

TiAl-Cr 合金中的 β_2 相^①

郑运荣 汪小平
(北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘 要 在 Ti(44~48)Al(3~6)Cr(摩尔分数, %) 的三元合金中, 存在 B2 结构的体心立方有序 β_2 相, 其形成与含 Cr 量有关。 β_2 相铸态成分可表示为: $Ti_{55}Al_{33}Cr_{12}$ 。 β_2 相是该合金中显微硬度最高的相, 其硬度值随合金中 Cr 含量增加而提高。 β_2 相常分布于 γ 晶界, 起阻碍晶粒长大作用。

关键词 TiAl 基合金 β_2 相 Cr 的作用

中图法分类号 TG113.12

在以 TiAl 为基的金属间化合物中, 具有 TiAl+Ti₃Al 片状组织的合金综合性能最佳, 加 Cr 可进一步提高该合金的室温塑性^[1~4]。当 Cr 的含量超过 2%(摩尔分数)时, 合金中会出现体心立方有序相 β_2 ^[5, 6]。然而, 对 β_2 相的作用有不同认识, 例如, 有人认为 β_2 相可以调节不同取向的 α_2 + γ 晶粒的应变, 因而对提高塑性有利^[5, 11]; 但最近研究结果表明, 含 β_2 相的 TiAl 基合金室温塑性低, 只有在高于 650℃ 时塑性才提高^[8]。目前, 有关 Cr 对 β_2 相的形成规律的影响还缺乏系统的研究, 本文的目的是研究 β_2 相的成分、结构、析出温度区间以及它在细化晶粒和在合金变形中所起的作用。

1 试验方法

本研究所用的合金成分和熔炼方法示于表 1。试样放在石英管中抽真空至 1×10^{-4} Pa, 充高纯 Ar 至 1.3×10^4 Pa 封焊, 然后把封焊好的石英管放在炉中加热, 加热温度范围为 900~1350℃, 保温 2~168 h 淬水并迅速打破石英管。铸态和热处理后的试样用光学金相、扫描电镜、透射电镜、电子探针和图象分析仪研究合金的显微组织。

表 1 合金的成分(摩尔分数, %)

Table 1 Composition of alloys (mole fraction, %)

Alloy	Ti	Al	Cr	Melting method
A	52.7	44.3	3.0	Consumable
B	49.7	44.3	6.0	Non consumable
C	46.0	48.0	6.0	Non consumable

2 结果与讨论

2.1 β_2 相的形态与析出温度

铸态合金中的 β_2 相主要分布于晶界和枝晶间。经抛光和轻微腐刻后用相衬观察时, β_2 相呈凸起态(图 1a)。抛光试样不经腐刻直接用扫描电镜背散射电子图像观察时, 可以清晰显示出白亮的 β_2 相(图 1b)。从图 1 可看到, β_2 相呈块状、长片状或盘状。

热处理时, β_2 相进一步析出。随着热处理温度升高, β_2 相粗化。图 2a 是 A 合金经过 1000℃, 168 h 处理后的显微组织, 除在晶界区保留块状铸态 β_2 相外, 在晶内 α_2 + γ 片状组织内析出小颗粒状和盘状 β_2 , 这些 β_2 相打断了 α_2 片。当 A 合金经 1200℃, 168 h 处理后, β_2 相长大成块状, 有时与块状 α_2 相共生, 有时与多片 α_2 相连, 在块状 α_2 和 β_2 相附近,

① 航空基金资助项目 93G21022 收稿日期: 1996-10-31; 修回日期: 1997-01-26 郑运荣, 男, 55 岁, 研究员

片状 α_2 相回溶形成 γ 区(图 2b)。

当合金含 Cr 量增至 6% (摩尔分数) 时, 热处理后析出大量块状 β_2 相。图 3 是 C 合金经 1200 °C, 168 h 处理后的显微组织。铸态时粗大的片状 $\alpha_2 + \gamma$ 晶粒变成了以 γ 晶粒为基、晶界上分布着块状 α_2 和 β_2 的 $\alpha_2 + \beta_2 + \gamma$ 三相组织(图 3a)。在背散射电子图像上 β_2 相(白色)和 α_2 (灰色)可以很清楚地区分开(图 3b)。分布于 γ 晶界上的 β_2 和 α_2 相有效地阻碍了 γ 晶粒长大。

对不同含 Cr 量的合金在不同温度下做了长时保温处理, 然后用图像分析仪测定 β_2 相的体积分数, 以确定 Cr 在促进 β_2 形成中所起的作用以及 β_2 相的稳定温度范围。结果表明, 铸态下合金 A 的 β_2 相含量为 0.5% (体积分数)。在 1000~1200 °C 保温 168 h 后, 该相的含量在 5%~6% (体积分数) 之间, 经 1250 °C, 168 h 保温后很少有 β_2 相, 这意味着该合金的 $(\alpha + \gamma)/(\alpha + \beta + \gamma)$ 相界约为 1250 °C。合金含 Cr 量增加, β_2 相的含量明显增加, 含 Cr 量

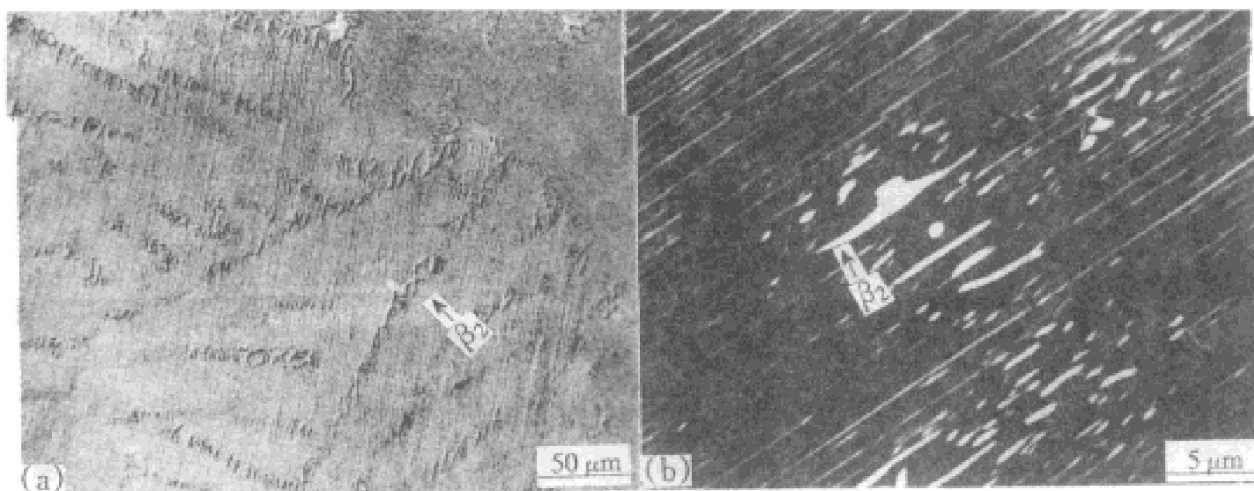


图 1 A 合金铸态显微组织

Fig. 1 As cast microstructures of alloy A

(a) —Optical contrast micrograph; (b) —SEM-BEI

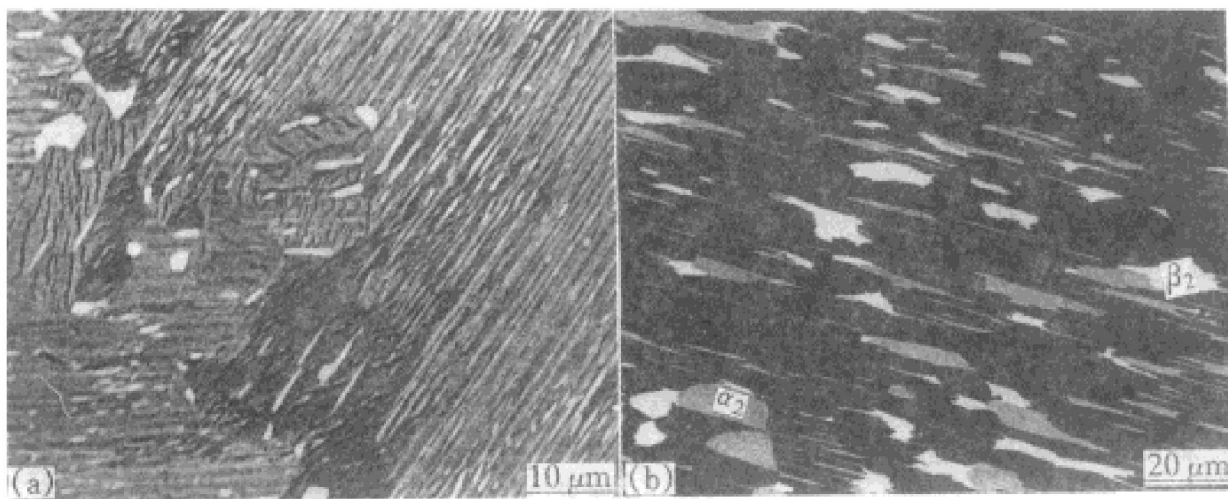


图 2 不同热处理状态下 A 合金中 β_2 相的形貌

Fig. 2 Morphologies of β_2 phase after different heat treatments

(a) —1000 °C, 168 h; (b) —1200 °C, 168 h

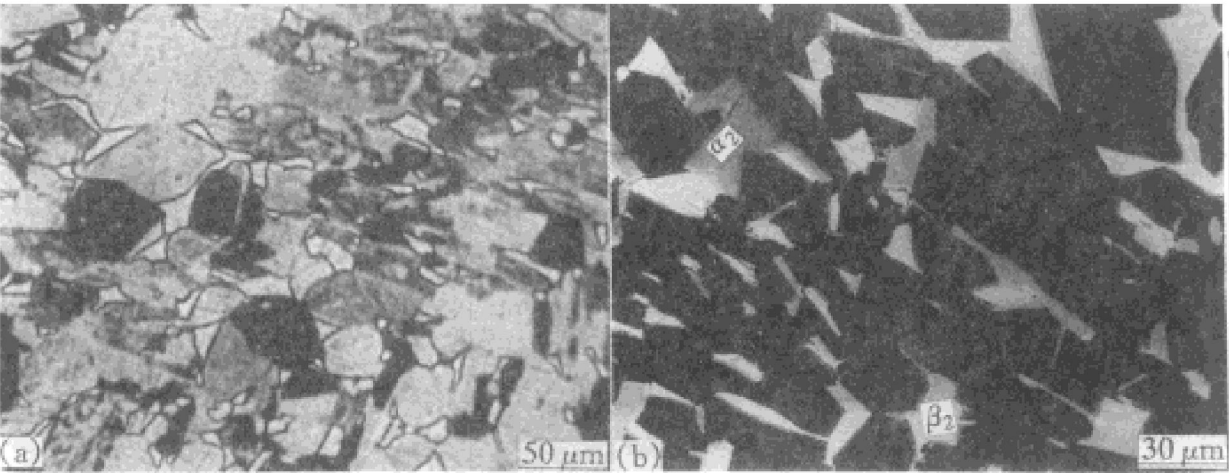


图 3 合金 C 经 1 200 °C, 168 h 热处理后的显微组织

Fig. 3 Microstructures of alloy C after heatment of 1 200 °C, 168 h

(a) —Optical micrograph; (b) —SEM-BEI

为 6% (摩尔分数) 合金 B 经 1 200 °C, 168 h 处理后 β_2 相的含量达 16% (体积分数)。随着合金中 β_2 相含量的增加, 该相的稳定温度范围也向高温扩展。

2.2 β_2 相的结构与成分

B 合金铸态试样用透射电镜观察时, 可以清楚地区分开 α_2 , β_2 和 γ 相(图 4a), 对 β_2 相作选区电子衍射, 证明该相是有序立方结构, $\bar{1}00$ 和 010 超点阵衍射斑点清晰可见, β_2 相的点阵常数为 0.32 nm(图 4b, c, d)。

热处理后在 $\alpha_2 + \gamma$ 片层状组织区形成的 β_2 相与 α_2 和 γ 相有一定的取向关系。图 5a 是 A 合金经 1 000 °C, 168 h 处理后的 TEM 照片, 对图中的圆圈区作电子衍射, 得到电子衍射图如图 5b 所示。由图 5b, 可知 β_2 相与 α_2 和 γ 相存在如下的取向关系: $(0001)_{\alpha_2} \parallel \{111\}_{\gamma} \parallel \{110\}_{\beta_2}$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} \parallel \langle 110 \rangle_{\gamma} \parallel \langle \bar{1}11 \rangle_{\beta_2}$ 。

用电子探针对 A, B 和 C 三炉合金经 1 200 °C, 168 h 处理后的试样内部 β_2 相进行了成分分析, 结果示于表 2。可以看出, β_2 相是富 Cr 相, 而且随合金 Cr 含量增加, β_2 相中的 Cr 含量也相应增加。试验结果还表明, β_2 相中的 Cr 含量随热处理温度而变化。对 A 合金在不同温度下处理 168 h 后的 β_2 相用能谱测量其

成分, 结果示于表 3。表 3 数据表明, 随着温度升高 β_2 相中的 Cr 含量降低, Al 含量上升, 而 Ti 含量变化甚微。

2.3 β_2 相的变形能力

在本研究的 TiAl 合金中, β_2 相是最硬的

表 2 含 Cr 的 TiAl 合金经 1 200 °C, 168 h 处理后 β_2 相的成分

Table 2 Composition of β_2 phase in Cr-bearing TiAl base alloys after 1 200 °C, 168 h treatment(mole fraction, %)				
Alloy	Content of Cr in alloy	Composition of β_2		
		Ti	Al	Cr
A	3.0	53.6	37.3	9.1
B	6.0	49.8	38.3	11.9
C	6.0	46.7	39.3	13.9

表 3 A 合金中 β_2 相的成分(摩尔分数, %) 与温度的关系

Table 3 Relationship between composition of β_2 phase and temperature in alloy A					
Element	As cast	1 000 °C, 168 h	1 150 °C, 168 h	1 200 °C, 168 h	1 230 °C, 168 h
Ti	55.3	53.0	53.2	53.4	53.6
Al	32.5	32.6	37.0	37.1	38.8
Cr	12.0	14.4	9.8	9.5	7.6

相, 在 0.5 N 负荷下, 该相的显微硬度值 $H_v = 5550 \text{ MPa}$ 。图 6 示出了 A 合金 α_2 , β_2 和 γ 三

相的显微硬度压痕。由压痕可看出, β_2 和 γ 相的变形能力是各向同性的, 而 α_2 相的变形为

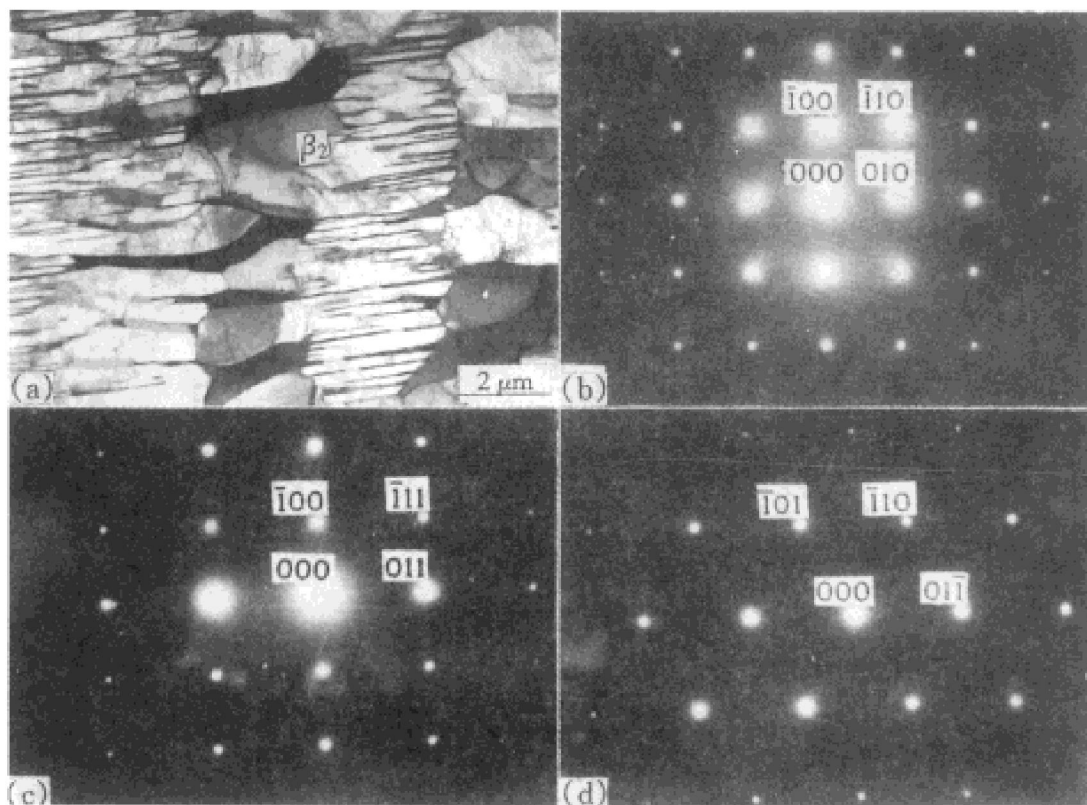


图 4 铸态下 B 合金中 β_2 相的形貌和选区衍射图

Fig. 4 Morphology and selected electron diffraction patterns of β_2 phase in as-cast alloy B

(a) —Bright field; (b), (c) and (d) — $[001]$, $[011]$ and $[111]$ zone axis respectively

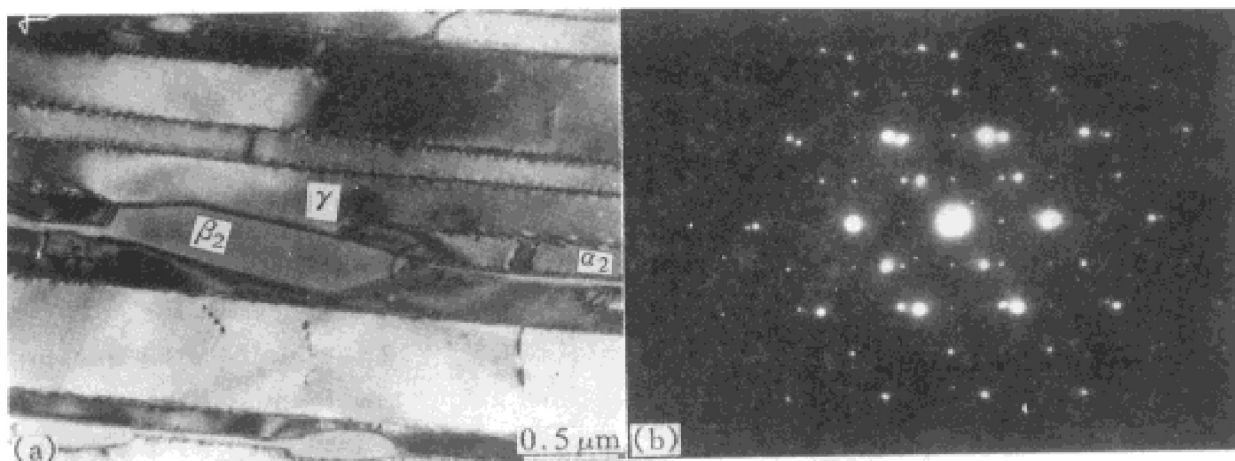


图 5 A 合金经 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, 168 h 处理后的 TEM 形貌和衍射图

Fig. 5 Morphology and diffraction pattern of alloy A after $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, 168 h treatment

(a) —TEM bright field; (b) —Diffraction pattern

各向异性,表现在某取向的 α_2 相的显微硬度压痕呈菱形。随着 β_2 相 Cr 含量的增加, β_2 相的显微硬度升高。C 合金经 1200 °C, 168 h 处理后 β_2 相的含 Cr 量为 14% (摩尔分数), 其显微硬度值为 5943 MPa。

在拉伸断裂试样内部, β_2 相的位错密度很低, 变形主要集中在 γ 相内, 图 7a 示出了 A 合金拉伸变形达 1% 时试样内部的位错, 可以看到 γ 相内产生了变形孪晶和位错。在断口附近产生广泛的滑移, β_2 相有效地阻碍了 γ 相的长程滑移(图 7b), 这表明 β_2 相起分散滑移的作用, 延缓了裂纹的萌生。因此, 在 TiAl 基合金中 Cr 量低于 3% (摩尔分数) 时, 沿 γ 晶界形成少量 β_2 相对细化晶粒和阻碍滑移起有益作用; 但合金含 Cr 量进一步升高时, 随着 β_2 相中 Cr 含量增加, β_2 相脆性增大, 大量富 Cr β_2 相的存在将使合金变脆。基于以上原因, TiAl 基合金的含 Cr 量通常低于 3%。

3 结论

(1) Cr 促使 TiAl 基合金形成 β_2 相, 该相铸态时就存在, 在 900~1200 °C 热处理时进一步析出, 温度高于 1250 °C 时大量回溶。

(2) β_2 相是合金中 Cr 浓度最高的相, 合

金中 Cr 浓度升高时, β_2 相的 Cr 浓度也升高。温度升高 β_2 中的 Cr 浓度降低。

(3) β_2 相是体心立方有序结构, 它与 α_2 和 γ 相存在如下取向关系: $(0001)_{\alpha_2} \parallel \{111\}_{\gamma} \parallel \{110\}_{\beta_2}$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} \parallel \langle \bar{1}10 \rangle_{\gamma} \parallel \langle \bar{1}11 \rangle_{\beta_2}$ 。

(4) β_2 相是合金中显微硬度最高的相, 少量的 β_2 相分布于 γ 晶界对细化晶粒有益。

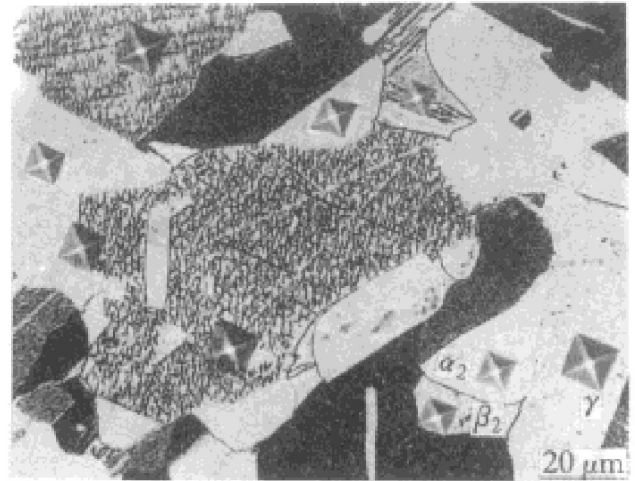


图 6 A 合金经 1200 °C, 72 h 处理后 α_2 , β_2 和 γ 相的显微硬度压痕

Fig. 6 Microhardness impressions of α_2 , β_2 and γ phases in alloy A after 1200 °C, 72 h treatment

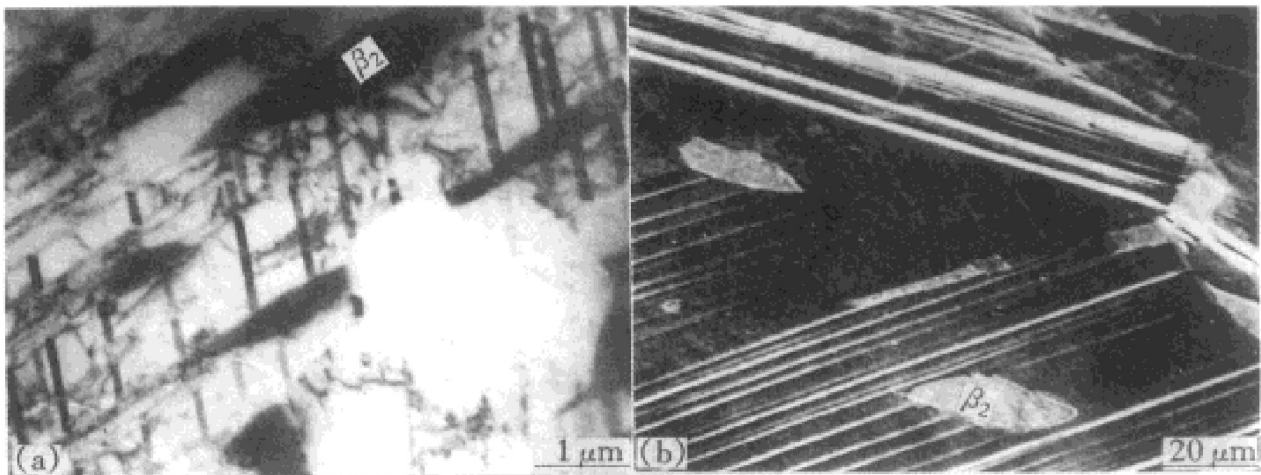


图 7 A 合金经 1150 °C, 168 h 处理后室温拉伸断裂试样(变形量 $\varepsilon = 1.0\%$) 的位错(a)与滑移(b)

Fig. 7 Dislocation substructures (a) and slip bands (b) of tensile fractured specimen ($\varepsilon = 1.0\%$) at room temperature in alloy A after 1150 °C, 168 h treatment

REFERENCES

- 1 Kawabata T, Tamura T and Izumi O. Mater Res Soc Symp Proc, 1989, 133: 329.
- 2 Huang S C and Hall E L. Metall Trans, 1991, 22A: 2619.
- 3 Wunderlich W, Kremser T and Frommeyer G. Z Metall, 1990, 81: 802.
- 4 Shih D S, Huang S C, Scarr G K, Jang H and Chennutt J C. In: Boyer R, Hall J and Kim Y W eds, Microstructure/Property Relationship in Titanium Alloys and Titanium Aluminides. Warrendale PA: TMS, 1991: 135- 148.
- 5 Masahasi N, Mizuhara Y, Matsuo M, Hashimoto K, Kimura M, Hanamura T and Fujii H. Mater Res Soc Symp Proc, 1991, 213: 795.
- 6 Zheng Y, Zhao L and Tangri K. Scr Metall Mater, 1992, 26: 219.
- 7 Gao Y, Zhu J and Cai Q G. Scr Metall Mater, 1994, 31: 571.
- 8 Chen W R, Wang J, Zhang B, Wan X and Chen W J. Mater Res Soc Symp Proc, 1995, 364: 1017.

 β_2 PHASE IN TiAl-Cr ALLOYS

Zheng Yunrong and Wang Xiaoping

Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China

ABSTRACT In the ternary alloys of Ti(44~48)Al(3~6)Cr(mole fraction, %), there is an ordered bcc β_2 phase with B2 structure. The formation of this phase is related to the content of Cr. 0.5% (volume fraction) β_2 phase can be precipitated in as-cast Ti44Al3Cr alloy. The amount of β_2 phase reaches 6% (volume fraction) after long time soaking from 900 °C to 1200 °C. However, β_2 phase disappears when holding long time above 1250 °C. The composition of β_2 phase can be expressed as Ti₅₅Al₃₃Cr₁₂. The microhardness of β_2 phase is the highest among all the phases of the alloy and its microhardness increases with the increase of Cr content in alloys. β_2 phase often distributes at the grain boundaries of γ phase and retards the growth of γ grains. The deformation capability of β_2 phase is the weakest in the phases of the alloy and it inhibits the long distance slip, therefore, β_2 phase would make slip dispersive and delay the initiation of cracks.

Key words TiAl base alloys β_2 phase effect of Cr

(编辑 彭超群)