

硼含量对有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金环境氢脆的影响

杨 彪¹, 陈业新^{1,2}, 李树龙¹

(1. 上海大学 材料研究所, 上海 200072)

(2. 上海大学 微结构重点实验室, 上海 200444)

摘 要: 通过在真空和氢气环境下的拉伸实验, 研究了硼含量对有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金力学性能和环境氢脆的影响。结果表明, 当在有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金中添加 0.02%B (质量分数) 时, 相对于无硼合金, 合金的晶粒尺寸减小了 27.5%, 合金在真空和氢气中的抗拉强度和延伸率均达到最大值; 而当硼含量继续增加时, 合金的晶粒尺寸、合金在真空和氢气中的力学性能均保持不变。无硼有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金在氢气中呈现严重的环境氢脆, 当在合金中添加 0.02%B 后, 合金氢脆因子降低了 34.4%, 合金的断口形貌由完全沿晶断口转变为穿晶和沿晶的混合断口; 当合金中的硼含量继续增加时, 合金的氢脆因子不再降低, 恒定在 50% 左右, 即硼原子只能部分抑制有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金在氢气中的环境氢脆。

关键词: 有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金; 硼含量; 晶粒尺寸; 环境氢脆

中图分类号: TG146.4⁺13; TG172

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)03-0976-06

金属间化合物的长程有序超点阵结构和较强金属键结合力使其具有优异的力学性能, 部分 L_{12} 结构的金属间化合物在高温下具有反常温度关系和较好的耐热性, 其作为结构材料在航天、航空领域具有良好的应用前景, 但其具有的室温环境脆性制约了它在工业上的应用。1979 年 A. Aoki 和 O. Izumi^[1] 发现微量硼原子可以强化 Ni_3Al 合金, 这开启了对硼原子强化金属间化合物作用及强化机理的研究。 Ni_3Al 合金不具有本征脆性, 添加的硼原子强烈地偏聚在晶界上, 提高了晶界强度, 改变了合金的断裂模式, 使合金的塑性得到了提高, 从而抑制了合金的在空气中的环境氢脆^[2-5]; X. J. Wan 等^[6,7] 证实硼原子严重阻碍氢在 Ni_3Al 合金中的扩散是其有效抑制合金中由水气诱发的环境氢脆的机理。T. Takasugi 等^[8,9] 认为硼在 $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ 中抑制空气中水气诱发的环境氢脆机理是由于硼原子与氢原子在晶界上竞争占位, 降低了氢原子在晶界上的浓度。通过研究有序态 Ni_3Fe 合金的环境氢脆^[10-12] 发现, 添加在合金中的硼原子偏聚在晶界上; 随着硼含量的增加, Ni_3Fe 合金的晶粒尺寸逐渐降低, 有序态合金在氢气和真空中拉伸的力学性能逐渐接近, 合金的氢脆因子逐渐趋近于零; 同时硼原子也降低了氢在 Ni_3Fe 合金中的表观扩散系数。但在 L_{12} 结构的 Co_3Ti 合金中添加硼原子后, 其在空气中的环境脆性并没有被抑制^[13,14], 原因是硼原子在 Co_3Ti 合金晶界上只有极微弱的偏聚^[8], 且硼原子对氢在 Co_3Ti 合金中的扩散系数也没有影响^[13]。计算结果^[15]

表明 Co-B-Co 结合键较弱是硼原子不能在合金晶界上偏聚的原因。而同为 L_{12} 结构的 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金也存在空气中的环境氢脆^[16], 且随合金中 Fe 含量的降低, 合金的环境氢脆敏感性加剧^[17], 当在有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金中添加 0.02%B (质量分数) 后, 硼原子可以完全抑制合金在空气中的脆性^[18]。但是硼原子对有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金在氢气环境中的力学性能的作用研究较少。本工作通过研究硼含量对有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 在真空和氢气中力学性能的作用, 探讨了硼抑制有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金在氢气中环境氢脆的作用机理, 研究结果有助于进一步理解硼原子抑制 L_{12} 结构金属间化合物中由氢气诱发的环境氢脆的作用机理。

1 实 验

实验材料的名义成分为: $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 、 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}-0.02\%\text{B}$ 、 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}-0.05\%\text{B}$ 、 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}-0.11\%\text{B}$ (质量分数, 下同), 合金中 Fe、Co 的原子比为 1:3。使用纯度高于 99.9% 的 Fe、Co、V 和 Fe-20.05%B 合金, 经电弧炉熔炼成尺寸为 25 mm×11 mm×100 mm 的板材。板材在真空石英管内经 1100 °C 均匀化退火 24 h 后, 在 1150 °C 热轧至厚度为 2.5 mm 的板材。热轧板经酸洗去除氧化皮后, 再冷轧至厚度约 1.0 mm。沿轧制方向经电火花线切割制备成标距段尺寸为 12 mm×2.8 mm×1 mm 的拉伸试样, 试样在真空石英管内经 1100 °C 保温 30 min 后水淬得到无序态样品。再将部分无序

收稿日期: 2017-03-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51271102)

作者简介: 杨 彪, 男, 1989 年生, 硕士, 上海大学材料研究所, 上海 200072, 电话: 021-56337364, E-mail: yangbiaoalive@163.com

态样品在真空石英管内经过 $700\text{ }^{\circ}\text{C}/17\text{ h} + 800\text{ }^{\circ}\text{C}/5\text{ h}$ 处理后随炉冷却得到有序态样品。所有试样都经过砂纸打磨至表面光滑。拉伸试验在带有环境室的 MTS-810 电-液伺服材料试验机上进行, 真空拉伸时环境室的真空度高于 $2 \times 10^{-2}\text{ Pa}$; 氢气中拉伸时, 先将环境室抽成 $2 \times 10^{-2}\text{ Pa}$ 的真空, 再充入由贮氢材料释放的纯度为 99.999 % 的氢气, 如此重复 2 次后再充入氢气进行拉伸试验。每个成分试样均进行重复拉伸试验, 试样的力学性能是 2 或 3 个试样实验结果的平均值。使用 SU-1510 扫描电镜对拉伸后的试样断口形貌进行观察。

2 结果与讨论

图 1 为不同硼含量有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的显微组织形貌, 图中有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的微观组织均为单相结构, 且存在退火孪晶。对硼含量为 0%、0.02%、0.05%和 0.11%的 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的晶粒尺寸用截线法进行了测量, 得到合金的平均晶粒尺寸分别为 54.6、39.6、39.1 和 $38.9\text{ }\mu\text{m}$, 添加 0.02%的硼原子使有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的晶粒尺寸降低了 27.5 %, 但当合金中的硼含量继续增加时, 合金的晶粒尺寸却基本保持不变。而研究表明 Ni_3Fe 合金和 $(\text{Fe, Ni})_3\text{V}$ 合金的晶粒尺寸均随合金中硼含量的增加而连续减小^[2,19], 与本研究的结果不同, 合金中硼含量对相同 L_{12} 结构金属间化合物晶粒尺寸的作用不同。硼原子细化有序态 Ni_3Fe 合金晶粒的机理为: 添加的硼原子偏聚在合金的晶界上^[10], 在退火再结晶过程中阻碍了晶界迁移, 从而使合金晶粒得到细化。当在有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金中添加 0.02%B 时, 合金的晶粒尺寸同样减小(图 1b), 此结果表明有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}-0.02\%\text{B}$ 合金中的硼原子在合金的晶界上也发生了偏聚。但当在有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金中继续增加硼含量时, 合金的晶粒尺寸却不再减小(图 1c、1d)。由此推测: 硼原子在有序态

$(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金晶界上的偏聚量存在极限值, 当合金晶界上的硼原子偏聚量达到极限值后, 尽管继续增加合金中的硼含量, 但晶界上偏聚的硼含量却不再增加, 从而不能继续增大阻碍晶界迁移的作用力, 导致合金的晶粒尺寸不再继续降低(图 1c、1d)。

图 2 为不同硼含量的有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在真空和 1 kPa 压力的氢气环境中拉伸时的应力-应变曲线。结果表明, 硼原子的添加对有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金力学性能具有明显的改善作用, 但图 2a、2b 中含有硼原子的有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金应力-应变曲线 B、C 和 D 相似。即当合金中硼原子的含量在 0.02%~0.11%范围内时, 硼原子对有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金力学性能的作用基本相同。不同硼含量的有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在真空和 1 kPa 压力氢气中拉伸时的力学性能数据统计在表 1 中。由图 2 和表 1 可知, 当在有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金中添加 0.02%B 后, 合金在真空中的力学性能得到了极大的提高, 合金的极限抗拉强度提高了 22.8%, 延伸率提高了 69.9%; 但当有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金中的硼含量继续增加时, 合金的极限抗拉强度和延伸率却基本保持恒定。由图 1 的结果表明, 合金中添加微量(0.02%)硼原子时可以明显细化晶粒。由金属学原理可知, 合金晶粒的细化可以提高合金的强度和塑性, 同时偏聚在晶界上的硼原子也可以提高晶界的强度^[3,5,12,20], 并对位错滑移起到调节作用^[19,21,22]。由此可见, 偏聚在合金晶界上的微量硼原子是有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在真空环境中拉伸时的抗拉强度和塑性提高的原因。

由图 3 中不同硼含量的有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在真空中拉伸时的断口形貌可知, 合金在真空中拉伸时的断口形貌均为沿晶和穿晶的混合断口, 当在合金中添加 0.02%B 时, 合金断口形貌中的穿晶韧窝状断口比例明显增多(图 3b); 但当硼含量继续增加时, 合金的断口形貌基本无变化(图 3c、3d)。从图 3

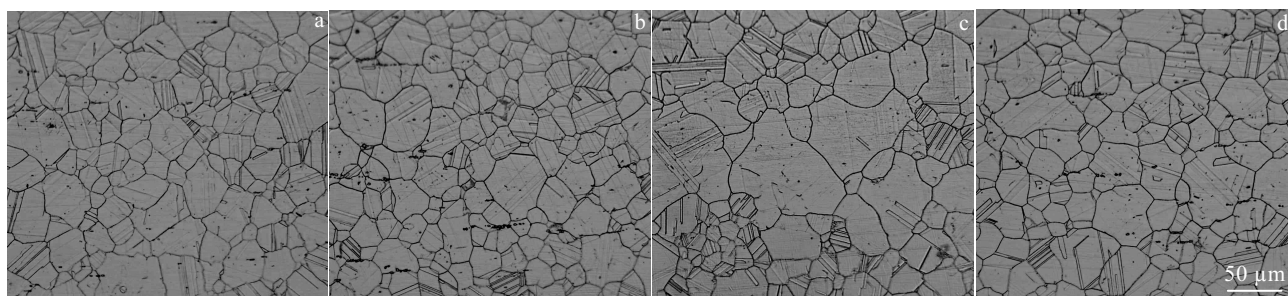
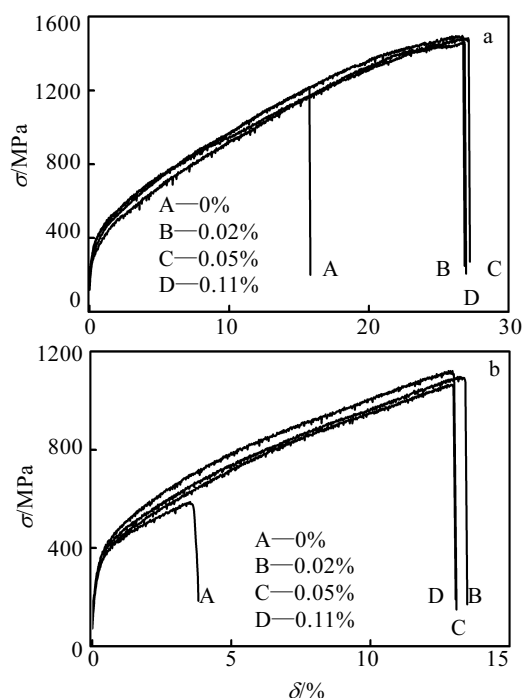


图 1 不同硼含量有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金金相

Fig.1 Optical microstructures of ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ with various boron contents: (a) 0%B, (b) 0.02%B, (c) 0.05%B, and (d) 0.11%B

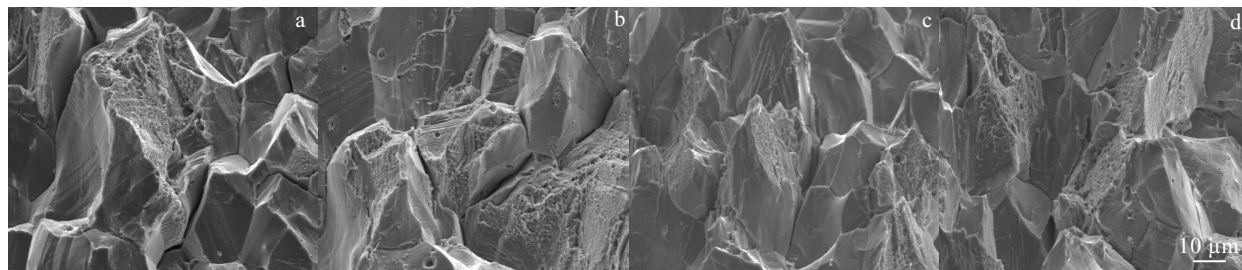
表 1 不同硼含量 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的力学性能Table 1 Tensile properties of $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloys with various boron contents in vacuum and 1 kPa H_2

Alloys	In vacuum		In 1 kPa H_2		$I_H^*/\%$
	UTS/MPa	$\delta/\%$	UTS/MPa	$\delta/\%$	
$(\text{Fe,Co})_3\text{V}$	1218.62	15.81	587.68	3.81	75.9
$(\text{Fe,Co})_3\text{V}-0.02\% \text{B}$	1496.62	26.86	1097.30	13.48	49.81
$(\text{Fe,Co})_3\text{V}-0.05\% \text{B}$	1482.96	27.24	1066.13	13.06	52.05
$(\text{Fe,Co})_3\text{V}-0.11\% \text{B}$	1461.63	26.97	1121.28	13.09	51.46

*Embrittlement factor: $I_H = [(\delta_{\text{vac}} - \delta_i) / \delta_{\text{vac}}] \times 100\%$ 图 2 不同硼含量有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的应力-应变曲线Fig.2 Stress-strain curves for ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ with various boron contents in vacuum (a) and 1 kPa H_2 (b)

的合金断口形貌的变化可以推测,添加在合金中的硼原子部分在晶界上发生了偏聚,改变了合金在真空中的断裂模式。但是有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在真空中的拉伸断口形貌不随合金中硼含量的变化而变化,说明硼原子在晶界上的偏聚量可能是有限的。当晶界上硼含量达到其极限值(0.02%左右)后,晶界上的硼含量不再增加,硼原子对合金力学性能和断裂模式的作用也不再增强。

当有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在 1 kPa 压力的氢气中拉伸时,随着合金中硼含量的增加,合金力学性能与其在真空中拉伸时力学性能呈现相同的变化趋势(图 2b)。由表 1 的数据表明,相对于无硼合金,有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}-0.02\% \text{B}$ 合金在氢气中的极限抗拉强度提高了 86.7%,延伸率提高了 254%。而当合金中的硼含量

图 3 不同硼含量有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在真空中的拉伸断口形貌Fig.3 SEM fractographs of ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ with various boron contents in vacuum: (a) 0%B, (b) 0.02%B, (c) 0.05%B, and (d) 0.11%B

继续增加时,合金的力学性能却基本保持不变。表 1 中,无硼有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的氢脆因子(I_H)为 75.9%,呈现出严重的环境氢脆敏感性。合金的氢脆因子随硼含量的变化表明,当在合金中添加 0.02%B 时,可使有序态合金的氢脆因子降低 34.4%。但当合金中的硼含量继续增加时,有序态合金的氢脆因子却基本恒定,保持在 50%左右,即在有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金添加微量硼原子可以有效地降低合金的环境氢脆敏感性,但是硼原子的添加不能完全抑制有序态合金在氢气中的环境氢脆。此结果与硼原子在有序态 Ni_3Fe

合金中对环境氢脆的作用完全不同,随着硼含量的增加,有序态 Ni_3Fe 合金在氢气中拉伸时的氢脆因子逐渐减小;当合金中硼含量达到 0.06% 时,合金的氢脆因子降低了 98.7%,有序态 Ni_3Fe 合金在氢气中的环境氢脆基本上被完全抑制^[12]。

图 4 为不同硼含量的有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在 1 kPa 氢气压力下拉伸时的断口形貌。可知,无硼有序态合金的断口形貌为完全的脆性沿晶断口(图 4a),当在合金中添加 0.02%B 后,断口形貌转变为沿晶和穿晶的混合型断口(图 4b),且合金穿晶韧性断口的

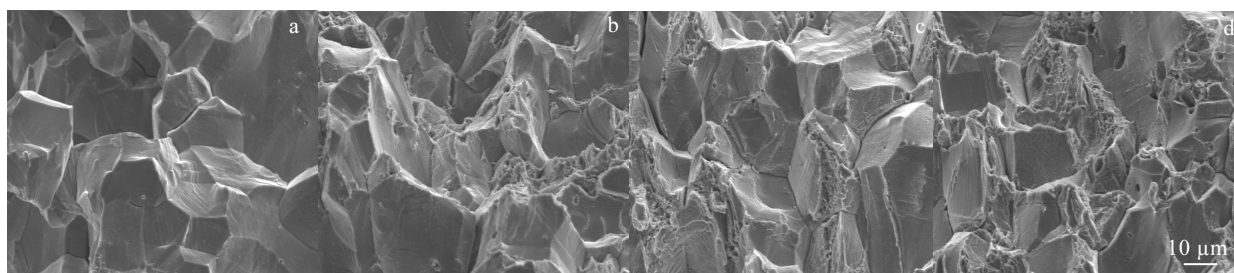


图4 不同硼含量有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在1 kPa H_2 下的拉伸断口形貌

Fig.4 SEM fractographs of ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ with various boron contents in 1 kPa H_2 : (a) 0%B, (b) 0.02%B, (c) 0.05%B, and (d) 0.11%B

比例小于相同成分合金真空拉伸断口中所占的比例(图3b)。但当继续增加合金中硼含量时,有序态合金在氢气中的断口形貌却变化不大(图4c、4d)。从有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金在氢气中拉伸断口形貌随硼含量的变化同样可以推测,添加在合金中的硼原子部分在合金的晶界上发生了偏聚,偏聚在晶界上的硼原子提高了晶界的强度,从而使有序态合金的断裂方式从不含硼合金的完全沿晶断裂模式(图4a)转变为含硼合金的沿晶和穿晶混合断裂模式(图4b、4c和4d)。但是合金断口形貌中的穿晶断裂的比例不随合金中硼含量变化同样说明硼原子在合金晶界上的偏聚量是有限的。

在氢气环境中,有序态金属间化合物中过渡族元素(Fe 、 Co 、 Ni 等)能催化裂解氢气分子成为氢原子,氢原子通过扩散进入合金,降低了晶界结合力。当合金发生形变时,聚集在晶界上的氢原子使有序态金属间化合物发生脆性沿晶断裂——环境氢脆^[23]。在 L_{12} 结构金属间化合物中添加微量硼原子可抑制其环境氢脆,譬如 Ni_3Al 、 Ni_3Si 、 $\text{Ni}_3(\text{Al, Mn})$ 、 $\text{Ni}_3(\text{Si, Ti})$ 等合金在水气环境中的氢脆^[5, 7-9, 20, 24], Ni_3Fe 、 $(\text{Fe, Ni})_3\text{V}$ 合金在氢气环境中的氢脆^[12, 25]。硼原子抑制 L_{12} 结构金属间化合物环境氢脆的机理为:添加在合金中的硼原子偏聚在晶界上^[3, 5, 12, 20],改善了晶界性质、提高了合金的晶界强度,同时硼原子与氢原子在晶界上竞争占位,降低了氢原子的沿晶扩散系数^[6, 11],从而抑制了 L_{12} 结构金属间化合物中环境氢脆的发生。但值得注意的是,在同为 L_{12} 结构的 Co_3Ti 合金中,由于硼原子在合金晶界上只有极微弱的偏聚^[8],导致硼原子对氢在 Co_3Ti 合金中的扩散系数没有影响,有序态 Co_3Ti 合金在水气环境中仍呈现严重的环境氢脆敏感性^[13, 14]。

上述的研究表明,硼原子在不同有序态金属间化合物晶界上的偏聚情况不同,其对合金环境氢脆敏感性的作用也不同。而硼原子在有序态金属间化合物晶

界上的聚集状态可以通过硼原子的成键状态来判断,第一性原理的计算发现在有序态 Co_3Ti 中存在 Co-B 反键合(anti-bonding),从而使得硼不具备改善 Co_3Ti 塑性的作用^[26];硼原子在 Ni_3Al 中能产生较强的 Ni-B-Ni 键^[27],使硼原子易聚集在合金的晶界上,而硼原子在 Co_3Ti 中只能产生键合力较弱的 Co-B-Co 键,使得硼原子在晶界上只有极微弱的偏聚^[15, 27]。当在 $(\text{Fe, Ni})_3\text{V}$ 合金中添加硼原子后,随硼含量的增加,合金的晶粒不断细化、合金在真空和氢气环境中的力学性能随之增加;实验结果间接证实了添加的硼原子在晶界上发生了偏聚,硼原子抑制了有序态 $(\text{Fe, Ni})_3\text{V}$ 合金在氢气中的环境氢脆^[25]。 $(\text{Fe, Ni})_3\text{V}$ 合金的实验结果与上述理论计算的结果一致,即在 $(\text{Fe, Ni})_3\text{V}$ 合金中添加硼原子后,可在合金中形成键合力较强的 Ni-B-Ni 键,使硼原子在晶界上发生偏聚,从而对合金的晶粒尺寸和力学性能产生影响。而本实验结果表明:当在有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金添加0.02%B后,合金的晶粒得到了细化,在真空和氢气环境中拉伸时的合金的力学性能得到了明显的提升,合金在真空和氢气中拉伸时的断裂模式也发生了改变,在真空拉伸断口上的穿晶断口形貌比例增加(图3b),而在氢气拉伸断口上出现了穿晶断口形貌(图4b),此结果表明添加硼原子的 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的晶界强度得到了提高,这从一个侧面证实硼原子在 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金晶界上发生了偏聚。但是当继续增加合金中的硼含量时,有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的晶粒尺寸、合金在真空和氢气环境中拉伸的力学性能及断口形貌却基本保持不变。此结果说明,当合金中的硼含量超过0.02%后,硼原子在晶界上的偏聚量没有继续增加,从而使得有序态 $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ 合金的晶粒尺寸(图1)、在真空和氢气环境中的拉伸力学性能及在氢气中的氢脆敏感性基本保持恒定(表1)。

比较硼原子对有序态 $(\text{Fe, Ni})_3\text{V}$ 合金^[25]和 $(\text{Fe, Co})_3\text{V}$ 合金在不同环境中拉伸时的力学性能的作用可

知,在 $(\text{Fe}, \text{Ni})_3\text{V}$ 合金中添加硼原子后,合金中形成了具有较强键合力的 Ni-B-Ni 键,导致硼原子在合金的晶界上偏聚,硼原子提高了晶界的强度、细化了晶粒、降低了氢原子的沿晶扩散系数,从而抑制了有序态 $(\text{Fe}, \text{Ni})_3\text{V}$ 合金在氢气中的脆性^[22]。当用 Co 原子替代 $(\text{Fe}, \text{Ni})_3\text{V}$ 合金中的 Ni 原子形成 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金后,硼原子对合金的作用发生了明显的变化,这可能与硼原子与合金原子之间的键合力有关。当在有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金中添加硼原子后,合金中可能形成键合力较弱的 Co-B-Co 键,导致硼原子在合金晶界上只能发生有限的偏聚,即硼原子在合金晶界上存在极限偏聚量。相对于不含硼的合金,硼原子仅能使有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金的晶粒尺寸有限降低;合金在真空和氢气中的力学性能得到有限的改善。合金在氢气中的氢脆因子只能降至 50%,即硼原子只能部分抑制有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金中由氢气诱发的环境氢脆。

3 结 论

1) 在有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金中添加 0.02%硼原子使合金的晶粒尺寸降低了 27.5%,合金在真空和氢气中的力学性能得到有效提高,合金在氢气中的氢脆因子降低了 34.4%。

2) 当有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金中的硼含量大于 0.02%后,即使合金中的硼含量继续增加,合金的晶粒尺寸、合金在真空和氢气中的力学性能及合金在氢气中的氢脆因子均保持恒定。

3) 硼原子在有序态 $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$ 合金晶界上的偏聚量存在极限值,从而导致硼原子只能部分抑制合金在氢气中的环境氢脆。

参考文献 References

- [1] Aoki A, Izumi O. *Nippon Kinzoku Gakkaishi*[J], 1979, 43: 1190
- [2] White C L, Padgett R A, Liu C T. *Scripta Metallurgica*[J], 1984, 18(12): 1417
- [3] Liu C T, White C L, Horton J A. *Acta Metallurgica*[J], 1984, 33(2): 213
- [4] George E P, Liu C T, Popet D P. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 27(3): 365
- [5] George E P, Liu C T, Lin H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 192-193: 277
- [6] Wan X J, Zhu J H, Jing K L. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 31(6): 677
- [7] Cheng X Y, Wan X J, Guo J T *et al. Scripta Materialia*[J], 1998, 38(6): 959
- [8] Takasugi T, Hono K, Suzuki S *et al. Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 29(12): 1587
- [9] Ma C L, Takasugi T, Hanada S. *Materials Transactions*[J], 1995, 36(1): 30
- [10] Liu Y, Liu C T, Heatherly L *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64(3): 303
- [11] Chen Y X, Ma J, Liu C T. *Intermetallics*[J], 2011, 19(1): 105
- [12] Ma Jie(马 杰), Chen Yexin(陈业新). *Journal of Nanjing University(Nature Sciences)*(南京大学学报, 自然科学版)[J], 2009, 45(2): 241
- [13] Cheng X Y, Wan X J, Chen Y X. *Scripta Materialia*[J], 1997, 37(7): 1065
- [14] Takasugi T, Takazawa M, Izumi O. *Journal of Materials Science*[J], 1990, 25(10): 4239
- [15] Wu M Y, Zhu J, Wan X J. *Intermetallics*[J], 2001, 9(8): 705
- [16] Nishimura C, Liu C T. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 25(4): 791
- [17] Nishimura C, Liu C T. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 27(10): 1307
- [18] Pike L M, Liu C T. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 27(10): 1313
- [19] Hou Xibei(侯锡贝), Chen Yexin(陈业新). *Journal of Shanghai University*(上海大学学报)[J], 2015, 21(1): 1
- [20] Liu C T, George E P, Oliver W C. *Intermetallics*[J], 1996, 4(1): 77
- [21] Wan X J, Zhu J H, Jing K L. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 26(3): 473
- [22] Baker I, Schusson E M. *Scripta Metallurgica*[J], 1989, 23(3): 345
- [23] Zhang Yonggang(张永刚), Han Yafang(韩雅芳), Chen Guoliang(陈国良) *et al. Structural Intermetallics*(金属间化合物结构材料)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2001: 403
- [24] Zhu J H, Wan X J, Wu Y. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 29(3): 429
- [25] Hou Xibei(侯锡贝). *The Effect of Boron Content on The Mechanical Properties and H₂-Induced Environmental Embrittlement of (Fe,Ni)₃V Alloys* (硼含量对金属间化合物 $(\text{Fe}, \text{Ni})_3\text{V}$ 力学性能和环境氢脆的影响)[D]. Shanghai: Shanghai University, 2015
- [26] Lu G, Guo J T, Chen K Y *et al. Acta Materialia*[J], 1996, 44(10): 4019
- [27] Zhu J, Miao Y, Guo J T. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(5): 1989

Effect of B Content on Environmental Embrittlement of Ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ Alloys

Yang Biao¹, Chen Yexin^{1,2}, Li Shulong¹

(1. Institute of Materials Science, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

(2. Laboratory for Microstructures, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract: The mechanical properties and environmental embrittlement of ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloys doped with various boron contents were investigated by tensile tests in vacuum and 1 kPa H_2 . The results show that the grain size of the ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloy doped with 0.02wt%B decreases by 27.5% compared with boron-free $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloy, while the tensile strength and elongation reach the maximum value. However, as the boron content in the ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloy exceeds 0.02wt%, the grain size and mechanical properties remain unchanged both in vacuum and hydrogen gas. The ordered boron-free $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloy exhibits serious environment embrittlement. By adding 0.02%B the hydrogen embrittlement factor of the ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloy decreases by 34.4% and the fracture morphology changes from full intergranular to mixed fracture of intergranular and transgranular. But when boron content increases continuously in the ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloy, the hydrogen embrittlement factor keeps about 50%, indicating boron cannot completely suppress the environmental embrittlement of the ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloy in hydrogen.

Key words: ordered $(\text{Fe,Co})_3\text{V}$ alloys; boron content; grain size; environmental embrittlement

Corresponding author: Chen Yexin, Ph. D., Professor, Institute of Materials Science, Shanghai University, Shanghai 200072, P. R. China, Tel: 0086-21-56337364, E-mail: yxchen@shu.edu.cn