

doi : 10. 3969/j. issn. 1005 - 3026. 2016. 08. 009

# 热模拟平面应变条件下的热轧织构研究

沈鑫珺,唐 帅,杨小龙,王国栋  
( 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室,辽宁 沈阳 110819 )

**摘 要 :**以微合金钢为材料,采用光学显微镜和EBSD,研究热模拟平面应变实验条件下再结晶奥氏体和变形奥氏体的织构演变.研究发现,在热模拟平面应变实验的压缩过程中,试样的两个自由端限制了变形区金属的宽向流动,达到了很好的平面应变状态.对于再结晶奥氏体相变工艺,由于相变前奥氏体发生再结晶,无畸变保留,奥氏体分解为伪晶界铁素体、贝氏体和少量的珠光体,织构为 $\{100\}<011>_{\alpha}$ .对于变形奥氏体相变工艺,未再结晶区的变形促进了铁素体相变,使奥氏体分解为铁素体和珠光体组织,织构为 $\{332\}<113>_{\alpha}$ 和 $\{113\}<110>_{\alpha}$ .此两种工艺条件下的织构,皆为平面应变条件下的奥氏体相变织构,即热模拟平面应变实验可以达到很好的平面应变状态,可用于研究热轧过程的织构演变.

**关 键 词 :**热轧织构;热模拟平面应变实验;平面应变;EBSD

中图分类号: TG 142.1      文献标志码: A      文章编号: 1005 - 3026( 2016 )08 - 1104 - 04

## Simulation of Hot Rolling Texture Under Plane Strain Condition by Thermo-mechanical Simulator

*SHEN Xin-jun , TANG Shuai , YANG Xiao-long , WANG Guo-dong*  
( State Key Laboratory of Rolling and Automation , Northeastern University , Shenyang 110819 , China.  
Corresponding author : TANG Shuai , E-mail : tangshuai@ral. neu. edu. cn )

**Abstract :** The texture evolution of recrystallized austenite and deformed austenite in the plane strain compression test was investigated using optical microscope and electron backscattered diffraction ( EBSD ) by thermo-mechanical simulator. The results show that the plane strain state can be obtained because the two free-ends of the sample limit the transverse metal flow in the deforming zone. For the process of transformation texture of recrystallized austenite , the austenite transforms to allotriomorphic ferrite , bainite and a little pearlite , because recrystallization of austenite occurs and there is not obvious lattice distortion before transformation , and the transformation texture is  $\{100\}<011>_{\alpha}$ . For the process of transformation texture of deformed austenite , the austenite transforms to ferrite and pearlite due to the deformation in non-recrystallized austenite region , and the transformation textures are  $\{332\}<113>_{\alpha}$  and  $\{113\}<110>_{\alpha}$ . The textures of the two processes are the typical transformation textures of hot rolling under plane strain. Thus , the plane strain compression test by thermo-mechanical simulator can create excellent plane strain state which is appropriate to investigate the evolution of hot rolling texture.

**Key words :** hot rolling texture ; thermo-mechanical simulation plane strain compression test ; plane strain ; EBSD

织构影响钢铁材料的强度、韧性、成形性能和电磁性能,尤其影响各向异性<sup>[1-4]</sup>,因此需要研究热轧过程的织构演变规律.热轧过程包含控制轧制和控制冷却<sup>[5]</sup>,每个过程中都伴随着晶体取向的改变,即织构的变化<sup>[1]</sup>.由于实际热轧过程很难精确控制温度和变形量,且成本昂贵,故一般采

用精度高、效率高、成本低的热模拟实验来研究钢铁实际生产过程的组织、织构演变规律. 钢铁的实际轧制过程,除表层受到轧辊的摩擦产生剪切变形以外,其他位置的变形均近似是平面应变状态. 本文采用微合金钢,利用热模拟平面应变实验模拟出平面应变状态,研究热轧织构演变规律.

### 1 实验方法

实验采用东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室(简称 RAL)自主开发的 MMS 系列的 MMS-300 热模拟实验机. 实验原理图和变形后试样形状如图 1 所示. 压头使方块试样的中间部分变形,试样左右两端的金属限制变形区沿

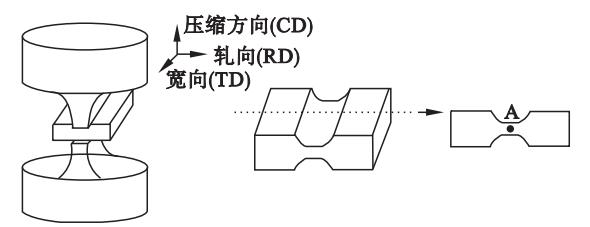


图 1 实验原理图及压缩变形后的试样形状和组织观察位置

Fig. 1 Schematic diagram of experiment and the specimens after compressing and the position for microstructure observation

宽向的金属流动,获得平面应变状态. 压头头部的截面尺寸:长 30 mm、宽 5 mm. 实验钢的化学成分

(质量分数,%)为: C 0.13, Si 0.39, Mn 1.5, P 0.014, S 0.002, Nb 0.034, V 0.031, Ti 0.016, Al<sub>s</sub> 0.039, N 0.0032, O 0.0048, 余量为 Fe. 坯料由某钢厂的连铸生产线冶炼,采用电阻加热炉加热至 1 200 ℃,并保温 2 h 进行奥氏体化,出炉后采用 RAL 的  $\phi$ 450 mm 双辊可逆轧机进行多道次变形,开轧温度 1 100 ℃,终轧温度 1 040 ℃,最终板厚 12 mm. 制成长、宽、厚分别为 20、25 和 10 mm 的热模拟平面应变试样.

设计两种奥氏体状态下的相变织构:再结晶奥氏体和变形奥氏体. 奥氏体化温度均为 1 200 ℃. 再结晶奥氏体相变织构的工艺:以 10 ℃/s 冷却至 1 100 ℃,保温 30 s,使试样温度均匀,之后施加变形,真应变 0.4,应变速率 10 s<sup>-1</sup>,变形后保温 10 s,使发生再结晶;为细化奥氏体,获得较强的织构,10 s 保温之后,再以 10 ℃/s 冷却至 1 000 ℃,同样保温 30 s 后进行变形,变形参数与第一道次相同,变形后保温 100 s,使变形奥氏体发生充分的再结晶,之后以 0.5 ℃/s 的冷却速度冷却至室温. 变形奥氏体相变织构的工艺:为细化未再结晶区变形前的奥氏体晶粒,于 1 200 ℃ 奥氏体化后以 10 ℃/s 冷却至 1 000 ℃,保温 30 s,使试样温度均匀,随后进行变形,真应变 0.4,应变速率 10 s<sup>-1</sup>,变形后保温 100 s,使发生充分再结晶,随后以 10 ℃/s 冷却至 800 ℃,进行两次应变均为 0.3,应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 的变形,变形后以 1 ℃/s 冷却至室温. 具体工艺参数见表 1.

表 1 热模拟平面应变实验的工艺参数						
Table 1 Parameters of thermo-mechanical simulation plane strain compression test						
工艺	第一次变形		第二次变形		第三次变形	
	变形温度/℃	真应变	变形温度/℃	真应变	变形温度/℃	真应变
再结晶奥氏体相变织构工艺	1 100	0.4	1 000	0.4		
变形奥氏体相变织构工艺	1 000	0.4	800	0.3	800	0.3

对最终试样进行组织观察. 试样经砂纸研磨、机械抛光,采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀约 10 s,在 LACIA DM 2500M 光学显微镜下观察组织. 采用 EBSD 进行织构分析,实验前试样进行电解抛光,电解液为体积比为 1:7 的高氯酸无水乙醇混合溶液,电压 25 V,抛光时间 30 s. EBSD 检测采用装有 EBSD 系统的 FEI Quanta 600 扫描电子显微镜,采用再结晶奥氏体相变织构工艺和变形奥氏体相变织构工艺获得试样的扫描面积分别为 543.5  $\mu\text{m} \times 578.0 \mu\text{m}$  和 499.8  $\mu\text{m} \times 499.52 \mu\text{m}$ ,步长分别为 1 和 0.6  $\mu\text{m}$ .

### 2 实验结果与分析

表 2 为采用两种工艺,试样变形前后的尺寸. 可知,采用再结晶奥氏体和变形奥氏体相变织构工艺,变形后变形区宽度方向分别只增加 7.6% 和 7.5%,金属主要沿长度方向流动,实现了很好的平面应变状态.

两个试样的光学显微组织如图 2 所示. 可知,采用再结晶奥氏体相变织构工艺的试样组织为仿晶界铁素体、贝氏体和少量的珠光体组织,采用变

形奥氏体相变织构工艺的试样组织为铁素体 + 珠光体组织. 由仿晶界铁素体的分布可知 相变前奥氏体处于等轴状 ,即已完全发生再结晶.

表 2 变形前后试样的尺寸  
Table 2 Size of as-received and deformed specimens

相变结构工艺	原始尺寸( 长 × 宽 × 厚 )	变形后尺寸( 长 × 宽 × 厚 )
再结晶奥氏体	20. 42 × 24. 10 × 10. 40	24. 80 × 25. 94 × 4. 54
变形奥氏体	20. 44 × 24. 32 × 9. 90	25. 36 × 26. 14 × 3. 74

注 :变形后尺寸中 ,长为试样的总长度 ,宽为变形区的宽度 ,厚为变形区的厚度.

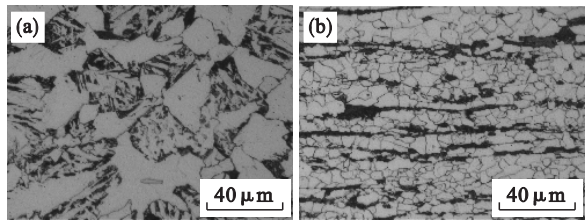


图 2 采用两种工艺得到的试样光学显微组织  
Fig. 2 Optical microstructure of specimens treated using the two processes  
( a )—再结晶奥氏体相变织构工艺 ;  
( b )—变形奥氏体相变织构工艺.

实验钢的奥氏体未再结晶温度  $T_{nr}$  经计算为  $960\text{ }^{\circ}\text{C}$ <sup>[6]</sup>. 变形会促进冷却过程奥氏体向铁素体的转变<sup>[7-8]</sup>. 再结晶奥氏体相变织构工艺中 ,由于

变形温度为  $1\text{ }100\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $1\text{ }000\text{ }^{\circ}\text{C}$  ,均在  $T_{nr}$  以上 ,奥氏体能充分发生再结晶. 在冷却过程中 ,奥氏体开始分解 ,生成一定量的铁素体和珠光体 ,随后随着温度进一步降低 ,未转变的奥氏体将发生贝氏体相变 ,故生成仿晶界铁素体 + 贝氏体组织. 而变形奥氏体相变织构工艺中 ,最终变形温度位于奥氏体未再结晶区 ,且累积了  $0.6$  的真应变 ,在随后的冷却过程中 ,会强烈促进奥氏体向铁素体的分解 ,故生成铁素体 + 珠光体组织 ,无贝氏体生成.

经 EBSD 检测 ,试样的 IPF 图和  $\varphi_2 = 45^{\circ}$  的 ODF 图见图 3. 采用再结晶奥氏体相变织构工艺的试样织构以旋转立方  $\{100\}\text{ }011_{\alpha}$  为主 ,其余织构组分很弱 ;采用变形奥氏体相变织构工艺的

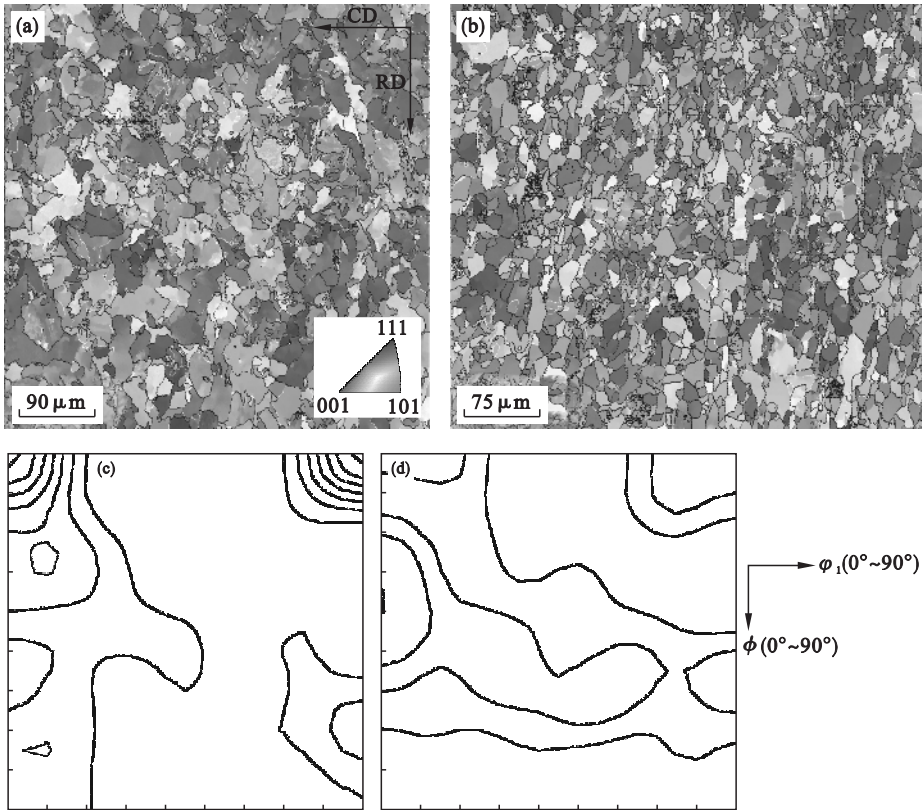


图 3 两种工艺试样的 IPF 图和  $\varphi_2 = 45^{\circ}$  的 ODF 图( 强度等级  $1\text{ }2\text{ }3\text{ }...$  )  
Fig. 3 IPF figures and  $\varphi_2 = 45^{\circ}$  sections through the orientation distribution function( Levels  $1\text{ }2\text{ }3\text{ }...$  )  
( a )( c )—再结晶奥氏体相变织构工艺 ;( b )( d )—变形奥氏体相变织构工艺.

试样织构以  $\{332\} 113_{\alpha}$  和  $\{113\} 110_{\alpha}$  为主,同时含有一定强度的旋转立方  $\{100\} 011_{\alpha}$  组分.

多晶体材料的织构演变受应变状态影响很大.在平面应变条件下,如钢铁材料的轧制过程中,奥氏体再结晶变形时,在道次间隙奥氏体发生静态再结晶,形成奥氏体再结晶织构,即  $\{100\} 001_{\gamma}$  立方织构;在未再结晶区变形时,奥氏体被压扁,形成奥氏体变形织构,以  $\{110\} 112_{\gamma}$  和  $\{112\} 111_{\gamma}$  为主;在后续控制冷却过程中,奥氏体发生分解,由于生成相与母相奥氏体具有特定的取向关系,如 K-S 关系、N-W 关系和 Bain 关系,使奥氏体的织构类型以这种方式遗传给铁素体,即奥氏体再结晶织构转变为旋转立方织构  $\{100\} 011_{\alpha}$ ,奥氏体变形织构分别转换成  $\{332\} 113_{\alpha}$ 、 $\{113\} 110_{\alpha}$  织构和较弱的  $\{110\} 001_{\alpha}$ <sup>[1]</sup>.研究发现<sup>[9]</sup>,在奥氏体不锈钢的热轧过程中,处于剪切应变条件下的近表层产生了  $\{001\} 110_{\gamma}$  和  $\{112\} 110_{\gamma}$  织构.在随后的奥氏体分解过程中, $\{111\} 211_{\gamma}$  和  $\{112\} 110_{\gamma}$  会转化成  $\{112\} 111_{\alpha}$ 、 $\{110\} 112_{\alpha}$  和  $\{110\} 111_{\alpha}$  织构.可知,平面应变和剪切应变条件下生成的结构类型有很大区别.

由表 2 可知,在压缩过程中,两个试样在宽度方向的变形很少,厚度方向金属主要沿试样长度方向流动,即获得了很好的平面应变状态,同时由图 3 得到了典型的轧制状态下的奥氏体相变织构,故热模拟平面应变实验可用于研究热轧过程的织构演变.

由表 2 可知,在压缩过程中,两个试样在宽度方向的变形很少,厚度方向金属主要沿试样长度方向流动,即获得了很好的平面应变状态,同时由图 3 得到了典型的轧制状态下的奥氏体相变织构,故热模拟平面应变实验可用于研究热轧过程的织构演变.

### 3 结 论

1) 热模拟平面应变实验中,由于两个自由端对变形区金属宽向流动的限制,使厚向的金属主要沿长度方向流动,获得了很好的平面应变状态.

2) 采用再结晶奥氏体相变织构工艺,获得了典型的轧制条件下再结晶奥氏体的相变织构,即旋转立方织构  $\{100\} 011_{\alpha}$ .

3) 采用变形奥氏体相变织构工艺,获得了典型的轧制条件下变形奥氏体的相变织构,即  $\{113\} 110_{\alpha}$  和  $\{332\} 113_{\alpha}$  织构.

4) 热模拟平面应变实验可模拟出平面应变的应变状态,故可采用热模拟平面应变实验模拟研究热轧织构的演变规律.

### 参考文献：

- [1] Ray R K, Jonas J J. Transformation texture in steels[ J ]. *International Materials Reviews* ,1990 ,35( 1 ) :1 - 36.
- [2] Yang X L , Xu Y B , Tan X D , et al. Influences of crystallography and delamination on anisotropy of Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel[ J ]. *Materials Science and Engineering :A* 2014 ,607 :53 - 62.
- [3] Quadir M Z , Duggan B J. A microstructural study of the origins of  $\gamma$  recrystallization textures in 75% warm rolled IF steel[ J ]. *Acta Materialia* 2006 ,54( 16 ) :4337 - 4350.
- [4] Liu H T , Liu Z Y , Sun Y , et al. Development of  $\lambda$ -fiber recrystallization texture and magnetic property in Fe-6.5wt% Si thin sheet produced by strip casting and warm rolling method[ J ]. *Materials Letters* 2013 ,91 :150 - 153.
- [5] 王国栋. 新一代控制轧制和控制冷却技术与创新的热轧过程[ J ]. 东北大学学报( 自然科学版 ) ,2009 ,30( 7 ) :913 - 922.  
( Wang Guo-dong. New generation TMCP and innovative hot rolling process [ J ]. *Journal of Northeastern University ( Natural Science )* 2009 ,30( 7 ) :913 - 922. )
- [6] Yue S , Jonas J J. Three critical temperature of steel rolling and their experimental determination[ J ]. *Materials Forum* , 1990 ,14 :245 - 252.
- [7] Hanlon D N , Sietsma J , Zwaag S V D. The effect of plastic deformation of austenite on the kinetic of subsequent ferrite formation[ J ]. *ISIJ International* 2001 ,41( 9 ) :1028 - 1036.
- [8] Cizek P , Wynne B P , Davies C H J , et al. Effect of composition and austenite deformation on the transformation characteristics of low-carbon and ultralow-carbon micro alloyed steels[ J ]. *Metallurgical and Materials Transaction : A* 2002 ,33( 5 ) :1331 - 1349.
- [9] Raabe D. Inhomogeneity of the crystallographic texture in a hot-rolled austenitic stainless steel[ J ]. *Journal of Materials Science* ,1995 ,30( 1 ) :47 - 52.