

固溶处理工艺对 V-5(Al-5Ti-1B)氢分离合金显微组织、硬度和轧制性能的影响

江 鹏¹, 刘达文¹, 刘 惠¹, 任文玥¹, 黄焕超¹, 吴王平¹, 宋广生², 张 屹¹, 戴国洪¹

(1. 常州大学 机械与轨道交通学院, 江苏 常州 213164)

(2. 安徽工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243032)

摘 要: 在真空电弧炉中熔炼制备 V-5(Al-5Ti-1B)合金 (V-5ATB 合金), 采用光学显微镜、X 射线衍射仪、硬度测试和轧制性能测试技术, 研究固溶处理温度和时间对 V-5ATB 合金的显微组织、硬度和轧制性能的影响。研究表明: V-5ATB 合金在 800 和 900 °C 固溶处理, 随着温度升高, TiB 相逐渐溶入 V 基固溶体 (V_{ss}), 晶粒随之长大。合金 TiB 第二相析出强化及细晶强化的效应减弱程度大于固溶强化效应的增加程度, 导致合金硬度随温度升高而降低。而在 1000 °C 固溶处理时, 合金中 TiB 相几乎完全溶入 V_{ss} 中, 固溶强化效应占主导使合金硬度值出现回升。V-5ATB 合金在 900 °C 固溶处理随着时间延长, TiB 相逐步溶入到 V_{ss} 中, 晶粒随之长大。合金第二相析出强化及细晶强化的效应减弱程度大于固溶强化效应的增加程度, 导致合金固溶处理后的硬度随时间延长而降低。V-5ATB 合金较适宜的固溶处理工艺参数为 900 °C/2 h。固溶处理态合金的轧制性能相比于铸态的提升了约 24%。

关键词: V 基合金; Al-5Ti-1B; 氢分离; 固溶处理; 显微组织; 硬度; 轧制性能

中图分类号: TG146.4⁺13

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)01-0261-06

V 基合金目前是最有潜力替代 Pd-Ag 合金分离超纯氢的膜材料之一^[1-4]。Al 是纯 V 中的主要杂质, 其在 V 中具有高固溶度和强的斥氢能力, 能保持合金膜高氢渗透率和有效抑制氢脆^[5-7]。前面的工作中^[8], 在纯 V 中分别添加 5% (质量分数, 下同) Al 和 5% 细化剂 Al-5Ti-1B (ATB) 合金形成 V-5Al 和 V-5ATB 合金。研究发现 V-5ATB 合金中针状第二相 TiB 是晶粒细化的因素, 但同时也是合金高硬度的主要因素之一, 导致合金塑性降低。氢渗透通量与膜厚度成反比, 合金膜应具有高塑性才有利于轧制变薄^[9-12]。因此有必要通过热处理工艺来降低硬脆 TiB 相对 V-5ATB 合金硬度的贡献, 合金硬度降低有利于塑性的提高, 从而提高合金轧制成形性能。

目前对铸态非钼基氢分离合金膜的热处理工艺研究并未受到广泛关注, 许多研究只是简单选择单一温度和时间进行, 未对热处理工艺参数进行优化控制。Ozaki 等^[13]为了获得 V-15Ni 合金单相组织, 在 1190 °C 保温 20 min 后快冷至室温。Nishimura 等^[7]为了研究 V-Al 单相合金在热处理后是否有新相形成以影响氢渗透性能, 将合金在 1100 °C 保温 30 min 后, 部分试

样在氩气中快冷, 部分试样在 580 °C 保温 100~350 h, 结果显示合金组织及氢渗透性能未受热处理工艺影响。还有研究者利用热处理来提高多相 Nb-Ti-Ni 合金组织均匀性, 但并未研究热处理态合金的力学性能等^[14-16]。Jiang 等^[17]研究了铸态单相 V₈₅Ni₁₅ 合金在不同热处理工艺中的粒子析出规律, 旨在开发富 V 合金中不同类型的显微组织。通过优化铸态多相 V-Ti-Ni 合金的热处理工艺参数, 提高了合金的轧制性能^[10,18]。

本工作以 V-5(Al-5Ti-1B)氢分离合金 (V-5ATB 合金) 为对象, 分析不同固溶处理工艺参数对合金显微组织和硬度的影响规律, 优化合金固溶处理工艺参数, 研究固溶处理工艺对合金轧制成形性能影响。

1 实 验

本实验利用纯度 99.95% V 和商业化细化剂 Al-5Ti-B (ATB) 中间合金进行电弧熔炼得到 V-5%ATB (V-5ATB) 合金, 试验样品利用线切割加工。

由于 V 合金高温易氧化, 先将试样密封在高纯度氩气的石英管中, 再放入箱式电阻炉中进行固溶处理。试样先分别在 800、900、1000 °C 下保温 2 h, 然后根

收稿日期: 2022-01-09

基金项目: 国家自然科学基金 (51705038, 51875002); 中国博士后科学基金项目 (2019M652158)

作者简介: 江 鹏, 男, 1986 年生, 博士, 副教授, 常州大学机械与轨道交通学院, 江苏 常州 213164, 电话: 0519-81169812, E-mail: peng.jiang@cczu.edu.cn

据分析结果选择 900 °C 分别保温 0.5、1 和 1.5 h，冷却方式均为水冷。

将铸态和固溶处理试样制成金相样品，用 30% 的 HNO₃ 进行腐蚀，腐蚀时间为 10 s，采用 VHX-700 光学显微镜 (OM) 观察显微组织。将未腐蚀的合金试样在 D/Max-2500 型 X 射线衍射分析仪 (XRD) 对合金的物相进行分析。采用 HDX-1000TM/LCD 型数显显微维氏硬度计进行硬度测试。硬度测试参数如下：试验载荷为 1.96 和 9.8 N，分别对合金 V 基固溶体 (Vss) 和整体 (bulk，压头覆盖 Vss 和第二相) 进行硬度测试，加载时间为 10 s，每个试样采取 10 个数据点进行测量取平均值。V 基固溶体 (Vss) 硬度测试采用小载荷以避免 TiB 相。

本实验利用型号为 ZK-W58A-3 的轧机进行室温轧制实验。轧机辊径为 $\Phi 140$ mm。轧制速度为 12.0 r/min。利用参考文献[19-20]中的测试单次极限轧制率 r_{up} 的方法来评估合金轧制性能。

2 结果与讨论

2.1 固溶处理态合金显微组织

2.1.1 固溶处理温度对合金显微组织的影响

V-5ATB 合金铸态和固溶处理态 (800、900 和 1000 °C 分别保温 2 h) 的 OM 组织如图 1 所示。图 1a

为铸态合金 OM 组织，晶粒尺寸约为 326 μm ，图中黑色长针状的空洞为合金中 TiB 相的蚀坑^[8]。铸态合金中 TiB 相较为均匀分布在 V 基体上，其间的位置为平行或垂直。当合金固溶处理温度为 800 °C 时，V 基体内仍然有比较多的 TiB 相，其形态与铸态合金相当，宽度稍有减小，合金晶粒尺寸约为 330 μm ，如图 1b 所示。

当合金温度升高到 900 °C，V 基体内 TiB 相已大大减少，以点状和短棒状分散在晶粒内，短棒状长度相比于铸态合金急剧减小。合金晶粒在此温度长大，尺寸约为 369 μm ，如图 1c 所示。当合金温度升高到 1000 °C，TiB 相在 V 基体内已经非常少，相对于 900 °C，此时 TiB 相基本以粒子形状分布于晶粒内，晶粒长大，尺寸约为 402 μm ，如图 1d 所示。1000 °C 固溶处理后合金组织内出现了微裂纹 (图 1d 中箭头所指之处)。可以看出，随着固溶处理温度的升高，TiB 相逐渐减少以溶入 V 基体内，最后以粒子状形式存在，晶粒尺寸随着固溶处理温度的升高而增大。当温度达到 1000 °C 时，由于晶格畸变程度大以及冷却速率过快产生的内应力增加导致组织内出现微裂纹。

2.1.2 固溶处理时间对合金显微组织的影响

铸态 V-5ATB 合金在 900 °C 下固溶处理 2 h，TiB 相基本溶入到基体中，且组织未出现微裂纹。因此本研究选择在 900 °C 下对合金进行不同时间的固溶处理。

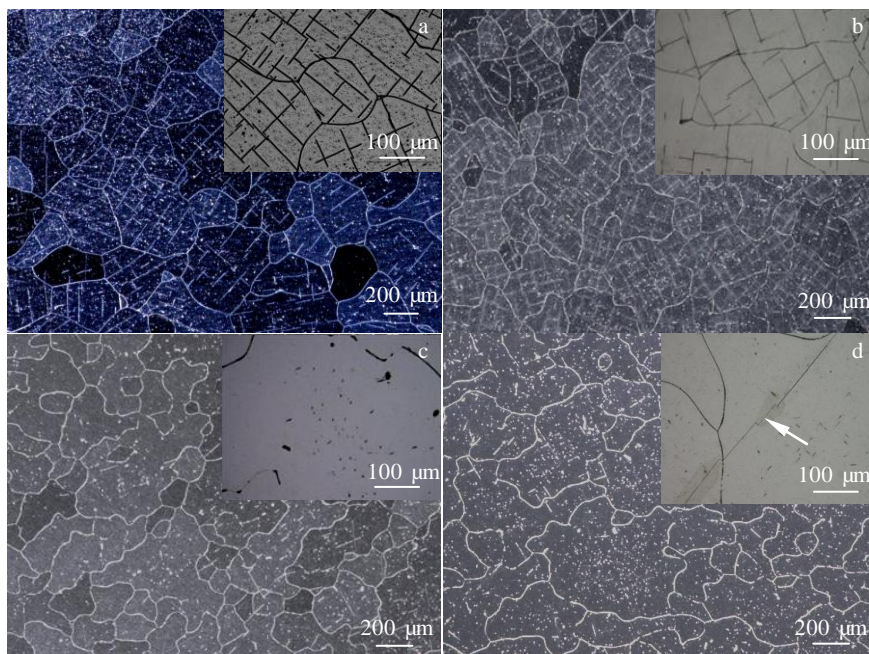


图 1 铸态 V-5ATB 合金在不同温度固溶处理 2 h 的 OM 组织

Fig.1 OM microstructures of as-cast V-5ATB alloys solution treated at various temperatures for 2 h (the insets show the high magnified images): (a) as-cast, (b) 800 °C, (c) 900 °C, and (d) 1000 °C

图2为铸态 V-5ATB 合金在 900 °C 下固溶处理 0.5、1 和 1.5 h 后的 OM 组织。合金在 900 °C 下固溶处理 0.5 h 后,长针状 TiB 相仍然较多地分布在 V 基体内,合金晶粒尺寸约为 341 μm,如图 2a 所示。当合金固溶处理时间为 1 h 时, V 基体内 TiB 相明显减少,部分 TiB 相由长针状转化为聚集态的点状留在在基体上,如图 2b 所示,同时晶粒长大,尺寸约为 345 μm;当合金固溶处理时间达到 1.5 h, TiB 相主要以聚集态的点状与短棒状形式出现在 V 基体内,晶粒继续长大,尺寸约为 354 μm,如图 2c 所示。合金在 900 °C 下固溶处理,随着保温时间的延长, TiB 相逐渐减少以溶入 V 基体,其由长针状转化为聚集态的点状形式,合金晶粒尺寸随着保温时间的延长而增大。

V-5ATB 合金在进行固溶处理时发生的原子迁移主要有以下 2 个方面:由于晶粒中的长针状 TiB 相固溶到 V 基体中,转化为点状分布;另一方面是原本饱和基体中的 Ti 和 B 原子以第二相的形式继续析出。总体上是第二相的溶解和过饱和合金元素析出的双向过程。成分偏析是固溶处理过程中原子扩散的主要动力。此外, B 和 Ti 原子的半径分别为 0.095 和 0.145 nm,而 V 原子半径为 0.135 nm,溶质原子 B、Ti 与基体原子 V 的半径差值约为 30% 和 0.7%,所以 B 以间隙固溶体、Ti 以置换固溶体的形式溶于 V 基体中。

合金的热处理过程是基于原子的扩散运动。热处理过程中,扩散系数与温度的关系可由菲克第一定律^[21]表示如下:

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (D = D_0 \exp[-Q/(RT)]) \quad (1)$$

其中, J 为扩散通量, D 为扩散系数, c 为扩散物质的体积浓度, x 为距离, D_0 为与温度基本无关的系数, Q 为扩散激活能, R 为气体常数, T 为绝对温度。由

式(1)可见:原子扩散速度与温度呈幂指数关系,温度越高,原子扩散速度越快。同时溶质在固溶体中的溶解度会随着温度的升高不断增大。

在 V-5ATB 合金固溶处理过程中,随着固溶处理温度的升高 B、Ti 原子在 V 中的固溶度逐渐增大而固溶到 V 基体中,所以当处理温度从 800 °C 升高至 1000 °C,原子扩散速度不断增快,长针状第二相 TiB 逐渐断裂溶解,在水冷条件下最终以点状或短棒状形式保留。随着固溶处理时间的增加,原子扩散会更加充分。在 900 °C 下,随着固溶处理时间增加, TiB 不断发生溶解和破碎,由于长针状的 TiB 与 V 基之间存在溶质差,所以在保温过程中, Ti 与 B 原子会向 V 基扩散,从而在 0.5~2 h 内 TiB 相由长针状向短棒状或点状形式转变,在水冷条件下保留短棒状或点状形式。

V-5ATB 合金固溶处理后的 XRD 图谱如图 3 所示。铸态 V-5ATB 合金的第二相通过透射电子显微镜 (TEM) 选区电子衍射花样确定为 TiB 相,铸态合金 XRD 谱中只有 1 个峰对应 TiB 衍射峰^[8]。因此在固溶处理态合金 XRD 谱中若有 1 个衍射峰对应 TiB 衍射峰,也认为检测到合金中有 TiB 相。从图 3 中可以看出,只在 800 °C/2 h、900 °C/0.5 h 以及 900 °C/1 h 的图谱上观察到了 TiB 相衍射峰,这与这些试样的显微组织中 TiB 相的形貌变化一致。在铸态、800 °C/2 h、900 °C/0.5 h 以及 900 °C/1 h 固溶处理态试样的显微组织中, V 基体内仍然有较多长针状 TiB 相,而其余固溶处理工艺下的显微组织中长针状 TiB 相部分溶解,形成短棒状或点状形式, TiB 相含量少低于 XRD 的检测极限,所以 TiB 相衍射峰没有出现在 XRD 图谱上。

2.2 显微硬度

图 4 为在不同温度下固溶处理 2 h 的 V-5ATB 合金整体 (Bulk) 和 V 基固溶体 (Vss) 硬度变化曲线。图中误差棒为标准偏差。可以看出,固溶处理后的

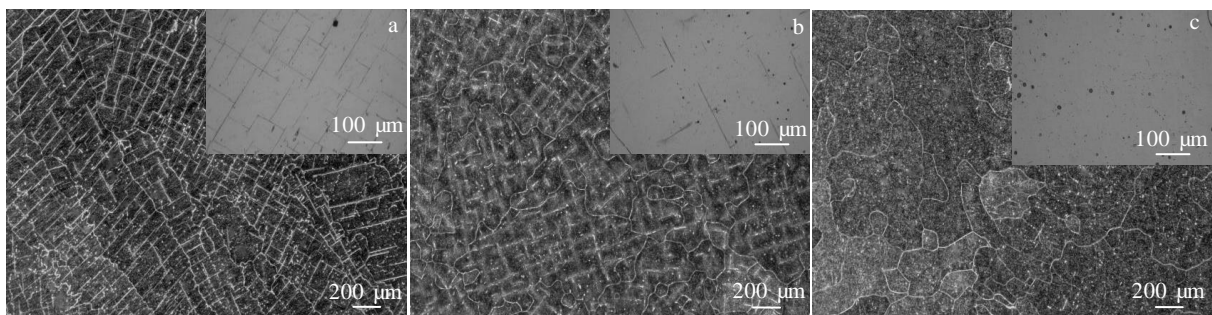


图2 铸态 V-5ATB 合金在 900 °C 保温不同时间的 OM 组织

Fig.2 OM microstructures of as-cast V-5ATB alloys solution treated at 900 °C for various time (the insets show the high magnified images): (a) 0.5 h, (b) 1 h, and (c) 1.5 h

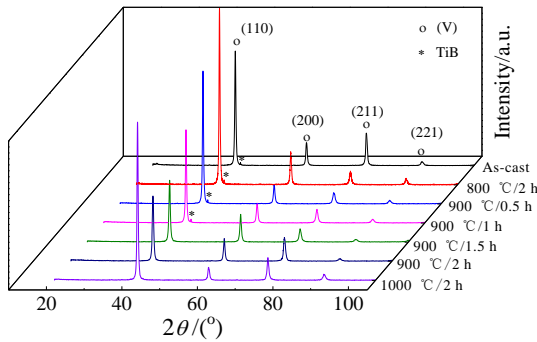


图 3 铸态和固溶处理态 V-5ATB 合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns for as-cast and solution treated V-5ATB alloys

V-5ATB 合金的整体硬度 (HV) 较铸态合金整体硬度 (2263.8 MPa) 都有所降低, 并且不同温度的固溶处理态合金 Vss 的硬度一直低于合金整体的硬度值。当温度低于 1000 °C 时, 随固溶处理温度升高, 合金整体硬度呈下降趋势。而当温度达到 1000 °C 时, 合金整体硬度值出现了小幅度回升。而固溶处理态合金中 Vss 的硬度随温度升高而持续增大。图 5 为 V-5ATB 合金在 900 °C 下固溶处理硬度随保温时间的变化曲线。V-5ATB 合金在 900 °C 下固溶处理后的整体 (bulk) 硬度值随时间延长而降低, 而 Vss 的硬度随时间延长而升高, 并且固溶处理态合金中 Vss 的硬度始终低于合金整体硬度值。

一般来说, 合金硬度的变化, 一方面与合金中第二相在固溶处理过程中的析出或溶入基体有关, 另一方面也与合金的晶粒尺寸有关。V-5ATB 合金中的 TiB 相在固溶处理过程中随温度的升高逐步溶入到 Vss

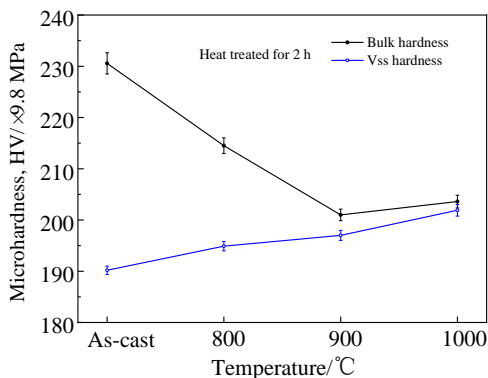


图 4 不同固溶处理温度下 V-5ATB 合金整体 (bulk) 和 V 基固溶体 (Vss) 硬度变化

Fig.4 Hardness variations for V-based solid solution (Vss) and bulk of V-5ATB alloys solution treated at various temperatures

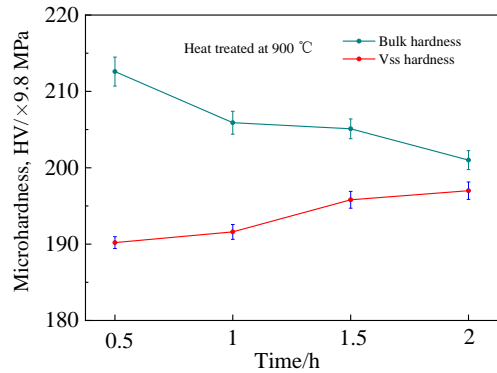


图 5 不同固溶处理时间下 V-5ATB 合金整体 (bulk) 和 V 基固溶体 (Vss) 硬度变化

Fig.5 Hardness variations for V-based solid solution (Vss) and bulk of V-5ATB alloys solution treated for various time

中, 会导致 Vss 的晶格畸变 (晶格常数 a 变化), 从而导致 Vss 的硬度升高。晶格常数 a 值计算参照文献[22]的计算公式。晶格常数 a 的精度在高 θ 角时要比低角时要精确得多, 因此本工作选取(211)晶面。Cu $K_{\alpha 1}$ 的波长 λ 为 0.154 056 nm。表 1 所示为 V-5ATB 合金不同温度下固溶处理 2 h 后 Vss 的(211)晶面 XRD 衍射峰对应 2θ 、晶面间距 d 和晶格常数 a 值。从表中可以看出, 随着固溶处理温度升高, V-5ATB 合金中的 TiB 相也逐步溶入到 Vss 中, 晶格常数 a 随之增大, Vss 晶格畸变程度随固溶处理温度升高增大, 从而导致合金中 Vss 硬度升高。然而, TiB 第二相析出强化效应也会随着固溶处理温度升高逐步减弱。另外, 随着固溶处理温度升高, 合金晶粒尺寸随之增大, 细晶强化效应也随之减弱。固溶处理态合金中第二相析出及细晶的强化效应减弱程度大于固溶强化效应的增加程度, 导致合金的整体硬度在 1000 °C 以下随固溶处理温度升高而降低。而当固溶处理温度达到 1000 °C 时, 由于合金中 TiB 相几乎完全溶入了 Vss 中, 第二相析出强化

表 1 V-5ATB 合金不同温度下固溶处理 2 h 后 Vss (211) 晶面 XRD 衍射峰对应 2θ 、晶面间距 d 、晶格常数 a 值和晶粒尺寸

Table 1 2θ and interplanar spacing d for (211) crystal plane, lattice constant a and grain size of V-5ATB alloys solution treated at various temperatures for 2 h

| Temperature/ °C | 2θ / (°) | d -spacing/ $\times 10^{-1}$ nm | Lattice constant, a / $\times 10^{-1}$ nm | Grain size/ μ m |
|--------------------|--------------------|--------------------------------------|------------------------------------------------|------------------------|
| As-cast | 76.56 | 1.2434 | 3.0457 | 326 |
| 800 | 76.54 | 1.2436 | 3.0463 | 330 |
| 900 | 76.48 | 1.2444 | 3.0483 | 369 |
| 1000 | 76.44 | 1.2450 | 3.0497 | 402 |

及细晶强化的效应进一步减弱, 但固溶强化效应使合金中 V_{ss} 的硬度进一步提高, 从而使合金整体硬度值出现了小幅度回升。

热处理时间影响合金中原子扩散, 在同一温度下适当地延长热处理时间也有利于原子的充分扩散, 影响第二相的析出或溶入。同时热处理时间的延长也会使合金晶粒有所长大。此 2 种情况都会影响合金的硬度值。表 2 呈现的是 V-5ATB 合金 900 °C 下固溶处理不同时间后 V_{ss} 的晶格常数 a 值和合金晶粒尺寸。从表中可以看出, 随着 V-5ATB 合金固溶处理时间延长, TiB 相逐步溶入到 V_{ss} 中, V_{ss} 晶格常数 a 也随之增大, 意味着 V_{ss} 晶格畸变程度随固溶处理时间延长而增大, 从而导致 V_{ss} 的硬度升高。然而, TiB 相的第二相析出强化效应也随固溶处理时间延长而减弱。另外, 随着固溶处理时间延长, 合金晶粒尺寸随之增大, 细晶强化效应也随之减弱。随着固溶处理时间延长, 合金中第二相析出强化及细晶强化的效应的减弱程度大于固溶强化效应的增加程度, 导致 V-5ATB 合金在 900 °C 下固溶处理后的整体硬度值随固溶处理时间延长而降低。

综上所述, V-5ATB 合金的固溶处理温度和时间对合金硬度值有较大影响。合金固溶处理过程硬度值变化主要与合金中的固溶强化、第二相析出强化与细晶强化有关。由于本工作的固溶处理要使合金的硬度降低以提高合金的轧制成形性能, 同时要使合金组织均匀。合金在 900 °C/2 h 固溶处理时硬度最低, 且显微组织也较为均匀。因此 900 °C/2 h 是 V-5ATB 合金合适的固溶处理工艺参数。

2.3 轧制性能

利用单道次极限轧制率 r_{up} 表征轧制性能, 室温下铸态 V-5ATB 合金的 r_{up} 为 42.53%, 固溶处理态 (900 °C/2 h) 合金的 r_{up} 约为 53%, 相对于铸态合金提升了约 24%。V-5ATB 合金固溶处理后, 显微组织中 TiB 硬脆相减少, 硬度降低, 减少了轧制变形阻力, 使轧制性能提高。

表 2 V-5ATB 合金 900 °C 下固溶处理不同时间后 V_{ss} 的 (211) 晶面 XRD 衍射峰对应 2θ 、晶面间距 d 、晶格常数 a 值和晶粒尺寸

Table 2 2θ and interplanar spacing d for (211) crystal plane, lattice constant a and grain size of V-5ATB alloys solution treated at 900 °C for various time

| Time/h | 2θ / (°) | d -spacing/ $\times 10^{-1}$ nm | Lattice constant, $a/\times 10^{-1}$ nm | Grain size/ μm |
|--------|-----------------|--------------------------------------|--------------------------------------------|------------------------------|
| 0.5 | 76.54 | 1.2436 | 3.0463 | 341 |
| 1 | 76.51 | 1.2441 | 3.0473 | 345 |
| 1.5 | 76.50 | 1.2442 | 3.0477 | 354 |
| 2 | 76.48 | 1.2444 | 3.0483 | 369 |

3 结 论

1) V-5ATB 合金在 800~1000 °C 固溶处理 2 h, 随着温度升高, TiB 相逐渐溶入 V_{ss} , 晶粒随之长大。在 1000 °C 以下合金中 TiB 第二相析出强化及细晶强化的效应减弱程度大于固溶强化效应的增加程度, 导致合金硬度随温度升高而降低。而在 1000 °C 固溶处理时, 合金中 TiB 相几乎完全溶入 V_{ss} 中, 固溶强化效应进一步增强使合金硬度值出现回升。

2) V-5ATB 合金在 900 °C 固溶处理随着时间延长, TiB 相逐步溶入到 V_{ss} 中, 晶粒随之长大。合金第二相析出强化及细晶强化的效应减弱程度大于固溶强化效应的增加程度, 导致合金在固溶处理后的硬度随时间延长而降低。

3) V-5ATB 合金可以通过固溶处理降低合金硬度以提高合金轧制成形能力, 较适宜的固溶处理工艺参数为 900 °C 保温 2 h。固溶处理后合金的 r_{up} 约为 53%, 相对于铸态合金提升了约 24%。

参考文献 References

- [1] Lu Y L, Wang Y, Wang Y F et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 70(11): 83
- [2] Dolan M D, Viano D M, Langley M J et al. *Journal of Membrane Science*[J], 2018, 549: 306
- [3] Jiang P, Huang H C, Sun B L et al. *Materials Today Communications*[J], 2020, 24: 101 112
- [4] Li X Z, Huang F F, Liu D M et al. *Journal of Membrane Science*[J], 2017, 524: 354
- [5] Sun Bolin(孙博林), Jiang Peng(江 鹏), Peng Guosheng(彭国胜) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 633
- [6] Zhang Y, Ozaki T, Komaki M et al. *Scripta Materialia*[J], 2002, 47(9): 601
- [7] Nishimura C, Ozaki T, Komaki M et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2003, 356-357: 295
- [8] Jiang Peng(江 鹏), Huang Huanchao(黄焕超), Ren Wenye(任文玥) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 3035
- [9] Dolan M D. *Journal of Membrane Science*[J], 2010, 362(1-2): 12
- [10] Jiang P, Liang D, Kellam M et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 728: 63
- [11] Jiang Peng(江 鹏), Yuan Tongxin(袁同心), Yu Yandong(于彦东). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(4): 433

- [12] Li X Z, Liu D M, Chen R R *et al.* *Journal of Membrane Science*[J], 2015, 484: 47
- [13] Ozaki T, Zhang Y, Komaki M *et al.* *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2003, 28(3): 297
- [14] Ishikawa K, Tokui S, Aoki K. *Intermetallics*[J], 2009, 17(3): 109
- [15] Liu Zhanwei(刘战伟), Wang Zhongmin(王仲民), Liu Fei(刘菲) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(6): 1033
- [16] Liu Fei(刘菲), Wang Zhongmin(王仲民), Huang Hewei(黄贺伟) *et al.* *Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2012, 43: 3401
- [17] Jiang P, Shi X B, Sun B L *et al.* *Rare Metals*[J], 2021, 40: 1932
- [18] Jiang Peng(江鹏), Yuan Tongxin(袁同心), Xiao Sijin(肖思进) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2018, 42(12): 1260
- [19] Jiang P, Sun B L, Wang H C *et al.* *Materials Research Express*[J], 2020, 7(6): 66 505
- [20] Huang Huanchao(黄焕超), Liu Meijuan(刘美娟), Sun Ming(孙明) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2021, 46(3): 153
- [21] Callister W D, Rethwisch D G. *Fundamentals of Materials Science and Engineering*[M]. New York: John Wiley & Sons Inc, 2012: 174
- [22] Jiang Peng, Yuan Tongxin, Xiao Sijin *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(8): 2537

Effect of Solution Treatment on Microstructure, Hardness and Rollability of V-5 (Al-5Ti-1B) Alloys for Hydrogen Separation

Jiang Peng¹, Liu Dawen¹, Liu Hui¹, Ren Wenyue¹, Huang Huanchao¹, Wu Wangping¹, Song Guangsheng², Zhang Yi¹, Dai Guohong¹

(1. School of Mechanical Engineering and Rail Transit, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243032, China)

Abstract: V-5 (Al-5Ti-1B) alloys (V-5ATB) were prepared by melting in vacuum electric arc melter. The effects of solution treatment temperature and time on the microstructure, hardness and rollability of V-5ATB alloys were studied by optical microscope, X-ray diffractometer, hardness testing and rollability testing technology. The results show that when V-5ATB alloys are solution treated at 800 and 900 °C, TiB phases gradually dissolve into V-based solid solution (Vss) and the grains grow with the increasing temperature. The weakening degree of the strengthening effect of TiB second phase and fine grains of the alloys is greater than the increase degree of the solid solution strengthening effect, resulting in the hardness of the alloys decrease with the increasing temperature. When the alloys are solution treated at 1000 °C, the TiB phases in the alloys almost completely dissolve into Vss, and the solid solution strengthening effect is dominant, resulting in the hardness of the alloys increase. When V-5ATB alloys are solution treated at 900 °C, TiB phases gradually dissolve into Vss and the grains grow with the extension of time. The weakening degree of the strengthening effect of the second phase and fine grain of the alloys is greater than the increase degree of the solid solution strengthening effect, resulting in the hardness of the alloys after solution treatment decrease with the extension of time. The optimum solution treatment parameter of V-5ATB alloys is 900 °C /2 h. The rollability of the solution treated V-5ATB alloy is improved by about 24% compared with those of the as-cast alloys.

Key words: V-based alloy; Al-5Ti-1B; hydrogen separation; solution treatment; microstructure; hardness; rollability

Corresponding author: Jiang Peng, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical Engineering and Rail Transit, Changzhou University, Changzhou 213164, P. R. China, E-mail: peng.jiang@cczu.edu.cn