

高 Cr 铸造 Ni 基高温合金 K4648 的显微组织

郑 亮, 肖程波, 唐定中, 顾国红, 汤 鑫

(北京航空材料研究院 先进高温结构材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

摘 要: 真空感应熔炼高 Cr 铸造 Ni 基高温合金 K4648, 重熔浇注成等轴晶成形试棒。对薄截面试棒和厚截面中柱管浇道进行(1 180 °C, 4 h)固溶处理和(1 180 °C, 4 h)+(900 °C, 16 h)标准热处理。铸态和热处理态试样通过光学金相、定量金相、扫描电镜及能谱分析和 X 射线衍射分析确定合金中相的种类、形貌和成分。结果表明: K4648 合金铸态组织中主要存在 γ 基体、初生 α 相和 MC 碳化物; 初生 α 相是 Ni、Mo 和 W 在 Cr 中的过饱和固溶体, 其中 Ni 含量(摩尔分数)可达 30%以上, 本研究中的 α 相可命名为 α -(Cr, Ni); 在 0.2 N 载荷下, 该 α 相的维氏显微硬度值为 6.3 GPa, 是一种硬而脆的相; 经(1 180 °C, 4 h)固溶处理, 初生 α 相和 MC 碳化物都会回溶, 并且转变为 $M_{23}C_6$ 碳化物, $M_{23}C_6$ 碳化物比初生 α 相具有更高的 Cr 含量和更低的 Ni 含量。固溶处理后特别是在厚截面试样中还残存未转变的 α 相和 MC 碳化物。(1 180 °C, 4 h)+(900 °C, 16 h)标准热处理后, 合金内部广泛析出片状次生 α 相和 γ' -Ni₃(Al, Ti, Nb)相, 且在晶界区补充析出粒状 $M_{23}C_6$ 碳化物, 起到强化合金的作用。

关键词: 镍基高温合金; K4648; α -(Cr, Ni)相; $M_{23}C_6$ 碳化物; 显微组织

中图分类号: TG 132.3; TG 113

文献标识码: A

Microstructure of high Cr content cast Ni-base superalloy K4648

ZHENG Liang, XIAO Cheng-bo, TANG Ding-zhong, GU Guo-hong, TANG Xin

(National Key Laboratory of Advanced High Temperature Structural Materials,
Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: High Cr content cast Ni-base superalloy K4648 was prepared by vacuum induction melting (VIM). The ingot was remelted and poured into the investment mold to make shape equiaxed test bars. The solid solution treatment of (1 180 °C, 4 h, A.C.) and standard heat treatment of (1 180 °C, 4 h, A.C.)+(900 °C, 16 h, A.C.) were carried out on both the small size section shaped test bars and large size section runner riser. The as-cast and heat-treated specimens with different section sizes were analyzed by optical metallography (OM), quantitative metallography (QM), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffractometry (XRD) to determine the type, morphology, and composition of phases in K4648 alloy. The results indicate that the primary phases in K4648 alloy are mainly γ matrix, α phase and MC carbide. The primary α phase is an oversaturated solid solution of (Ni+Mo+W) in Cr. The concentration (molar fraction) of element Ni can reach above 30%, thereby primary α phase in this study can be nominated as α -(Cr, Ni). At the load of 0.2 N, α -(Cr, Ni) possesses a Vickers microhardness of 6.3 GPa, which is a brittle and hard phase. The heavy section castings exhibit larger size and amount of primary α phase, which is a kind of harmful phase and needs to be controlled. The primary α phase and MC carbides will solid-solution and transform to $M_{23}C_6$ carbide after (1 180 °C, 4 h) treatment. The $M_{23}C_6$ carbide possesses higher Cr content and lower Ni content than that of primary α phase. The residual primary α phase and MC carbides exist after (1 180 °C, 4 h) solid-solution treatment especially in specimens with large section size. The plate-like secondary α phase and γ' -Ni₃(Al, Ti, Nb) precipitate

everywhere after (1 180 °C, 4 h)+(900 °C, 16 h) standard heat treatment. In addition, the granular $M_{23}C_6$ carbide further precipitates at grain boundary region, both of them can strengthen the alloy.

Key words: Ni-base superalloy; K4648; α -(Cr, Ni) phase; $M_{23}C_6$ carbide; microstructure

高温合金是制造先进燃气涡轮发动机的关键材料, 其中高温环境下的抗氧化性和耐蚀性一直是重要的研究目标。Cr 是提高高温合金耐蚀性的重要元素^[1], 早期的变形高温合金中通常含有较高含量的 Cr, 如美国的 Inconel 和英国的 Nimonic 系列合金具有 20% 的含 Cr 量(质量分数)。另外, 俄罗斯还开发了高 Cr 变形镍基高温合金 ЭИ648, 其 Cr 含量可达 30% 以上, 广泛应用于制造发动机的空-空换热器和火焰筒等高温氧化环境下使用的静止部件。国内, 高 Cr 变形高温合金研究领域也相当活跃, 研制了变形高温合金 GH648, 并进行了大量的研究工作^[2-12]。近年来, 由于失蜡熔模精密铸造技术在航空发动机上的大量应用, 铸造高温合金得到了迅猛的发展。Cr 含量高达 32%~35% 的铸造镍基高温合金 K4648 因其优异的力学性能和抗氧化性能已开始用于制造先进燃气涡轮发动机的燃烧室、矢量喷口和扩压器等整体铸件。K4648 是目前 Cr 含量最高的铸造镍基高温合金。目前, 国内外对于铸造高 Cr 镍基高温合金组织及工艺的报导较少, 有必要对其进行系统的研究。本项目研究了 K4648 合金及其铸件质量控制的若干因素, 对合金的显微组织、凝固行为、热处理状态、力学性能以及金属-陶瓷界面反应等方面进行了较系统的研究, 铸件的显微组织除了受铸造工艺控制外, 还明显受截面尺寸的影响。因此, 本文作者对不同截面尺寸的 K4648 合金在铸态和热处理状态下的显微组织作了对比研究, 进而可了解凝固速度和热处理对显微组织和偏析的影响。

1 实验

试验材料为真空感应熔炼的 K4648 合金, 真空重熔浇注成等轴晶成形试棒, 合金的分析成分如表 1 所示。显微分析试样取自薄截面尺寸的冲击试棒坯(试样 A)和厚截面尺寸的中柱管(试样 B), 以便考察凝固时冷却速度对合金显微组织的影响。对不同截面尺寸铸态试样分别作(1 180 °C, 4 h, A.C.)的固溶处理和(1 180 °C, 4 h, A.C.)+(900 °C, 16 h, A.C.)的标准热处理。金相试样经机械抛光后用 15% H_2SO_4 -甲醇(体积分数)溶液电解腐蚀显示组织。微量相的电解萃取用 10% HCl -甲醇(体积分数)溶液在 7.5 V 电压下电解

1 h, 从溶液中收集电解残留物作 X 射线衍射分析以鉴别存在的微量相。对不同截面尺寸的铸态、固溶态和标准热处理态试样用光学金相、扫描电镜和能谱分析, 确定 K4648 合金不同组织状态存在的相种类、形貌和成分, 考察截面尺寸效应和热处理对合金显微组织的影响。

表 1 K4648 合金的分析成分

Table 1 Analyzed compositions of K4648 alloy

Element	w/%	x/%
Cr	33.660	37.550
W	4.860	1.530
Mo	2.900	1.750
Nb	0.900	0.560
Ti	0.920	1.110
Al	0.940	2.020
C	0.067	0.320
Ce	≤0.030	≤0.010
B	≤0.008	≤0.043
Y	≤0.040	≤0.030
Ca	≤0.020	≤0.030
Ni	Bal.	Bal.

Contents of element Ce, B, Y and Ca were not detected.

2 结果与讨论

2.1 K4648 合金的铸态显微组织

K4648 合金不同截面尺寸(试样 A 和 B)的铸态组织如图 1 所示。沿晶界和枝晶间分布的初生相主要为 MC 碳化物和 α 相, 偶尔也有 M_3B_2 硼化物的存在。大截面尺寸的试样 B 由于凝固时冷却速度较慢, 因此, 显微偏析更为严重, 析出的 α 相量更多。定量金相分析表明, 铸态的粗截面试样 B 中 α 相的数量比薄截面试样 A 的约高 1 倍, 分别为 0.64% 和 1.29%(体积分数)。在随机测量 0.2 mm² 试样面积上, 试样 A 中的 α 相最大尺寸为 17.5 μm , 试样 B 中的为 56.0 μm 。X 射线衍射结果也表明, 试样 B 中存在的相更加复杂, 除了常存相 MC (fcc)、 α (bcc)和 M_3B_2 外, 还有 $M_{23}C_6$ 碳化物、 η 和 σ 相的衍射峰(见图 2)。其中 α 相是在接近微观固

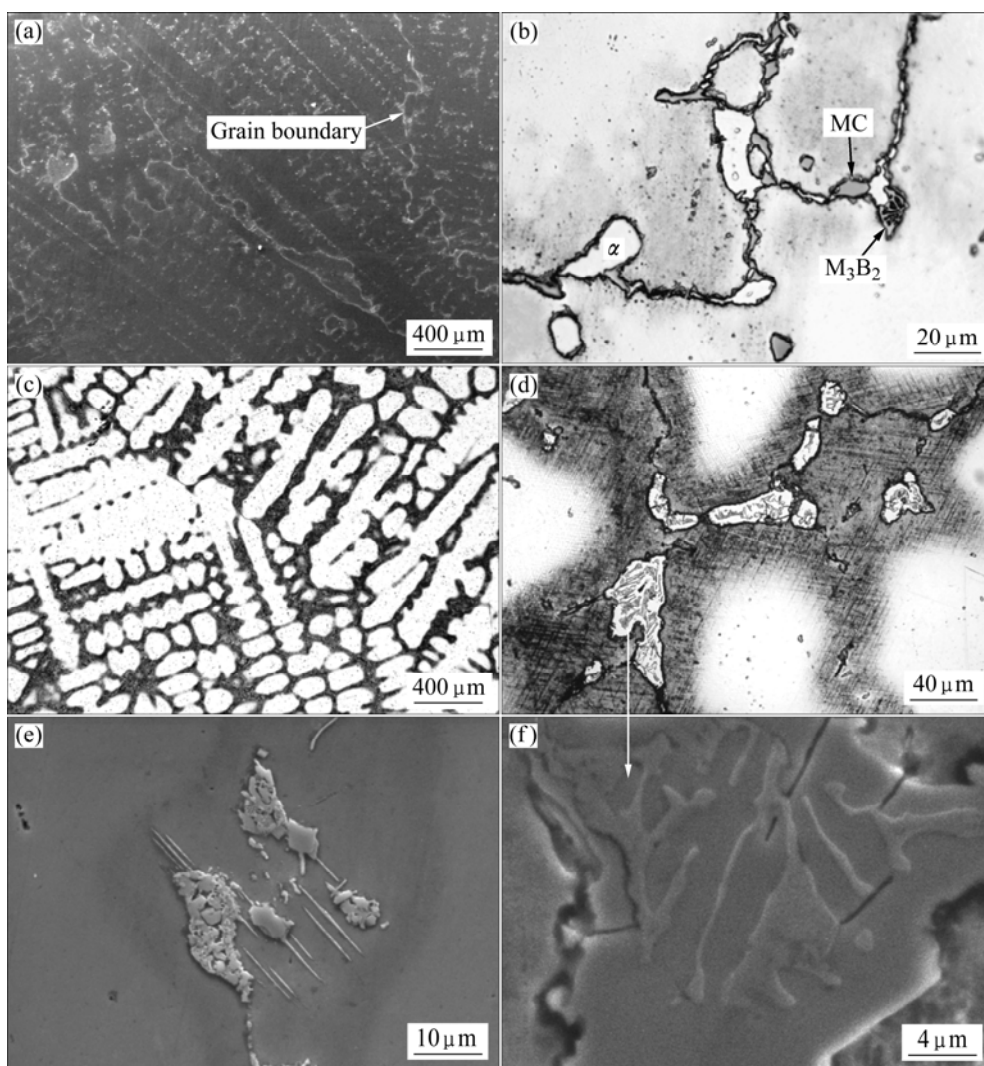


图 1 K4648 合金的铸态显微组织

Fig.1 Microstructures of as-cast K4648 alloy with different section sizes: (a), (b) Small section size, Sample A; (c), (d), (e), (f) Large section size, Sample B

相线温度附近的凝固后期 1 190 °C 从液相中析出的^[13]。仔细观察可以发现, 试样 B 的铸态试样局部还存在少量针状相(图 1(e))。另外在白色块状 α 相内还分布有条状相(见图 1(f)), 条状相的产生可能是由于凝固偏析发生了局部共晶反应^[14]。条状相附近的区域常伴随有裂纹, 能谱结果表明, 心部的条状相具有更高的 Cr 含量。针状相和条状相的形成主要是由于厚截面缓冷偏析严重造成的, 相的种类还有待进一步研究。

用能谱分别测定了试样 A 和 B 的主要初生相 α 和 MC 相的成分, 结果列于表 2 中。表 2 中的数据表明, 不同尺寸的试样内部 α 和 MC 相的成分无明显差别, α 相中以 Cr 为基体固溶了总量高达 40%(摩尔分数)的 Ni、Mo 和 W, 是一种过饱和的固溶体, 其中高达 30% 的 Ni 含量是该相的一大特点, 因此, 在本研究中可被

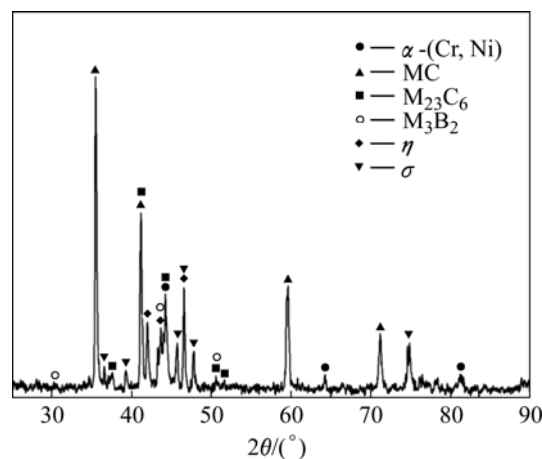


图 2 K4648 合金铸态下萃取微量相的 XRD 谱

Fig.2 XRD pattern of minor phases in as-cast K4648 alloy (Sample B)

表 2 K4648 合金铸态下初生相的成分

Table 2 Composition of primary phases in as-cast K4648 alloy

Sample No.	Molar fraction/%						
	Phase	Cr	Ni	Mo	W	Nb	Ti
A	α	54.33	33.41	7.22	3.86	0	1.08
	MC	12.69	14.23	0	2.78	42.03	28.27
B	α	56.37	32.48	7.40	3.14	0	0.61
	MC	14.59	13.78	0	2.36	40.06	24.22

Content of carbon was not detected.

命名为 α -(Cr, Ni)相。MC 碳化物则以 Nb 和 Ti 为主, 由表 1 和 2 中的数据可以看出, 合金中 Nb 的摩尔分数小于 Ti 的, 而 MC 碳化物中 Nb 含量远远高于 Ti 含量, 说明 Nb 的 MC 碳化物生成倾向大于 Ti 的, 这点与文献[15]的结论一致。在实际生产中, 铸件的截面厚度不同意味着凝固时的冷却速度不同, 因此, 可以认为在等轴晶铸件凝固条件范围内, 冷却速度对初生相的成分影响不大。但由于缓冷产生较大的显微偏析, 会产生更多种析出相, 如本研究中厚截面的试样 B 中存在少量的 η 和 σ 相。

在 0.2 N 载荷下初生 α 相的维氏显微硬度为 6.3 GPa, 是基体硬度的 3 倍以上(基体的硬度为 1.9 GPa, 见图 3)。 α 相上显微硬度压痕的尖角处常出现微裂纹, 表明该相是脆性相, 沿晶界或枝晶间分布着块状或者链状 α 相是合金塑性降低的主要原因之一。

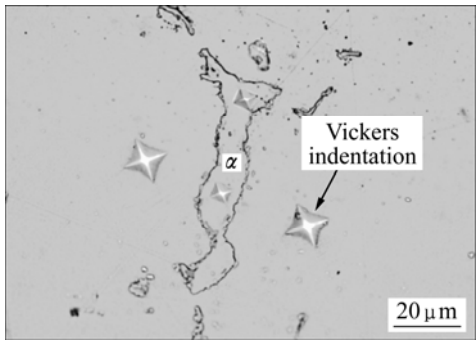


图 3 铸态 K4648 合金中 α 相与 γ 基体维氏显微硬度对比
Fig.3 Vickers microhardness of α phase compared with γ matrix in as-cast K4648 alloy

2.2 K4648 合金(1 180 ℃, 4 h)固溶态组织

K4648 合金试样 A 和 B 经(1 180 ℃, 4 h)固溶处理空冷后的显微组织如图 4 所示。对试样 A 由于铸态下存在的初生块状 α 相量较少, 经固溶处理后, 大部分 α 和 MC 相已经固溶, 随后过饱和的元素 Cr 与 MC 碳化物回溶释放出来的碳结合以粒状 $M_{23}C_6$ 碳化物的形

式从基体中析出。合金中偶尔也可看到未溶的 α 相也缩成边界圆滑的块状(见图 4(a)), 部分没有完全固溶的初生大块 α 相直接转变为带有棱角的 $M_{23}C_6$ 碳化物(见图 4(b)), 发生 α -(Cr, Ni)+C $\rightarrow$ $M_{23}C_6$ 的反应。对于大截面的试样 B, 由于铸态下 α 和 MC 相量较多且尺寸也较大, 在固溶处理时很难完全固溶。部分 α 相转变为带有棱角的或形状不规则的 $M_{23}C_6$ 碳化物, 与未完全固溶的残余 α 相和 MC 碳化物呈共生状态(见图 4(c)和(d))。在扫描电镜背散射图像下, 两种相有明显的衬度差别, 其中 α 相成白亮色, $M_{23}C_6$ 呈灰色。由图 4(c)可知, 试样 B 固溶处理后析出的粒状相有 α 相和 $M_{23}C_6$ 两种(见图 4(c)背散射像中白亮和灰色颗粒)。这主要是由于试样 B 凝固冷却速度慢, Cr 的偏析更严重, 由 α 转变成较多块状 $M_{23}C_6$ 碳化物消耗了较多的碳, 剩余的碳不足以与基体中过饱和的 Cr 形成 $M_{23}C_6$ 碳化物, 部分过饱和的 Cr 以粒状 α 相的形式析出。用能谱测定了试样 A 和 B 固溶态存在的 α 相、 $M_{23}C_6$ 碳化物和 MC 碳化物的成分, 结果列于表 3。由表 3 可以看出, 固溶处理后的 α 相成分与铸态下的差别不大, 但 $M_{23}C_6$ 碳化物中的 Cr 含量明显高于 α 相中的, 而 Ni 含量明

图 3 K4648 合金经(1 180 ℃, 4 h)固溶处理后各微量相的成分

Table 3 Compositions of minor phases of K4648 alloy after (1 180 ℃, 4 h) solid solution treatment

Sample No.	Molar fraction/%						
	Phase	Cr	Ni	Mo	W	Nb	Ti
A	α	54.74	34.79	5.52	4.57	0	0.38
	$M_{23}C_6$	81.53	9.72	5.10	3.66	0	0
	MC	—	—	—	—	—	—
B	α	55.71	34.43	5.93	2.29	0	0.64
	$M_{23}C_6$	83.03	7.48	5.59	3.51	0	0.37
	MC	21.58	25.36	0	0.83	34.12	18.11

Content of carbon was not detected.

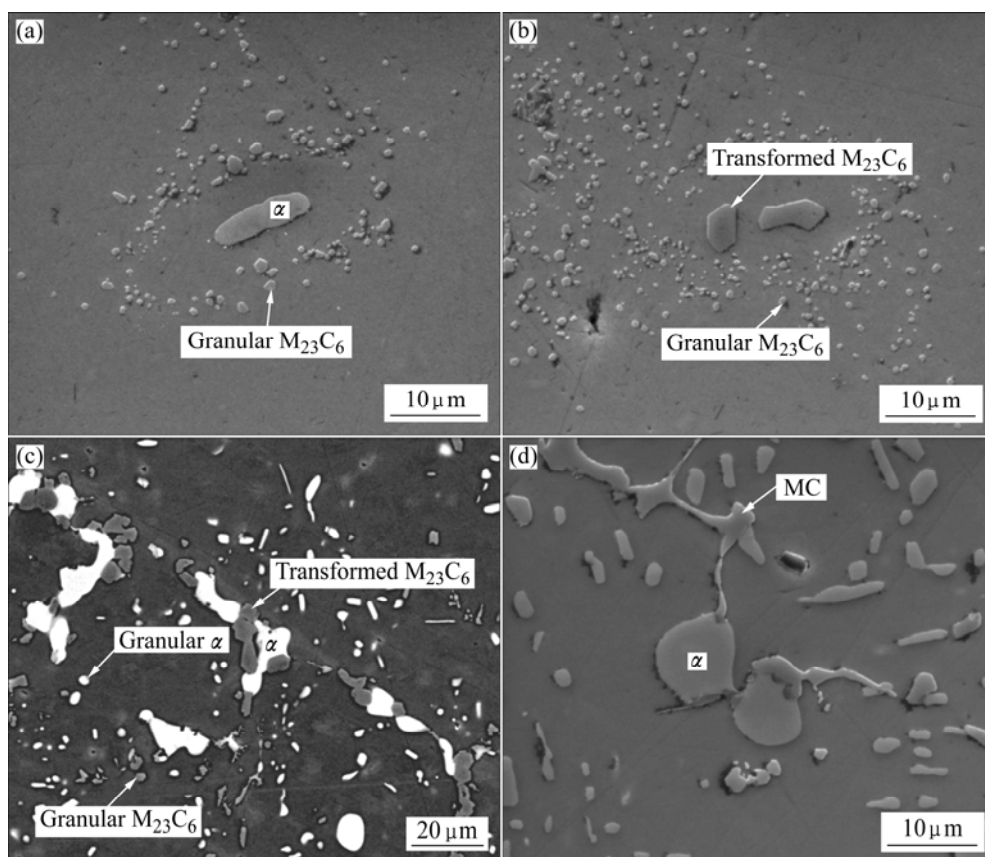


图 4 K4648 合金经(1 180 °C, 4 h)固溶处理后的显微组织

Fig.4 Microstructures of K4648 alloy after (1 180 °C, 4 h) solid solution treatment: (a), (b) Sample A; (c), (d) Sample B

显低于 α 相中的。对于 K4648 合金, 这可以作为区别初生 α 相和 $M_{23}C_6$ 碳化物的一种手段。

试样 A 经(1 180 °C, 4 h)固溶处理后电解萃取残留物的 XRD 谱如图 5 所示, 证实所存在的相主要为

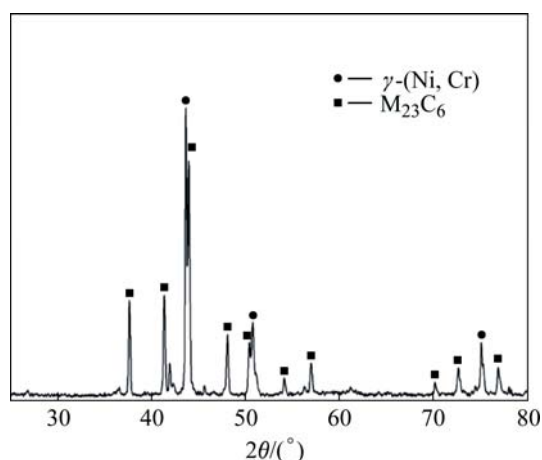


图 5 K4648 合金经(1 180 °C, 4 h)固溶处理后萃取微量相的 XRD 谱

Fig.5 XRD pattern of minor phases in K4648 alloy after (1 180 °C, 4 h) solid solution treatment (Sample A)

$M_{23}C_6$ 碳化物。由于试样 A 铸态下存在的 α 相和 MC 碳化物量较少, 在(1 180 °C, 4 h)固溶处理时, 绝大部分 α 相和 MC 碳化物回溶并转变为 $M_{23}C_6$ 相, 所以在萃取的微量相中未发现 α 相和 MC 碳化物。另外在萃取粉末中还残留了部分未溶解的面心立方结构的基体 γ 相。

2.3 K4648 合金经(1 180 °C, 4 h)+(900 °C, 16 h)标准热处理后的显微组织

K4648 合金试样 A 和 B 经(1 180 °C, 4 h)+(900 °C, 16 h)处理后的显微组织如图 6 所示。与图 4 所示不同的是, 在(1 180 °C, 4 h)处理后存在块状 α 和 $M_{23}C_6$ 相以及粒状 α 和 $M_{23}C_6$ 碳化物的基础上, 在 900 °C 时效时两种试样都从基体中析出大量片状次生 α 相。此外, 由于合金中含有 Al、Ti 和 Nb 等 γ' 形成元素, 在时效状态下还会析出非常弥散的 γ' 相, 因其尺寸小于光学显微镜和扫描电镜的分辨率, 故在在显微照片中未能显示。

由于次生 α 相太薄, 用能谱很难直接测得其准确成分, 用 10% HCl-甲醇选择性电解深腐蚀试样, 把基体溶解掉后, 在晶内的片状 α 呈成捆编织状组织, 如图 7(a)所示。在晶界区附近还散落有粒状 $M_{23}C_6$ 碳化

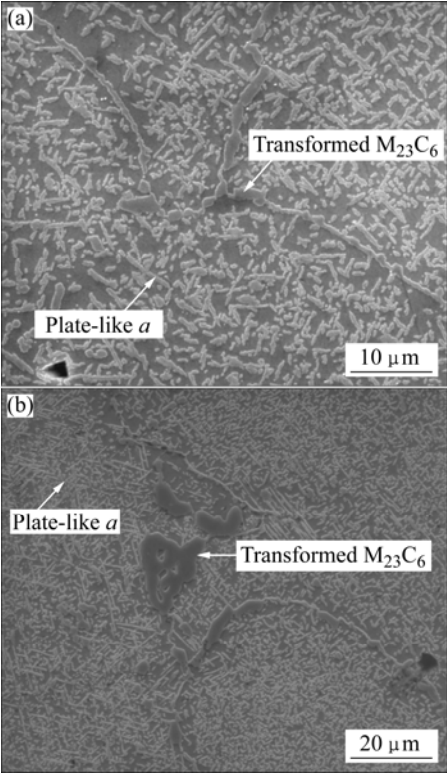


图 6 K4648 合金经(1 180 ℃, 4 h)+(900 ℃, 16 h)标准热处理后的显微组织
Fig.6 Microstructures of K4648 alloy after (1 180 ℃, 4 h)+(900 ℃, 16 h) standard heat treatment: (a) Sample A; (b) Sample B

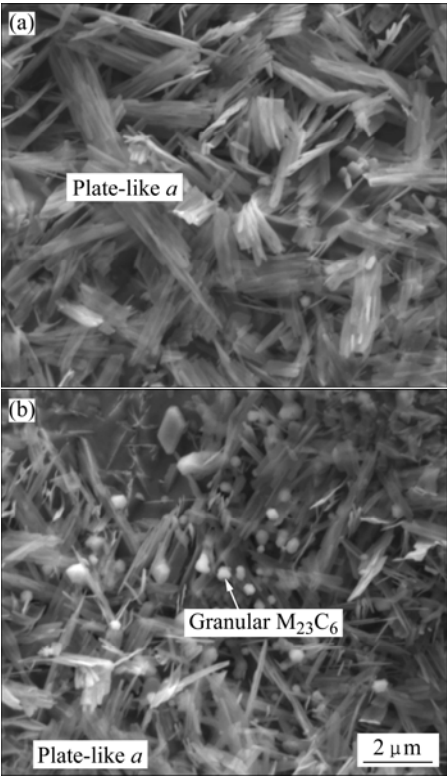


图 7 K4648 合金试样 A 经(1 180 ℃, 4 h)+(900 ℃, 16 h)处理后表面深腐蚀后的显微组织
Fig.7 Deep etching microstructures of K4648 alloy after (1 180 ℃, 4 h)+(900 ℃, 16 h) standard heat treatment (Sample A)

物(见图 7(b))。用能谱对图 6 中片状相和粒状相进行测量, 结果于表 4 与表 2 的数据比较可知, 次生片状 α 相比初生 α 相更加富 Cr 而贫 Ni, 而粒状 $M_{23}C_6$ 碳化物与表 3 固溶态合金中 $M_{23}C_6$ 的成分相近。对图 7 中萃取后试样表面直接做 X 射线衍射分析, 其衍射峰主要是 α -(Cr, Ni)的(见图 8(a)), 证明片状相为 α 相, 而脱落的粉末中主要为 $M_{23}C_6$ 相(见图 8(b))。在电解萃

表 4 K4648 合金 A 样经(1 180 ℃, 4 h)+(900 ℃, 16 h)处理后微量相的成分

Phases	Molar fraction/%			
	Cr	Ni	Mo	W
Plate-like α	80.93	13.02	3.10	2.94
Granular $M_{23}C_6$	82.09	8.83	4.59	4.49

Content of carbon was not detected.

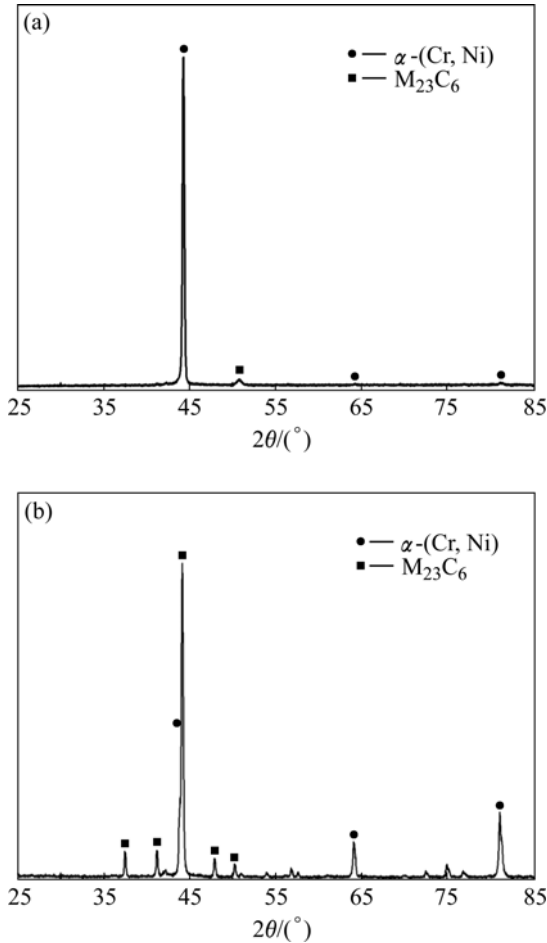


图 8 K4648 合金经(1 180 ℃, 4 h)+(900 ℃, 16 h)处理后微量相的 XRD 谱
Fig.8 XRD patterns of minor phases in K4648 alloy after (1 180 ℃, 4 h)+(900 ℃, 16 h) standard heat treatment (Sample A): (a) Surface of deep etching sample; (b) Extracted powder

取的过程中,当基体 γ 被溶解以后,片状相和粒状相都落入电解液中。但由于片状 α 相在基体表面互相交织很难脱落,多留在试样表面,且片状 α 相沉降速度远比粒状相慢,收集早期沉淀的残余物粉末做X射线衍射分析时,其衍射峰主要是 $M_{23}C_6$ 碳化物的,证实了粒状相以 $M_{23}C_6$ 碳化物为主(见图8(b))。

3 结论

1) K4648合金铸态显微组织中主要存在 γ 基体(fcc)、初生 α 相(bcc)和MC碳化物(fcc)。其中初生 α 相是一种固溶有高达40%(摩尔分数)的Ni、Mo和W的Cr的过饱和固溶体,其中Ni含量可达30%以上, α 相可命名为 α -(Cr, Ni)。在0.2 N载荷下, α 相的维氏显微硬度值为6.3 GPa,是一种硬而脆的相。厚截面铸件中 α 相量更多、尺寸更大,是铸件中需要控制的有害相。

2) 经过(1 180 °C, 4 h)固溶处理后,初生 α 相和MC碳化物都会回溶,并且转变为 $M_{23}C_6$ 碳化物。该碳化物有两种形态,一种是由 α 相原位直接转变为角状大块的 $M_{23}C_6$ 碳化物,另一种是从基体 γ 中析出的粒状 $M_{23}C_6$ 。此外,固溶处理后特别是在厚截面试样中还残存未完全转变的 α 相和MC碳化物。

3) 经过(1 180 °C, 4 h)+(900 °C, 16 h)标准热处理后,在(1 180 °C, 4 h)固溶处理后存在 $M_{23}C_6$ 、 α 和MC相的基础上,合金内部广泛析出片状次生 α 相(bcc)和 γ' -Ni₃(Al, Ti, Nb)相,在晶界区补充析出粒状 $M_{23}C_6$ 碳化物,可起到强化合金的作用。

REFERENCES

- [1] RADAVICH J F. Effect of alpha chromium on the long time behavior of alloy 718[C]// LORIA E A. Superalloy 718, 625, 706 and various derivatives. Warrendale, Pennsylvania: TMS, 1997: 409-415.
- [2] 颜晓峰, 马惠萍, 卢亚轩. 碳含量对 GH648 合金组织和性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2001, 13(6): 40-42.
YAN Xiao-feng, MA Hui-ping, LU Ya-xuan. Effect of carbon content on microstructure and property of GH648 alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2001, 13(6): 40-42.
- [3] 颜晓峰, 马惠萍, 卢亚轩. Cr 含量对 GH648 合金组织及力学性能的影响[J]. 材料工程, 2002(3): 26-29.
YAN Xiao-feng, MA Hui-ping, LU Ya-xuan. Effect of chromim content on microstructure and mechanical properties of GH648 alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2002(3): 26-29.
- [4] 颜晓峰, 马惠萍, 刘万生. 时效处理对 GH648 合金析出相和力学性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2003, 15(7): 123-126.
YAN Xiao-feng, MA Hui-ping, LIU Wan-sheng. Effect of aging treatment on microstructure and mechanical property of GH648 alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2003, 15(7): 123-126.
- [5] 颜晓峰, 马惠萍, 刘万生. GH648 高温抗氧化性能的研究[J]. 钢铁研究学报, 2003, 15(7): 127-130.
YAN Xiao-feng, MA Hui-ping, LIU Wan-sheng. Study on oxidation resistance of GH648 alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2003, 15(7): 127-130.
- [6] 董建新, 张麦仓, 曾燕屏. 新型Ni-Cr基GH648合金成分对热力学平衡相析出行为的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(1): 51-55.
DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, ZENG Yan-ping. Thermodynamic calculation of the precipitation phases in a high-Cr GH648 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34 (1): 51-55.
- [7] 董建新, 谢锡善. 不同Cr含量高温合金中 α -Cr相析出行为及作用[J]. 金属学报, 2005, 41(11): 1159-1166.
DONG Jian-xin, XIE Xi-shan. α -Cr precipitation behavior and its effect on high Cr-containing superalloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(11): 1159-1166.
- [8] 马惠萍, 杨玉军, 颜晓峰. GH648 合金 800 °C长期时效后的组织稳定性[J]. 钢铁研究学报, 2007, 19(4): 54-57.
MA Hui-ping, YANG Yu-jun, YAN Xiao-feng. Structure stability of GH648 alloy after long-term aging treatment at 800 °C[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2007, 19(4): 54-57.
- [9] 马惠萍, 鞠 泉, 杨玉军, 赵光普. GH4648 合金在均匀化退火过程中组织演变[C]// 中国金属学会高温材料分会. 第十一届中国高温合金年会论文集. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 191-195.
MA Hui-ping, JU Quan, YANG Yu-jun, ZHAO Guang-pu. Microstructure evolvement of GH4648 during homogenization treatment[C]// High Temperature Materials Branch of Chinese Metals Society. Proceeding of the 11th Chinese Symposium on Superalloys. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 191-195.
- [10] 王信才, 牛建科, 韦家向. GH4648 合金冷轧薄板的热处理与组织和性能的对对应关系[C]// 中国金属学会高温材料分会. 第十一届中国高温合金年会论文集. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 196-199.
WANG Xin-cai, NIU Jian-ke, WEI Jia-xiang. Influence of Heat treatment on the structure and properties for cold-rolled sheets of alloy GH4648[C]// High Temperature Materials Branch of Chinese Metals Society, eds. Proceeding of the 11th Chinese Symposium on Superalloys. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 196-199.

- [11] 鞠 泉, 马惠萍, 周轶群, 王世普. GH4648 合金的高温热变形行为[C]// 中国金属学会高温材料分会. 第十一届中国高温合金年会论文集. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 200–204.
- JU Quan, MA Hui-ping, ZHOU Yi-qun, WANG Shi-pu. Hot plastic deformation of GH4648 superalloy[C]// High Temperature Materials Branch of Chinese Metals Society. Proceeding of the 11th Chinese Symposium on Superalloys. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 200–204.
- [12] 毕中南, 董建新, 张麦仓. Ni-Cr 基高温合金中 α -Cr 相演变及稳定化处理[C]// 中国金属学会高温材料分会. 第十一届中国高温合金年会论文集. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 205–208.
- BI Zhong-nan, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang. Precipitation behavior and stabilizing treatment of α -Cr phase in a Ni-Cr based superalloy[C]// High Temperature Materials Branch of Chinese Metals Society. Proceeding of the 11th Chinese Symposium on Superalloys. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 205–208.
- [13] 郑 亮, 肖程波, 唐定中, 顾国红, 汤 鑫. 高Cr铸造镍基高温合金 K4648 凝固行为的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(9): 1539–1544.
- ZHENG Liang, XIAO Cheng-bo, TANG Ding-zhong, GU Guo-hong, TANG Xin. Investigation of the solidification behavior of a high Cr content cast Ni-base superalloy K4648[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(9): 1539–1544.
- [14] 郑 亮. 含 Ta 低 Cr 高 W 铸造 Ni 基高温合金中 α 相的形成与转变[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(10): 1566–1571.
- ZHENG Liang. Formation and transformation of α phase in Ta-containing low Cr and high W content cast Ni-base superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(10): 1566–1571.
- [15] 郑 亮, 谷臣清, 张国庆. Ta 对低 Cr 高 W 铸造镍基高温合金显微组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(2): 194–198.
- ZHENG Liang, GU Chen-qing, ZHANG Guo-qing. Effect of Ta addition on the microstructure of cast nickel base superalloys containing low level of Cr and high level of W[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(2): 194–198.

(编辑 何学锋)