

新型 Co 基合金 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 的显微组织与高低温力学性能

李浩, 沙江波*, 李树索

北京航空航天大学 材料科学与工程学院, 北京 100191

摘要: 以新型 Co 基合金 Co-9Al-9W-2Ta-0.02B 成分为基础, 分别添加了原子分数为 2%、4%、6%、9% 的 Mo 元素替代 W(分别称 2Mo、4Mo、6Mo、9Mo 合金, W+Mo 的原子分数为 9%, 无 Mo 添加的称为 0Mo 合金), 研究了 Mo 元素对合金相组成、显微组织形貌、维氏硬度和高低温压缩强度的影响。结果表明铸态合金由 Co 的固溶体 γ 相和 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Me})$ 金属间化合物 γ' 相组成(其中 Me 为合金元素 W、Mo、Ta), γ 相是基体, γ' 相位于 γ 相界。1 350 °C/8 h 固溶 + 800 °C/100 h 时效处理后 0Mo、2Mo 和 4Mo 合金的 γ 相中均匀析出了与之共格的立方 γ' 相 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Me})$, 尺寸为 200~300 nm, 原铸态的 γ' 相消失; 6Mo 和 9Mo 合金的组织与 0Mo、2Mo 和 4Mo 合金完全不同, γ 相基体析出大量针状 TCP 相, 原 γ 相晶界处的 γ' 相中的 W 和/或 Ta 扩散离开而变成了 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Mo})$ 相, 但基本保持铸态特征。各合金均出现反常屈服现象, 随着 Mo 原子分数的提高, 热处理合金室温和高温强度均有所降低, 且反常屈服温度向低温方向移动。

关键词: Co 基合金; 相组成; 金属间化合物; 显微组织; 力学性能

中图分类号: V250.3; TG132 **文献标识码:** A

Co 基高温合金在高温抗热腐蚀、抗热疲劳性能和焊接方面具有一定的优越性, 主要用于制造在 730~1 100 °C 条件下工作的航空发动机涡轮导向叶片^[1]。

传统 Co 基高温合金主要由面心立方的奥氏体基体 γ 和一种或多种碳化物相组成, 其中碳化物相为主要强化相。与 Ni 基高温合金相比, 传统 Co 基高温合金并不具备具有共格强化机制的 γ/γ' 双相组织, 因此高温机械性能差, 中温强度低, 承温能力有限^[2-3]。

2006 年, Sato 等^[4] 在 Co-9Al-7.5W 三元合金体系中发现了立方形的具有 L1_2 型结构的 γ' 相 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$, 这种新型 Co 基合金的 γ' 相与 Ni 基高温合金中的 γ' 相形状极为相似, 与 Co 的固

溶体基体 γ 相共格。具有 γ/γ' 共格组织的 Co-9.2Al-9W 合金 870 °C 的屈服强度可达 473 MPa, 大大超过传统 Co 基合金, 在航空航天热端部件上极具应用前景^[1-3]。从此, 具有 γ/γ' 两相共格组织的新型 Co 基合金的研究受到了极大的关注。

对新型 Co 基合金的研究目前集中在合金元素对力学性能和相稳定性影响方面。Nb、Ta 和 Ti 元素均能提高 Co-Al-W 合金中 γ' 相的稳定性^[5-9], 其中加 2% Ta 后 Co-9Al-10W 合金的 γ' 相析出温度上升到 1 079 °C, 在 800 °C 时压缩强度达到了 580 MPa, 而其单晶合金在 1 000 °C 下强度仍能保持在 500 MPa 以上^[5-6]。B 元素使这类 Co 基合金在各温度下的延展性都得到了改

收稿日期: 2010-09-13; 退修日期: 2010-10-11; 录用日期: 2010-11-29; 网络出版时间: 2010-12-13 17:58

网络出版地址: www.cnki.net/kcms/detail/11.1929.V.20101213.1758.014.html

DOI: CNKI:11-1929/V.20101213.1758.014

基金项目: 新世纪优秀人才支持计划(NCET-06-0173)

* 通讯作者. Tel.: 010-82315989 E-mail: jbsaha@buaa.edu.cn

引用格式: 李浩, 沙江波, 李树索. 新型 Co 基合金 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 的显微组织与高低温力学性能 [J]. 航空学报, 2011, 32(6): 1139-1146. Li Hao, Sha Jiangbo, Li Shusuo. Microstructures and mechanical properties of alloys Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B at room and high temperatures [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2011, 32(6): 1139-1146.

善^[10]。Al、W 原子比影响合金组织及力学性能,当 Al 和 W 原子比接近 1:1 时,材料的时效硬化效果最明显^[11]。总之,目前该新型 Co 基合金的基本成分均以 Co-9Al-9W 为基础,且采用热处理工艺(固溶处理+时效处理)均出现了 γ/γ' 两相共格组织,但热处理工艺参数对合金性能和组织的影响研究还非常有限,高温合金中常见合金元素对该新型 Co 基合金 γ/γ' 共格组织形成规律以及性能影响的研究也并不广泛深入。同时由于存在大量的 W 元素,导致合金比重较大,合金的实际应用性也受到影。

本文以 Co-9Al-9W-2Ta-0.02B 成分为基础^[5-6],分别添加了原子分数为 2%、4%、6%、9% 低密度的 Mo 元素替代 W 元素(分别称为 2Mo、4Mo、6Mo 和 9Mo 合金),并使 W+Mo 的原子分数保持为 9%,研究 Mo 替代 W 后对 Co-9Al-9W-2Ta-0.02B 合金相组成、显微组织形貌和高低温力学性能的影响。

1 试验方案

选用纯度为 99.99% 以上的钴(Co)、铝(Al)、钨(W)、钼(Mo)、钽(Ta)和硼(B)配制成分为 Co-9Al-(9-x)W-2Ta-0.02B-xMo(x=0,2,4,6,9,原子分数,%) 的合金,在非自耗真空电弧熔炼炉内反复熔炼 5 次,制备质量为 150 g 的锭材。然后在 1350 °C 下保温 8 h 进行真空固溶处理^[5-6],随炉冷却,再将锭材密封在充有 Ar 气的真空石英管中在 800 °C 下保温 100 h 进行时效处理,空气冷却(此后文中所提到“热处理后”均表示已经过固溶+时效处理)。显微组织用 JEOL JXA-8100 型电子探针显微镜(EPMA)和 Apollo300 型场发射扫描电镜(FESEM)进行观察。显微硬度用 HXZ-1000 型数字式显微硬度计测量,载荷为 500 N,压力保持时间为 15 s,每个试样取 5 个点求平均值。室温压缩试验在 SANS 微机控制电子万能试验机上进行,高温压缩试验在 MTS880 材料试验机上进行,试验温度分别为 600 °C、700 °C 和 800 °C,达到试验温度后保温 5 min 使温度均匀再开始试验。压缩圆柱试样尺寸为 $\varnothing 4 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$,应变速率为 10^{-4} s^{-1} ,每个温度点选取 3~5 个样品进行试验。

2 试验结果

2.1 相组成分析

图 1 为铸态和热处理后 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 合金的 X 射线衍射图谱。铸态合金主要由 Co 的固溶体 γ 相和 γ' 相组成(见图 1(a)),其中 γ' 相为具有 L_{12} 结构的 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Me})$ 金属间化合物(其中 Me 为合金元素 W、Mo、Ta)。热处理后,0Mo、2Mo 和 4Mo 合金仍由 γ 相和 γ' 相两相组成(见图 1(b)),而对于 6Mo 和 9Mo 合金,除了具有 γ/γ' 两相的特征峰外,在 2θ 为 46.5° 及 83° 处有独立的衍射峰,经标定确认此相为 μ 相 Co_7Mo_6 ^[11],是一种具有拓扑密排结构的 TCP 相。

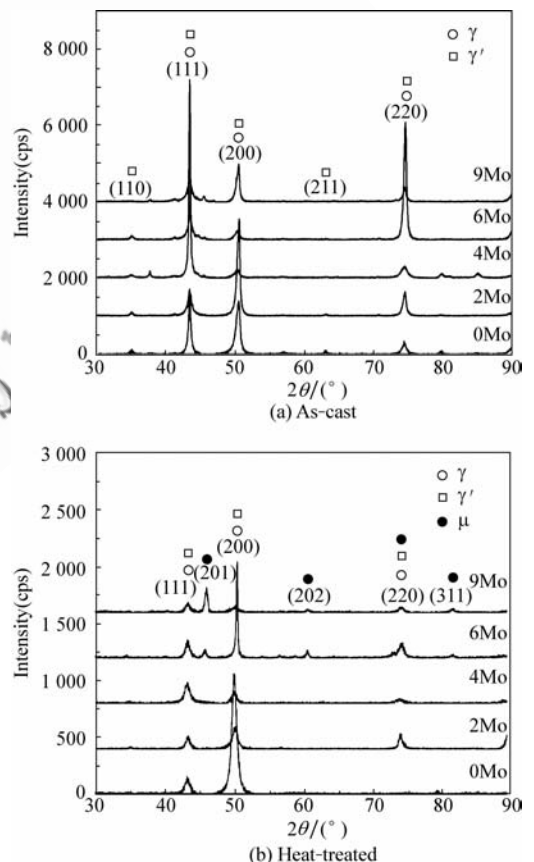


图 1 铸态和热处理后 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 合金的 X 射线衍射图谱

Fig. 1 Typical X-ray diffraction patterns of as-cast and heat-treated alloys Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B

2.2 显微组织形貌分析

图 2 为铸态 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 合金的背散射显微组织,由灰色基体相和白色长条状相两相组成。灰色为 Co 基固溶体 γ 相,而白色相为具有 $L1_2$ 结构的 γ' 相 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Me})$,且随着 Mo 原子分数的增加, γ' 相体积分

数有增大的趋势。当 Mo 原子分数较低时(0Mo、2Mo 和 4Mo 合金,见图 2(a)~2(c)), γ' 相沿 γ 相界呈孤岛状零散分布,而当 Mo 原子分数较高时(6Mo 合金,见图 2(d)), γ' 相相互连接成长条状,沿 γ 相界呈网状分布,且体积分数较大。9Mo 合金(图 2(e)、2(f))中 γ 相晶界上出现 $\gamma+\gamma'$ 共晶。

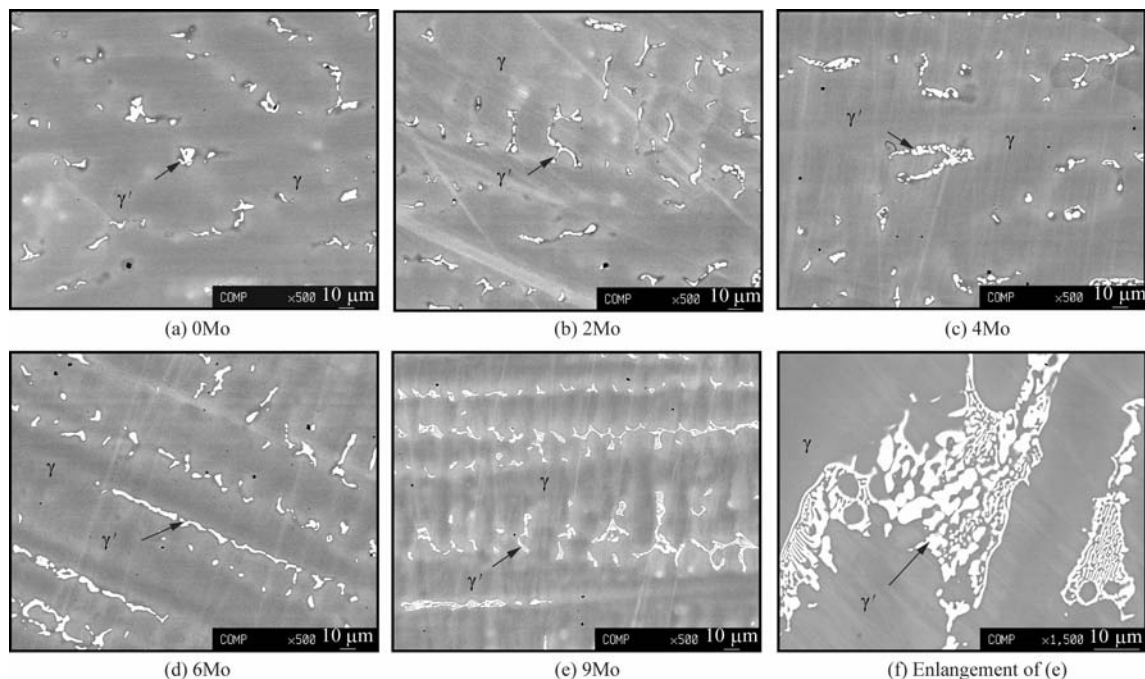


图 2 铸态 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 合金的扫描电子显微组织

Fig. 2 Scanning electron microstructures of as-cast alloys Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B

图 3 是热处理后合金的背散射显微组织照片,显微组织发生了明显变化。0Mo、2Mo 和 4Mo 合金(见图 3(a)~3(c))时效处理后,铸态的 γ' 相消失,而 γ 基体中析出了细小弥散均匀分布的方块状 γ' 相,相的尺寸在 200~300 nm 左右,与 γ 基体具有共格关系^[4],该组织形貌与时效强化型 Ni 基高温合金完全一致。随 Mo 原子分数的增大,析出的 γ' 相尺寸有略微减小的趋势。而对于 6Mo 和 9Mo 合金(见图 3(d)、3(e)),合金基本保持铸态的显微组织特征,与 0Mo、2Mo 和 4Mo 合金明显不同, γ 基体上未析出与其共格的方块状 γ' 相。仔细观察发现 γ 晶界上是白色 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Mo})$ 相,与含 Ta 或 W+Ta 的 γ' 相成分不同,而 γ 基体上析出大量的纵横交错的含 W 和 Ta(6Mo 合金)或 Ta(9Mo 合金)的针状 TCP 相,

大部分针状相交叉的角度为 90° ,长度为数十微米,宽度为 200 nm 左右,6Mo 合金的 TCP 相形貌见图 3(f)所示。

2.3 维氏硬度

铸态和热处理后 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 合金室温维氏硬度 HV 如图 4 所示。随着 Mo 原子分数的增加,铸态合金 HV 呈降低趋势,其中 0Mo 和 2Mo 合金的 HV 基本相同,约为 370,4Mo 合金的 HV 略有下降,6Mo 合金 HV 大幅下降到 341,9Mo 合金 HV 为 328。可见 Mo 完全替换 W 后,HV 下降了 42 左右,Mo 的强化效果没有 W 突出。热处理后各合金的 HV 均高于其铸态值,0Mo 合金的 HV 最高,为 399。Mo 替代 W 后,HV 迅速下降,但随着 Mo 原子分数

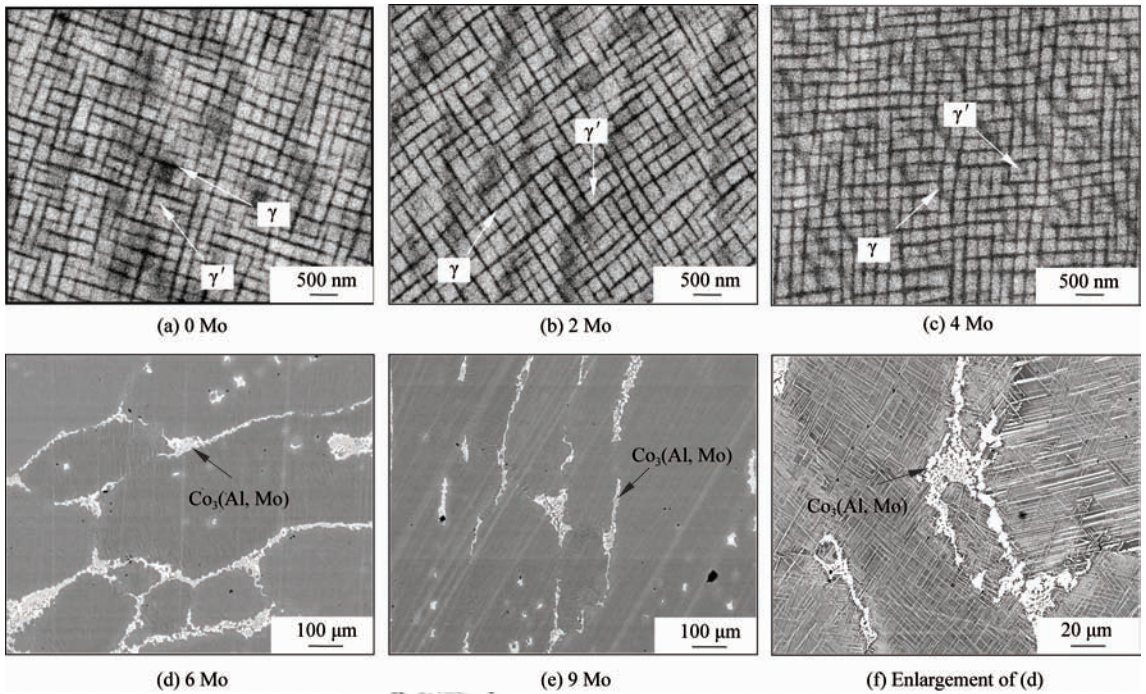


图3 热处理 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 合金的扫描电子显微组织

Fig. 3 SEM microstructures of heat-treated alloys Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B

的增加,合金的 HV 变化不大,在 365~375 之间。热处理后合金的 HV 升高主要与 γ/γ' 双相组织共格强化(0Mo、2Mo 和 4Mo 合金)或针状 TCP 相的沉淀强化有关(6Mo 和 9Mo 合金)。

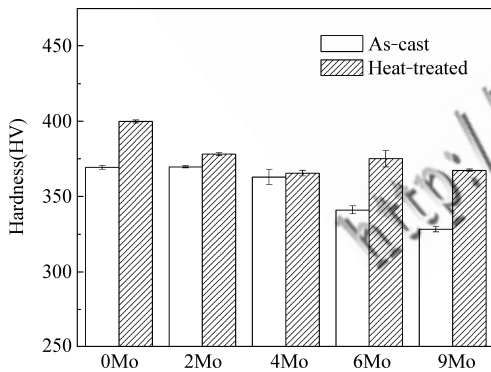


图4 铸态和热处理后 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 合金的维氏硬度

Fig. 4 HV hardness of as-cast and heat-treated alloys Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B

2.4 室温和高温强度

图5为热处理态 Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B 合金不同温度的压缩真应力-应变曲线,在

各温度下合金均显示了相似的压缩应力-应变特征。首先合金表现出明显的弹性变形行为,应力随应变呈线性增长,达到屈服应力后合金均进入加工硬化阶段,室温和 600 °C 时应变达到 35% 仍然处于加工硬化阶段,随着温度升高和 Mo 原子分数的增大,加工硬化阶段变短,如 700 °C 时 9Mo 合金在变形量为 15% 左右、800 °C 下变形量为 8.5% 左右加工硬化现象就消失。在 800 °C 下,各合金在最高应力水平有了明显差距,随 Mo 原子分数的增加,合金的抗压强度降低。

从室温到 800 °C 范围合金的压缩屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 随 Mo 原子分数的变化结果可看出,在室温下随着 Mo 原子分数的增加 $\sigma_{0.2}$ 呈下降趋势。0Mo 合金的 $\sigma_{0.2}$ 为 728.45 MPa,高于其他合金成分,而 2Mo、4Mo、6Mo、9Mo 这 4 种合金的 $\sigma_{0.2}$ 相差不多。在 600 °C 下,当 Mo 原子分数增加到 4% 后, $\sigma_{0.2}$ 大幅下降。在 700 °C 时,随着 Mo 原子分数的增加, $\sigma_{0.2}$ 呈现与 600 °C 时相似的变化趋势。700 °C 时,0Mo 合金的 $\sigma_{0.2}$ 为 508.22 MPa,比 600 °C 时下降了 44.19 MPa;2Mo 合金的 $\sigma_{0.2}$ 也下降了 33.51 MPa;但 4Mo、6Mo 和 9Mo 合金 700 °C 的 $\sigma_{0.2}$ 比 600 °C 时高,出现反常屈服强度-温度现象

(简称反常屈服)。在 800 °C 下, 0Mo 和 2Mo 合金的 $\sigma_{0.2}$ 也出现了反常屈服现象, 而 4Mo、6Mo 和 9Mo 这 3 种合金的 $\sigma_{0.2}$ 较 700 °C 却有所下降。

图 6 为 800 °C 下, 0Mo 和 9Mo 合金压缩后的组织破坏形貌, 组织均取自压缩变形试样沿压缩方向纵向剖开后试样的中部。可见 9Mo 合金破

坏主要集中在 γ 相界上的 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Mo})$ 相以及晶界附近的针状 TCP 相上(图 6(a)), 其中 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Mo})$ 相已被压碎且针状相均受压弯曲变形并割裂基体, 而 0Mo 合金并未观察到明显的损伤区域(见图 6(b)), 只是 γ/γ' 两相形貌发生了变化(见图 6(c))。

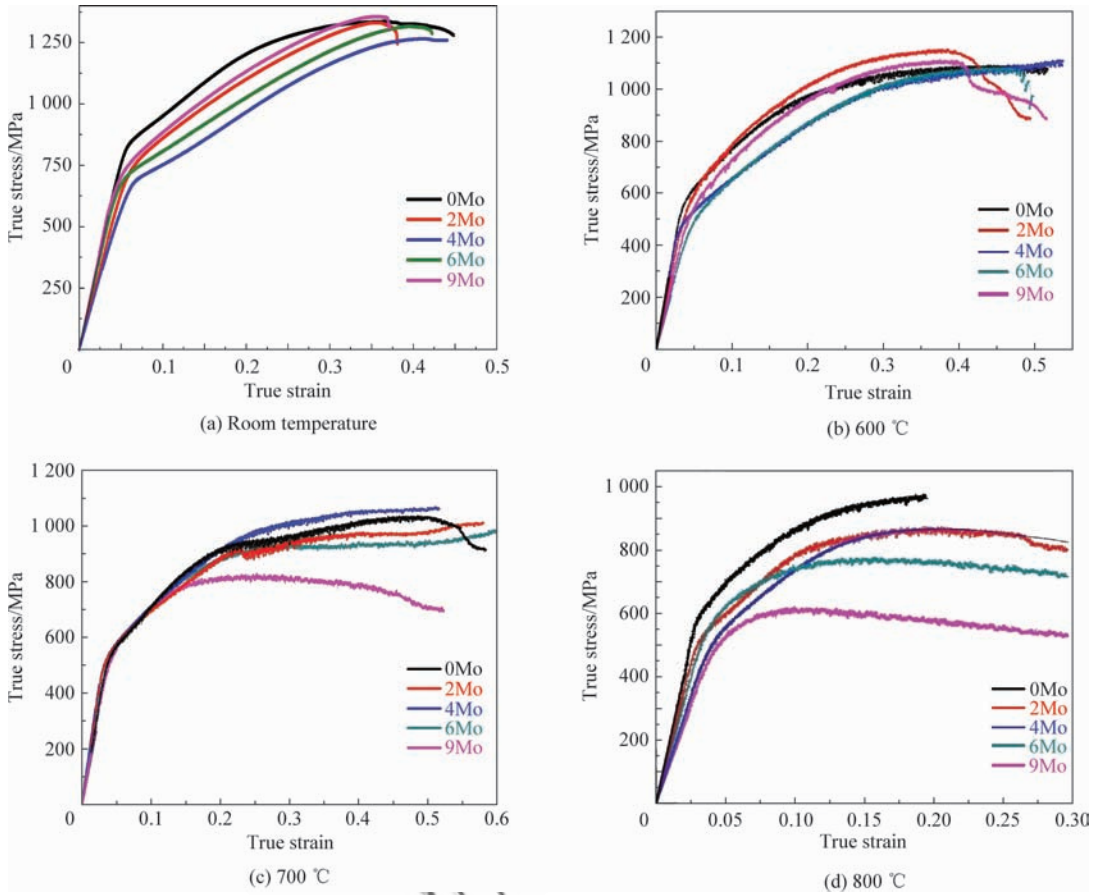


图 5 不同温度下压缩真应力-应变曲线

Fig. 5 Compressive true stress-strain curves at different temperatures

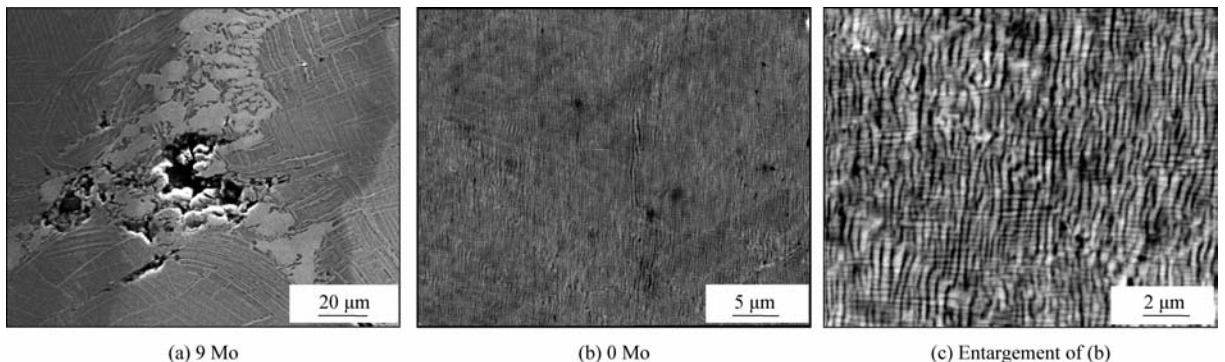


图 6 800 °C 压缩后合金表面损伤形貌

Fig. 6 Damage morphologies of compressed samples at 800 °C

3 讨论

Mo 替代 W 后使 Co-9Al-9W-2Ta-0.02B 合金热处理的组织形态发生了明显变化,当 4% (原子分数,后同)的 W 被 Mo 替代时,其组织呈现出 Ni 基高温合金完全一致的 γ/γ' 两相共格组织形貌;当 6% 及以上的 W 被 Mo 替代时,组织发生突变,没有 γ/γ' 两相共格组织形貌, γ 相基体上析出大量的宽度为数百纳米的针状 TCP 相, γ 相界上是金属间化合物 $\text{Co}_3(\text{Al},\text{Mo})$ 相(见图 3(f))。

也就是说在热处理过程中,6Mo 和 9Mo 合金中 γ 相的 W 原子分数减少,不能满足形成 γ' 析出相 $\text{Co}_3(\text{Al},\text{Me})$ 相所需的最小 W 含量(5%^[4])或 W+Ta 含量,而是形成 TCP 相,所以 γ 相中没有析出与其共格的 γ' 相。而 γ 相界上存在的 $\text{Co}_3(\text{Al},\text{Mo})$ 相,可能是原铸态的 γ' 相 $\text{Co}_3(\text{Al},\text{Me})$ 中 W 和 Ta(6Mo 合金)或 Ta(9Mo 合金)扩散离开而形成的。有关 W 和 Mo 共同作用对 γ/γ' 两相组成、组织形貌和相平衡关系影响的热力学因素尚需进一步研究,但这种组织突变影响了合金的高低温力学性能。

图 7 为合金压缩强度与温度关系的综合比较结果。整体而言,0Mo 合金在室温至 800 °C 范围 $\sigma_{0.2}$ 都高于其他合金,随着 Mo 原子分数的增加,合金的 $\sigma_{0.2}$ 逐渐下降,这说明以下两点:① Mo 的强化效果不如 W,具有 γ/γ' 两相共格组织的 0Mo、2Mo 和 4Mo 合金的强度验证了这一点;② $\text{Co}_3(\text{Al},\text{Mo})$ 相和针状 TCP 相先于 γ 相发生了损伤断裂,导致合金整体失效(见图 6),这表明它们是低强度相,同时针状 TCP 相对基体有割裂作

用,从而降低合金整体强度,6Mo 和 9Mo 合金强度说明了这一点。

从图 7 还可看出,从室温到 800 °C,0Mo 和 2Mo 合金屈服强度随温度变化的规律性大致相同,从室温到 700 °C 时, $\sigma_{0.2}$ 随温度升高而降低,当温度超过 700 °C 以后, $\sigma_{0.2}$ 表现出反常现象,即随温度升高强度得以提高,强度反常的拐点温度为 700 °C,强度峰值所对应温度应在 800 °C 以上,说明 0Mo 和 2Mo 合金还可能获得更高的高温强度。

对于 4Mo、6Mo 和 9Mo 合金从室温到 600 °C, $\sigma_{0.2}$ 随温度升高而降低,温度超过 600 °C 时, $\sigma_{0.2}$ 表现出反常现象,700 °C 时的 $\sigma_{0.2}$ 大于 600 °C 的 $\sigma_{0.2}$,当温度超过 700 °C 时, $\sigma_{0.2}$ 随着温度升高而缓慢下降,强度反常的拐点温度为 600 °C,强度峰值所对应温度在 700 °C 附近。可见随 Mo 原子分数的增加,屈服强度反常的拐点温度和强度峰值温度朝低温方向移动,以 Mo 替代 W 降低 Co-9Al-9W-2Ta-0.02B 合金的承温能力。

Suzuki 等^[5]的研究结果表明,Co-9Al-9W 合金在 600 °C 出现反常屈服现象,加入 2% Ta 元素后反常现象更为明显,这种反常屈服现象在 Ni_3Al 相^[12-14]和 Ni_3Ge 相^[15]中也存在。对于 L1₂ 型金属间化合物,由于 γ' 相的超点阵结构使其线缺陷成为不全位错,因而伴随着反相畴界(APB)和层错的出现。Suzuki 等认为在反常屈服温度以下时具有 γ/γ' 两相共格组织的 Co 基合金滑移系为 $\langle 110 \rangle \{ 111 \}$,当温度升高到反常温度时, $\langle 110 \rangle \{ 001 \}$ 滑移系被激活。 $\{ 001 \}$ 上的位错为不可动位错,从而对 $\{ 111 \}$ 面上位错的继续运动产生钉扎作用,导致了反常屈服现象^[5],这与 Ni_3Al 相中的反常屈服机制是一致的。

此外,相比于 Ni_3Al 相,Co 基合金中堆垛层错的能量较低,因而沉淀相 γ' 的剪切变形更加容易进行,产生高密度缺陷,高密度缺陷也是导致反常屈服现象的原因之一^[5]。Mo 的加入使反常屈服温度向低温方向移动可能与 Mo 降低 Co 基合金熔点,继而降低固溶强化和共格强化效果有关,其机理还需进一步研究。

4 结论

(1) 热处理后,0Mo、2Mo、4Mo 合金 γ 相基

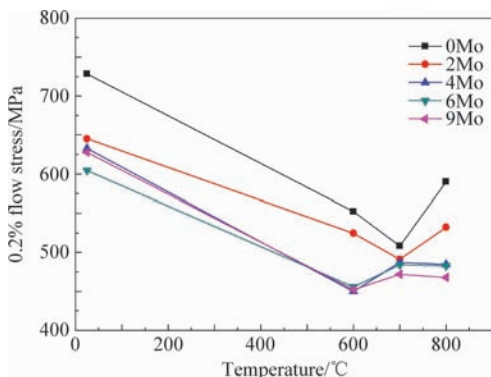


图 7 合金压缩强度随温度变化曲线

Fig. 7 Strength of alloys as a function of temperature

体上析出细小弥散的方块状 γ' 相, 并与 γ 相形成 γ/γ' 共格组织。6Mo 和 9Mo 合金 γ 相基体上没有 γ' 相析出, 代之的是针状 TCP 相, γ 相晶界上存在着 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Mo})$ 相。

(2) 合金热处理前后, 其硬度都随着 Mo 原子分数的增加而降低, 热处理后各合金硬度较铸态都有所提高。

(3) 从室温到 800 °C, 随着 Mo 原子分数的增加, 合金的屈服强度呈下降趋势。0Mo 和 2Mo 合金的屈服强度在 700 °C 以后出现反屈服常现象, 4Mo、6Mo 和 9Mo 合金则在 600 °C 以后出现反常屈服现象, 并在 700 °C 左右出现反常峰。

参 考 文 献

- [1] Sullivan C P, Donachie M J, Morral F R. Cobalt-base superalloys[M]. Brussels: Centre d'Information du Cobalt, 1970.
- [2] Betteridge W, Heslop J. The nimonic alloys[M]. 2nd ed. London: Edward Arnold, 1974.
- [3] Sims C T, Hagel W C. The superalloys[M]. New York: John Wiley & Sons, 1972.
- [4] Sato J, Omori T, Oikawa K, et al. Cobalt-base high-temperature alloys[J]. Science, 2006, 312(5770): 90-91.
- [5] Suzuki A, DeNolf G C, Pollock T M. Flow stress anomalies in γ/γ' two-phase Co-Al-W-base alloys[J]. Scripta Materialia, 2007, 56(5): 385-388.
- [6] Chen M, Wang C Y. First-principles investigation of the site preference and alloying effect of Mo, Ta and platinum group metals in γ' - $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ [J]. Scripta Materialia, 2009, 60(8): 659-662.
- [7] Jiang C. First-principles study of $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ alloys using special quasi-random structures [J]. Scripta Materialia, 2008, 59(10): 1075-1078.
- [8] Oshima M, Tanaka K, Okamoto N L, et al. Effects of quaternary alloying elements on the γ' solvus temperature of Co-Al-W based alloys with fcc/ L_{12} two-phase microstructures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 508(1): 71-78.
- [9] Suzuki A, Pollock T M. High-temperature strength and deformation of γ/γ' two-phase Co-Al-W-base alloys[J].

Acta Materialia, 2008, 56(6): 1288-1297.

- [10] Shinagawa K, Omori T, Oikawa K, et al. Ductility enhancement by boron addition in Co-Al-W high-temperature alloys[J]. Scripta Materialia, 2009, 61(6): 612-615.
- [11] 李相辉, 甘斌, 冯强, 等. Co-Al-W 三元合金热处理组织[J]. 北京科技大学学报, 2008, 30(12): 1369-1373.
Li Xianghui, Gan Bin, Feng Qiang, et al. Heat-treated microstructure of Co-Al-W ternary alloys[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2008, 30(12): 1369-1373. (in Chinese)
- [12] 张永刚, 韩雅芳, 陈国良, 等. 金属间化合物结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2001: 561-565.
Zhang Yonggang, Han Yafang, Chen Guoliang, et al. Intermetallic structural materials[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2001: 561-565. (in Chinese)
- [13] 周瑞发, 韩雅芳, 李树索. 高温结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2006: 165-168.
Zhou Ruifa, Han Yafang, Li Shusuo. High temperature structural materials[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2006: 165-168. (in Chinese)
- [14] Yamaguchi M, Umakoshi Y. The deformation behavior of intermetallics superlattice compounds[J]. Progress Material Science, 1990, 34(1): 1-148.
- [15] Takeuchi S, Kuramoto E. Temperature and orientation dependence of the yield stress in Ni_3Ge single crystals[J]. Acta Materialia, 1973, 21(4): 415-425.

作者简介:

李浩(1987—) 男, 硕士研究生。主要研究方向: Co 基高温结构材料。

Tel: 010-82315989

E-mail: lihaoliu2010@gmail.com

沙江波(1965—) 男, 博士, 教授, 博士生导师。主要研究方向: 金属基超高温结构材料, 材料力学行为。

Tel: 010-82315989

E-mail: jbsaha@buaa.edu.cn

李树索(1969—) 男, 博士, 副教授。主要研究方向: Ni-Al 系单晶高温合金, Nb-Si 系金属间化合物材料, 高性能镍基高温合金。

Tel: 010-82314488

E-mail: lishs@buaa.edu.cn

Microstructures and Mechanical Properties of Alloys Co-9Al-(9-x)W-xMo-2Ta-0.02B at Room and High Temperatures

LI Hao, SHA Jiangbo^{*}, LI Shusuo

School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China

Abstract: Based on the composition of Co-9Al-9W-2Ta-0.02B, 2at%, 4at%, 6at% and 9at% Mo are added to replace W (hereafter referred to as alloys 2Mo, 4Mo, 6Mo and 9Mo respectively; Mo-free alloy is referred to as alloy 0Mo). The effect of Mo additions on phase constitution, microstructure, HV hardness and room/high-temperature strength is investigated. It is found that the as-cast alloys show a microstructure composed of Co-base solid solution γ phase and intermetallic $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Me})$ compound γ' phase (where Me stands for W, Mo and Ta). The γ phase is the matrix and the γ' phase is distributed on the grain boundaries of the γ phase. After 1 350 °C / 8 h solution and 800 °C / 100 h aging, a cubic γ' phase with a size of 200-300 nm homogeneously precipitates in the γ matrix for alloys 0Mo, 2Mo and 4Mo, and the as-cast γ' phase disappears. As for alloys 6Mo and 9Mo, the microstructure is significantly changed; however, no cubic γ' precipitates are found in the γ matrix; instead there is a large number of needle-like TOP precipitates, while the as-cast γ' phase $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Me})$ compound changes to $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{Mo})$ compound. Abnormal yield characteristic is found for all alloys. As the Mo content increases, the room/high-temperature strength of the heat-treated alloys decreases, and the abnormal yield temperature shifts towards lower temperatures.

Key words: Co-base alloys; phase constitution; intermetallic compound; microstructure; mechanical property

Received: 2010-09-13; **Revised:** 2010-10-11; **Accepted:** 2010-11-29; **Published online:** 2010-12-13 17 : 58

URL: www.cnki.net/kcms/detail/11.1929.V.20101213.1758.014.html **DOI:** CNKI;11-1929/V.20101213.1758.014

Foundation item: Program for New Century Excellent Talents in University(NCET-06-0173)

* **Corresponding author.** Tel. : 010-82315989 E-mail: jbsaha@buaa.edu.cn