

TiAl 基合金的复合热机械处理^①

陈伶俐 黄伯云 曲选辉 谢佑卿 贺跃辉 曹 鹏

(中南工业大学粉冶所, 长沙 410083)

徐 强

(中科院北京电镜室, 北京 100080)

摘 要 研究了热加工和热处理对 TiAl 基合金显微组织的影响。试验发现, 三向压应力能显著地提高合金的热变形塑性, 实现无破损大应变速率热变形。分析表明, 常规热变形工艺下试样中仍存在粗大层片状晶团, 且不能由随后热处理消除, 而复合热机械处理新工艺能在整个试样上得到细小、均匀的显微组织。

关键词 TiAl 基合金 热变形 显微组织

显微组织是影响 TiAl 基合金室温力学性能的主要因素^[1, 2]。研究表明, 具有均匀、细小晶粒的显微组织, 是该合金获得较好室温延性的先决条件^[3, 4]。因而, 研究者^[4, 5]试图通过各种方法使 TiAl 基合金铸态粗大层片状晶团破碎, 得到细小、均匀的显微组织。其中, 等温锻压变形是适合该合金的一种热变形方法^[6]。但是在常规等温锻工艺下, 试样表面易开裂, 且由于变形分区^[7]和粗大层片状晶团力学性能各向异性^[8]的存在, 导致试样某些区域内粗大层片状晶团不能完全被破碎, 随后热处理也不能再进一步细化晶粒; 为了获得均匀细小组织以进一步研究其性能, Kim 等人^[9]不得不按照变形组织在试样中有选择性地取样, 从而材料的利用率很低, 且组织仍不均匀。

本文提出了复合热机械处理新工艺, 并详细研究了三向压应力状态下合金的变形特征, 及其变形组织和热处理组织的变化规律。

1 试验方法

试验用合金名义化学成分为 (Ti-33Al-

3Cr)-0.5Mo(%)。合金由真空自耗电弧炉熔炼而成, 为了减少成分偏析, 反复熔炼两遍, 且铸锭在保护气氛下经 1040℃、48h 均匀化退火。用电火花线切割机从 7kg 重的铸锭截取 $d 40\text{ mm} \times 50\text{ mm}$ 的圆柱状样。在 500 吨油压机上进行三向压应力锻压, 恒压头下降速率下应变速率为 $2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 。由径向截取并制备金相试样, 浸蚀液为 Kroll 溶液。使用 Nephot I 型、Polyvar 型光学金相显微镜和 X650 型扫描电子显微镜观察金相组织。使用 CM12 型透射电子显微镜进行变形亚结构分析。采用双喷减薄制样, 电解液为 70 mL 酒精+120 mL 甲醇+100 mL 二丁氧基乙醇+80 mL 高氯酸。

2 试验结果与分析

图 1(b)所示为 (Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo 合金试样单向压应力作用下热锻压变形后的外观照片。此时, 变形量为 40%, 试样表面形成了大量纵深裂纹, 试样破坏严重。如果在试样侧面施加压应力, 使试样处于三向压应力状态, 则在 80% 的变形量下, 试样表面仍保持完好

① 国家“863”高技术计划资助项目 收稿日期: 1995-03-04; 修稿日期: 1995-09-12

第1作者 陈伶俐, 女, 24岁, 博士

(如图 1(a)所示)。可见, 三向压应力显著提高了合金热变形塑性, 使其能进行大变形量无破损变形。

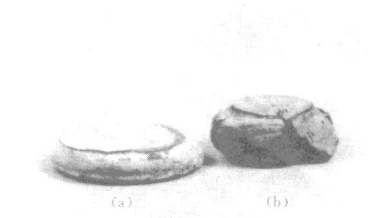


图 1 (Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo 合金
1 040 ℃, (2×10⁻¹ s⁻¹)热锻压变形后
的试样外观形貌
(a) 三向压应力状态下变形 80%;
(b) 单向压应力状态下变形 40%

合金经 1 040 ℃, 60%, (2×10⁻¹ s⁻¹)热锻变形后, 其显微组织如图 2 所示。它由两个特征部分组成: 层片状组织和细小等轴再结晶晶粒。对层片状组织的 TEM 分析表明, 这种层片状结构又可分为两类。一种我们称之为流线型层片状组织, 其 TEM 分析如图 3(a)所示, 其中的 γ 相板条内, 在与 α_2/γ 相界面相交方向上, 由于热塑性变形形成了许多变形孪晶(衍射斑点如图 3(a)), 这些变形孪晶穿越 α_2/γ 界面, 使得原来的 α_2/γ 层片状结构的平直相界面间遭到破坏; 另一种为变形特征不明显的直线型 α_2/γ 层片状晶团(如图 3(b)), 在其 γ 板条内, 变形孪晶的生成方向与 α_2/γ 界面平行, 这时导致原来的 γ 相板条发生细化, 但是, α_2/γ 板条之间仍然保持变形前的平直界面结构。

将经过 1 040 ℃, 60%, (2×10⁻¹ s⁻¹)热锻变形的合金在不同温度加热退火, 其显微组织都由细小等轴晶粒和粗大层片状晶团组成(如图 4)。在 1 250 ℃和 1 280 ℃加热保温时, 细小等轴晶粒(见图 4(a)(b))为双态组织; 而在 1 310 ℃下加热, 则得到细小的全层片状组织基体(图 4(c))。TEM 分析发现(见图 5), 上述

显微组织中存在的粗大层片状晶团为 α_2/γ 层片结构, 两相界面呈共格关系, 个别相邻 γ 板条有宽化的趋势, 然而在整个退火过程中, 残留下的 α_2/γ 层片状结构表现出高的显微组织稳定性。

为了消除未被第一次热变形及其随后热处理完全破碎的粗大层片状晶团, 进行了第二次热锻压变形和退火处理, 称为复合热机械处理。图 6 为经过 1 040 ℃, 60%, (2×10⁻¹ s⁻¹) + 1 250 ℃, 7 h 退火 + 1 040 ℃, 50%, (2×10⁻¹ s⁻¹)热锻压变形后合金的显微组织。可见, 一次热加工及热处理后残留的粗大层片状晶团, 经过第二次热塑性变形, 呈现出弯曲的流线型层片状特征(图 6(a)), TEM 分析可知(见图 6(b)), 其中的 γ 相板条内存在着很高的位错密度, 并且有大量的变形孪晶穿过 α_2/γ 界面, 使界面发生错配, 导致 α_2/γ 相界结构遭到破坏即层片结构的破碎, 在所有 γ 板条内未出现类似图 3(b)中的平行于 α_2/γ 相界面由于产生孪生变形而生成的粗大 α_2/γ 层片状结构。

图 7 所示为经过两次热变形的合金在不同温度下退火处理后的显微组织, 全部为直径小于 10 μm 的均匀、细小的等轴晶粒, 由图 8 的 SEM 扫描照片可以看到, 经 1 250 ℃×4 h 退火处理, 得到的是细小双态组织(图 8(a)), 而在 1 310 ℃加热退火 2.5 h, 得到细小的全层片

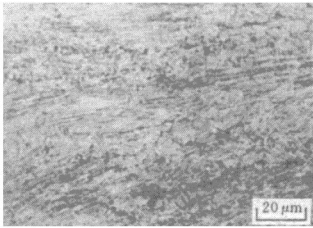


图 2 (Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo 合金在三向
压应力状态下经过
1 040 ℃, 60%, (2×10⁻¹ s⁻¹)热锻压
变形后的显微组织

状等轴晶粒(见图8(b))。由此可见,经过复合热机械处理,TiAl基合金在退火过程中晶粒长大趋势较小,即使在 γ 单相区加热2.5h,晶粒尺寸也不超过 $10\mu\text{m}$ 。因此,复合热机械处理在使TiAl基合金粗大铸态 α_2/γ 层片状晶团完全破碎的同时,又可利用随后的退火处理调整获得细小均匀的全层片状组织或者双态组织,满足对不同性能的要求。

3 讨论

在三向应力状态下进行热锻压变形,经过

大变形量热塑性变形后,TiAl基合金试样表面仍保持完整无损。这是由于施加侧向压应力,使试样受的静水压力提高,促进了显微裂纹的焊合,抑制了裂纹的扩展,从而显著提高了难变形材料的塑性^[10],使试样即使在高应变速率下也能顺利地进行热变形。

由于热变形时,TiAl基合金层片状晶团力学性能的各向异性、变形亚结构和变形方式与层片方向和力轴夹角相关,以及晶界呈锯齿状相互啮合,致使一次大变形量热压缩变形不能使TiAl基合金中铸态粗大层片状晶团完全破碎,如图2所示。未被热变形破碎的粗大层

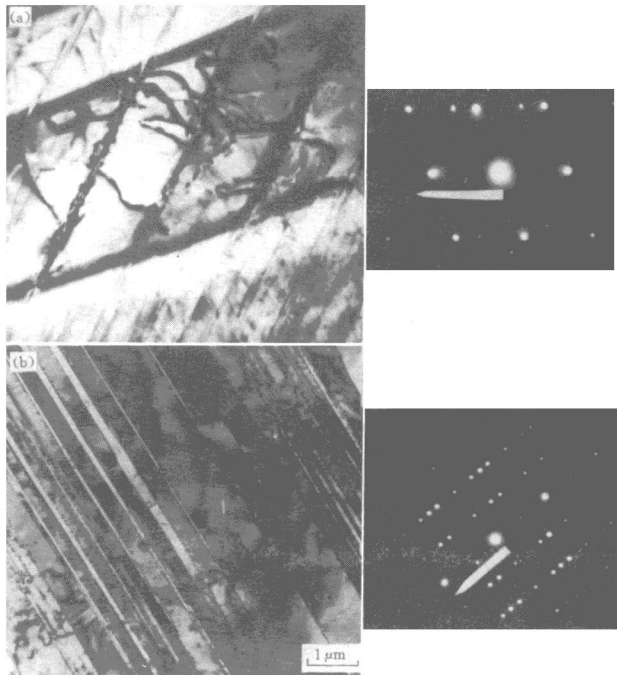


图3 图2中 α_2/γ 层片状组织的TEM照片及选区电子衍射斑点

(a) 流线型层片状组织TEM照片;

(b) 直线型层片状组织TEM照片;箭头所指方向为垂直孪晶方向

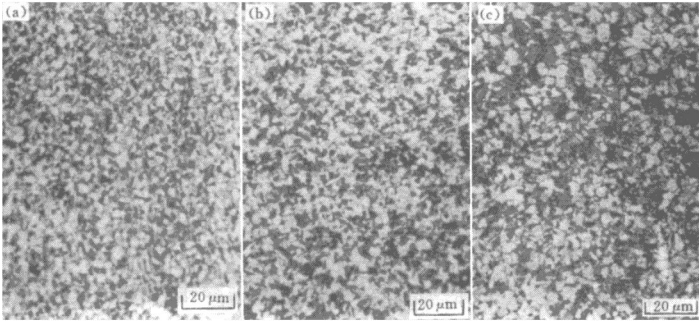


图4 (Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo 合金 1 040 C，60%，(2×10⁻³ s⁻¹)热锻
变形试样在不同温区退火后的显微组织
(a)—1 250 C，8 h；(b)—1 280 C，8 h；(c)—1 310 C，1 h

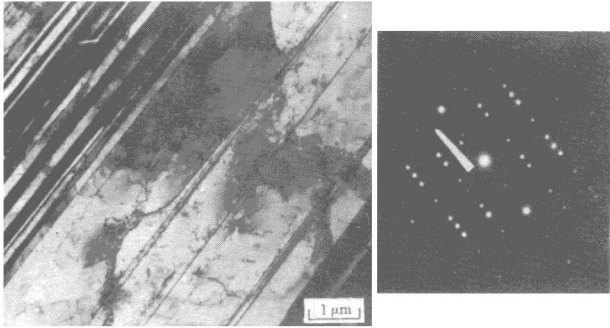


图5 图4(a)中的粗大层片状晶团的TEM照片及选区电子衍射花样

片状晶团，或者只具有少量变形亚结构，或者只生成与 α_2/γ 相界面方向平行的变形孪晶， α_2/γ 层片结构保持完好，只是 γ 板条发生细化，如图 3 所示。层片结构完好的 α_2/γ 层片状晶团加热至 α/γ 相区时，只发生 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 无序化原位转变， α_2/γ 严格位向关系被 α/γ 层片结构继承，此时，相界面难以迁移，致使 α_2/γ 层片晶团在 α/γ 相区加热时表现出高的显微组织热稳定性，一定时间退火后仍保持下来，如图 4

所示。但是，一次热锻变形试样经过退火处理后，粗大层片状晶团与细晶相邻，周边晶粒对粗大晶粒转动的约束力减弱。在第二次热锻压变形时，粗晶可以在力偶矩作用下发生转动，调节层片方向与力轴的夹角，改变变形亚结构及变形方式；另外，当试样显微组织由细晶基体和粗晶晶粒组成时，在压缩热变形过程中变形将集中在粗晶上，使得粗晶晶粒经历较大的变形，内储能能增大。退火过程中，具有高储

能且层片结构遭破坏的粗晶易通过再结晶得到细化,铸态粗大层片晶团完全消除,得到均匀、细小的显微组织,如图7。细小双态组织将会使TiAl基合金的室温延性得到显著的提高^[11]。特别是得到的细小、均匀的全层片状晶团,将会有力地改善TiAl基合金的综合力学性能^[12]。

4 结论

(1) 施加侧向压应力能显著地提高TiAl基合金热锻压塑性,此时,可以进行大变形量无破损快速锻压变形。

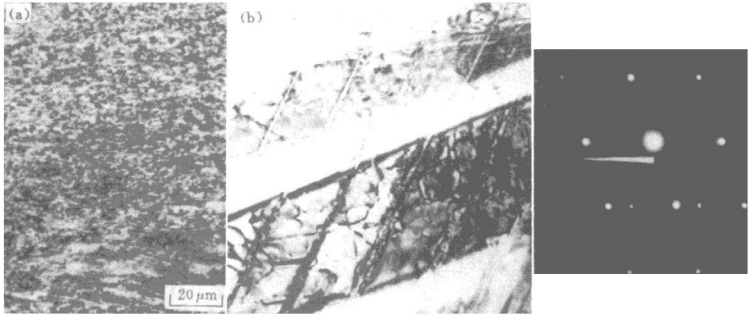


图6 (Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo合金经1040℃,60%, $(2\times10^{-1}\text{ s}^{-1})+1250\text{ }^{\circ}\text{C}$,7h+1040℃,50%, $(2\times10^{-1}\text{ s}^{-1})$ 二次热锻压变形后的显微组织(a)和其层片状结构的TEM照片(b)

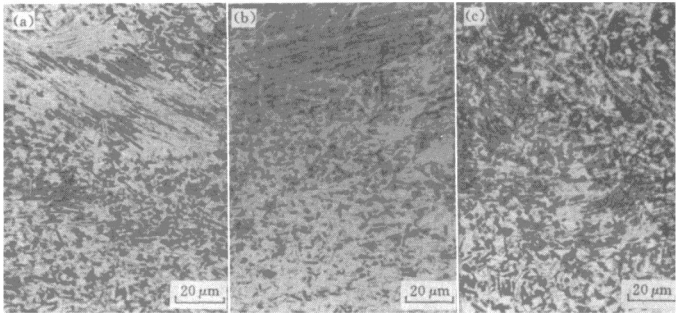


图7 两次热锻变形后的(Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo合金在变温度退火时的显微组织
(a) 1250℃,4h;(b) 1280℃,3.5h;(c) 1310℃,2.5h

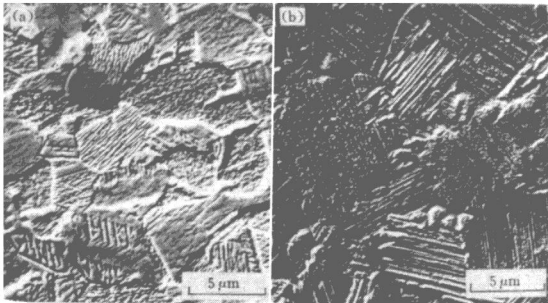


图8 (Ti-33Al-3Cr)-0.5Mo 合金复合热机械处理后显微组织的SEM二次电子像照片
(a)—1250 °C×4 h; (b)—1310 °C×2.5 h

(2) 一次热锻不能完全破碎 TiAl 基合金铸态粗大的 α_2/γ 层片状晶团, 遗留下来的粗大层片状晶团在退火加热过程中表现出高的显微组织热稳定性。

(3) 复合热机械处理能够使 TiAl 基合金的粗大铸态显微组织完全消除, 得到细小的变形组织。

(4) TiAl 基合金复合热机械处理试样经过再结晶退火处理, 能得到晶粒直径小于 10 μm 的细小、均匀的双态组织和全层片状组织。这些理想的显微组织将会使 TiAl 基合金室温延性, 特别是综合力学性能得到显著的提高。

参考文献

1 Huang S C., Hall E L., Gigliott M E. In: 6th world Conference on Titanium, Cannes, 1988, 6: 6.

2 Chu W Y *et al.* Scripta Metall, 1991, 25: 641.

3 Huang S C. Metall Trans, 1992, 23A, 1: 375.

4 Lonbard C M., Nekant R M., Seetharaman V. Scripta Metall, 1992, 22: 1559.

5 Kobayashi E., Yoshihara M., Tanada R. In: Igoto *et al* (eds), Proc 1st, Japan SAMPE Symposium, 1989: 151.

6 前田尚志. 金属, 1992, 62(10): 54.

7 贺跃辉等. 热加工工艺, 1994, 1: 13.

8 Umakishi Y., Nakano T., Yamane T. Scripta Metall, 1991, 25: 1525.

9 Kim Y W. JOM, 1989, 7: 24.

10 杨觉先. 金属塑性变形物理基础. 北京: 冶金工业出版社, 1988.

11 Koepee C., Bartels A., Seeger J., Mecking H. Metall Trans, 1993, 24A: 1795—1806.

12 Kim Y W. Acta Metall Mater, 1992, 40, 6: 1121—1134.

THE STUDY OF A MULTI-THERMAL-MECHANICAL PROCESS FOR TiAl-BASED ALLOYS

Chen Linghui, Huang Baiyun, Qu Xuanhui, Xie Youqing, He Yuehui, Chao Peng

Powder Metallurgy Research Institute,

Central South University of Technology, Changsha 410083

ABSTRACT The effects of hot working and heat treatment on microstructure of TiAl-based alloys were investigated. The test results indicated that three-dimension stress state could promote hot deforming plasticity of TiAl based alloys efficiently, and large press ratio forging of samples without surface crack under a high strain rate could be obtained. The coarse lamellar grains were retained in samples which experienced normal hot deformation and could not be removed by following heat treatment, while homogeneous and refined microstructure could be obtained throughout the whole samples under a new process of multi-thermal-mechanical treatment.

Key words TiAl-based alloy hot deformation microstructure

(编辑 朱忠国)

(上接 119 页)

5 楚建新, 林晨光. Rare Metals, 1991, 10(3): 43-47.

Ag-Cu-Ti BRAZE ALLOY USED FOR Si₃N₄-STEEL JOINTING AND JOINT PROCESS

Chu Jianxin, Lin Chenguang, Ye Jun, Wen Xianjun,

Wang Youming, He Congxun, Shi Yunhua, Peng Gang

201 Research Group, General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088

ABSTRACT The effect of composition of Ag-Cu-Ti braze alloy to wettability to the Si₃N₄ and the effect of brazing temperature to the strength of Si₃N₄-steel joint was studied. The best composition of brazing alloy and brazing process were determined. The Si₃N₄ glow plug joined by this brazing alloy fits the standard of Si₃N₄ glow plug.

Key words Ag-Cu-Ti braze alloy wettability Si₃N₄ brazing

(编辑 彭超群)