

# 高温钛合金中杂质元素 Fe 的扩散行为及其对蠕变抗力的损害作用

Diffusion Behavior of Impurity Iron in High Temperature Titanium Alloys and Its Detrimental Effect on Creep Resistance

蔡建明, 马济民, 黄 旭, 曹春晓

(北京航空材料研究院, 北京 100095)

CAI Jian-ming, MA Ji-min, HUANG Xu, CAO Chun-xiao

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**摘要:** 高温钛合金是先进航空发动机压气机应用的理想材料, 代替钢或镍基高温合金, 可以显著提高发动机的推重比和服役性能。随着钛合金使用温度的提高, 高温蠕变抗力越来越成为影响其使用温度和使用寿命最关键的力学性能。在 400~600℃ 的温度范围内, 钛合金的蠕变变形一般受位错攀移机制所控制, 蠕变激活能近似等于有效扩散激活能, 因此, 扩散是影响钛合金高温蠕变抗力的最主要因素。杂质元素 Fe 在钛合金中具有反常大的扩散能力, 是 Ti 自扩散系数的  $10^3 \sim 10^5$  倍, 在 Ti 中的扩散可能受离解扩散机制所控制。钛合金中的微量 Fe 同时会显著促进 Ti 的自扩散, 提高位错攀移速率, 从而降低蠕变抗力。为了改善高温钛合金的蠕变性能, 需要严格控制原材料如海绵钛和中间合金中杂质 Fe 的含量。

**关键词:** 高温钛合金; 杂质元素 Fe; 扩散行为; 蠕变抗力

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2009)08-0084-05

**Abstract:** High temperature titanium alloys were ideal materials for advanced aero-engine compressor use due to their excellent contribution to the spectacular progress in thrust-to-mass ratio and operating performances, which had been achieved through the substitution of titanium alloys for steel or Ni-based superalloys. With increasing the operating temperature of titanium alloys, creep resistance becomes the most important mechanical property which may affect the operating temperature and service lifetime. Over the temperature range from 400℃ to 600℃, creep deformation of titanium alloys is primarily controlled by dislocation climb mechanism, the activation energy of creep is close to the activation energy of effective diffusion. Therefore, diffusion plays an important role in dominating creep resistance for high temperature titanium alloys. The impurity iron has an abnormal high diffusion ability which is  $10^3 \sim 10^5$  times as large as that of self-diffusion in titanium, and may be attributed to the dissociative diffusion mechanism. Meanwhile, trace iron may promote the self-diffusion of Ti, thus may increase the dislocation climb rate and reduce the creep resistance. In order to improve the creep resistance of high temperature titanium alloys, the content of impurity iron must be carefully restricted in the raw materials such as titanium sponge and master alloys.

**Key words:** high temperature titanium alloy; impurity iron; diffusion behavior; creep resistance

先进航空发动机的服役性能和使用可靠性在很大程度上受在高温高应力作用下材料热强性的限制<sup>[1]</sup>。为了提高先进航空发动机的推重比和减少油耗, 必须减轻发动机的结构质量, 在依靠整体叶盘、整体叶环、空心涡轮叶片等新颖结构的同时, 发动机的减重越来越多地依赖于高比强度、低密度、抗氧化及耐高温先进材料的应用。

高温钛合金是航空发动机应用非常有吸引力的材

料, 提供了从室温到 600℃ 范围内高的强度水平, 而且其密度仅为钢或镍基合金的一半, 目前在先进的军民用航空发动机上钛合金的用量要占到 25% 以上, 主要用于制造风扇和压气机的轮盘、叶片和机匣等部件<sup>[2]</sup>。发动机推力和推重比的提高, 导致压气机的出口温度相应升高, 需要耐热能力更优的高温钛合金, 以代替一级或两级原来用镍基高温合金的压气机高压轮盘和叶片, 这样可以显著减轻压气机的质量, 从而提高推重

比。高温钛合金的长时最高使用温度已从最初的 350℃ 提高到了现在的 600℃, 限制高温钛合金在更高温度下使用的因素主要是其随着温度升高而快速下降的热强性和表面抗氧化性<sup>[3]</sup>。

高温蠕变性能是评价高温钛合金耐热性最重要的指标之一, 对于在高温下应用的部件, 如航空发动机的压气机盘, 一般只允许非常小的蠕变塑性应变<sup>[4]</sup>。随着使用温度的提高, 高温蠕变抗力越来越成为影响高温钛合金使用温度、使用可靠性和使用寿命最主要的限制因素。以往, 提高高温钛合金蠕变抗力主要是通过主合金化元素的选择、成分优化及显微组织控制来获得, 往往忽视杂质元素的作用。根据几十年来大量的研究结果和实践经验, VIII 族元素 Fe, Co, Ni 会显著损害钛合金的高温蠕变抗力。在这三个元素中, Fe 一般是钛合金中最主要也是含量最高的杂质元素, 需要引起特别关注。因此, 深入认识和理解杂质 Fe 在高温钛合金中的存在形式、扩散行为及其对蠕变性能的显著影响对于高温钛合金的科学研究、工业生产及质量控制等诸多方面均具有重要的价值。

## 1 高温钛合金的相组成

钛合金主要由两相组成, 即密排六方结构(HCP)的  $\alpha$  相和体心立方结构(BCC)的  $\beta$  相。在 500℃ 以上使用的高温钛合金一般为近  $\alpha$  型合金, 即以  $\alpha$  相为主, 在稳定状态下含有少量的  $\beta$  相。这是因为, 与  $\alpha$  相比,  $\alpha$  相在  $\beta$  转变温度以下具有热力学上的冶金稳定性, 可动滑移系少, 且具有本质的低扩散能力, 因此,  $\alpha$  相具有良好的高温蠕变抗力和组织稳定性<sup>[4]</sup>; 另一方面, 为了适当改善钛合金的热加工工艺塑性和扩大两相区加工的温度窗口, 一般还加入少量的  $\beta$  稳定化元素, 如 Mo, Nb, 生成少量的  $\beta$  相, 这是高温钛合金合金化的理论基础。

为了提高高温钛合金的耐热能力, 一般加入较高含量的 Al, Sn, Zr, 通过增强  $\alpha$  相的固溶强化作用和提高  $\beta$  转变温度来提高高温蠕变抗力。但加入较高含量的 Al, Sn, Zr 后, 容易在  $\alpha$  基体中析出以  $\text{Ti}_3\text{Al}$  为基的有序  $\alpha_2$  相。可采用 Al 当量经验公式 ( $[\text{Al}]_{\text{当}} = \% \text{Al} + \frac{1}{3} \% \text{Sn} + \frac{1}{6} \% \text{Zr} + 10\% (\text{O} + 2\text{N} + \text{C}) \leq 9\%$ ) 来判定  $\alpha_2$  相析出的热力学趋势<sup>[5]</sup>, 即当合金中的 Al 当量超出临界值, 在合适的温度下长时效时, 在过饱和的  $\alpha$  相中会析出  $\alpha_2$  相。 $\alpha_2$  和  $\alpha$  相之间的晶格错配度小, 当其尺寸小于 120nm 以下时与  $\alpha$  相能一直保持共格关系<sup>[6]</sup>。有序共格的  $\alpha_2$  相会促进变形时位错的

平面滑移运动, 限制位错交滑移的进行, 并会引起滑移的不均匀分布, 形成粗大的滑移带, 因此, 会严重损害合金的塑性<sup>[7-9]</sup>, 因此, 大部分的高温钛合金合金化设计均遵循了 Al 当量设计准则, 即控制合金的 Al 当量在 9% 以下。实际上, 大部分的高温钛合金在长时高温使用时, 还是会析出一定数量的  $\alpha_2$  相。

另外, 在高温钛合金中一般还加入 0.1% ~ 0.5% 的 Si, 通过 Si 的固溶强化和硅化物弥散析出的沉淀强化, 可以显著改善高温蠕变抗力。Si 是 Ti 的共析型  $\beta$  稳定化元素, 在  $\alpha$  和  $\beta$  相中的固溶度较小, 当超出其固溶度极限时, 会析出硅化物。根据大量的研究结果, 在含 Zr 的近  $\alpha$  型钛合金中, 硅化物一般为六方结构的  $(\text{Ti}, \text{Zr})_6(\text{Si})_3$  型, 以 S2 表示, 其晶格常数随成分的差异而略微不同, 一般在  $a = 0.70\text{nm}$ ,  $c = 0.36\text{nm}$  左右, 呈椭圆形分布<sup>[10,11]</sup>。S2 硅化物是不均匀形核的, 优先在  $\alpha/\beta$  界面上或  $\alpha$  相中的位错上形核, 与基体保持非共格的位向关系<sup>[12]</sup>。

基于上述分析可知, 大部分的高温钛合金均以  $\alpha$  相为主, 并通过适当利用  $\alpha_2$  相和硅化物的沉淀强化作用, 来改善高温蠕变抗力。本文在讨论 Fe 对高温钛合金蠕变性能影响时, 仅考虑 Fe 在  $\alpha\text{-Ti}$  中的扩散行为及作用, 另外, 因 Co, Ni 在  $\alpha\text{-Ti}$  中的扩散行为及其作用均与 Fe 基本相同, 因此, 在此不作专门讨论。

## 2 钛合金高温蠕变的位错攀移机制

高温钛合金的高温蠕变过程可用蠕变曲线来描述 (见图 1), 蠕变可分为三个阶段, 即初始蠕变阶段、稳态蠕变阶段和快速蠕变阶段, 其中, AB 段为材料施加应力后的瞬时弹性变形; BC 段为初始蠕变阶段 (第一阶段), 此阶段开始时的蠕变速率很大, 随着时间的延长, 蠕变速率逐渐减小, 到 C 点时蠕变速率达到最小值, 在这一阶段, 位错可自由运动并易增殖, 所以蠕变速率较大, 并急速下降到一个稳定的值, 代表稳态蠕变阶段的开始; CD 段为稳态蠕变阶段 (第二阶段), 这一阶段的特点是蠕变速率几乎保持不变, 代表了应变强化和通过热激活回复达到一个平衡状态, 其稳态蠕变速率可用  $\dot{\epsilon}_s$  表示,  $\dot{\epsilon}_s$  与温度  $T$  的关系可以采用公式 1 来表达; DE 段为快速蠕变阶段 (第三阶段), 随着时间的延长, 蠕变速率增大, 至 E 点发生断裂。

$$\dot{\epsilon}_s = A \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中:  $A$  为常数;  $\sigma$  为施加应力;  $n$  为应力指数;  $Q$  为蠕变激活能;  $R$  为气体常数;  $T$  为绝对温度。

对于高温钛合金来说, 在其主要的服役温度范围

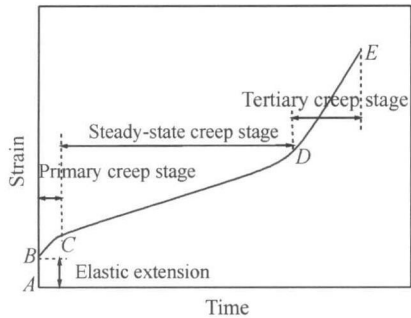


图 1 钛合金典型的蠕变变形的时间-应变曲线  
Fig. 1 General form of strain against time curve of creep deformation for titanium alloys

内(400~ 600℃),大量的实验研究结果表明,其稳态阶段的蠕变速率与应力很好地符合幂律指数规律,应力指数一般在 4.5~ 5.2 范围之内,因此,认为其蠕变变形主要受位错攀移机制所控制<sup>[13,14]</sup>,在这种情况下,蠕变激活能接近于 Ti 的自扩散激活能<sup>[15]</sup>。

在较高的温度下,位错的攀移运动需要借助空位或间隙原子的扩散来得以实现,因此,位错的攀移速度取决于空位或间隙原子的扩散速率,即扩散越快,引起的位错攀移速度越大,相应的高温蠕变变形速率越高。可见,扩散是决定钛合金高温蠕变抗力最主要因素,所有能降低钛合金扩散的方法均有助于高温蠕变抗力的提高。

为了提高高温钛合金的蠕变抗力,除降低合金基体的扩散速率外,通过在位错附近形成溶质原子气团或析出细小弥散的沉淀相可以有效地阻碍位错的攀移运动<sup>[16]</sup>。

3 Fe 在 α-Ti 中的扩散行为

与其他 HCP 结构的元素如 Mg, Zn, Cd 相比, Ti 的离子/原子半径比很大,因此,可以将 Ti 认为是“开放”式金属<sup>[17,18]</sup>,往往测得的 Ti 的本质自扩散速率要高于理论计算值,这种反常现象难以采用常规的空位扩散机制来解释,应该还存在其他的扩散机制。

Mishin 等<sup>[18]</sup>采用超纯 Ti(含  $0.02 \times 10^{-6}\%$  Fe,  $0.007 \times 10^{-6}\%$  Co,  $< 0.015 \times 10^{-6}\%$  Ni)来测量 α-Ti 的自扩散,实验结果表明,与其他 HCP 结构材料一样,遵守 Arrhenius 公式。另外,也测试了 Al 在 α-Ti 中与 C 轴垂直方向的扩散系数,也遵守 Arrhenius 公式,在 662~ 867℃ 范围内,Al 在 α-Ti 中扩散系数比 α-Ti 的自扩散系数慢 3~ 5 倍,均为受空位扩散机制所控制。Klappers 的研究工作也得出了相同的结果<sup>[17]</sup>。

Fe 在 α-Ti 中具有很高的扩散速率, Nakajima<sup>[19]</sup>

测试了 Fe, Co, Ni 在 α-Ti 中的扩散速率(见表 1), Fe, Co, Ni 在 α-Ti 中的扩散系数是 α-Ti 自扩散系数的  $10^3 \sim 10^5$  倍,而且平行于密排六方结构 α-Ti 的 C 轴方向的扩散系数( $D_{//}$ )要大于垂直于 C 轴方向的扩散系数( $D_{\perp}$ ),差 2~ 5 倍。另外,杂质 Fe 的存在又显著加速了 α-Ti 的自扩散,特别在 β 转变温度以下<sup>[17]</sup>。例如,对于高纯的 α-Ti,其自扩散激活能  $Q = 303\text{kJ/mol}$ <sup>[17]</sup>,而含较高含量的杂质元素 Fe, Ni, Co 时,α-Ti 的自扩散激活能  $Q = 240\text{kJ/mol}$ <sup>[20]</sup>。因此,采用实验方法测得的钛的自扩散系数是外在的,而不是其内在的本质扩散系数,受杂质原子快扩散的强烈影响。

表 1 Fe, Co, Ni 在单晶 α-Ti 中的扩散<sup>[19]</sup>  
Table 1 Diffusion of Fe, Co, Ni in single α-Ti<sup>[19]</sup>

	$D_0 / (\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$		$Q / (\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	
	//	⊥	//	⊥
Fe	$4.7 \pm 1.2 \times 10^{-7}$	$6.4 \pm 0.9 \times 10^{-6}$	$112.3 \pm 2.5$	$144.2 \pm 1.2$
Co	$1.9 \pm 0.2 \times 10^{-6}$	$3.2 \pm 0.4 \times 10^{-6}$	$114.1 \pm 0.9$	$126.1 \pm 1.2$
Ni	$5.6 \pm 1.1 \times 10^{-6}$	$5.4 \pm 0.9 \times 10^{-6}$	$137.2 \pm 1.4$	$141.8 \pm 1.5$

Fe 在 α-Ti 中的反常快扩散现象难以用空位扩散机制来进行解释,而更接近间隙扩散机制。但是,按海格的经验定则,只有当杂质原子与溶剂原子的半径比小于 0.59,才可能有较多的间隙原子<sup>[21]</sup>。Ti 原子半径( $r_{\text{Ti}}$ )为 0.147nm, Fe 原子半径( $r_{\text{Fe}}$ )为 0.124nm, Fe 与 Ti 的原子半径比  $\frac{r_{\text{Fe}}}{r_{\text{Ti}}}$  等于 0.84,明显大于 0.59。

Frank 和 Turnbull<sup>[22]</sup>提出了一种最初在半导体扩散中发现的离解扩散机制(Dissociative Diffusion Mechanism),即一部分杂质原子是以置换方式存在,而另一部分是以间隙原子方式存在。间隙原子(Interstitial,  $B_i$ )和置换原子(Substitutional,  $B_s$ )的动态平衡受离解反应所控制:

$$B_i + V \rightleftharpoons B_s \tag{2}$$

式中 V 代表空位。根据这种离解扩散机制,溶质原子的有效扩散系数没有像直接间隙扩散那么大,但明显大于置换扩散机制。对于分离机制,间隙原子与一个空位结合而形成一个置换式溶质,随后该置换式溶质能分离,再形成一个空位和一个间隙原子。Fe 在 α-Ti 中的反常快扩散行为看来具有来自离解扩散机制的贡献,即 Fe 既可以置换固溶于 α-Ti 中,也可以间隙固溶于 α-Ti 中,这可能与 Ti 的反常大的离子/原子半径比有关系<sup>[18]</sup>。

除 Fe 之外, Co, Ni, Cr, Mn 在 α-Ti 中同样具有反常快的扩散,可以将这些元素称为 Ti 的快扩散元素,但 Cr, Mn 在 α-Ti 中的扩散速率要比 Fe, Co, Ni 低 2

个数量级左右<sup>[23]</sup>。

#### 4 控制高温钛合金中 Fe 含量的重要作用

综上所述, Fe, Co, Ni 是  $\alpha$ -Ti 中的快扩散元素。一方面, Fe, Co, Ni 在  $\alpha$ -Ti 具有非常大的扩散速率; 另一方面, 当合金中存在 Fe, Co, Ni 时又极大地促进  $\alpha$ -Ti 的自扩散, 使得钛合金的有效扩散能力大大增强, 提高了蠕变测试时的位错攀移速率<sup>[24]</sup>, 从而降低了钛合金的高温蠕变抗力。

根据研究, 在所有的测试温度范围内, 高温钛合金中的 Fe 均显著提高了蠕变塑性应变量, 与合金的组织状态无关<sup>[25]</sup>。Russo<sup>[26]</sup> 对比研究了 Ni 和 Fe 对  $\beta$  退火的 Ti6242S 钛合金的蠕变性能的影响, 结果表明, Ni 对 Ti6242S 合金蠕变抗力的下降作用是 Fe 的 7~11 倍。Paradkar<sup>[27]</sup> 的研究结果认为, 在高温钛合金中, Co 对蠕变抗力的下降作用要大于 Fe。

Xu 等<sup>[28]</sup> 从另一个角度分析了 Fe, Co, Ni 对钛合金蠕变性能的影响, 采用 LMTQ-ASA 方法计算了 Ti 的各种溶质原子与空位的交互作用能, 对比计算结果和实验信息, 可以得出溶质与空位交互作用和高温蠕变性能之间的简单关系, 当溶质原子被空位吸引可以提高蠕变抗力, 而那些排斥空位的溶质原子对蠕变抗力没有好处。Ti 的大部分合金化元素如 Al, Si, Zr, Nb, Mo, Sn 等与空位具有负作用, 对蠕变有益; 而 Fe, Co, Ni 与空位是相斥的, 因此, 会损失蠕变性能。

因此, 对于高温钛合金而言, 特别是在更高温度下长期使用的合金, 一定严格控制原材料中的 Fe, Co, Ni 元素的含量, 这对于保证钛合金的高温蠕变性能是非常重要的。但钛合金铸锭中的杂质 Fe 是难以完全避免的, 因为海绵钛的生产过程中容易带入杂质 Fe。采用 Mg 还原  $\text{TiCl}_4$  的 Kroll 方法生产海绵钛时, 在钢制反应容器中进行真空还原-蒸馏时的工作温度高达 700~850 °C, 处于高温下的  $\text{TiCl}_4$  会腐蚀容器内壁, 最终的生成物 Fe 会转移到海绵钛中; 而且盛液态 Mg 的容器都是钢制材料, 所以 Mg 中一般都含有一定量的 Fe, 最终也会转移到海绵钛中; 在进行海绵钛坨破碎时, 少量的 Fe 屑也会进入海绵钛中<sup>[29]</sup>。除此之外, 对于熔炼钛合金所使用的中间合金及纯金属也会带入杂质 Fe。

对于在 600 °C 温度下服役的高温钛合金, 在材料标准或相关的技术要求中对合金中的 Fe 含量提出了极为严格的要求, 例如美国的 Ti-1100 合金, 其化学成分技术指标要求 Fe 含量  $\leq 0.02\%$ ; 英国 TIMET 公司生产的 IMI834 合金的 Fe 含量控制得也相当低, 仅为

0.0065%<sup>[30]</sup>。对于高温钛合金的海绵钛及中间合金, 要特别挑选低 Fe 的原材料, 以保证材料的高温蠕变性能。

#### 5 结论

(1) 大部分的高温钛合金以  $\alpha$  相为主, 高温蠕变行为主要受位错攀移机制所控制, 其蠕变激活能接近于基体材料的自扩散激活能。

(2) Fe 是  $\alpha$ -Ti 的快扩散元素, 在  $\alpha$ -Ti 中具有反常大的扩散速率, 是  $\alpha$ -Ti 自扩散速率的  $10^3 \sim 10^5$  倍, 当钛合金中存在 Fe 时还会显著促进  $\alpha$ -Ti 的自扩散, Co, Ni 在  $\alpha$ -Ti 中的扩散行为与 Fe 相近。

(3) Fe 在  $\alpha$ -Ti 中的扩散可能为离解扩散机制, Fe 既可以置换固溶于  $\alpha$ -Ti 中, 也可以间隙固溶于  $\alpha$ -Ti 中, 这可能与 Ti 的反常大的离子/原子半径比有关。

(4) 高温钛合金中的杂质 Fe 显著提高基体的扩散速率, 导致蠕变过程位错攀移速率的明显增加, 从而显著降低高温蠕变抗力。

(5) 为了改善高温钛合金的蠕变性能, 应严格控制所用原材料如海绵钛、中间合金中杂质 Fe 的含量。

#### 参考文献

- [1] WINSTONE M R, PARTIDGE A, BROOKS J W. The contribution of advanced high-temperature materials to future aero-engine [A]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part K [C]. Cambridge, UK: Journal of Multi-body Dynamics, 2001. 63–73.
- [2] HICKS M A, THOMAS M C. Advances in aeroengine materials [A]. Proceedings of the 6th International Charles Parsons Turbine Conference [C]. Ireland: Trinity College Dublin, 2003. 43–56.
- [3] HELM D. Application of high temperature titanium alloys in aero-engine limits due to bulk and surface related properties [A]. Titanium Alloys for High Temperature Applications [C]. San Antonio: TMS, 2006. 3–12.
- [4] LÜTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium [M]. Berlin: Springer, 2003. 238.
- [5] ROSENBERG H W. Titanium alloying in theory and practice [A]. The Science, Technology and Application of Titanium [C]. Oxford, UK: Pergamon Press, 1970. 851–859.
- [6] BLACKBURN M J. The ordering transformation in titanium: aluminum alloys containing up to 25 at. pct aluminum [J]. Transactions of the Metal Society of AIME, 1967, 239: 1200–1208.
- [7] LÜTJERING G, WEISSMANN S. Mechanical properties of age hardened titanium-aluminum alloys [J]. Acta Metall, 1970, 18: 785–795.
- [8] WOODFIELD A P, POSTANS P J, LORETTO M H, et al. The effect of long-term high temperature exposure on the structure

- and properties of the titanium alloy Ti 5331S[ J]. Acta Metall, 1988, 36(3): 507- 515.
- [ 9] WILLIAMS J C, BAGGERLY R G, PATON N E. Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals[ J]. Metall Mater Trans A, 2002, 33: 837- 850.
- [ 10] RAMACHANDRA C, SINGH V. Silicide precipitation in alloy Ti+6Al+5Zr-0.5Mo-0.25Si[ J]. Metall Trans A, 1982, 13: 771 - 775.
- [ 11] FLOWER H M, SWANN P R, WEST R F. Silicide precipitation in the Ti+Zr-Al-Si system[ J]. Metall Trans A, 1971, 2: 3289 - 3297.
- [ 12] SINGH A K, ROY T, RAMACHANDRA C. Microstructural stability on aging of an  $\alpha + \beta$  titanium alloy: Ti+6Al+1.6Zr-3.3Mo-0.30Si[ J]. Metall Mater Trans A, 1996, 27: 1167 - 1173.
- [ 13] HAYES R W, VISWANATHAN G B, MILLS M J. Creep behaviour of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo: I. the effect of nickel on creep deformation and microstructure [ J]. Acta Mater, 2002, 50: 4953- 4963.
- [ 14] ES-SOUNI M. Primary, secondary and anelastic creep of a high temperature near  $\alpha$ -Ti alloy Ti6242Si[ J]. Materials Characterizations, 2000, 45: 153- 164.
- [ 15] ES-SOUNI M. Creep deformation behavior of three high-temperature near  $\alpha$ -Ti alloys: IM1834, IM1829, and IM1685[ J]. Metall Mater Trans A, 2001, 32: 285- 293.
- [ 16] RHEES I, NAM S W, HAGIWARA M. Effect of TiB<sub>2</sub> particle reinforcement on the creep resistance of near  $\alpha$  titanium alloy made by blended elemental powder metallurgy [ J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, 359: 186- 192.
- [ 17] KÖPPERS M, HERZIG C, FRIESEL M, et al. Intrinsic self-diffusion and substitutional Al diffusion in  $\alpha$ -Ti[ J]. Acta Mater, 1997, 45: 4181- 4191.
- [ 18] MISHIN Y, HERZIG C. Diffusion in the Ti-Al system[ J]. Acta Mater, 2000, 48: 589- 623.
- [ 19] NAKAJIMA H, KOIWA M. Diffusion of iron, cobalt and nickel in  $\alpha$ -titanium[ A]. Ti' 84: Science and Technology[ C]. Munich, Germany: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., 1985. 1759- 1766.
- [ 20] ES-SOUNI M. Creep behaviour and creep microstructures of a high temperature titanium alloy Ti+5.8Al+4.0Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.35S+0.06C (Timetal 834) Part I. primary and steady-state creep[ J]. Materials Characterizations, 2001, 46: 365- 379.
- [ 21] 冯端. 金属物理学第一卷, 结构与缺陷[ M]. 北京: 科学出版社, 1998. 540.
- [ 22] NAKAJIMA H, KOIWA M. Diffusion in titanium[ J]. ISIJ International, 1991, 31(8): 757- 766.
- [ 23] NAKAJIMA H, OGASAWARA K, YAMAGUCHI S, et al. Diffusion of chromium in  $\alpha$ -titanium and its alloys[ J]. Mater Trans JIM, 1990, 31(4): 249- 254.
- [ 24] VISWANATHAN G B, KARTHIKEYAN S, HAYES R W, et al. Creep behaviour of Ti+6Al+2Sn-4Zr-2Mo: II. mechanisms of deformation [ J]. Acta Mater, 2002, 50: 4965- 4980.
- [ 25] BLENKINSOP P A, NEAL D F. High temperature titanium alloys: the metallurgical understanding, development and achievements of conventional alloys[ A]. Metallurgical and Technology of Practical Titanium Alloys[ C]. Chiba, Japan: Metals & Materials Society, 1994. 19- 27.
- [ 26] RUSSO P A, WOOD J R. Influence of Ni and Fe on the creep of beta annealed Ti+6242S[ A]. Ti' 95: Science and Technology [ C]. Birmingham, UK: The Institute of Materials, 1996. 1075 - 1082.
- [ 27] PARADKAR A G, RAO A V, GOGIA A K. Effect of microalloying in a near  $\alpha$  titanium alloy[ J]. Trans Indian Inst Met, 2000, 53(3): 231- 242.
- [ 28] XU D S, HU Q M, LU J M, et al. Point defects and mechanical behavior of titanium alloys and intermetallic compounds[ A]. Third Conference of the Asian Consortium for Computational Materials Science(ACCM S-3)[ C]. Beijing: Chinese Academy of Science, 2006. 220- 227.
- [ 29] 莫畏. 钛[ M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008.
- [ 30] MISHRA H, GHOSAL P, NANDY T K, et al. Influence of Fe and Ni on creep of near  $\alpha$ -Ti alloy IM1834[ J]. Mater Sci Eng A, 2005, 399: 222- 231.

收稿日期: 2009-01-12; 修订日期: 2009-05-10

作者简介: 蔡建明(1975—), 男, 博士, 高级工程师, 研究方向: 变形高温钛合金, 联系地址: 北京市 81 信箱 15 分箱(100095), E-mail: caijianming1975@126.com

## 太钢开发高锰高氮不锈钢新品种

据科学网 2009 年 7 月 12 日报道, 山西太钢集团近日成功冶炼出高锰高氮不锈钢新产品, 有效探索出冶炼高氮不锈钢的新工艺方法, 填补了世界不锈钢冶炼史空白, 也为今后完成高氮不锈钢系列在常压下的冶炼奠定了坚实的基础。

新开发的 10Cr21Mn16NiN 不锈钢新产品是国家“973”计划配套子课题项目, 是开发节镍新型高强、无磁奥氏体不锈钢钢种, 具有较高的强度及无磁性能, 产品可以运用在电子电器元件、弹性材料、汽车支架、高强螺栓、耐磨丝网、沿海大桥钢筋、高强设备上。

为尽快开发和掌握这一高难度不锈钢冶炼技术, 太钢集团专门成立了课题攻关组, 认真研究探索, 从以往的不锈钢冶炼技术上归纳总结经验, 从品种特性上找出重点环节, 从生产工艺上制定严密的规程标准, 从操作控制上严细每一步控制点, 探索和实践了该钢种电炉-氩氧炉-LF 炉-连铸工艺路线的成功运用, 从而使这一高难冶炼工艺终在该厂冶炼成功。