

单晶镍基合金的热处理及对蠕变性能的影响

Influence of Heat Treatment on Creep Properties of
a Single Crystal Superalloy

王明罡^{1,2}, 田素贵¹, 于兴福¹, 李 唐¹, 夏 丹¹, 雷 军²

(1 沈阳工业大学 材料科学与工程学院,

沈阳 110023; 2 长春工业大学 材料科学与工程学院, 长春 130012)

WANG Ming-gang^{1,2}, TIAN Su-gui¹,

YU Xing-fu¹, LI Tang¹, XIA Dan¹, LEI Jun²

(1 School of Materials Science and Engineering, Shenyang

University of Technology, Shenyang 110023, China; 2 School of Materials

Science and Engineering, Changchun University of Technology, Changchun 130012, China)

摘要: 根据差热曲线分析制定出合金的热处理工艺, 结合蠕变性能测试及组织形貌观察, 研究了固溶温度对一种含 Re 单晶镍基合金蠕变性能的影响。结果表明: 铸态合金组织中存在明显的成分偏析, 其中元素 Cr, Co, Re 富集于枝晶干, 元素 Al, Ta, W 等富集于枝晶间。采用不同温度固溶处理, 合金具有不同的蠕变寿命。当固溶温度提高到 1320℃时, 可使合金成分的均匀化程度提高, 难溶元素得到充分扩散, 降低合金的枝晶干/间成分偏析, 并抑制合金中 TCP 相的析出, 可显著提高合金的蠕变抗力。与 1300℃固溶处理相比较, 合金经 1320℃高温固溶处理后, 其在 1072℃, 137MPa 条件下的蠕变寿命由 37h 提高到 230h。

关键词: 单晶镍基合金; 固溶处理; 组织结构; 蠕变性能

中图分类号: TG146. 4; TG132. 3 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2009)03-0056-06

Abstract: Heat treatment technique of the alloy is determined according to the analysis of the differential thermal curve. By means of measurement of creep curves and microstructure observation, an investigation has been made into the influence of the solution temperature on the creep properties of a single crystal nickel-based superalloy. Results show that an obvious segregation of alloying elements occurs in as cast nickel-based superalloy, thereinto, the elements Cr, Co and Re are richer existed in the dendritic area, and the elements W, Ta, Al are richer existed in the interdendritic area. The superalloy displays the various rupture lifetimes when using the different solution temperatures. When the solution temperature enhanced to 1320℃, the diffusion of the refractory elements W and Re in the alloy is promoted, which decreases the microsegregation of the elements W, Re in the dendritic/interdendritic areas, and prostrains the precipitation of TCP phase, so that improves the creep resistance of the alloy. Compared with solution treatment at 1310℃, after solution treated at 1320℃, the creep rupture lifetime of the superalloy is obviously enhanced to 230 h from 37 h under the applied stress of 137 MPa at 1072℃.

Key words: single crystal nickel-based superalloy; heat treatment; microstructure; creep properties

铸态单晶合金中含有粗大的 γ' 相和 γ'/γ 共晶组织, 致使其高温力学性能受到限制。由于单晶合金中去除了 C、B、Zr 等晶界强化元素, 使合金的固相线温度得到提高, 因此单晶合金允许在更高的温度进行固溶处理^[1-6]。高温固溶处理可以溶解粗大的 γ' 相及 γ'/γ 共晶组织, 并获得均匀的化学成分, 在随后的时效期间, 使其析出高体积分数的立方 γ' 相, 并规则

排列^[7], 从而可提高合金的蠕变抗力。固溶处理温度主要取决于合金的化学成分, 不同成分合金采用不同温度进行固溶处理。当合金中含有难熔元素 Re, W 时, 由于元素 Re, W 具有较低的扩散系数, 因此, 需要较高的固溶温度和较长的扩散时间^[8]。但含 Re, W 合金采用不同温度固溶处理对合金的蠕变行为及组织演化规律的影响仍不清楚, 也未见报道。据此, 本工作

对含元素 Re, W 合金采用三种不同温度进行固溶处理, 并对其分别进行相同条件下的蠕变性能测试及组织形貌观察, 以考察固溶温度对合金蠕变行为及组织演化规律的影响, 以进一步发挥单晶合金的潜力, 为单晶合金的发展与应用提供理论依据。

1 实验方法

经真空感应炉熔炼母合金后, 采用选晶法在高温梯度定向凝固炉中将成分为 Ni-W-Ta-Co-Re-Al 的母合金制成 [001] 取向的单晶试棒, 其生长方向与 [001] 取向的偏差在 7° 以内。经 X 射线劳埃背反射测定晶体取向后, 沿平行于 (100) 晶面切取拉伸蠕变样品, 样品的横断面为 $4.5\text{mm} \times 2.5\text{mm}$, 标距长为 20mm , 样品的宽面法线方向为 [100] 晶向。将尺寸为 $\phi 3\text{mm} \times 1.5\text{mm}$ 的样品置入 TGA/SDTA851 差热分析仪中, 以 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的升温速度从 300°C 升温至 1500°C , 然后再以 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的降温速度冷却至 300°C , 测定差热曲线, 根据差热曲线分析, 确定不同条

件的热处理工艺, 通过对不同条件热处理的合金进行蠕变性能测试, 以考察热处理工艺对合金蠕变性能的影响。

2 实验结果与分析

2.1 合金的铸态组织

由选晶法制取的单晶合金, 一次枝晶轴沿 [001] 方向生长, 在横截面上呈现整齐的“+”花样特征, 树枝晶排列规则, 生长的二次枝晶方向分别为 [100] 和 [010] 取向, 一次和二次枝晶间距较大, 分别为 $200\sim 400\mu\text{m}$ 和 $50\sim 200\mu\text{m}$ 。

由于枝晶臂、枝晶间具有不同的凝固条件, 致使枝晶臂、枝晶间具有不同的偏析元素及不同的 γ' 相尺寸, 如图 1 所示。图 1a 中示出二次枝晶的生长方向为 [100] 和 [010] 取向, 如图中箭头所示, 可以看出: 在枝晶间与枝晶臂处 γ' 相具有不同的形貌和尺寸, 枝晶臂处 γ' 相有较小的尺寸, 而枝晶间处 γ' 相的尺寸较大, 如图 1a 中 A 区域, 其中在 A 区域形成较大尺寸的 γ'

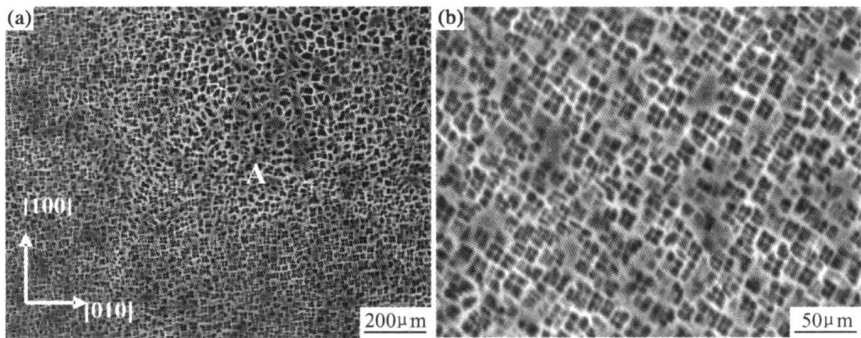


图 1 铸态单晶镍基合金(001)晶面枝晶臂/间的形貌(a)及 γ' 相的尺寸分布(b)

Fig. 1 Morphology of the dendritic / interdendritic on (001) crystal plan

(a) [100] and [010] orientation marked with arrow; (b) morphology and size distribution of γ' phase in the region A

相为类球形和蝶形等不规则形貌如图 1b 所示。

2.2 热处理工艺的确定

图 2 为铸态合金的差热(DSC)曲线, 可以看出曲线在约为 1320°C 处发生突变, 出现热流急剧降低的特征, 表明合金在该温度区间发生固-液相变, 为吸热反应。将曲线沿切线方向引出延长线, 相交与一点, 该点对应的温度为 1325°C , 即为该合金的初熔温度。由此, 可以确定出该合金的固溶处理温度应在低于 1325°C 条件下进行。

为了考察固溶处理温度对合金蠕变性能的影响, 合金分别在 $1300, 1310, 1320^{\circ}\text{C}$ 保温 4h 进行固溶处

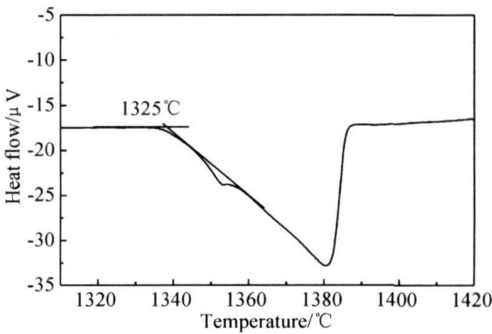


图 2 合金的差热曲线

Fig. 2 Differential thermal curve of the alloy

理,随后在 1080℃保温 4h 进行一次时效处理,为提高合金中 γ' 相立方度,在 870℃保温 24h 进行二次时效处理。由于合金中含有较多 W, Ta 等难熔元素,为减

小低熔点组元在枝晶处的偏析,避免发生初熔,合金在 1280℃保温 4h 进行均匀化扩散处理。合金采用的 3 种热处理制度列于表 1。

表 1 合金的热处理工艺
Table 1 Heat treatment techniques of the alloy

| | Homogeneous | Solution | First aging | Second aging |
|---|---------------|---------------|---------------|---------------|
| 1 | 1280℃/4h A. C | 1300℃/4h A. C | 1080℃/4h A. C | 870℃/24h A. C |
| 2 | 1280℃/4h A. C | 1310℃/4h A. C | 1080℃/4h A. C | 870℃/24h A. C |
| 3 | 1280℃/4h A. C | 1320℃/4h A. C | 1080℃/4h A. C | 870℃/24h A. C |

2.3 热处理对组织形貌及成分偏析的影响

合金经 1280℃保温 4h 均匀化处理,之后分别在 1300, 1310, 1320℃保温 4h 进行固溶处理,其中,合金经 1320℃×4h 固溶处理,可以使合金中的共晶组织和 γ' 相完全溶入 γ 基体中,同时促进元素的充分扩散,提高合金成分的均匀化程度,随后进行的快速空冷,使合金中过饱和元素 Al, Ta 等以 γ' 相的形式自 γ 基体中

析出,如图 3a 所示。此时,细小、弥散的立方 γ' 相约为 120~ 150nm,且均匀分布于合金的 γ 基体中;再经 1080℃×4 h 一次时效处理后,立方 γ' 相明显长大至约为 380~ 450nm,尺寸均匀且沿 $\langle 001 \rangle$ 方向规则排列,如图 3b 所示;合金经 870℃×24 h 二次时效处理后, γ' 相尺寸保持不变,但立方度增加,排列更加规则,如图 3c 所示。

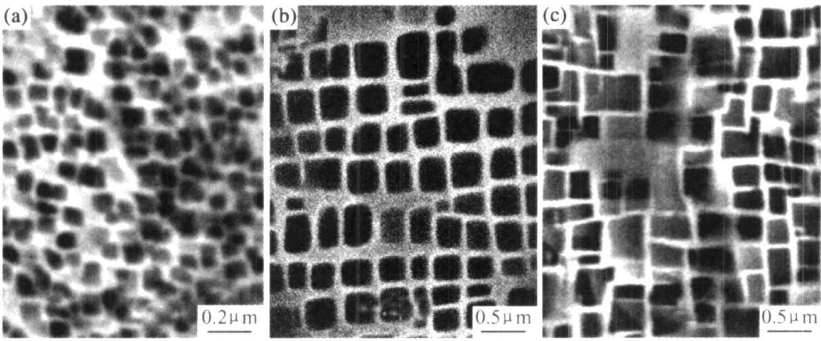


图3 合金经工艺 3 热处理不同阶段的组织形貌 (a) 1320℃固溶处理; (b) 一次时效处理; (c) 二次时效处理
Fig. 3 Microstructures after the alloy heat treated under different conditions
(a) solution treated at 1320℃; (b) first aging; (c) second aging

合金经工艺 1 和工艺 2 热处理期间,其 γ' 相的形貌和尺寸与图 3 相同,表明选用的 3 种不同热处理工艺可使合金中 γ' 相获得相同的尺寸和形貌。

由于合金中含有较高浓度的 Ta, W 等难溶元素,定向凝固期间在枝晶间、臂区域存在明显的成分偏析。不同状态合金及合金经不同工艺热处理后,采用 SEM/EDS 能谱成分分析,测定出枝晶间/臂处的元素浓度分布示于表 2。其中表 2 中的偏析系数采用下列公式计算:

偏析系数 = $\{(\text{枝晶间元素含量} - \text{枝晶臂元素含量}) / \text{枝晶臂元素含量}\} \times 100\%$

可以看出,元素 Cr, Co, Re 富集于枝晶干,元素 Al, Ta, W 等富集于枝晶间。

由表 2 中数据可以看出:铸态合金中各元素均有

较程度的偏析,元素 Cr, Co, Re 富集于枝晶干,元素 Al, Ta, W 等富集于枝晶间。其中元素 Re 是最强的负偏析元素,偏析系数达 52%,其次是 Cr 元素偏析系数达 30.8%;正偏析元素中元素 W 偏析系数达到 40%,Ta 元素次之为 22.5%。采用不同工艺进行热处理后,元素的均匀化程度有不同程度提高。其中采用 1300℃固溶温度,合金中元素 Re 的偏析系数由铸态的 52%降低到 21.4%,元素 W 的偏析系数由铸态的 40%降低到 15%;而采用 1320℃固溶温度,元素 Re 的偏析系数继续降低到 13.5%,仅为铸态合金的 1/4,而元素 W 的偏析系数降低到 9.74%。表明,采用高温固溶处理可有效降低合金中元素的偏析程度。

2.4 固溶温度对合金蠕变特征的影响

合金经 1300, 1310, 1320℃不同温度固溶处理,再

表 2 枝晶间/ 臂处的元素浓度分布

Table 2 Distribution of the elements in the interdendrite / dendrite of alloy with different regions

| States | Areas | Al | Ta | Cr | W | Co | Re |
|-------------|----------------------|------|-------|--------|------|--------|--------|
| As-cast | Dendrite | 4.30 | 6.50 | 5.86 | 4.00 | 5.40 | 1.90 |
| | Interdendrite | 4.60 | 8.07 | 4.06 | 5.60 | 4.65 | 1.25 |
| | Segre. Coeff. / (K%) | 7.00 | 22.5 | - 30.8 | 40.0 | - 17.0 | - 52.0 |
| Technique 1 | Dendrite | 4.32 | 6.45 | 5.78 | 3.34 | 3.72 | 2.22 |
| | Interdendrite | 4.62 | 7.10 | 5.62 | 3.84 | 3.27 | 1.83 |
| | Segre. Coeff. / (K%) | 4.70 | 10.00 | - 2.80 | 15.0 | - 12.0 | - 21.4 |
| Technique 3 | Dendrite | 4.28 | 5.93 | 5.99 | 3.90 | 6.23 | 2.02 |
| | Interdendrite | 4.38 | 6.23 | 5.86 | 4.28 | 6.19 | 1.78 |
| | Segre. Coeff. / (K%) | 2.30 | 5.10 | - 2.10 | 9.74 | - 0.64 | - 13.5 |

经 1080 ℃保温 4h 一次时效和 870 ℃保温 24h 二次时效后, 在 1072 ℃, 137MPa 条件下进行拉伸蠕变曲线的测定, 其结果如图 4 所示。

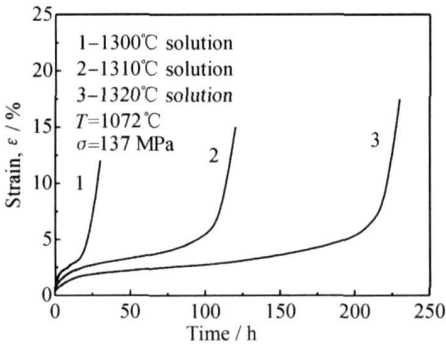


图 4 合金经不同条件热处理后的蠕变曲线
Fig. 4 After treated at different conditions, creep curves of the alloy under the applied stress of 137MPa at 1072℃

根据图 4 可以看出: 合金经不同工艺热处理后, 具有不同的蠕变寿命。经 1300 ℃固溶处理, 在实验条件下合金有较高的应变速率, 蠕变寿命仅为 37h; 经 1310 ℃固溶处理后, 应变速率明显降低, 蠕变寿命提高到 113h; 而经 1320 ℃固溶处理后, 合金有最好的蠕变性能, 应变速率进一步降低, 且有较长的稳态蠕变阶段, 蠕变寿命达 230h, 与其它两工艺处理相比, 蠕变寿命提高约 2 倍和 8 倍。另外, 在稳态蠕变期间, 合金的应变量也有明显差别。经 1320 ℃固溶处理合金, 经蠕变 100h 后, 应变量仅为 2%; 经 1310 ℃固溶处理合金, 蠕变 60h 后, 应变量为 4%; 而合金经 1300 ℃固溶处理, 蠕变 20h 的应变量已达 4%。比较可知, 选用的固溶处理温度对合金的蠕变寿命有非常明显的影响。合金经 1320 ℃高温固溶处理后, 具有更好的蠕变抗力。

合金经 1300、1310 ℃和 1320 ℃不同温度固溶处理, 之后进行两次时效处理后, 在 1072 ℃, 137MPa 条

件下蠕变断裂后, 近断口区域的组织形貌如图 5 所示, 拉伸试样观察点示于图 5a 中的 A 区域, 经 1300 ℃固溶处理合金蠕变断裂后的形貌示于图 5b, 可以看出: 合金中 γ' 相已经形成筏状结构, 筏状 γ' 相的厚度尺寸约为 0.5 μm , 且形成的筏状组织与施加应力轴方向约呈 45°角; 经 1310 ℃固溶处理合金拉伸蠕变断裂后的组织形貌示于图 5c, 合金中形成的筏状 γ' 相基本与施加应力轴方向垂直, 但在局部区域筏状 γ' 相与施加应力轴方向约为 80°, 如图 5c 中箭头所示。其中经 1300、1310 ℃固溶处理合金在蠕变期间均有 TCP 相析出(照片略去), 与图 5b 比较可知, 筏状 γ' 相厚度尺寸相近。合金经 1320 ℃固溶处理, 在相同条件下拉伸蠕变断裂后的形貌示于图 5d, 其形貌特征是形成的筏状 γ' 相明显与施加应力轴方向垂直, 且筏状 γ' 相明显粗化, 其厚度尺寸已粗化至约为 0.8 μm , 合金经 230h 蠕变断裂后未发现有 TCP 相析出。组织观察表明: 合金经不同温度固溶处理, 蠕变断裂后具有不同的组织形貌, 其中高温固溶处理合金中筏状 γ' 相明显粗化的原因是高温长时间应力时效所致。

经 1300、1310 ℃固溶处理合金, 在高温蠕变期间均有 TCP 相析出, 而 1320 ℃高温固溶处理合金, 经长时间高温蠕变断裂后未发现有 TCP 相析出, 表明: 合金经高温固溶处理, 可使元素充分扩散, 抑制 TCP 相的析出。

3 讨论

单晶镍基合金进行固溶处理的目的是最大限度地溶解因凝固过程中形成的低熔点共晶组织和不同区域的 γ' 相^[9-12], 使其合金元素得到充分的扩散。由于本实验选用合金中含有元素 Re 和 W, 当在 1300 ℃低温固溶处理时, 虽然合金中的 γ' 相能完全溶解, 但是难熔元素难以扩散均匀, 特别是元素 Re 和 W 具有较小

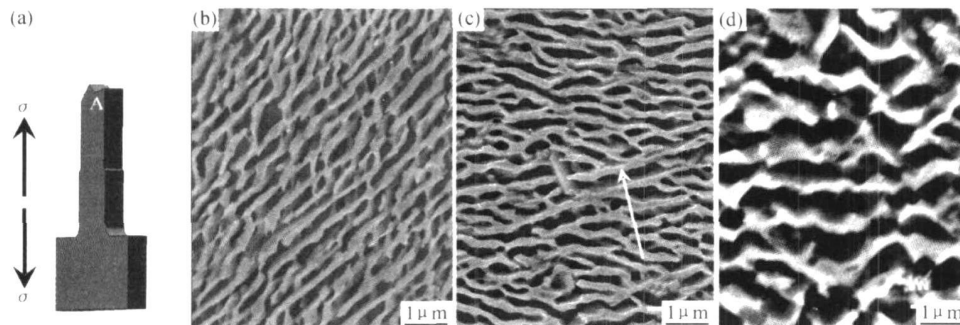


图 5 经不同温度固溶处理合金, 在 1072℃, 137MPa 条件下拉伸蠕变断裂后的组织形貌

(a) 试样; (b) 1300℃固溶; (c) 1310℃固溶; (d) 1320℃固溶

Fig. 5 After treated at different conditions, micrographs of the alloy crept up to fracture under the applied stress of 137MPa at 1072℃ (a) sample; (b) 1300℃ solution; (c) 1310℃ solution; (d) 1320℃ solution

的扩散系数, 其相对稳定的元素 Re, W 可阻碍其他元素的扩散^[13]。

当合金中存在难熔元素的不均匀分布时, 难熔元素偏聚于局部区域, 易于促进 TCP 相的析出。合金中一旦发生 TCP 相的析出, 则必然消耗周围区域的难熔元素, 使合金的固溶强化程度降低, 导致蠕变抗力降低^[14]。由于析出的 TCP 相可割裂合金中筏状 γ' 相组织, 削弱 γ' 相筏状组织对位错的阻碍作用。再则, TCP 相的析出, 可使运动位错受阻于 TCP 相的前沿, 易于形成位错塞集而引起应力集中, 最终形成微裂纹引起蠕变断裂。

当采用 1300℃低温固溶处理时, 合金中仍存在明显的枝晶偏析如表 2 所示, 这种元素分布的不均匀性, 可导致合金中不同区域析出的 γ' 相具有不同的强化程度^[15], 并引起合金在不同区域具有不同蠕变抗力, 这是致使合金蠕变性能明显下降的主要原因。因而, 在 1072℃, 137MPa 条件下, 该处理态合金的蠕变寿命仅为 37h。

元素 W, Re 可显著提高单晶合金的高温蠕变抗力已有文献报导^[8, 11], 但当元素 Re, W 分布不均匀时, 在元素 Re, W 的贫化区域, 固溶强化效果较差, 导致合金具有较低的蠕变抗力; 在元素 Re, W 的富集区域, 易于析出 TCP 相, 一旦合金中有 TCP 相析出, 则消耗了 TCP 相附近区域的难熔元素, 使该区域的强度降低, 同样可降低合金的蠕变抗力。

同一合金经不同温度固溶处理后, 其蠕变性能存在较大差异的原因正是因为元素 Re, W 在不同区域存在较大的成分偏析所致。

采用 1320℃高温固溶处理后, 合金中元素 W, Re 得到充分的扩散, 使合金中成分均匀, 并抑制了 TCP 相的析出, 因而合金具有较高的蠕变抗力。在外加拉伸应力蠕变期间, 立方 γ' 相转变成与应力轴垂直的 N-

型筏状结构(如图 5d 所示), 可有效阻碍位错运动, 提高合金的蠕变抗力, 在 1072℃, 137MPa 条件下, 可延长合金的蠕变寿命达 230h。当采用 1300℃较低温度固溶处理时, 难熔元素得不到充分的扩散, 尽管在拉伸蠕变期间, 立方 γ' 相也转变成与应力轴垂直的 N-型筏状结构, 但由于合金具有较低的蠕变抗力, 随蠕变进行, 筏状 γ' 相逐渐倾转形成与应力轴方向呈 45°角的筏状组织如图 5b 所示, 该筏状结构中强度较弱的 γ 基体通道也与应力轴方向呈 45°角, 承受载荷的最大剪切应力, 因此可导致合金蠕变断裂沿 45°角的基体通道进行。以上分析与实验结果相一致。

4 结论

(1) 确定出合金的最佳热处理制度为: 1280℃/4h. A. C + 1320℃/4h. A. C + 1080℃/4h. A. C + 870℃/24h. A. C; 合金经固溶处理后, 细小均匀的 γ' 相自基体中析出, 经二次时效后, 高立方度的 γ' 相沿 $\langle 001 \rangle$ 取向规则排列。

(2) 铸态合金中元素存在明显的枝晶偏析, 元素 Cr, Co, Re 富集于枝晶干, 元素 Al, Ta, W 等富集于枝晶间, 经 1320℃高温固溶处理可明显降低元素在合金中的偏析程度。

(3) 经不同温度固溶处理, 合金具有不同的蠕变寿命, 其中高温固溶处理, 可提高合金成分的均匀化程度, 抑制 TCP 相的析出, 使合金在 1072℃, 137MPa 条件下的蠕变寿命达到 230h。

参考文献

- [1] 黄乾尧, 李汉康. 高温合金[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1989. 80 - 82.
- [2] 王春涛. 单晶镍基合金的组织结构、蠕变行为及高温氧化特征

- [D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2006. 16– 17.
- [3] 水丽. 晶体取向及结构对 SRR99 镍基单晶合金蠕变行为的影响 [D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2006. 32– 36.
- [4] 李爱兰, 汤鑫. 热处理工艺对 K4169 合金微观组织的影响 [J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 311– 312.
- [5] 骆宇时. 铼 (Re) 对单晶高温合金铸态组织的影响 [A]. 中国材料研究学会. 2004 年材料科学与工程新进展论文集 [C]. 北京: 冶金工业出版社, 2004. 719– 725.
- [6] 李金国, 于金江, 赵乃仁, 等. 一种镍基单晶高温合金的显微偏析行为 [J]. 钢铁研究学报, 2003, 7: 260– 263.
- [7] REN YINGLEIL, JIN TAO, GUAN HENGRONG, et al. Heat treatment on the evolution of cc morphology of a single crystal nickel base superalloy [J]. Materials for Mechanical Engineerin, 2001, 4: 7– 10.
- [8] FOSTER S M, NIELASEN T A, NAGY P. Enhanced rupture properties in advanced single crystal superalloys [A]. Superalloys 1988 [C]. Pennsylvania: Warrendale, 1988. 245– 254.
- [9] MA WENYOU, LI SHUSU O, QIAO MIN, et al. Effect of heat treatment on microstructure and stress rupture life of Ni-base single crystal superalloy [J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16: 937– 944.
- [10] KOBAYASH TOSHIHARU, HARADA HIROSHI, ZHAN JIANXIN. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a 1st generation single crystal superalloy [J]. Journal of the Japan Institute of Metals, 2006, 7: 47– 50.
- [11] RÜSING J, WANDERKA N. Rhenium distribution in themat

rix and near the particle matrix interface in a model Ni-Al-Ta-Re superalloy [J]. Scr Mater, 2002, 46: 235– 242.

- [12] YUN H M. Effect of composition and microstructure on the creep and stress-rupture behavior of tungsten alloy wires at 1366–1500 K [J]. Materials Science & Engineering, 1993, A165: 65– 74.
- [13] KEARSEY R M, BEDDOES J C, JAANSALU K M, et al. The effects of Re, W and Ru on microsegregation behaviour in single crystal superalloy systems [A]. SUPERALLOYS 2004 – Proceedings of the Tenth International Symposium on Superalloys [C]. United States: Metals and Materials Society, 2004. 801– 810.
- [14] LI JIARONG, TANG DINGZHONG, LIU SHIZHONG, et al. Effects of rhenium of creep rupture life of a single crystal superalloy [J]. Journal of Materials Engineering, 1999, (2): 3– 7.
- [15] LI JIARONG, TANG DINGZHONG, LAO RILING, et al. Effects of rhenium on creep rupture life of a single crystal superalloys [J]. Journal of Materials Science and Technology, 1999, 15(1): 53– 57.

基金项目: 国家自然科学基金 (50571070)

收稿日期: 2007-09-04; 修订日期: 2008-01-06

作者简介: 王明昱 (1975—), 男, 讲师, 博士研究生, 研究方向为材料加工工程, 联系地址: 长春工业大学材料学院办公室 (130012), E-mail: eming7645@sina.com

(上接第 55 页)

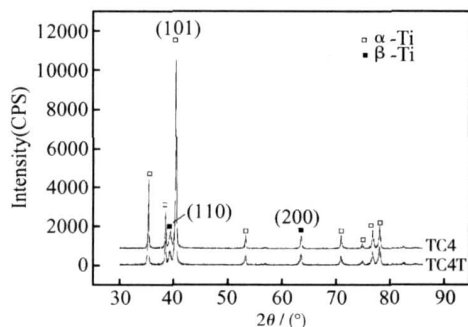


图 4 TC4 原始状态和低温处理状态的 XRD 曲线

Fig 4 XRD of TC4 titanium alloy before and after low temperature treatment

3 结论

(1) TC4 钛合金在 243K 的拉伸强度和屈服强度高于室温时的值, 但延伸率有一定程度的下降。

(2) 243K 低温下, α 固溶体取向性变差是 TC4 钛合金低温拉伸强度和屈服强度提高的原因。

参考文献

- [1] 杨健. 钛合金在飞机上的应用 [J]. 航空制造技术, 2006, (11): 41– 43.
- [2] 赵永庆. 钛合金 TC4 的研究开发与应用 [J]. 钛工业进展, 2003, 20(4– 5): 35– 40.
- [3] 刘莹, 曲周德, 王本贤. 钛合金 TC4 的研究开发与应用 [J]. 兵器材料科学与工程, 2005, 28(1): 37– 50.
- [4] 刘春立, 何涛, 富大欣. 航天结构材料低温力学性能测试技术 [J]. 低温工程, 1999, (3): 17– 23.
- [5] 陈鼎, 黄培云. 钛和钛合金在低温下的力学性能 [J]. 矿冶工程, 2002, 22(3): 111– 114.
- [6] 高禹, 何世禹, 杨德庄, 等. 低温对时效态 TC4 合金拉伸性能的影响 [J]. 材料科学与工艺, 2002, 10(4): 352– 356.
- [7] 周伟, 曲恒磊, 赵永庆, 等. 热处理对 TC4 合金组织与性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2005, (8): 26– 27.

收稿日期: 2008-04-15; 修订日期: 2008-09-20

作者简介: 王琦 (1964—), 女, 副研究员, 从事合金显微组织与性能研究, 联系地址: 西安市西北工业大学物资楼二楼 736 信箱 (710072), E-mail: wangqi64@gmail.com