

# 循环相变对钛的织构与屈服 强度各向异性的影响<sup>①</sup>

朱知寿 顾家琳 陈南平

(清华大学材料系, 北京 100084)

**摘要** 采用三维晶体取向分布函数(CODF)法研究了循环相变 $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 对工业纯钛的织构和屈服强度各向异性的影响。结果表明, 经3次循环相变处理后, 退火织构 $(\bar{1}013)[1\bar{2}10]$ 基本上被抑制了, 形成了 $[\bar{2}110]//ND$ 的纤维织构, 及 $(0002)$ 基面型织构。原冷轧织构 $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$ 转变为部分 $[\bar{2}115]//ND$ 或 $[\bar{2}117]//ND$ 的纤维织构(ND为板面法向)。这些取向分布特征使钛板材具有较低的屈服强度各向异性。

**关键词** 循环相变 织构 钛 晶体取向分布函数

众所周知, 多晶体的晶体学织构将产生很强的机械性能各向异性, 特别是对滑移行为受限制的密排六方金属如 $\alpha$ 钛更是如此<sup>[1, 2]</sup>。但通过织构控制可以改善机械性能各向异性<sup>[3]</sup>。

对钛的冷轧和退火织构已有研究<sup>[2-4]</sup>, 但对因相变产生的织构变化及对机械性能的影响很少见报导<sup>[5]</sup>。一般认为在 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变点附近温度退火只产生与 $\alpha$ 相区的较低温度(550~570℃)再结晶织构相类似的变化, 直至于1100℃的较高温 $\beta$ 相区退火后才因 $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 相变使织构取向有重新组合的可能性<sup>[6]</sup>。

本实验已对冷轧工业纯钛板经不同温度、冷却速度和循环次数后的织构取向分布规律及机械性能进行了较详细的研究<sup>[7]</sup>。结果表明, 冷轧工业纯钛板材在高于 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变点约50℃时相变可产生一定的织构取向重新分布, 而且对不同的冷却速度织构和组织的变化不敏感, 故本文采用通常的空冷。随循环次数的增加, 主要织构取向也发生一些变化<sup>[7]</sup>, 而经3次循环相变时织构取向的分布最具有代表性。基于此, 从理论和实践上探讨了经循环相变和

随后一定量的冷轧变形来控制织构同时得到较好综合性能的工艺方法。

## 1 实验方法与材料

实验材料采用经850℃热轧并经760℃, 1h退火空冷的工业纯钛板材, 厚度8mm, 化学成分(%): 0.13O, 0.11Fe, 0.02C, 0.002H, 0.02N和小于0.04Si。

然后进行86%冷轧变形至1.1mm厚, 一部分进行700℃, 1h退火空冷(试样A), 一部分加热至950℃(高于钛的 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变温度约50℃), 然后空冷, 如此循环共3次(试样B), 最后, 对试样B进行约20%冷轧变形并经700℃, 1h退火(试样C), 以产生等轴的再结晶组织。

取试样心部经机械和化学抛光后, 用 $CoK_{\alpha}$ 靶分别测出钛的 $(0002)$ ,  $\{10\bar{1}0\}$ ,  $\{10\bar{1}1\}$ 和 $\{10\bar{1}2\}$ 四个晶面极图并采用Roe<sup>[7]</sup>系统经换算后得到的三维取向分布函数(CODF)。对密排六方的钛来说欧拉(Euler)角范围为 $0 \leq \varphi \leq$

① 收稿日期: 1993-12-21; 修回日期: 1994-03-02

$\frac{\pi}{2}$ ,  $0 \leq \theta \leq \frac{\pi}{2}$ ,  $0 \leq \varphi \leq \frac{\pi}{3}$ , 而且其主要织构取向都集中在  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  的 CODF 恒  $\varphi$  截面上<sup>[2]</sup>。图1给出了这些理想取向和主要纤维织构在  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  截面中的位置(其中, ND, RD 和 TD 分别代表板面法向, 轧向和垂直轧向)。

取心部观察各试样的金相组织。按 ASTM-E8-87a 标准分别测出单向拉伸轴与轧向成  $0^\circ$ 、 $45^\circ$  和  $90^\circ$  角时的屈服应力 ( $\sigma_{0.2}$ )。

## 2 实验结果与分析

### 2.1 显微组织

图2为试样 A(a)、B(b) 和 C(c) 的显微组织。从中可以看出, 经过3次循环相变后是典型的魏氏组织特征, 而再经少量冷轧变形后再于  $700^\circ\text{C}$ 、1h 退火得到的是类似试样 A 的再结晶组织。

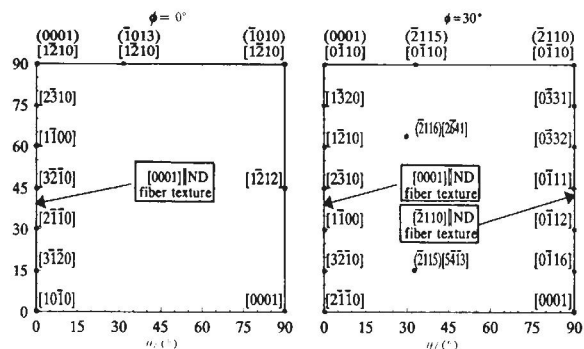


图1  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  CODF 恒  $\varphi$  截面上的理想取向和纤维织构

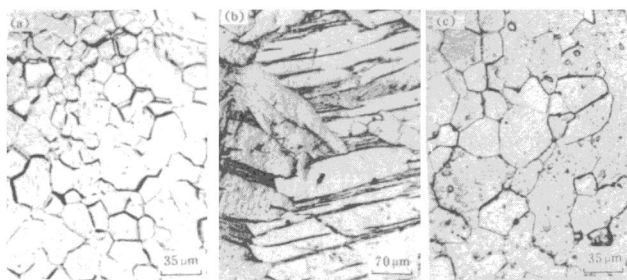


图2 试样的显微组织

- (a) 试样 A, 86% 冷轧,  $700^\circ\text{C}$ , 1h 退火;
- (b) 试样 B, 86% 冷轧, 3次循环相变;
- (c) 试样 C, 86% 冷轧, 3次循环相变, 20% 冷轧变形和  $700^\circ\text{C}$ , 1h 退火

### 2.2 退火组织与相变组织

图3为钛板材经86%冷轧变形后的冷轧态的  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  的 CODF 恒  $\varphi$  截面图。从中可知主要组织为  $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$ ，而图4所示为试样 A 的  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  的 CODF 恒  $\varphi$  截面图。对比图3可知， $(\bar{1}013)[1\bar{2}10]$  为退火过程中形成的，而  $(\bar{2}116)[2\bar{6}41]$  是遗传下来的冷轧组织。

图5为试样 B 的  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  CODF 恒  $\varphi$  截面图。可知，经过3次  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  循环相变之后，主要组织由  $[\bar{2}110]//ND$  的纤维组织和  $(0002)[3\bar{2}10]$  等基面组织所组成，而且原始冷轧组织  $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$  经过3次循环相变之后转变成由  $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$ ， $(\bar{2}115)[5\bar{4}13]$  和  $(\bar{2}116)[2\bar{3}11]$

等组成的部分  $[\bar{2}115]//ND$  纤维组织。为了改善循环相变后的魏氏组织，使之成为等轴晶粒组织，又能保留相变后形成的有利的组织取向分布特点，本实验还对试样 B 经较低量冷轧变形并于  $700^\circ\text{C}$ ，1h 退火。图6即为试样 C 的  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  的 CODF 恒  $\varphi$  截面图。对比图5可知，试样 C 的组织取向分布与试样 B 较为相似。主要组织是由  $(\bar{2}110)[0\bar{1}10]$ ， $(\bar{2}110)[0\bar{1}11]$  和  $(\bar{2}110)[0\bar{1}16]$  组成的  $[\bar{2}110]//ND$  纤维组织。不同的是基面组织成分不存在了，而且  $(\bar{2}117)$  的各取向峰(位于  $\varphi = 30^\circ$  截面上的  $\theta = 25^\circ$  线上)组成了部分  $[\bar{2}117]//ND$  纤维组织。

### 2.3 屈服强度各向异性

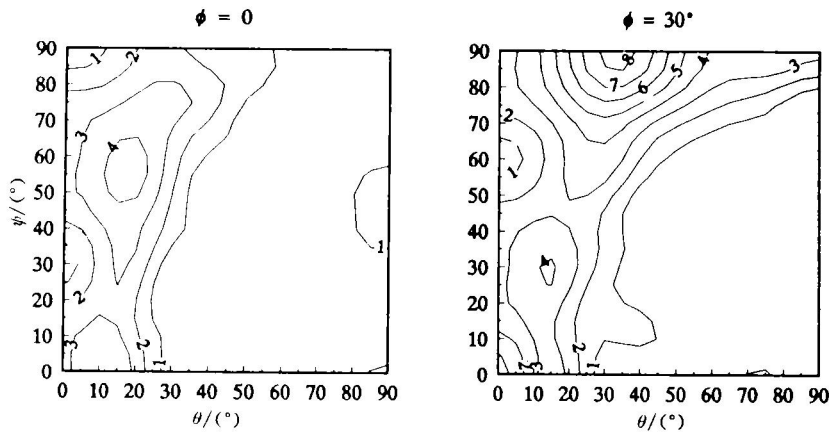


图3 钛板材经86%冷轧变形后的  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  CODF 恒  $\varphi$  截面图。最大取向密度为8.84( $\times$  random)

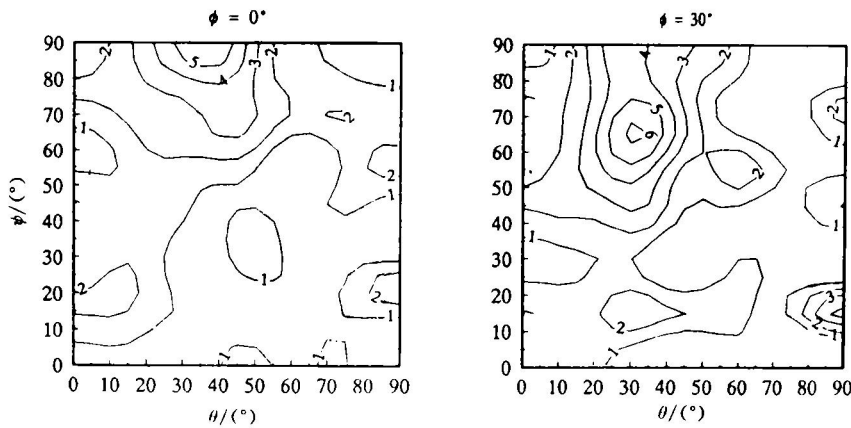


图4 钛板材经86%冷轧然后于  $700^\circ\text{C}$ ，1h 退火后(试样 A)  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  CODF 恒  $\varphi$  截面图。最大取向密度为6.62( $\times$  random)

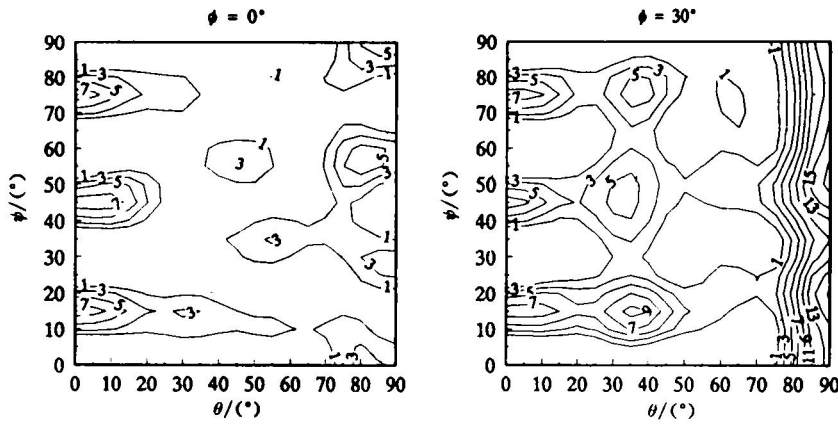


图5 钛板材经86%冷轧并经3次循环相变后的  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  CODF 恒  $\varphi$  截面图(试样B)。最大取向密度为17.82( $\times$  random)

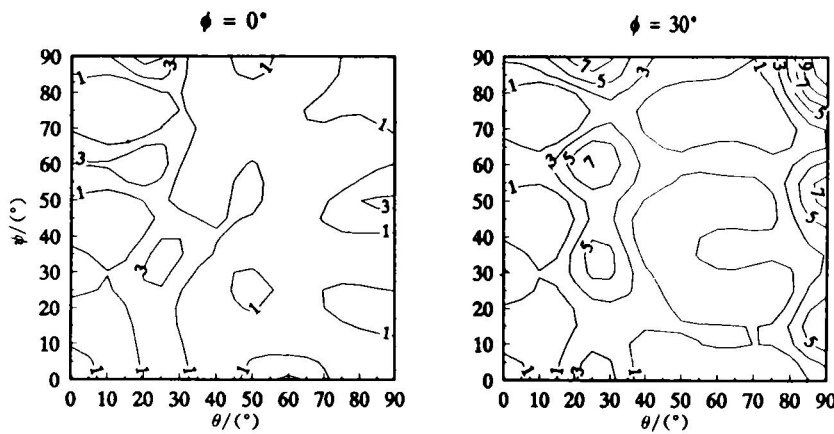


图6 钛板材经86%冷轧和3次循环相变后,再经20%冷轧并700℃,1h退火后的  $\varphi = 0^\circ$  和  $30^\circ$  CODF 恒  $\varphi$  截面图(试样C)。最大取向密度为13.03( $\times$  random)

图7是试样A、B和C的屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )各向异性关系曲线。从中可以明显看出,试样A的屈服应力具有较大的各向异性,TD与RD之间的差别高达50MPa。而试样B的屈服强度各向异性达最低。为了消除循环相变对钛板材其它性能指标的不利影响,相变后经20%左右冷轧后的试样C仍显示了较好的板面屈服强度各向同性。

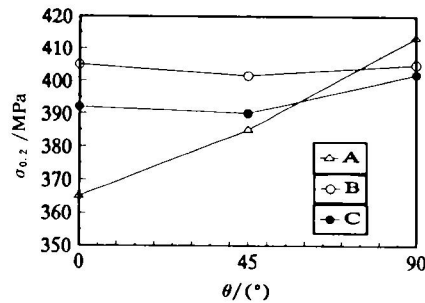


图7 试样A、B和C的屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )与拉伸取向角之间的关系曲线

### 3 讨论

工业纯钛板材经86%冷轧并700℃,1h退

火后, 主要织构成分由 $(\bar{1}013)[1\bar{2}10]$ 和 $(\bar{2}116)[2\bar{6}41]$ 组成(图4), 而 $(\bar{1}013)[1\bar{2}10]$ 织构是在再结晶长大过程中消耗部分冷轧织构 $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$ 而优先形成的。NaKa 等人<sup>[9]</sup>也得出了相类似的结果。所以, 仅通过轧后再结晶退火, 并不能改善冷轧形成的织构取向分布和板材的各向异性。

当金属发生相变时母相与新相间常常存在一种晶体学取向关系<sup>[5]</sup>。对钛和钛合金来说,  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  转变按 Burgers 关系<sup>[10]</sup>进行, 即  $\{110\}_\beta // (0001)_\alpha$ ,  $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ 。Glen 和 Pugh<sup>[11]</sup>通过分析  $\alpha$ -Zr 的相变关系指出对一种织构取向经  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  相变后按 Burgers 关系可产生72种重新取向的可能, 其中有57种是可测的。同时指出, 重复循环通过相变点将产生随机分布的织构。实际上, 在工业纯钛中, 只有当新相  $\alpha$  的  $(0001)$  与原  $\alpha$  相的  $(0001)$  成  $60^\circ$  角的取向在转变中得以优先发展, 而且在继续的加热和冷却(通过相变点)中因取向复原性等而没有新的取向形成, 结果使原冷轧织构  $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$  转变成  $(\bar{2}110) // ND$  和部分  $[\bar{2}115] // ND$  或  $[\bar{2}117] // ND$  的纤维织构。

由图7可知, 钛板材经冷轧退火后, 产生了较强的屈服强度各向异性, 而经循环相变处理后, 各向异性得以改善。这可通过图8所示的密排六方钛的滑移和孪生的分切应力与取向之间的关系以解释。

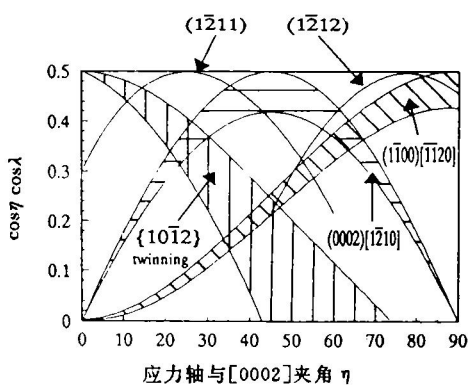


图8 密排六方钛中的滑移和孪生的分切应力与取向之间的关系

由于 $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$ 与 $(\bar{1}013)[1\bar{2}10]$ 之间是以 $[0002]$ 力轴转动约 $30^\circ$ 角的关系, 这两种取向都使 $[0002]$ 轴由ND向TD方向倾斜约 $32^\circ$ 左右。所以, 当拉伸应力轴沿着RD方向时, 由于 $\eta$ 角(应力轴与 $[0002]$ 轴之间的夹角)接近 $90^\circ$ , 最易被激活的形变机制将是 $[1\bar{1}00] \langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$ 柱面滑移(见图8)。另外, 当应力轴沿TD方向时, 由于此时 $\eta$ 角约 $30 \sim 40^\circ$ , 形变将伴以较难开动的基面滑移 $(0002) \langle 1\bar{2}10 \rangle$ 或者 $(1\bar{2}11)[11\bar{2}3] \langle \bar{c} + \bar{a} \rangle$ 滑移而进行。因为在室温下基面滑移的临界分切应力(CRSS)是柱面滑移的4倍左右<sup>[12]</sup>。所以, 对冷轧退火态的钛板材来说, 沿TD方向的屈服应力总是比沿RD方向的要大, 从而产生了较强的各向异性。

对于试样B和C来说, 由于纤维织构 $[\bar{2}110] // ND$ 使C轴 $[0002]$ 垂直ND, 当拉伸应力轴与RD成任意角时,  $\eta$ 角总是在 $0^\circ$ 和 $90^\circ$ 间随机变化, 从而使钛板材在形变时激活的形变机制具有相同的几率(图8)。同样地,  $[\bar{2}115] // ND$ 或 $[\bar{2}117] // ND$ 也有相似的效应。而对于 $(0002)$ 基面型织构来说, 当沿板材任意方向拉伸时, 由于 $\eta$ 角都等于 $90^\circ$ , 所以形变时具有相同的抗力, 因而试样B和C具有较低的屈服强度各向异性。试样C相对于试样B来说, 循环相变后由于经过了20%冷轧变形, 使 $[\bar{2}110] // ND$ 的纤维织构没有试样B连续(图5, 6), 结果使试样C的屈服强度各向异性比试样B稍大(图7), 但由于试样C是等轴晶退火组织, 具有较优良的综合性能, 可满足生产需要。

## 4 结论

(1) 冷轧工业纯钛板材经3次 $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 相变后, 相变织构主要由 $[\bar{2}110] // ND$ 纤维织构和 $(0002)$ 基面织构组成。冷轧织构成分 $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$ 转变成成为由几个 $(\bar{2}115)$ 取向峰组成的部分 $[\bar{2}115] // ND$ 纤维织构。

(2) 经3次 $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 相变后再经20%冷轧并退火处理后, 主要织构取向为 $[\bar{2}110] // ND$

和 $[\bar{2}117]//ND$ 部分纤维织构,仍能保留相变后形成的有利织构取向特点。

(3) 工业纯钛板材经86%冷轧和700℃, 1 h 退火后,由于形成了 $(\bar{2}115)[0\bar{1}10]$ 和 $(\bar{1}013)[1\bar{2}10]$ 织构,从而产生了较强的屈服强度各向异性。

(4) 经 $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 循环相变处理后,由于形成了诸如 $[\bar{2}110]//ND$ 纤维织构以及(0002)基面织构等,使屈服强度各向异性程度大为减小。

#### 参考文献

1. Tchorzewski R M, Hutchinson W B. *Met Sci*, 1978, (2): 109.
2. Inagaki H Z. *Metallkd*, 1992, 83(1): 40.
3. Rennhack E H, Crooks D D. *Metall Trans, A*, 1979, 10A: 547.
4. Inagaki H Z. *Metallkd*, 1990, 81(6): 433.
5. Davies G J, Kallend J S, Morris P P. *Acta Metall*, 1976, 24: 159.
6. Keeler J H, Geisler A H. *Trans, AIME*, 1955, 203: 395.
7. 朱知寿, 顾家琳, 陈南平. 见: 文集编审组(编), 第八届全国钛和钛合金学术交流会文集. 上海: 上海钢铁研究所, 1993.
8. Roe R J. *J Appl Phys*, 1965, 36: 2024.
9. Naka S, Penelle R, Ualle R, Lacombe P. In: Kimura H and Izumi O(eds), *Ti'80, Science and Technology*. New York: AIME, 1980.
10. Burgers W G. *Physica*, 1934, 1: 561.
11. Glen J W, Pugh S F. *Acta Metall*, 1954, 2: 520.
12. Levine E D. *Trans Met Soc, AIME*, 1966, 236: 1558.