光衍射鉴定为 σ 相,这在渗铝及渗铝硅的试样内是不存在的。

在Al-Cr涂层中外层镍元素的含量基本上

和底材内相同,而内层中严重贫Ni,同时富Cr、W、Mo。值得注意的是,在1050℃渗Al-Cr后,内层中W、Mo含量较高(表2),所以和渗Al的试样相比,它除析出 $M_{23}C_6$ 外还含有 M_6C

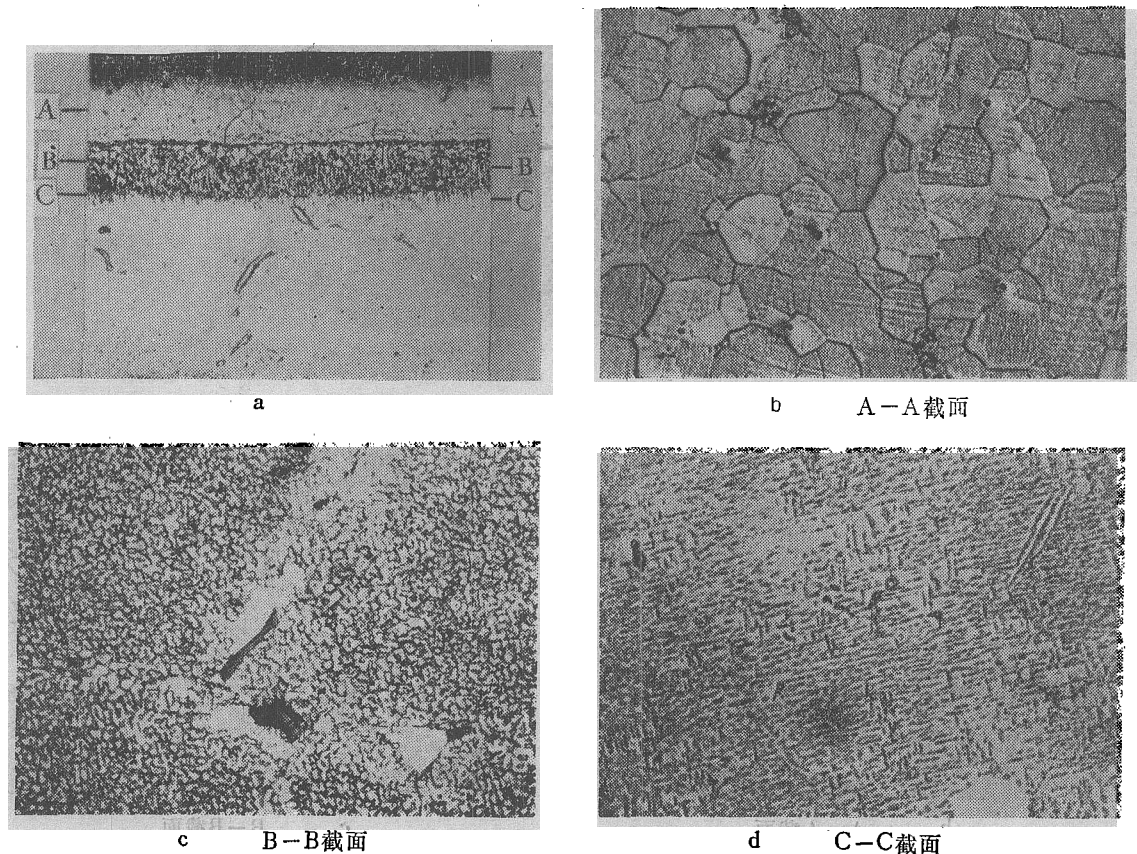


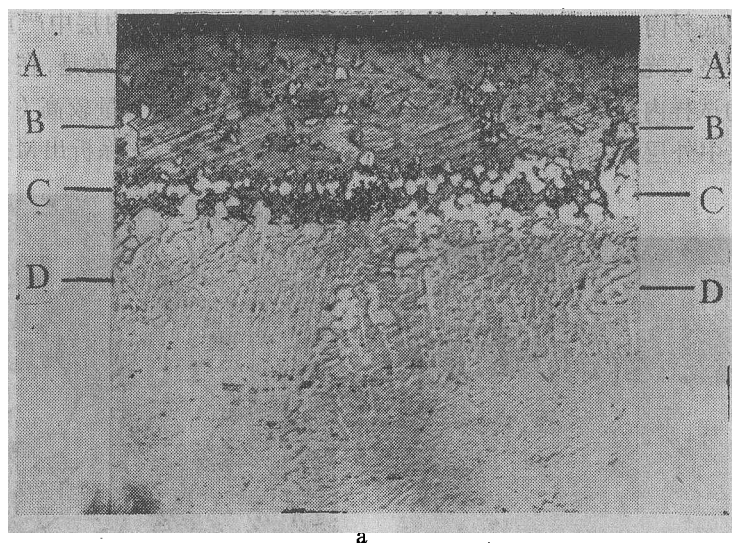
图3 Al-Cr渗层及各截面的金相组织 500×

碳化物。

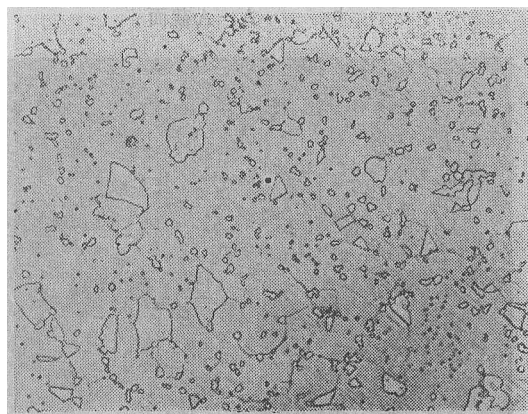
2. 900℃3000小时时效后的涂层结构

渗铝试样经900℃长期时效后的组织变化如图4。由各截面的金相组织及X光衍射结果可知,它的表面是 Al_2O_3 ,外层是以 β 相为基体,在 β 相的晶界上散布着少量白色块状 γ' 相(图4 A-A)。越向里 γ' 相的块状越小,分布越趋向均匀。一般认为在高温时效过程中,涂层表面的 Al_2O_3 氧化膜在局部区域会产生剥落,这时失去了 Al_2O_3 氧化膜的涂层周围会立刻向这一区域提供Al原子,再一次在表面生成 Al_2O_3 保护膜,这种过程往复进行的结果,

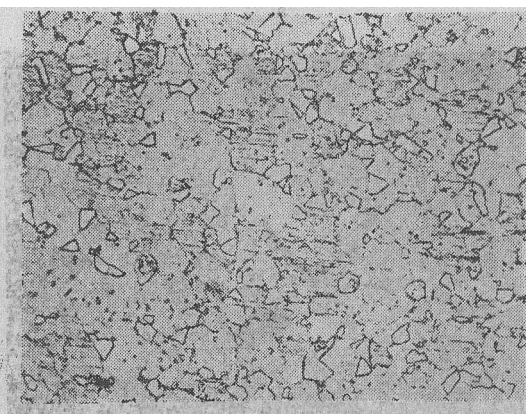
就促使涂层内总的铝浓度逐步下降,在一定的時候部分 β 相转变为 γ' 相。处于涂层表面及 β 晶界上的铝原子和别处相比容易向外扩散,所以这一区域铝浓度下降速度也更快。这就是为什么在涂层表面或 β 晶界上 γ' 常常块状较大,数量较多的原因。和图1相比,原来外层中弥散的沉淀物,在长期时效过程中随Al浓度的下降, β 相及 γ' 相中Cr、W、Mo的溶解度也增高,所以部份微量相溶解了,余下的也发生了聚集长大。这又消除了 β 晶粒长大的障碍。所以时效后外层中 β 晶粒发生了明显的粗化。



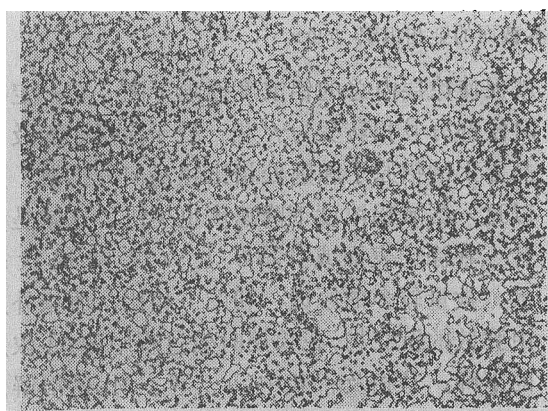
a



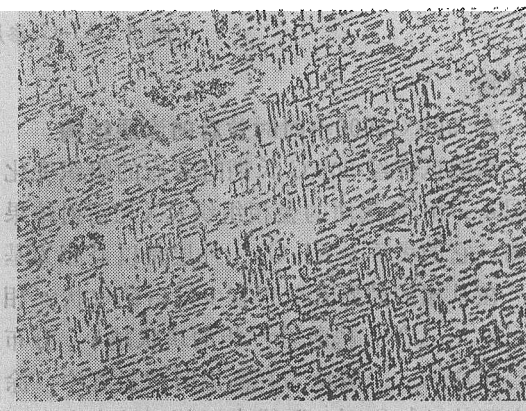
b A-A截面



c B-B截面



d C-C截面



e D-D截面

图 4 固溶态渗Al试样长期时效后的组织及各截面的金相结构 500×

随着涂层内的Al不断被氧化烧损,内层中的Al量也相应减少了。再加上邻接涂层底材内镍的向外扩散,因此这一层的基体由 $\beta + \gamma'$ 相组成,上面散布着大量长大了的粒状沉淀物,经分析它们是 $M_{23}C_6$ 及 σ 相(图4 C-C)。

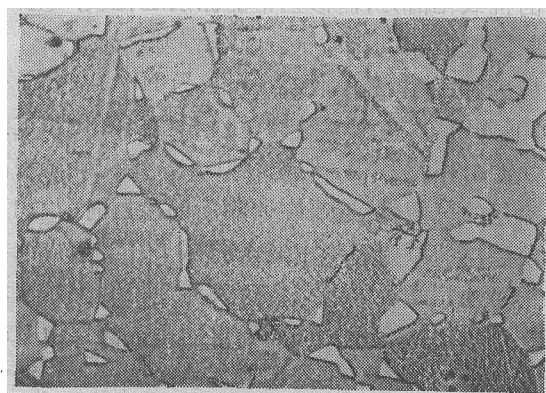
涂层内存在的MC型碳化物,在900℃时效过程中也发生分解,分解的方式仍为 $MC + \gamma \rightarrow \gamma' + \text{碳化物}$ 。可以推测涂层内的MC碳化物会促使涂层早期退化。

由涂层和底材所组成的扩散偶对,在高温长期时效过程中要发生元素间的交互扩散。这样在邻接涂层的底材内就形成了扩散层——又称交互作用层(图4 D-D截面)。在它上面有大量的相互呈一定位向分布的针状相,X光衍

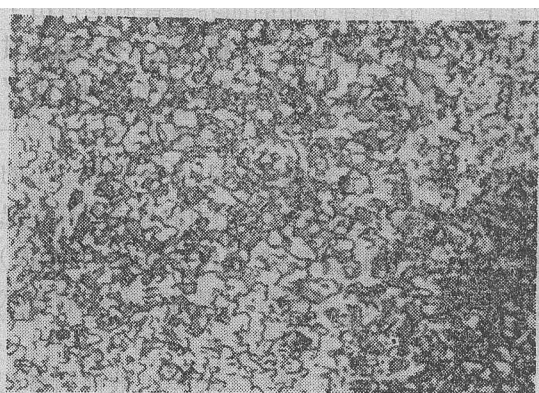
射分析证明这些针状相是 σ 相,而扩散层的基体是 γ' 相。应该强调的是,扩散层在时效前是底材,所以它的成份应该和K3合金相同。时效后它的成份由于涂层-底材的交互作用而发生了变化:例如Al由原来的6.23%左右升高到7.42%,而Ni由原来的64%降低为57.68%(表2)。所以在扩散区内Al浓度的增高不难使得原来的 $\gamma' + \gamma$ 基体转变为 γ' 基体。Cr、W、Mo这些元素从表2中看来基本上和原来相当,只是它们在 γ' 中的溶解度较少,所以被排挤出来,而以针状 σ 相的形式分布在扩散层内。图4 D-D截面是 γ' 基体上分布着的针状 σ 相,同时还含有少量的次生碳化物,估计是 $M_{23}C_6$ 。扩散层一般深入底材30微米左右。应该指出,涂层



a



b A-A截面



c B-B截面

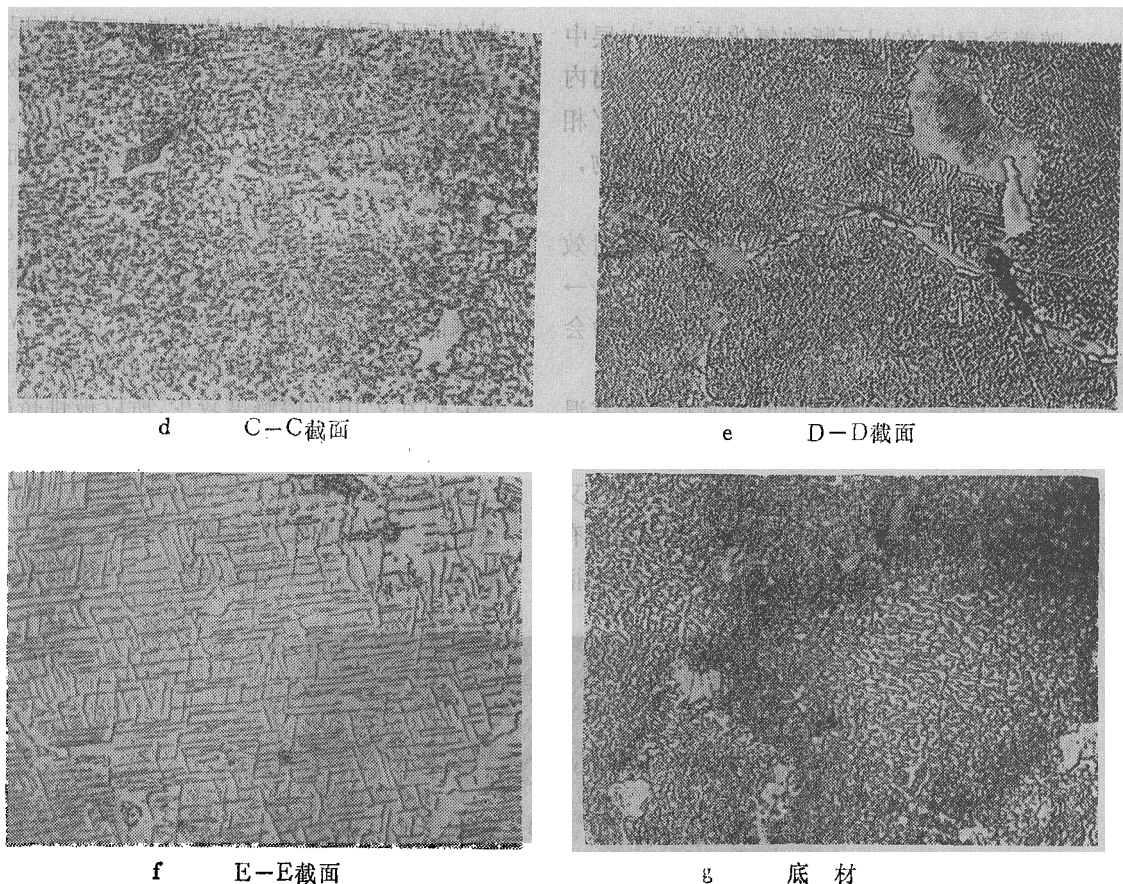


图 5 经900°C3000小时氧化后的Al-Cr渗层及各截面的显微组织 500×

中Al浓度的下降主要是由氧化烧损造成的,扩散到底材内的Al仅占其中极少的部份^[6]。

渗铝铬的试样经长期时效后的组织变化见图5。外层中铝浓度时效后下降了,与此同时镍浓度上升,这样在 β 相的晶界上普遍地析出了块状 γ' 相(A-A截面),个别区域中 γ' 相已贯穿外层并和内层相接了。B-B截面处 β 相和 γ' 相以小块混生在一起。内层邻近底材一侧(C-C截面)是以 γ' 为基体,上面分布着细小的 $M_{23}C_6$ 碳化物。时效前内层中存在的 M_6C 已趋消失。涂层和底材的交互作用层(D-D截面)和渗铝试样相同,也是在 γ' 基体上分布着针状 σ 相。

表3中概括了上述二类涂层时效前后各层的X光衍射分析结果。

对比了应力时效和无应力时效后各类涂层的退化情况,在本试验条件下,这两者在金相观察中没有见到它们之间的明显差异。渗铝、渗铝硅或以铝铁为渗剂的涂层,仍然保持着极大的抗氧化潜力,而渗铝铬的涂层退化较严重,有些区域 β 相以孤岛状分布在 γ' 基体上了。

NiAl相经氧化后退化为NiAl(β) + Ni_3Al (γ')两相结构。 γ' 相虽抗氧化和抗热蚀能力不及 β 相,但这种 $\beta + \gamma'$ 结构确能增高涂层的可塑性。近来在研制新的涂层时^[7,8]已使涂层的原始组织由 $\beta + \gamma'$ 或 $\beta + \gamma$ 组成,根据对涂层塑性的要求,可人为地控制 γ' 或 γ 相在涂层中的含量。应该指出的是,涂层由 β 转变为 $\beta + \gamma'$ 后,其退化速度就比单相 β 层缓慢多了。

涂层试样的表面脆性和涂层中 Al 浓度有密切的关系。在原始状态下涂层表现出较大的脆性,图 6 是各类涂层试样经 800°C 瞬时拉断后表面上出现的大量裂纹,这些裂纹都在涂层

表 3 K3 铝化物表面防护层的逐层
X光衍射分析结果

涂 层	状 态	表面层	外层	内 层	扩散层
固溶后 渗 铝	原始态	β, MC	β	β, σ $M_{23}C_6$	
固溶后 渗 铝	900°C 3000小时 后	αAl_2O_3 β, γ' MC	β, γ'	β, γ', σ $M_{23}C_6$ MC	γ', σ
铸 态 渗铝铬	原始态	β		β, σ, γ' $M_{23}C_6$ M_6C	
铸 态 渗铝铬	900°C 3000小时 后	αAl_2O_3 β, γ'	β, γ'	γ' $M_{23}C_6$	γ', σ

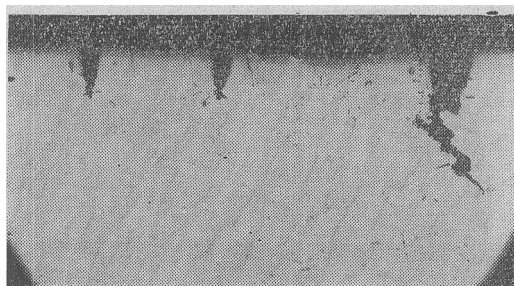


图 7 铸态渗 Al-Si 试样 800°C 高拉
断口附近涂层的微裂纹

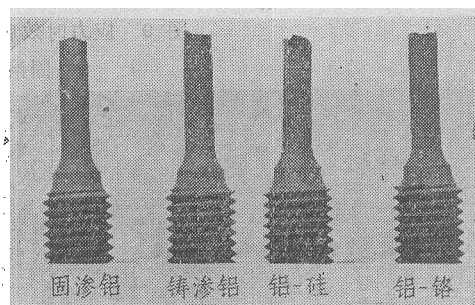


图 8 经 900°C 8 公斤/毫米² 3000 小
时后 975°C 的持久断口, 和
图 7 相比表面裂纹基本消失

表面起源而向底材内部伸展(图 7)。涂层的这一行为常常会影响合金的机械性能,降低材料的疲劳强度及塑性^[9,10]。

经 900°C 长期氧化后,由于表面 Al 浓度明显下降(表 2),所以在持久断口试样的表面上开裂情况大为改善,渗 Al-Cr 的断口试样上已不出现裂纹(图 8),这也证明 $\beta + \gamma'$ 结构的涂层塑性较好。

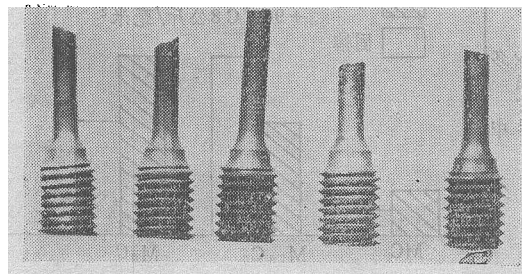


图 6 经 800°C 高拉后涂层试样上的裂纹

3. 长期时效后 K3 合金的结构变化

经 900°C 3000 小时应力时效后,它们的显微结构和未时效的相比都产生了明显的变化:固溶处理的 K3 合金应力时效后 γ' 相已发生聚集长大,并呈长条状分布(图 9,a),铸态试样中 γ' 相虽已聚集长大,但仍以粗块状存在着(图 9,b)。这说明铸态下的 γ' 的稳定性比固溶态的大些,抗高温变形的能力也较强。此外,合金中微量相的形态和数量也有所不同,不论铸态试样和固溶后的试样,长期时效后初生 MC 已大部份分解了。由 X 光衍射谱线的相对强度估计,固溶试样长期时效后 MC 的分解数量比铸态的更多。铸态试样时效后的微量相以 M_6C 为主,还带有一定量颗粒状 $M_{23}C_6$ 碳化物(图 10,b)。固溶态试样长期应力时效后,晶粒内部析出大量针状 $M_{23}C_6$ (图 10,a)。

根据上述情况可知,固溶处理的 K3 合金 γ' 在应力时效后聚集长大的倾向性较大, γ' 的

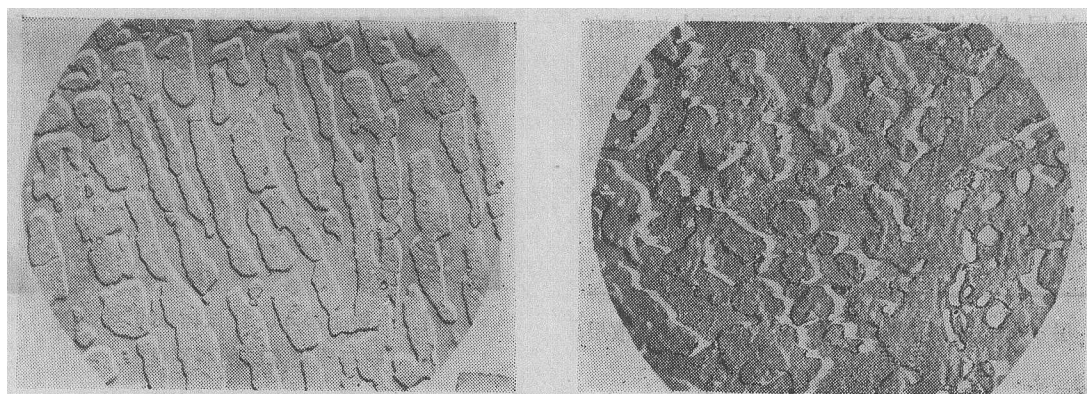


图 9 应力时效后合金中 γ' 的形态 5000 \times
a—固溶态 b—铸态

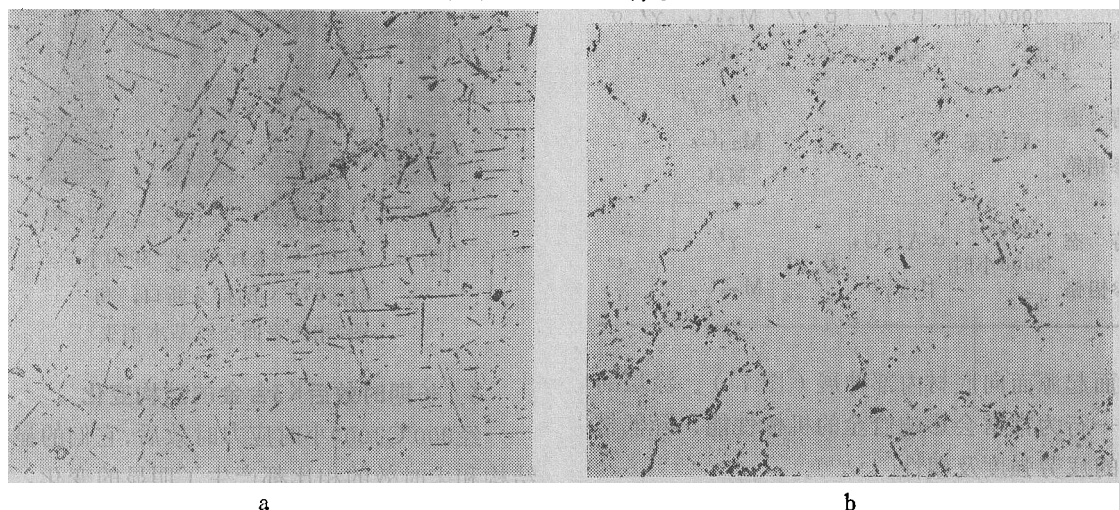


图 10 应力时效后K3合金中的碳化物 200 \times
a—固溶态 b—铸态

形变抗力较小。900℃时效后,晶粒内部容易析出针状 $M_{23}C_6$,这种沿一定惯习面析出的针状相将会严重地影响合金的强度,在测定长期应力时效后K3合金的性能时已得到了证明。铸态的K3合金 γ' 相在应力时效后也已聚集成块状,它的微量相以颗粒状 M_6C 为主,在晶内及晶界上也有部份 $M_{23}C_6$ 碳化物。根据X光衍射强度估计的微量相的相对含量示于图11。

4. 涂层对性能的影响

1) 800℃高温拉伸

无涂层的试样应力时效后高拉强度都大幅度下降,铸态试样下降了19%,而固溶态的下降了28.8%。带涂层的试样在时效后性能虽也

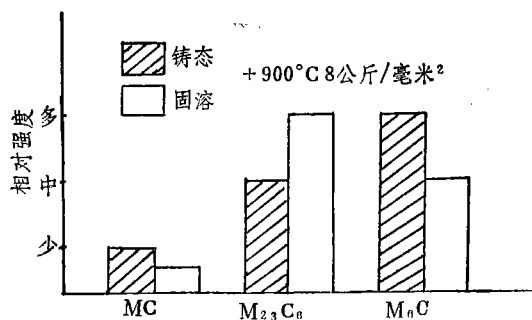


图 11 应力时效后K3合金内碳化物的相对含量

表 4 包埋渗涂后的 K3 合金及经应力时效后试样的性能数据表

渗 层	状 态	800°C 高 拉			状 态	975°C 20公斤/毫米 ²		
		σ_b	$\delta\%$	$\psi\%$		τ 小时:分	$\delta\%$	$\psi\%$
铸态无涂层	原 始	77-4* 91.7	7.38	19.19	原 始	03-7* 50:15	—	—
	时 效 后	77-1 73.70	1.40	0.36	时 效 后	77-6 28:08	3.44	8.2
					时 效 后	4-1 19:10	5.3	11.6
					时 效 后	5-1 92:30	1.7	3.7
固溶无涂层	原 始	2-3-4 97.91	1.94	6.3	原 始	2-1 37:35	5.4	—
	时 效 后	2-4 69.73	0.94	0.39	时 效 后	2-2 9	23.7	24.3
					时 效 后	2-5 32:32	3.44	8.20
铸态渗Al	原 始	3-13 93.19	10.37	21.04	原 始	03-2 53:25	5.9	13.4
	时 效 后	3-11 84.14	9.84	18.42	时 效 后	4-2 47:50	4.3	18.5
					时 效 后	5-2 16:50	3.4	8.2
固 溶 渗 Al-Fe	原 始	2-16 104.69	4.69	7.38	原 始	2-5 46:40	5.0	16.7
	时 效 后	2-14 92.76	7.57	11.89	时 效 后	2-6 6:20	8.3	21.8
						2-7 15:45	8.1	20.5
铸 态 渗 Al-Fe	原 始	3-18 90.95	7.34	19.32	原 始	4-4 51:00	8.3	9.3
	时 效 后				时 效 后	03-4 71:55	6.8	20.5
					时 效 后	5-4 28:45	2.8	8.5
铸 态 渗 Al-Si	原 始	4-22 92.40	9.37	18.98	原 始	5-3 41:35	4	13.4
	时 效 后	4-21 91.05	4.07	6.24	时 效 后	03-3 28:30	6.17	12
					时 效 后	4-7 31:20	3.7	10.7
					时 效 后		4.8	9.5
铸 态 渗 Al-Cr	原 始	3-26 85.73	5.62	18.66	原 始	03-5 41:15	5.25	11.5
	时 效 后	3-25 90.91	5.57	14.4	时 效 后	3-24 33:45	11.68	27.25
	原 始	85.6			时 效 后	5-6 30:05	4.2	10.7
	原 始	87.6	7.8	24.16	时 效 后	4-6 23:00	4.4	10.7

 注: 1. 时效后: 即试样经900°C 8公斤/毫米² 3000小时应力时效后。

2. 持久、高拉的应力值以渗前试样直径计算。

 3. $\psi\%$ 值以涂渗后的直径计算。

* 表中77-4、03-7、2-3-4等形式数字是试样号。

下降(除铝铬涂层外),但幅度较小,最多的(铸态渗铝)仅下降了9.55%。此外带涂层的试样在时效后,它们的延伸率和断面收缩率比无涂层的试样高得多:无涂层的时效后延伸率仅有1.40%和0.94%,带涂层的试样延伸率都大于4%,一般在7~9%左右。之所以出现这种情况是因为经900℃3000小时氧化后,无涂层的试样表面上产生了一层130微米左右的 γ' 贫化区,有些部位还发现有更向内部伸展的晶界氧化现象。这样不仅降低了试样的有效承载截面,而且氧化过程中形成的微裂纹在拉伸中会迅速扩展,结果就使合金的拉伸强度和塑性大幅度下降了。带涂层的试样由于消除了贫化层及内氧化现象,所以拉伸过程中试样的变形相对说来比较均匀,在拉伸断口附近能见到多条微裂纹,这样就可保证这些试样有稍高的延伸率和断口收缩率。带涂层试样时效后 σ_b 的下降可能主要归因于晶内 γ' 的聚集长大。

自表4中可以看出,带铝铬涂层的试样具有反常的结果。因为铝铬涂层采用1050℃8小时渗涂,在这样高的温度下,K3合金的 γ' 相将会产生较显著的聚集,所以抗拉强度较低(85~87公斤/毫米²),经900℃时效后合金内部会析出细小弥散的 γ' 相,这就导致出现时效后 σ_b 增高的反常现象。

2) 975℃20公斤/毫米²持久强度

长期时效后,试样持久寿命普遍降低,其中又以无涂层的固溶试样及渗铝的固溶试样下降更为严重。金相观察表明,这些试样的晶粒内部析出大量的针状 $M_{23}C_6$ 碳化物。此外 γ' 相呈长条状的聚集长大及晶内多量的 M_6C 、 $M_{23}C_6$ 所消耗的W、Mo、Cr等固溶强化元素,都会使晶粒内部的强化效果下降。所以固溶态的试样表现出较大的塑性和较低的持久强度。

四、结 论

1. K3合金采用渗涂40微米的铝化物防护层后,在900℃静止的空气中都能达到3000小

时的防护寿命,并且它们还保存着足够的防护潜力。

2. K3合金 $\phi 5$ 毫米试样的持久强度及800℃高拉强度仍能满足技术条件的要求。

3. 带涂层和不带涂层的K3合金都能承受900℃3000小时8公斤/毫米²拉伸应力的作用,并且在应力时效后还保持一定的强度潜力。带涂层的试样因维持了合金的有效承载截面,消除了晶界内氧化现象,所以长期时效后高拉强度及塑性不带涂层的试样相比普遍较高。

4. K3合金经1210℃4小时固溶处理后,在900℃长期时效过程中会析出 $M_{23}C_6$ 碳化物,它们大多沿一定位向呈针状分布在晶粒内部,这将有损于材料的强度和塑性。铸态试样中未见这一针状组织。此外固溶状态的 γ' 相和铸态的相比也不够稳定,较易粗化成长条状。

参 考 文 献

- [1] NASA Lewis Research Center's Materials And Structures Div., Metal Progress, 1976.3.
- [2] G.W.Goward 等, Trans of ASM, 1976.
- [3] G.W.Goward 等, Oxidation of Metals 1971.5.
- [4] 镍基铸造高温合金中碳化物研究
上海交大, 总字927部队, 1964.
- [5] K3 镍基铸造高温合金的相分析
上海交大, 总字927部队, 1964.
- [6] T.K.Redden, Trans. AIME, 1968.8.
- [7] G.W.Goward, MCIC-75-27
- [8] SFG-2合金专辑, 上海钢铁研究所, 1976.
- [9] L.D.Grahan等, ASTM STP421.
- [10] D.H.Boone等, ASTM STP520.