

退火与淬火态钛合金中 β 相体积分数的近似计算 *

屈 华^{1,2)} 刘伟东²⁾ 刘志林²⁾

1) 东北大学理学院, 沈阳 110004

2) 辽宁工学院材料与化学工程学院, 锦州 121001

摘 要 基于钛合金的基本组成相 α 与 β 的晶体结构特点及原子配位关系, 定义了能够判断退火与淬火态钛合金中 β 稳定元素稳定能力的退火临界晶胞系数 C_{kt}^M 和淬火临界晶胞系数 C_{kz}^M . 在不同热处理条件下, β 稳定元素稳定能力不同, 这与其原子外层电子结构状态及原子分数 x_{at}^M 有关, 即 C_{kt}^M 与 C_{kz}^M 愈大, β 稳定元素 M 的稳定能力愈强, Σx_{at}^M , ΣC_{kt}^M , ΣC_{kz}^M 愈大, 钛合金室温组织中 β 相的体积分数愈多. 在 C_{kt}^M , C_{kz}^M 及 x_{at}^M 计算的基础上, 给出了近似计算了退火态、淬火态钛合金室温组织中 α 与 β 相体积分数的方法, 计算值与实验值基本符合.

关键词 钛合金, 相体积分数计算, 淬火, 退火

中图法分类号 TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2006)04-0374-05

APPROXIMATE CALCULATION OF VOLUME FRACTIONS OF β PHASES IN ANNEALED AND QUENCHED TITANIUM ALLOYS

QU Hua^{1,2)}, LIU Weidong²⁾, LIU Zhilin²⁾

1) School of Science, Northeastern University, Shenyang 110004

2) Department of Materials and Chemical Engineering, Liaoning Institute of Technology, Jinzhou 121001

Correspondent: QU Hua, lecturer, Tel: (0416)4199650, E-mail: lgveslwd@sina.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50271030)

Manuscript received 2005-07-28, in revised form 2005-12-09

ABSTRACT Based on the crystal structure characteristics and the relationship of atom coordination in the basic units of α phase and β phase in the titanium alloy, the annealing and quenching critical cell coefficients, C_{kt}^M and C_{kz}^M are defined, which can judge the stable ability of the β stable element. The stable ability is different under different heat treatments, and this difference is related to the electron status of atom outer layer and atom percent x_{at}^M . That means the larger the C_{kt}^M and C_{kz}^M , the stronger the stable ability of the β stable element M . Furthermore, the larger the Σx_{at}^M , ΣC_{kt}^M and ΣC_{kz}^M , the more the volume fraction of β phase at room temperature. In this work, a method was proposed to calculate the volume fractions of the α phase and β phase in titanium alloys annealed and quenched on the basis of the obtained C_{kt}^M , C_{kz}^M and x_{at}^M , the calculated values are consistent with the experimental values.

KEY WORDS titanium alloy, calculation of volume fraction of phase, annealing, quenching

β 稳定系数 K_β , Mo 当量公式和电子浓度等的提出与应用对研制钛合金起到了重要的作用. α 和 β 两相数量的相对体积分数对钛合金的性能至关重要, 但 Mo 当量公式、电子浓度和 β 稳定系数 K_β 均未能给出. 用定量金相法^[1-4] 可测得多相合金的相含量并估算其体积分数, 但需要在 SEM 或 TEM 下拍摄大量可供相尺寸测量的

显微组织照片, 然后进行定量金相测定, 再利用被测相的线尺寸或面尺寸来估算其体积. 而在研制钛合金时, 希望在设计合金成分时, 根据不同的热处理制度给出两相的体积分数, 以便预测合金的性能. 也有用杠杆定律和合金及相成分计算相含量的, 并称之为相体积分数^[5-9], 但该方法计算出的相含量并不是真实的体积分数. 因为多元钛合金不是多个二元钛合金的简单混合, 不能采用二元相图分别计算相体积分数, 再相加的方法, 而三元以上相图十分复杂且很少报道. 文献 [10, 11] 曾利用电子探针能谱分析和化学相分析数据, 运用向量法建立矩阵方程, 通过求解运算判断各相实际所处部位类型及其相对含量, 进而测算

* 国家自然科学基金资助项目 50271030

收到初稿日期: 2005-07-28, 收到修改稿日期: 2005-12-09

作者简介: 屈 华, 女, 1972 年生, 讲师, 博士生

了相结构体积分数及相含量之间的关系. 这种方法存在的问题与用定量金相法是类似的.

成分相同的钛合金室温组织中 α 与 β 相的体积分数可能不同, 这是因为 β 稳定元素在不同热处理条件下的稳定作用不同, 这种不同与在不同热处理条件下 β 稳定元素的临界质量分数有关^[12,13]. 本文基于钛合金基本组成相 α 与 β 的晶体结构特点及原子配位关系, 定义并计算了钛合金中 β 稳定元素的退火临界晶胞系数 C_{kt}^M 和淬火临界晶胞系数 C_{kz}^M , 进而提出了一种近似计算退火和淬火态两种热处理工艺下 α 与 β 相体积分数的方法, 试图预测钛合金中 α 和 β 的相对体积分数, 为制定热处理工艺, 预测合金性能, 设计合金成分提供理论参考数据.

1 β 稳定元素淬火与退火临界晶胞系数

1.1 退火临界晶胞系数 C_{kt}^M 的计算

随 β 稳定元素的加入及其含量的增加, β 相愈来愈稳定, β 转变温度不断降低. 当 β 稳定元素 M (M 代表任何一种 β 稳定元素) 含量达到某一值时, 较快冷却能使合金中的 β 相保持到室温, 这一临界质量分数称为“临界浓度”^[12,13], 本文用 w_k^M 表示. 常用 β 稳定元素的临界浓度 w_k^M 如表 1 所示^[12]. β 稳定系数 K_β 是指钛合金中各 β 稳定元素浓度与各自的临界浓度比值之和, 即 $K_\beta = w_1/w_{k1} + w_2/w_{k2} + \dots + w_n/w_{kn}$, 式中 $w_1, w_2 \dots w_n$ 分别为合金中所含各 β 稳定元素的质量分数, $w_{k1}, w_{k2} \dots w_{kn}$ 分别为各 β 稳定元素的临界浓度^[12].

文献^[12]指出, $K_\beta \geq 2.5$ 的钛合金为稳定 β 钛合金, 即在平衡状态下, 室温组织全部由稳定的 β 相组成, 热处理也不能改变其组织构成. 由此可知, $K_\beta = 2.5$ 是划分亚稳 β 钛合金和稳定 β 钛合金的临界值. 在只含有 1 种 β 稳定元素 M 的 Ti- M 二元合金系中, 当加入的 β 稳定元素的含量使 $K_\beta = 2.5$ 时, 在退火状态下为全 β 相组织, 即室温下的最终产物为单一的 β 相. 由 β -Ti 的晶体结构及 β 稳定元素的含量可知, 合金最终组织由 β -Ti 和 β -(Ti, M) 两种晶胞组成, 则 β 稳定元素 M 的退火临界原子分数

$$x_{kt}^M = \frac{K_\beta \cdot w_k^M / m_M}{K_\beta \cdot w_k^M / m_M + (100 - K_\beta \cdot w_k^M) / m_{Ti}} \quad (1)$$

式中, K_β 取 2.5, m_M 代表 β 稳定元素 M 的原子量, m_{Ti} 表示元素 Ti 的原子量.

以合金元素 Mo 的 x_{kt}^{Mo} 计算为例. Mo 的临界质量分数 w_k^{Mo} 为 11, 原子量 m_{Mo} 为 96, 则

$$\begin{aligned} x_{kt}^{Mo} &= \frac{K_\beta \cdot w_k^{Mo} / m_{Mo}}{K_\beta \cdot w_k^{Mo} / m_{Mo} + (100 - K_\beta \cdot w_k^{Mo}) / m_{Ti}} \\ &= \frac{2.5 \times 11 / 96}{2.5 \times 11 / 96 + (100 - 2.5 \times 11) / 48} = 15.9\% \end{aligned}$$

由 x_{kt}^{Mo} 计算值可知, 当 Ti-Mo 二元合金含 Mo 原子分数大于等于 15.9% 时, 在退火状态下室温为全 β 相组织. 假设 Ti-Mo 二元合金由 100 个原子组成, 则当含有 15.9 个 Mo 原子时, 在退火状态下室温为全 β 相组织. 由于 Mo 原子含量较少且随机分布, 可认为 1 个 β -(Ti, Mo) 晶胞中只溶入 1 个 Mo 原子, 故在由 100 个原子形成的 Ti-Mo 二元合金中有 50 个体心立方晶胞, 其中有 β -(Ti, Mo) 晶胞 15.9 个, 有 β -Ti 晶胞 34.1 个.

未合金化的 β -Ti 晶胞在室温下是不能存在的, 要发生同素异构转变. 由于 β 稳定元素的作用, 退火态室温全 β 相组织中的 β -Ti 晶胞能够保留到室温. 不同元素稳定 β 相的作用不同, 实质是能够稳定的 β -Ti 晶胞数不同. 当钛合金中某 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 可由下式计算

$$n_t^M = \frac{50 - x_{kt}^M}{x_{kt}^M} \cdot x_{at}^M = C_{kt}^M \cdot x_{at}^M \quad (2)$$

即有

$$C_{kt}^M = \frac{50 - x_{kt}^M}{x_{kt}^M} \quad (3)$$

C_{kt}^M 表示在退火状态下 β 稳定元素 M 的 1 个原子可稳定的最多 β 相晶胞数, 故本文定义其为退火临界晶胞系数. 由 C_{kt}^M 的定义可知, β 稳定元素 M 的 C_{kt}^M 越

表 1 常用 β 稳定元素的 $w_k^M, x_k^M, C_{kt}^M, C_{kz}^M$ 值
Table 1 Values of w_k^M, x_k^M, C_{kt}^M and C_{kz}^M of common β stable elements

Parameter	Alloying element										
	Mo	V	Nb	Ta	Mn	Fe	Cr	Co	Cu	Ni	W
w_k^M (mass fraction, %)	11	14.90	28.40	40	6.50	5	6.50	7	13	9	22
x_k^M (atomic fraction, %)	5.82	14.15	16.99	15.02	5.72	4.32	6.03	5.77	10.15	7.48	6.86
C_{kt}^M	2.14	0.39	0	0	2.45	3.58	2.29	2.40	0.87	1.61	1.07
C_{kz}^M	7.59	2.53	1.94	2.33	7.74	10.57	7.29	7.67	3.93	5.68	6.29

大, 其在退火状态下 1 个 M 原子可稳定的 β -Ti 晶胞数越多, 相应的钛合金中 β 相的体积分数就越多. 仍以合金元素 Mo 为例, 计算其原子分数为 $x_{\text{at}}^{\text{Mo}}$ 时的 n_{t}^{Mo} 和 $C_{\text{kt}}^{\text{Mo}}$. 对于 Ti-Mo 二元合金, 有

$$n_{\text{t}}^{\text{Mo}} = \frac{50 - x_{\text{kt}}^{\text{Mo}}}{x_{\text{kt}}^{\text{Mo}}} \cdot x_{\text{at}}^{\text{Mo}} = \frac{50 - 15.9}{15.9} \cdot x_{\text{at}}^{\text{Mo}} = 2.14x_{\text{at}}^{\text{Mo}}$$

则 Mo 元素的退火临界晶胞系数 $C_{\text{kt}}^{\text{Mo}}$ 为

$$C_{\text{kt}}^{\text{Mo}} = \frac{50 - x_{\text{kt}}^{\text{Mo}}}{x_{\text{kt}}^{\text{Mo}}} = \frac{50 - 15.9}{15.9} = 2.14$$

本文计算了常用 β 稳定元素的 C_{kt}^M , 计算结果见表 1. 相应的钛合金在退火条件下所得到的 β 相在热力学上是稳定的 β 相组织. 此外, C_{kt}^M 还可用来计算含 β 稳定元素的钛合金在退火条件下 β 相的体积分数及 α 和 β 相体积比.

1.2 淬火临界晶胞系数的计算

临界浓度可用来衡量各种 β 稳定元素稳定 β 相的能力. 一般情况下, 元素的临界浓度越小, 其稳定 β 相的能力越强. 由表 1 可知, Cr 和 Mn 的临界质量分数均为 6.5, 但本文作者认为稳定 β 相的能力并不应该相同, 还应该将元素的原子量考虑进去. 实际上, 不同合金元素, 原子量不同, 外层电子结构也不同. 而外层电子结构, 特别是价电子层的电子结构决定了 β 稳定元素原子与基体 Ti 原子的键结合力, 这种键合力决定了 β 相的稳定性. 因此, 不同原子分数的元素稳定 β 相的能力不同. 因此, 用元素原子分数衡量其稳定 β 相的能力更为准确. 如同退火临界晶胞系数的定义, 定义 C_{kz}^M 为在淬火态下 β 稳定元素 M 的 1 个原子可稳定的最多 β 相晶胞数. β 稳定元素 M 的 x_{kz}^M 为

$$x_{\text{kz}}^M = \frac{w_{\text{k}}^M/m_M}{w_{\text{k}}^M/m_M + (100 - w_{\text{k}}^M)/m_{\text{Ti}}} \quad (4)$$

以合金元素 Mo 的 $x_{\text{kz}}^{\text{Mo}}$ 的计算为例. Mo 的 w_{k}^{Mo} 为 11, 原子量 m_{Mo} 为 96, 则

$$\begin{aligned} x_{\text{kz}}^{\text{Mo}} &= \frac{w_{\text{k}}^{\text{Mo}}/m_{\text{Mo}}}{w_{\text{k}}^{\text{Mo}}/m_{\text{Mo}} + (100 - w_{\text{k}}^{\text{Mo}})/m_{\text{Ti}}} \\ &= \frac{11/96}{11/96 + (100 - 11)/48} = 5.82\% \end{aligned}$$

由 $x_{\text{kz}}^{\text{Mo}}$ 计算值可知, 当 Ti-Mo 二元合金含 Mo 原子分数大于等于 5.82% 时, 在淬火态下室温为全 β 相组织. 假设 Ti-Mo 二元合金由 100 个原子组成, 则当含有 5.82 个 Mo 原子时, 在淬火状态下室温为全 β 相组织. 由于 Mo 原子含量较少且随机分布, 可认为 1 个 β -(Ti, Mo) 晶胞中只溶入 1 个 Mo 原子, 故由 100 个原子形成的 Ti-Mo 二元合金 β 相体心立方 50 个晶胞中, 当 $x_{\text{kt}}^{\text{Mo}}$ 为 5.82% 时, 有 β -(Ti, Mo) 晶胞 5.82 个, 有 β -Ti 晶胞 44.18 个.

同退火态室温全组织中 β -Ti 晶胞存在的原因一样, 淬火时室温全 β 组织中的 β -Ti 也是由于 β 稳定元素的稳定作用而保留到室温的. 淬火时, 不同元素稳定 β 相的作用不同, 实质是能够稳定的 β -Ti 晶胞数不同. 当钛合金中某 β 稳定元素 M 的原子分数为 x_{at}^M 时, 其在淬火态下的 n_{z}^M 可表示为

$$n_{\text{z}}^M = \frac{50 - x_{\text{kz}}^M}{x_{\text{kz}}^M} \cdot x_{\text{at}}^M = C_{\text{kz}}^M \cdot x_{\text{at}}^M \quad (5)$$

即

$$C_{\text{kz}}^M = \frac{50 - x_{\text{kz}}^M}{x_{\text{kz}}^M} \quad (6)$$

由 C_{kz}^M 的定义可知, β 稳定元素 M 的 C_{kz}^M 越大, 其在淬火态下 1 个 M 原子稳定的 β -Ti 晶胞数越多, 相应的钛合金中 β 相的体积分数就越多. 仍以 Ti-Mo 二元合金为例, 计算 $x_{\text{at}}^{\text{Mo}}$ 时的 n_{z}^{Mo} 和 $C_{\text{kz}}^{\text{Mo}}$:

$$n_{\text{z}}^{\text{Mo}} = \frac{50 - x_{\text{kz}}^{\text{Mo}}}{x_{\text{kz}}^{\text{Mo}}} \cdot x_{\text{at}}^{\text{Mo}} = \frac{50 - 5.82}{5.82} \cdot x_{\text{at}}^{\text{Mo}} = 7.59x_{\text{at}}^{\text{Mo}}$$

$$C_{\text{kz}}^{\text{Mo}} = \frac{50 - x_{\text{kz}}^{\text{Mo}}}{x_{\text{kz}}^{\text{Mo}}} = \frac{50 - 5.82}{5.82} = 7.59$$

表 1 列出了常用 β 稳定元素的淬火临界晶胞系数 C_{kz}^M 值. C_{kz}^M 越大, β 稳定元素 M 的 1 个原子在淬火态下稳定的 β -Ti 相晶胞数越多, 相应的钛合金中 β 相的体积分数就越多, 其稳定 β 相的作用就越大. C_{kz}^M 可用来计算含 β 稳定元素的钛合金在淬火条件下 β 相的体积分数以及 α 和 β 相体积比.

淬火所得到的全 β 相组织是由热力学上稳定的 β 相和在热力学上不稳定的 β 相两部分组成的. 在热力学上不稳定的 β 相在加热等条件下将要分解, 分解的最终产物为稳定的 α 相和 β 相.

C_{kt}^M 和 C_{kz}^M 可以分别用来计算含 β 稳定元素的钛合金在退火和淬火条件下所能得到的 β 相的体积分数及 α 和 β 相的体积比, 它们可以近似地评估钛合金获得 β 相的能力.

2 β 相体积分数的近似计算

2.1 计算方法

钛合金常用的合金化元素可分为 α 稳定元素、中性元素和 β 稳定元素, 本文分别用 M_{α} 、 M_c 和 M 表示. 为了计算退火态与淬火态 β 相的体积分数, 做如下假设: 加入的合金元素均固溶于 Ti 中, 不考虑形成化合物的情况; 当 β 稳定元素含量达到足以使钛合金退火或淬火室温组织为全 β 相时, α 稳定元素与中性元素全部溶入 β 相. 而当 β 稳定元素含量达不到足以使钛合金退火或淬火室温组织为全 β 相时, α 稳定元素、中性元素与合金基体元素 Ti 作同种元素处理, 故不考虑 α 稳定元素、中性元素在 α 和 β 两相中的分配; β 稳定元素只固溶

于 β 相而完全不溶于 α 相中^[14,15]; 含合金元素的 α 相晶胞和 β 相晶胞体积计算仍近似取 α -Ti($a=0.295$ nm, $c=0.468$ nm) 和 β -Ti($a=0.328$ nm) 的晶格常数, 故 α 相晶胞体积为 β 相晶胞体积的 3 倍。

基于以上假设可计算退火态和淬火态钛合金中 α 和 β 相的体积分数。由式 (2) 和 (5) 可知退火态和淬火态钛合金中 β 相晶胞数分别为

$$\begin{cases} n_t = \Sigma(C_{kt}^M + 1) \cdot x_{at}^M \\ n_z = \Sigma(C_{kz}^M + 1) \cdot x_{at}^M \end{cases} \quad (7)$$

式 (3) 与 (6) 中数值 50 为一判据, 即当钛合金中 n_t 或 $n_z \geq 50$ 时, 退火态或淬火态室温组织为全 β 相组织, 当 n_t 或 $n_z < 50$ 时, 钛合金室温组织中存在 α 相。当 n_t 或 $n_z < 50$ 时, 为计算 β 相体积分数, 将 α 稳定元素 M_α 、中性元素 M_c 和合金基体 Ti 元素作同种原子 S 处理, 则有

$$\begin{cases} V_t^\beta = \frac{n_t}{n_t + [2 \times (50 - n_t) / 6] \times 3} \\ = \frac{\Sigma(C_{kt}^M + 1) \cdot x_{at}^M}{50} \\ V_z^\beta = \frac{n_z}{n_z + [2 \times (50 - n_z) / 6] \times 3} \\ = \frac{\Sigma(C_{kz}^M + 1) \cdot x_{at}^M}{50} \end{cases} \quad (8)$$

式中, V_t^β 与 V_z^β 分别表示退火态和淬火态钛合金室温组织中 β 相的体积分数, $2 \times (50 - n_t) / 6$ 表示形成 α 相的晶胞数。由式 (8) 可知退火态和淬火态钛合金室温组织中 α 相的体积分数分别为

$$\begin{cases} V_t^\alpha = 1 - V_t^\beta \\ V_z^\alpha = 1 - V_z^\beta \end{cases} \quad (9)$$

2.2 计算举例

以 Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe-1.7Sn-2.5Zr(BT37) β 钛合金退火态 α 和 β 相体积分数的计算为例, 将 V, Mo, Cr, Fe 的 W^M 换算成 x_{at}^M 并与表 1 给出的 C_{kt}^M 一起代入式 (8), 有

$$\begin{aligned} V_t^\beta &= [(2.14 + 1) \times 2.53 + (0.39 + 1) \times 4.76 + (3.58 + 1) \times \\ &0.87 + (2.29 + 1) \times 0.93] / 50 \\ &= 43.20\% \end{aligned}$$

则 α 相的体积分数

$$V_t^\alpha = 1 - V_t^\beta = 56.80\%$$

表 2 给出了退火态和淬火态 Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe-1.7Sn-2.5Zr(BT37) β 钛合金中 β 稳定元素 V, Mo, Cr, Fe 能稳定的 β 相体积分数。

由表 2 可以看出, 退火态下, BT37 合金中 β 相体积分数为 43.20%, 而淬火态下各元素所能稳定的 β 相体

表 2 Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe-1.7Sn-2.5Zr(BT37) 合金中 β 相体积分数计算结果

Table 2 Calculated results of the volume fractions of β -phase in Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe-1.7Sn-2.5Zr alloy (BT37) annealed and quenched

Element	Content		Unit cell	Volume fraction, %	
	Mass fraction	Atomic fraction		Annealed	Quenched
	%	%			
Mo	5	2.53	β -(Ti, Mo)	5.06	5.06
			β -Ti	10.82	38.40
V	5	4.76	β -(Ti, V)	9.52	9.52
			β -Ti	3.72	24.08
Fe	1	0.87	β -(Ti, Fe)	1.74	1.74
			β -Ti	6.22	18.40
Cr	1	0.93	β -(Ti, Cr)	1.86	1.86
			β -Ti	4.26	13.56

积分数之和已超过了 100%。这是因为计算公式中各元素的影响孤立起来分析的, 表中 β -Ti 的数据重复计算了, 在合金成分设计时可适当减少 β 稳定元素的含量。本文计算给出的 α 和 β 相的体积分数是退火态 (炉冷) 和淬火态 (水淬) 情况的体积分数, 是钛合金可获得的室温 β 相的最小值和最大值。随热处理规范和时效温度的不同, 实际合金两相的体积分数应在给出的最小值和最大值之间变化。

2.3 计算结果与分析

表 3 给出了几种常见钛合金的 K_β 值和相体积分数的计算结果。

文献 [16] 指出, Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe(BT22) 合金退火状态下的组织中含有数量大致相等的 α 相和 β 相, 与表 3 数据相符。该合金在退火状态下即可获得较高的强度水平。Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe-1.7Sn-2.5Zr(BT37) 合金^[17] 是俄罗斯开发的强度和热强性都超过 BT22 合金的新型钛合金。根据钛合金组织和性能关系, 选择了组织构成中 α 和 β 相数量大致相等的合金。

表 3 几种钛合金的 K_β 值和 α , β 相的体积分数

Table 3 Values of K_β and volume fractions of α and β phases in some titanium alloys

Nominal composition of alloys	K_β	V_t^α %	V_t^β %	V_z^α %	V_z^β %
Ti-32Mo	2.91	0	100	0	100
Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al	1.52	41.72	58.28	0	100
Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe	1.14	57.80	42.20	0	100
Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe-1.7Sn-2.5Zr	1.14	56.80	43.20	0	100
Ti-10V-2Fe-3Al	1.07	58.70	41.30	0	100
Ti-6Al-4V	0.27	90	10	74.57	25.43

与 BT22 合金相比, BT37 合金在退火状态下 α 相的质量分数 (56.80%) 和 β 相的体积分数 (43.20%) 更为接近. 从表 3 还可以看出, BT37 和 BT22 合金的 K_β 值都为 1.14, 但 β 相的体积分数计算结果却不同, 这表明并不是 K_β 值越大, 合金中 β 相的体积分数越大. 文献 [18] 中曾论及两相合金 Ti-6Al-4V 一般在室温下具有 85% 的 α 相和 15% 的 β 相, 其 β 相的体积分数值恰巧在本文的计算范围 (10%—25.43%) 之内.

3 结论

不同热处理条件下 β 稳定元素的稳定作用不同, 这种不同与稳定元素原子的外层电子结构状态及其原子分数 x_{at}^M 有关. 在退火态和淬火态热处理工艺下, β 稳定元素的稳定能力可用退火临界晶胞系数 C_{kt}^M 和淬火临界晶胞系数 C_{kz}^M 判断, 即 C_{kt}^M 与 C_{kz}^M 愈大, β 稳定元素 M 的稳定能力愈强, $\Sigma x_{\text{at}}^M, \Sigma C_{\text{kt}}^M, \Sigma C_{\text{kz}}^M$ 愈大, 钛合金室温组织中 β 相的体积分数愈多. 不同热处理条件下, 成分确定的钛合金中 α 与 β 相的相对体积分数不同. 用本文给出的计算方法可计算钛合金室温组织中 α 与 β 两相体积分数的变化范围, 可供制定具体热处理工艺、预测合金性能以及设计合金成分参考.

参考文献

- [1] Nathal M V, Ebert L J. *Metall Trans*, 1985; 16A: 1849
- [2] Glatzel U, Feller-Kniepmeier M. *Scr Metall Mater*, 1991; 25: 1845
- [3] Melow T, Zhu J W, Wahi R P. *Z Metallkd*, 1994; 85: 9
- [4] Lempke H, Wang Y, Mukherji D, Chen W, Wiedenmann A, Wahi R P. *Z Metallkd*, 1994; 87: 286
- [5] Schulze C, Feller-Kniepmeier M. *Scr Mater*, 2001; 44: 731
- [6] Glatzel U. *Microstructure and Internal Strains of Undeformed and Creep Deformed Samples of a Nickel-base Superalloy*. Berlin: Verlag Dr Köster, 1994: 10
- [7] Schmidt R, Feller-Kniepmeier M. *Metall Trans*, 1992; 23A: 745
- [8] Schmidt R, Feller-Kniepmeier M. *Scr Metall Mater*, 1992; 26: 1919
- [9] Harada H, Yamazaki M, Koizumi Y, Sakuma N, Furuya N, Kamiya H. *High Temperature Alloys for Gas Turbines 1982*, Liege, Belgium: D.Reidel Press Co., 1982: 721
- [10] Liu Y, Peng Z F, Ren Y Y, Wang Y Q. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 131
(刘 艳, 彭志方, 任遥遥, 王延庆. 金属学报, 2002; 38: 131)
- [11] Liu Y, Peng Z F. *Acta Metall Sin*, 2003; 39: 22
(刘 艳, 彭志方. 金属学报, 2003; 39: 22)
- [12] Zhang B C. *Nonferrous Metal and Heat Treat*. Xi'an: North-Western Polytechnical University Press, 1993: 93
(张宝昌. 有色金属及其热处理. 西安: 西北工业大学出版社, 1993: 93)
- [13] Zhou Y B. *Casting Conspectus of Titanium Alloys*. Beijing: Aerospace Industry Press, 2000: 16
(周彦邦. 钛合金铸造概论. 北京: 航空工业出版社, 2000: 16)
- [14] Wang G S. *Chin J Rare Met*, 1995; 19: 352
(王桂生. 稀有金属, 1995; 19: 352)
- [15] Zhang X D, Wiezorek J M K, Baeslack W A III, Evans D J, Fraser H L. *Acta Mater*, 1998; 46: 4486
- [16] Sha A X, Wang Q R, Li X W. *Chin J Rare Met*, 2004; 28: 239
(沙爱学, 王庆如, 李兴无. 稀有金属, 2004; 28: 239)
- [17] Ning X L. *Rare Met Mater Eng*, 2000; 5: 331
(宁兴龙. 稀有金属材料与工程, 2000; 5: 331)
- [18] Mao P L. *Shanghai Steel Res*, 1995; 3: 52
(毛彭龄. 上海钢铁研究, 1995; 3: 52)