



合金元素对 Co-8.8Al-9.8W 高温合金组织及粗化行为的影响

徐仰涛^{1,2,3}, 李 淮^{1,2}, 娄德超^{1,2}, 王 晨^{1,2}

- (1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050;
2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 兰州 730050;
3. 兰州理工大学 白银新材料研究院, 白银 730900)

摘 要: 利用场发射扫描电子显微镜(FESEM)研究了随时效时间和时效温度的改变, 合金微观组织、 γ' 相的粗化行为和二次相析出的变化, 分析合金元素对 Co-8.8Al-9.8W-2X(X 为 Mo、Nb、Ta、Ti 和 Ni, 摩尔分数, %)合金中 γ' 相粗化行为的影响。结果表明: 5 种合金 γ' 相尺寸均随时效温度的提高和时效时间的延长而长大, 且 γ' 相尺寸的变化满足 LSW 粗化理论, 但时效过程中 γ' 相的体积分数明显减少; 时效过程中, 2Mo 和 2Ni 合金 γ' 相形貌出现球化现象, 而 2Nb、2Ta 和 2Ti 合金仍保持较高的立方度; 5 种合金随时效温度的提高, 粗化速率变化趋势不同, 930 °C 时的粗化速率比 870 °C 时的高很多; 2Ni、2Ta 和 2Ti 合金粗化速率常数在 3 种时效温度下均较低, 但在 930 °C 时, 2Ta 和 2Ti 合金粗化速率常数上升明显; 合金二次相主要在晶界析出, 且以 DO_{19} -Co₃W 相为主, 2Ti 合金晶界处析出链状的二次相, 经 EDS 分析, 该相为 CoAl 相, 此相在晶界处形貌不规则, 在晶内呈针状或不规则状。

关键词: 合金元素; Co-8.8Al-9.8W 高温合金; γ' 相; 粗化行为; 二次相

文章编号: 1004-0609(2021)-06-1505-11

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

引文格式: 徐仰涛, 李 淮, 娄德超, 等. 合金元素对 Co-8.8Al-9.8W 高温合金组织及粗化行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(6): 1505–1515. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37836

XU Yang-tao, LI Huai, LOU De-chao, et al. Effects of alloying elements on microstructure and coarsening behavior of Co-8.8Al-9.8W superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(6): 1505–1515. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37836

传统钴基高温合金的强化方法为固溶强化和碳化物弥散强化。SATO^[1]发现的新型钴基高温合金强化相为 $L1_2$ 型有序结构的 γ' -Co₃(Al, W), 因此具有比传统钴基高温合金更好的力学性能, 可以在要求更为苛刻的环境中使用。在 1173 K 时, γ 相、 DO_{19} 相和 B2 相处在平衡状态, 而 γ' 相为亚稳态^[2]。因此很多学者^[2–5]开始研究第四种合金元素对 Co-Al-W 高温合金中 γ' 相固溶温度和稳定性的影响, 结果表明, 当合金元素在强化相的分配系数较高时, 能够有效提升强化相的固溶温度, 同时这些元素降低了 γ 固相线温度。Mo、V、Cr 和 Fe 等元素降低合金

强化相固溶温度, Ni、V、Ta、Nb 和 Ti 等元素提高合金强化相的固溶温度, 第四组元加入后 γ' 相的固溶温度排序为 Mo<Si<V<Ti<Nb<Ta^[6]。其中, Mo 元素降低 $L1_2$ 相的稳定性, 促进了 B2 相和 DO_{19} 相的形成, Nb 元素明显降低强化相稳定性, 导致 γ' 相迅速分解, Ta 元素的加入使 γ' 相分解减缓, 有效提高强化相的稳定性^[7]。研究表明, γ' 相分解为 DO_{19} 相与堆垛层错有关, 适当的不全位错的运动可以促进 $L1_2$ - γ' 原子结构转化为 DO_{19} 相, 作为这种转变的中间步骤, 可能会产生必要的堆垛层错^[7–8]。

随着时效的进行, γ' 相会长大。BOCCHINI 等^[9]

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51561019)

收稿日期: 2020-08-07; 修订日期: 2021-05-06

通信作者: 徐仰涛, 教授, 博士; 电话: 13893236182; E-mail: lanzhouxuyt@163.com

发现 γ' 相的粗化动力学是时效温度的函数, 且粗化行为遵循 Landau-Lifshitz-Wagner (LSW) 时间指数和多组分模型。当析出相达到平衡体积分数时, LSW 理论最符合这一体系的问题, 大颗粒与小颗粒融合, 导致总界面面积减少, 巨大的界面能增加了粗化的驱动力^[10]。然而, 二次相在时效过程中析出, 二次相对高温合金的综合性能有不利影响^[11-13], 在变形时, 晶界析出的条带状 DO_{19} - Co_3W 相可以阻止滑移带的滑动, 导致晶界之间的界面剥离^[14]。

目前, 国内外对 Co-8.8Al-9.8W 系高温合金的研究并不系统, 很多研究集中在 γ' 相固溶温度和组织演化。本文继课题组前期的研究工作^[15-16], 研究了合金元素对 Co-8.8Al-9.8W-2X (X 为 Mo, Nb, Ta, Ti 和 Ni, 摩尔分数, %) γ' 相的粗化行为和二次相的影响。

1 实验

Co-8.8Al-9.8W-2X (X 为 Mo, Nb, Ta, Ti 和 N) 合金是在真空电弧炉填充氩气气氛下重熔 6 次得到的, 实际成分通过 ICP-OES 测得, 如表 1 所列。原材料为高纯钴粉(99.9%, <48 μm)、铝粉(99.9%, <48 μm)、钨粉(99.9%, <48 μm)、钼粉(99.9%, <48 μm)、铌粉(99.9%, <48 μm)、钽粉(99.9%, <48 μm)、钛粉(99.9%, <48 μm)、镍粉(99.9%, <48 μm)。根据在基体合金中添加的合金元素不同, 将这些合金命名为 2Mo、2Nb、2Ta、2Ti 和 2Ni 合金。合金试样首先经(1300 $^{\circ}\text{C}$, 2 h)(水冷)固溶处理, 随后在 870 $^{\circ}\text{C}$ 、900 $^{\circ}\text{C}$ 、930 $^{\circ}\text{C}$ 下分别保温 50 h、100 h、200 h 和 300 h 后空冷进行时效。

金相试样使用直流稳压电源, 经 5% 高氯酸+95% 酒精混合液(体积分数)电解腐蚀, 电压为 12 V。使用 Feg-450 热场发射扫描电子显微镜的二次电子

模式对合金微观组织进行观察。 γ' 相的体积分数 $\varphi_{\gamma'}$ 是热处理后金相试样的扫描电镜通过 NIH ImageJ (version 1.8.0) 测得。在同一合金 3 个不同区域测定, 然后求平均值得到 γ' 相体积分。

2 结果与讨论

2.1 合金微观组织

图 1 所示为 5 种合金在 900 $^{\circ}\text{C}$ 时效 300 h 的微观组织。由图 1 可知, 5 种合金均由立方状或近立方状的 γ' 相和 γ -Co 基体组成, 其中 2Mo 和 2Ni 合金的 γ' 相出现球化, 而其他三种合金的强化相为立方状。基体和强化相之间的晶格错配度影响弹性应变能, 而弹性应变能对 γ' 相形貌有显著的影响作用^[6]。2Mo 合金中, 半径较小的 Mo 原子趋向于在 γ' 相占据 W 原子的位置, 使合金的错配度较低, 引起 γ' 相的球化现象^[17-19]。Ni 元素可以降低晶格错配度, 且随着 Ni 含量增加晶格错配度减小^[20]。Ti 是 γ' 相的形成元素可以引起 γ' 相的富集, 且 Ti 原子半径大于 Co 原子, 因此晶格错配度较高, 不会显著改变 γ' 相的形貌^[21]。Ta 元素可以增加 γ' 相的晶格常数, 降低基体相的晶格常数, 致使晶格错配度增加。而 Nb 元素对减小增强相和基体相的晶格常数的影响程度不同, 导致晶格错配度增加^[6]。上述结果表明, 合金元素固溶进入基体相与强化相后, 改变两相的晶格常数, 强化相的形貌随错配度的改变而改变^[1]。边角球化的另一个解释为, 一些合金的 γ' 相在 900 $^{\circ}\text{C}$ 长时间时效过程开始溶解, 并倾向于边角位置^[6]。

2Mo 和 2Nb 合金经 930 $^{\circ}\text{C}$ 分别时效处理 50 h、100 h、200 h 和 300 h 的微观组织如图 2 所示。随着时效时间的延长, 合金 γ 相通道明显变宽, 尤其 2Mo 合金, γ' 相边缘分解, 并发生奥斯瓦尔德熟化,

表 1 ICP-OES 测得合金的主要实际成分

Table 1 Bulk composition of studied alloys calculated by ICP-OES

Alloy	Mole fraction/%							
	Al	W	Mo	Nb	Ta	Ti	Ni	Co
2Mo	9.40	9.85	2.41	—	—	—	—	Bal.
2Nb	9.28	10.01	—	2.72	—	—	—	Bal.
2Ta	9.17	9.81	—	—	1.80	—	—	Bal.
2Ti	8.88	9.26	—	—	—	1.69	—	Bal.
2Ni	9.15	10.06	—	—	—	—	1.94	Bal.

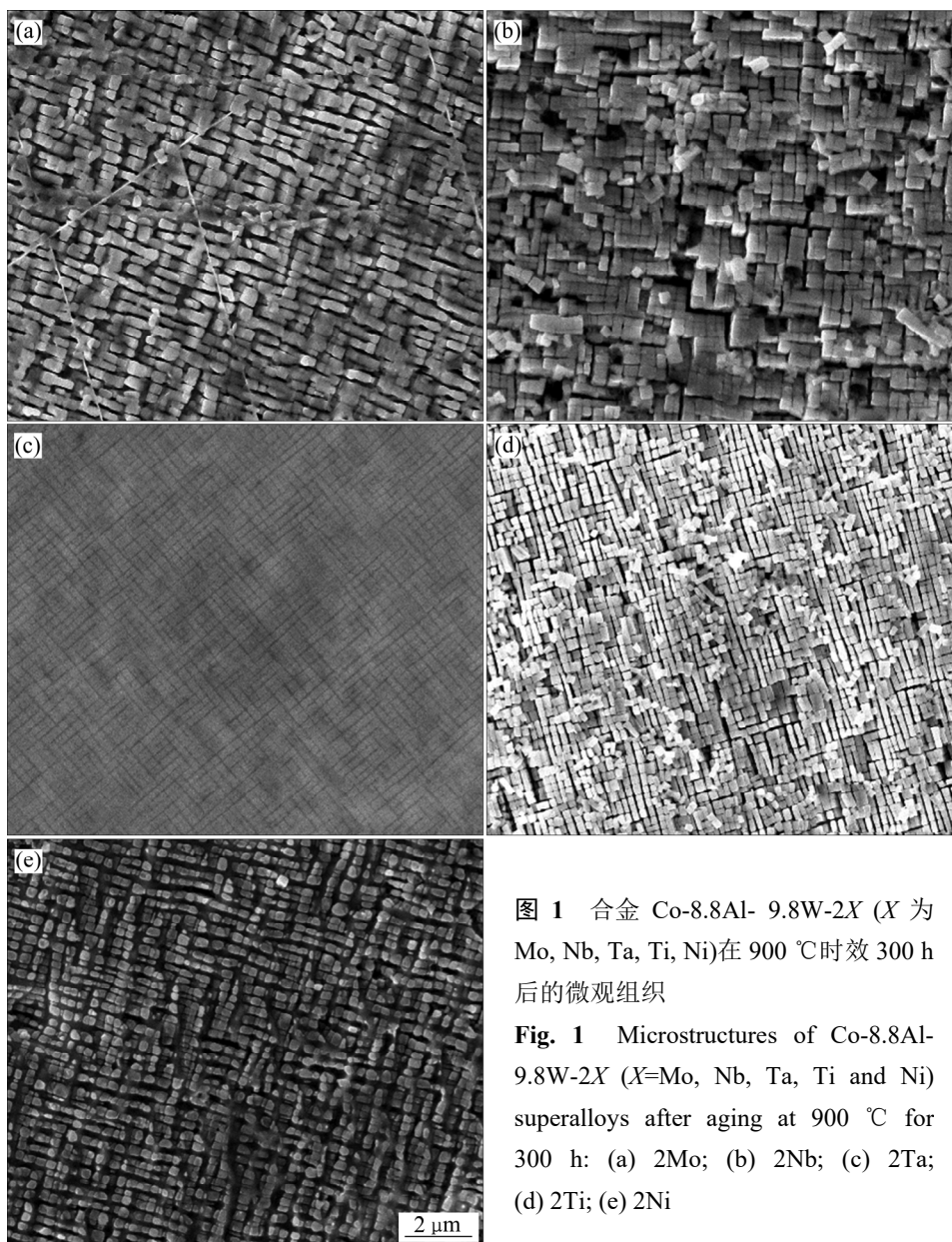


图 1 合金 Co-8.8Al- 9.8W-2X (X 为 Mo, Nb, Ta, Ti, Ni) 在 900 °C 时效 300 h 后的微观组织

Fig. 1 Microstructures of Co-8.8Al-9.8W-2X (X =Mo, Nb, Ta, Ti and Ni) superalloys after aging at 900 °C for 300 h: (a) 2Mo; (b) 2Nb; (c) 2Ta; (d) 2Ti; (e) 2Ni

合金中 γ' 相的尺寸随着时效时间的延长不断增大, 形貌变为近立方状, 增强相的体积分数明显下降。研究表明, γ' 相是亚稳相, 在高温下会分解为 γ 相和一些二次相^[8]。经 300 h 时效热处理后, 2Nb 合金 γ' 相的数量要高于 2Mo 合金的, 且保持较高的立方度。这表明 Nb 是比 Mo 更好的 γ' 相稳定元素。这一结果与模拟结果一致, $L1_2$ -Co₃(Al, Nb) 的形成能比 DO_{19} -Co₃(Al, Nb) 的形成能低, 而 Co₃(Al, Mo) 相反, 这表明 $L1_2$ -Co₃(Al, Nb) 在基态时更稳定^[22]。5 种合金经 930 °C 时效 γ' 相的体积分数如图 3 所示。增强相在合金冷却过程中析出, 合金元素的固溶度有显著的差异, 因此增强相的体积分数也不同。几种合金经过 930 °C 时效后, 随着时效时间的增加,

γ' 相的分解导致体积分数减少, 经过 930 °C 时效 300 h 后, 2Ni 合金中增强相体积分数下降最快, 而其他合金平稳下降。课题组前期研究发现, 5 种合金的 γ' 相固溶温度排序为 2Ta > 2Nb > 2Ti > 2Mo > 2Ni, 这说明时效期间 γ' 相体积分数的变化与对应合金元素对固溶温度的影响有关^[23]。

2.2 γ' 相粗化行为

目前, 经典的粗化理论主要有两种, 一种是由扩散控制长大行为的 LSW 理论; 另一个理论为 TIDC 粗化模型^[24]。经多次线性拟合, 当指数为 3 时结果最优。图 4 所示为 Co-8.8Al-9.8W-2X 合金经 870 °C、900 °C 和 930 °C 时效处理的 $(r^3 - r_0^3) - t$ 曲

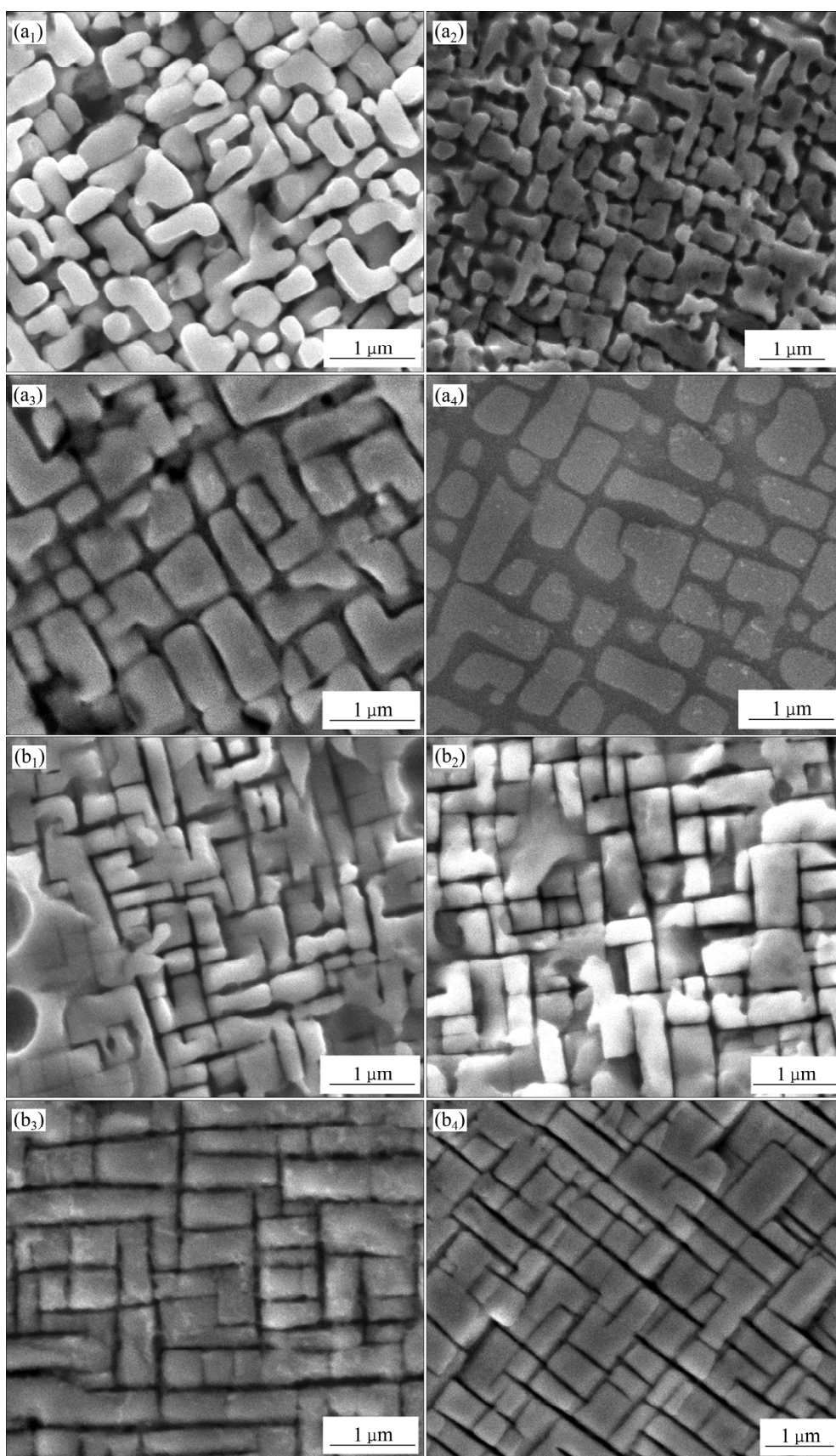


图 2 2Mo 和 2Nb 合金 930 °C 时效的显微组织

Fig. 2 Microstructures of 2Mo((a₁)–(a₄)) and 2Nb((b₁)–(b₄)) superalloys at 930 °C: (a₁), (b₁) 50 h; (a₂), (b₂) 100 h; (a₃), (b₃) 200 h; (a₄), (b₄) 300 h

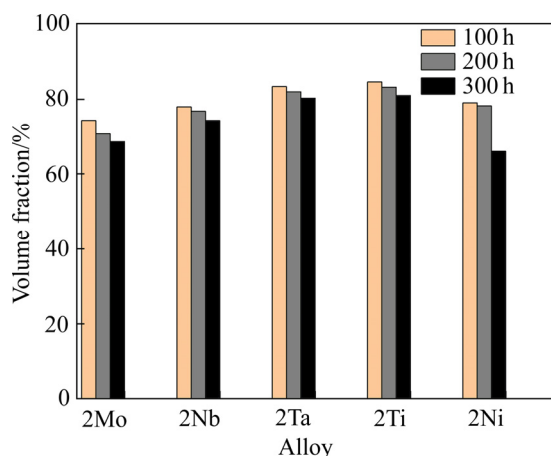


图 3 5 种合金 930 °C 时效不同时间的 γ' 相体积分数

Fig. 3 γ' -precipitate volume fraction of five alloys after 930 °C at different time

线^[25]。这符合 LSW 理论, 该理论指出析出相粗化是由溶质在基体中的扩散控制的, 公式如下:

$$r^3 - r_0^3 = Kt \quad (1)$$

式中: r_0 为沉淀初始半径; r 为沉淀瞬时半径; K 是粗化速率常数^[24]。在立方状沉淀中, r 为 $\bar{a}/2$, \bar{a} 为沉淀相的平均边缘长度^[26-27]。图 4 中的初始点表明, 2Ni 合金 γ' 相的初始尺寸要比 2Ta、2Nb 和 2Mo 小, 曲线的斜率表明, 2Ni 合金粗化速率在 5 种合金中最小, 这是由于 Ni 可以降低 W 元素的扩散速率^[9]。而 Mo 元素加入可以降低扩散激活能, 溶质原子的扩散速度更快, 加快了 2Mo 合金强化相的粗化速率^[20]。合金化可以提高强化相的固溶温度, 温度可以影响扩散系数, 因此时效温度也是影响粗化速率的重要因素。2Ta 合金在 3 种时效温度下保持较低的粗化速率, 也许是由于粗化受扩散控制。VORONTSOV 等^[9]证明 Ta 在基体中的含量很低, Ta 元素降低粗化速率的本质是减少了粗化所需的原子。

图 5 所示为 5 种合金不同时效温度的粗化速率。同一成分合金随着时效温度的上升, 粗化速率变化趋势不同, 其趋势受控于温度对晶格错配度和扩散速率的影响程度。晶格错配度随着温度的升高逐渐降低^[28], 导致合金的畸变能降低, 在 900 °C 时, 温度对扩散系数的影响小于畸变能的影响, 使得合金的粗化速率下降; 而 930 °C 时, 温度对扩散系数的影响大于畸变能的影响, 导致合金粗化速率快速上升。Ni 元素通过降低晶格错配度, 降低了晶格畸

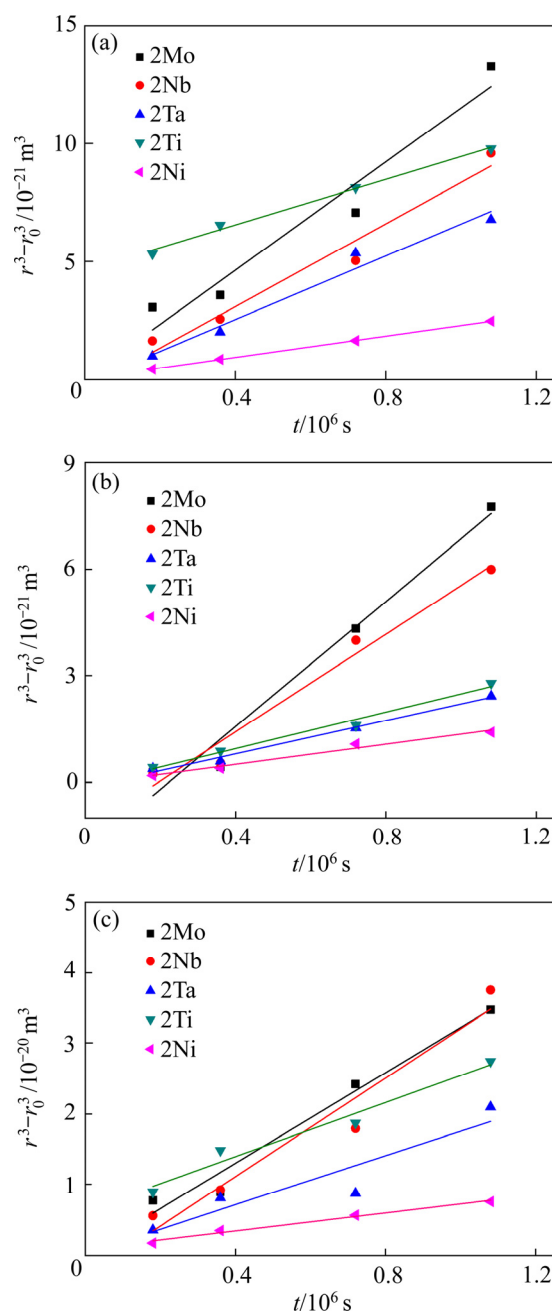


图 4 Co-8.8Al-9.8W-2X 合金在不同时效温度下的 $(r^3 - r_0^3) - t$ 曲线图^[25]

Fig. 4 $(r^3 - r_0^3) - t$ curves of five Co-8.8Al-9.8W-2X superalloys heated at different temperatures^[25]: (a) 870 °C; (b) 900 °C; (c) 930 °C

变能, 从而降低合金自由能, 有效减小粗化速率。当 γ' 相体积分数较高时, 粗化速率常数 K 被定义为

$$K = \frac{8D_{\text{eff}}\sigma x_e^{\gamma}(1-x_e^{\gamma})V_m}{9(x_e^{\gamma} - x_e^{\gamma'})^2 RT} \quad (2)$$

式中: σ 为界面能; D_{eff} 为有效扩散系数; x_e^{γ} 和 $x_e^{\gamma'}$ 为基体相和 γ' 相中溶质总的平衡摩尔分数; V_m 为沉

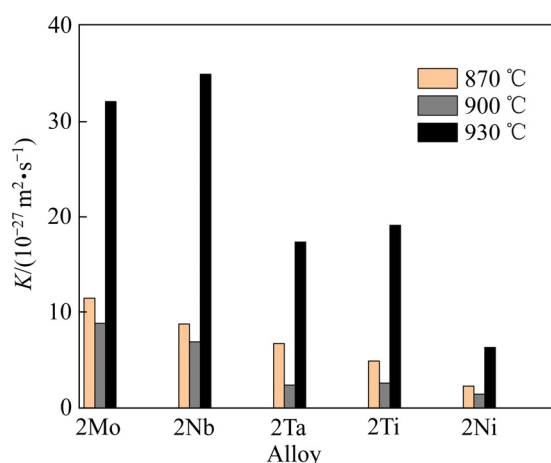


图5 5种合金不同时效温度粗化速率常数

Fig. 5 Coarsening rate K of five superalloys at different temperatures

淀相的摩尔体积; T 为热力学温度; R 是气体常数^[29]。在方程(2)中, 界面能、有效扩散系数以及溶质在基体相和 γ' 相中总平衡摩尔分数都是影响 K 值

的重要参数^[30]。

研究证明, γ' 相粗化动力学是时效温度与时效时间的函数^[29], 时效过程中 γ' 相的粗化行为是不可避免的, 并与合金的高温性能有关。 γ' 相是沉淀析出强化合金的主要强化相, 在特定的热处理条件下, 小的 γ' 相趋向溶解。时效时间越长, 时效温度越高, 原子扩散速度越快。溶解后的溶质原子迁移到大的 γ' 相, 促进 γ' 相的长大, 界面能的降低为 γ' 相长大提供驱动力。减小 γ' 相表面积可以降低界面能, 这是时效过程发生奥斯瓦尔德熟化的原因。

2.3 二次相沉淀

本文分析了合金在 870、900 和 930 °C 时效的微观组织图。随着时效温度的上升和时间的增加, 二次相的数量随之增加。图 6 所示为 Co-8.8Al-9.8W-2X 合金在 870 °C 时效 300 h 显微组织。由图 6 可知, 除 2Ni 合金外, 其他合金均析出二次相。2Mo

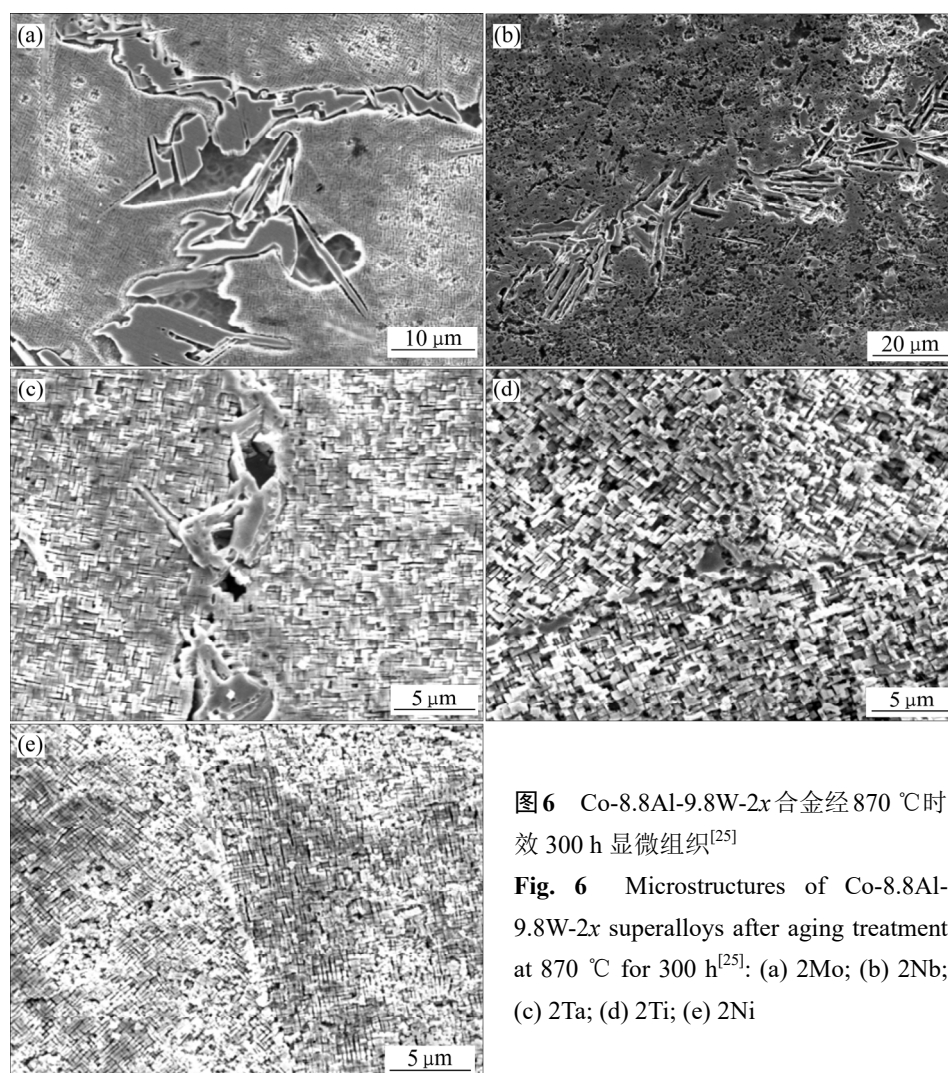


图6 Co-8.8Al-9.8W-2x 合金经 870 °C 时效 300 h 显微组织^[25]

Fig. 6 Microstructures of Co-8.8Al-9.8W-2x superalloys after aging treatment at 870 °C for 300 h^[25]: (a) 2Mo; (b) 2Nb; (c) 2Ta; (d) 2Ti; (e) 2Ni

合金晶界处析出大量块状二次相, 且针状二次相从晶界处向晶内延伸, 如图 6(a)。经 EDS 分析这两种形貌的二次相, 发现二次相为 Co_3W 和 $\text{Co}_3(\text{W}, \text{Mo}, \text{Al})$ 。SAUZA 等^[29]研究发现含 Ru 的 Co-Al-W 高温合金中出现了 $\text{DO}_{19}(\text{Co}_3\text{W})$ 相和 $\text{B2}(\text{CoAl})$ 相, 且 DO_{19} 相成分应为 $\text{Co}_3(\text{W}, \text{Ru}, \text{Al})$, Mo 元素降低了 L1_2 相的稳定性, 并促进了 DO_{19} 相的形成^[7]。在图 6(b)和(c)中, 2Nb 和 2Ta 合金中的二次相均为 DO_{19} 相, 存在于 2Ta 合金的晶界, 在 2Nb 合金中的晶界和晶内。在图 6(d)中, 2Ti 合金中的二次相析出较少且分布在晶界, 经 EDS 面扫分析为 CoAl 相, 此相在晶界处形貌不规则, 在晶内呈针状或不规则状。WANG 等^[7]发现二次相的形貌、种类和分布与

合金化元素有关, 这可能是由于合金元素对二次相形成能的影响不同, Ti 的添加促进了 B2 相的形成, 却抑制了 DO_{19} 相的形成。

合金时效 900 °C 和 930 °C 析出的二次相种类与 870 °C 时效析出的一样。然而, 随着时效时间的延长, 2Ti 合金在晶界处析出链状二次相, 而此相在晶内为棒状。EDS 分析表明, 此相富集 Al 元素而贫 W 元素, 因此, 此相为 CoAl 相。图 7 所示为 2Ti 合金 900 °C 时效 300 h 析出的二次相的面扫图。从图中可以看出二次相分布在晶界上且富 Al。这一研究结果与 KOBAYASHI 等^[31-32]的研究结果一致。图 8 所示为课题组前期检测的五种合金 900 °C 时效 100 h 的 XRD 谱^[15]。除了 2Ni 合金外, 其他合金中

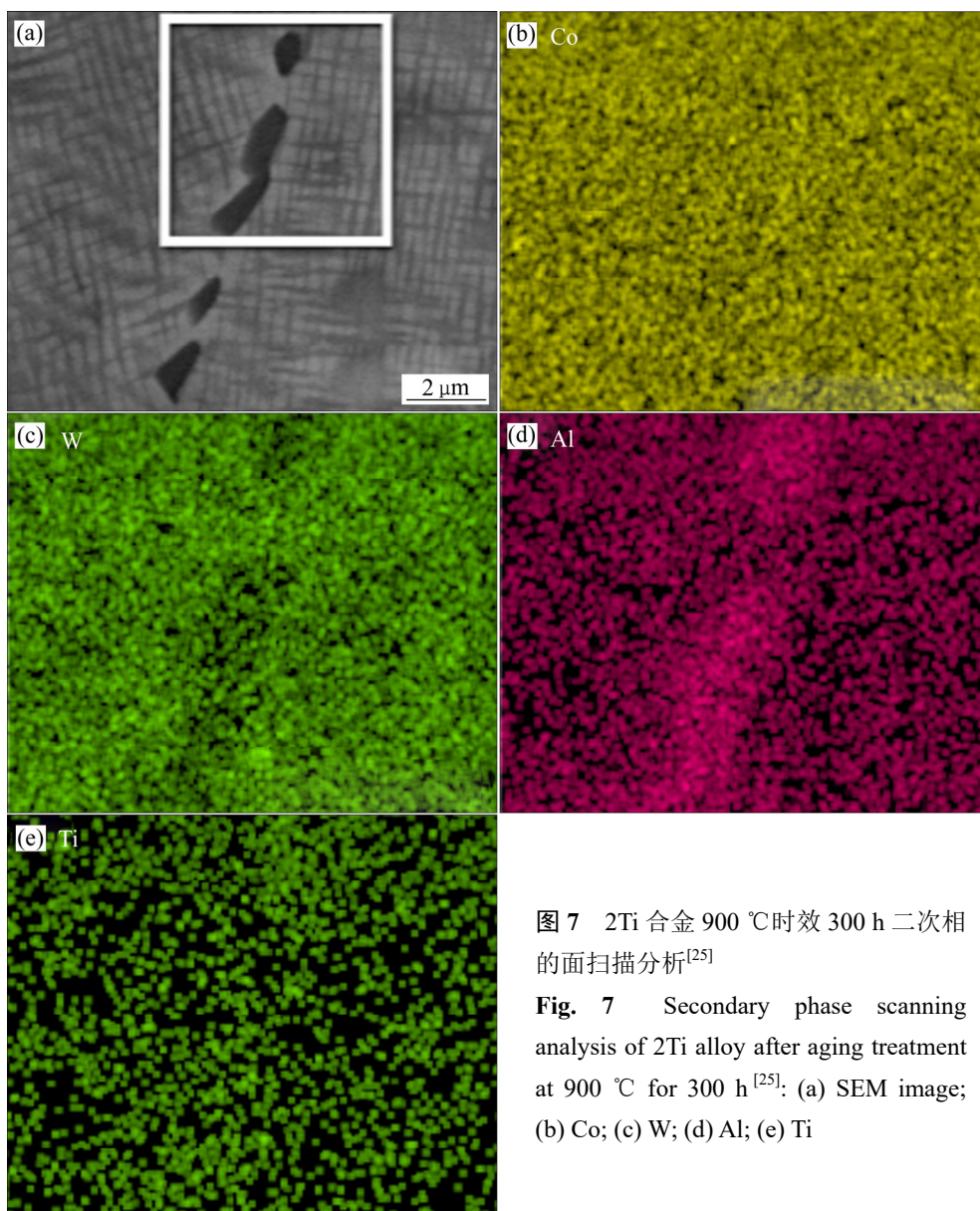


图 7 2Ti 合金 900 °C 时效 300 h 二次相的面扫描分析^[25]

Fig. 7 Secondary phase scanning analysis of 2Ti alloy after aging treatment at 900 °C for 300 h^[25]: (a) SEM image; (b) Co; (c) W; (d) Al; (e) Ti

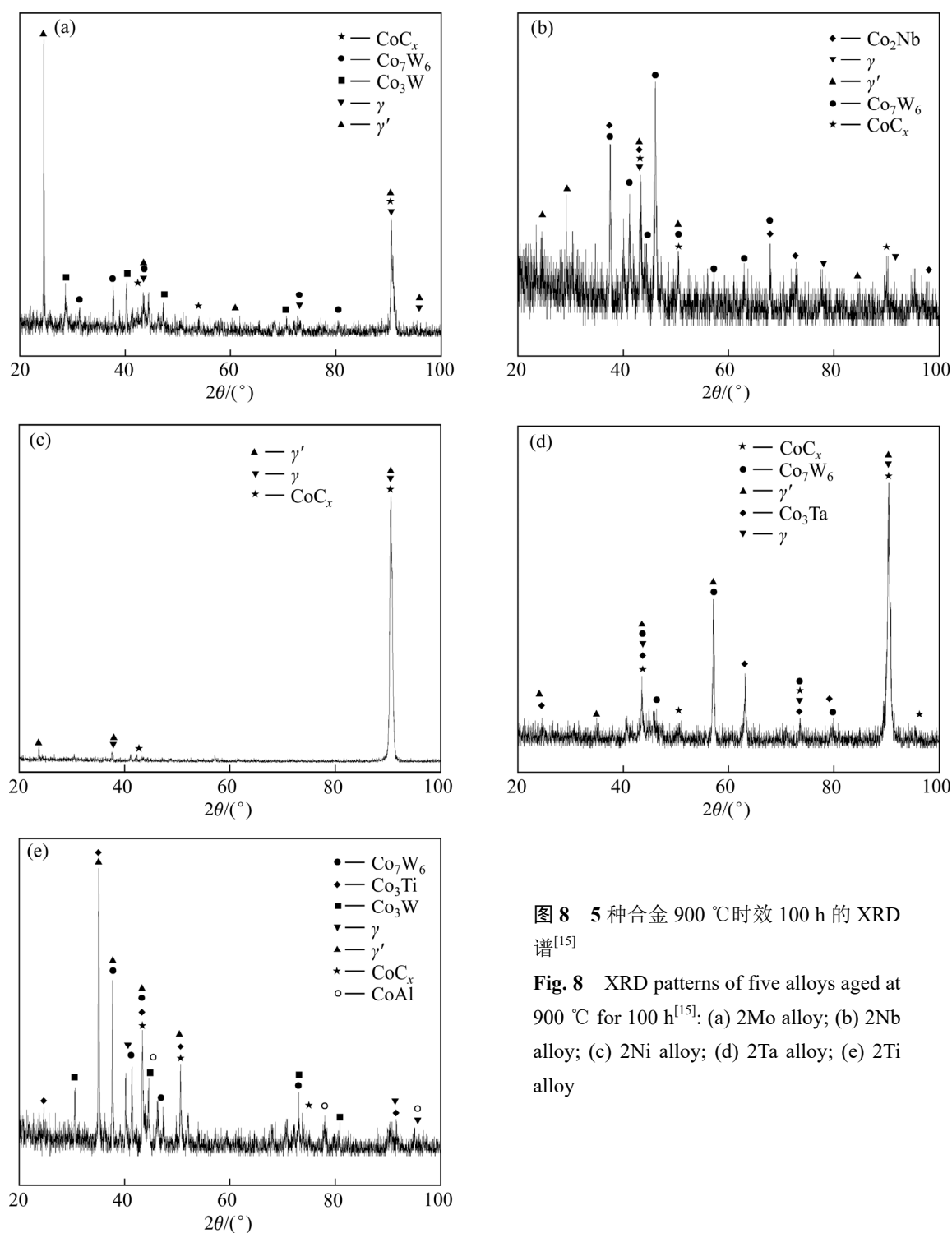


图8 5种合金900℃时效100h的XRD谱^[15]

Fig. 8 XRD patterns of five alloys aged at 900 °C for 100 h^[15]: (a) 2Mo alloy; (b) 2Nb alloy; (c) 2Ni alloy; (d) 2Ta alloy; (e) 2Ti alloy

出现了 μ 相和 CoC_x ，其中 CoC_x 为Co的碳化物，在2Mo和2Ti合金出现了 DO_{19} 相，2Ti和2Ta合金析出 $L1_2$ 有序结构的 Co_3Ta 和 Co_3Ti 相。

3 结论

1) 随着时效温度和时效时间的增加，5种合金

γ' 相尺寸均增大，体积分数减小。合金时效过程中强化相体积分数的变化表明，Ta和Ti是较好的强化元素，经时效处理后合金保持较高的强化相体积分数和较低的粗化速率。

2) 经870℃、900℃和930℃时效， γ' 相粗化行为遵循LSW理论，由于温度和错配度对粗化速率的共同作用，粗化速率的排序为 $K_{930^\circ\text{C}} > K_{870^\circ\text{C}} >$

$K_{900}^{\circ\text{C}}$ 。

3) 经 870 °C、900 °C 和 930 °C 时效后, 合金均析出有害的二次相, Ni 元素可以有效抑制二次相的形成, Mo 元素和 Nb 元素使合金失稳, 促进了 γ' 相的分解, Ti 和 Ta 提高了 γ' 相的稳定性, 但不能抑制二次相的析出。

REFERENCES

- [1] SATO J. Cobalt-base high-temperature alloys[J]. Science, 2006, 312(5770): 90–91.
- [2] OMORI T, OIKAWA K, SATO J, et al. Partition behavior of alloying elements and phase transformation temperatures in Co-Al-W-base quaternary systems[J]. Intermetallics, 2013, 32: 274–283.
- [3] YAN H Y, VORONTSOV V A, DYE D. Alloying effects in polycrystalline γ' strengthened Co-Al-W base alloys[J]. Intermetallics, 2014, 48: 44–53.
- [4] XUE F, ZHOU H J, DING X F, et al. Improved high temperature γ' stability of Co-Al-W-base alloys containing Ti and Ta[J]. Materials Letters, 2013, 112: 215–218.
- [5] ZHAO Wen-jun, XU Yang-tao. Alloying element ta effect on microstructure of Co-Al-W superalloy by vacuum arc melting[J]. Advanced Materials Research, 2013, 718/720: 10–13.
- [6] WANG Li, OEHRING M, LI Yu-zhi, et al. Microstructure, phase stability and element partitioning of γ - γ' Co-9Al-9W-2X alloys in different annealing conditions[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 787: 594–605.
- [7] WANG Li, OEHRING M, LORENZ U, et al. Influence of alloying additions on L12 decomposition in γ - γ' Co-9Al-9W-2X quaternary alloys[J]. Scripta Materialia, 2018, 154: 176–181.
- [8] LI Yu-zhi, PYCZAK F, OEHRING M, et al. Thermal stability of γ' phase in long-term aged Co-Al-W alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 729: 266–276.
- [9] BOCCHINI P J, SUDBRACK C K, NOEBE R D, et al. Temporal evolution of a model Co-Al-W superalloy aged at 650 °C and 750 °C[J]. Acta Materialia, 2018, 159: 197–208.
- [10] VORONTSOV V A, BARNARD J S, RAHMAN K M, et al. Coarsening behaviour and interfacial structure of γ' precipitates in Co-Al-W based superalloys[J]. Acta Materialia, 2016, 120: 14–23.
- [11] LASS E A, GRIST R D, WILLIAMS M E. Phase equilibria and microstructural evolution in ternary Co-Al-W between 750 and 1100 °C[J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2016, 37(4): 387–401.
- [12] XU Yang-tao, LI Huai, WANG Yong-hong, et al. Plastic deformation behavior of Co-8.8Al-9.8W-xTa(x=0, 2) superalloy at room temperature[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 854(15): 157236.
- [13] LASS E A, WILLIAMS M E, CAMPBELL C E, et al. γ' phase stability and phase equilibrium in ternary Co-Al-W at 900 °C[J]. Journal of Phase Equilibria & Diffusion, 2014, 35(6): 711–723.
- [14] ZHONG F, YU Y X, LI S S, et al. In-situ SEM and TEM tensile observations of novel Co-Al-W-Mo-Ta-B-Ce alloys with a coherent γ -Co₅₅/ γ' -Co₃(Al,W) microstructure at room temperature[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 696: 96–103.
- [15] 夏荣里. 合金化元素对 Co-8.8Al-9.8W 合金强化相的影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2016: 54.
- XIA Rong-li. Effects of alloying elements on the alloy strengthening phase of Co-8.8Al-9.8W base alloys[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2016: 54.
- [16] 徐仰涛. 新型钴基 Co-Al-W 合金设计、制备及性能研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2010: 97.
- XU Yang-tao. Study on cobalt based novel Co-Al-W superalloys design, preparation and properties[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2010: 97.
- [17] MAKINENI S K, SAMANTA A, ROJHIRUNSAKOOL T, et al. A new class of high strength high temperature cobalt based γ - γ' Co-Mo-Al alloys stabilized with Ta addition[J]. Acta Materialia, 2015, 97: 29–40.
- [18] 薛飞. 钽和钛对新型钴基单晶高温合金组织稳定性与高温蠕变行为的影响研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2014: 145.
- XUE Fei. Effect of Ta and Ti on microstructural stability and creep behavior of novel γ' strengthened Co-base single crystal superalloys[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2014: 145.
- [19] ZHOU H J, XUE F, CHANG H, et al. Effect of Mo on microstructural characteristics and coarsening kinetics of γ' precipitates in Co-Al-W-Ta-Ti alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34: 799–805.
- [20] SHINAGAWA K, OMORI T, SATO J, et al. Phase equilibria

- and microstructure on g' phase in Co-Ni-Al-W system[J]. Materials Transactions, 2008, 49: 1474–1479.
- [21] ZHOU Peng-jie, ZHAI Ding-rong, GUO Yu-hang, et al. The role of Ti on reducing the misfit of A Co-Al-W alloy[M]. Jiangsu: Springer International Publishing, 2014: 667–672.
- [22] JIN M, MIAO N, ZHAO W, et al. Structural stability and mechanical properties of $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{M})$ ($\text{M}=\text{Ti}, \text{V}, \text{Cr}, \text{Zr}, \text{Nb}, \text{Mo}, \text{Hf}, \text{Ta}, \text{W}$) compounds[J]. Computational Materials Science, 2018, 148: 27–37.
- [23] 徐仰涛, 娄德超, 夏荣里. 合金元素对 Co-8.8Al-9.8W 合金显微组织及 γ' 相转变温度的影响[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(12): 2518–2526.
- XU Yang-tao, LOU De-chao, XIA Rong-li. Effects of alloying element on microstructure and γ' phase transition temperature of Co-8.8Al-9.8W[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(12): 2518–2526.
- [24] MEHER S, NAG S, TILEY J, et al. Coarsening kinetics of γ' precipitates in cobalt-base alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61(11): 4266–4276.
- [25] 娄德超. 合金元素对 Co-8.8Al-9.8W 合金强化相粗化行为的影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2017.
- LOU De-chao. Alloying elements on strengthening phase coarsening behavior of Co-8.8Al-9.8W superalloy[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2017.
- [26] 杨功显, 徐永锋, 江雷, 等. 长期时效对燃气轮机叶片用镍基高温合金微观组织的影响[J]. 西安理工大学学报, 2012, 28(4): 453–458.
- YANG Gong-xian, XU Yong-feng, JIANG Lei, et al. The effect of long-term thermal exposure on the microstructure of a directionally solidified nickel-base superalloy[J]. Journal of Xi'an University of Technology, 2012, 28(4): 453–458.
- [27] KOBAYASHI S, TSUKAMOTO Y, TAKASUGI T. The effects of alloying elements (Ta, Hf) on the thermodynamic stability of γ' - $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ phase[J]. Intermetallics, 2012, 31: 94–98.
- [28] ZHOU Hai-jing, LI Long-fei, ANTONOV S, et al. Sub/micro-structural evolution of a Co-Al-W-Ta-Ti single crystal superalloy during creep at 900 °C and 420 MPa[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 772: 138791.
- [29] GARAY-REYES C G, HERNÁNDEZ-MARTÍNEZ S E, HERNÁNDEZ-RIVERA J L, et al. Comparative study of Oswald ripening and trans-interface diffusion-controlled theory models: Coarsening of γ' precipitates affected by elastic strain along a concentration gradient[J]. Metals and Materials International, 2017, 23: 298–307.
- [30] SAUZA D J, BOCCHINI P J, DUNAND D C, et al. Influence of ruthenium on microstructural evolution in a model Co-Al-W superalloy[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 135–145.
- [31] KOBAYASHI S, TSUKAMOTO Y, TAKASUGI T. The effects of alloying elements (Ta, Hf) on the thermodynamic stability of γ' - $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ phase[J]. Intermetallics, 2012, 31: 94–98.
- [32] KOBAYASHI S, TSUKAMOTO Y, TAKASUGI T. Phase equilibria in the Co-rich Co-Al-W-Ti quaternary system[J]. Intermetallics, 2011, 19: 1908–1912.

Effects of alloying elements on microstructure and coarsening behavior of Co-8.8Al-9.8W superalloys

XU Yang-tao^{1,2,3}, LI Huai^{1,2}, LOU De-chao^{1,2}, WANG Chen^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

3. Baiyin Research Institute of Novel Materials, Lanzhou University of Technology, Baiyin 730900, China)

Abstract: With the changing of aging time and temperature, the microstructure, coarsening behavior of γ' phase and secondary phase precipitation of Co-8.8Al-9.8W-2X (X is Mo, Nb, Ta, Ti and Ni, mole fraction, %) superalloys were investigated by EFSEM. The effect of alloying elements on the coarsening behavior of γ' phase in the superalloys was analyzed. The result shows that the size of γ' phase increases with the increase of aging temperature and aging time in five alloys, and size of γ' phase follows LSW theory, but the volume fraction of γ' phase decreases obviously during aging process. The spheroidization of the γ' phase morphology of 2Mo and 2Ni alloys is observed during aging, while the cubic degrees of 2Nb, 2Ta and 2Ti alloys remain high. The coarsening rate curves of the five alloys are valley-shaped with increasing aging temperature, the coarsening rate is much higher at 930 °C than that at 870 °C. The coarsening rate constants of 2Ni, 2Ta and 2Ti alloys are lower at three aging temperatures, but at 930 °C, the coarsening rate constants of 2Ta and 2Ti alloys increase significantly. The secondary phase mainly precipitates at grain boundary, and DO_{19} -Co₃W phase is dominant, 2Ti alloy precipitates chained-like CoAl phase at grain boundary determined by EDS, which is irregular at grain boundary and needle like or irregular inside grain.

Key words: alloying elements; Co-8.8Al-9.8W superalloy; γ' phase; coarsening behavior; secondary phase

Foundation item: Project(51561019) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2020-08-07; **Accepted date:** 2021-05-06

Corresponding author: XU Yang-tao; Tel: +86-13893236182; E-mail: lanzhouxuyt@163.com

(编辑 王 超)