

## 身管径向精锻锻后织构分析及性能各向异性研究

徐笑, 樊黎霞, 王亚平, 董晓彬  
(南京理工大学 机械工程学院, 南京 210094)

**摘要:** **目的** 从细观尺度,研究某30SiMn2MoVA材料5.8 mm口径身管径向精锻成形的锻后性能。**方法** 通过X射线衍射(XRD)实验分析了锻后身管,绘制了极图和取向分布函数(ODF)图,最后利用分析所得主要织构成分,基于广义胡克定律和Schmid定律研究了锻后弹性模量和屈服强度的各向异性,并与实验结果进行了对比。**结果** 锻后身管材料存在纤维织构,主要织构成分为 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ ,次要织构成分为 $\{111\}\langle11\bar{0}\rangle$ ;这两种织构成分对锻后弹性各向异性没有影响,但主要织构成分使得锻后屈服强度具有各向异性。**结论** 身管径向精锻工艺,使得材料屈服强度存在从轧向至横向逐渐降低的各向异性。

**关键词:** 身管径向锻造; 织构分析; 各向异性

**DOI:** 10.3969/j.issn.1674-6457.2016.02.004

**中图分类号:** TG316.1\*92

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1674-6457(2016)02-0015-07

### Texture Component of Barrel after Radial Forging and the Aeolotropism of Material Property after Forging

XU Xiao, FAN Li-xia, WANG Ya-ping, DONG Xiao-bin

(School of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

**ABSTRACT:** In order to study the properties of 30SiMn2MoVA 5.8 mm-caliber barrel after radial forging in meso-scale, XRD experiment was used to analyze the barrel after forging to draw pole figures and orientation distribution function (ODF) figures. At last, on the basis of texture component we had analyzed, Hooke law and Schmid law were used to analyze the effects of main texture component on barrel material' s modulus of elasticity aeolotropism and yield strength aeolotropism. Then, the results were compared with experiment. The barrel after forging existed fiber textures, the main texture was  $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$  and the secondary texture was  $\{111\}\langle11\bar{0}\rangle$ . These two textures had no effects on barrel material' s modulus of elasticity aeolotropism, but the main texture made the phenomenon of yield strength aeolotropism on barrel after forging. Radial forging of barrel made the yield strength of material reducing gradually from rolling direction to lateral direction.

**KEY WORDS:** radial forging of barrel; research of texture; aeolotropism

身管径向锻造是一种多次局部锻打的过程<sup>[1]</sup>。材料学上认为,金属材料是由大量的晶粒组成的,多晶体金属材料在锻造加工过程中会发生晶粒取向的变化。当在某一取向上晶粒较为聚集时,这种晶粒的择优取向称为织构。织构的产生会使得多晶体材料的

力学性能产生变化,发生各向异性现象。H. J.Bunge提出织构影响材料性能的比例达到了20%~50%之高<sup>[2]</sup>。这就为研究身管锻后性能提供了新思路,也就是以细观织构去研究宏观锻后材料性能的各向异性行为。在板材冲压领域已有类似先进的研究,马全仓等人根

收稿日期: 2016-01-07

作者简介: 徐笑(1989—),男,陕西汉中,人,硕士生,主攻身管径向精锻塑性有限元分析和细观结构分析。

通讯作者: 樊黎霞(1968—),女,浙江缙云人,博士,教授,主要研究方向为先进工艺及设备、加工模拟及模具、工艺参数优化设计、CAE。

据取向、织构和简单的滑移理论预测了3104铝合金板的初始塑性应变比,并且计算结果与实测值变化趋势一致<sup>[3]</sup>。ASARO等人首先利用弹塑性多晶体模拟了在不同路径的应力和应变下面心立方的变形织构<sup>[4]</sup>。BALASUBRMANIAN等人研究了多晶体塑性有限元在优化深冲工艺中应用的可行性<sup>[5]</sup>。ZHOU等人用晶体塑性有限元研究了面心立方材料深冲制耳与织构的关系<sup>[6]</sup>。SHIN等人应用晶体塑性有限元对铁素体不锈钢板的表面粗糙现象做了模拟研究<sup>[7]</sup>。

本文对径向精锻加工后的30SiMn2MoVA材料身管的微观织构成分进行分析,并通过分析结果对锻后弹性模型和屈服强度的各项异性进行预测。该研究以微观织构角度分析锻后性能的各向异性,对从本质上分析锻后身管材料性能具有实际意义。

## 1 X射线衍射实验及分析

X射线衍射实验是一种常用的确定晶体材料内部结构或形态等信息的研究方法。试样的制备与实验结果的准确性有很大的关系,实验从锻后身管中使用线切割方法切割出尺寸为10 mm × 10 mm × 3 mm的试样,如图1所示。经过超声波震荡清洗仪结合酒精溶液清洗,并在干燥环境中多次打磨后制备成如图2所示试样。

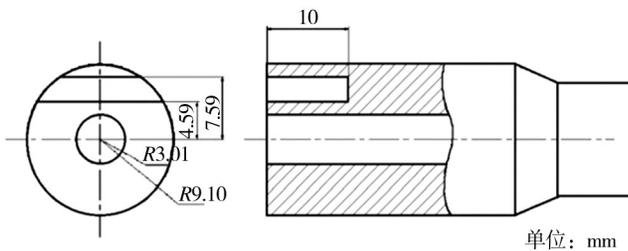


图1 XRD试样切割图

Fig.1 The cutting of XRD experimental sample

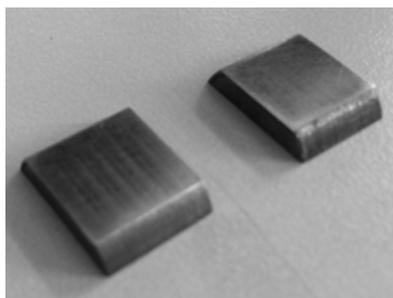


图2 XRD实验试样

Fig.2 XRD experimental sample

实验完成后得到锻后30SiMn2MoVA材料的衍射

图谱和不同方向上的不全极图衍射数据。使用Jade软件进行分析得到材料物相信息,再导入Multex软件中分析计算后可以得到极图和ODF图。轧制厚度(ND)方向即{100}极图和{111}极图如图3所示。

选用 $\varphi_1$ 视角,以横坐标为 $\varphi_2$ 方向,纵坐标为 $\theta$ 方向,在 $\varphi_1$ 方向上以 $5^\circ$ 为间隔绘制ODF图,如图4所示。由于身管的材料为30SiMn2MoVA,属于体心立方(BCC)晶体,在冷加工变形中, $\alpha$ 、 $\gamma$ 、 $\eta$ 三条线上存在着体心立方的重要取向线。从图4可以看出,在体心立方中重要取向线 $\alpha$ 取向线上( $0^\circ$ ,  $54.7^\circ$ ,  $45^\circ$ )附近以及 $\gamma$ 取向线上( $90^\circ$ ,  $54.7^\circ$ ,  $45^\circ$ )处有织构集中,所以判定这2个位置有织构生成,将这2个位置的织构转化为密勒指数法表示,分别为 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 和 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ 织构。

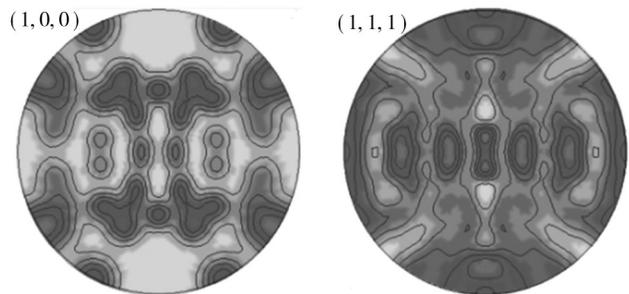


图3 锻后身管材料极图

Fig.3 Pole figures of barrel's material after radial forging

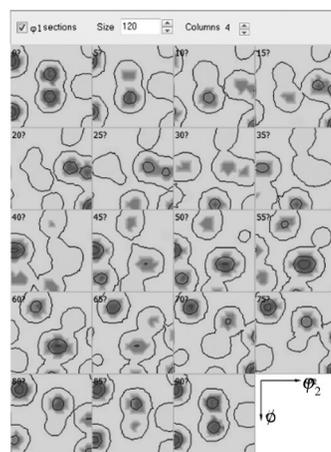


图4 锻后身管材料ODF图

Fig.4 ODF figures of barrel's material after radial forging

## 2 织构对锻后弹性模量各向异性的影响

各向异性是晶体的一个重要特性,在不同的方向上,工程弹性参数也取不同的量值,形成一个取向的分布,这就是所谓的弹性各向异性。

体心立方晶体指定方向弹性模量的一般表达式为<sup>[8]</sup>:

$$E^{-1} = s_{11} - 2 \left[ (s_{11} - s_{12}) - \frac{1}{2}s_{44} \right] (R_2^2 R_3^2 + R_1^2 R_3^2 + R_1^2 R_2^2) \quad (1)$$

在晶体学中,一般以晶向指数 $[HKL]$ 和晶面指数 $(hkl)$ 来表示指定的晶向指数或晶面。指定晶向 $[HKL]$ 对晶轴坐标轴的方向余弦,可以根据晶面间夹角余弦的公式给出:

$$\cos \delta = \frac{Hh + Kk + Ll}{\sqrt{(H^2 + K^2 + L^2)(h^2 + k^2 + l^2)}} \quad (2)$$

$$\begin{cases} R_1 = H / \sqrt{H^2 + K^2 + L^2} \\ R_2 = K / \sqrt{H^2 + K^2 + L^2} \\ R_3 = L / \sqrt{H^2 + K^2 + L^2} \end{cases} \quad (3)$$

根据一般立体几何的知识,同一晶面上的任意晶向均与该晶面的法向垂直,所以指定晶面 $(hkl)$ 与面内诸晶向对应的晶面 $(HKL)$ 之间,满足下列关系:

$$Hh + Kk + Ll = 0 \quad (4)$$

对 $(111)$ 面,有:

$$H + K + L = 0 \quad (5)$$

可得:

$$R_2^2 R_1^2 + R_1^2 R_3^2 + R_1^2 R_2^2 = \frac{H^2 K^2 + K^2 L^2 + L^2 H^2}{(H^2 + K^2 + L^2)^2} = \frac{1}{4} \quad (6)$$

于是式(1)化为:

$$E^{-1} = s_{11} - 2 \left[ (s_{11} - s_{12}) - \frac{1}{2}s_{44} \right] \quad (7)$$

式(7)中不含方向因子,故弹性模量与取向无关, $(111)$ 面为各向同性面,所以 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 和 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ 织构对30SiMn2MoVA材料的锻后弹性各项异性没有影响。

### 3 主要织构对锻后屈服强度各向异性的影响

#### 3.1 单晶近似Schmid因子法

在分析织构屈服强度的各项异性时,单晶近似的Schmid因子法<sup>[9]</sup>是一种常用的理论工具。该方法的基本原理是将多晶体材料当作一个拥有单组份织构的单晶来处理,所以该理论下的多晶体材料的所有晶粒的位向完全相同。根据Nack等人<sup>[10]</sup>的研究,此时单组份织构材料沿 $\alpha$ 取向的拉伸屈服强度应为:

$$\sigma_s(\alpha) = \frac{\tau_c}{\eta_{smax}(\alpha)} \quad (8)$$

式中: $\eta_{smax}(\alpha)$ 为计算所得12个Schmid因子 $\eta_s(\alpha)$ 中的最大值; $\tau_c$ 为试样材料的临界分切应力。

XRD实验所得极图的织构密度中可以发现, $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 是织构中强度最大的主要织构,所以认为 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 织构为身管材料30SiMn2MoVA锻后生成的主要织构成分。

图5为具有 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 单组份织构的材料晶体学取向与材料试样宏观取向之间关系图。体心立方晶体材料总共有48个滑移系,其中包括12个 $\{112\}\langle111\rangle$ 滑移系,24个 $\{123\}\langle111\rangle$ 滑移系和12个 $\{100\}\langle111\rangle$ 滑移系。Kothari<sup>[11]</sup>的研究表明, $\{123\}\langle111\rangle$ 的24个滑移系在冷塑性变形中一般不会开动,所以本文研究剩下的24个滑移系。计算出主要织构成分 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 在这24个滑移系的Schmid因子 $\eta_s(\alpha)$ 大小,具体方法如下所示:

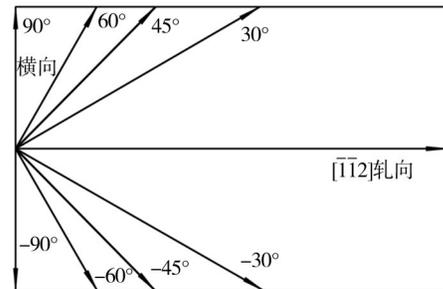


图5 晶体取向与试样宏观取向的关系

Fig.5 The relation of orientation of the grain and macroscopical orientation

$$\eta_s(\alpha) = \cos \alpha \cos \beta \quad (9)$$

$$\cos \alpha = \left[ \left( (-\cos \varphi - \sqrt{3} \sin \varphi)h + (-\cos \varphi + \frac{\sqrt{3}}{3} \sin \varphi)k + 2\cos \varphi \right) \cdot \left[ (-\cos \varphi - \sqrt{3} \sin \varphi)^2 + (-\cos \varphi + \frac{\sqrt{3}}{3} \sin \varphi)^2 + (2\cos \varphi)^2 \right]^{-\frac{1}{2}} (\sqrt{h^2 + k^2 + l^2})^{-\frac{1}{2}} \right] \quad (10)$$

$$\cos \beta = \left[ \left( (-\cos \varphi - \sqrt{3} \sin \varphi)u + (-\cos \varphi + \frac{\sqrt{3}}{3} \sin \varphi)v + 2\cos \varphi \right) \cdot \left[ (-\cos \varphi - \sqrt{3} \sin \varphi)^2 + (-\cos \varphi + \frac{\sqrt{3}}{3} \sin \varphi)^2 + (2\cos \varphi)^2 \right]^{-\frac{1}{2}} (\sqrt{u^2 + v^2 + w^2})^{-\frac{1}{2}} \right] \quad (11)$$

其中: $\varphi$ 为取向角与轧向夹角, $(hkl)[uvw]$ 代表滑移系。

依据上述公式计算单晶近似 Schmid 因子,结果如表 1 所示。

表 1 主要织构为  $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$  织构时不同方向 24 个滑移系的 Schmid 因子

Table 1 The Schmid factor of 24 slip systems in different directions as the main texture of  $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$

滑移系 面方向	取向角/(°)								
	0	30	45	60	90	-30	-45	-60	-90
11211 $\bar{\bar{1}}$	0.314	0.086	0.033	0.157	0.377	0.471	0.364	0.0	0.377
$\bar{1}$ 1211 $\bar{\bar{1}}$	0.314	0.150	0.074	0.0	0.094	0.471	0.449	0.236	0.094
1 $\bar{1}$ 211 $\bar{\bar{1}}$	0.314	0.214	0.152	0.079	0.094	0.33	0.218	0.0	0.943
112 $\bar{1}$ 11	0.0	0.236	0.324	0.393	0.377	0.33	0.426	0.236	0.377
211 $\bar{1}$ 11	0.079	0.214	0.269	0.314	0.330	0.094	0.129	0.0	0.330
2 $\bar{1}$ 1111	0.0	0.150	0.230	0.314	0.471	0.094	0.013	0.236	0.471
21 $\bar{1}$ 11 $\bar{\bar{1}}$	0.157	0.086	0.201	0.314	0.471	0.377	0.329	0.0	0.471
211 $\bar{1}$ 1 $\bar{\bar{1}}$	0.393	0.236	0.129	0.0	0.330	0.377	0.151	0.236	0.330
12111 $\bar{\bar{1}}$	0.079	0.086	0.056	0.0	0.236	0.094	0.298	0.471	0.236
1 $\bar{2}$ 111 $\bar{\bar{1}}$	0.157	0.171	0.168	0.157	0.094	0.094	0.036	0.0	0.094
12 $\bar{1}$ 111	0.0	0.086	0.095	0.079	0.094	0.236	0.413	0.471	0.094
121 $\bar{1}$ 11	0.393	0.429	0.420	0.393	0.236	0.236	0.089	0.0	0.236
1101 $\bar{1}$ 1	0.272	0.371	0.398	0.408	0.327	0.082	0.023	0.0	0.327
11011 $\bar{\bar{1}}$	0.272	0.186	0.107	0.0	0.327	0.163	0.085	0.408	0.327
1 $\bar{1}$ 0111	0.0	0.037	0.078	0.136	0.327	0.082	0.231	0.408	0.327
1 $\bar{1}$ 011 $\bar{\bar{1}}$	0.0	0.148	0.213	0.272	0.327	0.163	0.169	0.0	0.327
01111 $\bar{\bar{1}}$	0.272	0.148	0.078	0.0	0.163	0.327	0.231	0.0	0.163
01111 $\bar{\bar{1}}$	0.136	0.037	0.010	0.0	0.082	0.327	0.431	0.408	0.082
011 $\bar{1}$ 111	0.0	0.186	0.241	0.272	0.163	0.327	0.484	0.408	0.163
011 $\bar{1}$ 1 $\bar{\bar{1}}$	0.408	0.371	0.330	0.272	0.082	0.327	0.177	0.0	0.082
1011 $\bar{1}$ 1	0.136	0.0	0.068	0.136	0.245	0.245	0.200	0.0	0.245
10111 $\bar{\bar{1}}$	0.272	0.0	0.135	0.272	0.490	0.490	0.400	0.0	0.490
101 $\bar{1}$ 111	0.0	0.223	0.320	0.408	0.490	0.245	0.253	0.0	0.490
101 $\bar{1}$ 1 $\bar{\bar{1}}$	0.408	0.223	0.117	0.0	0.245	0.490	0.346	0.0	0.245

将每个取向中施密特因子的最大值提取出来,可得取向角为  $0^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $-30^\circ$ ,  $-45^\circ$ ,  $-60^\circ$ ,  $-90^\circ$  时,对应最大施密特因子分别为 0.408, 0.429, 0.420, 0.408, 0.471, 0.471, 0.484, 0.471, 0.471。

在式(8)中的材料的临界分切应力是材料的秉性。材料屈服临界分切应力一般的测量方法为两种:第 1 种为实验法,通过单晶压缩实验获得,但是单晶制备条件有很大的限制,合金单晶制备非常困难;第 2 种方法为多晶体塑性有限元材料拟合法,依靠现有的材料力学属性,通过拟合实验曲线来预测材料屈服临界分切应力,此方法成本小、速度快且计算精度在可接受范围内。文本采用塑性有限元模拟身管材料拉

伸实验,并用模拟结果来拟合实验应力-应变曲线,从而得到材料硬化模型所需材料参数。

采用 ABAQUS 软件进行塑性有限元模拟,ABAQUS 拥有强大的用户自定义材料 Fortran 程序接口 UMAT,利用该子程序可以真正由用户自己编译程序来定义材料的力学行为。采用 Huang<sup>[12]</sup>的 UMAT 程序框架和 Peirce 硬化模型<sup>[13]</sup>。

模型的尺寸与实验拉伸试样相同。试样模型为长 100 mm,外径 14.5 mm,内径 5.75 mm 的空心轴对称圆柱体的 1/4 模型,如图 6 所示。



图 6 塑性有限元模拟拉伸实验

Fig.6 The simulation of tension test with the crystal plasticity finite element method

进行多次的模拟结合经验,得到一组材料参数模型,其应力-应变曲线与真实应力-应变曲线十分吻合,模拟结果与实验测量曲线对比如图 7 所示。

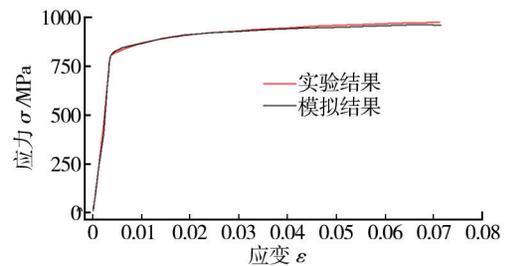


图 7 模拟和实验得到的应力-应变曲线

Fig.7 The stress-strain curve of simulation and experiment

拟合所得临界剪切应力  $\tau_0$  为 375 MPa。在表(2)中选取每个取向角中值最大的施密特因子,带入式(8)中,计算出不同取向拉伸屈服强度,并绘制出单晶近似 Schmid 因子法得到的  $\sigma_{s, \text{单晶}}(\alpha)$  与  $\alpha$  的关系曲线,如图 8 所示。

### 3.2 双晶近似 Schmid 因子法

杨进提出了一种新的双晶近似 Schmid 因子法,克服了单晶假设并且考虑到了晶界,该方法能更好地解释实验结果<sup>[14]</sup>。设  $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$  单组份织构材料中任意一个晶粒与轧制方向  $\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$  成  $\alpha$  角的晶向指数为  $[u(\alpha)v(\alpha)w(\alpha)]$ , 满足织构条件,因此有:

$$[u(\alpha)v(\alpha)w(\alpha)] \cdot [111] = 0 \quad (12)$$

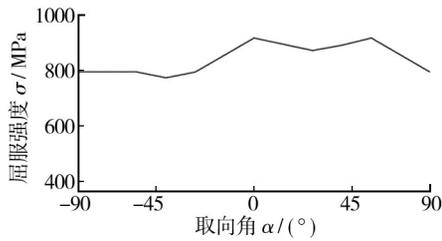


图8  $\sigma_{s, \text{单晶}}(\alpha)$ 屈服强度与 $\alpha$ 取向角的关系  
Fig.8 The curve of  $\sigma_{s, \text{单晶}}(\alpha)$ - $\alpha$

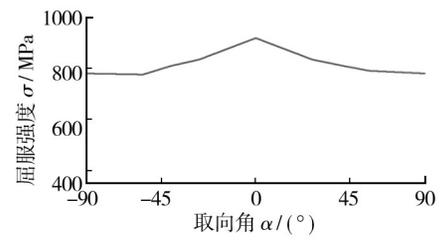


图9  $\sigma_{s, \text{双晶}}(\alpha)$ 与 $\alpha$ 的关系曲线  
Fig.9 The curve of  $\sigma_{s, \text{双晶}}(\alpha)$ - $\alpha$

$$\cos[uvw][\bar{1}\bar{1}2] = \cos \alpha = \frac{(-u - v + 2w)}{\sqrt{(u^2 + v^2 + w^2)}}\sqrt{6} \quad (13)$$

解上两式组成的方程组发现 $[u(\alpha)v(\alpha)w(\alpha)]$ 拥有2个解,分别为:

$$[u_1(\alpha) v_1(\alpha) w_1(\alpha)] = [\bar{1}, \bar{1}, 2 + \sqrt{6 - 6\cos^2 \alpha}]$$

$$[u_2(\alpha) v_2(\alpha) w_2(\alpha)] = [\bar{1}, \bar{1}, 2 - \sqrt{6 - 6\cos^2 \alpha}]$$

与单晶近似法所假设不同的是,晶向指数的双解表明,在 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 单组份织构材料内部各晶粒相互平行的晶向指数有等几率的两种,在实际生产加工锻造时,晶粒通过各种机制其位向转变成织构条件的位向的过程中,就更偏向于那一类。再加上不同晶粒动力学条件的差异,有的晶粒容易转到 $[u_1, v_1, w_1]$ 位向,而有的晶粒转到 $[u_2, v_2, w_2]$ 位向更为高效、节能,所以, $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 织构材料存在两种位向(A类和B类)是符合实际和理论分析的。

分别计算主要织构 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 在体心立方晶体24个滑移系在 $[u_1, v_1, w_1]$ 取向下的 $\eta_{s_{\max(A)}}(\alpha)$ 值和在 $[u_1, v_1, w_1]$ 取向下的 $\eta_{s_{\max(B)}}(\alpha)$ ,再选取每个取向中的最大值,如表2所示。

表2 双晶近似Schmid最大值

Table 2 The maximum Schmid factor of bicrystal approximation in different directions

取向角/(°)	0	30	45	60	90	-30	-45	-60	-90
$\eta_{s_{\max}}$	0.408	0.449	0.462	0.474	0.481	0.449	0.463	0.481	0.481

将表2中的 $\eta_{s_{\max}}$ 和塑性有限元模拟拟合出的临界分切应力 $\tau_c$ 带入式(8),绘制双晶近似Schmid因子法得到的 $\sigma_{s, \text{双晶}}(\alpha)$ 与 $\alpha$ 的关系曲线,如图9所示。

### 3.3 纵向和横向性能实验。

将锻后身管制备成拉伸实验试样,如图10所示。将试样装夹于万能实验机上,设置实验机相关参数后进行拉伸实验。



图10 拉伸试样

Fig.10 Experimental sample of tension test

拉伸实验得到锻后30SiMn2MoVA材料的工程应力 $\sigma$ 和工程应变 $\delta$ ,计算出其真实应力 $\sigma$ 和真实应变 $\delta$ 。得到拉伸材料的纵向弹性模量 $E=200$  GPa,纵向屈服强度 $\sigma_b=978$  MPa。设计胀形实验,通过分析膨胀后的材料的应力和应变,来测量锻后材料的横向屈服强度。

实验方法如图11所示,基本原理为在试样内部放置一个与试样内径相同的圆柱体弹性内模,实验时内膜受到试样两头堵头的挤压,随着堵头位移的增加,内膜发生较大的弹性形变使得试样的内壁受到很大压力,见图12。当试样受到的应力分量达到其材料屈服点时内壁发生屈服,随着应力的增加塑性变形面积增大直至整个试样发生无约束的塑性变形至破裂。由刘力力<sup>[15]</sup>的方法计算得到,锻后身管试样横向弹性模量 $E=193$  GPa,横向屈服强度 $\sigma_s=880$  MPa。

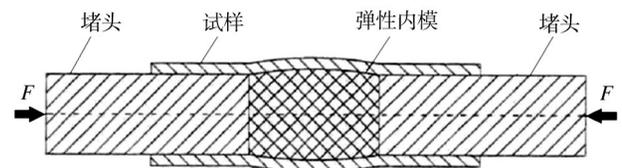


图11 胀形实验原理

Fig.11 The principle of expansion test



图12 胀形实验装置

Fig.12 The principle of expansion test

## 4 预测结果与实验对比

锻后身管纵向和横向弹性模量值相差只有1.04%,这与通过广义胡克定律所推导的结果较为接近。 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 和 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ 织构对弹性锻后身管的弹性各向异性没有影响,理想情况下锻后身管的弹性趋近于各向同性。

单晶近似Schmid因子法、双晶近似Schmid因子法和实验所得屈服强度数据如图13所示。

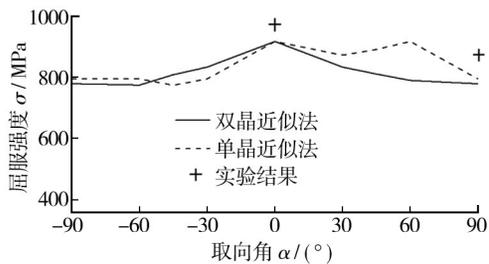


图13 预测屈服强度与实验结果对比曲线

Fig.13 The contrastive curve of predicted yield and experimental yield strength

在单晶近似Schmid因子法处理的 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 织构不同取向角 $\sigma_{s,单晶}(\alpha)$ 图中可以看出模拟结果曲线的一些特性:在 $-45^\circ$ 左右出现 $\sigma_{s,单晶}(\alpha)$ 最低值;在 $0^\circ$ 或 $60^\circ$ 出现最大值;在整个区间内,曲线表现出不对称性。

而双晶近似Schmid因子法模拟的屈服强度最大值和单晶近似Schmid因子法一样出现在 $0^\circ$ 左右,但两者也有较大的差别:与单晶近似Schmid因子法不同的是,双晶近似Schmid因子法以 $0^\circ$ 为对称轴有较好的对称性;双晶近似Schmid因子法没有出现单晶近似法在 $60^\circ$ 的峰值; $0^\circ$ 轧向至 $90^\circ$ 横向的屈服强度逐渐减小。

以板材轧制的经验来看,与单晶近似法相比较,双晶近似法的对称性和轧向屈服强度最大的特点更加符合实际经验。这可能是由于单晶近似Schmid因子法的基本假设是将身管试样当作一整块单晶,且只考虑到了一种晶粒位向,而双晶近似Schmid因子法从晶体学角度来看更加合理,轧制时不同晶粒按着节能的原则分别转至 $[u_1, v_1, w_1]$ 位向或 $[u_2, v_2, w_2]$ 位向,所以双晶近似Schmid因子法的模拟结果更加符合实验趋势。

$\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 等纤维织构的存在使得与 $0^\circ$ 轧向垂直的横截面上晶粒晶界较密集,而 $90^\circ$ 横向垂直的横截面上的晶粒晶界较疏散,这样就使得轧向晶

粒的平均尺寸比横向晶粒的平均尺寸小。Hall-Petch公式<sup>[16]</sup>:

$$\tau_s = \tau_0 + Kd^{-\frac{1}{2}} \quad (14)$$

其中: $k$ 为一个常数; $d$ 为晶粒尺寸; $\tau_0$ 为临界分切应力

由式(14)可以得出, $0^\circ$ 轧向的 $Kd^{-\frac{1}{2}}$ 理论上应该大于 $90^\circ$ 横向的 $Kd^{-\frac{1}{2}}$ 。这就与双晶近似法的预测结果相符合,实验结果也印证了这一点。实验结果在 $0^\circ$ 和 $90^\circ$ 的趋势和双晶近似法的预测结果具有一定的一致性。

应该指出的是,由于身管材料锻后还有很多的次要织构成分,这些织构的存在无疑影响预测的正确性。并且Schmid定律只考虑了单滑移系,而在实际情况中,首先会有一个滑移系达到临界切应力发生开动,单向的滑移将此滑移面和滑移方向向着应力方向发生转动,在持续的转动中,当第二个滑移系上的切应力达到它的临界切应力时,两个滑移系会同时发生滑移。此后可能会由更多的滑移系发生开动,临界切应力将实际情况作了简化,使得预测值小于实验值。

## 5 结论

根据XRD分析30SiMn2MoVA材料身管锻后织构成分,利用广义胡克定律分析了织构对锻后身管材料弹性模量各向异性的影响,并使用单晶、双晶Schmid因子法分析了主要织构成分对锻后身管材料屈服强度各向异性的影响,最后从轧向和横向2个方向与实验结果作对比,得到了以下结论。

1) 某30SiMn2MoVA材料5.8 mm口径身管径向精密锻造后生成的织构成分为 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 和 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ ,其中主要织构成分为 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 。

2)  $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 和 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ 织构对锻后身管材料弹性模量各向异性没有影响。

3) 主要织构成分 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 使得锻后屈服强度由纵向 $0^\circ$ 至横向 $90^\circ$ 逐渐减小,并且以 $0^\circ$ 为对称中心具有对称性。

### 参考文献:

- [1] 樊黎霞,赵轲,董雪花.身管径向精密锻造的塑性应变分析与锻造比研究[J].精密成形工程,2014,6(1):1—8.  
FAN Li-xia, ZHAO Ke, DONG Xue-hua. Study on Plastic Strain and Forging Ratio in Radial Forging Process of Barrel [J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2014, 26(1):

- 79—81.
- [2] BUNGE H J. Quantitative Texture Analysis. DGM Informations Gesellschaft, Oberursel, Germany, 1981/Texture Analysis in Materials Science. Cuviller Verlag, 1993.
- [3] 马全仓, 毛卫民, 冯惠平. 3104 深冲铝板织构对初始 R 值的影响[J]. 北京科技大学学报, 2004, 26(1): 79—81.  
MA Quan-cang, MAO Wei-min, FENG Hui-ping. Influence of Texture on Initial R-value of Deep Drawing 3104 Aluminum Sheet[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2004, 26(1): 79—81.
- [4] ASARO R J, NEEDLEMAN A. Texture Development and Strain Hardening Inratedependent Poly Crystals[J]. Acta Metallurgical, 1985, 33: 923—953.
- [5] BALASUBRAMANIAN S, ANAND L. Single crystal and Polycrystalelasto-viscoplasticity: Application to Earing in Cup Drawing of FCC Materials[J]. Computational Mechanics, 1996, 17: 209—225.
- [6] ZHOU Y, JONAS J J, SAVOIE J, et al. Effect of Texture on Earing in FCC Metals: Finite Element Simulations[J]. International Journal of Plasticity, 1998, 14: 113—138.
- [7] SHIN H J, AN J K, PARK S H, et al. The Effect of Texture on Ridging of Ferritic Stainless Steel[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 4693—4706.
- [8] 陈洪荪. 金属的弹性各向异性[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1996.  
SUN Hong-sun. Metalicaeolotropism' s Modulus of Elasticity [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1996.
- [9] 魏齐龙, 陈铮, 王永欣. T1 相(Al<sub>2</sub>CuLi)对铝锂合金各向异性的贡献[J]. 有色金属, 2002(8): 4—7.  
WEI Qi-long, CHEN Zheng, WANG Yong-xin. Contribution of T1 Precipitate (Al<sub>2</sub>CuLi) to Anisotropy in Al-Li Alloys[J]. Nonferrous Metals, 2002(8): 4—7.
- [10] NACK J K, EIO W L. Effect of T1 Precipitate on the Anisotropy of Al-Li Alloy 2090[J]. Acta Metal Mater, 1993, 41(3): 941.
- [11] KOTHARI M, ANAND L. Elasto-viscoplastic Constitutive Equations for Polycrystalline Metals: Application to Tantalum [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1998, 46(1): 51—83.
- [12] HUANG Y. A User-material Subroutine Incorporating Single Crystal Plasticity in the ABAQUS Finite Element Program[R]. Mech Report 178, Division of Engineering and Applied Sciences, Harvard University, Cambridge, Massachusetts, 1991: 2—9.
- [13] PEIRCE D, ASARO R J, NEEDLEMAN A. An Analysis of non Uniform and Localized Deformation in Ductile Single Crystals [J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(6): 1087—1119.
- [14] 杨进. Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金板材平面力学各向异性研究 [D]. 长沙: 中南大学, 2005.  
YANG Jin. Study on Mechanical Aeolotropism of Al-Mg-Mn-Sc-Zr Alloy Panels[D]. Changsha: Central South University, 2005.
- [15] 刘力力. 身管径向锻造工艺及锻后身管性能研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2013.  
LIU Li-li Study on Measurement of Residual Stresses in Forged Barrel Surface[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2013.
- [16] HALL E O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of results[J]. Proc Phys Soc, 1951, 64B: 747—753.

(上接第 14 页)

- Alloy Rolled Sheet After Annealing[J]. Journal of Heat Treatment, 2010, 31(2): 104—107.
- [13] 许光明, 王东钢, 李金涛, 等. 轧制工艺对双辊铸轧 AZ61 镁合金组织性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(7): 599—600.  
XU Guang-ming, WANG Dong-gang, LI Jin-tao, et al. Effect of Rolling Process on Microstructure and Mechanical Properties of Twin Roll Cast AZ61 Magnesium Alloy[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2009, 29(7): 599—600.
- [14] 吴明富. 轧制工艺对 AlMgSi 合金组织及性能的影响[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2010.  
WU Ming-fu. Effect of Rolling Process on Microstructure and Properties of Alloy AlMgSi[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2010.