

# Mo 和 Re 对含 Ru 新型单晶高温合金组织稳定性的影响

崔金艳<sup>1</sup>, 张建庭<sup>1,2</sup>, 尧健<sup>1</sup>, 王冲<sup>1</sup>, 郭建政<sup>1,2</sup>

(1. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

(2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

**摘要:** 制备名义成分分别含 0.4%Mo-6.4%Re、2.8%Mo-6.4%Re 和 0.4%Mo-6.7%Re 的 3 种新型镍基单晶高温合金。分析合金经过热处理后的元素分配配比, 经过 1100 °C, 0~1000 h 的热暴露后的  $\gamma'$ 相演化、拓扑密排相 (TCP) 析出规律。结果表明, Re 含量的微量增加和 Mo 含量的大幅增加会明显增加各元素在枝晶干和枝晶间、 $\gamma/\gamma'$ 两相间的偏聚, 低扩散元素 Re 等在枝晶干和  $\gamma$  相的偏析降低了热暴露过程中  $\gamma'$ 相的粗化速率。Re 的微量增加, 促进 P 相析出数量增多, 但 P 相的长大受到一定限制, 原因是 Re 促进 P 相形成元素 Re、W 和 Ru 在枝晶干的偏聚, 促进 P 相形核, 使 P 相数量增多, 但大量析出的 P 相互接触交叉, 反而降低了长大速率。Mo 含量的大幅增加, 使得在 1100 °C 长时热暴露过程中同时存在  $\mu$  相和 P 相, 且  $\mu$  相优先析出, 数量多, 尺寸大, 而 P 相析出时间延迟, 数量少, 尺寸小, 原因是 Mo 促进  $\mu$  相的主要组成元素 Re、W、Mo 在枝晶干的偏聚, 尤其是 Mo 含量的提高, 促进  $\mu$  相优先析出, 随着  $\mu$  相形成元素的消耗, 以及 P 相在 1100 °C 下更稳定, 促使 P 相在  $\mu$  相之后析出。

**关键词:** 新型镍基单晶高温合金; 热暴露; 组织稳定性; P 相;  $\mu$  相

中图分类号: TG146.1<sup>15</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)04-1490-09

镍基单晶高温合金消除了晶界弱化对高温力学性能的不利影响, 具有优异的高温性能, 被广泛用于航空发动机和燃气轮机的高压涡轮叶片。随着发动机性能的提高, 对用于制造发动机叶片的合金提出了更苛刻的要求, 在高温合金中添加 Re、W 和 Mo 等难熔元素可有效提高高温合金的承温能力, 但同时也会降低高温下的组织稳定性, 对合金长期服役后的高温力学性能带来不利影响<sup>[1-2]</sup>。

Mo 是提高单晶合金高温强度的有益元素之一, 可显著提高单晶高温合金的  $\gamma/\gamma'$ 点阵错配度, 促进  $\gamma/\gamma'$ 两相界面位错网的形成, 从而提高合金的蠕变性能<sup>[3-4]</sup>。但当 Mo 加入量过大, 使其在  $\gamma$  基体中的含量超过其固溶极限, 将有利于脆性拓扑密排相 (TCP) 的析出, 进而降低合金性能。胡聘聘等<sup>[5]</sup>的研究指出, Mo 的加入一方面提高了  $\gamma'$ 相的体积分数和错配度, 有助于筏排化组织的形成, 提高了合金的持久性能; 另一方面由于 Mo 促进 TCP 相的大量析出, 从而使合金的组织稳定性降低。现有文献还没有对 Mo 含量导致的 TCP 相和筏化间是否有关进行探讨, 而对 Mo 在单晶高温

合金中的作用也有待进一步深入研究。

Re 元素是镍基单晶高温合金中最有效的固溶强化元素, 铼原子在  $\gamma$  和  $\gamma'$ 两相的界面附近聚集, 可以阻碍  $\gamma'$ 相的筏排化; Re 元素还可以增加  $\gamma$  相的点阵常数, 使  $\gamma/\gamma'$ 界面产生较大的负错配度, 同时在两相界面上产生细密的位错网, 对  $\gamma/\gamma'$ 两相界面产生强化作用。第 2、3 代单晶高温合金分别在第 1 代单晶高温合金的成分基础上加入了质量分数为 3% 和 6% 的 Re 元素用于改善合金性能。但是, Re 元素的过多加入会造成合金铸造性能变差, 形成凝固缺陷; Re 元素是 TCP 有害相形成元素, 高温长期时效促使 TCP 相形成, 限制了合金性能的提升<sup>[6-10]</sup>。王明昱等<sup>[11]</sup>研究了质量分数为 0.2% 和 4.2% 的 Re 对镍基合金晶格错配度的影响; 刘刚等<sup>[12]</sup>研究了质量分数分别为 3%, 4%, 6% 的 Re 对第 2、3 代镍基单晶高温合金组织偏析的影响。Re 的作用十分重要, 在确定 Re 的范围后, 针对 Re 元素的微量精准改变是否会对单晶高温合金组织和性能产生有益的影响尚不清楚, 有待进一步研究。

镍基单晶高温合金包含多种元素, 各组元的作用

收稿日期: 2022-04-14

基金项目: 深圳市科技创新委员会项目 (20150128085205453)

作者简介: 崔金艳, 女, 1988 年生, 硕士, 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000, 电话: 0755-88602381, E-mail: cuijy@wedged.com.cn

不尽相同又相互作用。研究合金元素的相互作用对新一代合金的研发至关重要,日本 NIMS 通过合理调整 Ru 和 Mo 含量,得到性能优异的第 4、5 代单晶高温合金<sup>[13-15]</sup>,而中国对 3 代以上单晶高温合金的研究较少,根据 1、2、3 代的研究结果,Re、Mo 元素均为 TCP 形成元素,Re 元素抑制筏化,Mo 元素促进筏化,Mo 和 Re 的交互作用对新一代单晶高温合金组织稳定性的影响尚不清楚,基于此,本工作研究了 Mo 和 Re 对含 Ru 的一种新型镍基单晶高温合金组织稳定性的影响,以期对单晶合金成分设计带来一些启发。

## 1 实验

通过改变 Mo 含量和微量调整 Re 含量设计了 3 种 Ru 含量为 5% 的新型单晶高温合金,其名义成分如表 1 所示,持久性能如表 2 所示。实验材料利用 ALD 公司的真空定向凝固炉自行制备,通过选晶器实现单晶生长,制备的单晶合金试棒沿[001]方向的取向差在 10°以内。基于消除共晶、降低偏析、避免初熔的原则,对 WZ50-01、WZ50-02 进行固溶处理(1150 °C/30 min+1280 °C/3 h+1290 °C/2 h+1300 °C/1 h+1310 °C/3 h,气冷)+一次时效(1120 °C/4 h,气冷)+二次时效(870 °C/16 h,气冷);对 WZ50-03 采用固溶处理工艺为“1150 °C/30 min+1280 °C/5 h+1290 °C/2 h+1300 °C/2 h+1310 °C/2 h+1320 °C/5 h,气冷”,之后实施与另 2 种合金相同的一次和二次时效工艺。然后分别在 1100 °C 进行 200、500 和 1000 h 长期热暴露。采用腐蚀剂(50 g C<sub>3</sub>H<sub>6</sub>O<sub>3</sub>+30 g HNO<sub>3</sub>+2 mL HF)腐蚀金相试样,采用电解腐蚀(腐蚀剂 15 g CrO<sub>3</sub>+10 mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+150 mL H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>,电压 3 V,时间 5 s)腐蚀基体,利用 Zeiss Sigma300 场发射扫描电子电镜(SEM)观察热处理态和热暴露后的显微组织。使用 ImageJ 统计 γ'尺寸、γ'立方形貌(根据参数 Feret Ratio 判定),每个热暴露段统计的 γ'数量不少于 300 个。采用 Bruker XFlash 6I 100 的能谱分析仪(EDS)分析元素在枝晶间和枝晶干、γ 和 γ'两相中的分配,元素的分配取点数量不少于 100 个。为分析 TCP 相的成分差别,利用 EDS 线扫对合金中的 TCP 相进行了线扫和面扫。

表 1 实验用单晶高温合金名义成分

Table 1 Nominal composition of the experimental single-crystal superalloys (wt%)

Alloy	Cr	Co	Mo	W	Ta	Hf	Al	Ru	Re	Ni
WZ50-01	3.5	6	0.4	6.5	7	0.1	5.6	5	6.4	Bal.
WZ50-02	3.5	6	2.8	6.5	7	0.1	5.6	5	6.4	Bal.
WZ50-03	3.5	6	0.4	6.5	7	0.1	5.6	5	6.7	Bal.

表 2 3 种合金在不同条件下的持久性能

Table 2 Stress rupture property of three alloys at different stresses and temperatures

Alloy	Temperature/°C	Stress/MPa	Life/h	Elongation/%	Area reduction/%
WZ50-01	1100	130	703.31	17	46
WZ50-01	1100	130	516.66	19	44
WZ50-01	1150	130	71.82	18	51
WZ50-01	1150	130	68.85	25	51
WZ50-02	1120	130	63.21	27	54
WZ50-02	1120	130	76	36	57
WZ50-02	1150	130	22.7	-	-
WZ50-03	980	300	316.64	39	47
WZ50-03	1100	130	1408.36	14	39
WZ50-03	1120	130	697.56	17	42
WZ50-03	1120	137	435.49	18	43

## 2 结果与分析

### 2.1 合金元素成分分配比

根据公式(1)<sup>[16]</sup>计算得到主要元素在枝晶干和枝晶间的分配系数如表 3 所示。

$$K=(C_2-C_1)/C_1 \quad (1)$$

其中,  $C_1$  和  $C_2$  分别为合金元素在枝晶干和枝晶间的含量。当  $K>0$  时,元素偏析于枝晶间;当  $K<0$  时,元素偏析于枝晶干;当  $K=0$  时,元素在枝晶干和枝晶间均匀分布。

由表 3 可知, Cr、Co、Mo、Ru、W、Re 偏析于枝晶干, Al、Ta 偏析于枝晶间。比较 WZ50-01 和 WZ50-02 数据可知,随着 Mo 含量的增加, Al、Ta 在枝晶间的浓度增加最为明显, Mo、Cr、W、Re、Co、Ru 在枝晶干的浓度也不同程度增加。比较 WZ50-01 和 WZ50-03 可知, Re 含量的微量增加,会增加 Al 在枝晶间的偏析;加大 Cr、Co、Re 在枝晶干的偏析, Ru 和 Mo 的偏析也略微增加, Ta 和 W 的偏析程度变化不大。

根据公式(2)<sup>[16]</sup>计算得到的枝晶干处 γ/γ'相成分分配比如表 4 所示。

$$k_i^{\gamma/\gamma'} = C_i^\gamma / C_i^{\gamma'} \quad (2)$$

其中,  $C_i^\gamma$ 、 $C_i^{\gamma'}$  分别为合金元素  $i$  在 γ 相和 γ'相中的含量。当  $k_i^{\gamma/\gamma'}>1$  时,元素偏析于 γ 相;当  $k_i^{\gamma/\gamma'}<1$  时,元素偏析于 γ'相;当  $k_i^{\gamma/\gamma'}=1$  时,元素在两相中均匀分布。

由表 4 可知, Mo 含量的增加,促进了 Re、Cr、Mo、Co 和 W 在 γ 相中的偏析, Re 元素偏析程度的加

表 3 合金的枝晶干和枝晶间的元素分配比

Table 3 Partition coefficients of the alloying elements between dendrites and interdendrites (K)

Alloy	Parameter	Al	Cr	Co	Mo	Ru	Ta	W	Re
WZ50-01	Dendrite	4.577	3.839	6.605	0.227	5.441	6.374	6.907	10.106
	Inter-dendrite	6.156	2.619	5.566	0.151	4.444	9.678	4.018	3.448
	K	0.34	-0.32	-0.16	-0.34	-0.18	0.52	-0.42	-0.66
WZ50-02	Dendrite	4.066	4.055	6.963	3.125	5.677	6.737	6.406	9.329
	Inter-dendrite	7.062	1.497	4.428	1.013	3.741	13.233	2.400	1.052
	K	0.74	-0.63	-0.36	-0.68	-0.34	0.96	-0.63	-0.89
WZ50-03	Dendrite	4.496	3.688	6.495	0.166	5.313	7.578	5.771	8.402
	Inter-dendrite	6.668	1.977	4.823	0.097	3.962	12.046	3.103	1.888
	K	0.48	-0.46	-0.26	-0.42	-0.25	0.59	-0.46	-0.78

表 4 合金的枝晶干  $\gamma/\gamma'$  相的成分分配比

Table 4 Partition coefficients between the  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases ( $k_i^{\gamma/\gamma'}$ )

Alloy	Al	Cr	Co	Mo	Ru	Ta	W	Re
WZ50-01	0.65	1.50	1.31	1.09	1.42	0.73	0.93	1.62
WZ50-02	0.59	1.73	1.41	1.30	1.40	0.64	1.05	2.20
WZ50-03	0.62	1.64	1.35	0.36	1.36	0.69	0.91	1.80

大尤为明显；同时，Al 和 Ta 在  $\gamma'$  相的偏析也有一定程度增加。Re 含量的微量增加，使得 Re 更偏析于  $\gamma$  相，Al 和 Ta 在  $\gamma'$  相的偏析略微增加，Cr、Co 在  $\gamma$  相的偏析略微增加，W 在  $\gamma'$  相中的偏析略微增加。

### 2.2 $\gamma'$ 相演化

为便于比较，此处讨论的  $\gamma'$  相均位于枝晶干。3 种合金在 1100 °C 经过不同时间热暴露后的枝晶干  $\gamma'$  相演变如图 1。热处理后（图 1a1~1c1），3 种合金的  $\gamma'$  相均呈现较好的立方形貌，WZ50-02（图 1b1）中  $\gamma'$  相尺寸较大。200 h 热暴露后（图 1a2~1c2），3 种合金的  $\gamma'$  相均出现粗化连接现象，随着热暴露时间的延长，同一合金中  $\gamma'$  相粗化程度变化不大，热暴露至 1000 h 时（图 1a4~1c4），均未筏化。从组织图看，WZ50-03 和 WZ50-01 中  $\gamma'$  相粗化和连接程度差别不大，WZ50-02 中  $\gamma'$  相粗化连接程度远小于 WZ50-01 和 WZ50-03。为量化粗化程度，对经过不同热暴露时长的 3 种合金中的  $\gamma'$  相进行尺寸统计，如图 2a 所示。3 种合金中  $\gamma'$  相尺寸在 200 h 内快速增加，随着热暴露时间逐渐延长， $\gamma'$  相增大速率减缓，由于部分区域发生粗化连接现象，导致热暴露后  $\gamma'$  相的统计误差增加。3 种合金  $\gamma'$  相的粗化规律满足 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 定律<sup>[16]</sup>，由图 2b 中拟合得到的粗化速率结

果可知，WZ50-03 中  $\gamma'$  相粗化速率略慢于 WZ50-01，WZ50-02 中  $\gamma'$  相粗化速率显著低于另 2 种合金。

Feret Ratio<sup>[2]</sup>值的统计结果见表 5。其中 Feret Ratio 为定量表征  $\gamma'$  相立方度的参数，其定义为  $\gamma'$  相的最大 Feret 直径和最小 Feret 直径的比值（Feret 直径：沿某方向测得  $\gamma'$  相颗粒两边界平行线间的距离）。当 Feret Ratio=1 时， $\gamma'$  相为球形；当 Feret Ratio≈1.41 时， $\gamma'$  相为立方体；当 Feret Ratio>1.41 时， $\gamma'$  相为长方体。热处理态时，WZ50-01 和 WZ50-03 的 Feret Ratio 值均近似于 1.41，均为立方体，WZ50-03 的立方度略优于 WZ50-01；对比 WZ50-01 和 WZ50-02，后者的 Feret Ratio>1.41，随着 Mo 含量增加， $\gamma'$  相形貌由立方体变为长方体，且  $\gamma'$  相尺寸显著增大。热暴露过程中，WZ50-03 中  $\gamma'$  相的 Feret Ratio 值要略小于 WZ50-01，说明在长期时效过程中，WZ50-03 中  $\gamma'$  相的粗化连接程度略小于 WZ50-01；WZ50-02 中  $\gamma'$  相的粗化连接程度小于其它 2 种合金。Feret Ratio 计算结果与粗化速率的结果相一致。

长期时效过程中，元素扩散是  $\gamma'$  相粗化的主导因素<sup>[16-17]</sup>。枝晶干 Re 含量的增加，导致合金在  $\gamma/\gamma'$  两相间的偏聚，使得元素有效扩散系数降低，扩散激活能增加，进而减慢  $\gamma'$  相粗化速率，使得 WZ50-03 中的  $\gamma'$  相粗化程度较 WZ50-01 略低。WZ50-02 枝晶干中  $\gamma'$  相的粗化现象与文献[5]的研究结果不一致，主要是由于 WZ50-02 中大幅度增加 Mo 促进了 Re 元素在  $\gamma$  相的偏析，与 WZ50-01 相比，WZ50-02 枝晶干中  $\gamma$  相的 Re 含量增加了 36%，导致  $\gamma'$  相的粗化速率显著降低。另有文献[18-19]指出 TCP 的形成和长大是以消耗大尺寸  $\gamma'$  为代价，这也对  $\gamma'$  的粗化产生影响。Re 含量的微量增加，以及 Mo 含量的增加均有助于抑制  $\gamma'$  相粗化。

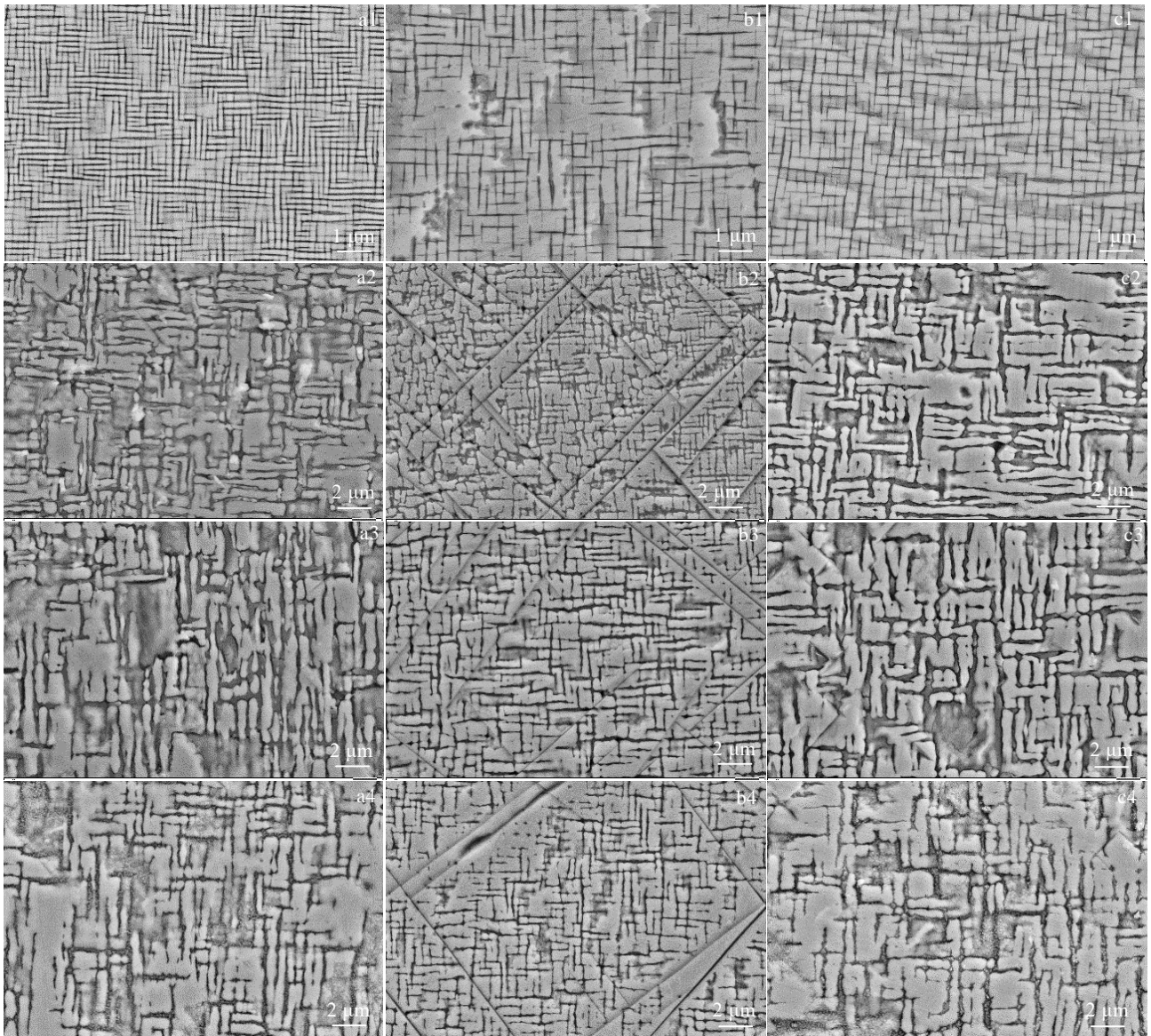


图 1 3 种合金经 1100 °C 时效不同时间的  $\gamma'$  相演变图

Fig.1 Morphologies of  $\gamma'$  phase of WZ50-01 (a1-a4), WZ50-02 (b1-b4) and WZ50-03 (c1-c4) alloys exposed at 1100 °C for different time: (a1-c1) 0 h, (a2-c2) 200 h, (a3-c3) 500 h, and (a4-c4) 1000 h

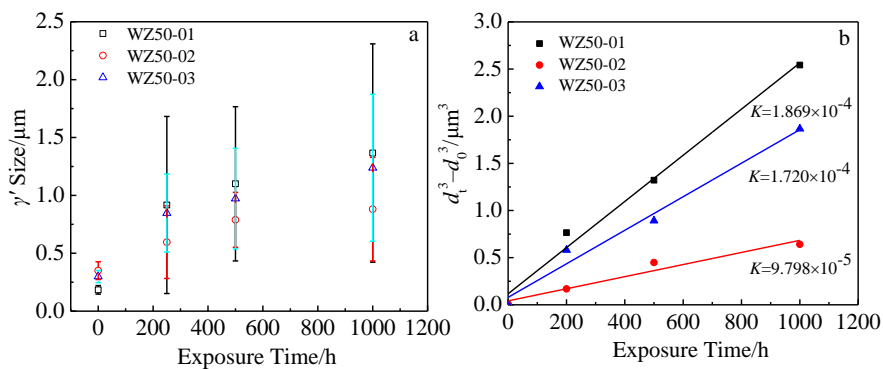


图 2 长期时效过程中  $\gamma'$  相尺寸和粗化速率

Fig.2 Size (a) and coarsening rate (b) of  $\gamma'$  phase during long-term thermal exposure



表 5 3 种合金经不同时长热暴露后的 Feret Ratio

Table 5 Feret Ratio of the  $\gamma'$  phase of three alloys exposed for different time

Exposure time/h	0	200	500	1000
WZ50-01	1.44±0.19	2.52±1.25	2.45±1.22	2.21±1.02
WZ50-02	1.72±0.43	2.09±0.96	2.08±0.87	2.06±0.45
WZ50-03	1.42±0.15	2.35±1.26	2.16±0.90	2.17±0.80

### 2.3 TCP 相的析出

在 1100 °C 经不同时间的热暴露，WZ50-01 和 WZ50-03 中仅枝晶干析出 TCP 相，WZ50-02 中由于 TCP 相迅速长大的原因，其数量和形貌在枝晶干和枝晶间差别甚微，为便于对比，3 种合金的 TCP 相的讨论是基于枝晶干的数据。3 种合金热处理后，仅 WZ50-02 枝晶干处出现少量 TCP 相（图 3），图 3 中 EDS 面扫结果显示热处理后的 TCP 相类型为同一种，根据 JmatPro 计算（图 4），WZ50-02 在凝固后先析出  $\mu$  相，另 2 种合金凝固后无 TCP 相，可知图 3 中 WZ50-02 在热处理态析出的相为  $\mu$  相。

经过不同时长热暴露，合金中 TCP 相在背散射电子状态下显示的组织如图 5。根据 TCP 形貌，WZ50-01 和 WZ50-03 中均只析出一种针状 TCP 相；WZ50-02 在热暴露 500 h 后析出 2 种形貌的 TCP 相，一种为针状，一种为交互交叉分布的长条状，热暴露 1000 h 更显著。为验证该推测，对热暴露 1000 h 后的合金枝晶干进行面扫描。由图 6 结果可知，WZ50-01 和 WZ50-03 中析出的 TCP 相元素种类相同；WZ50-02 中存在 2 类 TCP 相，针状 TCP 相的元素组成与另 2 种合金中相似，富含 Ru（图 6 和图 7），而长条状则与热处理态析出的 TCP 相相似，不含 Ru，富含 Mo。为进一步判断 TCP 相的类型，对 3 种合金进行了相图计算，如图 8 所示。计算结果表明，1100 °C 时，WZ50-01 和 WZ50-03 中仅析出 P 相，WZ50-02 中同时存在 P 相和  $\mu$  相。结合图 6、图 7 和图 8 分析结果，图 5 中 WZ50-01 和 WZ50-03 中在 200 h 后开始析出 P 相，当热暴露延长至 1000 h 依然只有 P 相析出；WZ50-02 在 200 h 后仅观察到  $\mu$  相，时效 500 h 后析出微量 P 相，在热暴露 1000 h 后可见  $\mu$  相变细（衬度变浅），P 相析出数量增多。

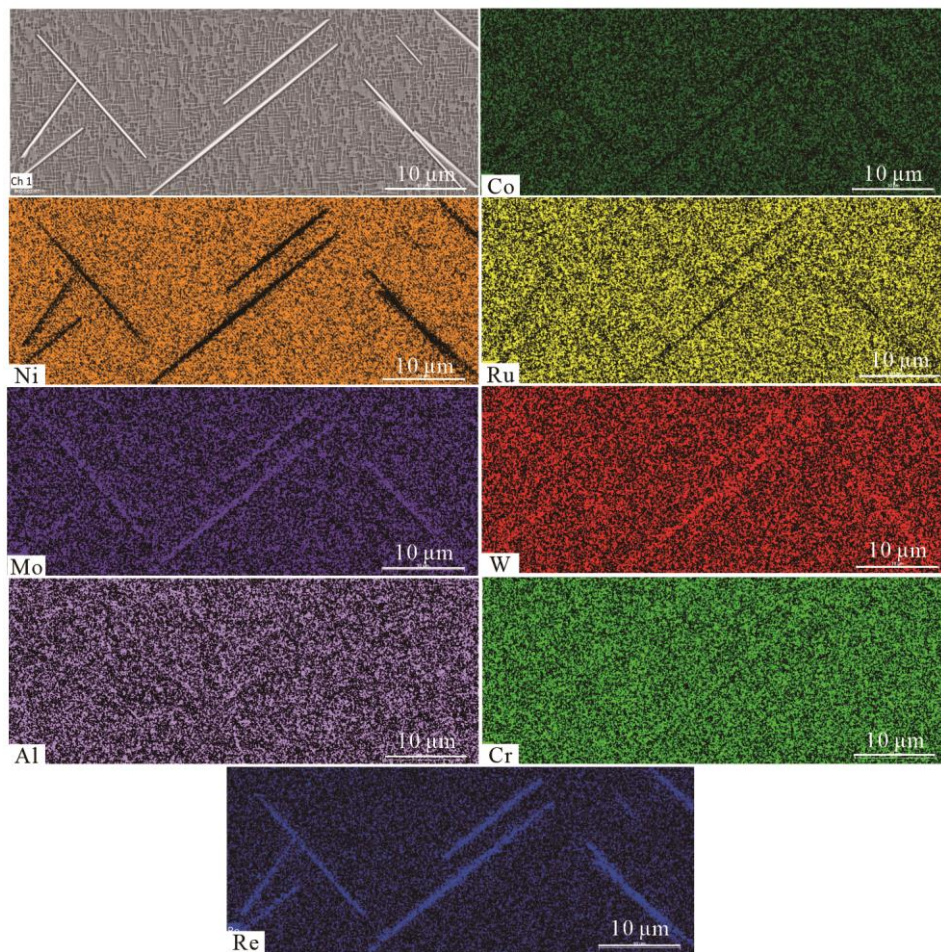


图 3 WZ50-02 热处理态 SEM 像和 EDS 元素面扫描

Fig.3 SEM image and EDS element mappings of WZ50-02 after heat treatment



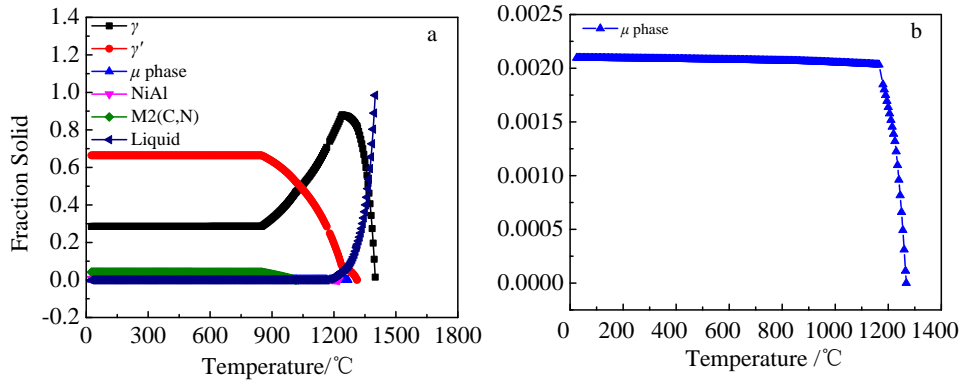


图 4 JmatPro 计算得到的 WZ50-02 合金冷却曲线

Fig.4 Cooling curves of WZ50-02 calculated by JmatPro: the volume fraction of all phases (a) and  $\mu$  phase (b) during WZ50-02 solidification

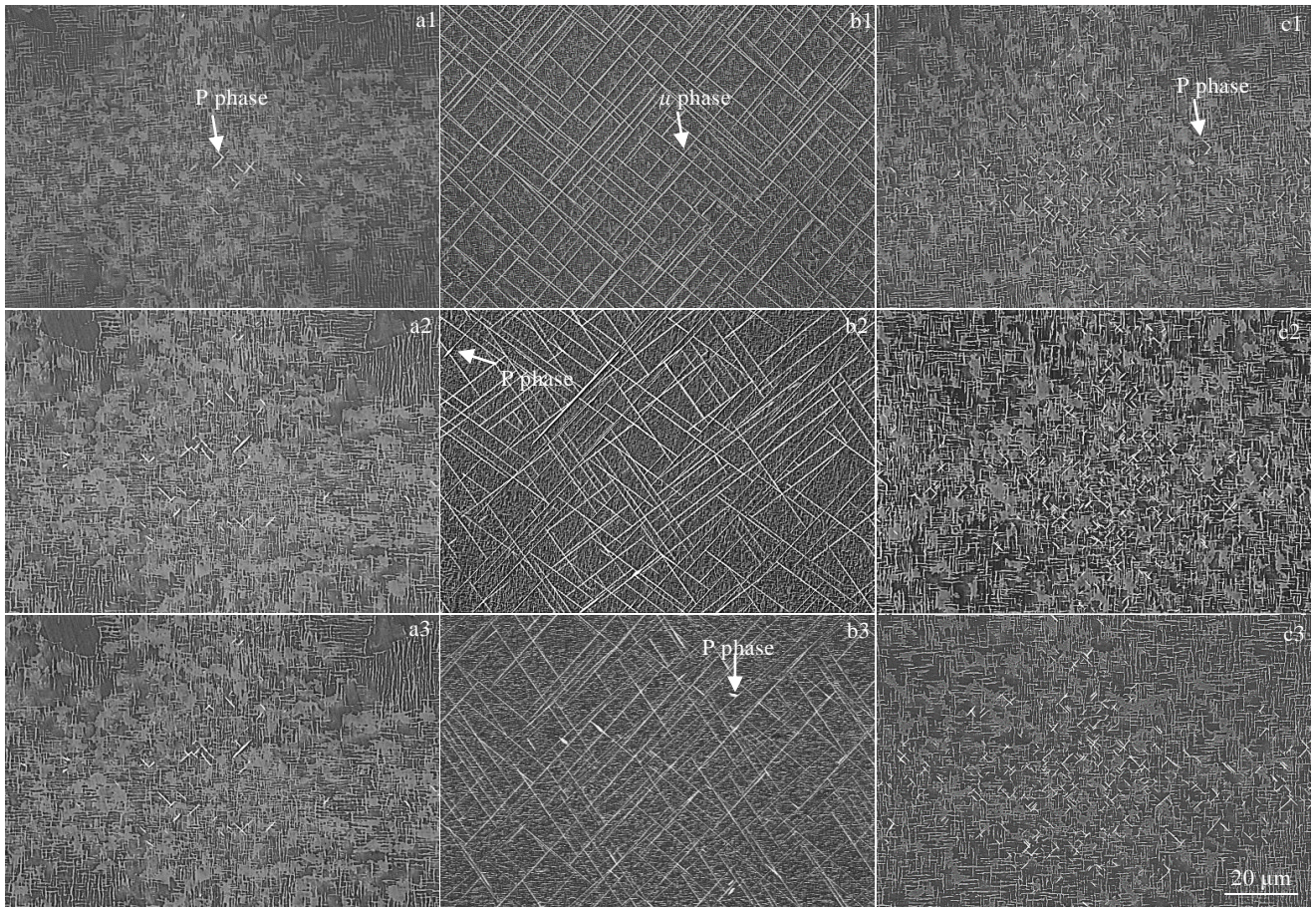


图 5 3 种合金在 1100 °C 时效不同时间后 TCP 相的析出情况

Fig.5 TCP precipitation of WZ50-01 (a1-a3), WZ50-02 (b1-b3), and WZ50-03 (c1-c3) alloys exposed at 1100 °C for different time: (a1-c1) 200 h, (a2-c2) 500 h, and (a3-c3) 1000 h

3 种合金的 TCP 相优先在枝晶干析出, 主要与 TCP 相形成元素 Re、Ru、W 和 Mo 偏析于枝晶干有关。对比 WZ50-01 和 WZ50-03, 热暴露相同时间后, WZ50-01 中 P 相的析出数量少于 WZ50-03, 但尺寸略

大。这是由于 P 相的主要形成元素为 Re、W 和 Ru, 这 3 种元素在枝晶干的偏析程度, WZ50-03 大于 WZ50-01 (表 3), 故而前者析出 P 相更多, 随着时间的推移, 数量增加到一定程度析出的 P 相开始相互



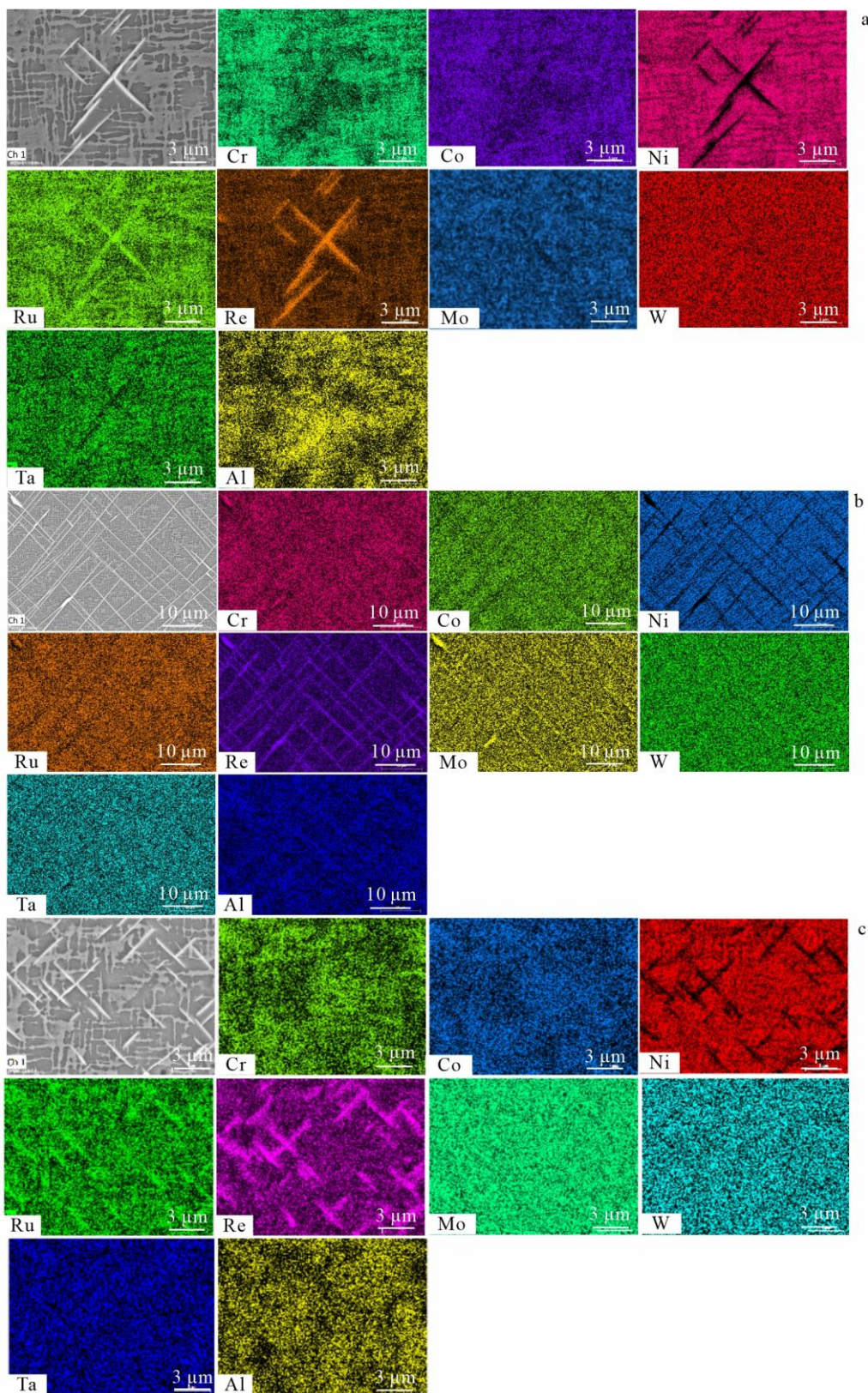


图 6 3 种合金在 1100 °C 热暴露 1000 h 后的 SEM 像和 EDS 元素面扫描

Fig.6 SEM image and EDS element mappings of WZ50-01 (a), WZ50-02 (b), and WZ50-03 (c) alloys exposed at 1100 °C for 1000 h

接触交叉, WZ50-01 中析出 P 相数量较少, 因此析出相交的概率要小得多, P 相可以比 WZ50-03 长得更长。

WZ50-02 中 P 相在热暴露 500 h 后才析出, 且依附  $\mu$  相析出。  $\mu$  相的主要组成元素为 Re、W、Mo, 而这 3

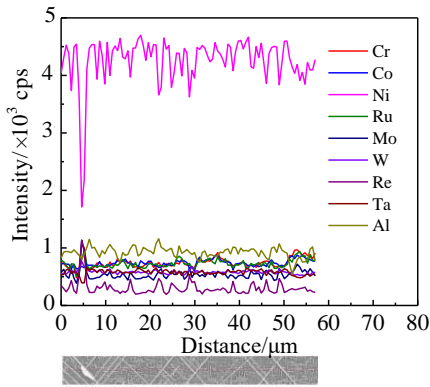


图 7 WZ50-02 在 1100 °C 热暴露 1000 h 后的 EDS 线扫描  
Fig.7 EDS line scan results of WZ50-02 exposed at 1100 °C for 1000 h

种元素在 WZ50-02 枝晶干的偏析程度远大于另外 2 种合金, 尤其是 Mo 元素, 故而 WZ50-02 中枝晶干优先析出  $\mu$  相, 当  $\mu$  相持续析出长大后 (图 4b2 中 TCP 相衬度明显更亮),  $\mu$  相组成元素逐渐被消耗, 不足以支持其继续长大, 且在 1100 °C 下,  $\mu$  相不稳定, 故而在 500 h 热暴露后开始逐渐析出 P 相。这也与文献[20]中提到的 Mo 元素降低后有助于稳定 P 相一致。

TCP 相的析出速率由其形核速率 (TCP 相数量) 和长大速率 (“最长” TCP 相) 决定<sup>[21-22]</sup>。形核速率由形核频率和促进形核的合金元素决定, 最终反映在 TCP 相的数量。如果形核频率决定了形核速率, 则时间足够长时, 合金 TCP 相面积分数应相同, 这与实验结果不符 (图 4), 因此, TCP 相的形核速率由促进 TCP 形核的合金元素决定, 这与文献[23]中提到的 TCP

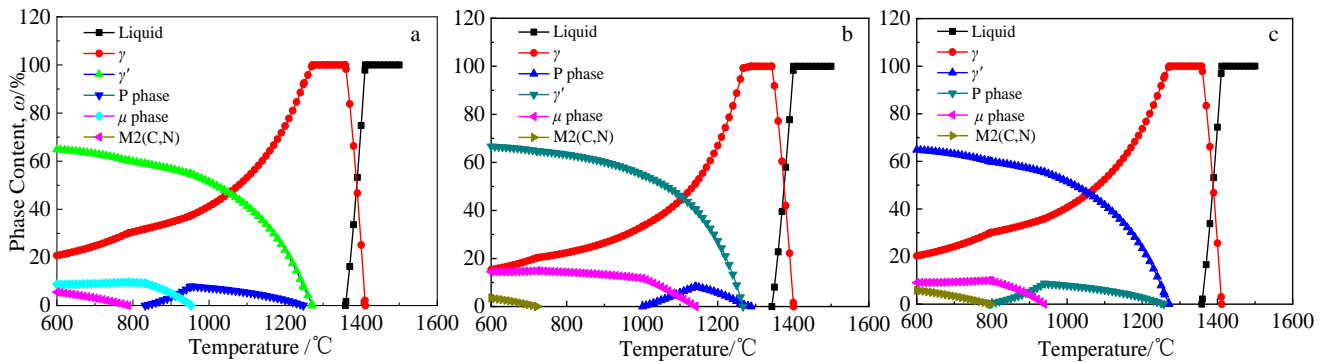


图 8 JmatPro 计算得到的 3 种合金平衡相图  
Fig.8 Equilibrium phase diagrams of WZ50-01 (a), WZ50-02 (b), and WZ50-03 (c) alloys calculated by JmatPro

相形核元素在  $\gamma$  基体中的偏聚对 TCP 相的形核驱动力的影响一致。通过对 3 种合金中 TCP 相的分析可知, 合金中 Mo 含量的增加导致的元素偏析会大幅加快  $\mu$  相的形核和长大速率, 同时抑制了 P 相的形核和长大; Re 的微量增加导致的元素偏析可促进 P 相形核, 但会延长 P 相长大时间。Mo 和 Re 的相互作用造成的 Re、Ru、Mo 和 W 等元素的偏析导致了 3 种合金中 TCP 相析出数量、尺寸以及类型的不同。

### 3 结 论

- 1) Mo 元素的增加或 Re 元素的微量增加使合金中枝晶干和枝晶间的元素偏析程度加大,  $\gamma/\gamma'$  两相中元素的成分分配比发生变化。
- 2) Re 含量的微量增加或者 Mo 含量的大幅度增加, 均会使  $\gamma'$  相的粗化速率得到一定的抑制。
- 3) Mo 含量的增加导致的元素偏析加快了  $\mu$  相的形核速率和长大速率, 但抑制了 P 相的形核和长大; Re 的微量增加可促进 P 相形核, 但会延长 P 相长大时

间。Mo 和 Re 的相互作用造成实验合金中 TCP 相数量、尺寸和种类差异。

### 参考文献 References

- [1] Yue Xiaodai, Li Jiarong, Liu Shizhong *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(1): 1
- [2] Cui Jinyan(崔金艳), Zhang Jianting(张建庭), Yao Jian(尧健). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2568
- [3] Zhang Jian, Li Jinguo, Tao Jin *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(13-14): 3051
- [4] Zhang J X, Wang J C, Harada H *et al.* *Acta Materialia*[J], 2005, 53(17): 4623
- [5] Hu Pinpin(胡聘聘), Chen Jingyang(陈晶阳), Feng Qiang(冯强) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(2): 332
- [6] Fleischmann E, Miller M K, Affeldt E *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 87(1): 350



- [7] Rettig R, Singer R F. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(1): 317
- [8] Gizan Xiurong, Liu Enze, Zheng Zhi *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2011, 27(2): 113
- [9] Xiong Jiangying(熊江英), Long Anping(龙安平), Zhang Jianting(张建庭) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(11): 3995
- [10] Wang Huan(王欢), Ning Likui(宁礼奎), Tong Jian(佟健) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 247
- [11] Wang Minggang(王明罡), Tian Sugui(田素贵), Yu Xingfu(于兴福) *et al. Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2009, 8(4): 281
- [12] Liu Gang(刘刚), Liu Lin(刘林), Zhang Shengxia(张胜霞) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(7): 845
- [13] Koizumi Y, Kobayashi T, Yokokawa T *et al. Superalloys 2004*[C]. Champion: TMS, 2004: 35
- [14] Sato A, Harada H, Yeh A C *et al. Superalloys 2008*[C]. Champion: TMS, 2008: 131
- [15] Kawagishi Kyoko, Yeh An-Chou, Yokokawa Tadaharu *et al. Superalloys 2012*[C]. Warrendale: TMS, 2012: 189
- [16] Huang Taiwen(黄太文), Lu Jing(卢晶), Xu Yao(许瑶) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(11): 1427
- [17] Chen Jingyang(陈晶阳), Zhao Bin(赵宾), Feng Qiang(冯强) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(8): 897
- [18] Liu Gang, Xiao Xueshan, Véron Muriel *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 185: 493
- [19] Asgari S, Sharghi-Moshtaghin R, Sadegh-Ahmadi M *et al. Philosophical Magazine*[J], 2013, 93(10-12): 1351
- [20] Rae C M F, Karunaratne M S A, Small C J *et al. Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 767
- [21] Atsushi Sato, Hiroshi Harada, Tadaharu Yokokawa *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54: 1679
- [22] Jin Huixin, Zhang Jianxin, Zhang Youjian *et al. Intermetallics*[J], 2019, 113: 1
- [23] Hobbs R A, Zhang L, Rae C M F *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39: 1014

## Effects of Mo and Re on the Microstructural Stability of a Novel Single Crystal Superalloys Containing Ru

Cui Jinyan<sup>1</sup>, Zhang Jianting<sup>1,2</sup>, Yao Jian<sup>1</sup>, Wang Chong<sup>1</sup>, Guo Jianzheng<sup>1,2</sup>

(1. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, China)

(2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** Three novel nickel-based single crystal superalloys containing 0.4%Mo-6.4%Re, 2.8%Mo-6.4%Re and 0.4%Mo-6.7%Re, in nominal composition were prepared. The element concentrations of alloys after SHT (standard heat treatment) were measured,  $\gamma'$  phase evolution and topological close-packed phase (TCP) precipitation of the alloys thermal exposed at 1100 °C up to 1000 h were analyzed. The slight increment of Re and the increase of Mo content obviously facilitate the segregation of elements between dendrite and interdendrite, and between  $\gamma$  and  $\gamma'$  phase. The coarsening rate of the  $\gamma'$  phase during thermal exposure reduces due to the segregation of low-diffusion elements such as Re in the dendrite core and the  $\gamma$  phase. The slight increase of Re promotes the precipitation of P phase but inhibites the growth rate of P phase, because the nucleation of the P phase is promoted by the segregation of the P phase forming elements Re, W and Ru in the dendrite core. However, the growth rate is inhibited because of contact and intersection of precipitated P in large amount. The large increase of Mo content makes both  $\mu$  phase and P phase exist during the long-term thermal exposure at 1100 °C. The  $\mu$  phase preferentially precipitates with a large number and a large size, while the precipitation of the P phase is delayed with smaller number and size. Mo promotes the segregation of the main constituent elements of  $\mu$  phase, Re, W, and Mo in the dendrite core, especially the increase of Mo content, which promotes the preferential precipitation of  $\mu$  phase. With the consumption of  $\mu$  phase forming elements, and the presence of P phase is more stable at 1100 °C, P phase precipitates subsequently.

**Key words:** novel nickel-based single crystal superalloys; thermal exposure; microstructural stability; P phase;  $\mu$  phase