

相图计算辅助新型 Co 基变形高温合金的成分设计

吴 刚^{1,2,3}, 王 涛⁴, 沈剑韵^{1,2,3}, 魏 杰^{1,2,3}, 吴 波⁵, 黄永章^{1,2,3}, 袁学韬^{1,2,3}

(1. 有研科技集团有限公司 生物冶金国家工程实验室, 北京 101407)

(2. 有研资源环境技术研究院(北京)有限公司, 北京 101407)

(3. 北京有色金属研究总院, 北京 100088)

(4. 中国航发北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

(5. 福州大学 材料科学与工程学院, 福建 福州 350108)

摘 要: 为了确定 Co-Al-W-Ni-Ta-Ti 体系新型 γ' 强化的 Co-Al-W 基变形高温合金的成分及相应的热处理工艺, 利用 Pandat 计算软件及钴基高温合金热力学数据库, 计算了合金元素对平衡相析出行为的影响。计算表明: W、Ni、Ta 及 Ti 均能提高 γ' 的稳定性, W、Ta 会增加有害相 χ -D0₁₉ 的析出倾向, Ti 和 Ni 能分别抑制有害相 χ -D0₁₉ 和 B2 相的析出, 将合金成分定为 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti (at%)。计算了此合金的相转变规律, 结果表明: 合金的平衡析出相为 γ 、 γ' 、 χ -D0₁₉ 和 Co₇Ta₂, 开始析出温度分别为 1355, 1169, 700 和 288 °C。制定了合金的热处理制度: 1250 °C/12 h 均匀化, 1150 °C/6 h 固溶处理, 900 °C/4 h+750 °C/16 h 两步时效处理。采用真空感应熔炼制备了合金样品, 经上述热处理后, DSC 分析结果与计算的相转变规律一致, SEM 及 XRD 结果表明, 合金中的平衡相为典型的 γ + γ' 两相组织。

关键词: Co-Al-W 基变形高温合金; 相图计算 (CALPHAD); 成分设计

中图分类号: TG146.1⁺6; TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0235-07

涡轮盘是航空发动机的关键热端部件, 其工作温度随发动机效率的提高而同步提升^[1]。镍基高温合金由于具有在 γ 基体上共格析出的 L1₂ 结构的有序相 γ' -Ni₃(Al, Ti)而具有良好的综合性能, 但受其高温稳定性限制, 涡轮盘等关键转动件用变形高温合金很难突破 800 °C^[2]。

新型 γ' -Co₃(Al, W)强化的 Co-Al-W 基高温合金相比于镍基合金, 固液相区间狭窄, 凝固偏析倾向较小^[3-7], 固相线温度较高, 热加工窗口较大^[3,4], 是潜在的铸锻型变形高温合金。

Co-Al-W 简单体系中 γ' 在高温下的稳定性尚存在争议^[8-12], 报道的 γ' 固溶温度 ($T_{\gamma'}$) 较低^[4,5], Ni、Ta、Ti 等元素能显著提高此合金的 γ' 固溶温度, 增强 γ' 的稳定性, 进而提高合金的高温适用性^[12-18]。但多组元钴基合金存在以下问题: 第 1, Ta、Ti 等降低了合金的固相线温度 (T_s), 导致热加工区间 ($T_{\gamma'} \sim T_s$) 变窄, 热加工性能降低^[4,18]; 第 2, W 含量较多, 导致合金比重偏大; 第 3, W、Ta、Ti 等元素搭配不合理会增加有害相的析出倾向^[14,17-19]。降低合金比重, 保证 γ + γ' 两相组织, 增加 γ' 的固溶温度, 同时保证足够的热加工区间, 避免 χ -D0₁₉ 及 B2 等有害相的出现, 保障热

加工性能和高温强度的平衡是 Co-Al-W 基变形高温合金的重要课题。

通过文献调研^[4,6,12-14,17-18,20-27], 初步确定了低 W 高 Ta、Ti 合金的成分范围 Co-9Al-(3~5)W-(15~30)Ni-(2~3)-Ta-(3~5)Ti (at%) 及合金的典型成分 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti (at%), 拟对此合金成分做进一步优化。

采用相图计算技术, 计算合金元素对析出相的种类、含量及析出温度的影响, 来优化合金成分并制定相应的热处理工艺, 并对合金的平衡组织及相转变规律进行实验验证。

相图计算技术 (CALPHAD) 是通过建立合金体系中各相的热力学模型, 通过热力学第二定律计算出可靠的高组元平衡相图。本工作采用 PandatTM2018 及相应的 Co 基高温合金热力学数据库 PanCobalt 对合金开展热力学计算研究。

1 计算方法与实验

拟优化的低 W、高 Ta、Ti 合金体系的成分范围为 Al: 9; W: 3~5; Ni: 15~30; Ta: 2~3; Ti: 3~5; Co 为余量 (at%)。计算途径是选择一种成分和温度参数作为输入条件, 在此成分范围内依次改变某元素

含量, 得到平衡析出相变化规律, 来优化合金成分, 制定相应的热处理工艺, 计算过程中其它元素的含量取合金的典型成分值。

采用真空感应熔炼对优化后的合金 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti (at%) 进行制备, 根据相转变规律计算结果, 对试样进行以下热处理: 1250 °C/10 h 均匀化处理, 空冷; 1150 °C/6 h 固溶处理, 空冷; 900 °C/6 h+750 °C/16 h 两级时效处理, 空冷。

采用 NETZSCH STA 449 C 型差示扫描量热仪 DSC 对最终热处理后的试样进行相变规律分析 (升温区间为 600~1380 °C, 升温速率 5 K/min, 氩气流速 15 mL/min); 采用 XRD 对试样的物相组成进行分析。采用场发射扫描电镜 JSM-7900F 对试样进行组织观察。

2 结果与讨论

2.1 合金元素对主要析出相的影响及成分设计

2.1.1 W 和 Ti

根据文献报道^[4,12], W 为强化相 γ' 的主要形成元素, 能显著增加其溶解温度及含量, W 达到 7at%~9at% 时, γ' 的含量一般能达到 70% 以上, 但是 W 导致合金

比重大, 同时会增加有害相 χ -D0₁₉ 的析出风险。本工作将其控制在 3at%~5at% 以内, 用 Ti 部分替代 W, 以降低合金比重, 并保持 γ' 相的溶解温度及含量。

图 1 为 2 种不同 W 含量合金 Co-9Al-xW-30Ni-2Ta-3.5Ti ($x=3, 5$) 平衡相析出行为和熔点 (初熔温度 T_s , 终熔温度 T_f) 的计算结果。可以看出, 在 600~1200 °C 内, 合金主要相组成为 γ 、 γ' 和 χ -D0₁₉。图 1b 为 W 对 γ' 析出行为的影响, 结果表明, W 由 3 at% 增加至 5at% 时, γ' 的溶解温度由 1169 °C 升高至 1211 °C, 850 °C 时 γ' 的析出量由 56% 升高至 74%, 表明 W 能提高 γ' 的高温稳定性, 这与文献报道一致^[4,12]。图 1c 为 W 对有害相 χ -D0₁₉ 析出行为的影响, 结果表明 W 由 3at% 增加至 5at% 时, χ -D0₁₉ 的析出温度由 700 °C 升高至 775 °C, 表明 W 会促使 χ -D0₁₉ 的析出。在新型涡轮盘希望的使用温度 800 °C 以上时, 3W 和 5W 合金均不会出现 χ -D0₁₉ 相, 但是 5W 合金中 χ -D0₁₉ 的析出温度达到 775 °C, 这会使 800 °C 以上使用的涡轮盘存在隐患。图 1d 为 W 对合金熔点的影响, 结果表明 W 由 3at% 增加至 5at% 时, 合金的熔点没有发生明显变化, 表明在低 W 体系合金中, W 对合金的熔点影响较小。因此本工作将 W 含量定为 3at%。

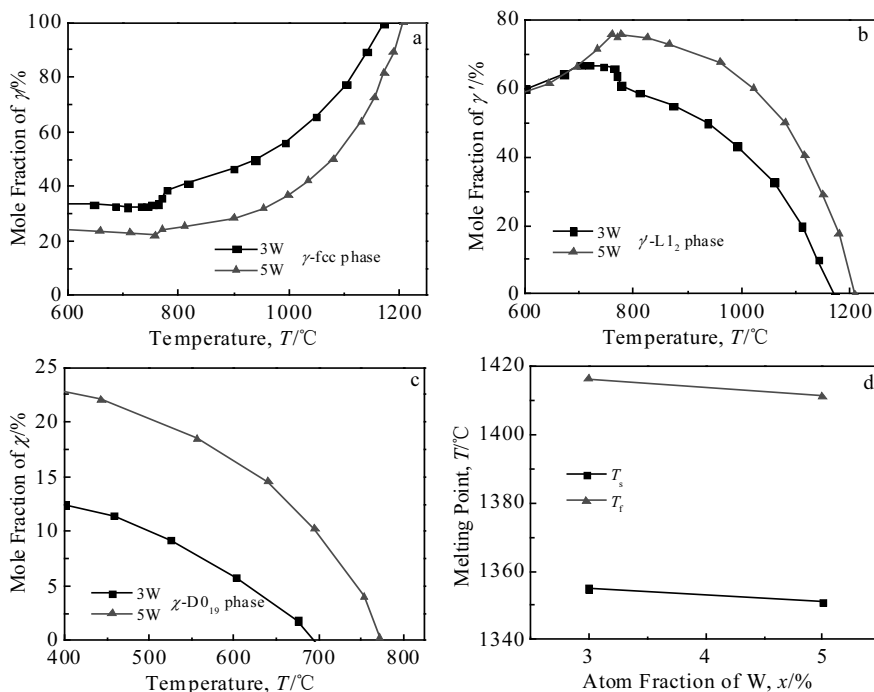


图 1 Co-9Al-xW-30Ni-2Ta-3.5Ti ($x=3, 5$) 合金平衡相随温度的变化关系及合金熔点

Fig.1 Relationship between equilibrium precipitation phase content and temperature and its melting point for Co-9Al-xW-30Ni-2Ta-3.5Ti ($x=3, 5$) alloys: (a) γ -fcc phase, (b) γ' -L1₂ phase, (c) χ -D0₁₉ phase, and (d) melting point

图 2 表示了 3 种不同 Ti 含量合金 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta- x Ti ($x=3, 3.5, 4.5$) 平衡相析出行为和熔点的计算结果, 可以看出在 600~1200 °C 内, 主要平衡相仍为 γ 、 γ' 和 χ -D0₁₉, 图 2b 为 Ti 对 γ' 析出行为的影响, 可以看出, Ti 由 3at% 增至 4.5at% 时, γ' 的溶解温度由 1145 °C 增加至 1215 °C, 与 5W 合金相近, 850 °C 时 γ' 的含量由 52% 增加至 56%, 这说明 Ti 在降低合金比重的同时, 可以弥补 W 下降带来的 γ' 稳定性降低的不足。图 2c 为 Ti 对 χ -D0₁₉ 析出行为的影响, 结果表明, Ti 由 3at% 增至 4.5at% 时, 有害相 χ -D0₁₉ 的析出温度由 708 °C 降至 680 °C, 在 600~700 °C 内的析出量也有小幅度回落, 表明 Ti 有利于抑制 χ -D0₁₉ 的析出。图 2d 为 Ti 含量对合金熔点的影响, 结果表明, 初熔温度和终熔温度随 Ti 的升高均会下降, 初熔温度下降更为显著, 由于 4.5Ti 合金中 γ' 的溶解温度较高, 会使合金的热加工窗口 ($T_\gamma \sim T_s$) 变窄。因此本工作将 Ti 含量定为 3.5at%。

2.1.2 Ni 和 Ta

有报道表明, Ta 能显著提高 γ' 的溶解温度及含量, 但其含量过高会增加有害相 χ -D0₁₉ 的析出倾向^[18], 相比于其它多组元合金, 这里确定的 Ta 成分范围较高。Ni 能显著拓宽 $\gamma+\gamma'$ 相区, 增强组织的稳定性^[13]。

图 3 为 2 种不同 Ni 含量合金 Co-9Al-3W- x Ni-2Ta-3.5Ti ($x=15, 30$) 的平衡相析出行为和熔点的计算结

果。可以看出在 600~1200 °C 范围内, 15Ni 合金的主要相组成为 γ 、 γ' 、B2 和 χ -D0₁₉。图 3b 为 2 种合金 γ' 的析出行为, 结果表明, Ni 由 15at% 增至 30at% 时, γ' 溶解温度由 1107 °C 增至 1169 °C, Ni 对 850 °C 下 γ' 析出量没有明显影响, 850 °C 以上时 γ' 相析出量稍有上升, 表明 Ni 能增加 γ' 的稳定性。图 3c 为 2 种合金二次相含量随温度变化情况, 结果表明, 15Ni 合金中出现 B2 和 χ -D0₁₉ 2 种有害相, B2 的析出温度高达 722 °C, 30Ni 合金中的脆性相 B2 消失, 这说明 Ni 能抑制 B2 的析出倾向, 提高合金的组织稳定性。图 3d 为 Ni 对合金熔点的影响, 结果表明, 随着 Ni 的增加, 合金的终熔温度 T_f 没有显著变化, 初熔温度 T_s 稍有回升, 这有利于合金的热加工性能, 因此本工作将 Ni 含量定为 30at%。

图 4 为 3 种不同 Ta 含量合金 Co-9Al-3W-30Ni- x Ta-3.5Ti ($x=2, 2.5, 3$) 的平衡相析出行为和熔点的计算结果, 可以看出, 在 600~1200 °C 内, 合金主要相组成为 γ 、 γ' 和 χ -D0₁₉, 图 4b 和图 4c 分别为 3 种合金的 γ' 和 χ -D0₁₉ 的析出量随温度的变化关系, 结果表明, 随着 Ta 的增加, γ' 的溶解温度及析出量稍有增加, 有害相 χ -D0₁₉ 的析出温度及含量略有上升, 这说明 Ta 含量为 2at%~3at% 时, 对此系列合金的组织稳定性影响不大。图 4d 为 3 种合金熔点的计算结果, 结果表明, 随

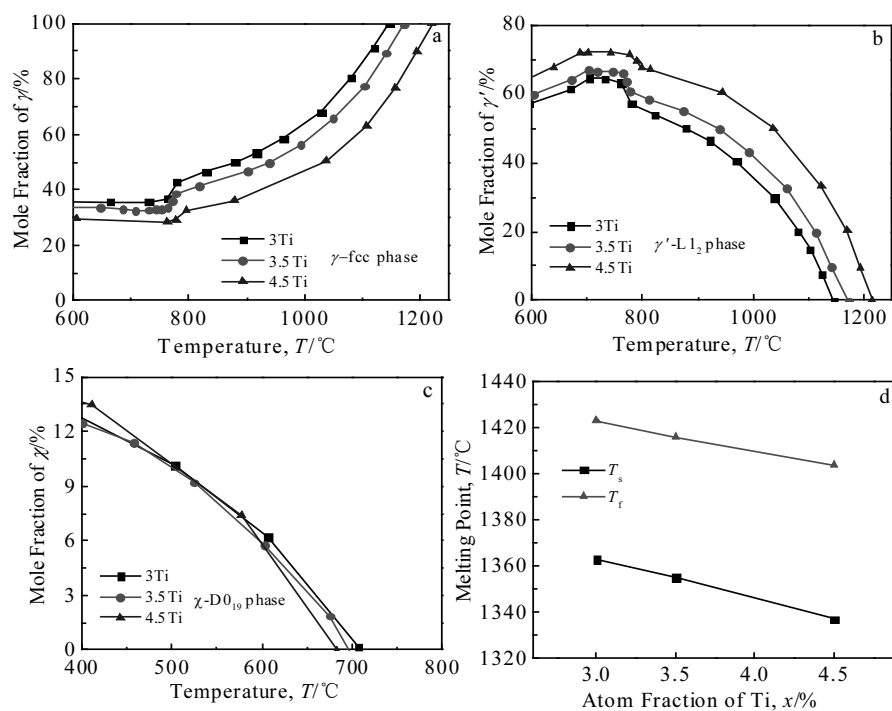


图 2 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta- x Ti ($x=3, 3.5, 4.5$) 合金平衡相随温度的变化关系及合金熔点

Fig.2 Relationship between equilibrium precipitation phase content and temperature and its melting point for Co-9Al-3W-30Ni-2Ta- x Ti ($x=3, 3.5, 4.5$) alloys: (a) γ -fcc phase, (b) γ' -L1₂ phase, (c) χ -D0₁₉ phase, and (d) melting point

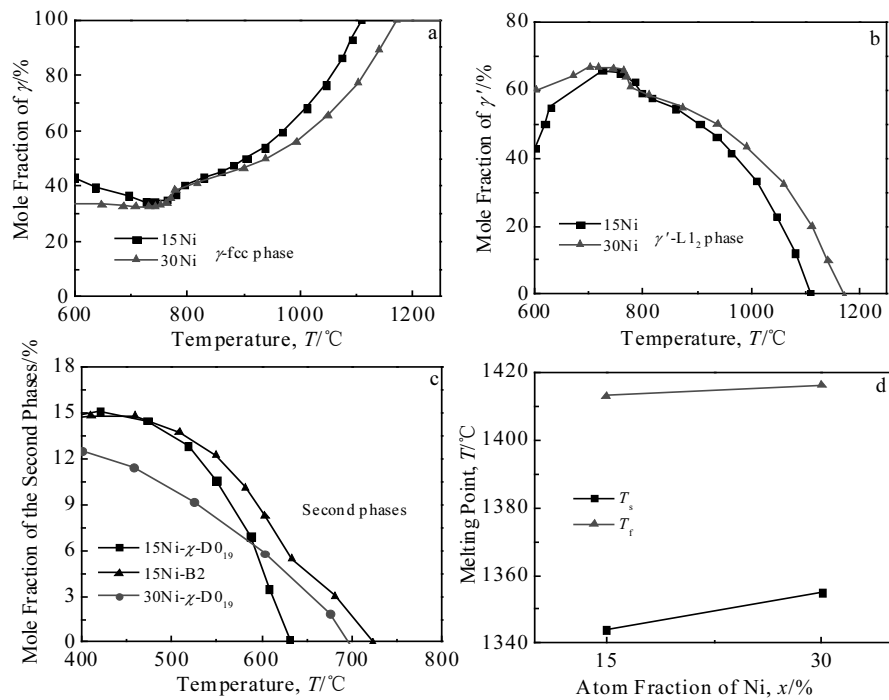


图3 Co-9Al-3W-xNi-2Ta-3.5Ti ($x=15, 30$)合金平衡相随温度的变化关系及合金熔点

Fig.3 Relationship between equilibrium precipitation phase content and temperature and its melting point for Co-9Al-3W-xNi-2Ta-3.5Ti ($x=15, 30$) alloys: (a) γ -fcc phase, (b) γ' -L 1_2 phase, (c) the second phase, and (d) melting point

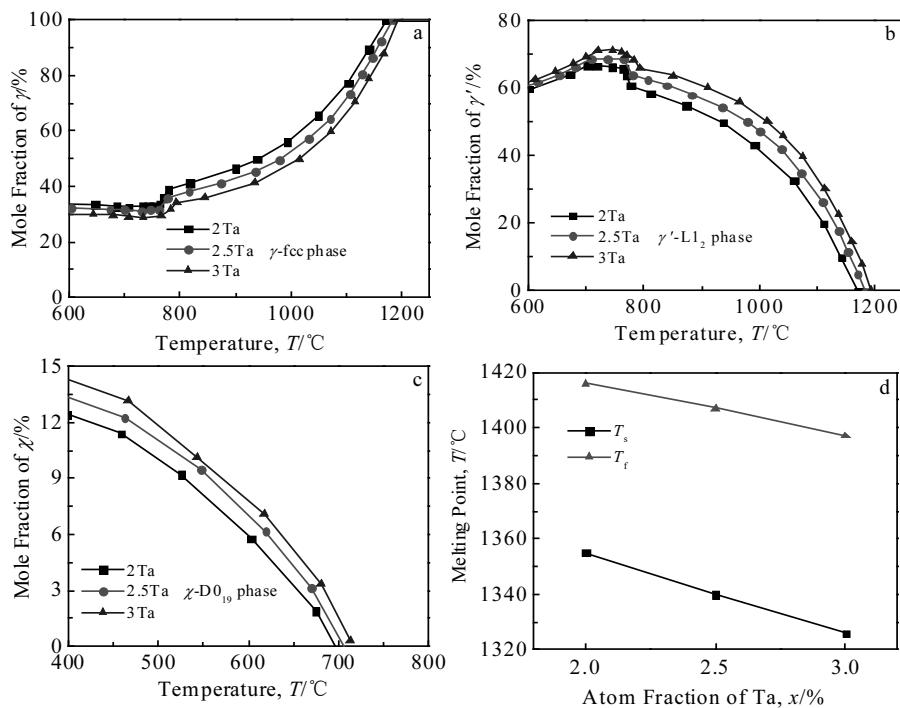


图4 Co-9Al-3W-30Ni-xTa-3.5Ti ($x=2, 2.5, 3$)合金平衡相随温度的变化关系及合金熔点

Fig.4 Relationship between equilibrium precipitation phase content and temperature and its melting point for Co-9Al-3W-30Ni-xTa-3.5Ti ($x=2, 2.5, 3$) alloys: (a) γ -fcc phase, (b) γ' -L 1_2 phase, (c) χ -D0 $_{19}$ phase, and (d) melting point

着 Ta 增加, 合金的初熔温度和终熔温度均会下降, 尤其是初熔温度 T_s , 这不利于合金的热加工性能。此外, Ta 会增加合金的比重, 因此本工作将 Ta 定为 2at%。

通过计算不同 W、Ti、Ni 和 Ta 含量合金的平衡相析出行为及合金的熔点, 分别将 W、Ti、Ni 和 Ta 含量定为 3at%、3.5at%、30at% 和 2at%, 优化后的合金成分为 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti (at%)。

2.2 合金的相转变规律及热处理工艺

图 5 为优化后合金 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti (at%) 的相转变规律。结果表明, 合金中可能存在液相 L、析出相 γ 、 γ' 、 χ -D0₁₉ 及 Co₇Ta₂, 通过成分优化, 消除了 B2 相。合金的初熔温度和终熔温度分别为 1355 和 1416 °C, 凝固区间为 61 °C。强化相 γ' 开始析出温度达到 1169 °C。二次相 χ -D0₁₉ 及 Co₇Ta₂ 的析出温度分别为 700 和 288 °C。

铸造高温合金在开坯锻造前需长时间均匀化来消除成分偏析, 图 5 表明 1169~1355 °C 之间为完全的 γ 单相区, 因此选择在 1250 °C 均匀化处理 8 h, 空冷。

固溶处理可以控制析出相的种类、含量、分布及晶粒尺寸等。研究表明, 少量的一次 γ' 相可以钉扎晶界, 细化晶粒^[1], 由图 5 可以看出, 1150 °C 时, γ' 相的析出量为 15% 左右, 因此选择在 1150 °C 下固溶 6 h, 空冷。

时效处理的目的是使合金在使用温度区间内, 保证完全的 $\gamma+\gamma'$ 两相组织, 避免出现 χ -D0₁₉ 及 Co₇Ta₂ 等有害相, 计算结果表明, $\gamma+\gamma'$ 两相区间为 700~1169 °C, 750 °C 下 γ' 析出量达到 66%, 强化效果良好。因此选择在 900 °C 下进行一级时效处理 6 h, 空冷, 在 750 °C 下进行二级时效处理 16 h, 空冷。

2.3 合金的组织分析

为了验证所计算合金的相转变规律, 对最终热处理后的试样进行了 DSC 测试, 图 6 为合金的 DSC 升温曲线

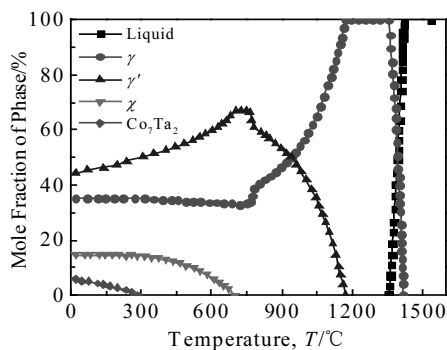


图 5 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti 合金的相转变规律

Fig.5 Phase transformation law of Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti alloy

温曲线, 图 7 为合金的焓值随温度变化的计算结果, 可以表示相转变时热效应的大小。

图 6 的 DSC 结果表明, 合金在 600~1400 °C 之间有 3 个明显的吸热峰, 峰值温度分别为 788、1157 和 1358 °C。峰 1 的温度范围为 759~804 °C, 图 5 计算结果表明, 此温度区间有大量的 γ' 相析出, γ' 析出量达到 59%~66%, 热效应较大。图 7 计算结果显示, 在 784 °C 有一个较为明显的焓值变化, 对应 γ' 大量溶解的温度。峰 2 的温度范围为 1136~1162 °C, 热效应较小, 图 5 的计算结果表明此温度区间接近 γ' 的溶解温度, 1162 °C 时 γ' 的析出量为 2.8%, 图 7 表明在 1169 °C 有一个较小的焓值变化, 热效应较小, 因此峰 2 为 γ' 溶解的吸热峰。峰 3 的起始点和峰值分别为 1343 和 1358 °C, 热效应较大, 由图 5 计算结果可知, 此温度接近合金的初熔温度 1355 °C 和终熔温度 1416 °C, 图 7 的计算结果表明, 合金在 1355 和 1416 °C 有明显的焓值变化, 热效应较大, 因此峰 3 为合金的熔融相变峰, 由于 DSC 设备的限制, 测试的最高温度为 1400 °C, 因此没有测出合金的终熔温度; DSC 结果中没有出现 χ -D0₁₉ 的吸热峰, 可能是 χ -D0₁₉ 的析出量较少, 在 600 °C 时仅有 6%, 热效应不明显。综上所述, 热力学计算结果能够很好地解释 DSC 的实验结果, 验证了热力学计算结果的可靠性。

图 8 为最终热处理态合金的 XRD 图谱。可以看出, 在 2θ 为 41°~45°、49°~52°、75°~77° 和 90°~92° 处均出现明显的叠加峰, 分析发现对应的析出相为 γ 和 γ' , 由于 γ 和 γ' 的点阵常数相近且处于共格关系, 所以它们的峰发生了叠加, 在 4 个叠加峰中, γ' 的特征峰稍向左偏移, 这与 γ 和 γ' 的标准卡片一致。此外, 在 2θ 为 35° 和 57° 处均发现了 γ' 的特征峰, 没有发现其它二次相的析出峰, 因此合金的相组成为 $\gamma+\gamma'$ 。

合金经最终热处理后的组织如图 9 所示。可以看出, 经过热处理后大量立方状的强化相 γ' 均匀分布在

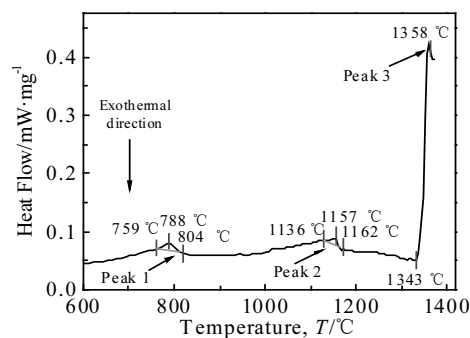


图 6 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti 合金的 DSC 升温曲线

Fig.6 DSC heating curves of Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti alloy

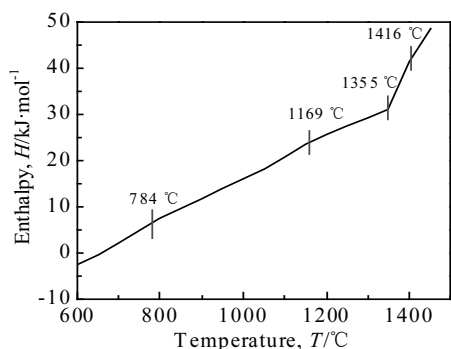


图 7 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti 合金焓与温度关系

Fig.7 Relationship between enthalpy and temperature of Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti alloy

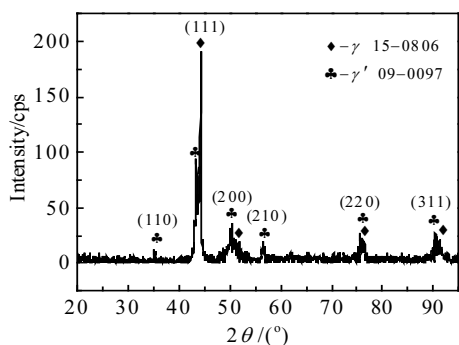


图 8 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti 合金最终热处理态的 XRD 图谱

Fig.8 XRD pattern of Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti alloy after final heat treatment

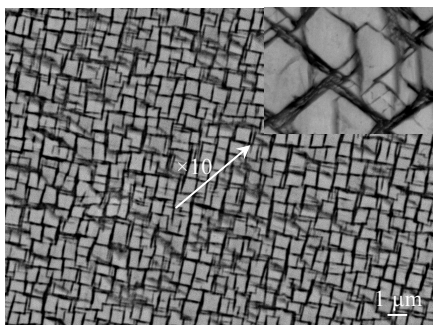


图 9 典型 $\gamma+\gamma'$ 两相的显微组织

Fig.9 SEM image of microstructure of typical $\gamma+\gamma'$ phases

γ 基体上, 没有观察到其它二次相, 这可能是因为热力学计算结果为平衡相, 在长时间使用过程中 χ -D0₁₉ 可能会逐渐析出。

3 结 论

1) 热力学计算结果表明, W、Ti、Ni 和 Ta 均能提高 γ' 的稳定性, W 和 Ta 会增加有害相 χ -D0₁₉ 的析出倾向, Ti 能抑制 χ -D0₁₉ 的析出, 且具有明显的减重作用, Ni 能抑制脆性相 B2 的析出, 优化后的合金为 Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti。

2) Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti 合金的相转变规律表明, 合金初熔和终熔温度分别为 1355 和 1416 °C, γ' 在 1169 °C 开始析出, χ -D0₁₉ 及 Co₇Ta₂ 相在 700 °C 以下析出。制定了以下热处理制度: 1250 °C/10 h 均匀化处理; 1150 °C/6 h 固溶处理; 900 °C/6 h+750 °C/16 h 两级时效处理。

3) 最终热处理后, 差热分析结果与计算的相转变规律一致。组织观察表明大量立方状的 γ' 相均匀分布在 γ 基体上, 没有发现其它二次相。

参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloy, Vol.3*(高温合金材料学, 下册)[M]. Beijing: Science Press, 2010: 650
- [2] Du Jinhui(杜金辉), Zhao Guangpu(赵光普), Deng Qun(邓群) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(3): 27
- [3] Pollock T M, Dibbern J, Tsunekane M et al. *JOM*[J], 2010, 62(1): 58
- [4] Bauer A, Neumeier S, Pyczak F et al. *Scripta Materialia*[J], 2010, 63(12): 1197
- [5] Bauer A, Neumeier S, Pyczak F et al. *Superalloys*[J], 2012, 12: 695
- [6] Neumeier S, Freund L P, Göken M. *Scripta Materialia*[J], 2015, 109: 104
- [7] Mcdevitt E T, Guédou J Y, Choné J. *MATEC Web of Conferences*[J], 2014, 14: 02 001
- [8] Tsukamoto Y, Kobayashi S, Takasugi T. *Materials Science Forum*[J], 2010, 654: 448
- [9] Lass E A, Williams M E, Campbell C E et al. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*[J], 2014, 35(6): 712
- [10] Lass E A, Grist R D, Williams M E. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*[J], 2016, 37(4): 387
- [11] Li Y, Pyczak F, Oehring M et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 729: 266
- [12] Yan H Y, Vorontsov V A, Dye D. *Intermetallics*[J], 2014, 48: 44
- [13] Shinagawa K, Omori T, Sato J et al. *Materials Transactions*

- [J], 2008, 49(6): 1474
- [14] Kobayashi S, Tsukamoto Y, Takasugi T. *Intermetallics*[J], 2011, 19(12): 1908
- [15] Povstugar I, Choi P P, Neumeier S *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 78: 78
- [16] Ooshima M, Tanaka K, Okamoto N L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 508(1): 72
- [17] Xue F, Zhou H J, Feng Q. *JOM*[J], 2014, 66(12): 2486
- [18] Epishin A, Petrushin N, Nolze G *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(9): 4042
- [19] Wang L, Oehring M, Lorenz U *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 154: 176
- [20] Freund L P, Giese S, Schwimmer D *et al. Journal of Materials Research*[J], 2017, 32(24): 4475
- [21] Zhang Y, Fu H, Zhou X *et al. Intermetallics*[J], 2019, 112: 106543
- [22] Sani S A, Arabi H, Ebrahimi G R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 764: 138 165
- [23] Xu Min(徐 敏), Yang Wuqiang(杨武强), Zhang Bin(张 斌) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(11): 2925
- [24] Bi Zhongnan(毕中南), Qu Jinglong(曲敬龙), Du Jinhui(杜金辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 919
- [25] Yu Qiuying(于秋颖), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(5): 857
- [26] Bocchini P J, Sudbrack C K, Sauza D J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 700: 481
- [27] Bocchini P J, Sudbrack C K, Noebe R D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 705: 122

Composition Design for Novel Co-Al-W-Based Wrought Superalloy Aided by CALPHAD Approach

Wu Gang^{1,2,3}, Wang Tao⁴, Shen Jianyun^{1,2,3}, Wei Jie^{1,2,3}, Wu Bo⁵, Huang Yongzhang^{1,2,3}, Yuan Xuetao^{1,2,3}

(1. National Engineering Laboratory of Biohydrometallurgy, GRINM Engineering Institute Co., Ltd, Beijing 101407, China)

(2. China GRINM Resources and Environment Tech. Co., Ltd, Beijing 101407, China)

(3. General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

(4. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(5. College of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350108, China)

Abstract: In order to determine the composition of the novel γ' strengthened Co-Al-W-based wrought superalloy of the Co-Al-W-Ni-Ta-Ti system and the corresponding heat treatment process, using Pandat calculation software and the thermodynamic database of cobalt-based superalloys, the influence of alloying elements on the precipitation behavior of the equilibrium phase was calculated. The results show that W, Ni, Ta, and Ti can improve the stability of γ' , W, Ta can increase the precipitation tendency of the harmful phase χ -D0₁₉, and Ti and Ni can suppress the precipitation of the harmful χ -D0₁₉ phase and B2 phase, respectively. So the alloy composition is determined as Co-9Al-3W-30Ni-2Ta-3.5Ti (at%). The phase transition law of this alloy was calculated, and the results showed that the equilibrium precipitation phases of the alloy were γ , γ' , χ -D0₁₉ and Co₇Ta₂, and the initial precipitation temperatures were 1355, 1169, 700, and 288 °C, respectively. The alloy heat treatment process is determined: 1250 °C/12 h homogenization, 1150 °C/6 h solution treatment, and 900 °C/4 h + 750 °C/16 h two-step aging treatment. The alloy samples were prepared by vacuum induction melting. After the above heat treatment, the DSC analysis results show consistency with the calculated phase transition rules. SEM and XRD results show that the equilibrium phase of the alloy is typical $\gamma+\gamma'$ two-phase structure.

Key words: Co-Al-W-based wrought superalloy; calculation of phase diagram (CALPHAD); composition design

Corresponding author: Yuan Xuetao, Ph. D., Professor, National Engineering Laboratory of Biohydrometallurgy, GRINM Engineering Institute Co., Ltd, Beijing 101407, P. R. China, E-mail: yuanxt@grinm.com