

Ta 元素对新型 $\gamma+\gamma'$ 双相 Ir 基高温合金 显微组织和力学性能的影响

方 晓¹, 杨劫人¹, 刘 毅², 闻 明², 胡 锐¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 昆明贵金属研究所 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室, 云南 昆明 650106)

摘 要: Ir-13W-6Al(at%)合金是一种由 γ' -Ir₃(Al,W)相强化型铱基超高温合金, 在航空航天极端环境下展现出良好的应用前景。本实验在 Ir-13W-6Al 三元合金基础上, 分别添加 2at%, 5at%和 8at%的 Ta 元素, 研究其对 $\gamma+\gamma'$ 双相铱基合金显微组织、 γ' 强化相数量、高低温力学性能以及压缩断裂特征的影响。结果表明: γ' 相的体积分数随着 Ta 含量增加而增大; 添加 Ta 元素后合金的维氏硬度以及纳米硬度均高于三元 Ir-13W-6Al 合金; 1300 °C下合金抗压强度随 Ta 含量的增多而提升, 强度的提高可归因于 γ' -Ir₃(Al,W)强化相的析出和 Ta 元素的固溶强化作用。Ta 元素的添加有效地改善了 Ir-13W-6Al 三元合金体系的室温、高温力学性能, 为发展超耐高温高性能 $\gamma+\gamma'$ 双相铱基合金的成分设计和结构优化提供了实验基础和理论依据。

关键词: 铱基高温合金; γ' -Ir₃(Al,W)相; 显微组织; 固溶强化; 力学性能

中图分类号: TG146.3⁺4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)10-3620-07

铂族金属材料广泛应用在空间环境核动力材料装置和火箭发动机喷管等热端部件中^[1]。随着先进动力装备对构件服役性能要求的不断提高, 对材料的耐高温性能提出了更高的标准, 而 Ni 基合金的极限使用温度仅在 1100 °C 左右^[2], 已无法满足一些极端条件下的使用需求。铂族金属 Ir 具有高熔点 (2447 °C)、高强度, 而且拥有极好的化学稳定性, 可在弱氧化性气氛中应用到 2200 °C, 也是唯一能在 1600 °C 以上仍具有良好机械性能的金属^[3-5], 比 Ni 基高温合金的使用温度更高。

传统的铱基合金优异的抗氧化性和耐蚀性, 使其特别适合于空间飞行领域苛刻的工作环境^[4]。日本国立材料研究所先后在 Ir-X(X=Ti, Zr, Hf, V, Nb)等铱合金中发现了具有 L1₂结构的 γ' -Ir₃X 相, 该类合金主要通过 γ -Ir 基体上均匀析出与之共格的 γ' -Ir₃X 相, 依靠 γ/γ' 的共格结构来强化材料, 与 Ni 基高温合金中的 γ' -Ni₃Al 极为相似^[2,6-9]。2006 年, 日本东北大学 Sato 等^[10]在 Ir-Al-W 合金中发现了一种新型的具有 L1₂结构的三元 γ' -Ir₃(Al,W)相, 其固溶温度可达到 1800 °C, 高于传统铱基合金的固溶温度, 具有更好的耐高温性能, 有望在更高温度环境下使用。因此, 发

展 γ' -Ir₃(Al,W)相强化型铱基高温合金可提高传统铱基合金的高温强度和承温能力。

第一性原理研究表明, 在 Ir-W-Al 体系中的 Ir₃W 为 D0₁₉结构且稳定存在, Ir₃Al 为 L1₂结构且是亚稳相, W 的加入可促使其形成稳定的具有 L1₂结构的 γ' -Ir₃(Al,W)相^[11,12]。但在 Ir-W-Al 三元合金体系中, γ' 单相区和 $\gamma+\gamma'$ 两相区成分范围较窄, 小的成分偏差可造成相的组成发生变化, 导致有害的脆性相析出, 引起 $\gamma+\gamma'$ 两相组织的不稳定性, 从而降低合金的高温力学性能。已有专利报道, 合金元素 Ta、Nb、Ti、Zr 等均能提高 Ir-Al-W 合金中 Ir₃(Al,W)相的稳定性, 扩大合金固溶处理温度范围, 从而产生不同程度的强化效果, 其中 Ta 元素的作用最为明显^[13]。例如, 在质量分数为 Ir-1.5Al-10.5W 合金中添加 10.4%的 Ta 后, 可以将其 1000 °C 的维氏硬度提高 21.7%, 对提升高温强度有利^[13]。

目前关于合金元素 Ta 对新型 Ir-W-Al 合金中 $\gamma+\gamma'$ 双相组织的形成规律以及高低温力学性能的影响研究鲜有报道。Ir-W-Al 三元相图^[14]中 $\gamma+\gamma'$ 两相区的范围较窄, 并且 γ' -Ir₃(Al,W)单相区的成分范围为 (74~77)Ir-(5~13)Al-(11~18)W (at%)。为了获得 $\gamma+\gamma'$ 两相强化型

收稿日期: 2019-11-12

基金项目: 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室开放课题 (SKL-SPM-2018010); 国家重点研发计划 (2017YFB0305500)

作者简介: 方 晓, 女, 1995 年生, 硕士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88492172, E-mail: 1053642284@mail.nwpu.edu.cn

Ir-W-Al 基合金, 本工作的合金选取 Ir-13W-6Al (at%) 为基础, 分别添加 2at%、5at% 和 8at% 的 Ta 元素, 研究 Ta 元素含量变化对 Ir-13W-6Al 合金相组成、 γ' 相形貌和力学性能的影响, 为发展新一代铱基超高温合金提供一条新的思路。

1 实 验

本实验选用纯度为 99.9% 的铱粉、钨片、铝片和钽粉为原料, 配制名义成分为 Ir-13W-6Al-xTa (at%) ($x=0, 2, 5, 8$) 的合金铸锭。熔炼采用真空非自耗电弧熔炼炉, 制备质量为 30 g 的合金纽扣锭, 反复熔炼 4 次, 以确保化学成分均匀且质量损耗尽可能低。纽扣锭经线切割、超声清洗后装入石英管并充入高纯 Ar, 采用电磁感应加热装置在 1800 °C 固溶处理 1.5 h, 然后进行水淬。显微组织采用扫描电子显微镜 (SEM) 的背散射电子 (BSE) 探头进行表征, 成分采用能谱仪 (EDS) 进行检测。显微硬度通过 HXZ-1000 型数字式显微硬度计测量, 载荷为 500 N, 压力保持时间 15 s, 每个试样取 9 个点求平均值。高温压缩试验在 NCS GNT-1000 电子万能试验机上进行, 样品尺寸为 2 mm×2 mm×10 mm, 在 1300 °C 下, 以 $1.0\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率进行。纳米压痕测试在 Bruker TI980 纳米力学测试系统负荷控制模式下进行, 施加载荷保持在 10 mN, 在每个加载-卸载循环中, 恒定应变速率为 0.05 s^{-1} , 保载时间为 20 s, 卸载时间为 50 s。

2 组织演化与相变分析

2.1 凝固组织特征

图 1 为铸态 Ir-13W-6Al-xTa 合金的显微组织形貌。4 种合金组织形貌相似, 均为典型的铸态树枝晶状, 并存在明显的枝晶偏析特征, 其中枝晶轴呈浅灰色, 枝晶间呈黑色长条状或骨骼状。此外, 枝晶生长没有特定取向性, 且 Ta 元素的添加使得枝晶尺寸明显增大。

为确定合金组织中的相组成, 对合金进行了大量 EDS 能谱分析, 并对照文献中 Ir-W-Al 三元相图^[14]来鉴定不同的相。Ir-13W-6Al 合金中不同衬度相的 EDS 能谱分析如图 1a 和表 1 所示。对照三元相图, 发现枝晶间黑色长条状或骨骼状析出相为 β -IrAl, 灰色衬度的基体相则为 $\gamma+\gamma'$ 混合相, γ 与 γ' 两者衬度区别不大, 其中深灰色基体为 γ' 相, 主要沿 β -IrAl 相分布, 而其他浅灰色区域则为 γ 相, 分布在枝晶干区域, 如图 1 中左下角高倍 BSE 图片所示。Al 元素和 W 元素主要固溶于基体中, 但是由于这 2 种元素的固溶度不同, 故 W 元素含量相对更高。采用 Image-Pro Plus 6.0 软件对不同成分合金中 γ' 相的体积分数进行了半定量分析, 发现 Ir-13W-6Al、Ir-13W-6Al-2Ta、Ir-13W-6Al-8Ta 合金中 γ' 相的体积分数分别为 23%、24%、38%, 添加 2at% Ta 与未添加 Ta 时相比区别不大, 添加 8at% Ta 与添加 2at% Ta 相比组织中 γ' 相的体积分数提高了 14%, 因此可以看出: 随 Ta 含量增加, γ' 相体积分数

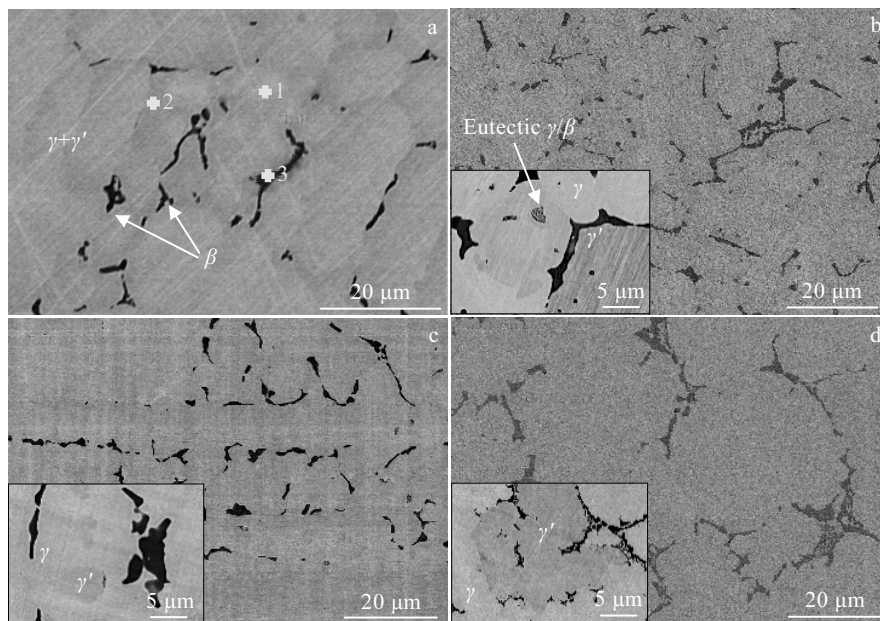


图 1 铸态 Ir-13W-6Al-xTa 合金 BSE 形貌

Fig.1 BSE images of as-cast Ir-13W-6Al-xTa alloys: (a) Ir-13W-6Al, (b) Ir-13W-6Al-2Ta, (c) Ir-13W-6Al-5Ta, and (d) Ir-13W-6Al-8Ta

表 1 图 1a 中 Ir-13W-6Al 合金不同位置元素含量
Table 1 Contents of elements at different positions of Ir-13W-6Al alloy marked in Fig.1a (at%)

Position	Ir	Al	W
1	81.71	2.92	15.36
2	81.09	4.51	14.40
3	80.49	19.51	0.00

呈增大趋势。Ooshima 等人^[15]的研究中也表明, Ta 元素为 γ' 相形成元素 (Ta 原子代替 γ' -Co₃(Al,W)中 Al、W 原子位置), 因此可以提高 Co-Al-W 体系中 γ' 相的体积分数, 这与 Ir-Al-W 体系类似。

枝晶间黑色 β -IrAl 相随 Ta 添加量的增加, 析出相形貌上由条状或不规则块状变为骨骼状, 同时也有少量 γ/β 共晶组织出现。采用 Image-Pro Plus 6.0 软件对 Ir-13W-6Al-xTa 合金中 β 相的体积分数进行了半定量计算, 结果如表 2 所示。

其中 S 代表相面积, φ 代表相体积分数, 根据 β 相面积可近似估算其体积分数大小。可以发现, Ir-13W-6Al-xTa 体系中 β -IrAl 相所占的体积分数很小, 但随着 Ta 的添加其体积分数增加, 表明 Ta 元素有促进 β 相析出的作用。

2.2 元素偏析规律分析

图 2 为 Ir-13W-6Al-2Ta、Ir-13W-6Al-5Ta 和 Ir-13W-6Al-8Ta 合金中 Ir、Al、W、Ta 4 种元素的 EDS 线扫描结果。可以看出在合金凝固组织中, 枝晶间区域 Al

元素的能谱强度明显高于基体相, 代表 Al 元素易偏聚在枝晶间区域, 这与 β -IrAl 相的形成相关; 而 W 和 Ta 元素则倾向于分布在枝晶干上。W 在 $\gamma+\gamma'$ 基体相中的能谱强度高于 Al, 说明 W 在基体中的固溶度高于 Al。由于 Ta 的含量较低, 点分析难以观测到其分布规律, 从 EDS 线扫描可以发现 Ta 元素分布的变化规律, 其在基体相中能谱强度较高, 说明 Ta 元素主要固溶于 $\gamma+\gamma'$ 基体相中。

2.3 热处理后显微组织形貌

固溶热处理后的组织如图 3 所示。可以看出, 在 1800 °C 保护气氛条件下 1.5 h 固溶热处理后, Ir-13W-6Al 三元合金中晶粒的枝晶形貌依稀可见, 深灰色基体依然存在, 说明合金的 γ' 相未完全固溶到基体。

添加 Ta 元素后, 树枝晶状组织基本消失, 但仍能观察到少量 γ' -Ir₃(Al, W)强化相, 表明在该固溶处理制度下四元合金中 γ' 相也未充分固溶, 合金中的共晶组织完全消失。除此之外, Ir-13W-6Al-8Ta 合金组织中

表 2 Ir-13W-6Al-xTa 合金中 β 相体积分数计算
Table 2 Calculation results of β phase volume fraction in Ir-13W-6Al-xTa alloys

Alloy	S_{β}/px	$S_{\gamma/\gamma'}/px$	$\varphi_{\beta}/\%$
Ir-13W-6Al	22 282	1 384 386	1.6
Ir-13W-6Al-2Ta	44 702	1 375 614	3.1
Ir-13W-6Al-5Ta	49 315	1 382 535	3.4
Ir-13W-6Al-8Ta	73 007	1 380 466	5.0

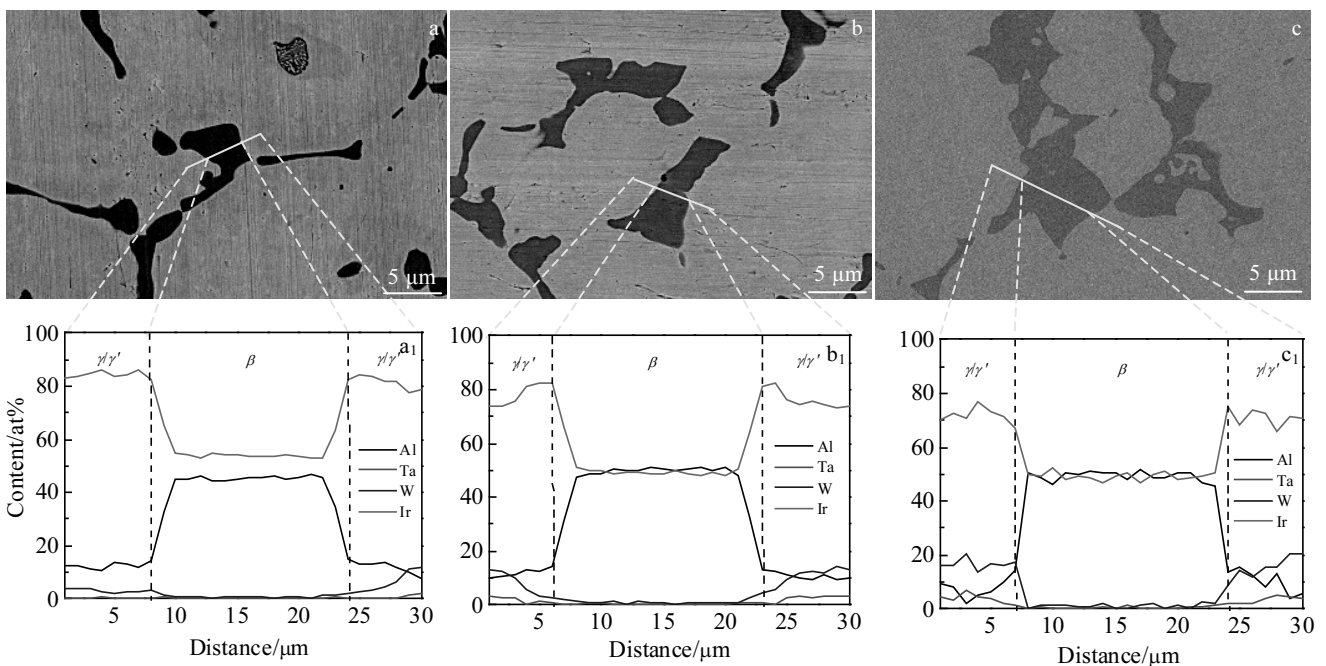


图 2 铸态合金 EDS 元素线扫描分析结果

Fig.2 EDS elemental line-scanning results of the as-cast alloys: (a, a₁) Ir-13W-6Al-2Ta, (b, b₁) Ir-13W-6Al-5Ta, and (c, c₁) Ir-13W-6Al-8Ta

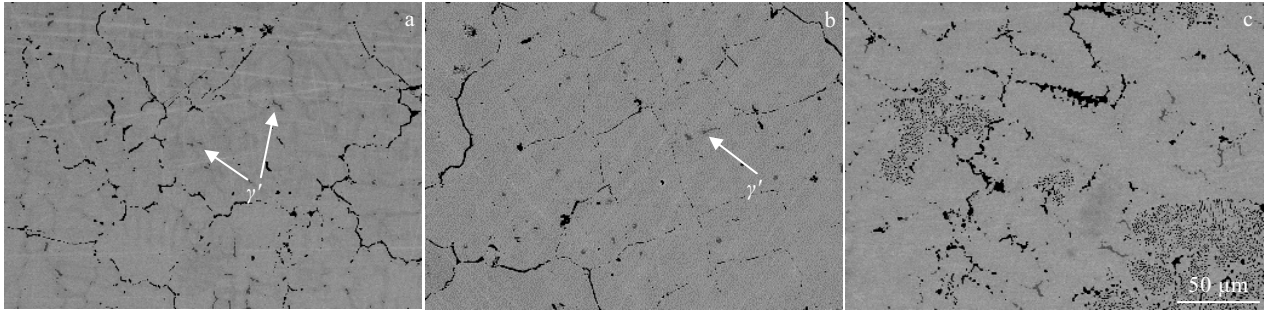


图 3 热处理后 Ir-13W-6Al-xTa 合金 BSE 形貌

Fig.3 BSE images of heat-treated Ir-13W-6Al-xTa alloys: (a) Ir-13W-6Al, (b) Ir-13W-6Al-2Ta, and (c) Ir-13W-6Al-8Ta

有大量黑色点状或块状物质存在, 经 EDS 分析可确认为氧化产物 Al_2O_3 。这是由于合金表面的 β -IrAl 发生氧化所致, 表明 β -IrAl 相的抗氧化性不如基体相。

3 力学性能

3.1 维氏硬度

铸态 Ir-13W-6Al-xTa 合金室温维氏硬度的测试结果如图 4 所示。随着 Ta 含量的增加, 铸态合金的显微硬度呈递增趋势, 其中, Ir-13W-6Al 合金的 HV 平均硬度为 6000 MPa, 而 Ir-13W-6Al-2Ta 合金为 6307 MPa, 相比三元合金提高了 5% 以上, Ir-13W-6Al-8Ta 合金的硬度为 6505 MPa, 相比三元合金提高了 8% 以上。添加 Ta 后合金的硬度明显提高, 这是由于 Ta 元素的固溶强化作用, 且 Ta 元素含量越高, 强化作用越明显, Ir-13W-6Al-8Ta 合金硬度最大, 高于三元合金以及低 Ta 含量合金。

3.2 高温抗压缩性能

图 5 为合金在 1300 °C 下的抗压强度。可以看出,

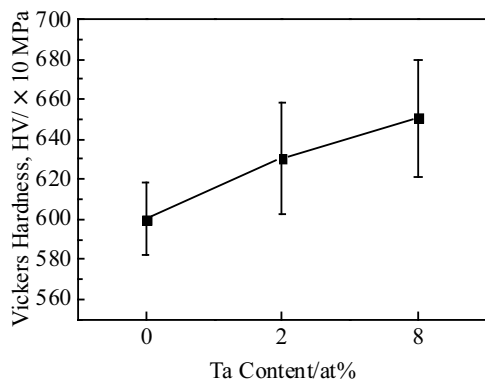


图 4 铸态 Ir-13W-6Al-xTa 合金的维氏硬度

Fig.4 Vickers hardness of as-cast Ir-13W-6Al-xTa alloys

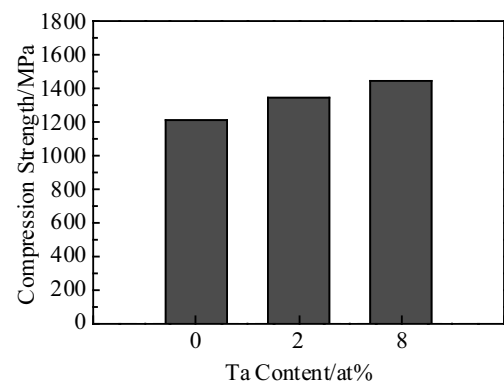


图 5 Ir-13W-6Al-xTa 合金在 1300 °C 下的抗压强度

Fig.5 Compressive strength of Ir-13W-6Al-xTa alloys at 1300 °C

$\gamma+\gamma'$ 双相铱基合金具有优异的高温力学性能, 其中 Ir-13W-6Al 的抗压强度为 1215 MPa, Ir-13W-6Al-2Ta 的抗压强度可达 1348 MPa, 而 Ir-13W-6Al-8Ta 的抗压强度高达 1442 MPa, 相比三元合金提高了近 20%。随 Ta 含量的增加, $\gamma+\gamma'$ 双相合金的高温强度提高明显。此外, 3 种合金高温塑性良好, 高温压缩率在 35%~40%, 其中 Ir-13W-6Al-2Ta 和 Ir-13W-6Al-8Ta 压缩率均能达到 40%, 意味着合金的高温变形能力得到明显改善。

Ir-13W-6Al-xTa 合金压缩后的截面形貌如图 6 所示。其压缩断裂模式呈现出一定的脆性断裂特征。从图 6a 可看出, Ir-13W-6Al 合金为沿晶断裂, 这是由 Ir 合金的本征脆性所决定的^[16]; 从图 6b 可发现, Ta 的添加提高了 $\gamma+\gamma'$ 双相铱基合金的高温强度和压缩率, Ir-13W-6Al-8Ta 合金除本征脆性导致的沿晶断裂外, 还呈现出一些穿晶解理特征, 甚至还有一些孔洞产生。这是因为 Ir-13W-6Al-8Ta 合金晶粒内分布的 β -IrAl 相增多, 作为一种脆性相, 使基体结合力降低, 导致应

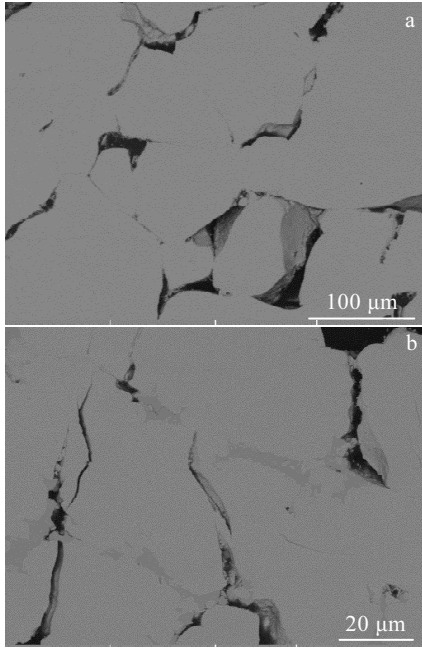


图 6 Ir-13W-6Al-xTa 合金压缩后截面的 BSE 形貌

Fig.6 BSE images of the vertical cross section of Ir-13W-6Al (a) and Ir-13W-6Al-8Ta (b) after compressions

力集中从而引发裂纹的萌生与扩展，因此呈现出穿晶断裂的特征。

3.3 纳米压痕

EBSD 分析提供了三元合金和四元合金的晶粒取向分布，如图 7a, 7c 所示。从图中可看出，Ir-13W-6Al 铸态合金中晶粒粗大，晶粒边界为锯齿状，且晶粒尺寸大于 800 μm；而 Ir-13W-6Al-8Ta 合金晶粒明显细小，晶粒尺寸约 220 μm。说明 Ta 元素的添加可以有效细化晶粒。纳米压痕测试在特定取向的晶粒上进行，不同取向的纳米力学性能分布情况如图 7b, 7d 所示。由图可知，在三元合金和四元合金中，不同取向力学性能存在较大差异，接近(100)取向的晶粒具有较高的纳米硬度以及弹性模量，为硬取向晶粒；相反，接近(110)取向的晶粒为软取向晶粒。此外，Ir-13W-6Al-8Ta 合金基体的平均纳米压痕硬度为 14.2 GPa，而 Ir-13W-6Al 合金中基体纳米硬度的平均值仅为 13.1 GPa，进一步验证了 Ta 元素的强化作用。

4 讨论

在 Ir-13W -6Al-xTa 凝固组织中，除了基体相 γ 相外，还出现了 γ' -Ir₃(Al,W)、 β -IrAl 两种相，Ta 的加入

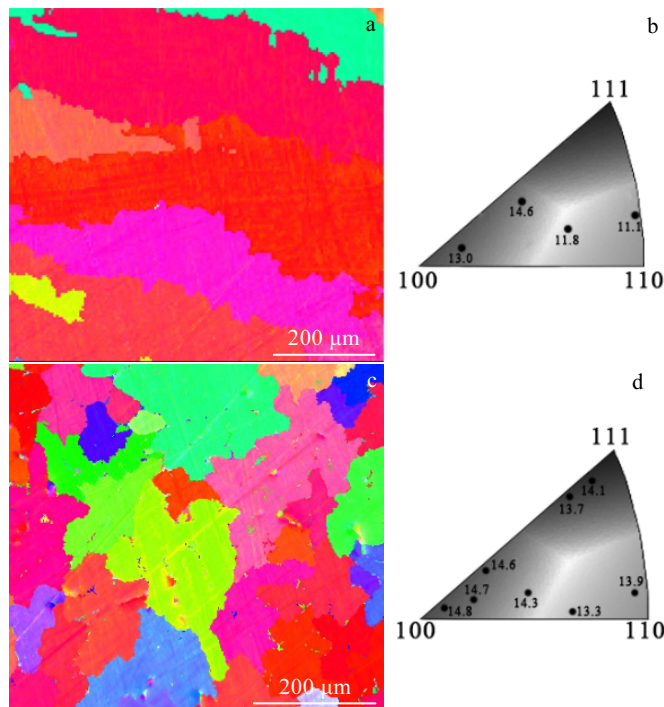


图 7 铸态 Ir-13W-6Al 基合金晶粒取向图和纳米力学性能分布图

Fig.7 Grain orientation (a, c) and nanohardness of different orientations (b, d) of as-cast alloys: (a, b) Ir-13W-6Al and (c, d) Ir-13W-6Al-8Ta

未使显微组织发生明显改变, 但 γ' 强化相的体积分数随 Ta 的添加而增加 (图 1), 表明 Ta 的添加促进了 γ' 相的形成。元素线扫描显示, Ta 元素主要分布在基体中, 说明该元素固溶于 γ/γ' 基体相中。众所周知, Ir、W、Al、Ta 原子半径分别为 136、141、143、148 pm, 其中 Ta 原子半径大于 Ir 原子, 故 Ta 元素在 Ir 基体中固溶方式为置换固溶, 取代了 Al 和 W 原子的位置。三元合金与四元合金的室温硬度、抗压强度、纳米压痕结果均表明, Ta 的添加使 Ir-13W-6Al 的强度得到明显提高, 这归因于 Ta 元素的固溶强化及 γ' 相作用。此外, 不同取向的力学性能具有较大差异, 接近(100)取向的晶粒具有较高的硬度, 这是其变形机制不同造成的。已有研究表明, [100]取向的变形主要通过位错滑移以及少量空位聚集进行, 而[110]取向的变形由堆垛层错引起, 不同变形机制会导致其取向性能的差异^[17]。

β -IrAl 相在 Ir-13W-6Al-xTa 体系中所占体积分数很小 (1.6%~5.0%)。Chiba 等人^[18]研究发现, 在 Ir-Al 二元合金体系中只有当 Al 浓度达到 48at%~52at%时, 才会析出具有 B2 型晶体结构的 β -IrAl 相。在本研究设计的成分中本不该出现 β -IrAl 相, 但是由图 1 发现了少量 β -IrAl 相的产生。一方面, Al 在 Ir 基体中的固溶度非常小, 二是由凝固过程中过快的冷却速度和局部成分不均匀所致。凝固时过快的冷速导致合金的凝固路径偏离平衡相图, 在非平衡凝固过程中便会促进 β -IrAl 相的析出。另外, 随着 Ta 的添加, β -IrAl 相的含量增加, 说明 Ta 元素有促进 β -IrAl 相析出的作用。

1800 °C 固溶 1.5 h 后的显微组织中枝晶组织依稀可见, 深灰色基体仍存在, 说明合金中的 γ' 相未完全固溶。这是由于 Ta 元素的添加, 导致 γ' 相的溶解温度升高, 固溶热处理温度并没有达到 γ' 相的回溶温度。因此, Ir-13W-6Al-xTa 合金中的固溶应在更高的温度下进行, 并且需要延长保温时间, 才能保证 γ' -Ir₃(Al,W) 相在 Ir 基体中的回溶并获得更加均匀的固溶体。合金氧化前的微观组织是由 β -IrAl 析出相和 $\gamma'+\gamma$ 基体相组成, 而氧化后合金表面的 β -IrAl 相都发生氧化形成了 Al₂O₃, 说明 β -IrAl 相抗氧化性不如基体。由于铝的氧化物标准自由能(-1858.37 kJ/mol)远低于 IrO₂ (-2.61 kJ/mol)^[19], 故 β -IrAl 相的氧化速率要远远高于基体相, 从而在合金的表面形成一层 Al₂O₃, Al₂O₃ 氧化层的存在阻止了铱基体在高温条件下的氧化, 有利于提高合金的抗氧化性能。

Ta 元素的添加可以提高 Ir-13W-6Al 三元合金体系的高温强度 (图 5), 也归因于合金中 γ' 相强化作用。 γ' 强化相的体积分数和大小是影响铱基合金力学性能

的决定因素^[20-22]。根据图 1 结果可知, γ' 相的体积分数随 Ta 含量的增加而增加, 同时 Ir-13W-6Al-8Ta 合金具有相对最佳的力学性能。这一现象说明, Ta 元素可以提高 γ' 相的高温稳定性, 进而提高 $\gamma+\gamma'$ 双相 Ir-W-Al 合金的高温强度。最近研究发现, Ta 元素可作为 Co-Al-W 体系中 γ' 相稳定元素, Ta 的加入提高了 γ' 相溶解温度, 同时降低固液相线温度, 扩大合金固溶处理温度范围, 便于 γ' 强化相均匀析出, 降低 γ' 相粗化动力学, 进而提高 Co-Al-W 体系的高温力学性能^[23-25], 与 Ir-Al-W 合金体系类似。尽管通过添加 Ta 可使 Ir-13W-6Al 体系的高温强度得到显著提高, 但 Ir-13W-6Al-xTa 合金压缩过程中仍呈现出沿晶脆性断裂和穿晶脆性解理特征, 说明其对应变速率非常敏感 (图 6)。Hecker、Rohr 等^[16,26]很早就报道多晶铱中晶间脆性断裂是源于本征特性, 由于其电子结构的独特属性, 负的柯西压力和高剪切模量, 导致铱合金具有高强度和脆性趋向。Ta 的添加虽然改善了其高温塑性变形能力, 但并未改变其脆性断裂模式, 其断裂机制与添加元素无关, 源于 Ir 基合金的固有物理属性。

5 结 论

1) 随着 Ta 含量增加, Ir-13W-6Al-xTa 体系中组织形貌无显著变化, 但 γ' -Ir₃(Al,W) 强化相的体积分数增加, 同时 Ta 可促进 β -IrAl 相的析出。

2) 添加 Ta 元素后, 合金的维氏硬度以及纳米硬度均高于三元 Ir-13W-6Al 合金, 这是由 Ta 元素的固溶强化作用所致。

3) 1300 °C 下合金抗压强度随 Ta 含量的增加而提高, Ta 元素的添加有效地改善了 Ir-13W-6Al 三元合金的高温力学性能。强度的提高可归因于 γ' -Ir₃(Al,W) 强化相的析出和 Ta 元素的固溶强化作用, 但固溶元素的添加没有改变其脆性断裂模式。

参考文献 References

- [1] Yamabe-Mitarai Y, Gu Y, Huang C *et al.* *JOM*[J], 2004, 56(9): 34
- [2] Yu X H, Yamabe-Mitarai Y, Ro Y *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31(1): 173
- [3] Lü Lianhao(吕连颢), Chen Jingchao(陈敬超), Chen Rong(陈蓉) *et al.* *Materials Reports(材料导报)*[J], 2012, 26: 114
- [4] Wu Wangping(吴王平), Chen Zhaofeng(陈照峰), Cong Xiangna(丛湘娜) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(2): 435
- [5] Pan Xindong(潘新东), Wei Yan(魏燕), Cai Hongzhong(蔡宏中) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材*

- 料与工程[J], 2018, 47(2): 711
- [6] Yamabe-Mitarai Y, Nakazawa S, Harada H. *Scripta Materialia* [J], 2000, 43(12): 1059
- [7] Gu Y F, Yamabe-Mitarai Y, Ro Y *et al.* *Key Engineering Materials*[J], 2000, 171-174: 669
- [8] Gu Y F, Yamabe-Mitarai Y, Nakazawa S *et al.* *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2003, 34(10): 2217
- [9] Yamabe-Mitarai Y, Ro Y, Harada H *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29(2): 537
- [10] Sato J. *Science*[J], 2006, 312(5770): 90
- [11] Jiang C, Du Y. *Journal of Applied Physics*[J], 2011, 109(2): 23 504
- [12] Lü Lianhao(吕连灏). *Dissertation for Master(硕士论文)*[D], Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2013
- [13] Ishida K, Kainuma R, Oikawa K *et al.* *Iridium-based Alloy with High Heat Resistance and High Strength and Process for Producing the Same*, EP1983067[P], 2008
- [14] Omori T, Makino K, Shinagawa K *et al.* *Intermetallics*[J], 2014, 55: 154
- [15] Ooshima M, Tanaka K, Okamoto N L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 508(1): 71
- [16] Hecker S S, Rohr D L, Stein D F. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1978, 9(4): 481
- [17] Yang Jieren, Wang Hu, Hu Rui *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(5): 1380
- [18] Chiba A, Ono T, Li X G *et al.* *Intermetallics*[J], 1998, 6(1): 35
- [19] Bao Z B, Murakami H, Yamabe-Mitarai Y. *Corrosion Science* [J], 2014, 87: 306
- [20] Yamabe-Mitarai Y, Ro Y, Harada H *et al.* *Scripta Materialia* [J], 1998, 40(1): 109
- [21] Gu Y F, Yamabe-Mitarai Y, Harada H. *Scripta Materialia*[J], 1999, 41(10): 1079
- [22] Gu Y, Yamabe-Mitarai Y, Ro Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 1999, 41(11): 1313
- [23] Ooshima M, Tanaka K, Okamoto N L *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2010, 508(1): 71
- [24] Wang Shaofei(王少飞), Li Shusuo(李树索), Sha Jiangbo(沙江波). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(5): 1003
- [25] Xu Yangtao, Sha Qizhen, Xia Tiandong. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(2): 302
- [26] Rohr D L, Murr L E, Hecker S S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1979, 10(4): 399

Effects of Ta on Microstructure and Mechanical Properties of Novel $\gamma+\gamma'$ Two-Phase Ir-based Superalloys

Fang Xiao¹, Yang Jieren¹, Liu Yi², Wen Ming², Hu Rui¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Technologies for Comprehensive Utilization of Platinum Metals, Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, China)

Abstract: γ' -Ir₃(Al,W) phase-strengthened Ir-13W-6Al (at%) superalloys exhibit promising applications for aerospace industry. An experimental set-up was based on Ir-13W-6Al ternary superalloy and 2at%, 5at%, 8at% Ta elements were added. The effect of Ta on the microstructure evolution, the amount of γ' strengthening phase, the precipitation behavior, room/high-temperature mechanical properties and fracture characteristics of $\gamma+\gamma'$ two-phase Ir-based superalloys were investigated. The results show that with the increasing Ta content, the volume fraction of γ' strengthening phase increases and the Vickers hardness/nano-hardness of the alloy after adding Ta is higher than that of the Ir-13W-6Al ternary superalloy. The addition of Ta improves the high-temperature mechanical properties of Ir-13W-6Al superalloys at 1300 °C, and the increased compressive strength can be attributed to the precipitation of γ' -Ir₃(Al,W) phase and solid-solution strengthening of Ta. Ta effectively improves the room- and high-temperature properties of Ir-13W-6Al superalloys. This study provides experimental and theoretical guide for the development of novel $\gamma+\gamma'$ two-phase Ir-based superalloys.

Key words: Ir-based superalloys; γ' -Ir₃(Al, W) phase; microstructure; solid-solution strengthening; mechanical properties

Corresponding author: Yang Jieren, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88492172, E-mail: yangjieren@nwpu.edu.cn