

# 新型低钴铸造镍基高温合金的相析出行为

胡亮<sup>1</sup>, 王珏<sup>1,2</sup>, 巨佳<sup>1,2</sup>, 王章忠<sup>1,2</sup>, 潘斌<sup>3</sup>

(1. 南京工程学院 材料科学与工程学院, 江苏 南京 211167)

(2. 江苏省先进结构材料与应用技术重点实验室, 江苏 南京 211167)

(3. 江阴鑫宝利金属制品有限公司, 江苏 无锡 214426)

**摘要:** 利用热力学计算软件 JMatPro 和差示扫描量热实验, 研究新型低钴铸造镍基高温合金的相析出行为, 并与实际铸锭的组织、成分进行对比。结果表明, 低钴合金铸态组织主要包括  $\gamma$  (基体)、 $\gamma'$ 、碳化物 ( $MC$ 、 $M_6C$ ) 和  $\gamma+\gamma'$  共晶组织 (体积分数约 13.9%), 凝固过程中 Ta 和 Hf 出现正偏析。DSC 测试得出合金初熔点、终熔点和  $\gamma'$  相回溶温度分别为 1300.1、1349.6 和 1272.1  $^{\circ}C$ , 理论计算与实验结果基本一致。热力学计算显示 Al、W 含量增加能够分别提高  $\gamma'$  和  $M_6C$  型碳化物的析出量与回溶温度, Hf、Ta 元素能增大  $MC$  型碳化物的液析倾向, 新型低钴合金的预期持久性能优于现有商用镍基多晶铸造高温合金。

**关键词:** 热力学计算; 低钴高温合金; 相析出行为; 持久性能

中图分类号: TG146.1<sup>+</sup>5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4219-08

镍基铸造高温合金因其优异的高温力学性能、耐腐蚀和抗氧化能力, 广泛应用于航空航天和能源动力等领域<sup>[1-3]</sup>。钴是应用于 800~1000  $^{\circ}C$  范围内的镍基铸造高温合金主要合金元素之一 (质量分数为 10%~20%)<sup>[4,5]</sup>, 我国钴资源储量占全世界的 1.2%, 年消费量却达到世界的 51.3%<sup>[6]</sup>, 尤其是近年来燃料电池行业对钴元素的大量需求, 使其战略资源地位凸显, 因此开发低钴高温合金势在必行。钴在镍基高温合金中通过降低堆垛层错能来强化基体, 提高合金的蠕变和持久性能<sup>[7,8]</sup>, 因此, 镍基铸造高温合金的低钴化设计需要以力学性能无损为前提。

热力学计算是研究高温合金相析出规律的重要方法, 可以在节约实验成本的基础上提供相析出行为的定量数据。目前采用该方法研究镍基高温合金相析出的报道较多, 如尹宏飞等<sup>[9]</sup>通过 JMatPro 软件分析现有超超临界电站关键部件高温合金的平衡相和高温力学性能, 进而利用 Fe 元素取代 Ni、Co, 降低生产成本; Baldan 等<sup>[10]</sup>基于热力学软件计算 MAR-M246 合金  $\gamma'$  固相线和液相线温度, 制定不同固溶时效热处理制度; 王珏等<sup>[11]</sup>利用 Thermo-Calc 软件, 分析了 3 种 700  $^{\circ}C$  以上超超临界电站用过热器管道材料的热力学平衡相图, 对比 3 种合金主要析出相行为。本实验针

对 1000  $^{\circ}C$  用新型低钴铸造镍基高温合金, 利用 JMatPro 软件计算热力学相图, 分析合金元素对析出相的影响, 并通过与实际冶炼合金对比验证计算的准确性, 为高温合金的低钴化设计提供理论依据。

## 1 实验

实验用低钴高温合金以真空感应方式熔炼, 名义化学成分如表 1 所示。通过 JMatPro 热力学计算软件及相应的镍基高温合金数据库, 建立精确的热力学模型, 在恒压平衡条件下, 根据吉布斯自由能最小原理确定合金体系中存在的平衡相及其组成, 分析温度变化对各相析出量的影响规律。计算选用 Thermodynamic Properties 和 Solidification 两个模块, 将合金成分及温度参数 (温度区间为 200~1600  $^{\circ}C$ , 步长为 10  $^{\circ}C$ ) 作为输入条件。通过调整合金元素含量, 分析元素变化对各相析出温度及析出量的影响规律, 计算合金的高温持久强度, 并与现有商用合金进行对比。

用于组织观察的试样经打磨和抛光后, 选择腐蚀剂 (三氯化铁:盐酸:水=1 g:3 mL:12 mL) 进行化学浸蚀, 利用 OLYMPUS 金相显微镜和 JSM-6360LV 扫描电子显微镜 (配备 GENESIS 2000XM60 能谱仪) 观察合金组织形貌; 用于差示扫描量热实验的试样 ( $\Phi 3$  mm $\times$ 2 mm

收稿日期: 2021-12-24

基金项目: 江苏省产业前瞻与关键核心技术竞争项目 (BE2019027); 江苏省研究生科研与实践创新计划 (SJCX20\_0697); 南京工程学院校级科研基金 (CKJA201802, JCYJ201811)

作者简介: 胡亮, 男, 1997 年生, 硕士生, 南京工程学院材料科学与工程学院, 江苏 南京 211167, E-mail: hl09233033@163.com

表 1 低钴高温合金名义化学成分

Table 1 Nominal chemical composition of low-cobalt superalloy ( $\omega/\%$ )

C	Cr	Co	W	Mo	Ta	Al	Ti	Hf	B	Ni
0.15	8.5	2	10	1	6	6	0.5	1.5	0.015	Bal.

圆柱薄片) 取自铸锭中间部位, 放置陶瓷坩埚中, 通过 STA409PC 同步热分析仪加热 (加热速率为 10 °C/min, 温度升至 1400 °C), 得到以温度为横坐标、热流量为纵坐标的 DSC 曲线, 以测量合金的相转变温度。

## 2 结果与分析

### 2.1 低钴高温合金的相析出行为

#### 2.1.1 热力学平衡相图计算

图 1 为新型低钴高温合金析出相质量分数随温度变化的计算结果, 可以看出主要的平衡相为  $\gamma$  (基体)、 $\gamma'$ 、 $\sigma$ 、 $\mu$ 、碳化物 ( $MC$ 、 $M_6C$ 、 $M_{23}C_6$ ) 和硼化物 ( $MB_2$ 、 $M_3B_2$ )。计算得出的合金初熔点和终熔点分别为 1306.9 和 1351.9 °C; 主要强化相  $\gamma'$  回溶温度为 1264.4 °C, 含量随温度的升高逐渐降低。从局部放大图 (图 1b) 可

以看出碳化物共有 3 种,  $MC$  型碳化物析出温度范围为 689.0~1482.5 °C, 在 1148.4 °C 处达到最大析出量 2.4%, 为液析碳化物;  $M_6C$  型碳化物在 910.4~1148.4 °C 下析出, 在 988.4 °C 处达到最大析出量 3.1%;  $M_{23}C_6$  型碳化物析出温度为 988.4 °C, 在 689.0 °C 处达到最大析出量 3.0%。 $\sigma$  相和  $\mu$  相的回溶温度分别为 643.1 和 538.7 °C, 合金中还有少量硼化物析出。

主要析出相在峰值析出量所对应温度下的成分如表 2 所示, 强化相  $\gamma'$  的主要成分除 Ni 和 Al 外, W 和 Ta 的溶解度也较大。研究表明 W、Ta 等元素的固溶可以增大  $\gamma'$  与基体的错配度, 进一步提高强化效果<sup>[12]</sup>。 $MC$  型碳化物主要组成元素为 Hf 和 Ta;  $M_6C$  型碳化物中的 W 元素含量达到 62.7%, 而  $M_{23}C_6$  型碳化物主要元素为 Cr。有害相 TCP 相 ( $\sigma$  和  $\mu$ ) 中主要含有 W、Cr 等元素。

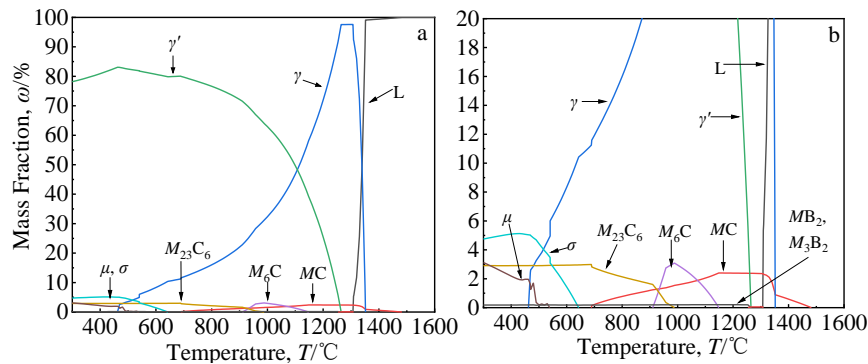


图 1 新型低钴合金的平衡相图及局部放大图

Fig.1 Equilibrium phase diagram (a) and partial magnification (b) of the new low-cobalt alloy

表 2 新型低钴合金的主要平衡相在峰值析出温度下的成分

Table 2 Composition of the main equilibrium phase of the new low-cobalt alloy at the peak precipitation temperature ( $\omega/\%$ )

Phase	T/°C	Ni	Al	Co	Cr	Hf	Mo	Ta	Ti	W	B	C
$\gamma$	1300	65.92	6.15	2.05	8.71	0.25	1.02	5.25	0.47	10.17	Trace	Trace
$\gamma'$	462.1	71.72	7.22	0.99	2.25	0.2	0.19	7.22	0.6	9.6	-	-
$MC$	1148.4	-	-	-	0.15	55.62	0.17	33.89	0.81	3.2	-	6.16
$M_6C$	988.4	18.02	-	0.73	11.79	-	4.93	-	-	62.66	-	1.88
$M_{23}C_6$	688.96	1.9	-	0.52	73.85	-	9.5	Trace	Trace	9.19	0.023	5.02
$MB_2$	1264.08	-	Trace	-	0.054	29.98	0.035	Trace	45.6	-	24.48	-
$M_3B_2$	1150	0.84	-	0.12	19.21	-	39.67	0.17	-	32.92	7.06	-
$\sigma$	430	10.44	Trace	19.23	67.36	-	0.99	-	-	1.98	-	-
$\mu$	200	11.29	-	23.78	2.63	-	3.71	Trace	-	58.59	-	-

2.1.2 相析出温度分析

利用同步热分析仪计算得到 DSC 曲线如图 2 所示。曲线上的波动点如下：a 点存在较小幅度波动，文献研究表明该波动对应  $\gamma'$  相转变的最终温度 1272.1 °C<sup>[13]</sup>，与热力学计算值（1264.4 °C）相吻合；b 点呈现的较为明显波动表示  $\gamma$  相和  $M_6C$  型碳化物的溶解，测得温度为 1300.1 °C；之后曲线呈“V”字形，为吸热峰，合金由固态转变为液态，峰值 c 点温度为 1349.6 °C，b、c 点温度接近计算所得出的初熔点 1306.9 °C 和终熔点 1351.9 °C。由此看出，采用热力学计算得到的相变温度与实测值基本吻合，计算结果可以用于合金的相析出行为研究。

2.2 低钴高温合金的铸态组织与凝固行为分析

2.2.1 铸态组织形貌与成分分析

实验合金具有明显的铸态枝晶组织，其中一次枝晶间距为 167.1  $\mu\text{m}$ ，二次枝晶间距为 44.3  $\mu\text{m}$ （图 3a）。析出物主要包括：① 葵花状或平板状组织（图 3b），由能谱分析（表 3）结合文献报道可知<sup>[14]</sup>，该析出物为  $\gamma+\gamma'$  共晶组织，经定量金相分析得出其体积占比约为

13.9%；② 形状不规则的析出相，通常与  $\gamma+\gamma'$  共晶组织伴生出现（如图 3c）。能谱分析表明该相中 W 含量在 50%~60%（表 3），与热力学计算得出  $M_6C$  碳化物成分相近。研究表明<sup>[15]</sup>，W 和 Mo 是生成  $M_6C$  碳化物的主要元素，本研究中新型低钴合金的  $\text{Cr}/(\text{Mo}+\text{W})$  比例符合生成  $M_6C$  碳化物的成分范围（图 4），因此推断该相为富 W 的  $M_6C$  型碳化物；③ 富 Ta 和 Hf 的

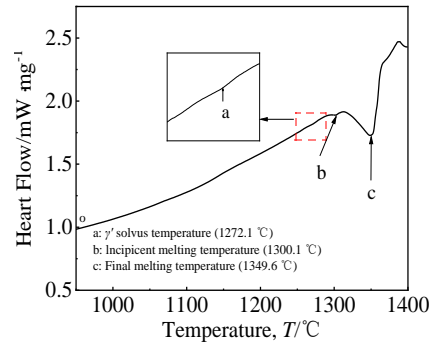


图 2 低钴高温合金 DSC 曲线

Fig.2 DSC curve of low-cobalt superalloy

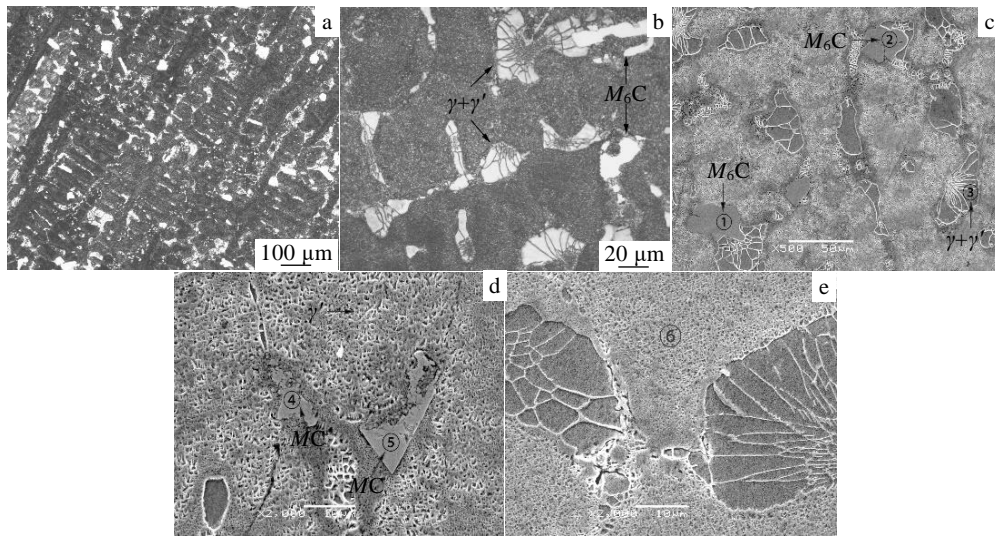


图 3 低钴高温合金铸态组织形貌

Fig.3 SEM microstructures of as-cast low-cobalt superalloy: (a) dendrite microstructure, (b) interdendritic  $\gamma+\gamma'$  eutectic structure and carbides, (c-e) typical precipitation microstructure

表 3 图 3 中不同位置铸态组织的 EDS 成分分析

Table 3 EDS analysis at different positions for the as-cast microstructure in Fig.3 ( $\omega/\%$ )

Precipitation	Position	Al	Mo	Ti	Cr	Co	Hf	Ta	W	Ni
$M_6C$	①	1.64	3.64	0.36	4.72	1.18	1.12	11.84	60.62	15.23
	②	1.81	5.07	0.52	5.39	1.27	3.02	12.98	52.81	15.51
$\gamma+\gamma'$	③	6.85	0.82	0.74	3.82	1.89	3.88	11.62	6.28	64.45
MC	④	0.78	0.84	4.81	1.25	-	13.13	70.63	2.18	6.39
	⑤	1.06	1.35	4.62	1.05	0.63	13.48	67.93	6.90	2.99
Interdendritic	⑥	6.11	-	0.52	8.75	2.29	2.18	9.02	7.15	63.99

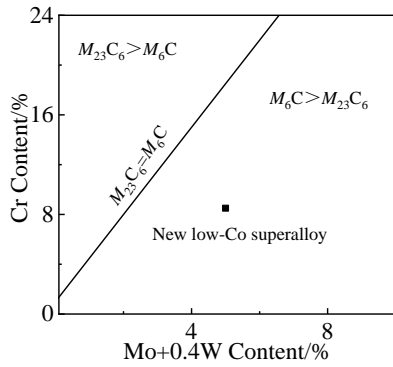


图 4 镍基合金中碳化物类型与 Cr、Mo+W 含量的关系  
Fig.4 Relationship between carbide type and Cr, Mo+W content in nickel base alloy<sup>[15]</sup>

MC 型碳化物，分布在枝晶间处，没有固定形状但尺寸普遍小于  $M_6C$  (图 3d)。④ 基体中大量析出的  $\gamma'$  相 (图 3d)。铸态组织中并未观察到计算结果中的  $M_{23}C_6$  相和硼化物，研究表明  $M_{23}C_6$  型碳化物通常在晶界析出，需要一定时间时效才能由一次碳化物转变而来<sup>[16]</sup>，而硼化物因含量太少未能观察到。X 射线衍射分析结果检测到样品存在  $\gamma'$ 、MC、 $M_6C$  3 种析出相 (图 5)。综上，新型低钴合金铸锭的组织、成分与热力学计算结果基本一致。

2.2.2 低钴高温合金凝固过程中的元素再分配

利用 JMatPro 软件多元合金体系非平衡凝固 Schell-Gulliver 模型，计算新型低钴合金在凝固过程中元素再分配规律 (图 6)。可以看出，随着液相比例降低，Hf、Mo、Ta 和 Ti 4 种元素在液相中的含量增加，出现正偏析，最终偏聚于枝晶间，其中 Hf 元素占比由 1.17% 提高至 12.92%，偏析最为严重；而 Co 元素在液相中含量减少，呈现负偏析，一般偏聚于枝晶干。对新型低钴合金铸锭枝晶间成分的能谱分析也有同样规律 (表 3 中Ⓒ位置)。

综合计算与实验结果可知，合金在 1349.6 °C (DSC 结果) 开始凝固，放出大量热， $\gamma$  相在液相中形核长大，形成枝晶。随着温度降低，一次碳化物 MC (TaC、HfC) 开始析出，随着凝固的进行，大量合金元素在残余液相中富集，在凝固最后阶段，偏析元素达到共晶点发生共晶反应，从残余液相中析出葵花状  $\gamma+\gamma'$  共晶组织。凝固结束后，随着温度降低  $\gamma'$  相在基体大量析出，枝晶间由于元素富集进一步析出碳化物，并伴随一次碳化物  $MC+\gamma \rightarrow M_6C+\gamma'$  的转变<sup>[17]</sup>，此现象可以由 MC 碳化物边缘由溶解所致的不规则形状证明 (图 3d)。

2.3 成分对新型低钴高温合金相析出行为的影响

2.3.1 合金成分对初熔点和终熔点的影响

熔点是制定均匀化和固溶处理的重要指标，而合金的宽凝固区间会引起严重偏析，进而导致浇注热裂、性能不均匀等问题<sup>[18,19]</sup>。利用 JMatPro 软件计算 Al、Ta、Co、Ti 元素对初熔点  $T_s$ 、终熔点  $T_f$  及凝固温度范围的影响如图 7 所示。4 种元素含量提高均会导致合金初熔点和终熔点的降低，其中 Al、Ti 元素的影响明显高于 Co 元素 (图 7)。Al 和 Ta 对凝固温度范围影响趋势相反，Ti 含量在低于 2% 时对凝固区间的影响不大，Co

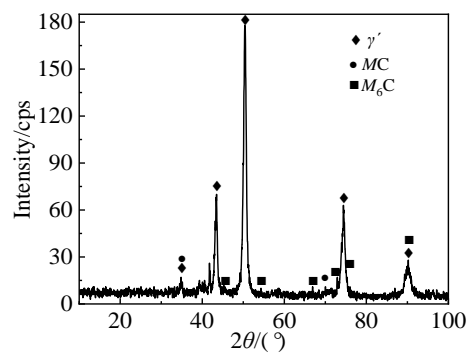


图 5 新型低钴合金 XRD 图谱  
Fig.5 XRD pattern of the new low-cobalt alloy

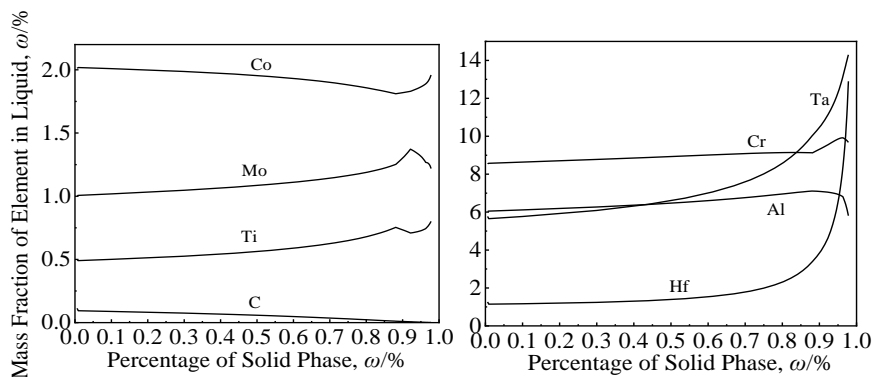


图 6 合金凝固过程中元素的再分配规律  
Fig.6 Calculated curves of element redistribution during solidification of alloy

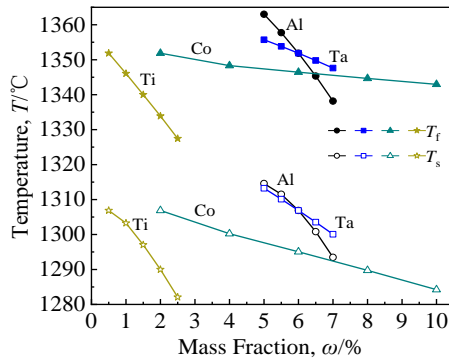


图 7 合金成分对初熔点、终熔点的影响

Fig.7 Effect of alloy composition on initial melting point and final melting point

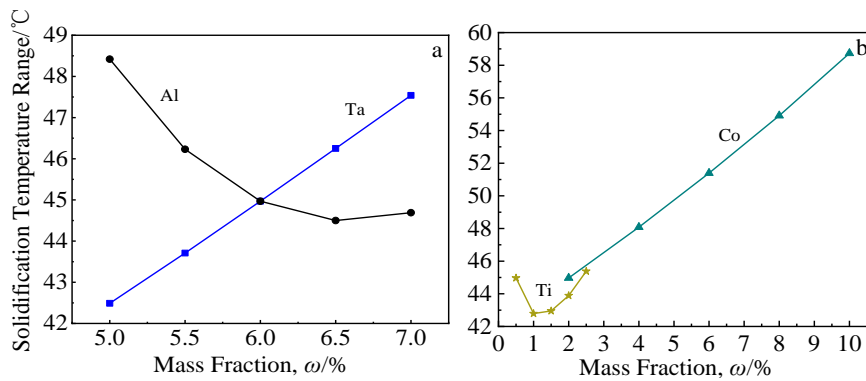


图 8 合金成分对凝固温度范围的影响

Fig.8 Effect of alloy composition on the solidification temperature range: (a) Al, Ta and (b) Ti, Co

表 4 关键合金元素对  $\gamma'$  相析出行为的影响

Table 4 Effect of essential alloy elements on the precipitation behavior of  $\gamma'$  phase

Composition range, $\omega/\%$	Influence of 1% element content on the precipitation behavior of $\gamma'$ phase	
	Mass fraction variation of $\gamma'$ at 1000 °C, $\omega/\%$	Dissolution temperature variation of $\gamma'/^\circ\text{C}$
Al (4%~8%)	15.12	35.4
W (8%~12%)	0.79	-1.3
Ti (0.5%~4.5%)	5.2	-10.8
Ta (4%~8%)	2.5	5.4
Co (2%~6%)	-0.6	-3.3

Ti 质量分数在 0.1%~1.0%波动时,  $\gamma'$ 相在 1000 °C时析出量范围为 54.2%~72.5%。等值线图可用来设计合金成分, 在保证合金性能前提下, 通过调节 Al/Ti 占比, 降低 Co 含量, 来达到低钴化设计目的。

### 2.3.3 合金成分对碳化物析出行为的影响

碳化物通过阻碍位错滑移与晶界滑动来提高高温性能, 是高温合金中的辅助强化相。通过改变 3 种碳化物富集元素含量, 分析其对碳化物析出行为影响。

#### (1) 一次碳化物

含量降低会明显减小凝固区间, 有利于合金热裂倾向性降低<sup>[19]</sup>, 这也从侧面证明合金低钴化的可能性(图 8b)。

### 2.3.2 合金成分对 $\gamma'$ 相析出行为的影响

$\gamma'$ 相作为合金的主要强化相, 是决定高温力学性能的关键因素之一<sup>[20]</sup>。表 4 为 Al、Ti、W、Ta、Co 5 种元素含量每调整 1%所引起的  $\gamma'$ 相回溶温度和 1000 °C下析出量的变化。可以看出, Al、Ti 元素对  $\gamma'$ 相析出行为的影响程度最大, Ta 次之。其中, Al 含量的增加明显提高  $\gamma'$ 的析出量和回溶温度(如图 9a)。值得注意的是, Co 对  $\gamma'$ 相析出行为影响较小, 进一步说明了低钴化合金设计的可行性。

图 9b 为低钴高温合金在 1000 °C下  $\gamma'$ 相析出量随 Al、Ti 变化的等值线图。当 Al 质量分数在 5.5%~6.5%、

由热力学计算结果可知, 富含 Ta 和 Hf 的一次碳化物 MC 析出温度为 1482.5 °C, 高于合金熔点, 为液析碳化物, 该类碳化物一般具有较大尺寸并存在尖角(图 3d)。由于镍基合金中 TaC 和 HfC 相对其他元素 MC 固溶度小、稳定性较强, 且研究发现热处理对一次碳化物尺寸的改变作用有限<sup>[21,22]</sup>, 大块碳化物对合金韧性和疲劳性能可能造成不利影响。定义 MC 型碳化物析出温度与初熔点的温度差为  $\Delta T$ , 计算 Hf、Ta 元素对合金液析倾向的影响。结果表明, 2 种元素



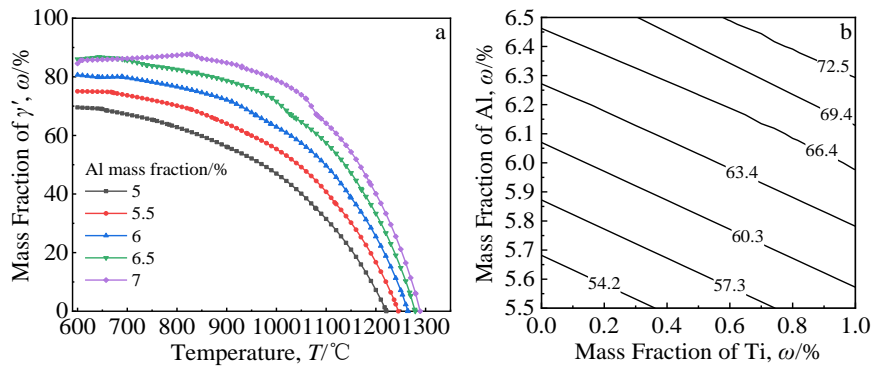


图 9 合金成分变化对  $\gamma'$  相析出行为的影响

Fig.9 Effect of alloy composition on the precipitation behavior of  $\gamma'$  phase: (a) Al and (b) contour map of the precipitation amount at 1000 °C as a function of Al and Ti

含量增加均提高液析倾向，其中 Hf 的影响最大，当 Hf 含量从 0.5% 增加到 2.5%， $\Delta T$  由 84.7 °C 增大至 261.5 °C（图 10）。因此在合金设计过程中 Hf 元素含量应选择下限。

(2) 二次碳化物

热力学计算和组织分析结果表明，低钴合金铸态组织中的二次碳化物主要为富 W 的  $M_6C$ 。而另一类富 Cr 的二次碳化物  $M_{23}C_6$  会在时效过程中析出，2 种碳化物均有利于提高高温性能<sup>[23]</sup>。图 11 为 W、Cr 元素含量对 2 种二次碳化物析出行为的影响规律，当 W 含量从 9% 增加到 11%， $M_6C$  析出温度由 1112.5 °C 增大至 1179.7 °C，最大析出量由 1.9% 增大至 3.5%；随着

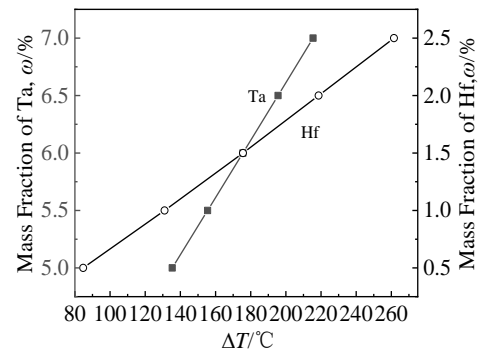


图 10 Hf、Ta 对 MC 型碳化物液析趋势的影响

Fig.10 Effect of Hf and Ta on the liquid-precipitation tendency of MC carbides

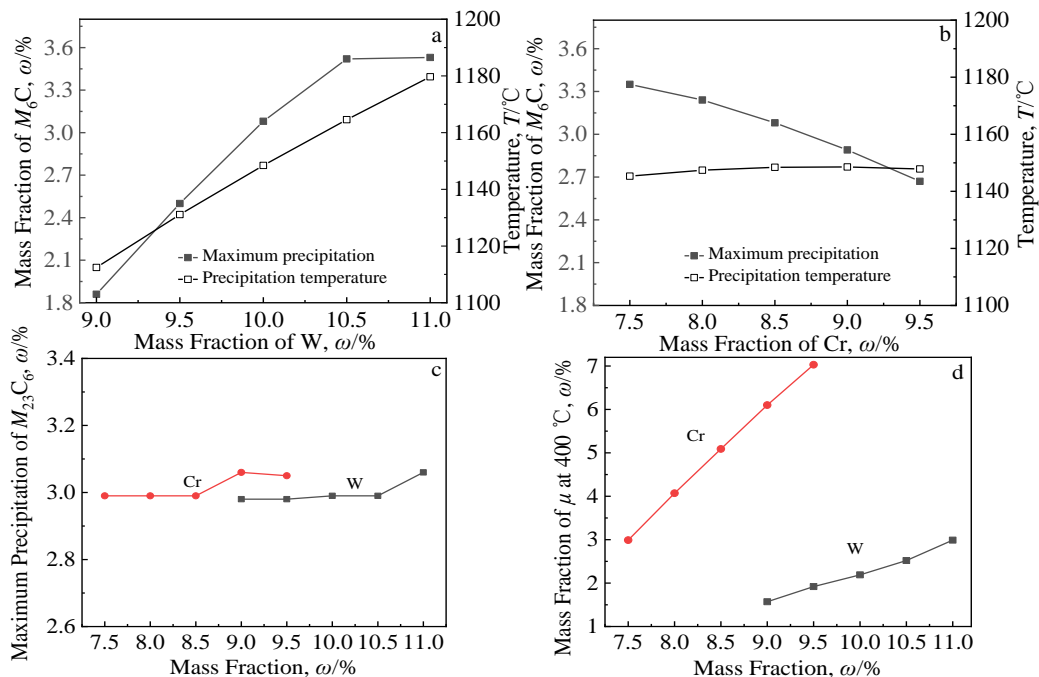


图 11 W、Cr 含量对析出行为的影响

Fig.11 Effect of W and Cr content on precipitation behavior: (a, b)  $M_6C$ , (c)  $M_{23}C_6$ , and (d)  $\mu$  phase

Cr 含量的增加， $M_6C$  最大析出量呈现下降趋势，由 3.4% 降低至 2.7%，而析出温度变化幅度较小。2 种元素均会小幅提高  $M_{23}C_6$  的析出量，但使有害相  $\mu$  的析出明显增多（图 11c, 11d）。

2.4 高温力学性能计算分析

本研究中新型低钴高温合金主要应用于 1000 °C 下的增压涡轮，因而其高温性能是最为关键的指标。通过 JMatPro 软件计算高温性能，并与表 5 中其它几种商用高温合金在文献中的实测持久性能进行对比，如图 12 所示。可以看出，低钴合金高温持久强度高于 K418、K419 和 Mar-M246 合金，与 Mar-M247 性能相当<sup>[17,24]</sup>，表明经过低钴化设计后，通过优化其它合金元素含量，能够获得良好的高温力学性能预期。图 13 为不同高温合金 1000 °C 下  $\gamma'$  相质量分数，低钴高温合金  $\gamma'$  相达到 62.9%，明显高于商用高温合金。值得注意的是，过量的  $\gamma'$  相会导致合金具有较大的共晶尺寸和较高的共晶数量，导致热裂倾向性增大<sup>[25]</sup>，关于进一步优化合金成分的研究正在开展中。

表 5 新型低钴合金与典型商用高温合金主要成分对比

Table 5 Comparison of main components between the new low-cobalt alloy and typical commercial superalloys ( $\omega/\%$ )

Alloy	Cr	Co	W	Mo	Ta	Al	Ti	Hf
K418	12.5	-	-	4.3	-	5.9	0.7	-
K419	6	12	10	2	-	5.4	1.2	-
Mar-M246	9	10	10	2.5	2.6	5.5	1.5	-
Mar-M247	8.4	10	10	0.7	3	5.5	1	1.5
New low-cobalt	8.5	2	10	1	6	6	0.5	1.5

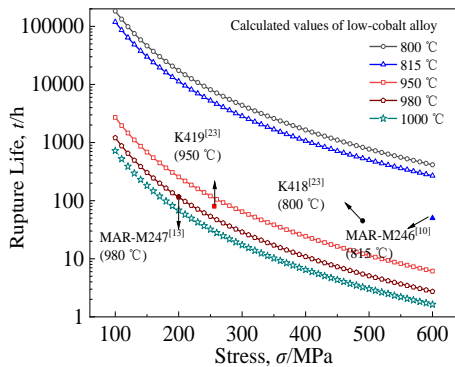


图 12 低钴合金持久强度计算值及其与商用高温合金对比

Fig.12 Calculated values of rupture strength of low-cobalt alloy and comparison with commercial superalloys

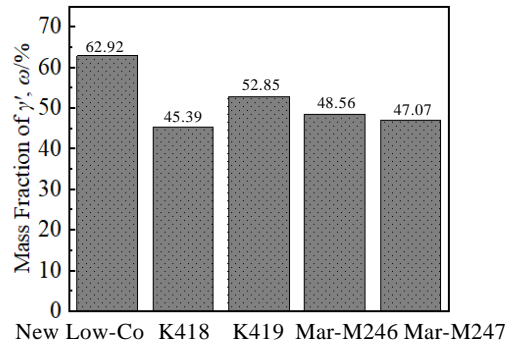


图 13 不同高温合金 1000 °C 下  $\gamma'$  相质量分数

Fig.13 Mass fraction of  $\gamma'$  phase of different superalloys at 1000 °C

3 结 论

1) 新型低钴高温合金主要平衡相为  $\gamma$  (基体)、 $\gamma'$ 、 $\sigma$ 、 $\mu$ 、碳化物 ( $MC$ 、 $M_6C$ 、 $M_{23}C_6$ ) 和硼化物 ( $MB_2$ 、 $M_3B_2$ )，凝固过程中 Ta 和 Hf 出现正偏析。Al、Ta、Co 和 Ti 含量的增加会降低合金初熔点和终熔点。Al 会明显提高  $\gamma'$  相回溶温度和析出量，Hf 和 Ta 能够增大  $MC$  型碳化物的液析倾向，W 能够提高  $M_6C$  型碳化物的析出温度和最大析出量。1000 °C 下新型低钴合金  $\gamma'$  相质量分数为 62.9%，持久强度计算值高于现有商用镍基多晶铸造高温合金。

2) DSC 测出合金初熔点、终熔点和  $\gamma'$  相回溶温度分别为 1349.6、1300.1 和 1272.1 °C。低钴合金铸锭具有明显的枝晶组织，一次枝晶间距为 167.1  $\mu m$ ，二次枝晶间距为 44.3  $\mu m$ 。铸态组织包括  $\gamma+\gamma'$  共晶 (体积分数约为 13.9%)，与共晶伴生的  $M_6C$  型碳化物 (富 W)， $MC$  型一次碳化物 (富 Ta 和 Hf)，实验结果与热力学计算具有较好的一致性。

参考文献 References

[1] Wang X G. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(3): 646  
 [2] Su Xianglin(苏香林), Sun Changbo(孙长波), Xu Qingyan(许庆彦) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(12): 3699  
 [3] Zhou X F, Chen G Y, Chen J L et al. *Rare Metals*[J], 2017, 36(8): 617  
 [4] Wangyao P, Polsilapa S. *Key Engineering Materials*[J], 2015, 658: 25  
 [5] Hyun J S, Song G W, Lee Y S. *Key Engineering Materials*[J], 2006, 42: 509

- [6] Sun Yihao(孙毅豪). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Wuhan: China University of Geosciences, 2019
- [7] Yang D Y, Jin T, Zhao N R. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2006(02): 169
- [8] Song J Y, Sato S, Koizumi Y *et al.* *Advanced Materials Research*[J], 2014, 922: 711
- [9] Yin Hongfei(尹宏飞), Dang Yingying(党莹樱), Zhao Xinbao(赵新宝) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(18): 61
- [10] Baldan R, Silva A. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26: 465
- [11] Wang Jue(王 珏), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al.* *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2012, 34(7): 799
- [12] Wang Ling(王 玲), Dong Jianxin(董建新), Tian Yuliang(田玉亮) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(9): 1408
- [13] Baldan R. *Journal of Materials Engineering and Performance* [J], 2013, 22: 2574
- [14] An Ning(安 宁), Yuan Xiaofei(袁晓飞), Niu Yongji(牛永吉) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2018, 38(6): 19
- [15] Li Yuqing(李玉清), Liu Jinyan(刘锦岩). *Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing*(理化检验, 物理分册)[J], 1997, 27(2): 23
- [16] Yu Z H, Liu L, Zhang J. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(02): 339
- [17] Zhao Zhan(赵 展). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2020
- [18] Yan Xuewei(闫学伟), Tang Ning(唐 宁), Liu Xiaofu(刘孝福) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(10): 1288
- [19] Zhou X F, Cheng J L. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(5): 1245
- [20] Yu Q Y, Dong J X, Zhang M C *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2010, 39(5): 857
- [21] Wang L N, Zheng Q, Sun X F *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2009, 38(S3): 13
- [22] Xu Yulai(徐裕来). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai University, 2013
- [23] Liu Lirong(刘丽荣), Jin Tao(金 涛), Sun Xiaofeng(孙晓峰) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2007, 27(5): 12
- [24] Shi Zhaoxia(石照夏). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2013
- [25] Shi Z X, Dong J X. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(9): 2737

## Phase Precipitation Behavior of New Low-Co Casting Nickel-Based Superalloy

Hu Liang<sup>1</sup>, Wang Jue<sup>1,2</sup>, Ju Jia<sup>1,2</sup>, Wang Zhangzhong<sup>1,2</sup>, Pan Bin<sup>3</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, China)

(2. Jiangsu Key Laboratory of Advanced Structural Materials and Application Technology, Nanjing 211167, China)

(3. Jiangyin Uni-Pol Co., Ltd, Wuxi 214426, China)

**Abstract:** The phase precipitation behavior of a new low-cobalt casting nickel-based superalloy was studied by thermodynamic calculation software JMatPro and differential scanning calorimetry (DSC), and the microstructure and composition of the superalloy were compared with the actual ingot. The results show that the as-cast microstructure of low-cobalt alloy mainly includes  $\gamma$  (matrix),  $\gamma'$ , carbides ( $MC$ ,  $M_6C$ ) and  $\gamma+\gamma'$  eutectic structure (volume fraction about 13.9%). Positive segregation of Ta and Hf occurs during solidification. The DSC test shows that the initial melting point, final melting point and  $\gamma'$  phase remelting temperature of the alloy are 1300.1, 1349.6 and 1272.1 °C, respectively. Theoretical calculations are basically consistent with the experimental results. Thermodynamic calculation shows that the increase of Al and W content can increase the precipitation amount and resolubilization temperature of  $\gamma'$  and  $M_6C$  carbides, respectively. Hf and Ta elements may increase the liquid-precipitation tendency of  $MC$  carbides. The expected stress rupture property of the new low-cobalt alloys is better than that of existing commercial nickel-based polycrystalline casting superalloys.

**Key words:** thermodynamic calculation; low-cobalt superalloy; phase precipitation behavior; stress rupture property

Corresponding author: Wang Jue, Ph. D., Associate Professor, School of Materials and Engineering, Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, P. R. China, E-mail: jue\_wang@njit.edu.cn