

Pt 丝型芯撑对 DD5 单晶高温合金组织和性能的影响

南晓斌^{1,2}, 袁晓飞², 吴剑涛², 郭小童^{3,4}, 曹晓卿¹

(1. 太原理工大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

(3. 重庆赛宝工业技术研究院有限公司, 重庆 401332)

(4. 中国电子产品可靠性与环境试验研究所, 广东 广州 511370)

摘要: 以 DD5 二代单晶高温合金为研究对象, 通过在单晶薄板中插入 Pt 丝型芯撑模拟研究型芯撑对于涡轮叶片基体组织和成分偏析的影响, 同时测试插入 Pt 丝型芯撑后 DD5 合金薄板的典型性能, 明确型芯撑对于合金性能的影响规律。结果表明: Pt 丝型芯撑与 DD5 合金基体熔接效果好, 无明显异质界面, Pt 丝完全合金化, 其组织与 DD5 合金基体组织一致, 未形成新相。Pt 丝型芯撑的插入对于 DD5 合金基体组织的影响不大, 但导致合金元素偏析程度升高。此外, Pt 丝型芯撑的插入对 DD5 合金薄板的室温拉伸、870 °C 拉伸及 1093 °C/158 MPa 持久性能未产生明显负面影响, 合金的断裂模式为枝晶间开裂, 裂纹沿碎裂的碳化物及碳化物与基体界面处萌生并扩展。

关键词: Pt; 型芯撑; DD5 合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)03-1007-08

随着航天、航空发动机的不断发展, 对发动机的推重比要求不断提高, 需要涡轮叶片承受更高的温度^[1], 而提高叶片承温能力的途径主要有 2 种: 一是研发承温能力更高的新型材料和表面涂覆层, 二是改进叶片结构, 采用空心叶片冷却技术。经过了多年的发展, 涡轮叶片所用材料从早期的变形高温合金、等轴晶铸造高温合金发展到定向凝固和单晶高温合金。单晶高温合金因为消除了晶界, 减少了降低熔点的晶界强化元素, 是目前得到应用的承温能力最高的高温合金材料。现代涡轮发动机前燃气温度达到 1726 °C^[2]。然而, 仅依靠提高材料的承温能力无法满足发动机的设计需求, 因此, 不断改善叶片的气冷结构、提高冷却效率就成为目前涡轮叶片设计与制造者所追求的目标^[3]。经过不断的发展, 叶片的冷却方式已由传统的对流冷却、冲击冷却和气膜冷却发展到高效发散冷却与层板冷却^[1]。随着气冷结构的不断发展, 涡轮叶片的内腔愈来愈复杂, 其复杂型腔主要通过陶瓷型芯成型, 但陶瓷型芯在叶片浇注过程中易被金属液的冲击、浮力所影响, 产生位移、变形、断裂等问题^[4]。

为了解决上述问题, 在制作空心涡轮叶片的过程

中一般采用 Pt 丝型芯撑定位陶瓷型芯, 在达到固定、支撑作用的同时, 保证叶片内腔的尺寸精度, 提高叶片的合格率。而在叶片拉制过程中, Pt 丝型芯撑和高温合金中的元素互相扩散, 会不可避免的向叶片基体中引入 Pt 元素。Pt 作为铂族元素 (PGMs) 的一种, 通常具有高熔点和高耐热腐蚀性, 有助于提高合金的力学性能和耐热腐蚀性能^[5]。然而林惠文^[6]的研究结果表明: Pt 元素增大了元素偏析, 可能对合金的力学性能产生不利影响。目前关于 Pt 元素对于高温合金组织性能的影响研究仍存在一定争议。

尽管有研究认为 Pt 元素有助于提高合金的组织稳定性, 但由于 Pt 元素昂贵的价格, 通过 Pt 元素来强化合金从成本角度出发是代价极大的。然而, 如前所述, 在涡轮叶片生产过程中不可避免的会采用 Pt 丝来支撑、定位陶瓷型芯, 从而将 Pt 元素引入叶片基体, 而通过 Pt 丝型芯撑引入的 Pt 元素不同于直接添加 Pt 元素, 型芯撑与基体结合界面可能会出现异质界面和元素扩散不均匀的现象。此外, Pt 丝型芯撑的插入是否会对叶片及合金的力学性能造成影响鲜见相关报道。

收稿日期: 2022-03-10

基金项目: 中国钢研科技集团有限公司核心技术产品攻关工程项目 (重 20GN0001GG)

作者简介: 南晓斌, 男, 1997 年生, 硕士, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 1017524404@qq.com

本研究以插 Pt 丝型芯撑的 DD5 单晶薄壁试板为研究对象，模拟涡轮空心叶片插入 Pt 丝型芯撑的薄壁部位，探索 Pt 丝型芯撑对于 DD5 二代单晶高温合金成分偏析、组织和性能的影响规律，以期为涡轮空心叶片的制备工艺优化提供理论依据和数据支撑。

1 实验

由于空心涡轮叶片结构复杂、造价昂贵且叶身无法取样进行力学性能测试，故本研究选用北京钢研高纳科技股份有限公司提供的 DD5 单晶高温合金薄板模拟涡轮空心叶片插入 Pt 丝型芯撑的薄壁部位，试板长 170 mm，宽 32 mm，厚 2.5 mm。参考涡轮空心叶片生产技术规范，选取直径为 0.8 mm，纯度为 99.9% 的 Pt 丝，贯穿在 DD5 薄壁试板蜡模的中心位置，两边各露头 3~4 mm 以上，如图 1 所示。DD5 薄壁试板通过定向凝固螺旋选晶法制备，熔炼炉型号为 ALD VIM IC 5 DS/SC 型 25 kg 真空感应 (high rate solidification, HRS) 定向凝固炉，合金主要成分如下：C 0.05%，Cr 7.00%，Co 7.50%，W 5.00%，Al 6.20%，Ta 6.50%，Mo 1.50%，Hf 0.15%，B 0.004%，Re 3.00%，其余为 Ni。试板浇注完成后，采用 X 射线衍射仪测试其取向，选取偏离 [001] 方向角度 10° 以内的部分试板进行标准热处理，试板的标准热处理制度为：1300 °C/2 h，AC+1120 °C/4 h，AC+1080 °C/4 h，AC+900 °C/4 h，AC。

为了确定 Pt 丝型芯撑引入 DD5 合金基体中 Pt 元素的含量，针对铸态 DD5 合金薄壁试板，切取包含 Pt 丝型芯撑的尺寸为 15 mm×10 mm×2.5 mm 的块状试样，通过化学分析测试 Pt 元素含量。为了研究 Pt 丝型芯撑对 DD5 薄壁试板显微组织和元素偏析规律的影响，同样切取另一半包含 Pt 丝型芯撑的 15 mm×10 mm×2.5 mm 的方块进行组织表征，并与未插

Pt 丝型芯撑的铸态试板进行对比。组织观察部位选取 Pt 丝型芯撑 A 部位、远离 Pt 丝型芯撑 B 部位以及对比试板未插 Pt 丝型芯撑 C 部位，如图 2 所示。考虑到冷速对于合金组织性能的影响，本研究选取同一炉尺寸和位置接近的试板，来降低冷速的影响。经测量，B 和 C 部位的一次枝晶间距分别为(363.5±24) μm 和(365.4±12) μm，表明二者冷速是接近的。

为了明确 Pt 丝型芯撑对 DD5 薄壁试板力学性能和断裂模式的影响规律，对标准热处理态薄壁试板进行力学性能测试，测试项目包括：室温拉伸性能、870 °C 拉伸性能、1093 °C/158 MPa 持久性能，性能测试的最终结果为 3 根试棒测试结果的平均值，试样尺寸如图 3 所示。

采用电解侵蚀方法显示试样显微组织，电解侵蚀剂配比为磷酸:硝酸:硫酸=3:10:12 (体积比)，电压为 3 V，时间为 3~5 s。通过 GX71 型光学显微镜以及 JSM-7800F 型场发射扫描电子显微镜的 LED 和 BSE 模式对 Pt 丝/DD5 合金基体界面结合情况以及 Pt 丝与 DD5 合金的显微组织进行表征，包括：γ' 强化相、

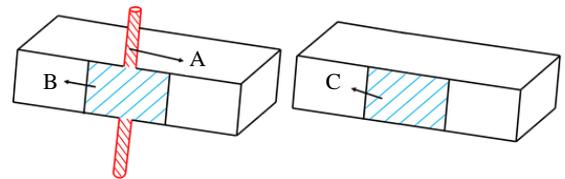


图 2 DD5 薄壁试板 A、B、C 位置示意图
Fig.2 Schematic diagram of different positions of A, B, C in the thin-wall plate specimen made of DD5 alloy

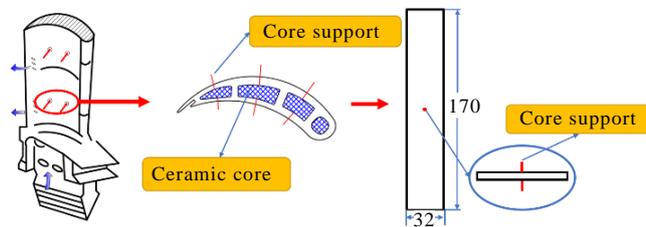


图 1 Pt 丝型芯撑在低压空心涡轮叶片和薄壁试板中的位置示意图
Fig.1 Schematic diagram of the position of core support made by Pt in the low pressure hollow turbine blade and thin-wall plate specimen

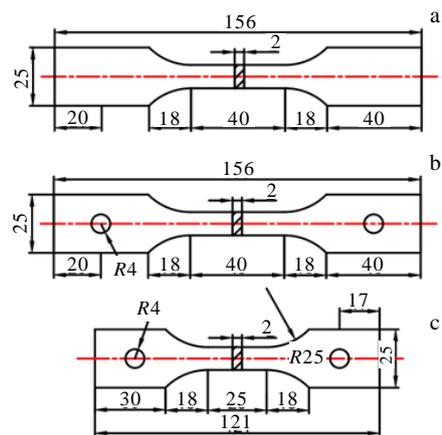


图 3 DD5 薄壁试板拉伸及持久试样示意图
Fig.3 Schematic diagram of the tensile and stress rupture specimen for DD5 alloy: (a) tensile test at room temperature, (b) tensile test at 870 °C, and (c) stress rupture test at 1093 °C/158 MPa

γ/γ' 共晶以及碳化物;通过 JSM-6480LV 型钨灯丝扫描电子显微镜对室温拉伸、870 °C 拉伸和 1093 °C /158 MPa 持久断后的断口形貌进行观察;采用 JXA-8530F 型电子探针测定 DD5 合金薄壁试板中各合金元素的偏析比,取 10 组测试结果的平均值作为最终结果。参照 GB/T 15749 中的网格数点法计算枝晶干 γ' 相体积分数,选取 5 个不重叠的视场进行计算,并取平均值作为测量结果。

2 实验结果

2.1 显微组织

图 4 为 DD5 薄壁试板不同部位处的显微组织,分别对比观察了 3 个不同部位的枝晶、 γ/γ' 共晶、碳化物以及枝晶干和枝晶间的 γ' 相典型形貌。如图 4 所示, A 部位呈现明显的枝晶形貌,可观察到细小的枝晶组织,沿 Pt 丝型芯撑纵轴方向生长。Pt 丝型芯撑

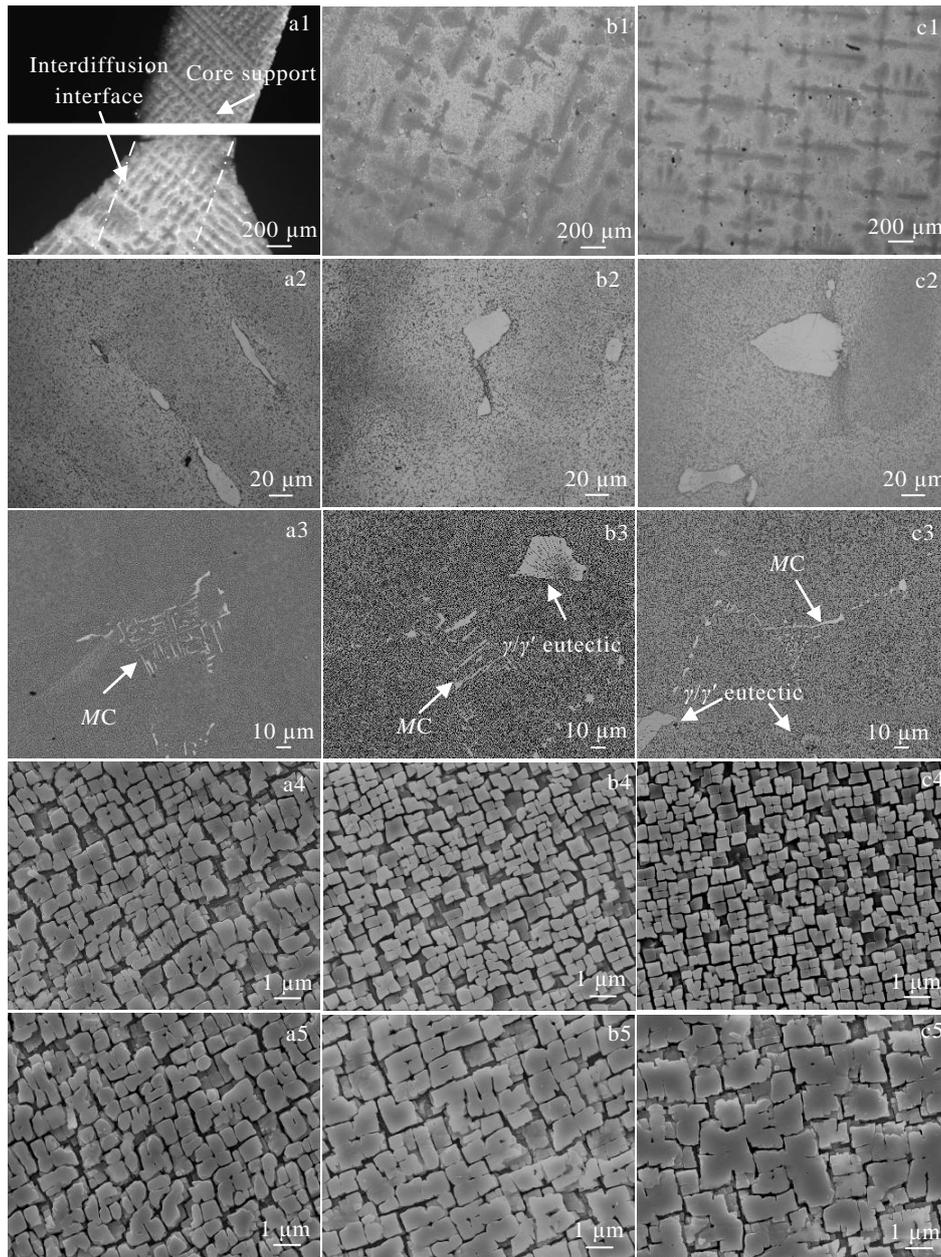


图 4 DD5 薄壁试板不同位置处显微组织

Fig.4 Microstructures of DD5 thin-wall plate specimen at different locations: (a1-a5) location A; (b1-b5) location B; (c1-c5) location C; (a1, b1, c1) dendritic microstructure; (a2, b2, c2) γ/γ' eutectic; (a3, b3, c3) carbides; (a4, b4, c4) γ' phase in the dendritic core; (a5, b5, c5) γ' phase in the interdendritic region

与合金基体的界面处未观察到明显的异质界面 (图 4a1), 型芯撑中的 Pt 元素已完全扩散, 组织与 DD5 合金基体组织一致。进一步对组织观察结果表明: 型芯撑枝晶间部位存在细小的 γ/γ' 共晶和“骨架状”MC 型碳化物, 且枝晶干和枝晶间的 γ' 相的形貌和尺寸相差不大, 为形状不规则的 γ' 相 (图 4a2~4a5)。在远离 Pt 丝型芯撑插入位置的 B 部位, 可观察到单晶合金基体中典型的十字状枝晶形貌, 其枝晶间位置同样可观察到 γ/γ' 共晶和碳化物, 其中 γ/γ' 共晶尺寸大于 A 部位, 碳化物尺寸基本一致 (图 4b1~4b5)。相比与 A 部位, B 部位枝晶干和枝晶间的 γ' 相存在较大区别, 枝晶干处 γ' 相形状不规则, 尺寸相对较小, 而枝晶间部位 γ' 相相对较大, 且形貌更加不规则。未插 Pt 丝的试板 C 部位, 一次枝晶间距与 B 部位基本一致, 且其 γ/γ' 共晶、碳化物以及枝晶干和枝晶间 γ' 相形貌与 B 部位接近 (图 4c1~c5)。

图 5 为 DD5 薄壁试板 A、B、C 不同部位的枝晶干 γ' 相体积分数。如图 5 所示, A、B、C 3 个部位 γ' 体积分数在 65%~67% 之间, 区别不大, B 部位 γ' 体积分数略低于 A 和 C 部位的 γ' 体积分数。

图 6 为 DD5 薄壁试板不同部位各合金元素的偏析比 K' 分析结果。Pt 丝型芯撑插入 DD5 合金薄壁试板, 会向基体引入 Pt 元素, 经化学分析其在块状试样中的平均含量为 0.022% (质量分数)。为了确定 Pt 丝型芯撑的插入是否会对 DD5 合金试板的元素偏析行为产生影响, 通过 EPMA 对比测试 B 部位和 C 部位中 Pt、Cr、Co、W、Re、Al、Mo、Ta 等元素的偏析比。如图 6 所示, $K' > 1$, 表示元素偏析在枝晶干区域; $K' < 1$, 表示元素偏析在枝晶间区域; 元素偏析比偏离 $K'=1$ 越远代表元素的偏析倾向越大^[7]。如图 6 所示, Pt、Cr 元素偏析比 $K' \approx 1$, 略偏析于枝晶间; Co、W、Re 元素偏析比 $K' > 1$, 主要偏析在枝晶干区域; Al、Mo、Ta 元素偏析比 $K' < 1$, 偏析在枝晶间区域。

对比 B 部位和 C 部位各合金元素的枝晶偏析结果表明: 插 Pt 丝的 DD5 合金薄壁试板 B 部位相对于未插 Pt 丝试板的 C 部位, 元素的偏析程度均增加。

2.2 典型力学性能

为了明确 Pt 丝型芯撑对 DD5 薄壁试板典型性能的影响规律, 对插入型芯撑的试板进行室温拉伸、870 °C 拉伸和 1093 °C/158 MPa 持久性能测试, 同时以未插入型芯撑的薄壁试板在相同测试条件下的性能数据为参考。表 1 为插入型芯撑和未插入型芯撑 DD5 薄壁试板室温和 870 °C 拉伸性能测试结果。如表 1 所示, 插入型芯撑的薄壁试板室温和 870 °C 拉伸的抗拉强度分别为 (985.0 ± 38) 和 (982.3 ± 34) MPa,

断后延伸率为 (13.9 ± 3)% 和 (20.0 ± 1)%; 未插入型芯撑的薄壁试板室温和 870 °C 拉伸的抗拉强度分别为 (978.6 ± 22) 和 (996.0 ± 20) MPa, 断后延伸率为 (14.0 ± 5)% 和 (20.0 ± 1)%。

表 2 为插入型芯撑和未插入型芯撑 DD5 薄壁试板 1093 °C/158 MPa 持久性能测试结果。如表 2 所示, 插入型芯撑的薄壁试板持久时间为 (50.7 ± 2) h; 未插入型芯撑的薄壁试板持久时间为 (51.1 ± 0.3) h。

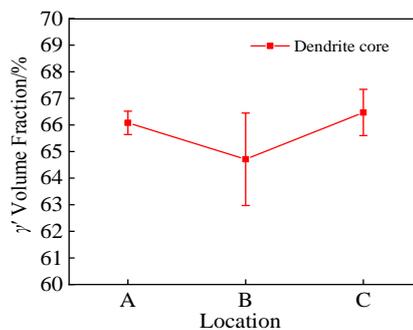


图 5 A、B、C 不同部位的枝晶干 γ' 相体积分数
Fig.5 Volume fraction of γ' phase in dendritic region at different locations

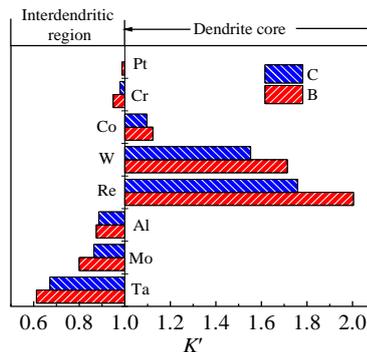


图 6 B 和 C 部位不同元素的偏析比 K'
Fig.6 Segregation ratio K' of different elements at the location of B and C

表 1 插入和未插入型芯撑 DD5 薄壁试板室温和 870 °C 拉伸性能测试结果

Table 1 Tensile properties of DD5 thin-wall plate specimens with and without core support at room temperature and 870 °C

Specimen	Tensile temperature	Tensile strength, σ_b /MPa	Elongation, δ /%
With core support	Room temperature	985.0 ± 38	13.9 ± 3
	870 °C	982.3 ± 34	20.0 ± 1
Without core support	Room temperature	978.6 ± 22	14.0 ± 5
	870 °C	996.0 ± 20	20.0 ± 1

表 2 插入和未插入型芯撑 DD5 薄壁试板 1093 °C/158 MPa 持久性能测试结果

Table 2 Stress rupture property of DD5 thin-wall plate specimens with and without core support at 1093 °C/158 MPa

Specimen	Test project	Stress rupture property, τ/h
With core support	1093 °C/158 MPa	50.7 \pm 2
Without core support	1093 °C/158 MPa	51.1 \pm 0.3

对比上述试验结果表明: 插入型芯撑和未插入型芯撑 DD5 薄壁试板在室温拉伸、870 °C 拉伸和 1093 °C/158 MPa 持久试验中均表现出良好的性能, 抗拉强度为 980 MPa 左右, 1093 °C/158 MPa 持久寿命为 50 h 左右。可见, Pt 丝型芯撑的加入对力学性能未产生明显负面影响, 仅造成试板延伸率的略微降低, 但仍满足技术规范要求。

图 7 为插入型芯撑 DD5 薄壁试板室温拉伸、870 °C 拉伸和 1093 °C/158 MPa 持久断后断口及纵剖面裂纹形貌。如图 7 所示, 室温拉伸和 870 °C 拉伸断口较为平直, 断口由交错的解理台阶面和撕裂棱组成, 断口放大后未观察到韧窝 (图 7a1、7a2 和图

7b1、7b2)。断后纵剖面的组织观察表明: 二次裂纹主要沿碎裂的碳化物及碳化物与基体界面处萌生并扩展 (图 7a3、7b3); 1093 °C/158 MPa 持久断后断口呈海绵状, 断后放大后观察到大小不一的韧窝和撕裂棱, 韧窝中心存在微孔, 断口表面氧化严重 (图 7c1、7c2)。进一步观察持久断后纵剖面: 裂纹主要沿碳化物和基体结合界面断裂 (图 7c3)。

图 8 为未插入型芯撑 DD5 薄壁试板室温拉伸、870 °C 拉伸和 1093 °C/158 MPa 持久断后断口及纵剖面裂纹形貌。如图 8 所示, 室温拉伸断口发生小角度的扭转, 断口无明显缩颈, 可观察到大平面和河流花样, 进一步放大断口, 在断口的一角处观察到撕裂棱 (图 8a1、8a2); 870 °C 拉伸断口平直, 观察到光滑的台阶面和撕裂棱, 进一步放大断口, 呈现明显的解理台阶和撕裂痕迹 (图 8b1、8b2); 1093 °C/158 MPa 持久宏观断口由大小不一的韧窝和撕裂棱组成, 进一步放大断口, 呈“海绵状”, 韧窝中心存在微孔, 表面氧化严重 (图 8c1、8c2)。断后纵剖面的组织观察表明: 二次裂纹主要沿碎裂的碳化物及碳化物与基体界面处萌生并扩展, 与插入型芯撑的 DD5 薄壁试板断裂模式一致 (图 8a3~8c3)。

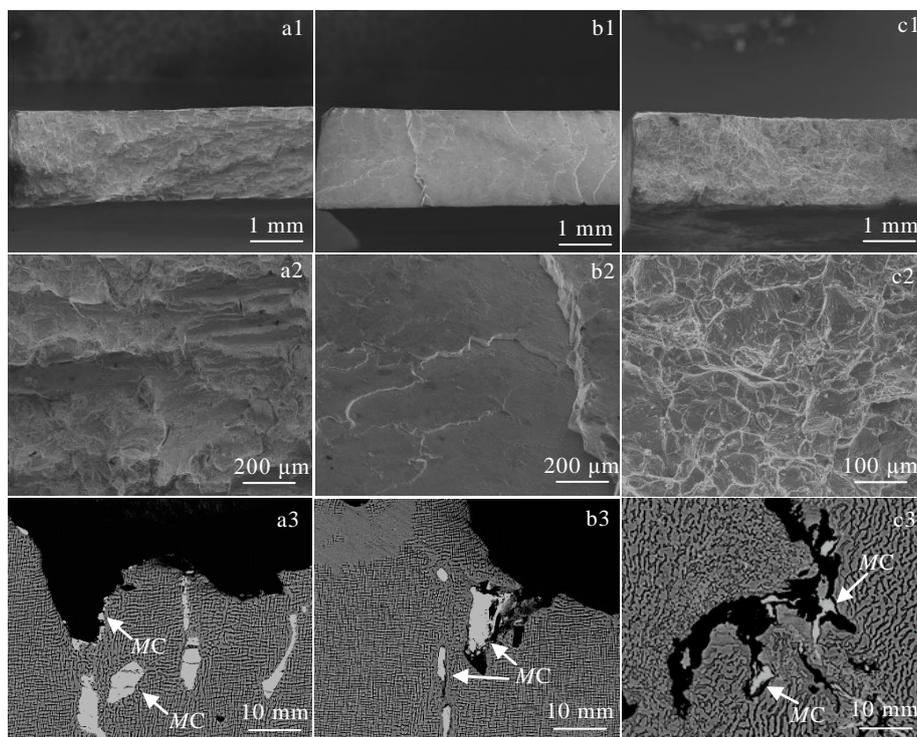


图 7 插入 Pt 丝型芯撑 DD5 薄壁试板经拉伸和持久测试断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of DD5 thin-wall plate specimens with core support made of Pt after tensile and stress rupture tests: (a1-a3) tensile test at room temperature; (b1-b3) tensile test at 870 °C; (c1-c3) stress rupture test at 1093 °C/158 MPa; (a1, b1, c1) typical fracture surface under low magnification; (a2, b2, c2) typical fracture surface under high magnification; (a3, b3, c3) crack morphologies on longitudinal section close to the fracture surface

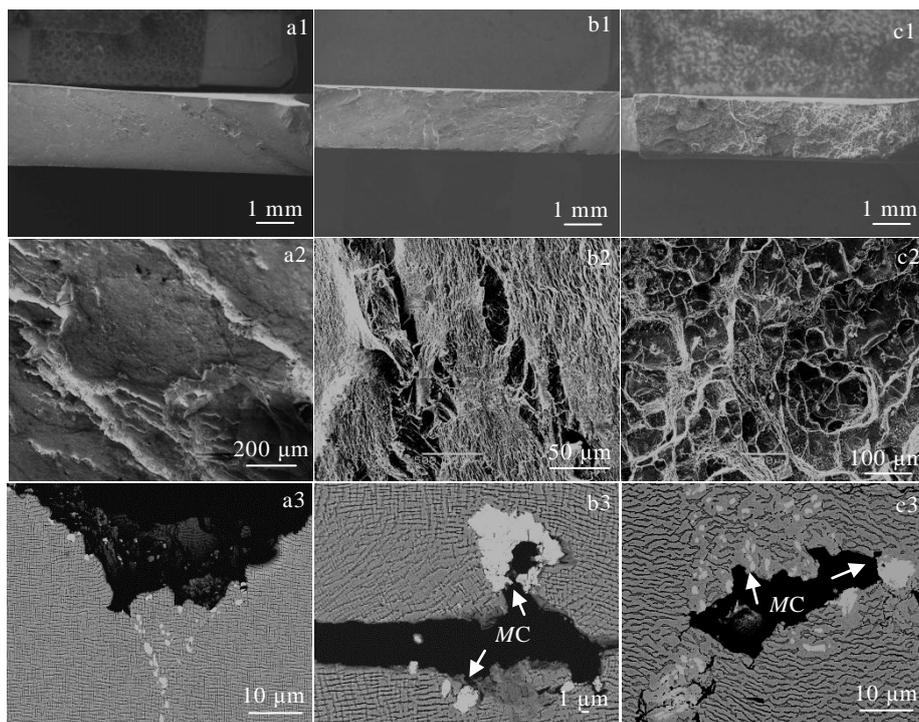


图 8 未插入 Pt 丝型芯撑 DD5 薄壁试板经拉伸和持久测试断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of DD5 thin-wall plate specimens without core support made of Pt after tensile and stress rupture tests: (a1-a3) tensile test at room temperature; (b1-b3) tensile test at 870 °C; (c1-c3) stress rupture test at 1093 °C/158 MPa; (a1, b1, c1) typical fracture surface under low magnification; (a2, b2, c2) typical fracture surface under high magnification; (a3, b3, c3) crack morphologies on longitudinal section close to the fracture surface

3 分析与讨论

由于 Pt 具有高熔点、高耐热腐蚀性和良好的高温综合性能^[7]，被广泛用作型芯撑材料，在制备涡轮空心叶片中起到固定支撑陶瓷型芯的作用。Pt 丝型芯撑在涡轮空心叶片浇铸过程中，不可避免地会向叶片基体引入 Pt 元素。有研究表明：Pt 与 Ni 具有相同的面心立方 (fcc) 晶体结构，可以形成完整的固溶体系，有潜力被用来提高合金的环境抗力和力学性能；但是也有学者认为合金的蠕变强度和 Pt 元素的固溶强化效果没有直接关系^[5,7,8]。而 Pt 丝型芯撑与直接向基体添加 Pt 元素不同，型芯撑与基体存在元素的互相扩散，对合金的组织 and 性能产生不利影响。目前，关于 Pt 丝型芯撑与合金基体的界面结合状态及其对合金显微组织与力学性能的影响规律鲜有报道。下面将从显微组织和力学性能 2 个方面，探讨 Pt 丝型芯撑对 DD5 单晶高温合金的影响规律。

3.1 Pt 丝型芯撑对显微组织的影响规律

DD5 薄壁试板浇注温度为 1520 °C，而 Pt 丝熔点高达 1769 °C^[9]，浇注温度并未达到 Pt 丝熔点，理

论上 Pt 丝型芯撑在浇注过程中并不会熔化。然而，本研究的结果表明：Pt 丝型芯撑与基体合金完全熔合，二者界面处未观察到明显的异质界面，Pt 丝型芯撑与基体合金中的元素发生明显的互扩散现象。观察铸态试板 Pt 丝型芯撑部位，发现型芯撑内部已完全合金化，纯度为 99.9% 的 Pt 丝型芯撑不再呈现多晶的显微结构，其组织与 DD5 单晶合金基体无异，可观察到枝晶、 γ/γ' 共晶、碳化物以及枝晶干和枝晶间的 γ' 相。由于冷速较快，Pt 丝型芯撑处枝晶干和枝晶间区域的 γ' 相尺寸接近。另一方面，插入型芯撑和未插入型芯撑 DD5 薄壁试板同一部位 (B 部位和 C 部位) 的组织发现，Pt 丝型芯撑的插入对 DD5 单晶合金的显微组织无明显影响。

由于 Pt 元素的扩散，Pt 丝型芯撑的插入会不可避免地在 DD5 合金中引入 Pt 元素。Pt 元素主要偏析在枝晶间，这是因为合金在凝固过程中，固液界面元素浓度会发生变化，造成 Pt 元素在固液两相中存在化学势差异，导致元素偏析^[10]。另外，Pt 元素是共晶的主要形成元素，会促进共晶的形成^[6]。Pt 元素在促进共晶形成的同时，由于扩大了合金的凝固温度范

围, 也会加剧其他合金元素的偏析。

3.2 Pt 丝型芯撑对拉伸和持久性能的影响规律

如前所述, Pt 丝型芯撑在单晶薄板拉制过程中会向合金基体中引入 Pt 元素。林惠文^[6]等人的研究结果表明: Pt 元素降低了合金的共晶点温度, 提高了 γ' 相的析出温度, 使合金的固溶热处理窗口变窄, 增加了合金热处理的难度。另一方面, Pt 元素会导致合金中共晶含量增多, 元素偏析程度增大。热处理窗口和元素偏析程度的改变对组织和性能具有很大的影响, 可能会对合金的拉伸和持久性能产生不利影响。

本研究结果表明: 插入型芯撑和未插入型芯撑的 DD5 薄壁试板性能水平接近, 其室温拉伸、870 °C 拉伸和 1093 °C/158 MPa 持久断裂模式近似。

室温拉伸断口由交错的解理台阶面和撕裂棱组成, 这是由拉伸断裂面和滑移带的相互作用引起的^[11], 在室温下合金的屈服激活能较低, 滑移是室温拉伸的主要变形机制, 位错不足以绕过 γ' 相, 主要通过滑移变形切割 γ' 相, 形成滑移面; 当位错滑移至碳化物时, 由于碳化物本身的脆性, 其会发生脆裂^[12], 同时造成碳化物与 γ' 相结合界面处发生剥离, 产生微裂纹, 并随着应力的持续作用, 裂纹逐渐扩展连接, 最终导致合金断裂。

870 °C 拉伸断口具有明显的台阶面以及河流花样, 断裂特征为准解理断裂^[13], 870 °C 较室温拉伸, 具有更高的温度, 温度升高, 动态回复速度加快, 应力集中得到缓解, 变形更均匀, 塑性提高^[11], 所以 870 °C 拉伸断后延伸率更高; 尽管温度升高, 屈服激活能升高, 位错得以绕过 γ' 相^[14], 但碳化物脆性大, 随着应力的增加, 当位错滑移至碳化物处, 应力集中, 裂纹易在碎裂的碳化物以及碳化物与基体结合界面产生, 与室温拉伸断裂基本一致。

1093 °C/158 MPa 持久断口呈海绵状, 由大小不一的韧窝和撕裂棱组成, 韧窝中心存在微孔以及互相平行的微裂纹。在高温的蠕变条件下, 变形机制为位错在基体中的绕越, 在 γ' 相周围形成微孔。在应力的作用下, 微孔逐渐长大, 相邻微孔之间的基体界面面积不断减小, 微孔连接形成微裂纹, 微孔之间由裂纹连通^[15]。在没有脆性二次相和局域初熔的情况下, 微孔洞成为最有效的裂纹源^[16]。然而 DD5 合金中含有较多的碳化物, 随着应力的增加, 位错不断萌生和滑移, 在碳化物与基体结合界面处塞积产生应力集中^[17], 由于碳化物本身硬度高, 位错难以切入其内部, 故裂纹多在碎裂的碳化物及碳化物与基体结合界面处产生。

综上所述, 尽管 Pt 丝型芯撑在 DD5 单晶高温合

金基体中引入了 Pt 元素, 可能会引起合金中 γ/γ' 共晶含量和元素偏析程度的增加, 进而影响合金的力学性能。但由于 Pt 元素含量较低且其与 Ni 基体无限互溶^[9], 加之经过标准热处理制度之后, γ/γ' 共晶大部分已熔入基体, 元素的偏析程度减轻, 故本研究中 Pt 丝型芯撑对 DD5 合金拉伸和持久性能无明显负面影响。

4 结 论

1) Pt 丝型芯撑在浇铸后与基体组织结合紧密, 熔合良好, 未见异质界面。Pt 丝型芯撑的插入对 DD5 单晶合金的显微组织无明显影响, Pt 丝型芯撑部位的组织由枝晶、 γ/γ' 共晶以及碳化物组成, 与 DD5 单晶高温合金组织一致, 且枝晶干和枝晶间 γ' 相的形貌差别不大。

2) Pt 丝型芯撑的插入向 DD5 合金薄壁试板基体中引入了 Pt 元素, Pt 元素略偏析于枝晶间区域。此外, Pt 元素在一定程度上加剧了其他合金元素的偏析。

3) Pt 丝型芯撑的插入对 DD5 合金薄壁试板的力学性能未产生明显负面影响, 裂纹并未沿 Pt 丝型芯撑与合金基体界面处萌生、扩展。合金的室温拉伸、870 °C 拉伸和 1093 °C/158 MPa 持久断裂模式均为枝晶间开裂, 裂纹沿碎裂的碳化物及碳化物与基体界面处萌生并扩展。

参考文献 References

- [1] Kang Haifeng(康海峰), Li Fei(李 飞), Zhao Yanjie(赵彦杰) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程学报)[J], 2013(8): 85
- [2] Yue Quanzhao(岳全召), Liu Lin(刘 林), Yang Wenchao(杨文超) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(3): 11
- [3] Zhao Hongliang(赵红亮), Wen Kangrong(翁康荣), Guan Shaokang(关绍康) et al. *Special Casting and Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2004(5): 38
- [4] Shan Guangming(单广铭). *Aeronautical Technology*(航空工艺技术)[J], 1987(5): 25
- [5] Murakami H, Honma T, Koizumi Y et al. *Superalloys*[M]. USA: TMS, 2000: 747
- [6] Lin Huiwen(林惠文), Zhou Yizhou(周亦胄), Zhang Xuan(张 炫) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(12): 1567
- [7] Tin S, Zhang L, Ofori A P et al. *Materials Science Forum*[J], 2007, 546-549: 1189
- [8] Sluytman J S V. *Microstructure and High Temperature*

- Creep of Platinum Group Metal Modified Nickel Base Superalloys*[D]. Washtenaw County: University of Michigan, 2010
- [9] Nash P, Singleton M F. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*[J], 1989, 10(3): 258
- [10] Wang Changshuai(王常帅), Su Haijun(苏海军), Guo Yong'an(郭永安) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3816
- [11] Song W, Wang X G, Li J G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 802: 140 430
- [12] Yu Jinjiang(于金江), Hou Guichen(侯桂臣), Zhao Nairen(赵乃仁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(8): 1231
- [13] Xiong X H, Quan D M, Dai P D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 636: 608
- [14] Han Fengkui(韩凤奎), Yan Ping(燕平), Zhao Jingchen(赵京晨) *et al. Proceedings of the 13th China Superalloy Annual Conference*(第十三届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: China Metal Society, 2015: 252
- [15] Han Mei(韩梅), Luo Yushi(骆宇时). *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2008, 3(3): 4
- [16] Liu Changkui(刘昌奎), Yang Sheng(杨胜), He Yuhuai(何玉怀) *et al. Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2010(4): 6
- [17] Ma Jinyao(马晋遥), Wang Jin(王晋), Zhao Yunsong(赵云松) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(8): 10

Effect of Core Support Made of Pt on the Microstructure and Property of DD5 Single Crystal Superalloy

Nan Xiaobin^{1,2}, Yuan Xiaofei², Wu Jiantao², Guo Xiaotong^{3,4}, Cao Xiaoqing¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, China)

(3. Chongqing CEPREI Industrial Technology Research Institute Co., Ltd, Chongqing 401332, China)

(4. China Electronic Product Reliability and Environmental Testing Research Institute, Guangzhou 511370, China)

Abstract: Taking the second generation of DD5 single crystal turbine blades as the research object, the effect of core support on the microstructure and element segregation of turbine blades were simulated by inserting Pt wire core braces into single crystal turbine plates. In addition, the typical properties of DD5 thin-wall plate specimens with core support made of Pt were tested to clarify the influence of core support on alloy properties. The results show that core support made of Pt has great bonding with DD5 alloy without obvious heterogeneous interface. The core support made of Pt is completely alloyed, the microstructure of core support is consistent with DD5 alloy, and no new phase is observed. Core support made of Pt had no influence on the microstructure of DD5 alloy, but the degree of element segregation of DD5 alloy increases. Moreover, core support made of Pt has no negative effect on the tensile property at room temperature, 870 °C as well as stress rupture property at 1093 °C/158 MPa of DD5 thin-wall plate specimens. The fracture mode of DD5 thin-wall plate specimens with core support is interdendritic rupture, and cracks initiate and propagate along the interface between carbide and matrix.

Key words: Pt; core support; DD5; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Yuan Xiaofei, Senior Engineer, Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62184623, E-mail: lanfeihong520@163.com