

Cr 含量对核用近 α 钛合金组织与性能的影响

赵 彬^{1,2}, 赵永庆^{1,2}, 罗媛媛², 侯智敏^{1,2}, 张菁丽², 吴金平², 张平祥^{1,2}

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 以核用新型 Ti-Al-V-Zr 系近 α 钛合金为研究对象, 在基础合金上添加 0.76% (质量分数, 下同) 与 1.52% 的 Cr 元素, 研究了 Cr 含量对近 α 钛合金组织及性能的影响规律。结果表明: Cr 促进了组织中次生 α 的析出, Cr 的添加导致了针状组织中 V 的富集; XRD 结果显示: 合金中的 β 相含量随 Cr 含量增加而增加; Cr 元素的加入, 在不降低合金塑性的条件下, 可以显著提高合金的室温抗拉强度和屈服强度, 这与合金的组织状态有关。示波冲击试验发现: Cr 含量在 0.76% 左右时, 合金的冲击韧性值最大, 屈强比最高。断口结果表明: Cr 含量在 0.76% 的 T2 合金比其他合金断口处颈缩明显, 韧窝深, 且撕裂棱较小, 断裂路径曲折, 这与合金的组织中次生 α 相的数量与形状有关。

关键词: 近 α 钛合金; 显微组织; 冲击性能; 抗拉伸性能; 核反应堆

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)08-2640-07

钛合金因其具有高的比强度、良好的机械性能和热稳定性、优良的焊接性能和耐腐蚀性等特点, 被广泛地用于航空、航天舰船、化工设备、石油钻探及核能设备管道等方面。虽然钛合金不是传统的核材料, 但是因其较全面材料性能数据、成熟的工业规模生产和供货及丰富的矿产资源等优点^[1-3], 受到越来越多的关注, 成为了核结构材料以及包壳材料的候选材料, 进入了国际核裂变项目结构材料的竞争行列^[4]。

α 钛合金是新一代水冷核反应堆最有前景的一种材料, 其良好的耐辐照性, 较低的辐照肿胀率和放射性活性、良好的机械性能, 耐腐蚀性等特点^[5-8], 确保了未来核电站所要求的长时间的高可靠性、稳定性和环境安全性^[9]。但是 α 钛合金屈服强度较低, 在蒸汽介质中易发生整体或局部渗氢而导致氢脆, 无法满足核反应堆对壳体结构件强度及热稳定性的要求, 随着核电站的环境安全性要求越来越高, 美、日、俄等国家都在积极选用或开发新型钛合金用来替代传统的超低碳不锈钢作为核反应堆壳体材料, 而俄罗斯在这方面起步较早, 研发的 Ti-Al-V-Zr 系近 α 钛合金, 已在中小功率核反应堆中实现了应用^[10,11]。

近 α 钛合金兼具 α 钛合金和两相钛合金的优点, 是核用钛合金的发展方向。而根据残留放射能的计算结果显示, 当 Ti 中同时含有 V 和 Cr 时, 钛合金材料

将具有最大的放射剂量衰变速度^[12]。然而近 α 钛合金中含有 V 时, Cr 含量对其组织与性能影响方面的研究非常少, 为此本研究在放射性快速衰减 Ti-Al-V-Zr 系近 α 钛合金中添加了少量 Cr 元素。根据基础合金系近 α 钛合金的 Mo 当量计算出 Cr 的最大添加量为 1.52% (质量分数, 下同), 同时考虑到 Ti-Cr 相图中 Cr 的最大固溶度, 选择了 Cr 添加量为 0.76% 的合金配比。本工作研究了 3 种合金中 Cr 元素对近 α 型钛合金显微组织的优化效果, 对材料拉伸及冲击性能影响规律, 以优化反应堆用结构钛合金性能, 使新合金综合性能得到合理匹配。

1 实 验

采用真空自耗电弧炉熔炼了 3 种成分的 Ti-Al-V-Zr-Cr 系钛合金 25 kg 铸锭, 采用 DSC 对 3 种合金的相变点进行测试, 3 种合金的实测化学成分和相变点如表 1 所示。铸锭经单相区开坯, 在 $\alpha+\beta$ 两相区锻造、840 °C 轧制成 $\Phi 16$ mm 棒材。沿轧制好棒材轴向切取拉伸、冲击及金相试样, 并进行 900 °C/1 h 热处理后出炉空冷试验。

热处理试验设备采用箱式电阻炉; 力学性能测试在 INSTRON1185 多功能拉伸试验机上进行; 夏比冲击试验采用 PTM2000 金属摆锤式示波冲击试验机, 冲

收稿日期: 2018-10-22

基金项目: 国家重点研发计划 (2016YFB0301201); 陕西省重点科技创新团队计划 (2016KCT-27)

作者简介: 赵 彬, 男, 1976 年生, 博士, 高级工程师, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86231078, E-mail: zhaobin_51@126.com

表1 Ti-Al-V-Zr-Cr系列合金的化学成分及 β 转变温度 T_{β}
Table 1 Chemical composition ($\omega/\%$) and β -transus temperature (T_{β}) of Ti-Al-V-Zr-Cr

Alloy	$T_{\beta}/^{\circ}\text{C}$	Al	V	Zr	Cr	Fe	O	Ti
T1	934	5.07	2.96	2.95	-	0.02	0.091	Bal.
T2	925	5.13	3.03	2.87	0.76	0.02	0.087	Bal.
T3	913	4.97	3.11	2.83	1.52	0.02	0.071	Bal.

击试验按照 GB/T229-1994《金属夏比缺口冲击试验方法》在室温下进行,试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm 的 V 型缺口标准试样。利用奥林巴斯 PMG 3 卧式光学显微镜和 JMS6460 扫描电镜进行显微组织及冲击断口形貌的观察,并在 EM-200GX 型透射电镜上观察和分析合金的微观组织。

2 结果与分析

2.1 Cr 含量对合金的显微组织与相结构的影响

图 1 为不同 Cr 含量 3 种合金棒材退火处理后的微观组织形貌。从图 1 中可以看出,3 种合金组织形貌主要为双态组织,除此之外,还有在次生针状 α 晶粒的边界上残留了白色的 β 转,这是因为退火温度因接近该合金相变点 912 $^{\circ}\text{C}$,小部分 α 开始向 β 转变,这也是近 α 钛合金的特点(β 型元素较多)。T1 合金在退火时,仍然以长大的等轴 α 为主,约为 4.5 μm (图 1a),T2 合金中等轴 α 约为 4 μm ,次生 α 含量明显增加(图 1b);随着 Cr 含量增加至 1.52%,等轴 α 减小到约 3.5 μm ,次生针状 α 尺寸数量增加(图 1c)。按初生 α 的晶粒度大小来区分,其遵循 T1>T2>T3,但 T2 中的初生 α 晶粒度显然大小均匀。从数量看,次生针状 α 比等轴 α 在组织中所占比例提高,因此使用软件统计,计算出次生 α 在 3 种合金的组织中所占比例分别为 24%,25.6%,30.5%(利用 IPP 软件计算),显然次生针状 α 的数量随 Cr 元素增加而明显增加,初生

α 的晶粒尺寸越来越小,这说明 Cr 元素有明显细化晶粒的作用。

钛合金中加入 Cr 元素可以稳定 β 相,在加热过程中阻止晶粒过快长大,因此推断 Cr 元素含量不同是导致 3 种合金组织晶粒尺寸出现差异的主要原因。根据 Ti-Cr 二元相图可以知道^[13],在钛合金 α 相中 Cr 元素饱和固溶体极限含量 0.5%,超过这个值,在 667 $^{\circ}\text{C}$ 附近会发生共析转变 $\beta\rightarrow\alpha+\text{TiCr}_2$,生成的 TiCr_2 属于脆性有序相,反而对合金的热稳定性不利。因此,在 Ti-Al-V-Zr 系合金中添加 Cr 时,应当考虑 Cr 的饱和度。为了进一步确定组织中 Cr 的分布,进行了 EDS 分析,如表 2 所示。

从表 2 中可以看出,3 种合金中 Al 在初生 α 组织中富集,在针状组织中贫化;而 V 在针状组织中明显富集。T2 合金中初生等轴组织中的 Cr 明显低于基体,而针状组织中的则明显超过基体。显然 Cr 在初生 α 晶粒贫化,在针状组织中富集,这说明 Cr 能很好地促进针状组织的形成,而钛合金中针状组织的析出有利于提高合金的塑性。

相同的合金组织中,随着 Cr 含量的增加,其对针状组织中的 V 的富集有促进作用,但 Cr 含量增加到 1.52%时,反而减弱了 V 的富集程度。如 T2 合金的针状组织中 V 含量(4.29%)明显高于 T3 合金的针状组织中 V(3.39%),约增加 21%。为排除样品的特殊性,重复测试了几个区域,虽然数据有点差异,但增长趋势是一致的,这说明,0.76%Cr 明显促进近 α 钛合金中针状组织的 V 元素的富集。有资料表明^[14]:当钛合金中 V, Zr 同时存在时,则都属于 β 稳定元素。而本研究中发现 β 稳定能力强的 Cr 的添加量过多,至 1.52%,则会降低针状组织中 V 的固溶度,这可能会对合金的力学性能产生影响。

图 2 为不同 Cr 含量的 Ti-Al-V-Zr-Cr 系合金的退火后的 XRD 图谱。由图 2 可知:3 种合金主要相为

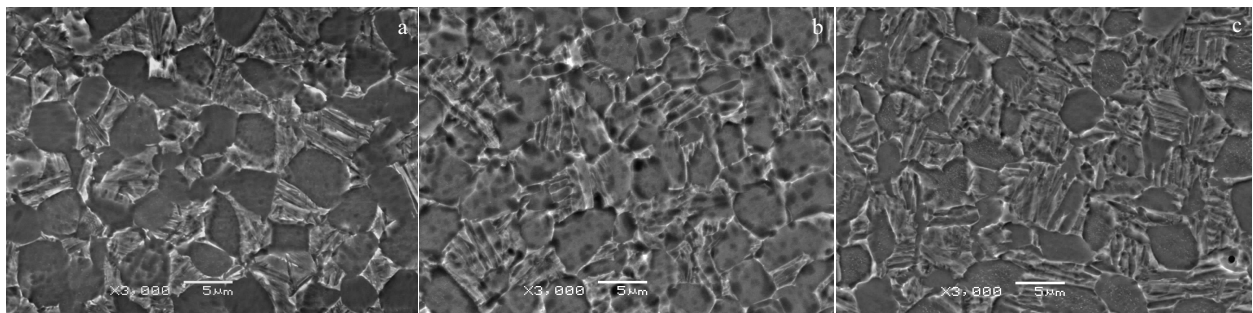


图 1 不同 Cr 含量合金微观组织形貌

Fig.1 Microstructures of the bar with different Cr contents: (a) T1 alloy, (b) T2 alloy, and (c) T3 alloy

表 2 3 种合金的不同位置的 EDS 分析
Table 2 Chemical composition of the three alloys at various points ($\omega/\%$)

Alloy	Position	Al	V	Zr	Cr	Ti
T1	Matrix	4.96	2.84	2.59	-	Bal.
	Equiaxial	4.61	1.40	1.63	-	Bal.
	Acicular	3.52	3.79	2.22	-	Bal.
T2	Matrix	5.41	2.59	2.98	0.74	Bal.
	Equiaxial	5.22	0.45	2.49	0.14	Bal.
	Acicular	3.31	4.29	3.62	1.63	Bal.
T3	Matrix	4.98	2.71	2.78	1.58	Bal.
	Equiaxial	5.28	0.80	2.52	0.51	Bal.
	Acicular	3.63	3.39	3.57	1.84	Bal.

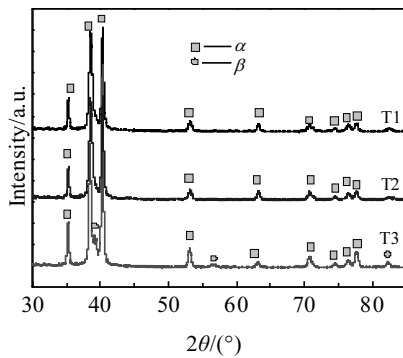


图 2 3 种合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the Ti-Al-V-Zr-Cr alloys with different Cr contents

α 相, 仅 T3 合金中发现了 β 相的存在。2 θ 角为 57°, 83°左右的 β 相衍射峰已被清楚地看到, 表明 β 相含量增加较为明显。众所周知, Cr 元素是共析型 β 稳定化元素, 可显著提高 β 相的稳定性。显然本研究的合金中 β 稳定元素 Cr 的提高对 β 的形成有促进作用。对比图 1 中的发现, β 相存在于 3 种合金中, 但是由于 XRD 统计数量的限制, 仅在 T3 合金中发现了该相, 这也说明 T3 合金中的 β 相的数量较 T1, T2 合金的多。XRD 结果未发现 TiCr_2 相。有研究表明^[15], 在高温长时间条件下 β 相易发生共析反应, 但是同时加入了 β 同晶元素 V (密度相对轻), 共析反应可受到抑制。显然本研究中 T2 与 T3 合金中次生 α 相中 V 抑制了 Cr 的共析反应。这与组织分析统计结果相一致。也有可能数量 < 3%, 因此本研究还进行了组织的 TEM 分析。

对 Cr 含量最高的 T3 合金进行了 TEM 观察, 以考察合金中是否析出 TiCr_2 相。图 3 是 T3 合金退火样品 TEM 像, 通过对 β 相转变组织区域进行衍射斑点标定, β 转变晶粒未发现有新相析出, 白色标定区域内应该为大量的位错缠结。T3 合金强度的提高, 可能是位错密度较高, 位错缠结后引起更多的畸变能, 塑

性变形时需要克服更多的畸变能, 因此必须提高外加载荷, 才能变形。

Cr 元素在 667 °C 附近会发生共析转变 $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiCr}_2$, 生成的 TiCr_2 属于脆性有序相, 进而对合金塑性和韧性有很大影响。结合 3 种合金 XRD 图谱分析结果也未发现有 TiCr_2 相析出。 TiCr_2 相主要出现在 Cr < 5% 的钛合金中。文献[16]在粉末冶金法制备的 2%Cr 元素含量 TC4 合金的 TEM 和 XRD 中也未发现有 TiCr_2 相。本研究在 Cr < 1.52% 的 Ti-Al-V-Zr-Cr 系合金中, 也未发现 TiCr_2 相, 这说明短时退火状态下, 即使是 1.52% 的 Cr 元素, 并不能引起 TiCr_2 相的析出, 大量的 Cr 元素主要集中在针状 α 组织中, 而 V 的存在可抑制共析反应, 很难析出 TiCr_2 相。从另一方面来看, TiCr_2 会增大合金的脆性, 对新合金而言, 未发现该相, 反而对合金的塑性有益。

2.2 Cr 含量对合金拉伸性能的影响

图 4 所示为 3 种合金的拉伸性能折线图。从图中可以看出, 基体合金的抗拉强度 (R_m) 为 839 MPa, 屈服 ($R_{p0.2}$) 约为 720 MPa, 延伸率 (A) 约为 18%,

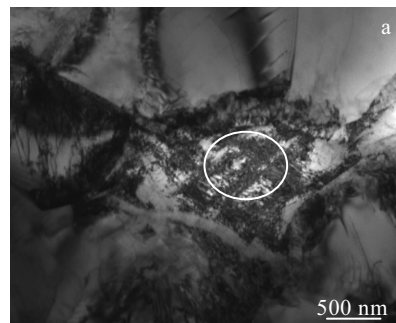


图 3 经 900 °C/1 h AC 退火的 T3 合金样品 TEM 组织

Fig.3 TEM image of the T3 alloy under 900 °C/1 h AC

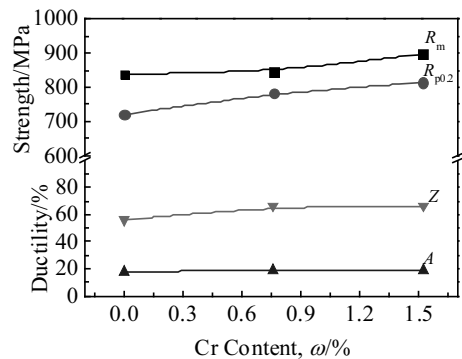


图 4 经 900 °C/1 h AC 退火处理合金的拉伸性能

Fig.4 Tensile properties of the Ti-Al-V-Zr-Cr alloys with different Cr contents heat treated under 900 °C/1 h AC

断面收缩率 (Z) 为 56%, 随着 Cr 含量的添加, 强度提高, 延伸率维持不变, 断面收缩率略有提高, 这说明 Cr 元素有提高合金强度的作用, 而对合金的塑性影响较小。根据 Hall-Petch 公式: $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{1/2}$, 晶粒越细小, 强度越高, 由于 3 种合金中 T3 合金中次生 α 多, 晶粒最细小, 因此其强度也最高。考虑 XRD 结果, 合金中 β 相随着 Cr 含量的增加而略有增加, 总数量并不多, 因此只提高了合金的屈服和抗力强度, 而对断面收缩率和延伸率影响不大。从元素方面考虑, 有研究表明^[17], 在钛合金中, β 稳定元素 Cr 对次生 α 相有明显的强化作用, 提高合金的抗拉强度。在本研究中, Cr 的添加提高了近 α 合金的抗拉强度, 还提高了其屈服强度, 同时对断面收缩率略有提高, 这是由于 Cr 促进了针状的次生 α 相的析出数量, 而针状组织的晶界较多, 晶界变形所需的能量较大, 因此强度上升, 又因为大量析出的针状晶组织组成了网篮组织, 其塑性也得到了提高。

2.3 Cr 含量对合金冲击韧性影响

为了考察 Cr 元素对合金韧性的影响规律, 对 3 种合金棒材沿轴向切取标准示波冲击试样, 在 900 °C / 1 h 退火棒材上取 3 个平行试样, 进行了示波冲击试验, 同时对 3 种合金在室温下的冲击载荷-位移曲线进行积分求和, 计算出材料的冲击弹性功 W_e 、塑性变形功 W_d 和裂纹扩展撕裂功 W_p 。从图 5 看出, 3 种钛合金的弹性变形功 W_e 都很小, 塑性变形功 W_d 较大, 这表明断裂前均发生了一定的塑性变形。KV₂ 值越大表示材料在断裂过程中吸收的能量越多, 材料抵抗裂纹扩展的阻力越大, 3 种合金的 KV₂ 值大小顺序是 T2 > T3 > T1。一般而言, 裂纹扩展功 W_p 越大, 说明裂纹

扩展较慢, 材料韧性好。冲击韧性的大小, 主要取决于裂纹扩展功^[18], 尤其是稳定裂纹扩展功。T2 合金冲击韧性高主要是因为裂纹扩展撕裂功 W_p 所占比例最大, 说明裂纹出现后扩展速度很慢, 主要以韧性断裂为主导地位。随着 Cr 元素含量增加, T3 合金的裂纹扩展撕裂功 W_p 快速下降, 这也导致了合金的韧性值 KV₂ 的下降。

裂纹萌生功定义为 $W_e + W_d$, 与裂纹萌生与缺口处一定范围的弹性、塑性变形有关, 也称为裂纹形成功。裂纹萌生功反映了裂纹生成的难易和快慢, 它取决于材质原子间的结合力与材料的滑移系的多少。显然少量的 Cr 元素 (0.76%) 加入有利于提高合金冲击载荷下阻止裂纹萌生能力。相同的合金系, 不同的 Cr 元素添加量, 冲击性能的变化与能谱中 T2 合金中针状组织的 V 元素的富集有很大关系。针状 α 组织的 β 同晶型 V 元素富集, 位错密度高, 所产生的晶格畸变能大, 能使固溶体保持较高的抗裂纹扩展能力。而添加过多的 Cr 元素, 因其 β 稳定能力较强, 抢占了 V 的位置, 使其固溶度下降, 位错密度减小, 从而引起了抗裂纹扩展能力下降。考虑到合金的综合性能, 最优的 Cr 元素添加量为 0.76% 左右。

3 种合金的屈强比随着合金的 Cr 含量的增加呈先升后降趋势, 与合金的冲击韧性呈相同的趋势, 如图 5 所示。研究表明^[19]: 钛合金的屈服强度和断面收缩率提高, 则冲击韧性降低。从本研究的 3 种合金的冲击数据分析, 屈强比高, 冲击韧性高; 屈强比低, 冲击韧性低, 这说明屈服强度高时, 合金弹性变形多, 屈服强度低时, 合金的塑性变形多, 这可能与合金组织中的次生 α 的形态与数量有关。从组织上来看, 次生 α 过于细小, 数量较大, 对裂纹扩展过程中的阻滞和偏转作用不好, 不利于冲击韧性的提高, 那么 Cr 的添加量, 应该控制在约 0.76%, 才不会导致次生 α 形成的网篮组织占比过多, 过于细小。对于核反应堆耐压壳体用 Ti-Al-V-Zr 系钛合金, 添加 Cr 元素不但可以满足辐照环境下合金具有更快的感生放射性衰变速度, 同时在不降低合金塑性的前提下, 可以大幅度提高合金的室温冲击韧性, 是基础合金的 0.7 倍。

2.4 Cr 含量对合金断口的影响

为了深入研究 Ti-Al-V-Zr 系近 α 钛合金的断裂, 分别对 3 种合金拉伸宏观与微观垂直拉伸方向的裂纹走向进行观察, 如图 6 所示。图 6 中, 从宏观来看, 合金断裂都属于塑性断裂, T1 合金的断裂面较大, T2 合金的断裂面最小, 颈缩明显, 说明塑性变形更多, 显然具备更高的塑性值, T3 合金的断裂面垂直拉伸方向长度比 T2 大, 但比 T1 合金的小; 从微观来看 (图

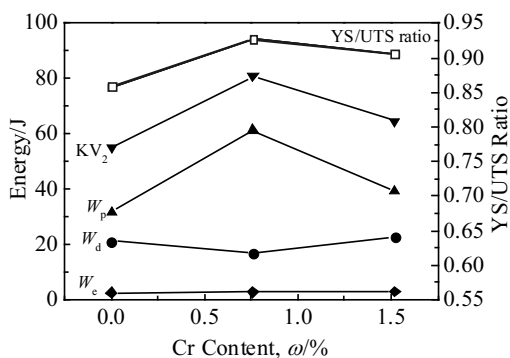


图 5 经 900 °C / 1 h AC 退火处理合金的示波缺口冲击值、各部分功和屈强比

Fig.5 Yield strength/ultimate tensile strength, KV₂ values and three kinds of deforming energy of the three new alloy bars heat treated under 900 °C / 1 h AC

6 插图), T1 合金的锯齿状撕裂棱较多, T2 合金由于水平方向的塑性变形大, 垂直拉伸方向的撕裂棱反而少, T3 合金的撕裂棱与 T2 相当, 说明 T3 合金的塑性与 T2 合金相差不大。值得注意的是, 因为近 α 钛合金的塑性较好, 所以 3 种合金都没有发现次生裂纹。因此进一步观察了合金的冲击断口。

图 7 为合金的冲击宏观与微观断口及裂纹扩展。从宏观断口 (图 7a~7c 插图) 来看, 3 种合金退火后的 V 型缺口冲击试样宏观断口显示, 颈缩明显, 韧窝较多, 都为韧性断裂。值得注意的是, T2 合金的宏观断口剪切唇面积最大, 这与冲击试验结果相对应 (T2

的 KV_2 值最大)。从断口的微观组织来看, 随着 Cr 含量的增加, 断口韧窝尺寸逐渐增大, 韧窝深度也逐渐加深 (图 7a, 7b), 撕裂棱多, 可以看到明显的沿晶撕裂以及二次裂纹, 至 T3 合金时 (图 7c), 韧窝深度明显较 T2 合金浅, 更多的是层间撕裂。从图中断口横截面裂纹扩展图 (图 7d~7f), 可以看出 T1 合金的断口裂纹沿着等轴 α 晶界扩展相对较平滑; T2 和 T3 合金裂纹扩展相对 T1 合金更加曲折, 但 T3 合金在裂纹曲折内部较为平滑, 撕裂棱弧度较大, 考虑到综合冲击性能数据, T2 合金在冲击变形过程中, 剪切唇最大, 撕裂曲线更长, 更能吸收冲击能量, 冲击韧性

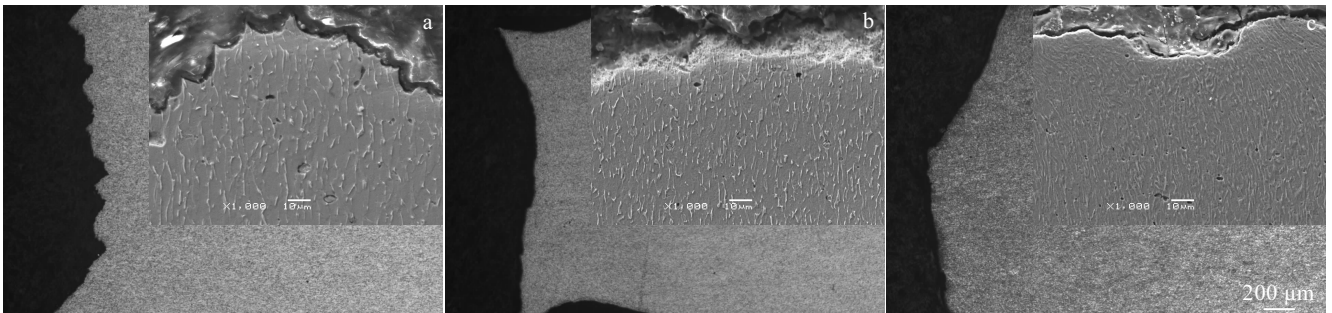


图 6 经 900 °C/1 h AC 退火处理合金的拉伸侧面 SEM 形貌

Fig.6 Cross-section microstructures of the tensile specimens under 900 °C/1 h AC: (a) T1 alloy, (b) T2 alloy, and (c) T3 alloy

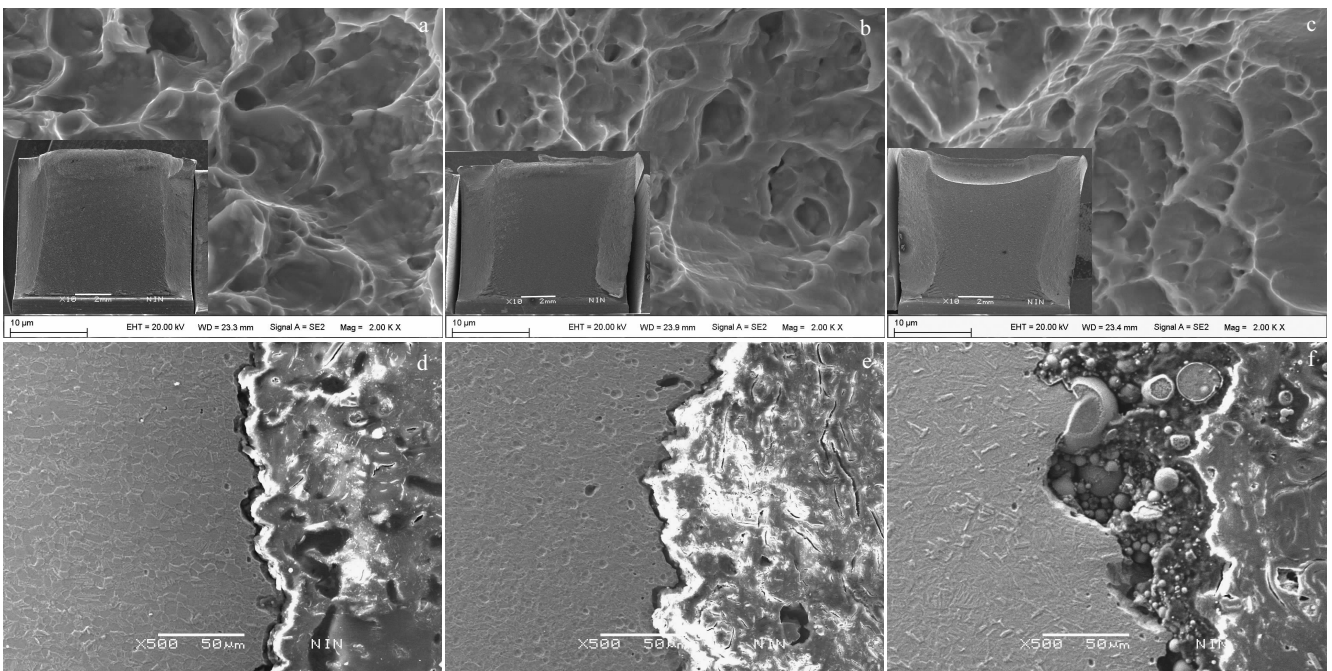


图 7 经 900 °C/1 h AC 退火处理合金的冲击断口和裂纹扩展的 SEM 照片

Fig.7 Fracture surface (a~c) and cross-section (d~f) microstructures of impact specimens under 900 °C/1 h AC for T1 alloy (a, d), T2 alloy (b, e) and T3 alloy (c, f)

更高,这与示波冲击试验分析结果一致。近 α 钛合金中,等轴组织中的次生 α 相晶粒尺寸越小,则钛合金冲击性能中裂纹扩展的路径越短,所能吸收的裂纹扩展功越小,导致冲击韧性降低^[20-22]。次生 α 相过于细小,对裂纹扩展过程中的阻滞和偏转作用不好,不利于冲击韧性的提高。显然,Cr元素的添加提高了 α 相固溶度,降低了合金的缺口裂纹敏感性,同时减小了初生 α 晶粒尺寸。但过多的Cr元素添加导致退火过程中合金次生 α 相数量增多,且形状过于细小,有利于裂纹的扩展。这也是T3合金相对于T1合金而言,虽然在冲击断口纤维区裂纹扩展更加曲折,但是在撕裂部位弧度较大,较平滑的原因。

3 结论

1) Cr元素的加入可以明显细化Ti-Al-V-Zr系合金的晶粒,促进了合金组织中次生针状 α 的析出,且0.76%Cr可以明显促进次生针状 α 中V,Zr的富集。

2) 在不降低Ti-Al-V-Zr系合金塑性的情况下,Cr元素的添加显著提高了合金断裂强度和屈服强度,其中0.76%Cr合金强塑性最佳。

3) Cr元素的加入可以显著提高合金的冲击性能,其中添加量0.76%Cr的T2合金的冲击性能最佳,这与次生 α 的中V元素富集有关。

4) 0.76%Cr的T2合金比其他合金颈缩明显,断裂面小,韧窝深,且撕裂棱较小,断裂路径长。Cr元素加入过多导致 β 转变组织中次生 α 数量增加,网篮组织占比较多,裂纹扩展较快,使得冲击韧性下降。

参考文献 References

[1] Zhao Yongqing(赵永庆). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2014, 33(7): 398

[2] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Shang Guoqiang(商国强) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(3): 7

[3] Chang Hui(常辉), Wang Xiangdong(王向东), Zhou Lian(周廉). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2014, 33(9-10): 603

[4] Davis J W, Ulrickson M A, Causey R A. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1994, 212-215: 813

[5] Marmy P, Leguey T, Belianov I et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2000, 283-287: 602

[6] Davis J W, Wille G W, Heitzenroeder P. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1996, 233-237: 592

[7] Marmy P, Leguey T. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2001, 296(1-3): 155

[8] Rodchenkov B S, Kozlov A V, Kuznetsov Y G et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2007, 367-370: 1312

[9] Belous V A, Borodin O V, Bryk V V et al. *Functional Materials*[J], 2013, 20(3): 351

[10] Gorynin I V, Ushkov S S, Mikhaylov V I. *Proceedings of the 11th World Conference on Titanium*[C]. Kyoto: The Japan Institute of Metals, 2007: 1617

[11] Han Zhiyu(韩志宇), Xu Wei(徐伟), Liang Shujin(梁书锦) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2015, 32(3): 7

[12] Marmy P, Leguey T, Belianov I et al. *Foreign Nuclear Power*[J], 2008, 29(4): 56

[13] Zhang Zhu(张翥), Wang Qunjiao(王群骄), Mo Wei(莫畏). *Titanium Metallography and Heat Treatment*(钛的金属学和热处理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 21

[14] Sobol' O V, Andreev A A, Gorban' V F et al. *Technical Physics Letters*[J], 2012, 38(7): 616

[15] Zhang Baochang(张宝昌). *Nonferrous Metal and Heatreatment*(有色金属及其热处理)[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 94

[16] Zhang Haoyin(张豪胤), Zhu Yaomin(祝要民), Wang Wenyan(王文焱) et al. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2015, 20(3): 383

[17] Wu Huan(吴欢), Zhao Yongqing(赵永庆), Ge Peng(葛鹏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(5): 805

[18] Ma Xiqun(麻西群), Sun Qiaoyan(孙巧艳), Cao Weichan(曹伟产) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2006, 25(5): 18

[19] Semenova I P, Polyakov A V, Polyakova V V. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 696: 166

[20] Chen Haisheng(陈海生), Luo Jinhua(罗锦华), Wang Wensheng(王文盛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(11): 2948

[21] Xu Wujiao(徐戊娇), Tan Yuquan(谭玉全), Gong Lihua(龚利华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(11): 2932

[22] Wang Chunyu(王春雨), Xi Wenjun(席文君). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(4): 663

Effect of Cr Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Near- α Titanium Alloy for Pressure Vessel of Nuclear Reactor

Zhao Bin^{1,2}, Zhao Yongqing^{1,2}, Luo Yuanyuan², Hou Zhimin^{1,2}, Zhang Jingli², Wu Jinping², Zhang Pingxiang^{1,2}

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The effects of Cr content on the microstructures, phases, tensile properties and impact properties of the Ti-Al-V-Zr alloys with addition of 0.76%~1.52% Cr were investigated for nucleus applications. Microstructural analyses were carried out using scanning microscopy, X-ray diffraction and quantitative microprobe analysis. The addition of Cr refines the microstructure of the modified alloys, and promotes the formation of the acicular α grains. XRD results show that the total amount of β phase increases with the increase of Cr content. The addition of Cr improves the strength significantly but not improves the plasticity of the modified alloys. T2 alloy has much higher value of the impact toughness and energy among all the studied alloys. The experimental results indicate that the fracture in Ti-Al-V-Zr alloys is influenced by Cr addition considering the influence of the number and the shape of the second α phase. They have the great potential to become new candidates for nucleus applications.

Key words: near- α titanium alloy; microstructure; impact toughness; tensile properties; nuclear reactor

Corresponding author: Zhao Bin, Ph. D., Senior Engineer, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-86231078, E-mail: zhaobin_51@126.com