引用格式：李超，韩飞. 工业纯钛TA2辊弯成形微观组织演变及其变形机理[J]. 材料工程，2026，54(3)：191-200.
LI Chao，HAN Fei. Microstructure evolution and deformation mechanism of industrial pure titanium TA2 roll forming process [J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(3)：191-200.

工业纯钛TA2辊弯成形微观组织演变及其变形机理

李　超，韩　飞*
（北方工业大学 机械与材料工程学院，北京 100144）

摘要：在室温下，工业纯钛TA2的主要塑性变形方式包括位错滑移、孪生及界面作用。本工作结合辊弯成形实验过程中的力学分析，通过电子背散射衍射和光学显微镜分析了辊弯成形由0°至30°弯曲截面内外侧的微观变形机制。结果显示：辊弯成形0°至10°过程中，内外侧主要塑性变形方式均为〈$a+c$〉锥面滑移，而〈a〉基底滑移为协调变形方式，位错密度随变形量增加而增大，位错亚晶界含量升高；10°成形至20°过程中，内侧塑性变形机理逐渐转变为以$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶为主的孪生变形，同时，由于弯角区外侧在〈c〉轴方向受压，但$\{11\bar{2}2\}$压缩孪晶的临界分切应力较高，主要变形机制仍为位错滑移，以$\{11\bar{2}2\}$压缩孪晶为主的孪生变形成为协调变形方式，内外侧可移动位错密度接近饱和，位错亚晶界含量大幅度增加；继续成形至30°时，内侧孪晶密度大幅增加，而外侧孪晶密度缓慢增长，位错之间相互作用加剧，可移动位错密度下降，位错亚晶界含量降低，位错滑移阻力减小，但变形机制未发生改变。这些发现为理解TA2在辊弯成形过程中的塑性变形行为提供了重要的依据。

关键词：辊弯成形；塑性变形机制；孪晶；位错滑移；位错密度
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2023.000758　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2023.000758
中图分类号：TG306；TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)03-0191-10

Microstructure evolution and deformation mechanism of industrial pure titanium TA2 roll forming process

LI Chao，HAN Fei*
（School of Mechanical and Materials Engineering，North China University of Technology，Beijing 100144，China）

Abstract：At room temperature，the predominant plastic deformation mechanisms in industrial pure titanium TA2 encompass dislocation slip，twinning，and interfacial interactions. This study combines mechanical analysis performed during roll-forming experiments and utilizes electron backscatter diffraction and optical microscopy to investigate the microscale deformation mechanisms on both the inner and outer surfaces of TA2 sheets during roll forming from 0° to 30°. The research results demonstrate that during the forming process，as the bending angle reaches 20°，a differential stress is exerted on the axis of the hexagonal close-packed structure on the inner and outer sides. On the inner side，the plastic deformation mechanism shifts from the previously dominant pyramidal slip and basal slip to mainly $\{10\bar{1}2\}$ tension twinning，which is due to the distinct stress acting on the axis. On the outer side，where the axis is under compressive stress，dislocation slip remains the primary deformation mechanism because the occurrence of $\{11\bar{2}2\}$ compression twinning is hindered by its high critical resolved shear stress and the fine-grained nature of the material. As a result，$\{11\bar{2}2\}$ compression twinning functions as an auxiliary deformation mechanism on the outer side. These findings offer critical insights into the plastic deformation behavior of TA2 during the roll-forming process.

Key words：roll forming；plastic deformation mechanism；twinning；dislocation slip；dislocation density

钛合金是一种先进的轻质结构材料，具有密度低、比强度高和抗疲劳性好等综合性能。它是继钢铁和铝之后的又一种重要结构材料。如今钛及其合金在航空航天、汽车、造船、能源、海洋开发、医疗和运动器材等行业得到广泛应用[1-2]。相比于钛合金，工业纯钛因其价格相对较低、易生产，应用最为广泛。然而，由于钛材具有较大的变形抗力，在冷变形过程中容易出现形变织构[3]，导致材料塑性变形时回弹较大，影响板材成形精度，因此，了解工业纯钛室温下的变形行为，寻找一种新的低能耗且高效的冷加工成形工艺对于广泛应用纯钛和钛合金具有重要意义。

辊弯成形工艺是金属材料冷加工成形的主要方法之一，近年来，很多研究针对辊弯成形回弹的预测和优化开展了大量研究。Badr等[4]基于均匀屈服函数和各向异性硬化特性，开发了一种新的本构模型——HAH模型，并通过TC4的V型辊弯成形实验验证了该模型，用来预测回弹。韩飞等[5]通过优化辊弯成形本构模型提高了回弹预测的精度；Mo等[6]通过辊弯成形实验证明Ti-2.5Al-1.5Mn箔片回弹行为和厚度与晶粒直径(T/D)比以及晶体织构密切相关。Ning等[7]发现AZ31随着弯曲速率的增加，{0002}基面织构的强度略微增强，$\{10\bar{1}1\}$和$\{10\bar{1}2\}$织构的强度随着弯曲速率的增加而下降，$\{10\bar{1}1\}$和$\{10\bar{1}2\}$织构从分散于横向(TD)两侧逐渐转移到集中于轧制方向(RD)一侧。Tsukamoto等[8]为了阐明孪晶变形对工业纯钛加工硬化行为的影响，研究了孪晶变形引起的晶粒尺寸和织构的变化，以及加工硬化行为对晶粒尺寸的依赖性。韩飞等[9]对TA2纯钛板辊弯成形回弹显微机理及微观组织与回弹角度之间的关系进行了研究。虽然国内外对辊弯成形回弹规律以及回弹预测进行了系统深入的研究，但关于辊弯成形过程中微观变形机制的演变的研究相对较少。为了更加清晰地阐述工业纯钛辊弯成形微观变形机理，本研究重点总结了TA2辊弯成形不同阶段的微观组织变化规律，分析了TA2辊弯成形过程中的微观变形机制的演变，为辊弯成形变形行为和宏观力学性能变化研究提供理论依据，同时也为其他密排六方结构(HCP)金属辊弯成形塑性变形机理研究提供参考。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

选用2 mm厚度的退火态商用工业纯钛TA2板材作为研究对象，TA2的化学成分如表1所示。

表1 工业纯钛TA2化学成分

Table 1 Chemical compositions of industrial pure titanium TA2

Fe	C	N	O	Ti
0.08	0.02	<0.01	0.15	Bal.

1.2 实验方法

将TA2沿RD方向裁剪成长度为500 mm，宽度为70 mm的长板作为辊弯成形实验的样品，辊弯成形实验参数见表2，道次数分别对应辊弯成形由0°成形至30°的不同阶段。通过电火花切割的方式在辊弯成形后的V型件的弯角区取10 mm×10 mm的样品进行微观表征实验。

表2 辊弯成形工艺参数

Table 2 Process parameters of roll forming

Stages	0	1	2	3
angle/(°)	0	0-10	10-20	20-30

取辊弯成形4个不同阶段的弯角区样品，并对样品侧面平面进行机械抛光处理，随后进行电解抛光，电解腐蚀剂为体积分数5%高氯酸+34%正丁醇+61%甲醇，电流密度为0.8~1.0 A/m^2，电压20 V，电解时间约为20 s，使用光学显微镜(蔡司)以及配备EBSD系统的扫描电子显微镜(蔡司)，在样品的RD方向横截面进行测试。选取样本的内侧和外侧作为观察区，分别进行金相(OM)组织观察和电子背散射衍射(EBSD)实验，EBSD实验加速电压为20 kV，试样倾斜角度为70°，EBSD主要是基于电子束在倾斜样品表面激发出的菊池带来分析晶粒结构、取向等信息，实验数据采用HKL channel 5进行分析。实验样品如图1所示，样品为辊弯成形角为30°时的状态，A、B为观察区，右侧为A、B辊弯成形过程中产生的应力应变方向，图下方展示了样品坐标和实验台坐标的关系。

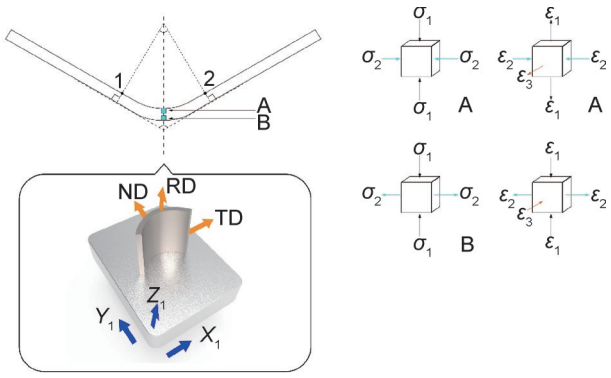


图1 辊弯成形样品观察区及样品坐标系

Fig.1 Observation area of roll forming sample and sample coordinate system

2　结果与分析

2.1　组织形貌分析

图 2 呈现了 TA2 光学显微镜下的原始组织图以及晶粒尺寸的分布柱状图。TA2 的原始组织表现为等轴状的单一 α 相晶粒，其平均晶粒尺寸为（10.60±0.25）μm。值得注意的是，在等轴晶粒之间存在着一些细小晶粒，并且它们呈均匀分布。

图 3 展示了在光学显微镜下观察的 TA2 辊弯成形过程中不同阶段弯角区内侧和外侧的金相组织图。随着成形角度从 0°增加至 10°，材料的塑性变形程度相对较小，在图 3(a)，(b)中未观察到明显的变化。在这个阶段，位错滑移被确定为主要的塑性变形方式。当成形角度进一步增加至 20°时，通过图 3(d)中放大的区域可以观察到 TA2 出现了一定数量的孪晶。同时，在图 3(c)中也观察到了相似的现象，表明在成形角度增加至 20°时，弯角区内侧和外侧均有孪晶形成，表明孪生机制参与调节塑性变形。随着成形角度继续增加至 30°，从图 3(e)中可以看出内侧孪晶的比例显著增加，而在图 3(f)中，外侧孪晶比例并未呈现明显增加的趋势。值得注意的是，整个变形过程中平均晶粒尺寸几乎未发生变化。这些结果表明，辊弯成形过程中成形角度的增加对于弯角区内外侧的孪晶形成具有显著的影响；此外，晶粒形状发生改变而晶粒尺寸对成形全过程变化不敏感。

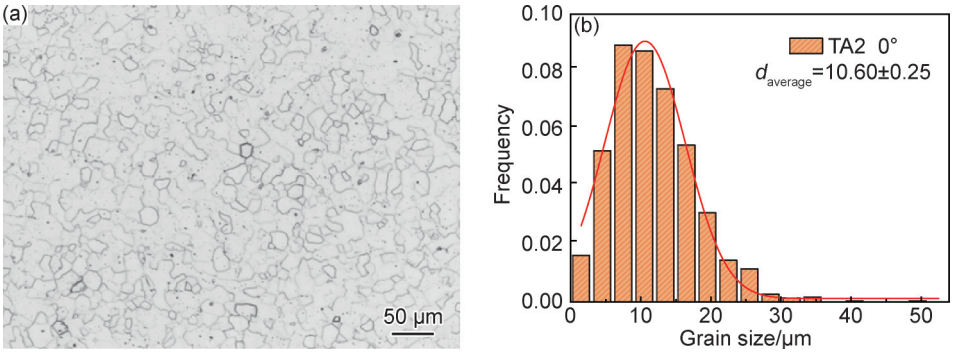


图 2　TA2 板材原始组织形貌图(a)及晶粒尺寸分布(b)

Fig.2　Microstructure morphology(a) and grain size distribution(b) of TA2 sheet

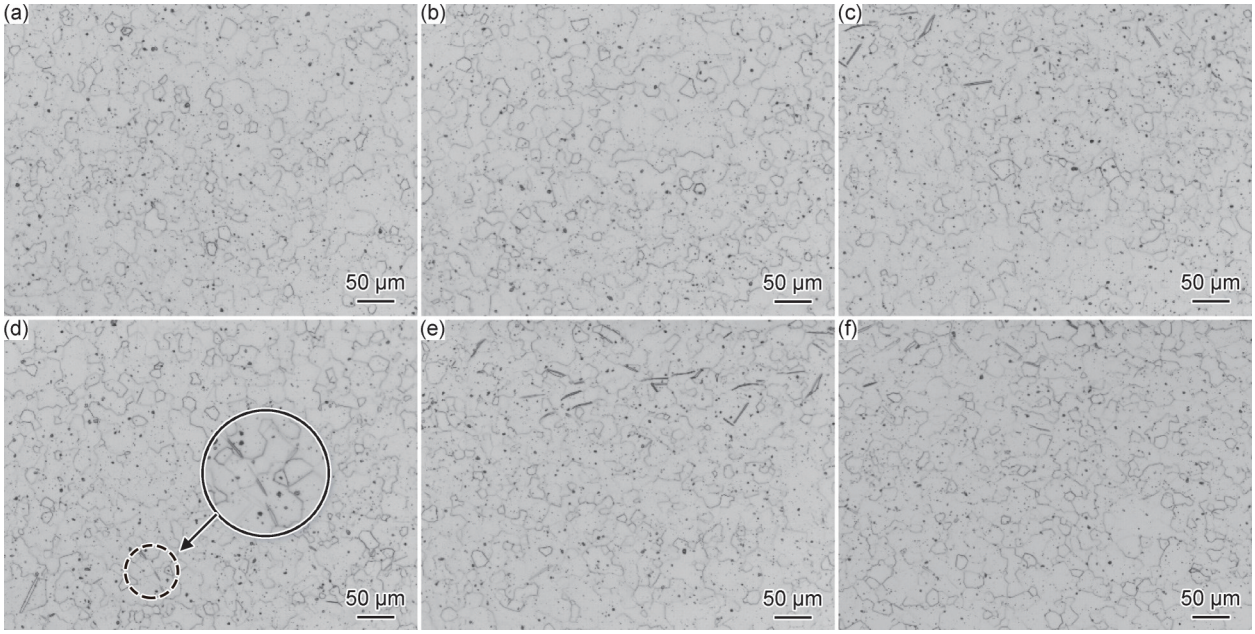


图 3　辊弯成形不同阶段金相组织图

(a)10°内侧；(b)10°外侧；(c)20°内侧；(d)20°外侧孪晶组织(e)30°内侧；(f)30°外侧

Fig.3　Metallographic microstructures at different stages of roll forming

(a)inner edge of 10°; (b)outer adge of 10°; (c)inner edge of 20°; (d)twinned structure captured at outer edge of 20°; (e)inner edge of 30°; (f)outer adge of 30°

2.2 辊弯成形过程中的滑移—孪生机制

图4展示了辊弯成形不同阶段的IPF图。在图 4(a)中可以观察到(0001)取向的晶粒占比较大,存在明显的基面织构,基面织构晶粒的〈c〉轴与RD方向平行[10]。晶粒呈现等轴状,晶粒尺寸较小。图4(b),(d),(f)分别表示TA2辊弯成形至10°、20°、30°3个不同阶段内侧的IPF图。当成形角为10°时,未发现孪生现象,主要的塑性变形方式是位错滑移。晶粒沿ND方向被拉长,但变形不太显著,晶粒尺寸变化不明显,晶粒取向向$(01\bar{1}0)$方向偏转。成形至20°时,从图4(d)中可以明显观察到孪晶,通过channel5软件分析孪晶类型并以孪晶数量占比的方法统计孪晶含量,其中孪晶总含量为3.03%,图5中显示两种孪晶分别为85°的$\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$拉伸孪晶及64°的$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$压缩孪晶,其中$\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$拉伸孪晶占比较大。晶粒形状明显沿ND方向被拉长,与图1中所示的应变方向一致。当成形至30°时,孪晶含量由3.03%增加至6.36%,$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$压缩孪晶比例减小,孪晶主要为$\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$拉伸孪晶。其中还发现了少量约35°的$\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$二次拉伸孪晶,且拉伸孪晶的比例明显增加,晶粒变形更加明显,变形晶粒局部放大图如图4(f)中所示,晶粒取向梯度增大。

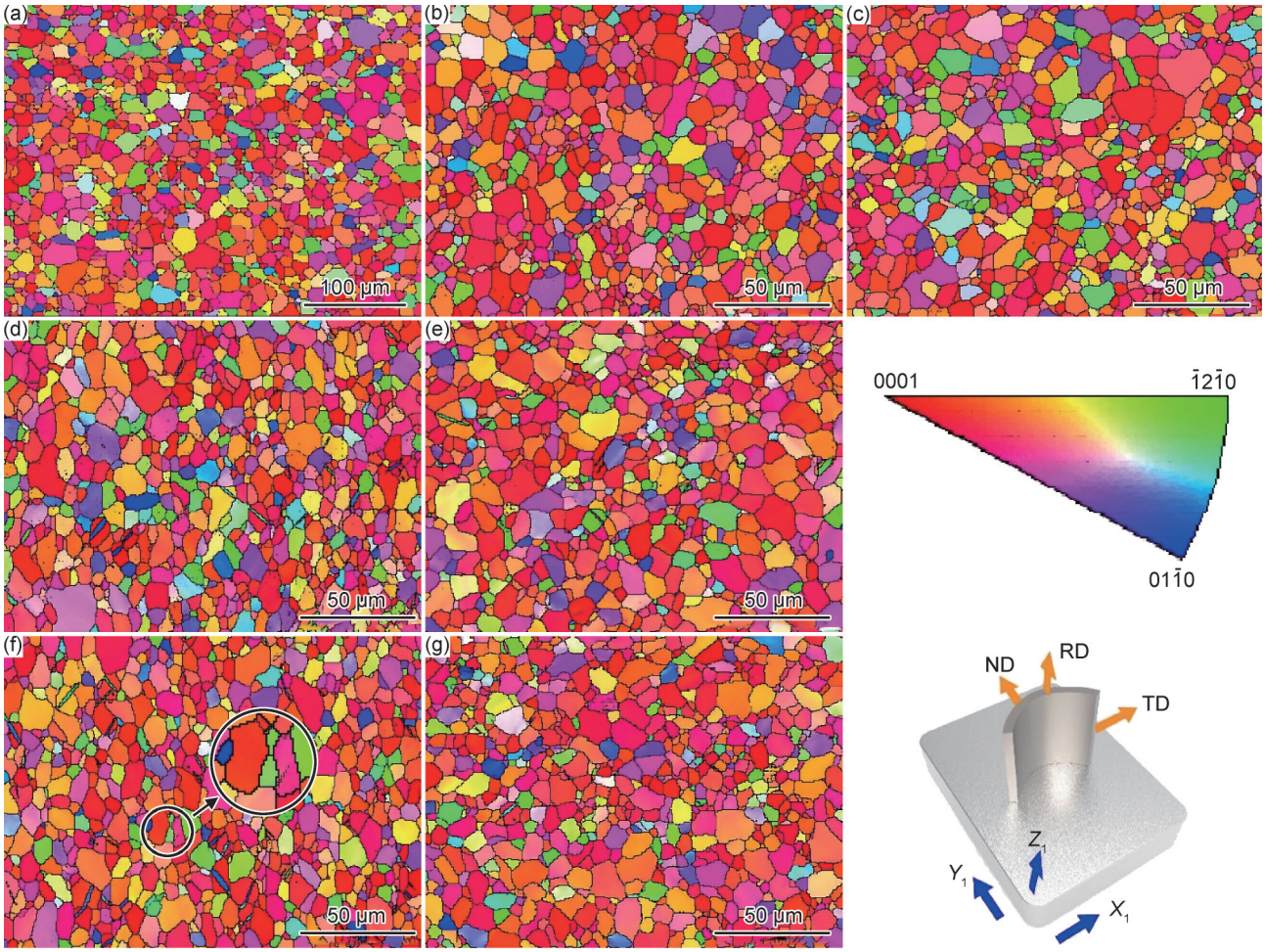


图4 辊弯成形不同阶段IPF图

(a)0°;(b)10°内侧;(c)10°外侧;(d)20°内侧;(e)20°外侧;(f)30°内侧;(g)30°外侧

Fig.4 IPF images at different stages of roll forming

(a)0°;(b)inner edge of 10°;(c)outer adge of 10°;(d)inner edge of 20°;(e)outer edge of 20°;(f)inner edge of 30°;(g)outer adge of 30°

图4(c),(e),(g)为TA2辊弯成形至10°、20°、30°3个不同阶段外侧的晶粒取向图。当TA2从0°成形至10°时,图4(c)中未发现孪生现象,与光学显微镜下观察到的结果一致。部分晶粒沿TD方向被拉长,晶粒尺寸变化不明显。当成形至20°时,孪生变形参与协调塑性变形,孪晶总含量为1.73%,孪晶类型与内侧一致,分别为85°的$\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$拉伸孪晶及64°的$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$压缩孪晶,其中$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$压缩孪晶比例高于内侧。当成形至30°时,孪晶总含量由1.73%增加至1.81%,同时从图4(g)中分析发现孪晶占比增

速明显弱于内侧，孪晶类型分别为$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$压缩孪晶和$\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$拉伸孪晶，晶粒形状沿 TD 方向明显拉长。图 6 显示了弯角区内外侧晶粒变形前后形状及两种孪晶形成过程中的受力示意图。

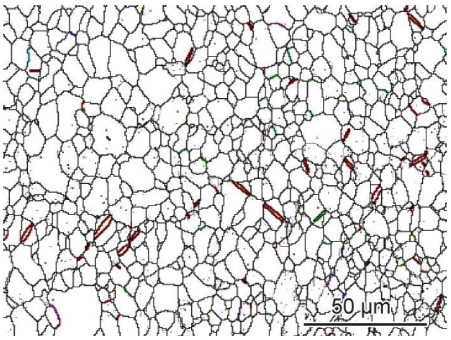


图 5　辊弯成形 20°内侧孪晶界示意图

Fig.5　Schematic diagram of twin boundary within 20° inside roll forming

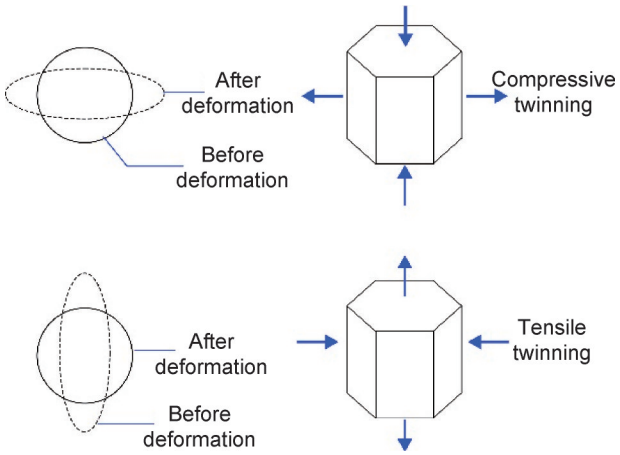


图 6　弯曲截面拉伸孪晶和压缩孪晶形成过程中受力示意图

Fig.6　Schematic diagram of stress distribution during formation process of tensile twinning and compressive twinning in bent cross-section

综上所述，通过对不同成形阶段下 TA2 板材内外侧 IPF 图的对比可以发现：当成形角由 0°增至 10°时，TA2 板材的内外侧均未出现孪生现象。这是因为在这个阶段，塑性变形较小，位错滑移是 TA2 塑性变形的主要方式。随着成形角度增加至 20°，样品的内侧开始出现大量孪晶，主要包括$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶、$\{11\bar{2}2\}$压缩孪晶，以及少量的$\{11\bar{2}1\}$次生孪晶，其中拉伸孪晶占比较大。这是因为$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶的临界分切应力（critical resolved shear stress，CRSS）较小，且在基面织构中是最常见的孪生现象[11]。尽管外侧和内侧的孪晶类型相似，但由于内外侧应力应变方向不同，外侧主要变化为$\{11\bar{2}2\}$压缩孪晶比例的增加。板材继续成形至 30°，在样品的内侧发现了大量$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶，而$\{11\bar{2}2\}$压缩孪晶几乎消失。这主要是因为在辊弯成形过程中，内侧 HCP 结构中$\langle c\rangle$轴方向发生拉伸应变，从而促使拉伸孪晶的形成。同时，外侧由于塑性变形的持续增加，孪晶界发生迁移或转换，导致原有的基体晶粒被孪晶片层替代。一些$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶由于受到$\langle c\rangle$轴方向的压缩而发生退孪生，而$\{11\bar{2}2\}$压缩孪晶的形成受到晶粒尺寸较小的抑制[12]。此外，由于$\{11\bar{2}2\}$压缩孪晶的 CRSS 较大，在塑性变形过程中，$\{11\bar{2}2\}$压缩孪晶的比例增长速率相较于内侧拉伸孪晶体积分数的增长速率较低。在整个辊弯成形过程中，晶粒形状内侧沿 RD 方向被拉长，而外侧沿 TD 方向被拉长。

施密特因子（Schmid facter，SF）可以用来分析滑移系的激活以及它们在不同变形条件下的演变过程，其大小与样品的晶粒取向和应力状态有关，决定了滑移系启动的难易程度[13]。为深入研究不同阶段的塑性变形机制，本工作对 TA2 合金中常见滑移系统的 SF 进行了详细分析，具体分析对象如表 3 所示。

表 3　α-Ti 常见的塑性变形机制

Table 3　Common plastic deformation mechanisms of α-Ti

Deformation mechanism	Slip/twin system	Slip/twin type
Slip	$\{0002\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	$\langle a\rangle$ basal slip
	$\{10\bar{1}0\}\langle 1\bar{2}10\rangle$	$\langle a\rangle$ prismatic slip
	$\{10\bar{1}1\}\langle 1\bar{2}10\rangle$	$\langle a\rangle$ pyramidal slip
	$\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$	$\langle c+a\rangle$ pyramidal slip
	$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$	$\langle c+a\rangle$ pyramidal slip
Twin	$\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$	Tensile twinning
	$\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$	Tensile twinning
	$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$	Compressive twinning

通过对 TA2 原始板材中常见滑移系 SF 值进行统计，如图 7 所示，分析图表中所示平均 SF 值大小及 SF 值在 0.3～0.5 区间所占百分比，可以发现最容易启动的滑移系为$\langle a\rangle$基面滑移系$\{0002\}\langle 11\bar{2}0\rangle$和$\langle a+c\rangle$锥面滑移系$\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$。

对成形不同阶段$\{0002\}\langle 11\bar{2}0\rangle$滑移系和$\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$滑移系的 SF 值进行分析统计，从而得到成形不同阶段塑性变形机制的演变过程，如图 8(a)～(c)所示。随着成形角度增加至 10°、20°和 30°，弯角区内侧基面滑移系 SF 在 0.4～0.5 区间的占比从 48.0% 增加至 53.8%，然后减小至 51.1%。由于 TA2 在辊弯成形至 10°的过程中塑性变形方式为位错滑移，孪生变形没有参与变形，随着变形量的逐渐增大，启动基面滑移系的晶粒占比增加。当成形角增加至 20°时，位错滑移受阻，孪生变形开始协调变形。当继续成形至 30°时，

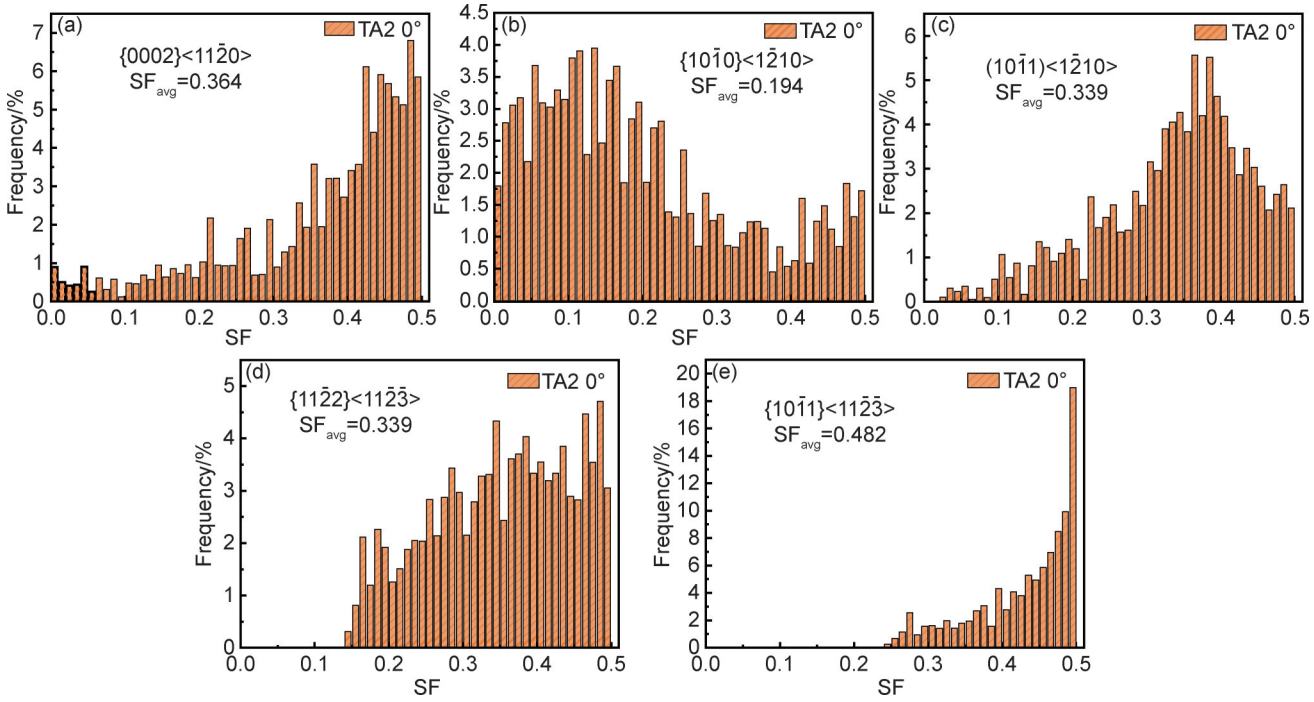


图7 TA2原始板材常见滑移系施密特因子

(a){0002}〈11$\bar{2}$0〉;(b){10$\bar{1}$0}〈1$\bar{2}$10〉;(c){10$\bar{1}$1}〈1$\bar{2}$10〉;(d){11$\bar{2}$2}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉;(e){10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉

Fig.7 Schmid factor for common slip systems in TA2 original sheet material

(a){0002}〈11$\bar{2}$0〉;(b){10$\bar{1}$0}〈1$\bar{2}$10〉;(c){10$\bar{1}$1}〈1$\bar{2}$10〉;(d){11$\bar{2}$2}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉;(e){10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉

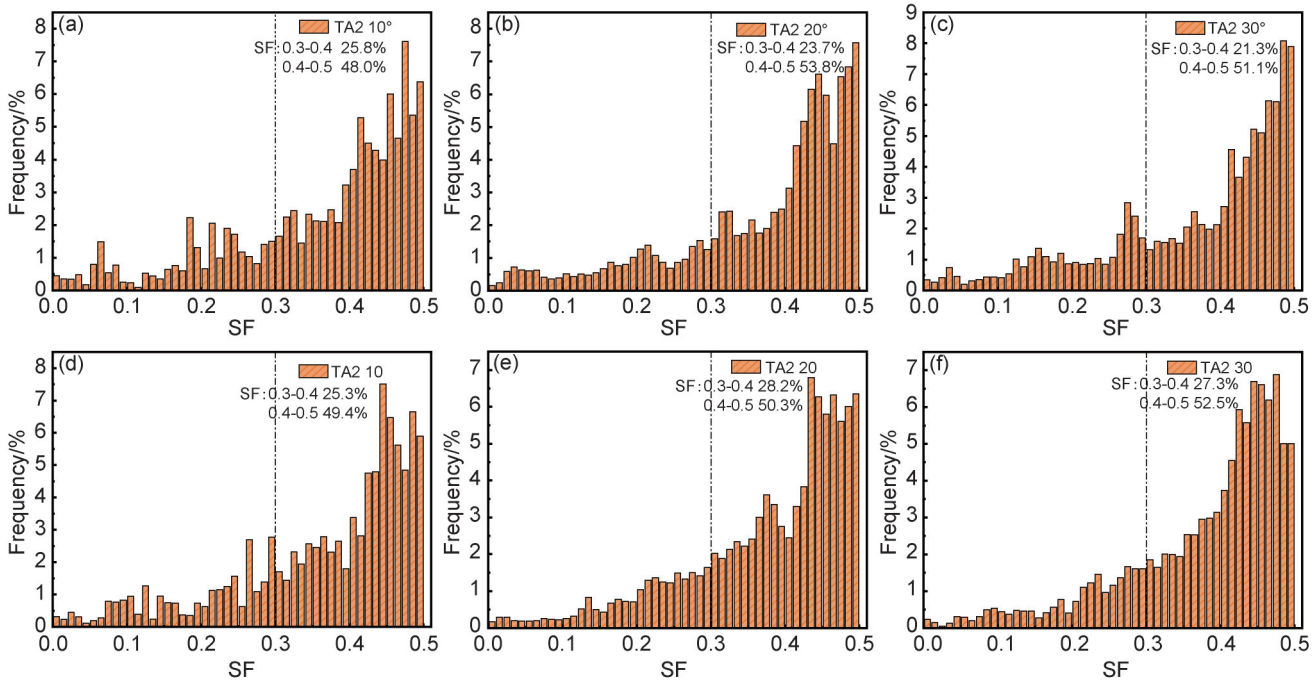


图8 辊弯成形不同阶段{0002}〈11$\bar{2}$0〉基面滑移系SF分布

(a)10°内侧;(b)20°内侧;(c)30°内侧;(d)10°外侧;(e)20°外侧;(f)30°外侧

Fig.8 SF distributions of {0002}〈11$\bar{2}$0〉 basal slip system at different stages of roll forming

(a)inner edge of 10°;(b)inner edge of 20°;(c)inner edge of 30°;(d)outer edge of 10°;(e)outer edge of 20°; (f)outer edge of 30°

由于位错密度接近饱和,位错滑移难以进行,{10$\bar{1}$2}拉伸孪晶体积分数迅速增加,弯角区内侧主要塑性变形方式逐渐变为孪生变形,而基面滑移成为协调变形方式。图8(d)~(f)为弯角区角区外侧SF分布,SF在0.4~0.5区间的占比分别为49.4%、50.3%、52.5%。由于内侧〈*c*〉轴受压,随着变形量的增加,{11$\bar{2}$2}压缩

孪晶体积分数逐渐增加。但由于{11$\bar{2}$2}压缩孪晶的CRSS较大，且受晶粒尺寸效应的抑制作用，{11$\bar{2}$2}压缩孪晶体积分数增长速率小于内侧{10$\bar{1}$2}拉伸孪晶。此时，随着成形角的增加，位错滑移仍为弯角区外侧的主要塑性变形方式，孪生变形为协调变形方式。

针对{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉滑移系SF进行了上述相同的统计分析，如图9所示。图9(a)～(c)展示了成形至10°、20°、30°阶段弯角区内侧{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉的SF分布柱状图，其中0.4～0.5区间的占比分别为65.5%、59.5%、61.8%。这表明在成形至20°时，启动{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉锥面滑移系晶粒的占比下降，但相较于〈*a*〉基面滑移系，锥面滑移系更容易启动，且为孪晶内主要的滑移变形方式。图9(d)～(f)展示了弯角外侧SF的分布情况，其中0.4～0.5区间的占比分别为62.7%、65.3%、70.3%。这表明在成形过程中{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉锥面滑移为弯角区外侧的主要塑性变形方式。

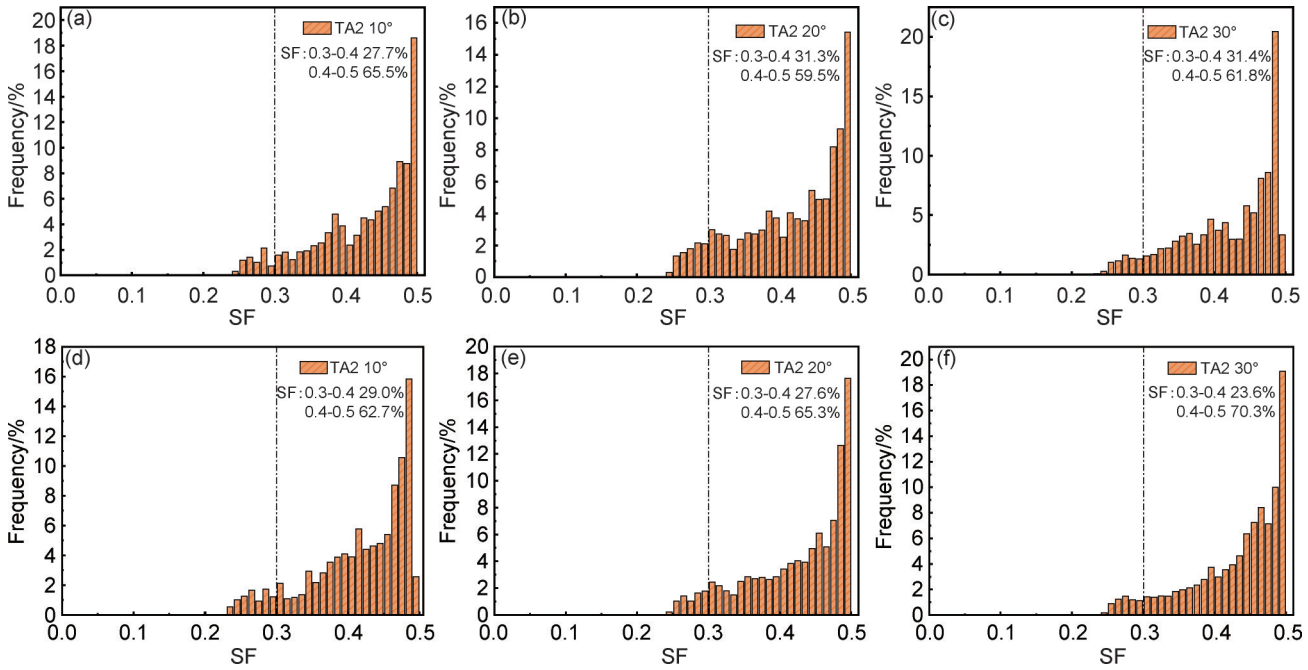


图9　辊弯成形不同阶段{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉锥面滑移系SF分布

(a)10°内侧；(b)20°内侧；(c)30°内侧；(d)10°外侧；(e)20°外侧；(f)30°外侧

Fig.9　SF distributions of {10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉 pyramidal slip system at different stages of roll forming

(a)inner edge of 10°; (b)inner edge of 20°; (c)inner edge of 30°; (d)outer edge of 10°; (e)outer edge of 20°; (f)outer edge of 30°

综上所述，TA2在辊弯成形过程中内侧塑性变形方式以{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉滑移系为主，{0002}〈11$\bar{2}$0〉滑移系滑移协调变形方式逐渐向以{10$\bar{1}$2}拉伸孪晶为主的孪生变形，{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉滑移系及{0002}〈11$\bar{2}$0〉滑移系滑移协调变形转变，随着成形角度逐渐增大，{10$\bar{1}$2}拉伸孪晶密度显著增加；而外侧则是以{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉滑移系为主，{0002}〈11$\bar{2}$0〉滑移系滑移协调变形方式逐渐以{10$\bar{1}$1}〈11$\bar{2}\bar{3}$〉滑移系为主，以{11$\bar{2}$2}压缩孪晶为主的孪生变形和〈*a*〉基面滑移为协调变形方式转变，{11$\bar{2}$2}压缩孪晶密度随成形角度增大缓慢增长。

2.3　辊弯成形过程中晶界塑性变形机制

变形孪晶与位错滑移是α-Ti合金中重要的变形模式。这是因为在HCP金属中，滑移系的数量是有限的[14]。然而，在多晶体中，除了滑移和孪生外，界面也是影响材料塑性变形方式的重要因素。在塑性变形过程中，多晶金属会发生位错的形成、滑移和塞积。通常情况下，位错在晶内的分布是不均匀的，可能存在高位错密度和低位错密度的区域并存。随着变形的进行，位错之间会发生相互作用，导致晶内存在大量位错堆积，并与其他位错相交形成晶界前驱体。同时，晶粒内的亚晶界主要是由位错堆积形成的[15-16]。由于TA2为单一α相，界面作用主要考虑晶界对塑性变形机制的影响

图10显示了辊弯成形不同阶段的晶界取向统计图。图10(a)～(c)展示了弯角区内侧不同成形阶段的晶界取向差图，在成形至10°、20°、30°的过程中，小角度晶界(low-angle grain boundary，LAGBs)(<10°)的占比由21.3%增长至65.9%，然后降低至36.4%。图10(d)～(f)展示了弯角区外侧不同成形阶段的晶界取向差图，在成形至10°、20°、30°的过程中，LAGBs的占比由12.4%增长至54.9%，然后降低至34.0%。由此

可见，辊弯成形的不同阶段，弯角区内外侧的变化规律相近。造成小角度晶界大幅度波动的主要原因是亚晶界（<2°）含量的变化，而室温下亚晶界形成的主要原因是位错堆积形成的位错亚晶界。为了验证对亚晶界含量大幅度波动原因的推测，对成形不同阶段的弯角区内外侧进行了局部取向差（KAM）的表征分析。通过结合晶界取向差的结果以及KAM值和位错密度之间的关系，更加清晰地解释亚晶界含量变化的原因。

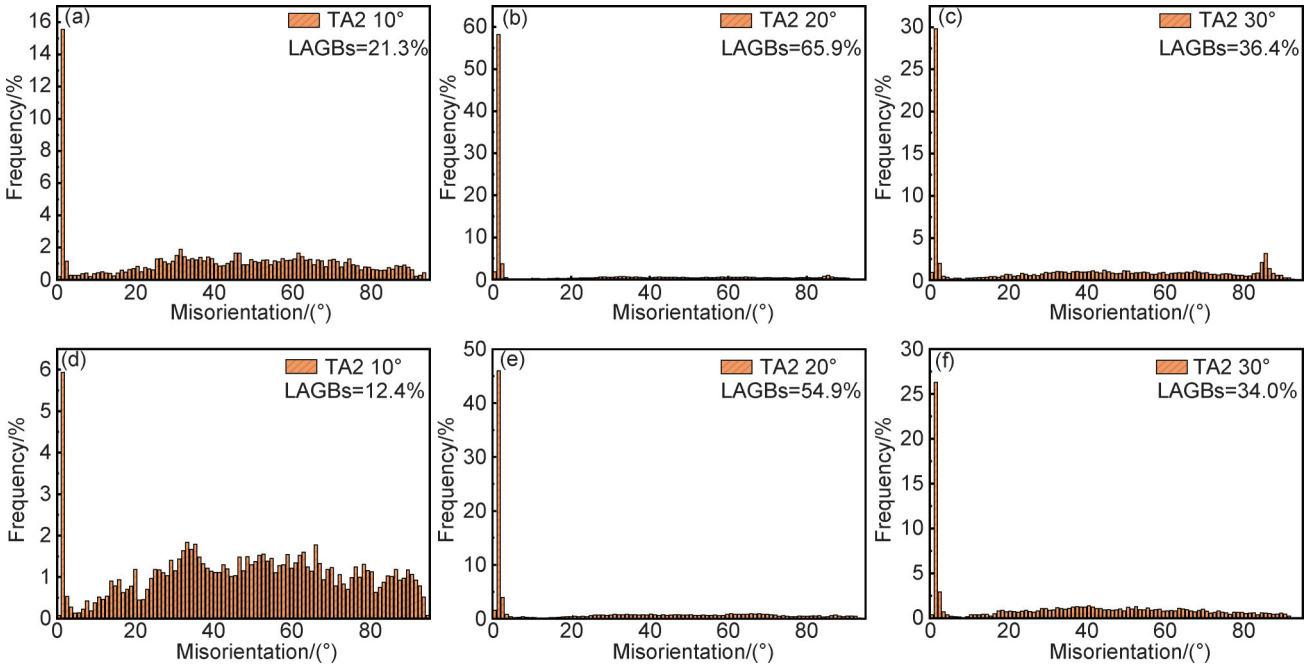


图10 辊弯成形不同阶段的晶界取向统计图

(a)10°内侧；(b)20°内侧；(c)30°内侧；(d)10°外侧；(e)20°外侧；(f)30°外侧

Fig.10 Statistical diagrams of grain boundary orientations at different stages of roll forming

(a)inner edge of 10°; (b)inner edge of 20°; (c)inner edge of 30°; (d)outer edge of 10°; (e)outer edge of 20°; (f)outer edge of 30°

根据位错的存储方式，多晶中的位错群可以分为两种类型：统计存储位错（statistically stored dislocation，SSD）或几何必要位错（geometrically necessary dislocation，GND），SSD是通过相互抵消过程来容纳均匀塑性应变而形成的，而GND则与局部非均质变形产生的塑性应变梯度有关[17]。其中GND在塑性变形中是首先被考虑的，而GND密度（ρ_{GND}）则可以通过EBSD来获取。位错密度是影响材料力学性能及塑性变形微观机制的重要影响因素，材料在塑性变形过程中，在晶界处极易形成位错堆积，当发生非均匀塑性变形时，为维持晶体间变形梯度的连续性，会产生大量的GND，而ρ_{GND}可以通过KAM值计算，估算公式见式（1）[18]：

$$\rho_{GND}\approx\frac{2KAM_{avg}}{\boldsymbol{b}\cdot R} \tag{1}$$

式中：KAM_{avg}为KAM的平均值；$\boldsymbol{b}$为位错的Burgers矢量的大小（HCP Ti为a=0.295 nm，c=0.468 nm）；R为步长，0.5 μm。式（1）中显示ρ_{GND}与KAM平均值成正比关系，位错密度的大小变化规律可以通过KAM值得出。

图11展示了辊弯成形不同阶段的KAM图。在图11（a），（b）中可以观察到，在0°到10°的成形过程中，靠近弯角区外侧最边缘和内侧最边缘的部分开始出现位错堆积。由于弯角区最边缘部分是应变最大的位置，因此位错堆积首先在边缘部分开始。随着成形角度的增加至20°，内外侧的位错密度明显增加。内侧平均KAM值从0.301增加至0.688，外侧平均KAM值从0.198增加至0.550。与此同时，亚晶界含量在这一阶段发生大幅波动，表明亚晶界主要由大量位错堆积而形成的。当成形角度达到30°时，内侧平均KAM值从0.688降至0.444，外侧平均KAM值从0.550降至0.372。Sofinowski等[19]指出，在纯钛板材的拉伸过程中，当应变达到3.5%时，可移动位错密度达到饱和。因此，TA2在拉伸变形过程中存在可移动位错密度饱和的临界值，当TA2成形至20°时，可移动位错密度开始接近饱和。在20°到30°的阶段，由于应变进一步增大，晶粒内部发生位错湮灭和缠结等相互作用，导致部分位错消失。位错亚晶界含量减少，平均位错密度下降。位错缠结会形成少量的位错胞。通过综合分析亚晶界含量的变化规律，可以得出亚晶界含量的变化主要归因于晶粒内部位错密度的变化。与此同时，

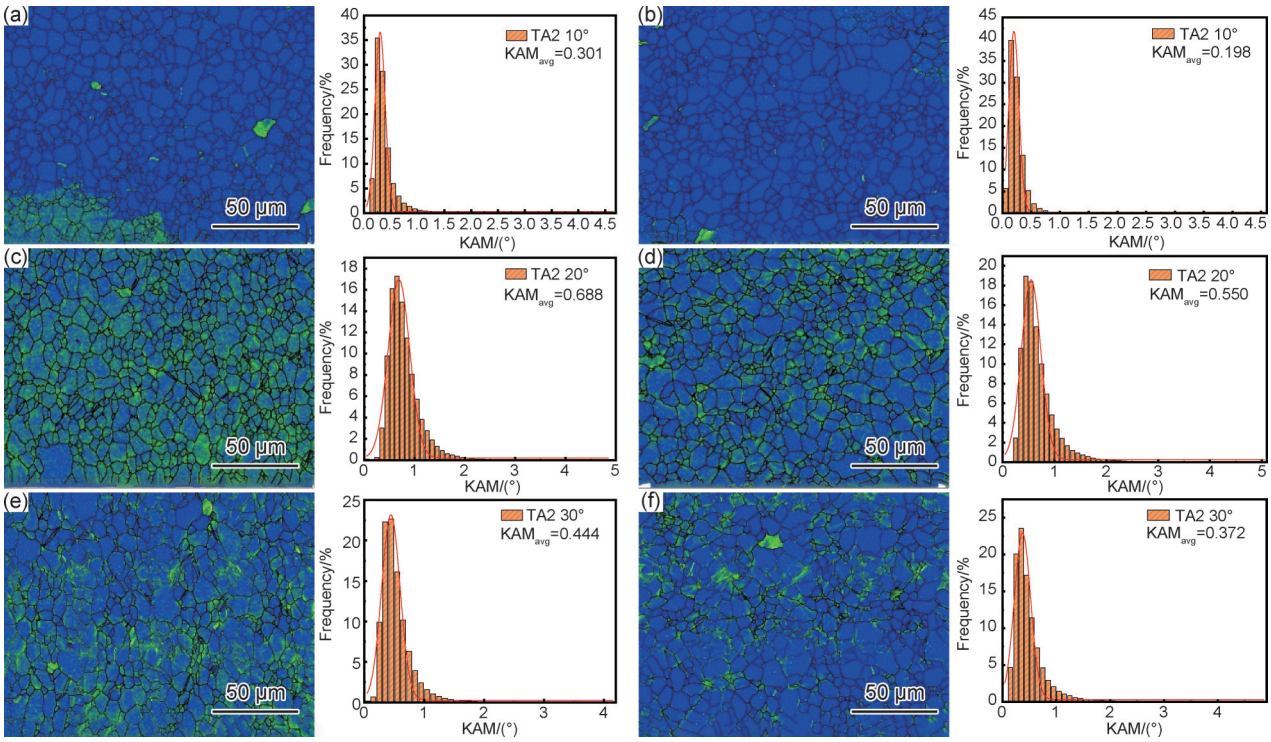


图 11　辊弯成形不同阶段 KAM 图

(a)10°内侧;(b)10°外侧;(c)20°内侧;(d)20°外侧;(e)30°内侧;(f)30°外侧

Fig.11　KAM maps at different stages of roll forming

(a)inner edge of 10°;(b)outer adge of 10°;(c)inner edge of 20°;(d)the outer edge of 20°;(e)inner edge of 30°;(f)outer adge of 30°

亚晶界含量的降低减小了位错滑移的阻碍。

图 12 展示了在不同成形阶段位错密度的变化趋势。内侧位错密度由 2.041(10^{15} m^{-2})增加至 4.664(10^{15} m^{-2})后又减小至 3.010(10^{15} m^{-2}),外侧由 1.342(10^{15} m^{-2})增加至 3.729(10^{15} m^{-2})后又减小至 2.522(10^{15} m^{-2}),这一变化趋势与前述论述相一致,为先前的观点提供了有力的证据。

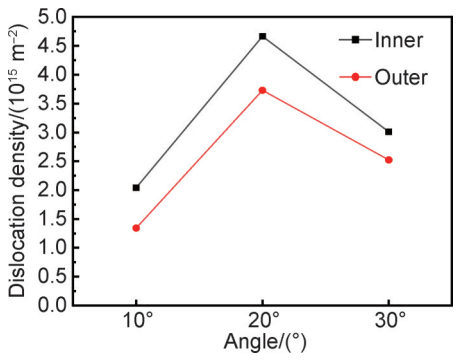


图 12　辊弯成形不同阶段的位错密度

Fig.12　Dislocation density at different stages of roll forming

3　结论

(1)在辊弯成形过程中,TA2 合金表现出的塑性变形方式主要涉及位错滑移和孪生。其中,位错滑移主要以〈a+c〉锥面滑移系{$10\bar{1}1$}〈$11\bar{2}\bar{3}$〉为主导,而〈a〉基面滑移系{0002}〈$11\bar{2}0$〉为协同变形方式。而孪生变形方式在内外侧呈现差异。在内侧,主要以约 85°{$10\bar{1}2$}拉伸孪晶为主导,而在外侧则主要以约 64°{$11\bar{2}2$}压缩孪晶为主。

(2)在 0°至 10°的成形阶段,TA2 内外侧的塑性变形方式均为位错滑移。当成形达到 20°时,由于外侧〈c〉轴受压,导致{$10\bar{1}2$}拉伸孪晶较少,同时{$11\bar{2}2$}压缩孪晶的 CRSS 较大,因此孪晶总含量相对较低,主要的塑性变形方式仍然是位错滑移,而孪生变形则为协调变形方式;在内侧,由于〈c〉轴受拉,变形过程中可移动位错密度接近饱和,滑移受阻,产生大量{$10\bar{1}2$}拉伸孪晶,孪晶含量迅速增加,主要的变形方式逐渐向孪生变形过渡,而滑移成为协调变形方式。

(3)TA2 在 0°成形至 20°时,位错密度增加,位错在晶粒内部发生滑移和堆积,晶内形成大量位错亚晶界,20°成形至 30°时,可移动位错密度接近饱和,由于位错湮灭和缠结作用,位错消失,部分晶粒内由于位错缠结作用形成位错胞,平均位错密度下降,位错亚晶界含量降低,晶内位错滑移阻力减小。

参考文献

[1] WON J W, LEE J H, JEONG J S, et al. High strength and ductility of pure titanium *via* twin-structure control using cryogenic deformation[J]. Scripta Materialia, 2020, 178: 94-98.

[2] 刘伟, 张耀斌, 侯振杰. 钛及钛合金管材轧制工艺研究现状[J]. 金属世界, 2019(6): 5-7.
LIU W, ZHANG Y B, HOU Z J. Research status of Ti and Ti alloy pipe rolling technology[J]. Metal World, 2019(6): 5-7.

[3] XU S, TOTH L S, SCHUMAN C, et al. Dislocation mediated variant selection for secondary twinning in compression of pure titanium [J]. Acta Materialia, 2017, 124: 59-70.

[4] BADR O M, ROLFE B, ZHANG P, et al. Applying a new constitutive model to analyse the springback behaviour of titanium in bending and roll forming [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2017, 128/129: 389-400.

[5] 韩飞, 穆思超, 李姝. QP980高强钢在辊弯成形中的循环塑性行为和回弹预测[J]. 材料工程, 2025, 53(9): 146-154.
HAN F, MU S C, LI S. Cyclic plastic behavior and springback prediction of QP980 high strength steel in roll forming [J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(9): 146-154.

[6] MA Z W, TONG G Q, CHEN F, et al. Grain size effect on springback behavior in bending of Ti-2.5Al-1.5Mn foils [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 224: 11-17.

[7] NING F K, ZHOU X, LE Q C, et al. Investigation of microstructure and texture during continuous bending of rolled AZ31 sheet by experiment and FEM[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8(6): 6232-6243.

[8] TSUKAMOTO G, KUNIEDA T, MITSUHARA M, et al. Effect of twinning deformation on work hardening in commercially pure titanium[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 840: 142907.

[9] 韩飞, 辛柏朴, 孟伊帆. TA2纯钛板辊弯成形回弹显微机理分析[J]. 塑性工程学报, 2023, 30(2): 26-33.
HAN F, XIN B P, MENG Y F. Microscopic mechanism analysis of roll forming springback of TA2 pure titanium sheet [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30(2): 26-33.

[10] 陶智君, 李恒, 马俊, 等. 商业纯钛拉压塑性变形行为与机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(9): 2470-2475.
TAO Z J, LI H, MA J, et al. Plastic deformation behavior and mechanisms of commercial pure titanium under tension and compression[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(9): 2470-2475.

[11] LUO J R, SONG X, ZHUANG L Z, et al. Twinning behavior of a basal textured commercially pure titanium alloy TA2 at ambient and cryogenic temperatures [J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2016, 23(1): 74-77.

[12] SOMEKAWA H, MUKAI T. Hall-Petch relation for deformation twinning in solid solution magnesium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 561: 378-385.

[13] ZENG Z P, ZHANG Y S, JONSSON S. Microstructure and texture evolution of commercial pure titanium deformed at elevated temperatures [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 513: 83-90.

[14] WON J W, PARK C H, HONG S G, et al. Deformation anisotropy and associated mechanisms in rolling textured high purity titanium[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 651: 245-254.

[15] ZHAO Z P, ZHU G M, KANG Y L, et al. Analysis of the formation of sub-grain boundaries in commercially pure titanium compressed at elevated temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 771: 138680.

[16] ZHEREBTSOV S V, DYAKONOV G S, SALEM A A, et al. Evolution of grain and subgrain structure during cold rolling of commercial-purity titanium [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(9): 3474-3479.

[17] WANG N, CHEN Y N, WU G, et al. Non-equivalence contribution of geometrically necessary dislocation and statistically stored dislocation in work-hardened metals[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 836: 142728.

[18] XIN C, WANG Q, REN J Q, et al. Plastic deformation mechanism and slip transmission behavior of commercially pure Ti during *in situ* tensile deformation[J]. Metals, 2022, 12(5): 721.

[19] SOFINOWSKI K, ŠMÍD M, VAN PETEGEM S, et al. *In situ* characterization of work hardening and springback in grade 2 α-titanium under tensile load[J]. Acta Materialia, 2019, 181: 87-98.

基金项目: 北京市自然科学基金-市教委联合资助项目(KZ201910009011); 北京市属高校高水平教师队伍建设长城学者培养计划(CIT&TCD20190306); 北方工业大学毓杰团队支持计划(107051360023XN075-11); 北方工业大学有组织科研项目(110051360023XN278-10); 国家自然科学基金项目(51074204)

收稿日期: 2023-11-14; **录用日期**: 2024-01-22

通讯作者: 韩飞(1977—), 男, 教授, 博士, 主要从事辊弯成形工艺研究, 联系地址: 北京市石景山区晋元庄路5号北方工业大学机械与材料工程学院(100144), E-mail: hanfei@ncut.edu.cn

(本文责编: 齐书涵)