

TiAl 基合金高温形变与退火织构*

张 芳¹⁾ 王沿东¹⁾ 朱玉斌^{1,2)} 缪家士¹⁾ 徐家桢¹⁾ 梁志德¹⁾

1) 东北大学材料科学与工程系, 沈阳 110006

2) 西北有色金属研究院, 西安 710016

摘 要 利用显微组织观察和织构定量分析术, 研究了 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金 900 °C 高温锻造变形及随后高温退火过程中组织与织构变化, 分析了经各种处理后合金的织构, 讨论了形变与退火织构形成机理, 报道了此类合金在形变和退火过程中的一种组织遗传现象.

关键词 TiAl, 织构, 形变, 再结晶

中图分类号 TG146

HIGH TEMPERATURE DEFORMATION AND ANNEALING TEXTURES OF TiAl BASE INTERMETALLICS

ZHANG Fang¹⁾, WANG Yandong¹⁾, ZHU Yubin^{1,2)}, MIAO Jiashi¹⁾, XU Jiazhen¹⁾, LIANG Zhide¹⁾

1) Department of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110006

2) Northwest Institute of Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016,

Correspondent: WANG Yandong, associate professor, Tel: (024)23912589, Fax: (024)23890448

Manuscript received 1997-08-22, in revised form 1997-12-31

ABSTRACT Microstructure and texture evolution of Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B alloy forged at 900 °C and then annealed at various temperatures were studied. Their texture components were accurately determined by the modified maximum entropy method (MEM). Possible mechanisms of texture formation during deformation and annealing were proposed. A microstructure heredity characterization of deformed and annealed γ -TiAl alloy was reported.

KEY WORDS TiAl, texture, deformation, recrystallization

作为一种潜在的航空航天用高温结构材料, γ -TiAl 基合金以其比重低、较高的高温强度及良好的高温抗氧化性^[1]而倍受瞩目. 但是, 严重的室温脆性和较差的热加工成形性成为这种合金实际应用的主要障碍. 目前, 通过热机械处理破碎铸态粗大片层组织获得性能优异的细晶组织, 仍为此类金属间化合物材料的主要研究方向. 然而, 不同的热加工会形成不同类型的织构, 从而导致此类材料塑性流变各向异性^[2], 这严重影响着合金的塑性和韧性, 特别是加工成形性. 因而此类合金织构与工艺关系的研究, 已成为必须解决的课题之一.

本文研究了经两次恒温锻造的 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B(均为原子分数, %)合金在高温锻造及随后热处理退火后显微组织的变化, 定量分析了此类材料的形变与再结晶织构演变规律, 并初步讨论了合金形变与再结晶织构的形成机理.

* 国家自然科学基金资助项目 59472017

收到初稿日期: 1997-08-22, 收到修改稿日期: 1997-12-31

1 实验方法

本实验选用名义成分为 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B(原子分数, %, 下同) 的 γ -TiAl 基合金, 经过两次恒温锻造处理(分别为 1100 和 1050 $^{\circ}\text{C}$), 总变形量达到 85% 以上. 用电火花切取直径 14mm, 长 16 mm 试样进行高温形变, 为避免高温快速变形时开裂, 试样采用低碳钢包套保护. 试样经 1000 $^{\circ}\text{C}$ 20 min 加热, 出炉后大约在 900 $^{\circ}\text{C}$ 使用 40 t 空气锤进行锻造, 变形量达到 50% 以上. 形变后的试样切割成 2 mm 薄片, 分别在 1100 和 1300 $^{\circ}\text{C}$ 进行退火处理, 保温时间分别为 1 和 0.5 h. 在金相显微镜下进行形变与退火组织观察.

极图测量在附有 B7 织构测角台的 D/Max-3A 衍射仪上进行. 实验中采用 $\text{Cu } K_{\alpha}$ 辐射并经 Ni 滤波, 管电压和管电流分别为 37.5 kV 和 25 mA. 由于 γ -TiAl 金属间化合物具有 $L1_0$ 晶体结构, 衍射谱上存在严重的重叠衍射峰; 另外, 多数衍射峰的强度太低而 2θ 衍射角太小, 极图测试准确度很差. 以上原因导致级数展开法^[3,4] 在此类材料织构定量分析中的困难. 为此, 本文应用改进最大熵法 (Modified maximum entropy method, 简称 MEMEM 法) 编制的软件^[5], 通过恰当的狭缝和峰位选择, 测量了 {111} 和 {200}+{002} 两张不完整极图 ($x_F=70^{\circ}$). 利用线形分离方法将 {200} 和 {002} 衍射峰分离, 据其各自权重计算极密度, 由此计算三维取向分布函数即 ODF 的级数系数, 回算压缩轴向定量反极图, 对所有样品进行准确定量织构分析.

2 实验结果与分析

2.1 显微组织

图 1 分别给出 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金两次恒温锻造后及随后 900 $^{\circ}\text{C}$ 高温锻造状态的显微组织. 恒温锻造组织主要由形变基体上分布的大量的细小等轴状 γ 晶粒 (3—8 μm)、残余的少量弯曲层片状组织及部分尺寸约为 50 μm 的 γ 晶块组成 (图 1a). 高温锻造后的组织较恒温锻造组织明显细化, 残余片层消失, 大量细小等轴状 γ 晶粒尺寸减至 1—3 μm 且数量

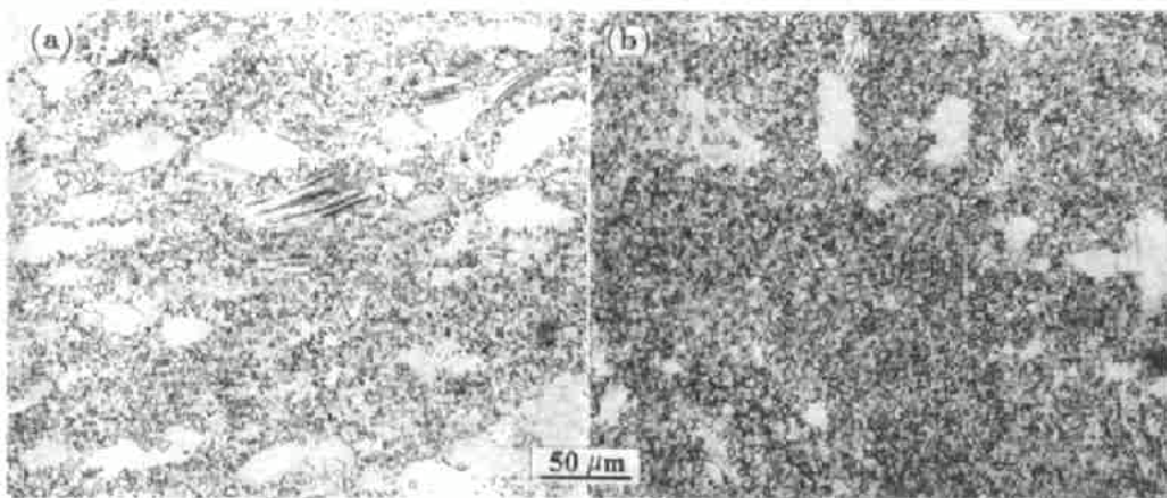


图 1 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金的显微组织

Fig.1 Optical micrographs of Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B alloy isothermally forged (a) and then continuously forged at 900 $^{\circ}\text{C}$ (b)

增加, γ 晶粒的尺寸及数量皆一定程度减小(图 1b). 在锻造过程中, 细小的等轴状 γ 晶粒在形变基体上发生动态再结晶而形成. 与恒温锻造比较, 高温锻造过程中试样的应变速率大, 动态再结晶产生的 γ 晶粒形核速率明显增大且晶粒长大时间缩短, 故导致显微组织进一步细化.

图 2a 给出合金高温锻造后经 1100 °C 保温 1 h 退火处理后的显微组织. 图中显示, 退火使组织明显粗化, 晶粒尺寸不均匀. 而合金高温锻造后进行 1300 °C 保温 0.5 h 退火处理, 组织粗化更加明显, 晶粒尺寸不均匀性进一步增加, 出现了约 100 μm 的片层状 $\gamma+\alpha_2$ 组织和带有针状析出物的 γ 晶块(图 2b), 这种针状晶内析出物为 α_2 相^[6]. 研究发现, 合金退火组织中晶粒不均匀现象与形变前大块 γ 晶粒的存在有关. γ -TiAl 金属间化合物形变过程中, 保留一些大块 γ 等轴晶粒及在随后退火过程中晶粒尺寸明显不均匀属于一种组织遗传现象.

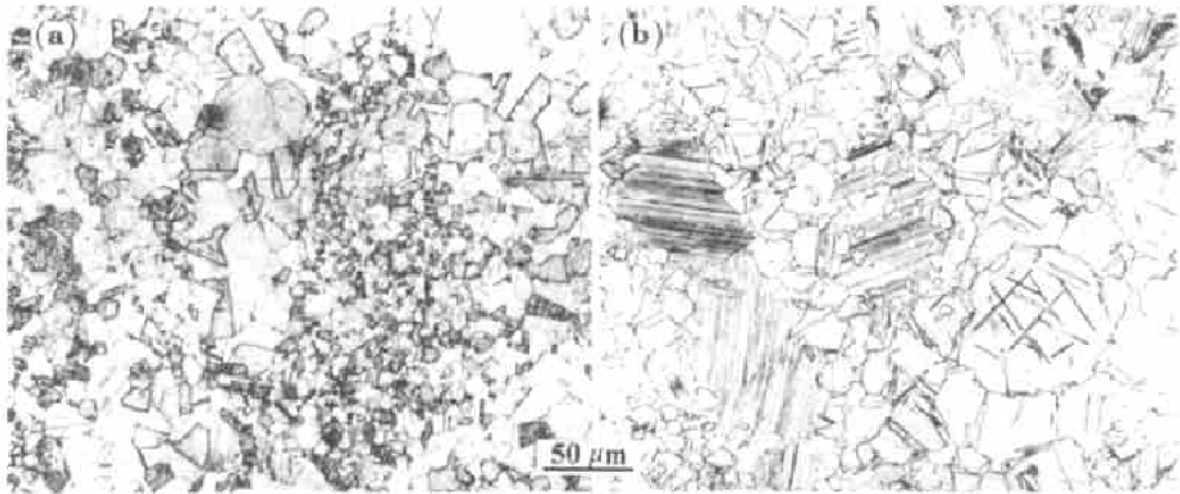


图 2 高温锻造 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金退火状态显微组织

Fig.2 Optical micrographs of Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B alloy forged at 900 °C then followed by annealing at 1100 °C for 1 h (a) and at 1300 °C for 0.5 h (b)

2.2 高温形变织构

Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金恒温锻造及随后高温锻造的压缩轴方向的反极图见图 3a,b. 由图可以看出, 该合金织构以下列三种主要组分来表征: $\langle 110 \rangle // CA$, $\langle 101 \rangle // CA$ 和 $\langle 100 \rangle // CA$ (CA 为压缩轴方向). 恒温锻造状态织构较弱, 各织构组分的强度相差不大, 最大值为 1.49. 合金高温锻造后的各织构组分强度较恒温锻造合金明显增强, 其中 $\langle 110 \rangle // CA$ 织构组分达到近三级, 且沿 $\langle 110 \rangle - \langle 100 \rangle$ 取向范围漫散程度明显增大. 事实上, 无论是恒温锻造还是高温锻造, $\langle 101 \rangle // CA$ 织构皆与理想组分有一定的偏离, 即向 $\langle 001 \rangle$ 方向偏转了约 $5^\circ - 15^\circ$.

从两次恒温锻造及随后 900 °C 高温锻造合金的显微组织中观察到形变基体上分布的大量已发生动态再结晶的细小等轴状 γ 晶粒(图 1), 说明观察到的高温形变状态织构由形变与再结晶织构组成. 为与无动态再结晶织构比较, 图 3c 给出同一化学成分相同锻造合金在室温经 40% 单轴压缩后的压缩轴向反极图. 可见, $\langle 110 \rangle // CA$ 织构组分由 1.49 变为 4.78, 而 $\langle 101 \rangle // CA$ 则由 1.36 变为 1.81, 两种织构组分均有所增强. 该合金在室温条件下不可能发生动态再结晶, 比较高温锻造(图 3b)与室温压缩轴向反极图(图 3c)表明, 合金动态再结晶织构组分为 $\langle 100 \rangle // CA$, 而 $\langle 110 \rangle // CA$ 和 $\langle 101 \rangle // CA$ 两种织构组分则为形变组分.

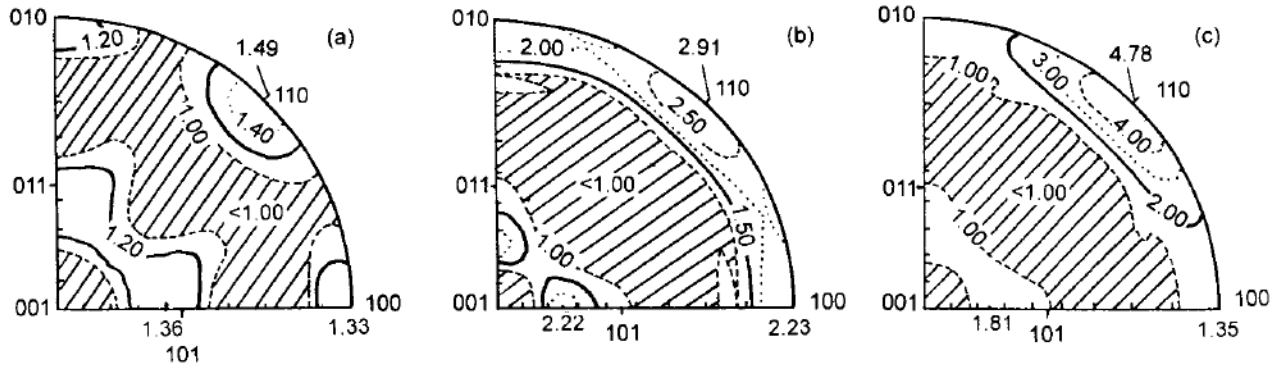


图 3 恒温锻造、高温锻造及室温压缩后 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金压缩轴向反极图

Fig.3 Inverse pole figures of compression axis of Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B alloy

(a) isothermally forged, $I_{\max}=1.49$ (b) isothermally forged and continuously forged at $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $I_{\max}=2.91$ (c) isothermally forged and compressed at room temperature with 40% strain, $I_{\max}=4.78$

一般认为,材料形变过程中形成的织构与其形变条件、晶体结构类型及形变物理微观机制(位错与孪晶的开动)等因素密切相关.本实验所研究的 γ -TiAl金属间化合物具有 $L1_0$ 晶体结构,其 c/a 轴比为1.02,稍偏于fcc结构,更重要的是Ti与Al原子层状交互有序排列,故其形变过程中物理微观机制应该不全同于fcc结构金属或合金.对于具有fcc结构的金属或合金,形变基体与再结晶生长着的晶体之间有某种特定的取向关系即晶体绕其 $\langle 111 \rangle$ 轴转大约 40° 而达到另一晶体取向,或称 $40^{\circ}\langle 111 \rangle$ 关系^[7].单轴压缩条件下fcc结构的形变织构的主要织构组分是 $\langle 110 \rangle // CA$,相应的再结晶织构的主要织构组分为 $\langle 100 \rangle // CA$.本实验结果表明,具有 $L1_0$ 晶体结构的 γ -TiAl金属间化合物的高温形变与动态再结晶织构虽与fcc类似,但与fcc合金相比其形变与动态再结晶取向分布缺少 $\langle 111 \rangle$ 三次对称是明显的,这与Ti-46Al-2V合金的室温单轴压缩形变织构是一致的^[8]. γ -TiAl金属间化合物在高温形变过程中形成的织构分布缺少围绕 $\langle 111 \rangle$ 三次对称分布系因:晶体结构本身不具有三次轴所以形变过程中滑移与孪生不对称,从而导致不对称形变织构,这已为形变织构模拟^[8]所证实. $\langle 101 \rangle // CA$ 在高温锻造与室温压缩过程中强度产生差别的原因还需进一步的模拟来解释.在动态再结晶过程中,由于层状有序排列结构的存在,形变向再结晶转化的几何关系使 $\langle 110 \rangle // CA$ 形变织构比 $\langle 101 \rangle // CA$ 更易于向 $\langle 100 \rangle // CA$ 再结晶织构转化(图3b中 $\langle 110 \rangle // CA$ 的轴密度比图3c的小,而 $\langle 100 \rangle // CA$ 的轴密度比图3c的大).

与恒温锻造织构相比,高温锻造状态的织构强度增大的原因在于:(1)在高的应变速率和高的应力条件下,形变织构组分 $\langle 110 \rangle // CA$, $\langle 101 \rangle // CA$ 增强;(2)变形量的增大使动态再结晶继续发展,导致再结晶织构 $\langle 100 \rangle // CA$ 也有明显增强.

2.3 退火织构

图4为高温锻造合金 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温1h和 $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温0.5h退火处理后压缩轴方向反极图.与 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温锻造状态相比,合金热处理退火后各织构组分的强度明显减弱,这与一般纯金属或合金在热处理退火过程产生相应较强的再结晶织构完全不同.说明了有序合金退火过程不同于纯金属或合金.在 Fe_3Al 基金属间化合物再结晶过程中亦发现了织构弱化现象^[9].

文献[9]将有序合金再结晶过程中织构弱化现象归于有序合金形变过程中有序结构被破坏而产生的错排能,亦即形变合金再结晶的驱动力除位错亚结构引起的普通储能外,形变过程中

有序结构被破坏而增加的额外反相畴界能(错排能)亦为再结晶的驱动力. 文中将有序合金再结晶过程中较大的额外错排能导致的无择优取向形核及生长归因于织构弱化. 然而, 有关这种无择优取向形核生长机制尚不很清楚.

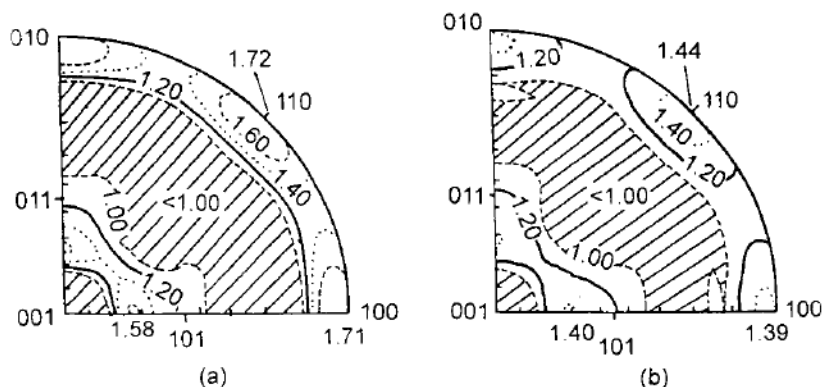


图 4 高温锻造 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金热处理退火后压缩轴向反极图

Fig.4 Inverse pole figures of compression axis of the high temperature forged Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B alloy followed by annealing at 1100 °C for 1 h, $I_{\max}=1.72$ (a) and at 1300 °C for 0.5 h, $I_{\max}=1.44$ (b)

本文作者设想一种有序合金的织构弱化机制——再结晶过程中曲率半径控制晶粒生长机制. 金属间化合物形变过程中易于产生共面滑移, 可能与形变初期产生大量孪晶及某一特定平面析出第二相有关 [8]; 另外, 金属间化合物的交滑移困难亦决定其共面滑移特征. 在退火过程中, 回复和再结晶消耗较大的储能, 即回复与再结晶同为退火过程中储能释放的两种机制, 这种情况下大角晶界与小角晶界的迁移速度基本相同, 导致晶粒曲率半径控制晶粒生长而产生织构弱化.

3 结 论

- (1) 经二次恒温锻造的 Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金在高温锻造后的主要织构组分是 $\langle 110 \rangle // CA$, $\langle 101 \rangle // CA$ 及 $\langle 100 \rangle // CA$. 其中, $\langle 110 \rangle // CA$ 和 $\langle 101 \rangle // CA$ 为形变组分, 而 $\langle 100 \rangle // CA$ 为动态再结晶组分.
- (2) 1100 °C 与 1300 °C 退火处理后, 高温形变过程中产生的原织构组分皆相应减弱.
- (3) Ti-49.6Al-0.16Ni-0.14B 合金在再结晶过程中表现出组织不均匀的遗传现象.

参 考 文 献

- 1 Lipsitt H A. *Mater Res Soc Symp Proc*, 1985; 39: 351
- 2 Kim Y W. *JOM*, 1994; 7: 30
- 3 Bunge H J. *Z Metallk*, 1965; 56: 872
- 4 Hartig C, Fang X F, Mecking H, Dahms M. *Acta Metal Mater*, 1992; 40: 1883
- 5 Wang Y D, Xu J Z, Liang Z D. *Textures Microstruc*, 1995; 26-27: 103
- 6 Zhang Y G, Chaturvedi M C. *Mater Sci Eng*, 1994; A174: 45
- 7 Lücke K. In: Braakman C M ed., *Proc 7th Int Conf on Textures of Materials*. Amsterdam: Elsevier, 1984: 195
- 8 Wang Y D, Vadon A, Heizmann J J. *Mater Sci Eng*, 1997; A222: 71
- 9 Zhu G, Mao W, Yu Y, Sun Z. In: Liang Z D, Zuo L, Chu Y Y eds., *Proc 11th Int Conf on Textures of Materials*. Beijing: International Academic Publishers, 1996: 1088