

DOI:10.11918/202009080

Fe 代替 V 制备低成本钛合金:相体积分数的计算

王 亮, 颜 卉, 陈 云, 骆良顺, 苏彦庆, 郭景杰

(金属精密热加工国家级重点实验室(哈尔滨工业大学), 哈尔滨 150001)

摘 要: 钛合金因其优异的综合性能, 如比强度高、耐热性强、耐腐蚀性能优异、低温性能好等特点, 而被应用在航天、航空、航海等诸多领域, 然而钛合金的高成本严重制约了其大规模的使用。本文以综合性能最好、使用最广泛的 Ti-6Al-4V 合金为基础, 在使用廉价合金元素代替昂贵合金元素的思路下, 设计了几组 V、Fe 元素含量不同的 Ti-Al-V-Fe 合金。借助稳定系数 K_β , 分析钛合金中 β 相的稳定程度和 β 稳定元素的作用, 通过理论推导的方法建立了合金淬火态和退火态的 β 元素临界晶胞系数的计算模型, 并在此基础上确立了 α 相与 β 相的体积分数的计算方法, 从而实现了 Ti-Al-V-Fe 合金中相体积分数的理论计算。本文以 Ti-6Al-3V-1Fe 合金为例, 首先对合金内 α 相与 β 相的体积分数分别做了理论计算, 继而利用真空非自耗电弧熔炼炉制备了 Ti-6Al-3V-1Fe 合金的铸锭, 取样并进行热处理, 最终利用 X 射线衍射法测定了 Ti-6Al-3V-1Fe 合金淬火态和退火态 α 相与 β 相的实际体积分数。对比发现, 实验测定的结果与理论计算的结果较为吻合, 说明建立的模型用于预测 α 相与 β 相两相的体积分数是切实可行的。

关键词: Ti-Al-V-Fe 合金; 相体积分数; 计算模型

中图分类号: TG146.2+3

文献标志码: A

文章编号: 0367-6234(2021)08-0017-05

Preparation of low-cost titanium alloys using Fe instead of V: Calculation of phase volume fraction

WANG Liang, YAN Hui, CHEN Yun, LUO Liangshun, SU Yanqing, GUO Jingjie

(National Key Laboratory for Precision Hot Forming of Metals (Harbin Institute of Technology), Harbin 150001, China)

Abstract: Titanium alloy is employed in aerospace, aviation, navigation, and other fields because of its excellent comprehensive properties, such as high specific strength, strong heat resistance, excellent corrosion resistance, and good low temperature performance. However the high cost of titanium alloy seriously restricts its large-scale application. Based on Ti-6Al-4V alloy which has the best comprehensive properties, several Ti-Al-V-Fe alloys with different contents of V and Fe were designed under the guideline of using cheap alloy elements instead of expensive alloy elements. With the help of the stability factor K_β , the stability of β phase and the effect of β stabilizing elements were analyzed. The calculation models for critical cell coefficients of β stabilizing elements of quenched alloys and annealed alloys were established by theoretical derivation. On this basis, the calculation methods for volume fraction of α phase and β phase were established, and the theoretical calculation of the volume fraction of α phase and β phase in Ti-Al-V-Fe alloy was realized. Taking Ti-6Al-3V-1Fe alloy as an example, the theoretical volume fraction of α phase and β phase in the alloy was calculated. Then, Ti-6Al-3V-1Fe alloy ingots were prepared by vacuum non-consumable arc melting furnace. Samples were taken and heat treated. Finally, the volume fraction of α phase and β phase in the alloy was determined by X-ray diffraction. It was found that the measured results were in good agreement with the theoretical calculation results, indicating that the established model is feasible to predict the volume fraction of α phase and β phase.

Keywords: Ti-Al-V-Fe alloy; phase volume fraction; calculation model

钛及钛合金因密度小、比强度高、无磁性、耐腐蚀、耐高温以及良好的生物相容性等一系列优点, 广泛应用于航空航天、汽车制造、化学化工等多个领域^[1]。但是钛合金的产量和用量却远低于钢铁、铝等传统结构材料, 限制其广泛使用的最主要因素就

是成本十分高昂。造成钛合金成本高的因素当中, 真空熔炼及加工占总成本的 60%, 原材料占 40%, 同时钛加工材料利用率低(棒材一般为 5%, 板材约 50%)也是造成钛合金高成本的一个重要原因^[2]。针对这些问题, 可以通过使用廉价合金元素设计合金、改善合金的加工特性、提高能源和材料的利用率等方法降低钛合金成本。美国开发了 TI-METAL LCB 合金(Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe)用以替代成本较

收稿日期: 2020-09-17

基金项目: 国家自然科学基金(51871075)

作者简介: 王 亮(1981—), 男, 副教授, 博士生导师

通信作者: 王 亮, wliang1227@hit.edu.cn

高的 Ti-1023 (Ti-10V-2Fe-3Al), 这种合金的性能与 Ti-6Al-4V 相当,但其制造成本却只有 Ti-6Al-4V 的八成左右,开启了以 Fe 等廉价金属元素来取代 V 元素而降低成本的一种低成本钛合金的发展方向^[3]。日本则研制了具有超塑性的钛合金 Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe,这种合金不但在强度方面优于 Ti-6Al-4V,而且成本较低。由于该合金较高的热处理强化能力和冷成型能力,已经被成功地应用在了摩托零件的生产当中^[4]。中国采用廉价 Fe-Mo 中间合金设计研究出近 α 型 Ti8LC 和近 β 型 Ti12LC 低成本钛合金,具有良好的室温拉伸性能,优于 Ti-6Al-4V^[5]。

由于中国 V 资源较缺,V 的价格昂贵,在设计低成本合金过程中,应尽量减少其使用量,采用资源丰富、价格便宜的金属元素进行替代,同时尽量保证其原有的优点,这是设计新型低成本钛合金的根本出发点。希望通过 Fe 元素的添加代替部分 V 元素,实现低成本钛合金的制备。本文以 Ti-6Al-4V 为对比合金,在廉价合金元素的基础上设计和研究低成本钛合金。本文主要的研究目标是:建立一个可以计算低成本合金相体积分数的模型,实现对设计合金的相含量的计算,并与目标合金 Ti-6Al-4V 进行对比验证。

1 合金成分的设计

由于 Fe 是稳定能力最强的 β 稳定元素,是 V 元素的 4 倍以上,1% 的 Fe 会使钛合金 α/β 相变点下降 18 $^{\circ}\text{C}$ ^[6],而且 Fe 元素在稳定 β 相的同时,还会微量固溶于钛合金 α 基体中,对材料起固溶强化作用^[7]。因此成分设计时,合理提高钛合金中 Fe 元素含量,在不影响塑、韧性前提下,可有效提高材料屈强比等强度指标。但是 Fe 元素易产生偏析,在钛材中形成“ β 斑”缺陷,会显著降低耐腐蚀性,因此加入最好不超过 3%^[8]。根据以上的理论分析,设计了 4 种不同成分的 Ti-Al-V-Fe 合金,见表 1。

表 1 合金的名义成分

Tab.1 Nominal compositions of Ti-Al-V-Fe alloys

序号	合金	V: Fe	质量分数/%			
			Ti	Al	V	Fe
1	Ti-6Al-3V-1Fe	3:1	balance	6	3	1
2	Ti-6Al-2V-1Fe	2:1	balance	6	2	1
3	Ti-6Al-3V-2Fe	3:2	balance	6	3	2
4	Ti-6Al-2V-2Fe	1:1	balance	6	2	2
5	Ti-6Al-4V		balance	6	4	0

2 相体积分数计算模型的建立

钛合金中 α 相是密排六方结构,而 β 相则是体

心立方结构,因此只有 3 个滑移系的密排六方晶格的 α 相的塑性要比拥有 12 个滑移系的体心立方低^[9]。 β 相稳定元素的存在,使得 $\alpha + \beta$ 钛合金和 β 钛合金通过退火和淬火后,室温组织中能够保留一定体积分数的 β 相,而 α 相和 β 相显微组织的形态、大小、体积分数和排列方式等决定了钛合金的各种性能。因此,钛合金中 α 相和 β 相的体积分数是表征钛合金力学性能的一个重要指标。为此,采用 β 稳定系数 K_{β} 的概念^[10-12],来分析钛合金中 β 相的稳定程度或 β 稳定元素的作用,并进一步计算 β 相体积分数。

2.1 淬火临界晶胞系数

在快速冷却条件下能够获得全 β 相组织所需的最小 β 稳定元素 M 的浓度值被称为临界浓度值(质量分数) W_k^M 。通常认为, β 稳定元素的临界浓度值越小,则该元素对钛合金中 β 相的稳定作用就越强。但临界浓度值相同的元素例如 Cr 和 Mn,临界浓度值都是 6.5,其稳定 β 相的能力却不完全相等,这是两种原子的外层电子结构的差别导致的。先将各种 β 稳定元素的临界浓度值换算成淬火临界原子分数 x_{kz}^M ,计算式为

$$x_{kz}^M = \frac{W_k^M / m_M}{W_k^M / m_M + (100 - W_k^M) / m_{Ti}} \times 100 \quad (1)$$

式中, m_M 表示 β 稳定元素 M 的原子量, m_{Ti} 表示 Ti 元素的原子量。

通常在经过淬火到达全 β 组织的合金中的必然含有 β -Ti- M 和 β -Ti 两种晶胞。但是一般情况下, β -Ti 在低于 β 转变温度时就会发生相变,需要利用 β 稳定元素 M 对 β 相的稳定作用才能使 β -Ti 晶胞保持到室温。而 β -Ti- M 晶胞的数量可以由合金元素的淬火临界原子分数 x_{kz}^M 计算得出。由于 β 晶胞为体心立方结构,每个晶胞中的原子数为 2,所以在钛合金中每 100 个原子就能构成 50 个 β 相晶胞。这 50 个晶胞中有 x_{kz}^M 个 β -Ti- M 晶胞,有 $50 - x_{kz}^M$ 个 β -Ti 晶胞。

在合金淬火时,各种元素可稳定的 β 相的晶胞数量都有所差别。把每个 β 稳定原子在淬火时最多能够稳定下来的 β -Ti 晶胞的数量定义为该元素的淬火临界晶胞系数,表示为 C_{kz}^M 。则 β 稳定元素 M 的淬火临界晶胞系数 C_{kz}^M 表示为

$$C_{kz}^M = \frac{50 - x_{kz}^M}{x_{kz}^M} \quad (2)$$

当钛合金中 β 稳定元素 M 的原子分数 x_{at}^M 时,淬火时该元素能够稳定下来的 β -Ti 晶胞的数量 n_z^M 就可以表示为

$$n_z^M = \frac{50 - x_{kz}^M}{x_{kz}^M} \cdot x_{at}^M = C_{kz}^M \cdot x_{at}^M \quad (3)$$

在淬火条件下, β 稳定元素 M 的 C_{kz}^M 值越大, 此元素一个原子能够稳定的 β -Ti 晶胞的数量就越多, 相应的钛合金中的 β 相的体积分数就越大, 即该元素的 β 相稳定作用就越强。

2.2 退火临界晶胞系数

理论上, $K_\beta \geq 2.5$ 的钛合金被称为稳定的 β 型钛合金, 无论在平衡态还是非平衡态下, 组织全都由 β 相组成。在只含一种合金元素的钛合金当中, 当 $K_\beta \geq 2.5$ 时, 合金的最终组织则由 β -Ti- M 和 β -Ti 两种晶胞构成, 其中 β -Ti 晶胞也是因 β 稳定元素 M 的作用而存在的。 β -Ti 晶胞的数量可以由 β 稳定元素 M 的退火临界原子分数 x_{kt}^M 算出。 β 稳定元素 M 的退火临界原子分数 x_{kt}^M 的计算公式如下

$$x_{\text{kt}}^M = \frac{K_\beta \cdot W_{\text{k}}^M / m_M}{K_\beta \cdot W_{\text{k}}^M / m_M + (100 - K_\beta \cdot W_{\text{k}}^M) / m_{\text{Ti}}} \times 100$$

(4)

式中: $K_\beta = 2.5$, W_{k}^M 表示 β 稳定元素 M 的临界质量分数, m_M 表示 β 稳定元素 M 的原子量, m_{Ti} 表示 Ti 元素的原子量。

将每个 β 稳定元素 M 的原子在退火状态下可获得的最多 β -Ti 晶胞数定义为退火临界晶胞系数 C_{kt}^M , 则 β 稳定元素的退火临界晶胞系数 C_{kt}^M 为

$$C_{\text{kt}}^M = \frac{50 - x_{\text{kt}}^M}{x_{\text{kt}}^M}$$

(5)

当钛合金中某一 β 稳定元素 M 的原子分数为 x_{at}^M 时, 其在退火态下可稳定的 β -Ti 晶胞数 n_{t}^M 就可以表示为^[9]

$$n_{\text{t}}^M = \frac{50 - x_{\text{kt}}^M}{x_{\text{kt}}^M} \cdot x_{\text{at}}^M = C_{\text{kt}}^M \cdot x_{\text{at}}^M$$

(6)

退火时每个 β 相稳定原子可获得的 β -Ti 晶胞数量越多, 相应的钛合金中的 β 相的体积分数就越大, 即该元素的 β 相稳定作用越强^[13]。

通过以上方法, 利用 β 稳定元素 M 的临界质量分数 W_{k}^M , 计算了一些常用 β 稳定元素的淬火临界原子分数 x_{kz}^M , 退火临界晶胞系数 C_{kt}^M 和淬火临界晶胞系数 C_{kz}^M , 见表 2。

表 2 常用 β 稳定元素的 W_{k}^M 、 x_{kz}^M 、 C_{kt}^M 和 C_{kz}^M 值

Tab. 2 W_{k}^M , x_{kz}^M , C_{kt}^M , and C_{kz}^M of commonly used β -phase stabilizing elements

元素	W_{k}^M	x_{kz}^M	C_{kt}^M	C_{kz}^M
Mo	11.00	5.82	2.14	7.59
V	14.90	14.15	0.39	2.53
Fe	5.00	4.32	3.58	10.57
Nb	28.40	16.99	0.00	1.94
Mn	6.50	5.72	2.45	7.74
Cr	6.50	6.03	2.29	7.29

2.3 相体积分数计算模型

在设计钛合金时, 可以通过模型预测合金中 α 相和 β 相的体积分数, 评估钛合金的性能。为了方便建立计算模型, 假设: a) 各种合金元素均不与钛元素反应, 没有化合物的生成; b) 令 R_β^i 为 β 稳定元素 M 在 β 相中的质量与合金中该元素的总质量的百分比, 在计算时仅考虑 β 相中 β 稳定元素的稳定作用, α 相中的 β 稳定元素和其他合金元素均与 Ti 元素视为同类; c) 通过 α 相和 β 相的晶格常数计算了这两种晶胞的体积, 近似得出 3 个 β 相晶胞所占体积与 1 个 α 相所占的体积相等^[14]。

这样就可计算退火态和淬火态的钛合金中 α 和 β 相的体积分数。退火态和淬火态钛合金中 β 相晶胞数分别为 n_{t} 和 n_{z} , 则有

$$\begin{cases} n_{\text{t}} = \sum (C_{\text{kt}}^M + 1) \cdot x_{\text{at}}^M \cdot R_\beta^i \\ n_{\text{z}} = \sum (C_{\text{kz}}^M + 1) \cdot x_{\text{at}}^M \cdot R_\beta^i \end{cases}$$

(7)

式(3)和(6)中的数值 50 可作为一个判据, 即当钛合金中 n_{t} 或 n_{z} 大于等于 50 时, 退火态与淬火态在室温下组织全为 β 相组织, 反之, 钛合金室温存在 α 相, 因此有以下公式:

$$\begin{cases} V_{\text{t}}^\beta = \frac{n_{\text{t}}}{n_{\text{t}} + [(100 - 2n_{\text{t}})/6] \times 3} \times 100\% = \frac{n_{\text{t}}}{50} \times 100\% = \frac{\sum (C_{\text{kt}}^M + 1) \cdot x_{\text{at}}^M \cdot R_\beta^i}{50} \times 100\% \\ V_{\text{z}}^\beta = \frac{n_{\text{z}}}{n_{\text{z}} + [(100 - 2n_{\text{z}})/6] \times 3} \times 100\% = \frac{n_{\text{z}}}{50} \times 100\% = \frac{\sum (C_{\text{kz}}^M + 1) \cdot x_{\text{at}}^M \cdot R_\beta^i}{50} \times 100\% \end{cases}$$

(8)

式中 V_{t}^β 和 V_{z}^β 分别为退火态和淬火态钛合金在室温组织中 β 相的体积分数。由于 α 相是密排六方结构, 一个晶胞含有 6 个原子, β 相是体心立方结构, 一个晶胞有 2 个原子, 因此, $(100 - 2n_{\text{t}})/6$ 表示退火态中 α 相的晶胞数, 淬火态同理。退火态钛合金室温组织中 α 相的体积分数 V_{t}^α 和淬火态钛合金室温组织中 α 相的体积分数 V_{z}^α 分别为 $1 - V_{\text{t}}^\beta$ 和 $1 - V_{\text{z}}^\beta$ 。

基于 R_β^i 的定义可知, 在 α 相中该 β 稳定元素的质量比为 $1 - R_\beta^i$ 。令合金中某 β 稳定元素在合金中的质量比为 C^i , 在 α 相中的质量比为 C_α^i , 令 α 相中某 β 稳定元素的含量与合金中该元素的总含量的比值为 $w_i = C_\alpha^i / C^i$ (由实验测得的 Ti-Al-V-Fe 合金中, β 稳定元素 V、Fe 的 w_i 值均约为 0.56), 则某一 β 稳定元素在 α 相中的占比为

$$1 - R_\beta^i = \frac{m_\alpha \cdot C_\alpha^i}{m_{\text{总}} \cdot C^i} = \frac{m_{\text{总}} \cdot V_{\text{t}}^\alpha \cdot w_i \cdot C^i}{m_{\text{总}} \cdot C^i} = (1 - V_{\text{t}}^\beta) \cdot w_i$$

(9)

即 $1 - R_{\beta}^i = \left[1 - \frac{\sum (C_{kt}^M + 1) \cdot x_{at}^M \cdot R_{\beta}^i}{50} \right] \cdot w_i$ (10)

式(10)中等号右边的变量都可以在前面算出,因此可以得出 R_{β}^i 的值,进而算出合金中两相的体积分数。

Ti-Al-V-Fe 系合金中的 β 稳定元素为 V 和 Fe, 由于 V 和 Fe 的添加量的不同,以 Ti-6Al-3V-1Fe 合金为例来计算两相体积分数,退火和淬火后 β 相体积分数的计算步骤如下:

1) 先用式(1)将 Ti-6Al-3V-1Fe 名义成分中的元素质量比转换为原子比: $x_{at}^{Ti} = 86.251\%$, $x_{at}^{Al} = 10.222\%$, $x_{at}^V = 2.706\%$, $x_{at}^{Fe} = 0.821\%$;

2) 计算得 β 稳定元素 V 和 Fe 的退火临界晶胞系数分别为 $C_{kt}^V = 0.39$, $C_{kt}^{Fe} = 3.58$, 所以退火态下 β 相晶胞数 $n_l = (C_{kt}^V + 1) \cdot x_{at}^V \cdot R_{\beta}^V + (C_{kt}^{Fe} + 1) \cdot x_{at}^{Fe} \cdot R_{\beta}^{Fe} = 4.212$;

3) 退火态下两相的体积分数为: $V_l^{\beta} = \frac{n_l}{50} \times 100\% = 8.424\%$, $V_l^{\alpha} = 1 - V_l^{\beta} = 91.576\%$;

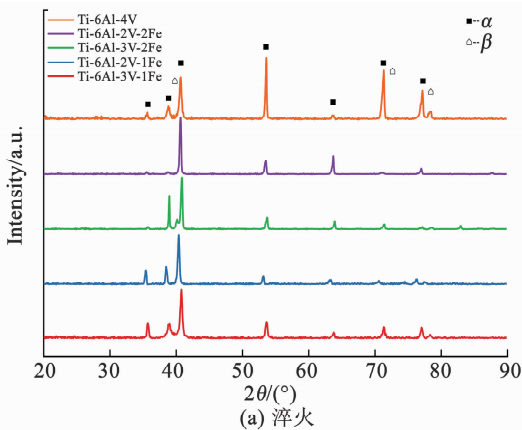
4) 计算得 β 稳定元素 V 和 Fe 的淬火临界晶胞系数分别为 $C_{kz}^V = 2.53$, $C_{kz}^{Fe} = 10.57$, 所以淬火态下 β 相晶胞数为: $n_z = (C_{kz}^V + 1) \cdot x_{at}^V \cdot R_{\beta}^V + (C_{kz}^{Fe} + 1) \cdot x_{at}^{Fe} \cdot R_{\beta}^{Fe} = 10.669$;

5) 淬火后两相的体积分数为: $V_z^{\beta} = \frac{n_z}{50} \times 100\% = 21.338\%$, $V_z^{\alpha} = 1 - V_z^{\beta} = 78.662\%$ 。

同理可计算出各组 Ti-Al-V-Fe 合金的两相体积分数,见表 3。

表 3 每组合金的 K_{β} 值以及 α 和 β 相体积分数

合金	K_{β}	$R_{\beta}^i/\%$	$V_l^{\beta}/\%$	$V_l^{\alpha}/\%$	$V_z^{\beta}/\%$	$V_z^{\alpha}/\%$
Ti-6Al-3V-1Fe	0.40	0.480	7.22	92.78	21.34	78.66
Ti-6Al-2V-1Fe	0.33	0.473	5.93	94.07	15.01	84.99
Ti-6Al-3V-2Fe	0.60	0.504	11.39	88.61	28.83	71.17
Ti-6Al-2V-2Fe	0.53	0.496	9.96	90.04	25.19	74.81
Ti-6Al-4V	0.27	0.466	4.66	95.34	11.84	88.16



3 相体积分数的测定

合金的制备工艺如下:按比例称重,将原料海绵钛(纯度 99.8%)、Al-V 中间合金(V 的质量分数为 58.18%)、Al 颗粒(纯度 99.99%)、Fe 颗粒(纯度 99.99%)按照熔点从低到高顺序依次置于真空非自耗电弧炉的水冷铜坩锅中,熔炼成纽扣锭。每个合金锭采用相同的熔炼参数,并在每次熔炼后上下翻转倒置后再次熔炼,以保证成分均匀。每组成分的合金用线切割切取其纽扣锭的中心部分,打磨去除表面氧化皮后用酒精超声清洗。将试样真空封管后置入热处理炉中进行热处理。淬火工艺:升温速率为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$,升温至 $1\text{ }200\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 2 h 后直接水淬。退火工艺:升温速率为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$,升温至 $780\sim 800\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 2 h 后进行空冷。所使用的 X 射线衍射仪型号为 X'PERT,在室温下进行,实验测量的角度为 $20^{\circ}\sim 90^{\circ}$,采用 Cu 靶 K_{α} 辐射,加速电压 40 kV,电流 40 mA,扫描速度 $2\sim 5 (^{\circ})/\text{min}$,步长为 0.033° 。

每个相都有自己独特的 X 射线衍射花样。在多相合金的衍射图像中,通常会同时呈现出合金中各个相的衍射谱线,各相的衍射谱线的强度又与该相在多相合金中的含量有关系,该相的衍射线条的强度会随着它在合金中含量的增加而提高。虽然衍射线条的强度与合金中的相的含量有一定的正相关关系,但是完全用衍射线条的强度比来表示各相含量的比例却又是不正确的,因为谱线的强度不光与相的含量有关,还有其他一些决定因素。

参考文献[15]中的方法,对合金的相体积分数进行了测量。先测出该相衍射线条最强峰的面积,其面积比就是两相衍射线的强度比。再通过查阅两相谱线求出 K 值,即可得出合金中 β 相的体积分数。图 1 为合金的 X 射线衍射图谱。用 X 射线衍射法测量得到的各组合金的 β 相体积分数列见表 4。

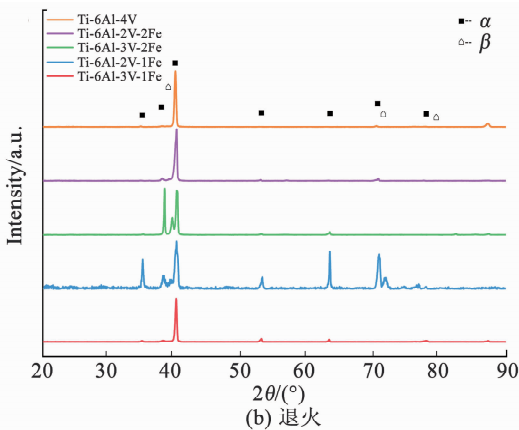


图 1 各组合金的 X 射线衍射图谱

Fig. 1 X-ray diffraction patterns of Ti-Al-V-Fe alloys

表 4 各组合金的 β 相体积分数

Tab. 4 β phase volume fractions of alloys %				
合金	测量值	理论值	测量值	理论值
	$V_{\beta}^{\text{测}}$	$V_{\beta}^{\text{理}}$	$V_{\beta}^{\text{测}}$	$V_{\beta}^{\text{理}}$
Ti-6Al-3V-1Fe	19.4 ± 2.1	21.3	6.9 ± 1.9	7.2
Ti-6Al-2V-1Fe	13.5 ± 0.5	15.0	6.2 ± 1.2	5.9
Ti-6Al-3V-2Fe	24.7 ± 2.5	28.8	11.8 ± 0.7	11.4
Ti-6Al-2V-2Fe	21.4 ± 1.3	25.2	10.9 ± 1.2	10.0
Ti-6Al-4V	12.6 ± 1.6	11.8	5.2 ± 0.6	4.7

通过对比 X 射线衍射法测量出的 β 相体积分数的数值和计算模型的计算结果,可以发现实验结果与理论计算得到的合金的两相体积分数非常相近,表明利用之前的计算模型来预测钛合金中相体积分数的方法是可行的。而实测结果和预测结果存在偏差,可能是因为在时效时存在亚稳相分解不完全等因素的影响,使实测结果与理想热力学状态下的计算值有差异。

4 结 论

以 Ti-6Al-4V 合金为目标合金,利用 Fe 元素代替 V 元素的方法设计了几种合金,用以降低钛合金的制备成本。以 Ti-6Al-3V-1Fe 合金为例实现对设计合金基本性能的预测,建立双相钛合金淬火、稳定退火后的 α 、 β 相的体积分数的计算模型,并利用该模型计算出了两相的理论值。同时,利用 X 射线衍射法测出每组合金的 α 、 β 相体积分数,发现实测结果与模型计算结果非常相近,表明利用计算模型来预测钛合金相体积分数的方法是可行的,本文建立的模型是可信的。

参考文献

[1] 李毅, 赵永庆, 曾卫东. 航空钛合金的应用及发展趋势[J]. 材料导报, 2020, 34(增刊1): 280
LI Yi, ZHAO Yongqing, ZENG Weidong. Application and development of aerial titanium alloys[J]. Materials Review, 2020, 34(S1): 280

[2] 冯秋元, 佟学文, 王俭, 等. 低成本钛合金研究现状与发展趋势[J]. 材料导报, 2017, 31(5): 128
FENG Qiuyuan, TONG Xuewen, WANG Jian, et al. Status quo and development tendency on the research of low cost titanium alloy[J]. Materials Review, 2017, 31(5): 128. DOI: 10.11896/j.issn.1005-023X.2017.09.018

[3] KOKUOZ B, RACK H, KOSAKA Y. High-cycle fatigue crack initiation and growth in TIMETAL LCB[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2005, 14(6): 773. DOI: 10.1361/105994905X75592

[4] FROES F, FRIEDRICH H, KIESE J, et al. Titanium in the family automobile: the cost challenge[J]. JOM, 2004, 56(2): 40. DOI: 10.1007/s11837-004-0144-0

[5] 赵永庆, 李月璐, 吴欢, 等. 低成本钛合金研究[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 66

ZHAO Yongqing, LI Yuelu, WU Huan, et al. Research on low cost titanium alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(1): 66. DOI: 10.3969/j.issn.0258-7076.2004.01.017

[6] 吴晓东, 葛鹏, 毛小南, 等. BT22 钛合金相变点的测定[J]. 热加工工艺, 2009, 38(2): 124
WU Xiaodong, GE Peng, MAO Xiaonan, et al. Determination of transformation point of BT22 titanium alloy[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(2): 124. DOI: 10.3969/j.issn.1001-3814.2009.02.039

[7] 樊亚军, 曹继敏, 杨华斌, 等. Fe 含量对 Ti-6Al-4V 钛合金力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2013, 38(3): 21
FAN Yajun, CAO Jimin, YANG Huabin, et al. Effect of Fe content on mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2013, 38(3): 21. DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2013.03.009

[8] 刘清华, 惠松骁, 叶文君, 等. 合金元素对 TC4 钛合金动态力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(7): 1464
LIU Qinghua, HUI Songxiao, YE Wenjun, et al. Effect of the content of alloying elements on dynamic mechanical properties of TC4 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(7): 1464. DOI: 10.3969/j.issn.1002-185X.2013.07.030

[9] LENAIN A, CLÉMENT N, JACQUES P, et al. Characterization of the α phase nucleation in a two-phase metastable β titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(6): 722. DOI:10.1361/105994905X75510

[10] 辛社伟, 赵永庆, 曾卫东. 钛合金固态相变的归纳与讨论(Ⅰ)——同素异构转变[J]. 钛工业进展, 2007, 24(5): 23
XIN Shewei, ZHAO Yongqing, ZENG Weidong. Inductions and discussions of solid state phase transformation of titanium alloy(Ⅰ)——allotropic transformation[J]. Titanium Industry Progress, 2007, 24(5): 23. DOI: 10.3969/j.issn.1009-9964.2007.05.006

[11] 常辉, 周廉, 张廷杰. 钛合金固态相变的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(9): 1505
CHANG Hui, ZHOU Lian, ZHANG Tingjie. Review of solid phase transformation in titanium alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(9): 1505. DOI: 10.3321/j.issn:1002-185x.2007.09.001

[12] 王振国. 新型 TiAlCrFe 系低成本钛合金的组织与性能研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2013
WANG Zhenguo. The microstructure and mechanical properties of new TiAlCrFe low cost titanium alloy[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2013

[13] GIL F, GINEBRA M, MANERO J, et al. Formation of α -Widmanstätten structure: effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2001, 329(1/2): 142. DOI: 10.1016/S0925-8388(01)01571-7

[14] 屈华, 刘伟东, 刘志林. 退火与淬火态钛合金中 β 相体积分数的近似计算[J]. 金属学报, 2006, 42(4): 374
QU Hua, LIU Weidong, LIU Zhilin. Approximate calculation of volume fractions of β phases in annealed and quenched titanium alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(4): 374. DOI: 10.3321/j.issn:0412-1961.2006.04.007

[15] 宝鸡有色金属研究所. X 射线衍射法测定钛合金中相含量[J]. 稀有金属合金加工, 1977(3): 11
Baoji Nonferrous Metals Research Institute. Determination of phase content in titanium alloy by X-ray diffraction[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1977(3): 11