

Ta 对一种镍基单晶高温合金组织和持久性能的影响

李亚微¹, 葛志成², 谢 光¹, 黄亚奇¹, 卢玉章¹

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁沈阳 110016;
2. 广东腐蚀科学与技术创新研究院, 广东广州 510070)

摘要: 以一种镍基单晶高温合金为基础, 设计了0Ta和3.5Ta两种合金。采用光学显微镜和扫描电镜等手段研究了Ta元素对铸态和热处理态组织的影响, 并基于组织确定了合适的热处理制度。最后分析了Ta对中温持久性能的影响。结果表明: 相较于0Ta合金, 3.5Ta铸态合金的一次枝晶间距提高约36.5 μm , γ/γ' 共晶含量增大约3倍, 且固溶热处理窗口明显更窄。两合金在1 280 $^{\circ}\text{C}$ 分别缓慢升至1 325 $^{\circ}\text{C}$ 和1330 $^{\circ}\text{C}$ 并保温4 h后, 枝晶偏析均不明显, 共晶完全消除, 且均未发生初熔, 但3.5Ta合金在1 330 $^{\circ}\text{C}$ 固溶后微孔较多。最终的热处理制度确定为: 1 280 $^{\circ}\text{C}$ →1 325 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$ (0.1 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$), 空冷→1 150 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$, 空冷→870 $^{\circ}\text{C}/24\text{ h}$, 空冷。热处理后3.5Ta合金在760 $^{\circ}\text{C}/810\text{ MPa}$ 下的持久寿命约为0Ta合金的2倍, 而断后伸长率低于0Ta合金。

关键词: 单晶高温合金; Ta; 热处理; 显微组织; 持久性能

作者简介:

李亚微(1995-), 男, 博士, 助理研究员, 研究方向为单晶高温合金组织与性能。

E-mail: ywli18s@imr.ac.cn

通信作者:

葛志成, 男, 博士, 工程师。

E-mail: zcge@icost.ac.cn

谢光, 男, 博士, 研究员, 硕士生导师。E-mail: gxie@imr.ac.cn

中图分类号: TG132.3⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)

07-0939-11

基金项目:

航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目(P2022-C-IV-001-001); 国家自然科学基金项目(52271042、U2141206和U2241283); 中国科学院依托重大科技基础设施的建制化科研项目(JZHKYPT-2021-01)。

收稿日期:

2024-07-29 收到初稿,

2024-08-29 收到修订稿。

镍基单晶高温合金因具有优异的高温性能, 已成为先进航空发动机热端部件如涡轮叶片的关键材料^[1]。为满足航空发动机推重比和热效率日益增长的需求, 涡轮进口温度不断提高, 因此研制具有更高承温能力的单晶高温合金意义重大。

单晶高温合金的承温能力主要来自于Re、W、Mo和Ta等难熔元素在 γ 和 γ' 两相中的强化作用。其中, Re对承温能力的改善效果最好, 常作为不同代次单晶高温合金的主要成分特征。例如, 第二代(3 wt.%Re)和第三代(6 wt.%Re)单晶高温合金较第一代合金(0 wt.%Re)的承温能力分别高出约30 $^{\circ}\text{C}$ 和60 $^{\circ}\text{C}$ ^[2-3]。但加入Re后单晶高温合金的密度和成本明显提高, 制约着高代次合金的应用。因此, 低铼先进单晶高温合金的研发近年来越来越受到人们关注^[4-6], 其主要采用W、Mo等元素部分替代Re的策略。然而, W和Mo易形成TCP相, 破坏组织稳定性, 严重损害合金力学性能^[7-8]。而Ta的密度和成本远低于稀贵元素Re, 且不易形成TCP相^[9-10]; 同时, Ta可有效降低 γ 基体的层错能^[11], 提高 γ' 相的反相畴界面能^[12], 增加 γ' 相的体积分数和溶解温度^[13], 这些均有利于提高合金的承温能力。因此, 在低铼单晶高温合金基础上优化Ta含量可为低成本、低密度和高强度单晶高温合金的研发提供新思路, 但相关研究鲜有报道。

此外, 单晶高温合金的高温性能与热处理后的显微组织密切相关, 其中固溶处理可消除枝晶偏析, 促进成分均匀化。随着难熔元素的添加, 合金的热处理窗口越来越窄, 固溶处理也越来越困难^[14]。因此, 制定合适的热处理制度特别是固溶制度, 对于获得良好的组织稳定性以及高温性能至关重要。

本研究以含与不含Ta的镍基单晶高温合金为对象, 研究了Ta对不同热处理制度前后显微组织的影响, 确定了合适的热处理制度, 并分析了Ta对760 $^{\circ}\text{C}/810\text{ MPa}$ 持久性能的影响。相关研究可为低成本先进单晶高温合金的应用提供理论指导。

1 试验材料及方法

试验材料以一种不含Ta的镍基单晶高温合金（2 wt.%Re）为基础，通过添加3.5 wt.%Ta并调整其他合金成分，获得含0 wt.%Ta和3.5 wt.%Ta的新合金，并分别命名为0Ta和3.5Ta合金，合金成分如表1所示。采用螺旋选晶法在中国科学院金属研究所的中型快速凝固（HRS）设备中定向凝固[001]取向的单晶试棒，抽拉速率为3 mm/min。利用NETZSCH DSC 404C型差示扫描量热（DSC）仪和金相法确定合金初熔温度，根据初熔温度制定固溶热处理制度，而时效热处理制度

采用镍基单晶高温合金常用的二级时效制度^[15-16]：1 150 ℃/4 h，空冷+870 ℃/24 h，空冷。利用透射电子显微镜配备的能量色散光谱仪测定时效热处理后 γ 和 γ' 相的元素含量。持久性能测试在RDL-50型高温电子式蠕变持久试验机上进行，测试条件为760 ℃/810 MPa，加载方向与^[001]方向平行。使用4 g CuSO₄+10 mL HCl+20 mL H₂O的腐蚀液对金相试样进行化学腐蚀，借助Zeiss Axiovert 200MAT型光学显微镜和Inspect F50型扫描电子显微镜进行组织观察和持久断口形貌分析。

表1 试验用合金的名义成分
Tab. 1 Nominal compositions of the experimental alloys

合金	C	Cr+W+Mo+Re	Al+Ti+Nb	Co	Ta	Ni	w _B /%
0Ta	0.01	18	7.8	9	0	其他	
3.5Ta	0.01	18	7.8	9	3.5	其他	

2 结果与讨论

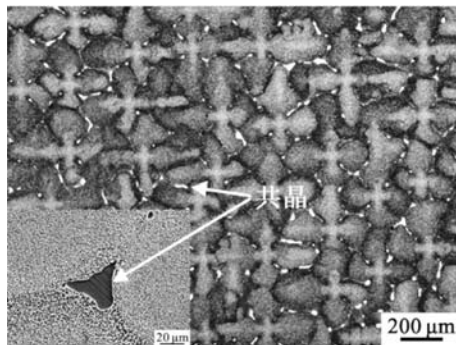
2.1 铸态合金组织表征

0Ta和3.5Ta合金的铸态枝晶形貌OM照片如图1所示。两种合金的枝晶组织均呈典型“十字”花样，且在枝晶间存在大量白亮色 γ/γ' 共晶组织。由内插图SEM照片可知，这些共晶主要呈板状分布。为了明确Ta的添加对铸态枝晶组织的影响，对其进行了金相

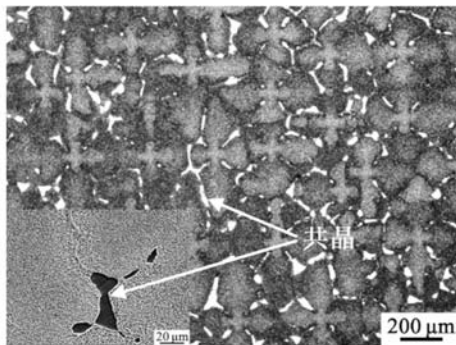
定量统计，结果见表2。可以看出，3.5Ta合金的一次枝晶间距和共晶含量均明显高于0Ta合金，其中3.5Ta合金的共晶含量约为0Ta合金的4倍。根据Hunt理论模型^[17]：

$$\lambda_1 = \frac{2.83 (k \Delta T_0 D \Gamma)^{1/4}}{V^{1/4} G^{1/2}} \quad (1)$$

式中： λ_1 表示一次枝晶间距， k 表示溶质分配系数， ΔT_0



(a) 0Ta合金



(b) 3.5Ta合金

图1 两种合金铸态枝晶形貌OM照片与共晶形貌SEM照片（内插图）

Fig. 1 OM images of dendritic structures and SEM images (inset) of eutectics for the as-cast alloys

表2 0Ta与3.5Ta合金的一次枝晶间距与共晶含量统计
Tab. 2 Statistics of primary dendritic spacings and eutectic contents in 0Ta and 3.5Ta alloys

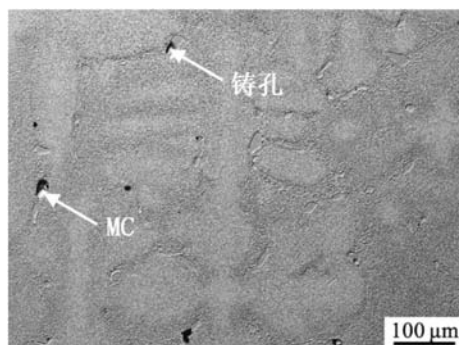
合金名称	一次枝晶间距/ μm	共晶含量/%
0Ta	324.1 ± 4.5	0.8 ± 0.1
3.5Ta	360.6 ± 12.3	3.2 ± 0.6

表示结晶温度区间， D 表示溶质液相扩散系数， Γ 表示Gibbs-Thomson数， V 表示凝固速率， G 表示温度梯度。由此可知，一次枝晶间距与结晶温度区间的1/4成正比。当合金中Ta含量增加时，结晶温度区间也随之增加^[18]，因此3.5Ta合金的一次枝晶间距更大。此外，Ta元素本身是共晶形成元素^[19]。与0Ta合金相比，随凝固

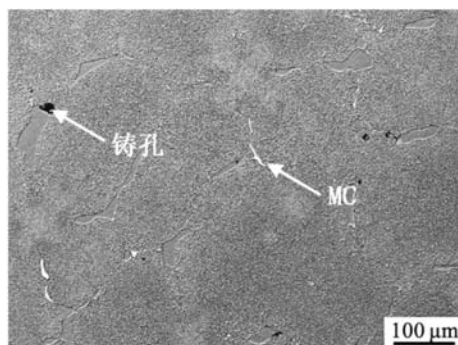
温度降低, 3.5Ta合金中Al、Ti和Ta等偏析元素在固液界面前沿富集^[20]; 当达到 γ/γ' 共晶成分时, 剩余液相发生共晶反应生成更多的共晶。

两种合金的铸态组织除了枝晶和 γ/γ' 共晶外,

枝晶间还存在呈不规则形状的缩孔和MC碳化物(图2)。其中, 两合金中缩孔数量没有明显差异; 而与0Ta合金相比, 3.5Ta合金的碳化物明显更多。这是因为Ta作为强碳化物形成元素, 可促进碳化物(TaC)形成^[21]。



(a) 0Ta合金



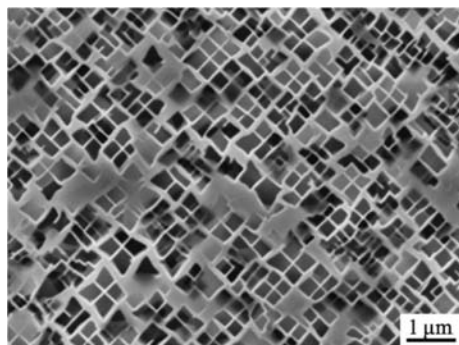
(b) 3.5Ta合金

图2 两种合金铸态枝晶形貌SEM照片

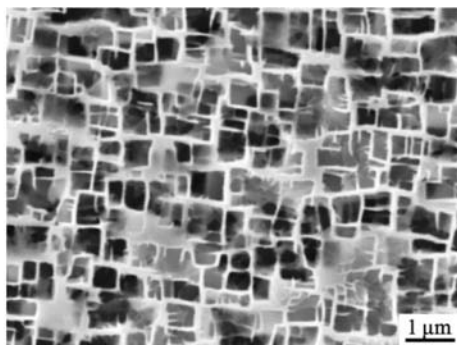
Fig. 2 SEM images showing dendritic morphologies of the as-cast alloys

两种合金铸态枝晶干和枝晶间的 γ/γ' 两相形貌如图3所示。两合金枝晶干的 γ' 相均呈近似立方体形貌, 形状较为规则。而枝晶间 γ' 相呈不规则形状分布, 同时枝晶间的 γ' 相较枝晶干明显粗大。另外, 对比两合

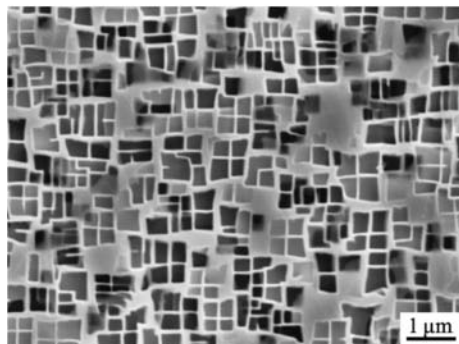
金的 γ' 相形貌可以看出, Ta的添加使枝晶干和枝晶间的 γ' 相尺寸均有所增大。这可能与Ta作为 γ' 相形成元素, 促进 γ' 相在过饱和 γ 固溶体中脱溶析出长大有关。



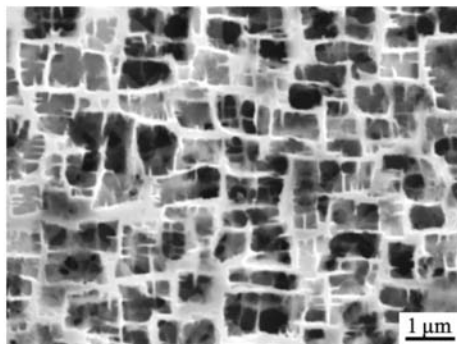
(a) 0Ta合金, 枝晶干



(b) 0Ta合金, 枝晶间



(c) 3.5Ta合金, 枝晶干



(d) 3.5Ta合金, 枝晶间

图3 两种合金铸态 γ 和 γ' 组织形貌

Fig. 3 γ/γ' microstructures of the as-cast alloys

2.2 固溶热处理制度的确定

2.2.1 初熔温度的确定

两种合金的DSC升温曲线如图4所示，根据吸热峰对应温度分别得到 γ' 相的溶解温度($T_{\gamma'}$)、 γ/γ' 共晶的熔化温度($T_{\gamma/\gamma'}$)以及固相线(T_s)和液相线(T_L)温度，结果如表3所示。由共晶熔化温度可大致判断合金初熔温度。可见，3.5Ta合金的初熔温度略高于0Ta合金，但均在1 320 ℃左右。

由于DSC试验结果存在一定误差，因此通过金相法进一步确定初熔温度。将两种合金分别在1 310 ℃、1 315 ℃、1 320 ℃、1 325 ℃、1 330 ℃和1 335 ℃下保温1 h后取出空冷。观察金相组织可知，在1 310 ℃条件下两合金均存在共晶组织（图5（a）和（b）），其中0Ta合金含量更少；当温度升至1 315 ℃时，0Ta合金中

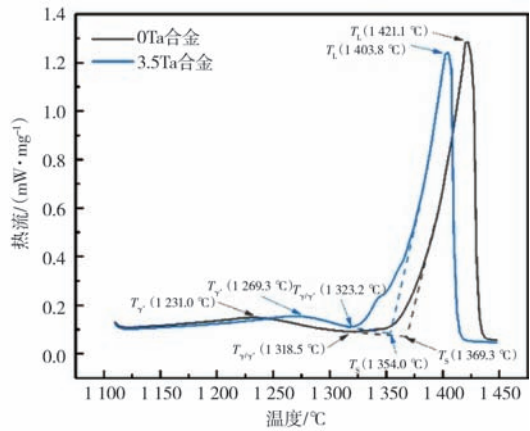


图4 两种合金的DSC曲线
Fig. 4 DSC curves of the alloys

表3 DSC曲线特征温度
Tab. 3 Characteristic temperatures obtained by DSC experiments

合金名称	γ' 相溶解温度	γ/γ' 共晶熔化温度	固相线温度	液相线温度
0Ta	1 231.0	1 318.5	1 369.3	1 421.1
3.5Ta	1 269.3	1 323.2	1 354.0	1 403.8

共晶已完全溶解（图5（c）），而3.5Ta合金中共晶仍大量存在（图5（d））；继续升温至1 320 ℃，3.5Ta合金中共晶仍较多（图5（f））；当温度达到1 325 ℃，3.5Ta合金的枝晶间开始出现初熔组织（图5（h）），且随着温度上升，在1 330 ℃和1 335 ℃条件下初熔组织逐渐增多（这里未展示）。需要指出的是，0Ta合金在上述升温过程中始终未出现初熔组织。

图6给出了3.5Ta合金在1 325 ℃条件下出现的初熔组织，其主要由微孔以及重新凝固形成的马赛克状和扇形 γ/γ' 共晶组成。该共晶形貌区别于铸态合金中的光板状共晶（图1）。初熔组织的形成过程可描述为^[22]：合金在高于初熔温度的保温过程中，低熔点相所在区域形成局部熔池；在保温结束冷却的过程中，熔池凝固，产生重凝共晶。相比于初生共晶，初熔产生的重凝共晶区域明显偏圆，初熔孔洞的形成正是由于该区域在凝固前后产生的体积差造成的。

综合DSC试验和金相法可知，相较于0Ta合金，3.5Ta合金的固溶热处理温度窗口明显较窄，其初熔温度为1 320~1 325 ℃。

2.2.2 不同固溶处理后组织表征

对于3.5Ta合金，在共晶未完全或者大部分溶解的情况下发生初熔，表明其成分不均匀，即在枝晶干及枝晶间仍存有明显的元素偏析（图5（h））。因此，

在进行固溶热处理时，仅一步固溶处理很难消除所有共晶，需要先在较低温度下进行均匀化处理，减小枝晶干与枝晶间的元素偏析，提高合金的初熔温度，使其在更高温度下固溶，从而消除共晶组织^[23]。

为此，本研究设计了ST1、ST2、ST3和ST4四种连续式固溶热处理制度，如表4所示。具体而言，两种合金分别以较快的速度从室温升至 γ' 溶解温度以上（1 280 ℃），然后再以0.1 ℃/min的升温速率分别缓慢升至1 310 ℃、1 320 ℃、1 325 ℃和1 330 ℃，保温4 h后取出空冷。

如图7所示为两种合金经不同固溶热处理制度后的枝晶组织。可见，经ST1固溶处理后，两合金枝晶间的衬度均较枝晶干更深，说明此时仍存在明显的成分偏析。此外，在该固溶制度下，0Ta合金中的 γ/γ' 共晶已几乎消除（图7（a）），而3.5Ta合金枝晶间仍

表4 两种合金的固溶热处理制度
Tab. 4 Solution treatment processes of the alloys

序号	固溶处理制度
ST1	1 280 ℃ $\xrightarrow{0.1\text{C/min}}$ 1 310 ℃/4 h，空冷
ST2	1 280 ℃ $\xrightarrow{0.1\text{C/min}}$ 1 320 ℃/4 h，空冷
ST3	1 280 ℃ $\xrightarrow{0.1\text{C/min}}$ 1 325 ℃/4 h，空冷
ST4	1 280 ℃ $\xrightarrow{0.1\text{C/min}}$ 1 330 ℃/4 h，空冷

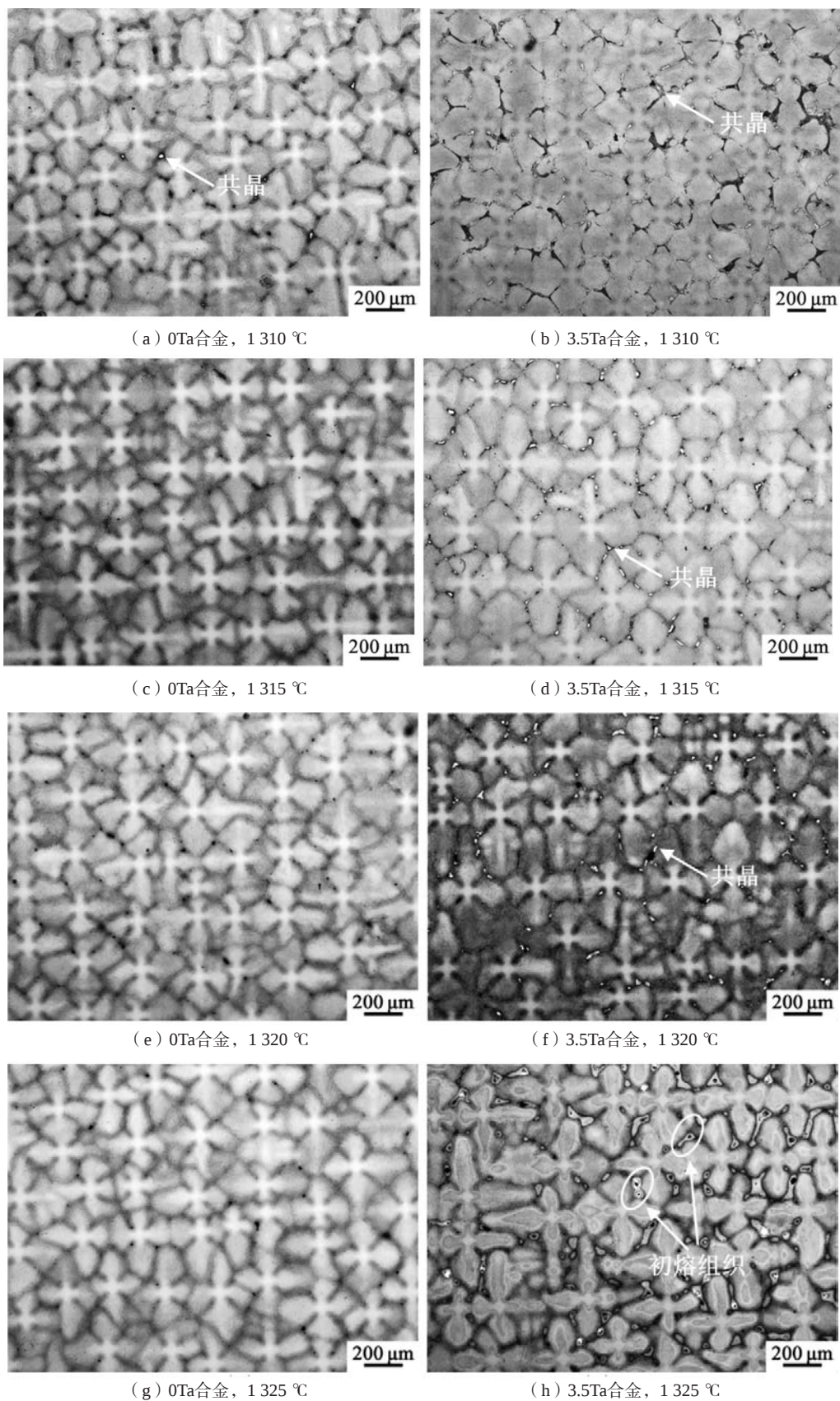


图5 两种合金不同温度保温1 h后的枝晶形貌OM照片

Fig. 5 OM images of dendritic structures for the two alloys after holding for 1 h at different temperatures

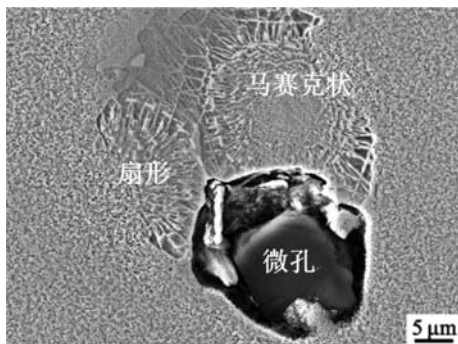


图6 1325 °C/1 h条件下3.5Ta合金中的初熔组织
Fig. 6 Incipient melting microstructure of the 3.5Ta alloy treated at 1325 °C for 1 h

存有大量共晶（图7（b））。在ST2固溶热处理制度下，0Ta合金枝晶偏析有所减轻（图7（c）），而3.5Ta合金的共晶数量明显减少（图7（d）），且单个共晶的尺寸也在减小。随固溶温度继续升高，即在ST3和ST4下，3.5Ta合金中的共晶均已完全消除，且未发生初熔。同时，与ST3相比，ST4下两合金枝晶干与枝晶间衬度差异明显更小，表明该制度下的合金成分更为均匀。事实上，以上组织变化与较慢的升温速率（0.1 °C/min）以及固溶温度的提高密切相关。连续升温过程可视为无数个等温过程的叠加，且固溶温度越高，升温时间越长，使得共晶有充分时间溶解。此外，更高的固溶温度可加快元素扩散，并促进成分均匀化。因此，从消除共晶和枝晶偏析角度考虑，可初步选择ST4作为两种合金的固溶热处理制度。

需要指出的是，经ST3和ST4固溶制度处理后，两种合金内部均可观察到较多微孔（图8）。这些微孔以近圆形为主（图8（a）和（c）中内插图），可判断为固溶孔，其区别于不规则形状的缩孔（图8（c）和（d）中白圈所示）。统计两合金的固溶孔体积分数（图9）可知，3.5Ta合金较0Ta合金固溶孔含量更高，前者在ST4下的微孔含量最多，约为0Ta合金的2倍。由于铸态合金枝晶干与枝晶间存在明显元素偏析，固溶处理时元素之间易发生互扩散。枝晶间富集元素Al、Ta等的扩散速率大于枝晶干富集元素W、Re等的扩散速率，这种扩散流速率的差异可诱发柯肯达尔效应，导致空位聚集，进而形成微孔即固溶孔^[1, 24]。Ta的添加将加剧柯肯达尔效应，因此3.5Ta合金中的固溶微孔更多。此外，ST4对应固溶温度更高，Al、Ta等的扩散速率进一步增大，而W、Re等扩散速率增加较小，使得枝晶干和枝晶间扩散流速率的差距进一步增加，故产生更多的固溶孔。

鉴于微孔对单晶高温合金的高温力学性能极为不利^[15, 24]，因此综合考虑，本研究采用ST3固溶热处理制

度进行下一步的时效热处理。

2.3 时效组织表征

时效处理是促使固溶后析出的 γ' 相长大，并调整其尺寸的过程。图10所示为两合金时效处理后枝晶干与枝晶间的 γ/γ' 两相形貌。与铸态相比，热处理后 γ' 相立方度明显增加，其分布更为规则，且以共格方式镶嵌在 γ 基体上。 γ' 相形貌的演化主要受系统总能量的降低驱动^[5]。随时效进行，合金元素扩散使 γ' 相长大，晶格错配度有所增加，系统中应变能将占据主导地位。随后， γ' 相沿 γ 基体的 $\langle 100 \rangle$ 惯习方向逐渐长大并进行立方度的调整，从而降低系统的应变能以保持较高的组织稳定性。

时效处理后两合金的 γ' 相尺寸和体积分数统计结果如表5所示。与枝晶干相比，两合金枝晶间 γ' 相尺寸和体积分数均较大。而由于 γ' 形成元素Ta的添加，3.5Ta合金的 γ' 相尺寸和体积分数均稍高于0Ta合金。

为进一步表征时效热处理组织，利用TEM-EDS统计了两合金中 γ 和 γ' 相的元素含量（表6）。由式（2）可得到各合金元素在 γ 和 γ' 相中的元素分配比 K_i ^[25]：

$$K_i = C_{i\gamma} / C_{i\gamma'} \quad (2)$$

式中： $C_{i\gamma}$ 和 $C_{i\gamma'}$ 分别代表元素 i 在 γ 和 γ' 相中的含量。当分配系数 $K_i > 1$ 时，表明该元素主要分布在 γ 相中，反之则分布在 γ' 相中。可见，相较于0Ta合金，3.5Ta合金中Cr、Co、W、Re和Mo元素的分配系数均有所增大，即Ta的加入促进了这些元素向 γ 相的富集。该现象以往鲜有报道^[25]，推测其与Ta影响基体合金元素的扩散速率有关^[26]。

2.4 持久性能

两合金在760 °C/810 MPa下的持久性能测试结果如表7所示。可以看出，3.5Ta合金的平均持久寿命约为0Ta合金的2倍，而3.5Ta合金的伸长率低于0Ta合金。进一步观察了两合金的持久断口形貌，如图11所示。可见，0Ta合金的断口表面较为光滑，仅有少量撕裂棱。而3.5Ta合金断口表面存在大量解理断面，这表明裂纹在扩展过程中多次改变方向，即裂纹扩展阻力较大。

关于Ta元素显著提高持久寿命、降低伸长率的原因，首先加入Ta后 γ' 强化相体积分数增大，可提升沉淀强化效果。其次，Cr、Co、W、Re等原子半径较大的元素向 γ 基体偏聚，可提高固溶强化效果，同时这也会降低基体层错能并增加 γ/γ' 两相的晶格错配^[25]。一方面，由于单晶合金在中温高应力下的变形以层错变形为主^[25]，因此层错能的降低可促进基体层错形成，进而降低可动位错数量；另一方面，晶格错配较大时，

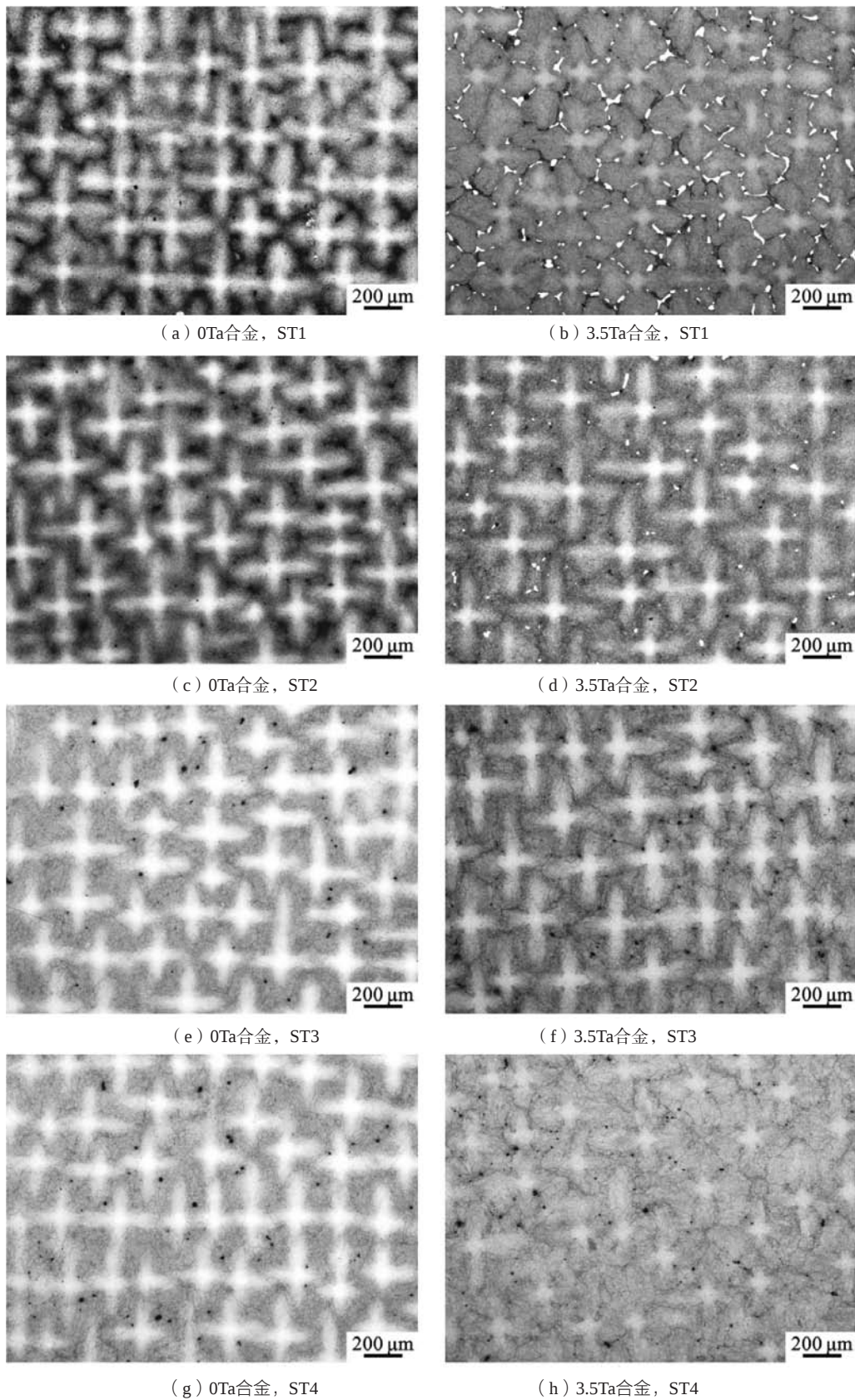


图7 两种合金不同固溶制度下的枝晶形貌OM照片

Fig. 7 OM images of dendritic morphologies for the two alloys treated by different solution processes

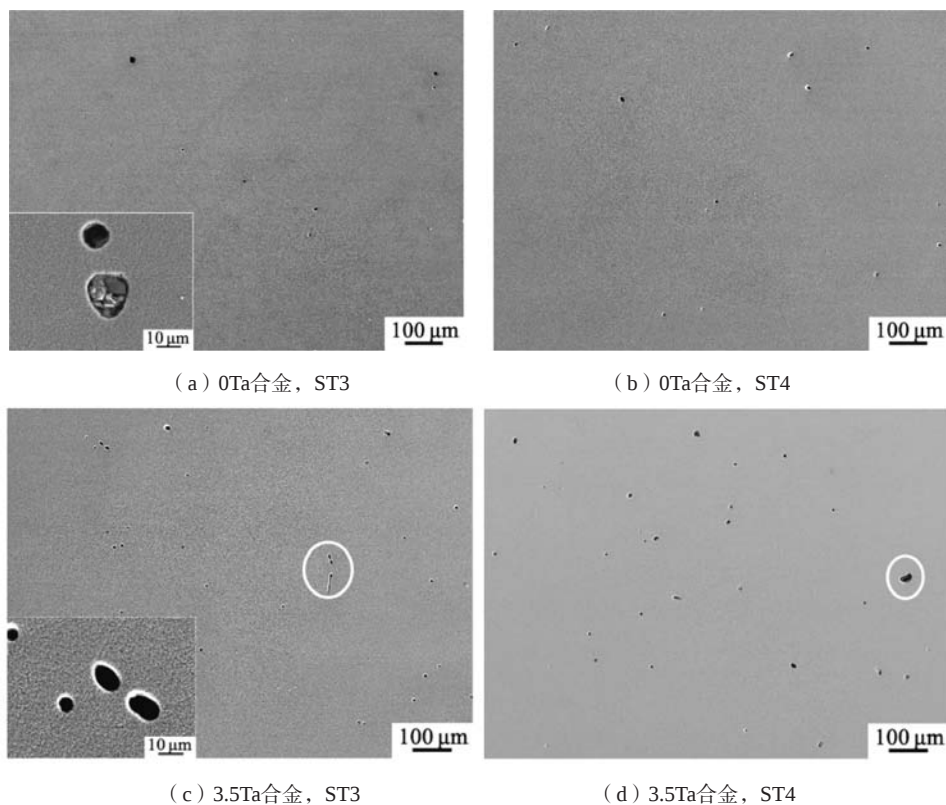


图8 两种合金在ST3和ST4固溶制度下的微孔分布SEM照片

Fig. 8 SEM images showing pore distributions of the two alloys treated by ST3 and ST4 solution processes

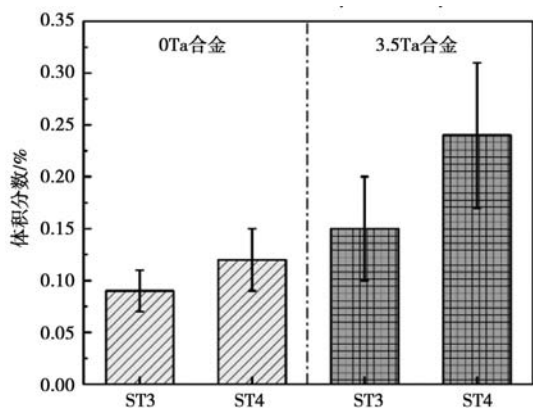


图9 两种合金经ST3和ST4处理后的固溶微孔体积分数

Fig. 9 Volume fractions of solution micropores formed through ST3 and ST4 processes for the two alloys

表5 时效后两合金中 γ' 和 γ 相的尺寸和体积分数统计
Tab. 5 Statistics of size and volume fractions for γ' phases in the two alloys after aging treatment

合金名称	枝晶干		枝晶间	
	尺寸/nm	体积分数/%	尺寸/nm	体积分数/%
0Ta	329.4	58.6 ± 1.0	371.6	60.4 ± 1.1
3.5Ta	333.4	60.3 ± 4.2	378.2	64.3 ± 1.8

有利于致密界面位错网的形成^[16]，通过阻碍位错运动，可抑制塑性变形。以上分析也能解释为何3.5Ta合金裂纹扩展阻力较大。

表6 时效后两合金中 γ 和 γ' 相成分
Tab. 6 Compositions of γ and γ' phases in the two alloys after aging heat treatment

合金名称	相	Al	Ti	Cr	Co	Ni	W	Re	Nb	Mo	Ta	w_B /%
0Ta	γ	1.22	0.20	6.77	11.37	44.10	25.30	8.20	0.63	1.65	0	
	γ'	4.30	1.11	1.70	6.15	61.15	21.05	1.95	1.03	0.82	0	
	$K_{\gamma/\gamma'}$	0.28	0.18	3.98	1.85	0.72	1.20	4.21	0.61	2.01	0	
3.5Ta	γ	1.30	0.24	7.76	11.55	40.33	25.87	8.25	0.74	2.10	1.83	
	γ'	4.14	1.18	1.56	5.40	56.75	18.50	1.68	1.19	0.83	8.52	
	$K_{\gamma/\gamma'}$	0.31	0.20	4.97	2.14	0.71	1.40	4.91	0.62	2.53	0.21	

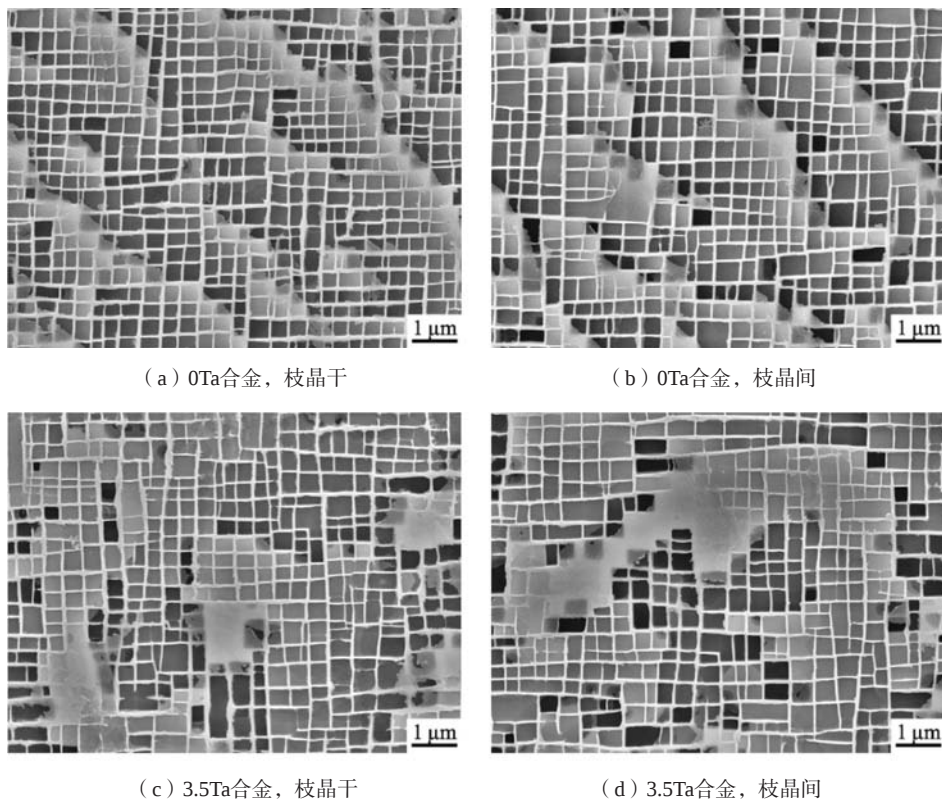
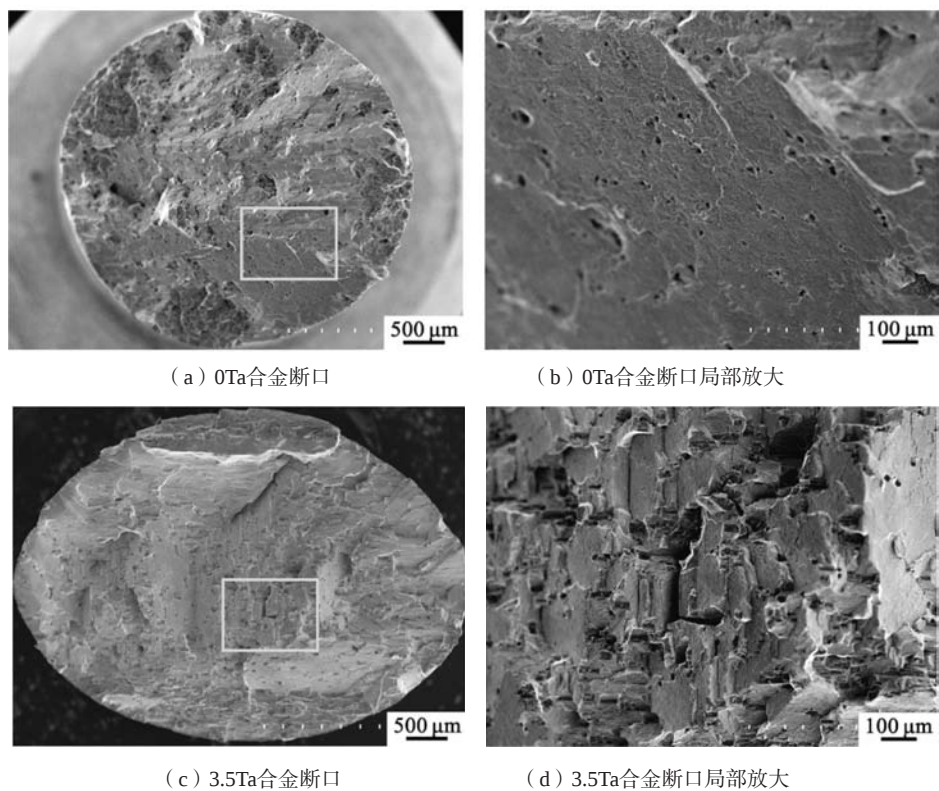
图10 两种合金时效处理后的 γ 和 γ' 组织形貌Fig.10 γ/γ' microstructures of the alloys after aging treatment

图11 两种合金760 °C/810 MPa下的持久断口形貌

Fig. 11 Fracture morphologies of the two alloys tested under 760 °C/810 MPa

表7 两合金在760 ℃/810 MPa下的持久性能测试结果
Tab. 7 Results of stress rupture properties for two alloys tested under 760 ℃/810 MPa

合金名称	持久寿命/h	伸长率/%
0Ta	64.7 ± 15.3	22.0 ± 3.2
3.5Ta	129.5 ± 23.7	18.5 ± 4.4

3 结论

(1) 与不含Ta (0Ta) 合金相比, 添加3.5 wt.%Ta (3.5Ta) 时铸态合金的一次枝晶间距增加约36.5 μm,

γ/γ' 共晶含量增大约3倍。

(2) 在设计的连续式固溶制度中, 0Ta和3.5Ta合金经ST3固溶处理后, 枝晶偏析明显改善, 共晶完全消除, 未发生初熔, 且固溶孔数量较少。

(3) 0Ta与3.5Ta合金最终的热处理制度确定为: 1 280 ℃ 0.1 ℃/min → 1 325 ℃/4 h, 空冷 → 1 150 ℃/4 h, 空冷 → 870 ℃/24 h, 空冷。

(4) 热处理后3.5Ta合金在760 ℃/810 MPa下的平均持久寿命约为0Ta合金的2倍, 其与Ta提高 γ' 相体积分数以及促进Cr、Co、W、Re等元素向 γ 基体中偏聚密切相关。

参考文献:

- [1] 张卫国, 刘林, 赵新宝, 等. 定向凝固高温合金的研究进展 [J]. 铸造, 2009, 58 (1): 1-6.
- [2] PYCZAK F, DEVRIENT B, NEUNER F C, et al. The influence of different alloying elements on the development of the γ/γ' microstructure of nickel-base superalloys during high-temperature annealing and deformation [J]. Acta Materialia, 2005, 53: 3879-3891.
- [3] YU J J, SUN X F, JIN T, et al. Effect of Re on deformation and slip systems of a Ni base single-crystal superalloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 458 (1-2): 39-43.
- [4] FINK P J, MILLER J L, KONITZER D G. Rhenium reduction-alloy design using an economically strategic element [J]. JOM, 2010, 62 (1): 55-57.
- [5] 张燕, 李寒松, 鲍俊. 热处理对一种低铼二代单晶高温合金组织和持久性能的影响 [J]. 铸造, 2021, 70 (11): 1307-1312.
- [6] 郭媛媛, 刘晨光, 张迈, 等. 一种低铼镍基单晶高温合金在长期时效过程中的演化 [J]. 铸造, 2022, 71 (7): 821-826.
- [7] CHEN J B, CHEN J Y, WANG Q J, et al. Mutation in TCP phases and superior stress rupture life led by W/Mo ratio in Ni-based single crystal superalloys [J]. Materials Letters, 2022, 312: 131656.
- [8] LIU C, YANG W C, QIN J R, et al. Nucleation and transition sequences of TCP phases during heat-exposure in a Re-containing Ni-based single crystal superalloy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 202: 165-173.
- [9] FLEISCHMANN E, MILLER M K, AFFELDT E, et al. Quantitative experimental determination of the solid solution hardening potential of rhenium, tungsten and molybdenum in single-crystal nickel-based superalloys [J]. Acta Materialia, 2015, 87: 350-356.
- [10] 孙跃军, 葛艳辉, 林陌思, 等. Ta对镍基单晶高温合金铸态组织和偏析的影响 [J]. 热加工工艺, 2011, 40 (21): 29-32.
- [11] YANG W C, QU P F, SUN J C, et al. Effect of alloying elements on stacking fault energies of γ and γ' phases in Ni-based superalloy calculated by first principles [J]. Vacuum, 2020, 181: 109682.
- [12] MANSOZ B, ORMASTRONI L M B, RAME J, et al. Tensile behavior of single crystal nickel-based superalloys at 650 ℃ [J]. Intermetallics, 2023, 161: 107976.
- [13] MENG Z, SUN G, LI M, et al. The strengthening effect of tantalum in nickel-base superalloys [J]. Superalloys, 1984: 563-572.
- [14] LI P, LI S S, HAN Y F. Influence of solution heat treatment on microstructure and stress rupture properties of a Ni₃Al base single crystal superalloy IC6SX [J]. Intermetallics, 2011, 19 (2): 182-186.
- [15] LI Y W, WANG D, HE Y F, et al. High temperature VHCF of a 3rd generation Ni-based single crystal superalloy with different casting pore sizes [J]. International Journal of Fatigue, 2023, 175: 107804.
- [16] LI Y W, WANG L, HE Y F, et al. Role of interfacial dislocation networks during secondary creep at elevated temperatures in a single crystal Ni-based superalloy [J]. Scripta Materialia, 2022, 217: 114769.
- [17] HUNT J D. Solidification and casting of metals [M]. London: The Metals Society, 1979.
- [18] MA S H, HAO H Q, WANG D, et al. Effects of Ta on the solidification behavior and microstructure of a rhenium-containing hot corrosion resistant single crystal [J]. International Journal of Minerals Metallurgy and Materials, 2019, 26: 901-907.
- [19] ZHENG L, ZHANG G Q, LEE T L, et al. The effects of Ta on the stress rupture properties and microstructural stability of a novel Ni-base superalloy for land-based high temperature applications [J]. Materials & Design, 2014, 61: 61-69.
- [20] KEARSEY R M, BEDDOES J C, JONES P, et al. Compositional design considerations for microsegregation in single crystal superalloy systems [J]. Intermetallics, 2004, 12 (7-9): 903-910.

- [21] GAO S, HOU J S, YANG F, et al. Effects of tantalum on microstructure and mechanical properties of cast IN617 alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 706: 153–160.
- [22] 张琰斌, 刘林, 黄太文, 等. 一种含硼第三代镍基单晶高温合金的初熔及固溶处理 [J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46 (10) : 3105-3110.
- [23] SCHMIDT R, FELLER-KNIEPMEIER M. Effect of heat treatments on phase chemistry of the nickel-base superalloy SRR 99 [J]. Metallurgical Transactions A, 1992, 23: 745–757.
- [24] BOKSTEIN B S, EPISHIN A I, LINK T, et al. Model for the porosity growth in single-crystal nickel-base superalloys during homogenization [J]. Scripta Materialia, 2007, 57 (9) : 801–804.
- [25] GE Z C, XIE G, LU Y Z, et al. Influence of Ta on the intermediate temperature creep behavior of a single crystal superalloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 831: 142160.
- [26] 师春伟, 李辉, 崔文芳. Ta含量对铸造高温合金DZ411长期热暴露过程中 γ' 相粗化的影响 [J]. 铸造, 2023, 72 (1) : 1–6.

Effects of Ta Element on Microstructure and Stress Rupture Property of a Ni-Based Single Crystal Superalloy

LI Ya-wei¹, GE Zhi-cheng², XIE Guang¹, HUANG Ya-qi¹, LU Yu-zhang¹

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China; 2. Institute of Corrosion Science and Technology, Guangzhou 510070, Guangdong, China)

Abstract:

Based on a Ni-based single crystal superalloy, two kinds of 0Ta and 3.5Ta alloys were designed. By using optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM), the effects of Ta element on the as-cast and heat-treated microstructures were investigated, and appropriate heat treatment regime was confirmed according to the microstructures. Finally, the effects of Ta on the stress rupture properties were analyzed. The results indicate that, compared with the 0Ta alloy, the primary dendrite spacing grows by 36.5 μm , the γ/γ' eutectic content is increased by 3 times, and the solution heat treatment window is narrowed greatly for the as-cast 3.5Ta alloy. After raising temperature slowly from 1 280 $^{\circ}\text{C}$ to 1 325 $^{\circ}\text{C}$ and 1 330 $^{\circ}\text{C}$, respectively, and holding for 4 h for the two alloys, the dendritic segregations are not obvious, the eutectics are completely eliminated, and no incipient melting occurs. However, there are more micropores formed during solution treatment at 1 330 $^{\circ}\text{C}$ for the 3.5Ta alloy. The final heat treatment process is determined as follows: 1 280 $^{\circ}\text{C}$ $\xrightarrow{0.1^{\circ}\text{C}/\text{min}}$ 1 325 $^{\circ}\text{C}$ /4 h, air cooling (AC) $\rightarrow$ 1 150 $^{\circ}\text{C}$ /4 h, AC $\rightarrow$ 870 $^{\circ}\text{C}$ /24 h, AC. After heat treatment, the stress rupture life of 3.5Ta alloy tested under 760 $^{\circ}\text{C}$ /810 MPa is about 2 times of that of 0Ta alloy, but the elongation after fracture is lower than that of 0Ta alloy.

Key words:

single crystal superalloy; Ta; heat treatment; microstructure; stress rupture property