

Ti-6Al-4V 合金的温轧织构演变

杨换平, 王耀勉, 李治阳

(西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

摘要: 本研究采用取向分布函数(ODF)详细分析了具有等轴组织的 Ti-6Al-4V 热轧退火板在 450、600 和 750 °C 下经过约 45% 的温轧压下量后沿层厚的宏观织构演变。结果表明采用多道次温轧的方法成功获得可改善 Ti-6Al-4V 合金力学性能各向异性的纤维织构 $ND//\langle hkil \rangle$ 和基面织构 $(0001)[\bar{2}\bar{1}0]$ 或 $(0001)[1\bar{2}10]$ 。而且, 轧板通体上都形成了 $ND//\langle hkil \rangle$ 纤维织构, 中心层的横向织构 $(\bar{1}2\bar{1}0)[10\bar{1}0]$ 随轧制温度而变化, 表层的基面织构通过位错滑移累积剪切应变而产生, 且基面织构的形成路径依赖于初始取向。

关键词: Ti-6Al-4V 合金; 织构; 取向分布函数 (ODF); 温轧

中图分类号: TG339, TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)09-2655-06

Ti-6Al-4V 合金因其较高的比强度、较宽的工作温度、优异的耐腐蚀性和疲劳性能而广泛应用于各种结构中。然而, Ti-6Al-4V 合金因其 α 相密排六方(hcp)结构固有的低对称性容易产生力学性能各向异性从而显著影响其许多重要的力学性能^[1-3]。Ti-6Al-4V 合金力学性能各向异性的产生与其所存在的晶体织构密切相关, $ND//\langle hkil \rangle$ 纤维织构可显著降低其屈服强度各向异性^[1], 基面织构可改善双轴强度^[2], 而横向织构则会在轧面上产生力学性能各向异性^[3]。因此, 对于 Ti-6Al-4V 合金来说, 通过织构控制形成减弱其力学性能各向异性的 $ND//\langle hkil \rangle$ 纤维织构和基面织构具有重要的意义。

轧制作为加工 Ti-6Al-4V 合金最常用的变形方式之一, 目前已有许多研究对其轧制织构演变进行研究。但鉴于其冷轧存在较大的困难性, 目前该合金主要通过热轧而成形, 因此, 相关的研究主要集中在热轧织构方面^[1,2,4-9], 且主要采用极图分析织构。织构控制也主要采用实际工业化生产中无法大规模应用的热轧交叉轧制来获得 $ND//\langle hkil \rangle$ 纤维织构和基面织构^[2-4]。而对可节省成本且容易工业化应用的温轧方法及其织构演变的研究较少, 通过温轧的方法进行 Ti-6Al-4V 合金的织构控制更是鲜有报道。虽然, Murty 等^[10]和 Qi 等^[11]分别研究了多道次温轧的高强度超细晶 Ti-6Al-4V 棒材和初始马氏体组织的 Ti-6Al-4V 板材的织构, 但均采用极图进行分析, 难以获得织构的定量信息。

为此, 本实验采用多道次温轧的方法对等轴组织的 Ti-6Al-4V 合金的织构控制展开研究, 并采用可定量表征织构信息的取向分布函数(ODF)对温轧织构演变进行分析, 为 Ti-6Al-4V 合金的织构控制和力学性能改善提供理论指导。

1 实验

初始板厚为 5 mm、最终退火温度为 800 °C 的 Ti-6Al-4V 热轧退火板分别在 450、600 和 750 °C 加热并保温 15 min, 然后在相应的温度下轧制 4~5 道次至约 45% 的压下量。

形变织构测试采用 Bruker D8 Advance X 射线衍射仪, 通过测量 $(10\bar{1}0)$ 、 (0002) 、 $(10\bar{1}1)$ 、 $(10\bar{1}2)$ 和 $(11\bar{2}0)$ 5 张不完整极图进而计算得到晶粒取向分布函数(ODF)。考虑到 Ti-6Al-4V 合金中 α 相 hcp 结构的晶体对称性和正交样品对称性, Bunge 系统下欧拉角范围为 $0^\circ \leq \varphi_1, \varphi \leq 90^\circ; 0^\circ \leq \varphi_2 \leq 60^\circ$ 。由于一般 hcp 金属的主要取向通常位于恒 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 的 ODF 截面图上, 且本研究的主要织构类型均位于这两个截面上, 因此, 取向分析时基于这两个截面图。表征具体取向时, 晶体坐标系和样品坐标系定义如图 1 所示, 即 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 、 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 和 $\langle 0001 \rangle$ 分别平行于轧向 RD、横向 TD 和法向 ND。为了便于进行分析和比较, 图 2 给出了 hcp 金属中恒 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 的 ODF 截面图上常见的纤维织构及组分。

鉴于板厚方向存在织构梯度, Ti-6Al-4V 合金的织

收稿日期: 2016-09-06

基金项目: 陕西省科技厅科技项目(2014JQ6211)

作者简介: 杨换平, 女, 1982 年生, 博士, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: yanghp409@163.com

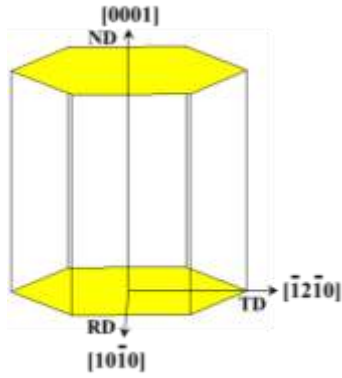


图 1 晶体坐标系和样品坐标系示意图

Fig.1 Schematic diagram of crystal and sample coordinate system

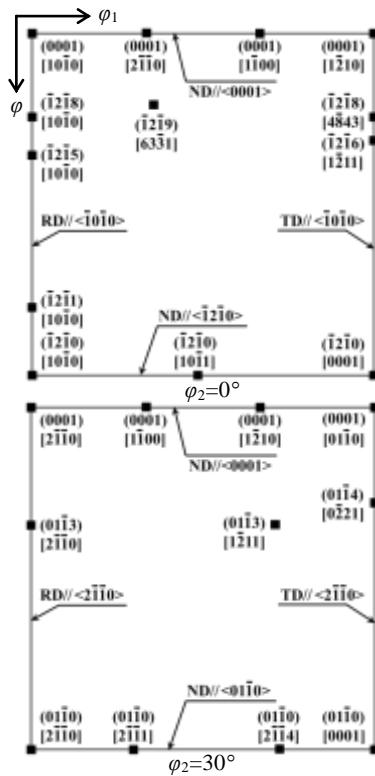


图 2 Bunge 系统中 hcp 金属常见纤维结构及组分在 ODF 恒 $\phi_2=0^\circ$ 和 $\phi_2=30^\circ$ 截面图上的位置

Fig.2 Locations of common fibers and texture components of hcp metals in ODF constant $\phi_2=0^\circ$ and $\phi_2=30^\circ$ sections in Bunge system

构分层测试，测试面为轧面。样品表层经轻微研磨去应力并清洗后直接测量织构，中心层则采用化学减薄至板中心后测量。不同厚度层用参数 S 值线性表达自板表层至中心层的位置，其中 $S=0$ 和 $S=1$ 分别表示中心层和表层。

2 结果及分析

2.1 Ti-6Al-4V 热轧板的织构

图 3 为所采用的初始等轴组织的 Ti-6Al-4V 热轧退火板。图 4 为热轧板的(0002)极图，其中 4a、4b 分别对应于热轧板的中心层 ($S=0$) 和表层 ($S=1$)。可以看出，热轧板中存在强的织构，且沿板厚方向存在织构梯度。 $S=0$ 与 $S=1$ 层的织构类型不同， $S=0$ 层由沿基面轴向 RD 方向偏离约 20° 的近基面织构和横向织构组成，是具有等轴组织或双态组织的 $(\alpha+\beta)$ 钛合金中非常常见的一种织构类型，即 B/T 织构^[5,6]。而 $S=1$ 层仅由沿基面轴向 RD 方向偏离约 20° 的近基面织构组成。

图 5 给出了热轧板的织构。为便于比较，ODF 恒 $\phi_2=0^\circ$ 和 30° 截面图上均标出密度水平最大值。据图可知，在 $S=0$ 层，初始织构由 TD// $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 部分纤维织构、

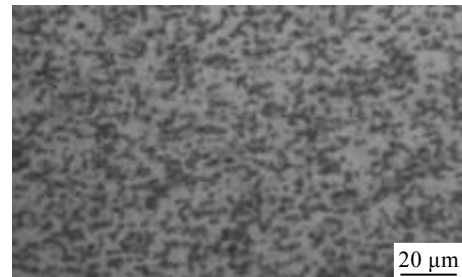


图 3 Ti-6Al-4V 热轧板的初始组织

Fig.3 Initial microstructures of Ti-6Al-4V hot rolled sheet

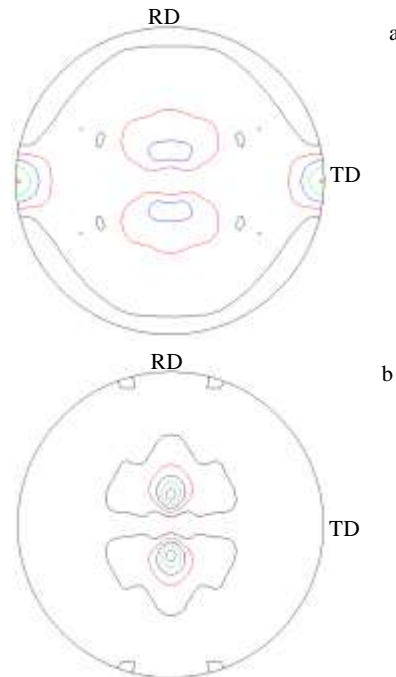


图 4 Ti-6Al-4V 热轧板中心层和表层的(0002)极图

Fig.4 (0002) pole figure of Ti-6Al-4V hot rolled sheet in the center (a) and surface layer (b)

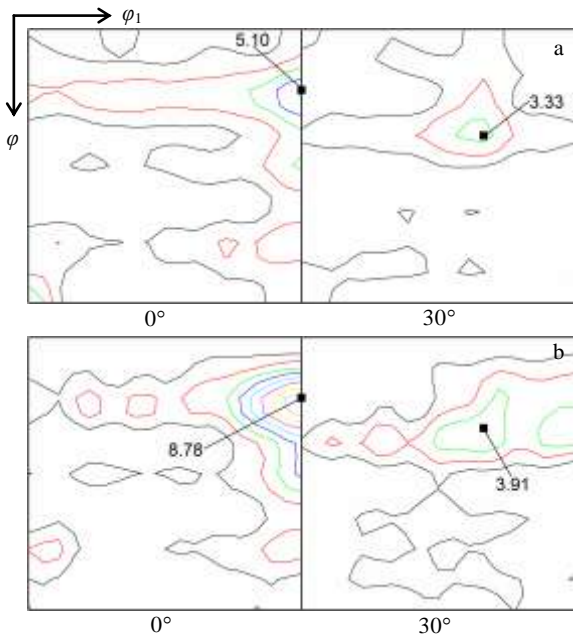


图 5 Ti-6Al-4V 热轧板中心层和表层的 ODF(密度水平: 1, 2, 3...)恒 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 截面图
 Fig.5 Constant $\varphi_2=0^\circ$ and $\varphi_2=30^\circ$ sections of ODF (levels: 1, 2, 3...) in center (a) and surface layer (b) of Ti-6Al-4V hot rolled sheet

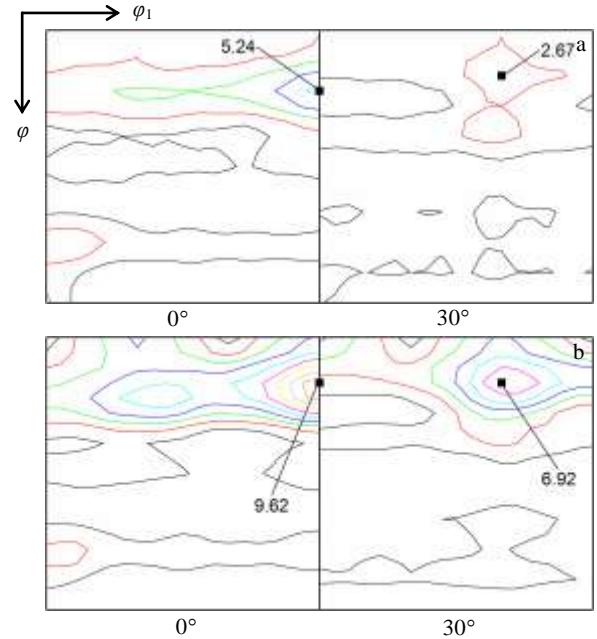


图 6 Ti-6Al-4V 热轧板经过 450 °C 温轧后中心层和表层的 ODF(密度水平: 1,2,3...)恒 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 的截面图
 Fig.6 Constant $\varphi_2=0^\circ$ and $\varphi_2=30^\circ$ sections of ODF (levels: 1, 2, 3...) in center (a) and surface layer (b) of Ti-6Al-4V hot rolled sheet warm rolled at temperature of 450 °C

横向织构 $(\bar{1}2\bar{1}0)[10\bar{1}0]$ 、欧拉角为 $(60^\circ; 30^\circ; 30^\circ)$ 、取向为 $(01\bar{1}3)[1\bar{2}11]$ 的织构组分以及弱的纤维织构 $ND//\langle\bar{1}2\bar{1}9\rangle$ ($\varphi_1, \varphi_2=0^\circ$) 组成。在 $S=1$ 层, 初始织构由 $TD//\langle 10\bar{1}0\rangle$ 部分纤维织构和 $(01\bar{1}3)[1\bar{2}11]$ 组分组成。其中 $S=0$ 和 $S=1$ 层的 $TD//\langle 10\bar{1}0\rangle$ 部分纤维织构强度峰值均位于 $(\bar{1}2\bar{1}8)[4\bar{8}43]$ 。

2.2 Ti-6Al-4V 合金的温轧织构

图 6~8 分别给出了 Ti-6Al-4V 热轧板在 450, 600, 750 °C 经过约 45% 压下量后中心层 $S=0$ 和表层 $S=1$ 的温轧织构。

在 $S=0$ 层, 450~750 °C 轧制时形成了比热轧板范围更宽的纤维织构 $ND//\langle\bar{1}2\bar{1}12\rangle\sim\langle\bar{1}2\bar{1}7\rangle$ ($\varphi_1, \varphi_2=0^\circ$), 织构峰值强度也位于 $(\bar{1}2\bar{1}8)[4\bar{8}43]$ 且随轧制温度变化不明显。而横向织构 $(\bar{1}2\bar{1}0)[10\bar{1}0]$ 的强度随轧制温度显著变化, 450 °C 轧制时相对于热轧板减弱, 600 °C 轧制时横向织构消失, 750 °C 轧制时强度与热轧板相当。

在 $S=1$ 层, 与 Ti-6Al-4V 热轧板相比, 450 °C 轧制时形成了纤维织构 $ND//\langle\bar{1}2\bar{1}12\rangle\sim\langle\bar{1}2\bar{1}7\rangle$ ($\varphi_1, \varphi_2=0^\circ$), 强度峰值位置从 $(\bar{1}2\bar{1}8)[4\bar{8}43]$ 转变为 $(\bar{1}2\bar{1}12)[2\bar{4}21]$ 取向, 即沿基面轴向 RD 方向偏离的角度减小, 次强点位于 $(40^\circ; 20^\circ; 0^\circ)$, 对应的取向为 $(\bar{1}2\bar{1}9)[6\bar{3}\bar{3}1]$ 。此外, 还形成了较强的欧拉角为

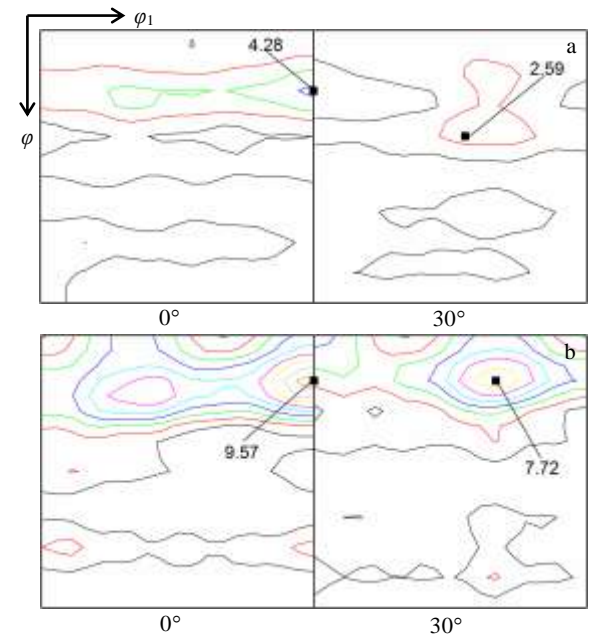


图 7 Ti-6Al-4V 热轧板经过 600 °C 温轧后中心层和表层的 ODF (密度水平: 1, 2, 3...)恒 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 截面图
 Fig.7 Constant $\varphi_2=0^\circ$ and $\varphi_2=30^\circ$ sections of ODF (levels: 1, 2, 3...) in center (a) and surface layer (b) of Ti-6Al-4V hot rolled sheet warm rolled at temperature of 600 °C

($60^\circ; 15^\circ; 30^\circ$)、取向为 $(01\bar{1}7)[7\bar{1}473]$ 织构组分。且

与热轧板相比，形成了强度级别为 4 的基面取向

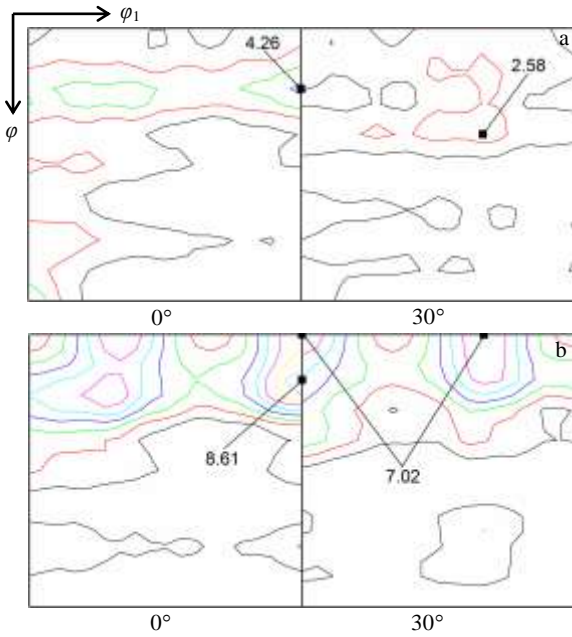


图 8 Ti-6Al-4V 热轧板经过 750 °C 温轧后中心层和表层的 ODF (密度水平: 1,2,3...) 恒 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 截面图
Fig.8 Constant $\varphi_2=0^\circ$ and $\varphi_2=30^\circ$ sections of ODF (levels: 1, 2, 3...) in center (a) and surface layer (b) of Ti-6Al-4V hot rolled sheet warm rolled at temperature of 750 °C

(0001)[2 $\bar{1}\bar{1}0$]或(0001)[1 $\bar{2}10$]。600 °C 轧制时，形成了范围更宽的纤维织构 ND//< $\bar{1}2\bar{1}18$ >~< $\bar{1}2\bar{1}7$ >(φ_1 , $\varphi_2=10\sim 25^\circ$; $\varphi_2=0^\circ$)，强度峰值仍位于($\bar{1}2\bar{1}12$)[2 $\bar{4}21$]，次强点位于(35°, 20°, 0°)，其对应的取向为($\bar{1}2\bar{1}9$)[7 $\bar{3}41$]。同时也形成了强的(01 $\bar{1}7$)[7 $\bar{1}473$]组分以及强度级别为 4 的基面取向(0001)[2 $\bar{1}\bar{1}0$]或(0001)[1 $\bar{2}10$]。750 °C 轧制时，纤维织构范围不变(φ_1 , $\varphi_2=5\sim 20^\circ$; $\varphi_2=0^\circ$)，即 ND//<(5°<0001>)>~< $\bar{1}2\bar{1}9$ >，也更靠近基面纤维织构 ND//<0001>，强度峰值仍为($\bar{1}2\bar{1}12$)[2 $\bar{4}21$]，次强点位于(25°, 20°, 0°)，对应的取向为($\bar{1}2\bar{1}9$)[10 $\bar{3}71$]，且与 450 和 600 °C 轧制时相比，基面织构(0001)[2 $\bar{1}\bar{1}0$]或(0001)[1 $\bar{2}10$]增强，强度级别增加至 7。

2.3 讨论与分析

具有织构梯度的 Ti-6Al-4V 热轧板在 450~750 °C 温轧约 45% 压下量后，中心层(S=0)和表层(S=1)的织构演变规律不同。在 S=0 层，TD//< $10\bar{1}0$ >部分纤维织构和弱的 ND//< $\bar{1}2\bar{1}9$ >纤维织构温轧后形成了范围加宽的纤维织构 ND//< $\bar{1}2\bar{1}12$ >~< $\bar{1}2\bar{1}7$ >。横向织构($\bar{1}2\bar{1}0$)[10 $\bar{1}0$]的强度随轧制温度而变化，450 °C 轧制时减弱，600 °C 轧制时消失，750 °C 轧制时织构强度基本不变。在 S=1 层，TD//< $10\bar{1}0$ >部分纤维织构温轧

后也形成了范围更宽的纤维织构 ND//<(5°<0001>)>~< $\bar{1}2\bar{1}9$ >，且在 450 和 600 °C 轧制时形成强度相当的基面织构(0001)[2 $\bar{1}\bar{1}0$]或(0001)[1 $\bar{2}10$]，750 °C 轧制时形成更强的基面织构。

Ti-6Al-4V 热轧板 S=0 和 S=1 层温轧形成的 ND//<hkil>纤维织构，与 Murty 等^[10]关于通体高强度超细晶 Ti-6Al-4V 棒在 650~750 °C 轧制时形成的 RD//< $10\bar{1}0$ >纤维织构不同，但与 Inagaki 等^[7]采用 ODF 对轧制压下量为 94% 的 Ti-6Al-4V 合金的热轧织构研究结果类似，即在 850 °C 以下轧制时除了形成中心位于($\bar{2}111$)[0 $\bar{1}10$]的 RD//< $10\bar{1}0$ >部分纤维织构外，还形成了 ND//20°~25°<0001>，即沿基面轴<0001>偏离 ND 方向 20°~25°。与 Inagaki 等^[7]的研究结果相比，本实验温轧形成的 ND//<hkil>纤维织构范围更宽。

S=0 层横向织构($\bar{1}2\bar{1}0$)[10 $\bar{1}0$]随轧制温度的变化与两相 Ti-6Al-4V 合金轧制冷却过程中亚稳态的 β 相转变为 α 和 α' 有关。在两相钛合金中，织构的演变显著依赖于组成相的体积分数^[8, 12]。Ti-6Al-4V 中 β 相的体积分数随温度而变化，在相变点以上主要是 β 相组织，而相变点温度以下则是($\alpha+\beta$)相组织。当轧制温度低于 $\beta\rightarrow(\alpha+\beta)$ 转变温度时，轧制过程中 β 相不断转变为 α 相。因此，450 °C 轧制时，由于 $\beta\rightarrow\alpha$ 的相转变，根据 Zeng 等^[13]的研究，相转变过程中基面纤维织构 ND//<0001>的形成会导致 RD//< $10\bar{1}0$ >的弱化，因此横向织构($\bar{1}2\bar{1}0$)[10 $\bar{1}0$]减弱。而 600 °C 加热轧制时，一方面由于 $\beta\rightarrow\alpha$ 的相变弱化 RD//< $10\bar{1}0$ >织构，另一方面，由于实际轧制温度接近文献[13]中的退火温度，而 Zeng 等人^[13]发现挤压态的 Ti-6Al-4V 在 500 °C 退火时 $\beta\rightarrow\alpha'$ 相变产生的 α' 马氏体的分解会导致初始织构的弱化，这两个因素的共同作用使得横向织构($\bar{1}2\bar{1}0$)[10 $\bar{1}0$]消失。而 750 °C 加热轧制的温度接近原始热轧板的最终退火温度使得 β 相的体积分数基本不变，因此横向织构强度与热轧板织构强度相当。

S=1 层在 450~750 °C 经过约 45% 温轧压下量后也形成了 Qi 等^[11]研究中采用初始为马氏体组织的 Ti-6Al-4V 轧板经过 800 °C 同步或异步温轧的方法在表层形成的基面织构。关于基面织构的形成，据图 4 和图 5 可知，Ti-6Al-4V 热轧板中心层和表层均存在沿基面轴向 RD 方向偏离约 20° 的近基面织构，但在 450~750 °C 温轧后 S=0 层并未形成基面织构，仅 S=1 层形成了基面织构，这是由于轧制过程中 S=0 和 S=1 层的应变状态不同而引起的。同步轧制中，S=0 层的剪切应变为 0，而 S=1 层的剪切应变较大^[14]。根据 Qi 等^[11]、Milner 等^[15]的研究，纯钛及钛合金中引入剪切应变可形成基面织构，故 S=1 层形成了基面织构。纯钛

及钛合金中关于基面结构的形成机制^[16-19], 可能由孪生、 $\langle c+a \rangle$ 型锥面滑移或是基面滑移而引起。结合 450~750 °C 的温轧组织观察可知(图 9), 温轧后组织中并未形成孪晶。因此, 本研究中表层形成的基面结构是由滑移引起的, 具体哪个滑移系的启动可通过原位温轧的 EBSD 方法并借鉴 Bridier 等^[20]的计算方法而确定。而且, 据图 5~8 可知, 在剪切应变条件下, 初始取向不同, 基面结构的形成路径不同。以峰值强度为例, 结

合 Matlab 编程计算, 图 10 给出了(0002)极图上不同初始取向旋转至基面结构的旋转路径。初始取向为 $(\bar{1}2\bar{1}8)[4\bar{8}43]$ 的织构沿着 $TD//\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 形成基面结构 $(0001)[2\bar{1}\bar{1}0]$, 而初始取向为 $(01\bar{1}3)[1\bar{2}11]$ 的织构形成基面结构的路径为 $(60^\circ; 30^\circ; 30^\circ) \rightarrow (60^\circ; 15^\circ; 30^\circ) \rightarrow (60^\circ; 0^\circ; 0^\circ)$, 即沿着 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 旋转至基面结构 $(0001)[1\bar{2}10]$ 。

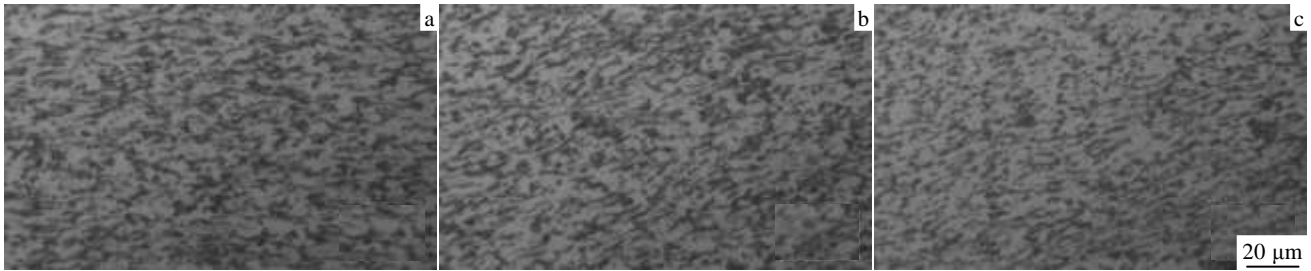


图 9 Ti-6Al-4V 热轧板经过 450, 600 和 750 °C 温轧后的组织

Fig.9 Microstructures of Ti-6Al-4V hot rolled sheets warm rolled at 450 °C (a), 600 °C (b) and 750 °C (c)

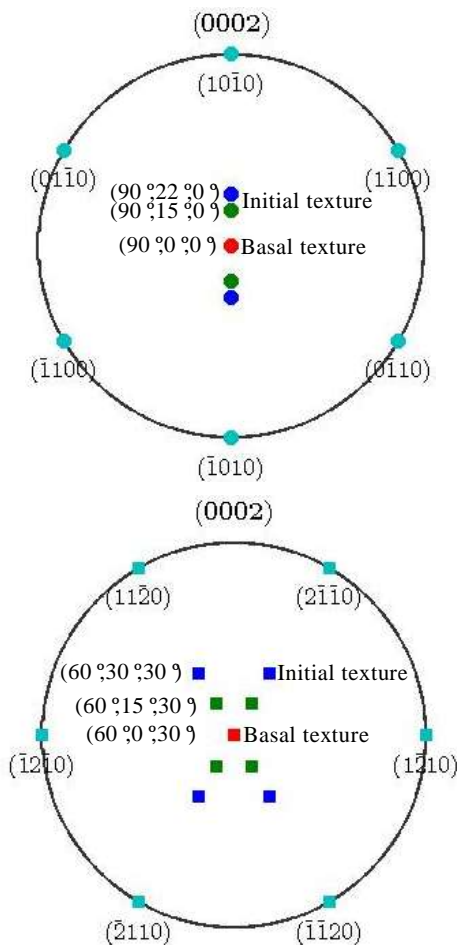


图 10 (0002)极图上不同初始取向旋转至基面结构的示意图

Fig.10 Schematic diagram of rotation to basal texture with

different initial textures in (0002) pole figure

3 结 论

1) 具有织构梯度(中心层 $S=0$ 为近基面/横向织构、表层 $S=1$ 为近基面织构)的 Ti-6Al-4V 热轧板在 450~750 °C 温轧约 45% 压下量后通体上形成了 $ND//\langle hki \rangle$ 纤维织构。

2) $S=0$ 层的横向织构 $(\bar{1}2\bar{1}0)[10\bar{1}0]$ 随轧制温度而变化, 450 °C 轧制时强度减弱, 600 °C 轧制时横向织构消失, 750 °C 轧制时横向织构强度基本不变。

3) $S=1$ 层通过位错滑移累积较大的剪切应变而形成基面结构 $(0001)[2\bar{1}\bar{1}0]$ 或 $(0001)[1\bar{2}10]$, 且基面结构的形成路径取决于初始取向。初始取向为 $(\bar{1}2\bar{1}8)[4\bar{8}43]$ 的织构沿着 $TD//\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 轴旋转至基面结构, 而初始取向为 $(01\bar{1}3)[1\bar{2}11]$ 的织构则沿着 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 轴旋转至基面结构。

参考文献 References

[1] Song J H, Hong K J, Ha T K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 449-451: 144
 [2] Frederick S F, Lenning G A. *Metallurgical Transactions B*[J], 1975, 6(4): 601
 [3] Lütjering G. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 32
 [4] Amateau M F, Dull D L, Raymond L. *Metallurgical Transactions*[J], 1974, 5(3): 561

- [5] Peters M, Lütjering G. *Titanium '80-Science and Technology* [C]. New York: Metallurgical Society of AIME, 1980: 295
- [6] Salem A A, Glavicic M M, Semiatin S L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 496(1): 169
- [7] Inagaki H. *Zeitschrift fur Metallkunde*[J], 1990, 81: 433
- [8] Morii K, Mecking H, Lütjering G *et al. Scripta Metallurgical* [J], 1986, 20(12): 1795
- [9] You Zhenping(尤振平), Hui Songxiao(惠松晓), Ye Wenjun(叶文君) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2012, 36(1): 31
- [10] Murty S V S N, Nayan N, Kumar P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 589: 174
- [11] Qi C, Hodgson P D, Beladi H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(1): 531
- [12] Singh A K, Schwarzer R A. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2008, 61(5): 371
- [13] Zeng L, Bieler T R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 392(1): 403
- [14] Choi C H, Kwon J W, Oh K H *et al. Acta Materialia*[J], 1997, 45(12): 5119
- [15] Milner J L, Fadi A F, Thomas K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 619: 12
- [16] Lee H, Esling C, Bunge H. *Texture, Stress, and Microstructure*[J], 1988, 7(4): 317
- [17] Zhong Y, Yin F X, Nagai K. *Journal of Materials Research* [J], 2008, 23(11): 2954
- [18] Huang X S, Suzuki K, Chino Y. *Scripta Materialia*[J], 2010, 63(5): 473
- [19] Coghe F, Tirry W, Rabet L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 537: 1
- [20] Bridier F, Villechaise P, Mendez J. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(3): 555

Texture Evolution in Warm Rolled Ti-6Al-4V Alloy

Yang Huanping, Wang Yaomian, Li Zhiyang

(Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: Ti-6Al-4V hot-rolled and annealed sheet was warm rolled to about 45% reduction at temperatures of 450, 600 and 750 °C, and then through-thickness macrotexture evolution was analyzed using orientation distribution function (ODF). The results show that the ND//<hkil> fiber texture and the basal texture (0001)[2 $\bar{1}$ 10] or (0001)[2 $\bar{1}$ 10], which can improve the mechanical property anisotropy of Ti-6Al-4V alloy, can be obtained by multipass warm rolling. Moreover, the ND//<hkil> fiber texture is developed in the bulk sheet, and the transverse texture ($\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0)[10 $\bar{1}$ 0] in the center layer varies with rolling temperature, whereas the basal texture in the surface layer is formed by accumulated shear strain from dislocation slip and its formation route depends on initial orientation.

Key words: Ti-6Al-4V alloy; texture; orientation distribution function (ODF); warm rolling

Corresponding author: Yang Huanping, Ph. D., School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: yanghp409@163.com