

doi: 10.11918/j.issn.0367-6234.2016.11.021

# 2205 双相不锈钢不同厚度层的 $r$ 值与铁素体织构间的关系

陈雨来<sup>1</sup>, 荀晓晨<sup>1</sup>, 李静媛<sup>2</sup>

(1.北京科技大学 冶金工程研究院,北京 100083; 2.北京科技大学 材料科学与工程学院,北京 100083)

**摘要:** 研究了热轧、冷轧及退火状态下,2205 双相不锈钢板各厚度层中铁素体相的织构演变规律,以及其对退火板塑性应变比  $r$  值的影响.结果表明,热轧板的表层板表现出明显的  $\{001\}\langle 110\rangle$  织构,而中间层板由于晶粒转动相对滞后,织构强点集中在  $(118)[16-241]$  和  $(001)[-1-20]$  取向.这种热轧织构的差异造成冷轧、退火之后,各厚度层的织构和平均塑性应变比  $r_m$  不相同.冷轧板经  $1100\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $90\text{ s}$  退火,各厚度层的铁素体相均未形成  $\gamma$  纤维再结晶织构,而形成了  $(112)[1-10]$  织构和处于  $(110)[1-18]\sim(554)[-2-25]$  取向间的织构,这与  $\Sigma 9$ ,  $\Sigma 3$  和  $\Sigma 17b$  重位点阵有着密切的关系,分别是  $(001)[1-10]$ ,  $(001)[-1-10]$  和  $(110)[1-10]$  冷轧织构的再结晶产物.这类织构使得与轧向成  $0^\circ$  的  $r$  值明显低于  $45^\circ$  及  $90^\circ$  的.另外,由于中间层板退火后残留的  $\{001\}\langle 110\rangle$  取向较少,因此中间层板的  $r_m$  高于表层板.

**关键词:** 2205 双相不锈钢; 塑性应变比; 织构; 重位点阵

中图分类号: TG142.71

文献标志码: A

文章编号: 0367-6234(2016)11-0135-07

## Relationship between $r$ value and ferritic texture of 2205 duplex stainless steel sheet in various layers

CHEN Yulai<sup>1</sup>, XUN Xiaochen<sup>1</sup>, LI Jingyuan<sup>2</sup>

(1. Metallurgical Engineering Research Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;  
2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** The evolution of ferritic texture in various layer of 2205 duplex stainless steel sheet are researched after hot rolled, cold rolled and annealed, and the effects of the textures on plastic strain ratio of the annealed sheet were studied. The results show that the strong  $\{001\}\langle 110\rangle$  texture near surface while concentrated  $(118)[16-241]$  and  $(001)[-1-20]$  orientation in the center of the hot rolled sheet caused different textures appeared in the surface and center after subsequent cold rolling and annealing processing. It leads to different the average plastic strain ratio in between the surface and center sheet. After annealed at  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  for  $90\text{ s}$ ,  $(112)[1-10]$  and  $(110)[1-18]\sim(554)[-2-25]$  recrystallization textures formed from  $(001)[1-10]$ ,  $(001)[-1-10]$  and  $(110)[1-10]$  cold rolled textures respectively, which is in accordance with  $\Sigma 9$ ,  $\Sigma 3$  and  $\Sigma 17b$  coincidence site lattice relationship. Such annealed textures made that  $r_0$  value was significantly lower than  $r_{45}$  and  $r_{90}$  value. Moreover, extremely few  $\{001\}\langle 110\rangle$  orientation was remained in center sheet after annealed, which resulted in a higher average plastic strain ratio in the center sheet.

**Keywords:** 2205 duplex stainless steel; plastic strain ratio; texture; coincidence site lattice

双相不锈钢兼具铁素体不锈钢和奥氏体不锈钢的性能优点,其耐腐蚀性和力学性能均具有突出优势.但由于近十年来才开始规模化应用,因此有关其板料深加工方面的机理研究尚不够深入.有文献表明<sup>[1]</sup>,冲压成形性能与材料加工和热处理过程中形成的织构有密切关系.对于单相铁素体钢来说,衡量

其薄板深冲性能的塑性应变比  $r$  值与平行于板面的  $\gamma$  纤维织构有紧密的对应关系,即  $\gamma$  纤维织构的强度越高,  $r$  值越大、深冲性能越好.通过合理的轧制及热处理工艺,铁素体不锈钢的  $r_m$  值可达到 1.7 左右,且具有较低的  $\Delta r$  值,约为 0.1 左右<sup>[2-3]</sup>.

对于双相不锈钢而言,奥氏体相塑性较好,铁素体相的织构成为影响钢板成形性的关键因素.然而,铁素体相的形变织构和再结晶退火织构在其形成过程中都受到奥氏体相的极大制约和影响<sup>[4-5]</sup>;并且在热轧和热处理过程中还伴随着奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体相变,产生相变织构<sup>[6]</sup>;另外在板厚方向上由于应力

收稿日期: 2016-05-24

基金项目: 国家自然科学基金(51174026); 十二五国家科技支撑计划(2015AA03A502)

作者简介: 陈雨来(1970—),男,副研究员

通信作者: 李静媛, lijy@ustb.edu.cn

应变不同,也会对不同厚度层的形变织构产生一定程度的影响<sup>[7]</sup>.由于织构具有遗传性和习惯性,因此热轧、冷轧织构将影响最终的退火织构<sup>[8]</sup>.研究双相不锈钢冷轧退火板材织构的形成机理,对提高其板成型性、开发深加工制品有重要的意义.

本文以 2205 双相不锈钢热轧板为实验材料,进行 80% 冷轧和退火之后,利用光学显微镜、X 射线衍射仪,电子背散射等技术,研究了钢板不同厚度层的织构演变规律以及其对 2205 双相不锈钢板材成形性的影响作用.

## 1 实验

本实验所用材料为厚度 20 mm 的 2205 双相不锈钢热轧板,其化学成分如表 1 所示.将其沿厚度方向通过线切割分切成 4 块板坯,每块厚度均约为 5 mm,如图 1 所示.取其中表层板和中间层板分别进行冷轧,压下量为 80%.

表 1 实验用 2205 双相不锈钢的化学成分

Tab.1 Chemical compositions of 2205 duplex stainless steel wt%

Cr	Ni	Mo	C	N
22.2	5.46	3.20	0.027	0.16

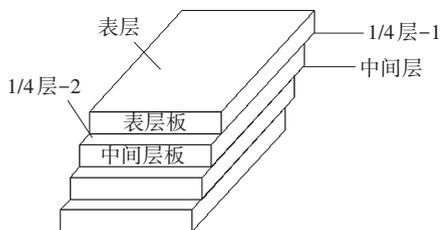


图 1 实验用 2205 双相不锈钢热轧板坯不同厚度层切块示意图

Fig.1 Cutting illustration of hot rolled 2205 duplex stainless steel billet

将冷轧钢板在 1100 °C 保温 90 s 固溶退火后水冷至室温.按照 GB5027-85,将退火板沿与轧向呈 0°、45°、90° 的方向制成标准拉伸试样,在 CMT 7000 型微机控制电子万能试验机上进行拉伸试验,测量拉伸变形量为 15% 时的塑性应变比  $r$  值.  $r$  值定义为将金属薄板试样单轴拉伸到产生均匀塑性变形时,试样标距内,宽度方向真实应变与厚度方向真实应变之比,即

$$r = \frac{\varepsilon_b}{\varepsilon_a}$$

式中:  $\varepsilon_b = \ln \frac{b_1}{b_0}$ ,  $b_0$ 、 $b_1$  为试样原始宽度、拉伸后的试样宽度;

$\varepsilon_a = \ln \frac{a_1}{a_0}$ ,  $a_0$ 、 $a_1$  为试样原始厚度、拉伸后的试样厚度.由于金属薄板的厚度精度不易保证,根据体积不变条件,  $r$  值也可由下式求出:

$$r = \left[ \frac{\ln \frac{L_1}{L_0}}{\ln \frac{b_1}{b_0}} - 1 \right]^{-1}$$

式中:  $r$  为塑性应变比;  $b_0$ 、 $L_0$  为试样原始宽度及长度;  $b_1$ 、 $L_1$  为拉伸后的试样宽度及长度.通过下式计算平均塑性应变比  $r_m$  和平面各向异性指数  $\Delta r$ :

$$r_m = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4,$$

$$\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2.$$

切取热轧、冷轧和退火态的金相试样,对如图 1 所示的原始表层、1/4 层-1、1/4 层-2 及中间层进行研磨抛光和电化学侵蚀,侵蚀液为 10% 草酸水溶液,侵蚀电压为 7 V,时间为 8~20 s.然后通过 LeicaDM2500 光学显微镜观察显微组织(OM),利用 BRUKER D8 DISCOVER 型 X 射线衍射仪测量铁素体相的(110),(200)和(211)晶面和奥氏体相的(200),(220)和(311)晶面的不完整极图,并计算得到其取向分布函数(ODF).采用安装在 FEI Quanta 600 扫描电子显微镜上的 OIM 4000 电子背散射衍射(EBSD)系统对试样进行微观取向分析.

## 2 结果与讨论

### 2.1 不同厚度层的板成型性能

钢板的成型性能可用  $r_m$  值和  $\Delta r$  值进行评价.  $r_m$  值越大,表明板厚方向越不易减薄,板材越容易进行拉深成形,钢板的成型性能越好;  $\Delta r$  值越接近于零,板材越不易出现凸耳、成材率越高.对 2205 双相不锈钢表层板和中间层板进行相同程度冷轧变形和退火热处理之后,测得的  $r$  值如表 2 所示.

表 2 不同厚度层 2205 双相不锈钢冷轧退火板材的  $r$  值

Tab.2  $r$  value of annealed 2205 duplex stainless steel sheet

试样	$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$	$r_m$	$\Delta r$
中间层板	0.65	0.83	0.85	0.79	-0.08
表层板	0.52	0.78	0.76	0.70	-0.11

由表 2 可以看出,中间层板的  $r_m$  值和  $\Delta r$  值分别为 0.79 和 -0.08,均优于表层板的 0.7 和 -0.11.另外,中间层板和表层板的  $r_0$  值均明显低于  $r_{45}$  和  $r_{90}$ ,这种明显的各向异性与晶体取向(即织构)有很大的关系.

### 2.2 热轧、冷轧及退火态的显微组织

图 2 示出了 2205 双相不锈钢在热轧、冷轧及退火条件下的组织演变情况.由图 2(a)可知,在高温变形时,奥氏体、铁素体两相均被拉长,但奥氏体发生了动态再结晶,组织中有部分新生细小的再结晶颗粒.而铁素体发生了动态回复,基本维持了拉长形貌.从图 2(b)所示的冷轧态显微组织可以看出,两

相晶粒均沿着轧向明显拉长. 由于铁素体相的主要塑性变形机制为多系滑移, 因此位错在滑移过程中因交互作用而群集成高密度组态, 形成稠密的位错墙和显微带, 使得其组织侵蚀后在 OM 像中呈现灰色. 而奥氏体相由于层错能较低, 因此易于形成层错而阻止了位错的交滑移和攀移, 使得奥氏体相在 OM 像中观察呈亮白色. 图 2(c) 示出了 1100℃ 退火后的显微组织, 可以看出, 板材已经发生完全再结晶, 奥氏体呈岛状分布在铁素体基体上.

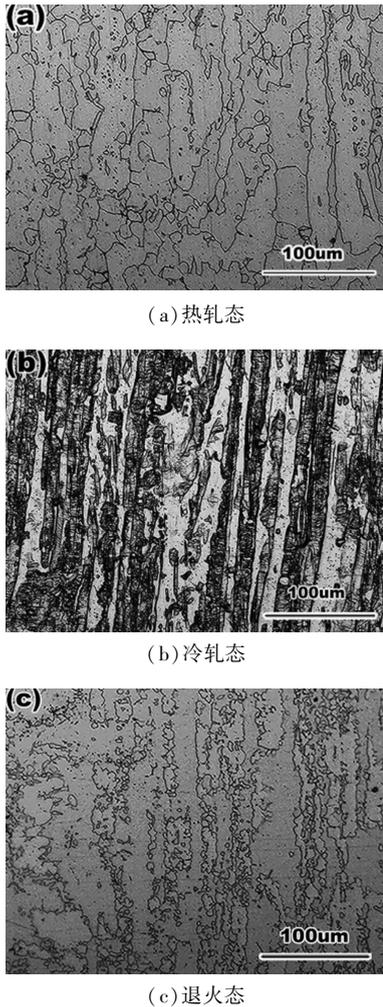


图 2 2205 双相不锈钢实验板材的显微组织

Fig.2 Metallographic of 2205 stainless steel sheet

### 2.3 热轧板坯原料各厚度层的织构分布

如表 2 所示, 2205 双相不锈钢热轧板坯的不同厚度层切板经冷轧和热处理后表现出不同的  $r$  值, 这与其原始热轧织构的差异有密切关系.

从图 3 所示 2205 双相不锈钢热轧板坯料在不同厚度层中奥氏体相的 ODF 图可以看出, 奥氏体相由典型的  $\{001\}$  型再结晶织构和  $\{110\} \langle 112 \rangle$ 、 $\{110\} \langle 001 \rangle$  形变织构组成. 值得注意的是各厚度层的织构没有明显差异, 因此可以推断, 奥氏体相的织构不是造成 2205 双相不锈钢板材不同厚度层  $r$  值不同的主要原因. 从图 4 所示不同厚度层的铁素体

织构可以看出, 在热轧板坯的表层 (图 4(a)) 和 1/4 层 (图 4(b)、(c)) 中, 铁素体以明显的形变织构为主, 强点集中在  $(001) [1-10]$  和  $(001) [-1-10]$  两个组分上. 两个 1/4 层由于是相同位置切取, 其织构强度接近, 并且强点与表层相同. 然而, 中间层的织构则明显不同, 其强点集中在  $(118) [16-24 1]$  和  $(001) [-1-20]$ , 强度分别为 9.1、9.0. 这种铁素体相在热轧板材表层与中心层的不同织构, 对冷轧、热处理织构以及  $r$  值产生了明显的遗传与影响作用.

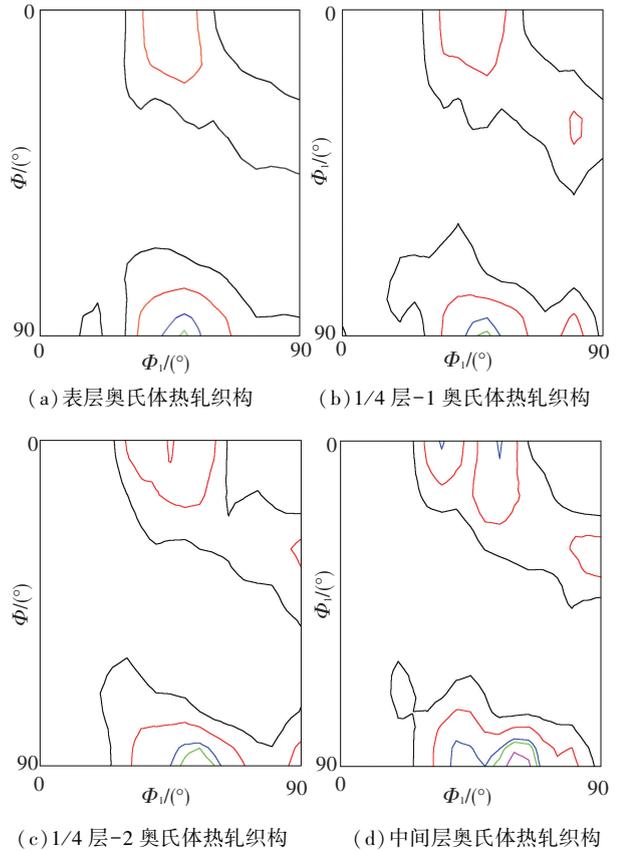


图 3 2205 双相不锈钢热轧板的奥氏体织构 ( $\Phi_2 = 45^\circ$ ) 等高线等级: 1, 1.5, 2, 2.15, 2.5

Fig.3 Austenitic textures of hot rolled 2205 duplex stainless steel sheet ( $\Phi_2 = 45^\circ$ ) contour level: 1, 1.5, 2, 2.15, 2.5

在热轧过程中, 双相不锈钢不仅晶粒发生塑性变形, 组织也处于动态回复和再结晶过程中, 同时还伴随有奥氏体-铁素体相变, 因此双相不锈钢的热轧坯料织构涉及三部分: 相变、形变和再结晶, 其织构特点与单相的铁素体或奥氏体不锈钢有较大的差异. 通过铁素体仪测得 2205 双相不锈钢热轧前后的铁素体含量分别为 46.8% 和 57.8%. 可以看出, 热轧过程中发生了奥氏体  $\rightarrow$  铁素体相变. 同时, 从图 3 所示热轧板 ODF 图可以看出, 奥氏体相中含有较多  $\{001\}$  取向织构. 根据织构遗传的 K-S 关系理论可知, 该取向的奥氏体相变生成的铁素体相为  $\{001\} \langle 110 \rangle$  取向<sup>[6]</sup>. 另外, 铁素体相在轧制力作用下, 自身也形成了较多的

{001} <110>形变织构.这两种同类型的织构叠加,导致铁素体相表现出强烈的{001} <110>热轧取向.这种{001} <110>铁素体织构由于形变储能低,难以发生再结晶,因此最终大量保留在热轧板中.

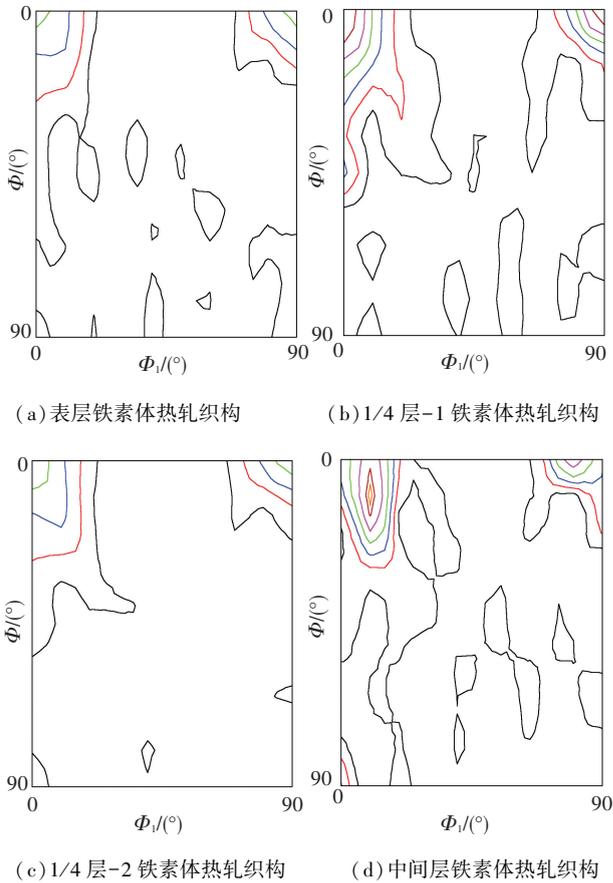


图 4 2205 双相不锈钢热轧板的铁素体织构 ( $\Phi_2 = 45^\circ$ ) 等高线等级: 1.5, 3, 4.5, 6, 7.5, 9, 9.5

Fig.4 Ferritic textures of hot rolled 2205 duplex stainless steel sheet ( $\Phi_2 = 45^\circ$ ) contour level: 1.5, 3, 4.5, 6, 7.5, 9, 9.5

据文献报道<sup>[2,9]</sup>,铁素体晶粒的形变储能大小顺序为  $E_{\{110\} \langle 001 \rangle} < E_{\{001\} \langle 110 \rangle} < E_{\{112\} \langle uvw \rangle} < E_{\{111\} \langle 112 \rangle} < E_{\{111\} \langle 110 \rangle} < E_{\{110\} \langle 110 \rangle}$ ,对于形变储能低的晶粒,如{001} <110>取向晶粒,在热轧时十分稳定,多数只发生回复,而不容易再结晶.因此,铁素体相的表层及 1/4 层的热轧织构强点均集中在{001} <110>取向处.不过,中间层由于形变程度比表层和 1/4 层小,所以其晶粒的转动也相对滞后,形成的形变织构的取向位于{001} <100>和{001} <110>之间.

### 2.4 不同厚度层的冷轧织构

对 2205 双相不锈钢热轧表层板和中间层板分别进行 80%冷轧变形,然后进行织构观察,结果如图 5 所示.由图 5 可知,在冷轧变形力作用下,各厚度层中的铁素体相均形成更强烈的  $\alpha$  纤维织构,并且向高  $\Phi$  值区域扩展.表层板的 2 个表面,即原始热轧板坯的表层和 1/4 层-1 表现出较为接近的织构组分(图 5

(a)和 5(b)),最强点均出现在(001) [1-10],强度分别为 10.1 和 11.4,次强点为(001) [-1-10],强度分别为 9.3 和 10.3.然而,中间层板的 2 个表面(图 5(c)(d)),即原始热轧板坯 1/4 层-2 和中间层的铁素体织构整体强度较弱,并且最强点离开了{001} <110>,而是更靠近高  $\Phi$  值区域,分别变为(118) [1-10]和(113) [1-10],强度则为 8.3 和 5.4.

从实验结果可以看出,经过 80%冷轧之后,2205 双相不锈钢中各厚度层的铁素体相均表现出较热轧态更强的  $\alpha$  纤维织构,并且有向更高  $\Phi$  值扩展的趋势.然而不同的是,在相同大变形下,表层和 1/4 层的织构强度较高,特别是集中在(001) [1-10]取向附近,而中间层的强度较低,强点集中在(113) [1-10]取向上.这主要与奥氏体对铁素体晶粒转动的抑制作用,以及热轧织构的遗传作用有关.有研究表明,在形变过程中铁素体晶粒的转动路径为以下两条<sup>[10]</sup>:

- A: {001} <100> → {001} <110> → {112} <110> → {223} <110>.
- B: {110} <001> → {554} <225> → {111} <112> → {111} <110> → {223} <110>.

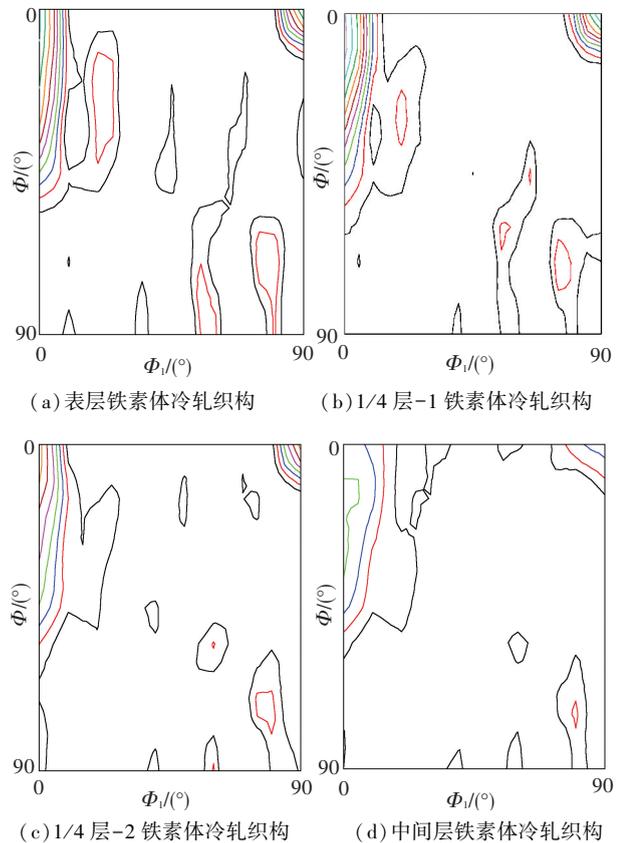


图 5 2205 双相不锈钢冷轧板的铁素体织构 ( $\Phi_2 = 45^\circ$ ) 等高线等级: 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11

Fig.5 Ferritic textures of cold rolled 2205 duplex stainless steel sheet ( $\Phi_2 = 45^\circ$ ) contour level: 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11

虽然冷轧压下量较大、有利于晶体转动,但是(001)[1-10]组分在冷轧过程中比较稳定<sup>[11]</sup>,它向其他稳定取向转变的速率较慢,仍会被遗留下来,这使得冷轧后表层和1/4层(001)[1-10]取向的强度较高;相反,中间层由于热轧坯料中的(001)[1-10]含量就比较低,因此冷轧后织构强点转动至(113)[1-10]取向上,不过织构强度较低.另外,2205双相不锈钢中的奥氏体和Cr元素对铁素体的转动也有一定的牵制作用<sup>[12]</sup>,使其转动较为困难,在相同大变形下,IF钢或铁素体不锈钢等BCC金属的冷轧 $\alpha$ 纤维织构组分主要为 $\{112\}\langle 110\rangle$ 并伴随有 $\{111\}\langle 110\rangle$ <sup>[2-3]</sup>,而SAF2205双相不锈钢则如实验结果所示沿着A路径未能转动至 $\{112\}\langle 110\rangle$ 等高 $\Phi$ 值取向上,沿B路径则处于 $\{110\}\langle 001\rangle\sim\{554\}\langle 225\rangle$ 之间,停留在(441)[1-38]取向.此外,在冷轧过程中,板材表层经历的变形为剪切变形,因此在两层板中均出现了一定程度的BCC金属剪切织构取向,如(110)[001],(110)[1-18],(110)[1-12]和(110)[1-11]取向<sup>[13]</sup>.

### 2.5 不同厚度层的退火织构

冷轧板经1100℃,90s退火之后,各厚度层的铁素体相均未能形成典型的体心立方金属再结晶织构—— $\gamma$ 纤维织构,即未形成 $\{111\}$ //ND择优取向.如图6和图7所示,其织构依然以 $\alpha$ 纤维取向为主,不过强点位置进一步向更高 $\Phi$ 值方向转动.其中,表层和1/4层-1的织构强点转移到(112)[1-10]取向上,强度分别为4.2和4.5,并且(001)[1-10]和(001)[-1-10]织构组分大幅减少.而在1/4层-2和中间层,虽然织构强点同样为(112)[1-10]取

向,并且强度也与表层板接近,分别为4.6和4.1,然而 $\{001\}\langle 110\rangle$ 即(001)[1-10]和(001)[-1-10]取向强度接近0.此外,各厚度层均出现较强的(110)[1-18]~(554)[-2-25]的晶粒取向.

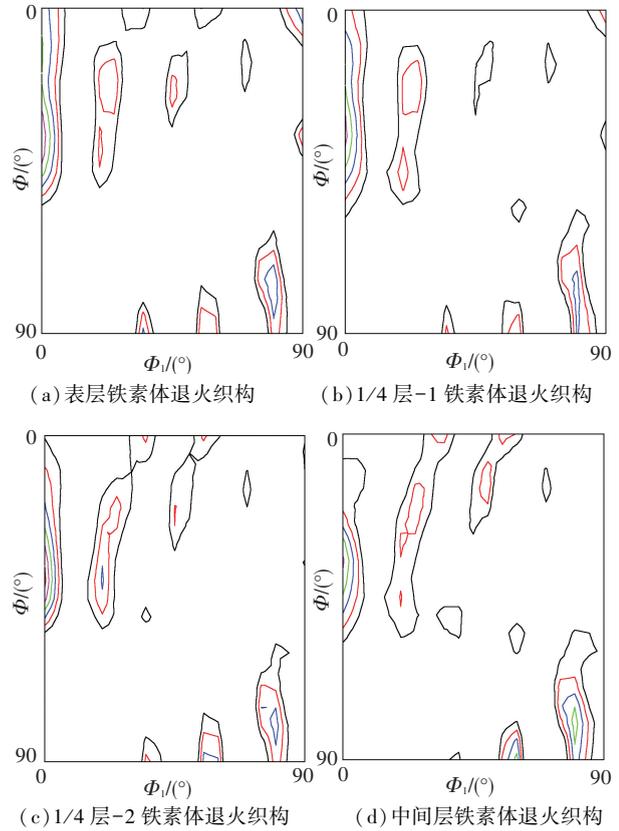


图6 2205双相不锈钢退火板的铁素体织构( $\Phi_2=45^\circ$ )等高线等级:2, 2.5, 3, 3.5, 4, 4.5

Fig.6 Ferritic textures of annealed 2205 duplex stainless steel sheet ( $\Phi_2 = 45^\circ$ ) contour level: 2, 2.5, 3, 3.5, 4, 4.5

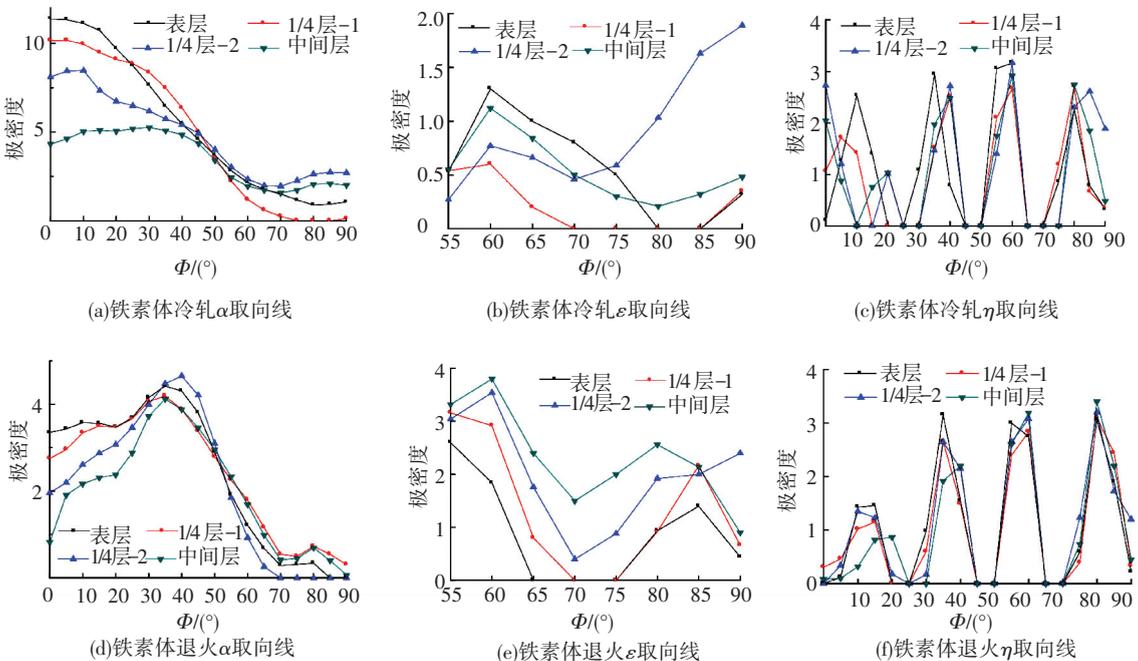


图7 2205双相不锈钢铁素体相的取向分布图

Fig.7 Ferritic orientation distribution of 2205 duplex stainless steel sheet

冷变形铁素体金属在退火过程中可生成  $\gamma$  纤维再结晶结构,再结晶的驱动力是形变储能(如 2.3 节所述),其形核与长大均优先发生在形变储能高的晶粒内.对于冷轧 IF 钢或铁素体不锈钢来说,由于具有大量形变储能非常高的  $\{111\} \langle 110 \rangle$  织构<sup>[2,10]</sup>,因此在退火时很容易形成  $\gamma$  纤维织构.而 2205 双相不锈钢冷轧板中的铁素体相为  $\{001\} \langle 110 \rangle$  织构,其再结晶率低,多被保留在退火组织中.不过,由于 1/4 层-2 和中间层冷轧态的  $\{001\} \langle 110 \rangle$  含量较低,因此退火之后残留较少.

有研究表明,冷变形金属在退火过程中,择优取向生长的晶粒间取向差与重位点阵晶界(CSL)有关<sup>[14-15]</sup>.对 2205 双相不锈钢退火板进行了 EBSD 分析,获得铁素体相内重位点阵晶界数量,结果如图 8 所示.

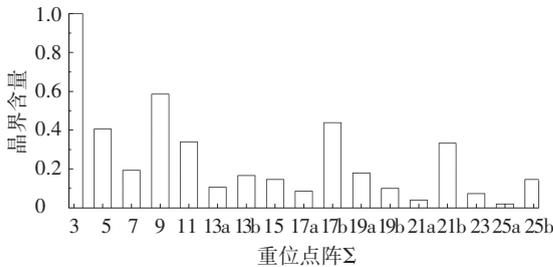


图 8 2205 双相不锈钢退火板材中铁素体相的重位点阵晶界数量

Fig.8 Fractions of various coincidence site lattice boundaries of ferrite phase in annealed 2205 duplex stainless steel sheet

可以看出,  $\Sigma_{13b}$  晶界含量低,而  $\Sigma_3$  和  $\Sigma_9$  以及  $\Sigma_{17b}$  晶界含量较高. $\Sigma_{13b}$  重位点阵晶界与  $\gamma$  纤维织构的形成有关,即  $\{111\} \langle 110 \rangle$  形变取向与  $\{111\} \langle 112 \rangle$  再结晶取向之间具有  $30^\circ \langle 111 \rangle$  取向关系,非常接近  $27.8^\circ \langle 111 \rangle$  即  $\Sigma_{13b}$  重位点阵取向关系<sup>[16-17]</sup>.相反,  $(001) [1-10]$  取向与  $(112) [1-10]$  取向具有  $35^\circ \langle 110 \rangle$  取向关系,这非常接近  $38.9^\circ \langle 110 \rangle$  即  $\Sigma_9$  重位点阵;  $(001) [-1-10]$  取向与  $(554) [-2-25]$  取向具有  $60^\circ \langle 111 \rangle$  取向关系,即  $\Sigma_3$  重位点阵;  $(110) [1-10]$  取向与  $(110) [1-18]$  取向具有  $80^\circ \langle 110 \rangle$  取向关系,其非常接近  $86.6^\circ \langle 110 \rangle$  即  $\Sigma_{17b}$  重位点阵.由于冷轧态  $\{111\} \langle 110 \rangle$  取向晶粒非常少,未能形成  $\gamma$  纤维织构;而  $(001) [1-10]$  取向较多,因此按照  $\Sigma_9$  重位点阵晶界关系,退火后形成了  $(112) [1-10]$  取向的再结晶晶粒,同时  $(110) [1-18]$  取向和  $(554) [-2-25]$  取向分别通过  $\Sigma_{17b}$  和  $\Sigma_3$  重位点阵吞噬掉  $(110) [1-10]$  取向和  $(001) [-1-10]$  取向,形成位于  $(110) [1-18] \sim (554) [-2-25]$  取向间的再结晶晶粒,其强点位于  $(441) [1-38]$  取向.并且,由于中心层冷轧态的  $(001) [1-10]$  和  $(001) [-1-10]$  组分含量较少,因此退火后基本消失.由于  $(110) [001]$  取向晶粒形变储能较低,其不容易发生再结晶,退火

后,板材中依然残留有  $(110) [001]$  取向晶粒.

## 2.6 铁素体晶粒取向对成形性的影响

实验结果表明:2205 双相不锈钢冷轧退火板材的冲压性能呈现各向异性,这与铁素体相具有明显的  $\alpha$  纤维择优取向有关;热轧板不同厚度层的冲压成形性(即  $r$  值)不同,这与各厚度层铁素体相织构不同有关.表 3 所示为  $\alpha$  纤维织构各组分的  $r_m$  和  $\Delta r$  值,由表 3 可以看出,  $\{112\} \langle 110 \rangle$  织构的  $r_m$  值(2.1)较高,而  $\{001\} \langle 110 \rangle$  和  $\{115\} \langle 110 \rangle$  织构的  $r_m$  值非常低,其对板材成形性的影响是非常不利的,这也是造成表层板的  $r_m$  值低于中间层的主要原因之一.此外,由表 3 可以看出,  $\{001\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$  织构均为  $\Delta r < 0$ ,即  $r_{45}$  大于  $r_0$  和  $r_{90}$ ,特别是  $\{112\} \langle 110 \rangle$  织构,其  $r_{45}$  约为 3.5(如图 9 所示),  $r_0$  和  $r_{90}$  均在 1.0 以下;另外,  $\{110\} \langle 001 \rangle$  和  $\{554\} \langle 225 \rangle$  织构均为  $\Delta r > 0$ ,特别是  $\{110\} \langle 001 \rangle$  织构,其  $r_{90}$  异常大,约为 20<sup>[18-20]</sup>,两类织构的叠加使得表层板和中间层板均表现出  $r_{45}$  和  $r_{90}$  较接近,而  $r_0$  明显偏低的现象,这导致其冲压性能与 IF 钢或铁素体不锈钢相比相差甚远,后者  $r_m$  值可达到 1.7 左右,且具有较低的  $\Delta r$  值,约为 0.1<sup>[2-3]</sup>.此外由于表层的  $\{001\} \langle 110 \rangle$  组分含量较多,所以其  $r_{45}$  略高于  $r_{90}$ ,而中间层与之相反.

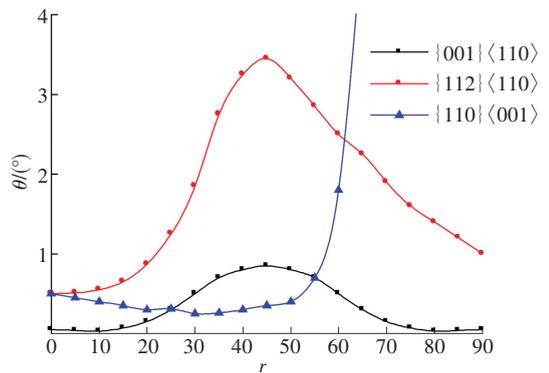


图 9 不同取向的铁素体相沿不同方向(与轧向角度  $\theta$ )拉伸的  $r$  值

Fig.9  $r$  value of various ferritic textures at different directions (angle  $\theta$  with respect to rolling direction)

表 3 部分铁素体织构的  $r_m$  值和  $\Delta r$  值<sup>[18-21]</sup>

Tab.3  $r_m$  and  $\Delta r$  values of various ferritic textures<sup>[18-21]</sup>

Texture	$r_m$	$\Delta r$
$\{001\} \langle 110 \rangle$	0.4	-0.8
$\{115\} \langle 110 \rangle$	0.6	-0.9
$\{113\} \langle 110 \rangle$	1.0	-1.7
$\{112\} \langle 110 \rangle$	2.1	-2.7
$\{223\} \langle 110 \rangle$	2.5	-2.0
$\{111\} \langle 110 \rangle$	2.6	0.0
$\{111\} \langle 112 \rangle$	2.6	0.0

### 3 结 论

1) 2205 双相不锈钢冷轧退火板材的板成型性较差,  $r_m$  值仅为 0.75,  $\Delta r$  值则为 -0.1, 这与板材中铁素体相的不利织构有极大关系. 在热轧及冷轧后, 铁素体相出现强烈的低  $\Phi$  值  $\alpha$  纤维织构, 如  $\{001\} <110>$ , 因此在退火之后, 未能形成良好冲压性能的  $\gamma$  纤维织构.

2) 2205 双相不锈钢冷轧板中的铁素体相具有强烈的  $(001) [1-10]$  和  $(001) [-1-10]$  织构, 而没有形成  $\{111\} <110>$  织构. 因此退火后, 按照再结晶择优取向生长的  $\Sigma 9$ ,  $\Sigma 3$  和  $\Sigma 17b$  重位点阵关系, 分别形成了  $(112) [1-10]$  和  $(441) [1-37]$  取向的织构强点; 而不能通过  $\Sigma 13b$  重位点阵形成  $\{111\} <112>$  织构, 即未形成  $\gamma$  纤维织构.

3) 原始热轧坯的不同厚度层板经相同冷轧、退火热处理之后,  $r$  值不同、中间层高于表层. 其原因是, 热轧板坯表层铁素体相的织构强点为  $(001) [1-10]$  和  $(001) [-1-10]$ , 而中间层为  $(118) [16-24 1]$  和  $(001) [-1-20]$ , 由于表层板的  $\{001\} <110>$  织构在变形过程中难于转动、难于再结晶, 因此保留在退火板中, 造成  $r$  值进一步降低.

### 参 考 文 献

- [1] YAZAWA Y, OZAKI Y, KATO Y. Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by  $\{111\}$  recrystallization texture control[J]. JSAE Rev, 2003, 24(4): 483-488.
- [2] RAY R K, JONAS J J, HOOK R E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels[J]. Int Mater Rev, 1994, 39(4): 129-172.
- [3] HAMADA J, ONO N, INOUE H. Effect of texture on  $r$ -value of ferritic stainless steel sheets[J]. ISIJ Int, 2011, 51(10): 1740-1748.
- [4] AKDUT N, FOCT J B. Phase boundaries and deformation in high nitrogen duplex stainless steel II. rolling texture development[J]. Sci Metall Mater, 1995, 32(1): 109-114.
- [5] UL-HAQ A, WEILAND H, BUNGE H J. Textures and microstructures in duplex stainless steel[J]. Mater Sci Technol, 1994, 10(4): 289-298.
- [6] RAY R K, JONAS J J. Transformation textures in steels[J]. Int Ma-

- ter Rev, 1990, 35(1): 2.
- [7] ZHANG C, LIU Z Y, WANG G D. Effects of hot rolled shear bands on formability and surface ridging of an ultra purified 21%Cr ferritic stainless steel[J]. J Mater Process Technol, 2011, 211(6): 1051-1059.
- [8] HAMADA J, MATSUMOTO Y, FUDANOKI F, et al. Effect of initial solidification structure on ridging phenomenon and texture in type 430 ferritic stainless steel sheet[J]. ISIJ Int, 2003, 43(12): 1989-1998.
- [9] NAGATAKI Y, HOSOYA Y. Origin of the recrystallization texture formation in an interstitial free steel[J]. ISIJ Int, 1996, 36(4): 451-460.
- [10] INAGAKI H. Fundamental aspect of texture formation in low carbon steel[J]. ISIJ Int, 1994, 34(4): 313-321.
- [11] TSUJI N, TSUZAKI K, MAKI T. Effect of initial orientation on the cold rolling behavior of solidified columnar crystals in a 19% Cr ferritic stainless steel[J]. ISIJ Int, 1992, 32(12): 1319-1328.
- [12] YAZAWA Y, MURAKI M, KATO Y, et al. Effect of chromium content on relationship between  $r$ -value and  $\{111\}$  recrystallization texture in ferritic steel[J]. ISIJ Int, 2003, 43(10): 1647.
- [13] DILLAMORE I L, ROBERTS J G, BUSH A C. Occurrence of shear bands in heavily rolled cubic metals[J]. Metal Science, 1979, 13(2): 73-77.
- [14] RANDLE V. The role of the coincidence site lattice in grain boundary engineering[M]. London: Institute of Materials, 1996: 103.
- [15] GARBACZ A, GRABSKI M W. The relationship between texture and CSL boundaries distribution in polycrystalline materials-I. the grain boundary misorientation distribution in random polycrystal[J]. Acta Metall, 1993, 41(2): 475-483.
- [16] SAHA R, RAY R K. Texture and grain growth characteristics in a boron added interstitial free steel after severe cold rolling and annealing[J]. Mater Sci Eng A, 2010, 527(7-8): 1882.
- [17] SAHA R, RAY R K. Microstructural and textural changes in a severely cold rolled boron-added interstitial-free steel[J]. Scripta Mater, 2007, 57(9): 841-844.
- [18] SAVOIE J, RAY R K, BUTRON-GUILLEN M P, et al. Comparison between simulated and experimental transformation textures in a Nb microalloyed steel[J]. Acta Metall, 1994, 42(7): 2511-2523.
- [19] DANIEL D, JONAS J J. Measurement and prediction of plastic anisotropy in deep-drawing steels. metall[J]. Metall Trans A, 1990, 21(1): 331-343.
- [20] LEE K M, HUH M Y, PARK S H, et al. Effect of texture components on the Lankford parameters in ferritic stainless steel sheets[J]. ISIJ Int, 2012, 52(3): 522-529.

(编辑 王小唯 苗秀芝)