

[文章编号] 1004-0609(2002)02-0221-05

两步热处理制备高延性 TiAl 基合金机理^①

唐建成, 黄伯云, 贺跃辉, 周科朝, 刘文胜, 唐志宏, 鲁世强

(中南大学粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

[摘要] 研究了两步热处理对锻造 Ti-47Al-2Cr(摩尔分数, %) 组织演变和室温拉伸性能的影响。经 1 290 ℃, 4 h $\xrightarrow{FC}$ 1 240 ℃, 4 h, FC+ 900 ℃, 24 h 热处理后, 锻造 TiAl 基合金中形成了均匀细小的双态组织, 其室温伸长率, 室温抗拉强度和室温屈服强度分别为 3.5%, 677 MPa 和 597 MPa。在热处理过程中, 锻造 TiAl 基合金发生了复杂的相变, 其相变过程为: 变形组织 $\rightarrow \gamma_f + \alpha_f \rightarrow \gamma_f + (\alpha_f + \gamma_s + \alpha_s) \rightarrow \gamma_f + L_f + \gamma_s + L_s$ 。当第二步热处理温度偏低时, α_s 转变为脆性 α_2 相颗粒, 降低了合金的室温拉伸性能。

[关键词] TiAl 基合金; 热处理; 室温拉伸

[中图分类号] TG 146

[文献标识码] A

TiAl 基合金因具有优良的高温性能和较低的密度, 而成为世界上目前研究的最为热门的高温结构材料之一^[1]。经过多年的努力, 其性能不断提高, 其中部分性能已经接近或达到了实用化的要求^[2, 3]。然而, 因强键结合及基于有序结构的变形行为的低对称所引起的室温脆性仍然是其实用化的主要障碍^[4, 5]。TiAl 基合金的力学性能与合金化密切相关。Liu 等^[6]通过添加 Cr, B, C, Si, W 和 Nb 等合金元素制备出室温伸长率为 4.7% (含弹性应变) 的全层片状 TiAl 基合金。陈小群等^[7]通过添加 Cr 和 Mo 等合金元素制备出室温伸长率为 5.0% 的双态 TiAl 基合金。而控制热处理工艺以调节合金的显微组织, 也是一种有效的改善其力学性能的方法。目前, TiAl 基合金的热处理工艺一般是将变形组织在 α 单相区或 $\alpha + \gamma$ 双相区的某一温度保温一定时间后, 采用不同的冷却速度冷却到室温, 以调节合金的显微组织^[8, 9], 但此种热处理工艺存在显微组织控制较难和组织粗大等缺点。为此, 本文作者采用两步热处理工艺处理锻造 TiAl 基合金, 并分析了其相变机理。

1 实验

TiAl 基合金的成分为 Ti-47Al-2Cr(摩尔分数, %), 采用水冷铜坩埚感应凝壳熔炼炉熔炼而成。经均匀化处理(1 050 ℃, 24 h)和热等静压(1 250

℃, 4 h, 150 MPa)后, 采用文献[10]中的二次包套快锻技术, 破碎 TiAl 基合金粗大的铸态组织, 以获得均匀细小的变形组织。然后, 采用不同的热处理工艺对其进行热处理, 具体工艺如表 1 所示。

室温拉伸试验在 INSTRON1342 型电液伺服控制材料试验机上进行, 采用棒状试样, 试样的平行段长为 15 mm, 拉伸速率为 1 mm/min, 相应的应变速率为 $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。每种热处理工艺测试 5 个试样, 取平均值为室温拉伸性能。

金相观察在 Neophot-II 型金相显微镜上进行, 浸蚀剂为 2 mL HF+ 5 mL HNO₃+ 93 mL H₂O。利用数点法和截割线法等半定量的方法测定合金中的晶粒尺寸。试样的表面成分分析在 X650 型扫描电子显微镜上进行。

2 实验结果

2.1 热处理工艺对室温拉伸性能的影响

锻造 TiAl 基合金经不同热处理后的室温拉伸性能如表 1 所示。锻造 TiAl 基合金经 1 290 ℃, 4 h $\xrightarrow{FC}$ 1 240 ℃, 4 h, FC+ 900 ℃, 24 h 热处理后, 室温伸长率达 3.5%, 而且室温屈服强度和抗拉强度也分别达到 597 MPa 和 677 MPa。对比 3[#] 试样和 1[#] 试样的室温拉伸性能可以看出, 锻造 TiAl 基合金经两步热处理所制备的试样具有优良的室温拉伸

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59895150); 国家“八六三”计划资助项目(715-005-0040)

[收稿日期] 2001-06-11; [修订日期] 2001-08-25

[作者简介] 唐建成(1973-), 男, 博士。

表 1 TiAl 基合金的热处理和室温拉伸性能

Table 1 Heat treatments and room temperature tensile properties of TiAl-based alloy

Specimen No.	Heat treatment parameters	$\sigma_{0.2}$ / MPa	σ_b / MPa	δ / %
1	1 250 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h	478	554	2.2
2	1 280 °C, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 1 240 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h	553	643	3.2
3	1 290 °C, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 1 240 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h	597	677	3.5
4	1 300 °C, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 1 240 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h	577	665	3.0
5	1 310 °C, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 1 240 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h	568	653	2.9
6	1 290 °C, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 1 220 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h	520	597	1.5
7	1 290 °C, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 1 230 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h	547	632	2.0
8	1 290 °C, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 1 250 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h	576	653	3.1

FC—Furnace cooling

性能。从表 1 中室温拉伸性能的变化趋势可以发现, 当第二步热处理温度, 保温时间和冷却速度一定时, 第一步热处理温度由 1 280 °C 提高到 1 310 °C 时, 室温抗拉强度、屈服强度和伸长率在第一步热处理温度为 1 290 °C 时达到最大值。当第一步热处理温度确定在 1 290 °C 时, 第二步热处理温度由 1 240 °C 提高到 1 250 °C, 室温拉伸性能均稍微降低, 但当第二步热处理温度降低到 1 220 °C 时, TiAl 基合金的室温拉伸性能急剧降低, 室温伸长率、屈服强度和拉伸强度分别降低到 1.5%, 520 MPa 和 597 MPa。

2.2 热处理工艺对显微组织的影响

图 1 所示是 TiAl 基合金的金相组织, 图 1(a) 是 1[#] 试样的金相组织, 图 1(b) 所示是 3[#] 试样的金相组织。由图 1 可以看出, 1[#] 试样和 3[#] 试样都是双态组织, 但又存在一定的差异: 1) 3[#] 试样的晶粒尺寸比 1[#] 试样的小, 3[#] 试样中的单相 γ 晶粒的平均尺寸约为 10 μm , 其体积分数约为 40%, 层状晶团尺寸约为 12 μm ; 而 1[#] 试样中的单相 γ 晶粒的平均尺寸约为 11 μm , 其体积分数约为 30%, 层状晶团尺寸约为 24 μm 。2) 3[#] 试样的晶界(包括 γ 晶粒和层状晶团)相当清晰, 而 1[#] 试样的晶界不清晰。3) 3[#] 试样中的层状晶团析出完全, 而 1[#] 试样中的层状晶团析出不完全, 大部分层状晶团中都存在纤维状析出物。正是这些差异使得 3[#] 试样具有比 1[#] 试样更为优良的室温拉伸性能。

图 2 是 TiAl 基合金的扫描电子显微照片, 图 2(a) 和图 2(b) 分别为 3[#] 试样和 6[#] 试样的扫描电子显微照片。由图 2 可见, 尽管 3[#] 试样和 6[#] 试样的晶粒尺寸相差不大, 但其形貌存在较大的差异。图

2(a) 中主要存在 γ 晶粒和层状晶团, 而图 2(b) 中除了存在 γ 晶粒和层状晶团外, 还存在白色的 Ti 含量较高的块状物。图 2(b) 的成分分析如表 2 所示。由表 2 可以看出, 图 2(b) 中的区域 1~4 的合金成分各不相同, 区域 1 的 Al 含量较低, 区域 2 的

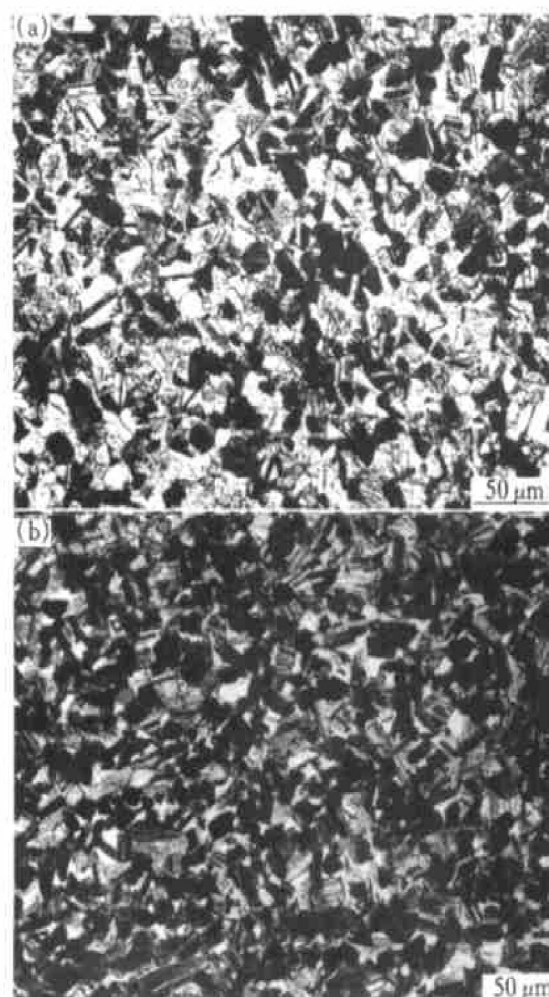


图 1 TiAl 基合金的金相组织

Fig. 1 Optical microstructures of TiAl-based alloys

(a) —Specimen 1[#]; (b) —Specimen 3[#]

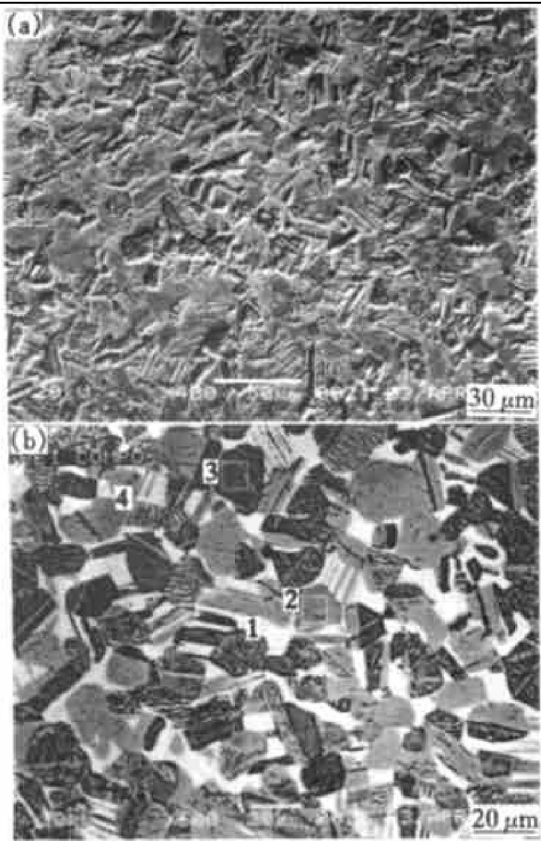


图 2 TiAl 基合金的扫描电子显微照片

Fig. 2 SEM microstructures of TiAl-based alloys
(a) —Specimen 3[#]; (b) —Specimen 6[#]

表 2 图 2(b) 中区域 1~ 4 的成分分析(摩尔分数, %)

Table 2 Composition analyzing of zone 1~ 4 in Fig. 2(b) (mole fraction, %)			
Zone	Ti	Al	Cr
1	55.88	41.39	2.73
2	48.40	49.20	2.40
3	51.10	46.68	2.22
4	51.47	45.98	2.55

Al含量较高, 区域 3 和区域 4 的 Al 含量相当, 并介于区域 1 和区域 2 之间。其中, 区域 3 和区域 4 是层状晶团。可见, 区域 1 是 α_2 脆性相, 区域 2 是单相 γ 晶粒。

3 讨论

通过控制热处理工艺, 可以改善 TiAl 基合金的力学性能。两步热处理影响 TiAl 基合金的室温拉伸性能是通过影响其显微组织来实现的。锻造 TiAl 基合金经两步热处理后的显微组织与经常规一次热处理后的显微组织有明显差异。这些差异可能是因为双温热处理引入了一个新的相转变机理。

锻造 TiAl 基合金在 $1\,290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ $1\,240\text{ }^{\circ}\text{C}$,

4 h , FC+ $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 24 h 热处理过程中的组织转变示意图如图 3 所示。锻造 TiAl 基合金经第一步热处理后, 其显微组织由单相 γ 晶粒和 α 晶粒组成, 文献[11]中已对其晶粒长大和转变动力学作了论述。随热处理温度的升高, α 晶粒尺寸增大, 体积分数增加, γ 相晶粒尺寸变大, 体积分数减少。锻造 TiAl 基合金在第一步热处理后的显微组织示意图如图 3(a) 所示。为了论述方便, 将此时的 α 相和 γ 相定义为 α_f 和 γ_f 。当炉冷至 $1\,240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, α 相通过 $\alpha \rightarrow L(\alpha/\gamma)$ 相转变过程, 形成析出不完全的层状晶团, 而 γ 相基本上不发生改变(如图 3(b) 所示)。在 $1\,240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温时, γ_f 基本上不会发生改变, 因为 γ_f 不具备相转变时所需要的能量起伏和结构起伏条件; 而 α_f 在 $1\,240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温时发生相转变 $\alpha_f \leftarrow \alpha_s + \gamma_s$ (为了论述方便, 将在第二步热处理时形成的 α 相和 γ 相定义为 α_s 和 γ_s)。由于第二次热处理时没有第一次热处理时所具备的因锻造所形成的畸变能, 而且温度相对较低, 因此相转变较慢。冷却前的组织由 α_f , γ_f , α_s , γ_s 组成, 如图 3(c) 所示。在随炉冷却过程中, α_f 和 α_s 都通过相转变过程 $\alpha \rightarrow L(\alpha/\gamma) \rightarrow L(\alpha_2/\gamma)$ 形成层状晶团, 而 γ 相不变化, 于是便形成了由 γ 晶粒和层状晶团组成的双态组织, 如图 3(d) 所示。

锻造 TiAl 基合金在 $1\,290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ $1\,220\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h , FC 热处理过程中的组织转变示意图如图 4 所示。其中图 4(a) 和 4(b) 与图 3 中的相同, 图 4(c) 与图 3 中的类似, 其不同之处在于相比比例和相成分之间有差异。其中 γ_f 的成分和体积分数与图 3 中的相同, γ_s 的体积分数减少, 而 α_s 的体积百分数增加, γ_s 和 α_s 中的 Al 含量都偏低。正是因为 α_s 中铝含量间的差异导致了其显微组织的改变。 α 相在冷却过程中的相转变 $\alpha \rightarrow L(\alpha/\gamma) \rightarrow L(\alpha_2/\gamma)$ 与 α 相中的 Al 含量密切相关, 只有当 Al 含量足够高时, 相转变过程才能充分进行, 否则将通过有序化转变 $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 形成单相 α_2 [12]。此时, α_f 中的 Al 含量足够高, 在炉冷过程中发生相转变 $\alpha \rightarrow L(\alpha/\gamma) \rightarrow L(\alpha_2/\gamma)$, 形成层状晶团。而 α_s 中的铝含量偏低, 在炉冷过程中只能通过有序化转变 $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 形成如图 2(b) 所示的白色块状物。于是得到了由 γ 相晶粒、层状晶团和 α_2 相颗粒组成的所谓“双相三态组织”, 如图 4(d) 所示。

由以上的相转变过程分析可知, 两步热处理引入了两次相转变过程, 因此比常规热处理具有较大的优势, 可以获得更加均匀细小的显微组织, 从而

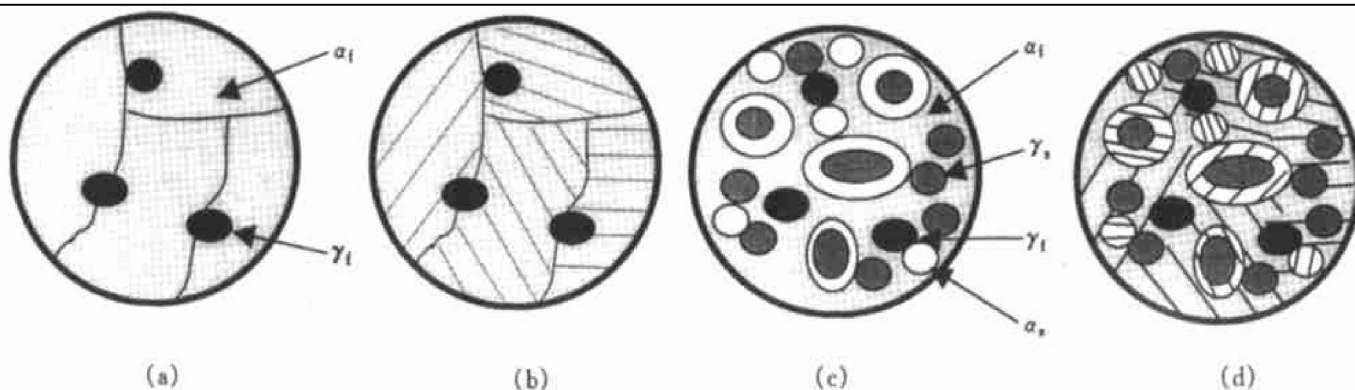


图 3 锻造 TiAl 基合金在 $1290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h, FC 热处理时组织演变示意图

Fig. 3 Schematic of microstructural evolution of TiAl-based alloy

during heat treatment of $1290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h, FC

(a) —After $1290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h; (b) —Before $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h; (c) —After $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h; (d) —At room temperature

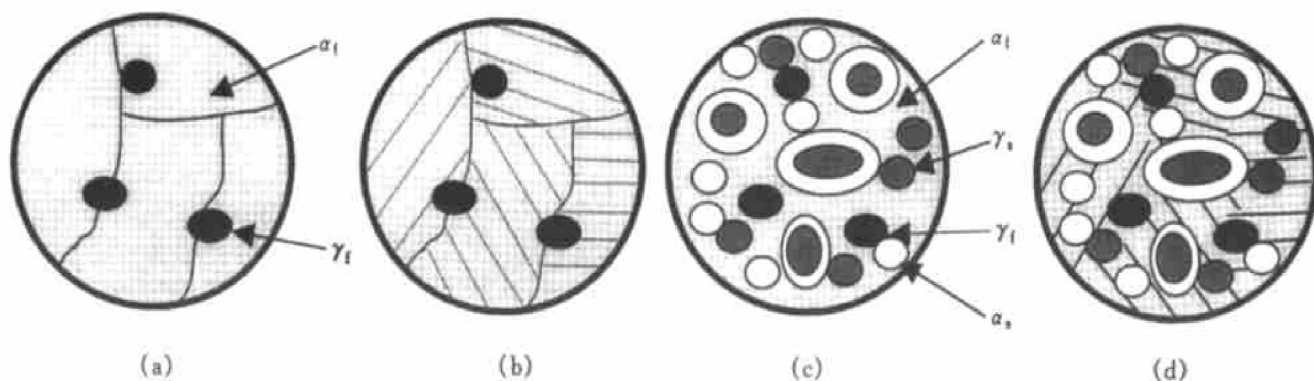


图 4 锻造 TiAl 基合金在 $1290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ $1220\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h, FC 热处理时组织演变示意图

Fig. 4 Schematic of microstructural evolution of TiAl-based alloy

during heat treatment of $1290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ $1220\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h, FC

(a) —After $1290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h; (b) —Before $1220\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h; (c) —After $1220\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h; (d) —At room temperature

提高 TiAl 基合金的室温力学性能。但在热处理过程中必须控制两步热处理温度, 尤其是第二步热处理温度。因为第二步热处理温度偏低时, 会在 γ 晶粒和层状晶团边界上形成脆性 α_2 相颗粒。在拉伸过程中, 微裂纹易在脆性 α_2 相颗粒周围产生, 因而严重降低 TiAl 基合金合金的室温拉伸性能。

4 结论

1) 锻造 TiAl 基合金经 $1290\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h $\xrightarrow{\text{FC}}$ $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 h, FC+ $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 24 h 热处理后, 其室温伸长率、室温抗拉强度和室温屈服强度分别为 3.5%、677 MPa 和 597 MPa。在此过程中, 锻造 TiAl 基合金发生了复杂的相变, 从而形成了均匀细小的双态组织, 其相变过程为: 变形组织 $\rightarrow \gamma_f + \alpha_f \rightarrow \gamma_f + (\alpha_f + \gamma_s + \alpha_s) \rightarrow \gamma_f + L_f + \gamma_s + L_s$ 。

2) 当第二步热处理温度偏低时, α_s 在炉冷时

难以转变为层状晶团, 从而在层状晶团 L_f 和单相 γ 晶粒的边界上形成脆性 α_2 相颗粒, 因而 TiAl 基合金的室温拉伸性能急剧降低。

[REFERENCES]

- [1] Ward C M, Froes F H. Developments in the synthesis of light metals [J]. JOM, 1994, 46(1): 28– 33.
- [2] 陈国梁. 金属间化合物结构材料研究与发展 [J]. 材料导报, 2000, 14(9): 1– 5.
CHEN Guo-liang. R&D status and prospect on the ordered structural intermetallics [J]. Materials Review, 2000, 14(9): 1– 5.
- [3] Maziasz P J, Liu C T. Development of ultrafine lamellar structures in two-phase γ -TiAl alloys [J]. Metall Mater Trans A, 1998, 29(1): 105– 115.
- [4] Hug G, Loiseau A, Lasalmokie A. Nature and dissociation of the dislocation in TiAl deformed at room temperature [J]. Phil Mag A, 1986, 54(1): 47– 63.

- [5] Huang S C, Hall E. Plastic deformation and fracture of binary TiAl-based alloys [J]. Metall Trans A, 1991, 22 (3): 427– 443.
- [6] Liu C T, Schneibel J H, Maziasz P J, et al. Tensile properties and fracture toughness of TiAl with controlled microstructures [J]. Intermetallics, 1996, 4(4): 429– 443.
- [7] 陈小群, 黄伯云, 贺跃辉, 等. 高延性 TiAl 合金的微观组织特征 [J]. 金属学报, 1997, 33(6): 683– 686. CHEN Xiao-qun, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui, et al. Microstructure characteristics of a high ductility γ -TiAl alloy [J]. Acta Metall Sin, 1997, 33(6): 683– 686.
- [8] Denquin A, Naka S. Phase transformation mechanisms involved in two phase TiAl₃: lamellar structure formation [J]. Acta Metall Mater, 1996, 44(2): 343– 358.
- [9] Jones S A. Phase equilibria and transformation in TiAl [J]. Acta Metall Mater, 1993, 41(2): 387– 396.
- [10] 陈伶俐, 黄伯云, 曲选辉. TiAl 基合金的复合热机械处理 [J]. 中国有色金属学报, 1996, 6(2): 120– 123. CHEN Ling-hui, HUANG Bai-yun, QU Xuan-hui. The study of multi-thermal-mechanical process for TiAl-based alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1996, 6(2): 120– 123.
- [11] TANG Jian-cheng, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui, et al. Grain growth of a forged TiAl during heat treatment [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2000, 10(2): 183– 186.
- [12] TANG Jian-cheng, HUANG Bai-yun, ZHOU Ke-chao, et al. Factors affecting the lamellar spacing in two phase TiAl alloys with fully lamellar microstructures [J]. Materials Research Bulletin, 2001, 36 (9/10): 1737 – 1742.

Formation mechanism of a high ductility TiAl-based alloy made by two-step heat treatment

TANG Jian-cheng, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui, ZHOU Ke-chao,
LIU Wen-sheng, TANG Zhi-hong, LU Shi-qiang
(State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University,
Changsha 410083, China)

[Abstract] The effect of two-step heat treatment on the microstructure evolution and room tensile properties of forged Ti-47Al-2Cr (mole fraction, %) was investigated. After the heat treatment of 1 290 °C, 4h $\xrightarrow{\text{FC}}$ 1 240 °C, 4 h, FC+ 900 °C, 24 h, the uniform fine duplex microstructures are formed in forged TiAl-based alloy and its room temperature tensile ductility, tensile strength and yield strength reach 3.5%, 677 MPa and 597 MPa respectively. The formation of uniform fine duplex microstructures results from the complex phase transformation of forged microstructures $\gamma \rightarrow \gamma_f + \alpha_f \rightarrow \gamma_f + (\alpha_f + \gamma_s + \alpha_s) \rightarrow \gamma_f + L_f + \gamma_s + L_s$. When the temperature of the second step heat treatment is lower, the transformation of α_s into brittle α_2 phase particles leads to the decrease of room temperature tensile properties.

[Key words] TiAl-based alloy; heat treatment; room temperature tensile

(编辑 杨 兵)