

SAF 2205 双相不锈钢织构与冲压特性

陈雨来¹⁾, 荀晓晨¹⁾, 李静媛²⁾ ✉

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
✉ 通信作者, E-mail: lijy@ustb.edu.cn

摘 要 研究 SAF 2205 双相不锈钢冷轧退火板的冲压特性以及冷轧和退火织构对其冲压性能的影响. 实验钢冷轧退火板表现出较差的深冲性能和明显的 45° 制耳, 其 r 平均值和 Δr 值分别为 0.7 和 -0.27, 这主要与其在冷轧及退火后形成的织构有关. ODF 图显示, 退火后 SAF 2205 双相不锈钢中铁素体相未形成 γ 纤维再结晶织构, 仍然为分散的 α 纤维织构. 实验钢中铁素体相的织构强度明显高于奥氏体相, 其对钢板成形性的影响更显著, 即其各种 $\langle 110 \rangle$ 退火织构组分均不利于实验钢 r 平均值的提高, 并且使得 $\Delta r < 0$. 此外, 奥氏体相的 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 织构也对钢板成形性能产生一定程度的影响.

关键词 不锈钢; 织构; 冲压; 成形性; 制耳

分类号 TG142.71

Texture and stamping properties of SAF 2205 duplex stainless steel

CHEN Yu-lai¹⁾, XUN Xiao-chen¹⁾, LI Jing-yuan²⁾ ✉

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
✉ Corresponding author, E-mail: lijy@ustb.edu.cn

ABSTRACT The effects of cold rolling and annealing texture on the drawability of SAF 2205 duplex stainless steel were investigated. It is found that the deep drawability of SAF 2205 duplex stainless steel is poor with an average r value of 0.7 and the earing appears at 45° with a Δr value of -0.27, which is related with the texture formed during cold rolling and annealing. ODF results show that no γ fiber recrystallization texture forms in ferritic phase and the scattered α fiber texture still remains after annealing. Moreover, the ferritic texture exhibits a higher intensity than the austenitic one, thus it has more significant effect on the formability of the tested steel. It means that various components of the $\langle 110 \rangle$ texture cause low average r values and make $\Delta r < 0$. Furthermore, the $\{110\} \langle 001 \rangle$ texture of austenite exerts some effect on the formability of the sheet.

KEY WORDS stainless steel; texture; stamping; formability; earing

双相不锈钢兼具铁素体不锈钢和奥氏体不锈钢性能的优点, 耐腐蚀性能和力学性能优异, 但其塑性变形能力较差. 有关板料成形性能及机理方面的研究还不够深入. 文献 [1] 表明, 冲压成形性能与变形和热处理过程中形成的织构密切相关. 对于单相铁素体钢来说, 衡量薄板深冲性能的塑性应变比 r 值与平行于板面的 γ 纤维织构的强度有着紧密的对应关系, 即 γ 纤维织构的强度越高, 其 r 值越大. 通过合理的热处理

工艺, 铁素体不锈钢的 r_m 值可达到 1.7 左右, 且具有较低的板平面各向异性指数 Δr 值, 约为 0.1 左右^[2-3]. 对于奥氏体不锈钢而言, 由于塑性好, 具有优良的板成形性, 许多文献^[4-6] 也对其在变形过程中的织构演变做了深入细致的分析.

对于双相不锈钢而言, 由于冷轧时奥氏体相和铁素体相的晶体结构差异及相互影响, 导致各相的形变织构均不同于单相的铁素体和奥氏体钢. Akdut 和 Fo-

et^[7]发现,镍含量较高的双相不锈钢冷轧后铁素体的各向异性更强,其主要是由{112}〈110〉和{111}〈uvw〉组成,而奥氏体相的各向异性较弱,主要由Brass{110}〈112〉和少量Goss{110}〈001〉结构组成。Ul-Haq等^[8]也观察到在相同的材料中,在相同的冷轧条件下,铁素体具有很强的α结构,奥氏体中则含有Copper和Brass结构。无论在冷轧还是退火过程中,结构的形成均具有一定的继承性和关联性。在双相不锈钢中,结构的形成演化机理及其对冲压成形性能影响的研究还十分有限,亟需开展深入的研究。

本文以SAF 2205双相不锈钢为实验材料,进行80%冷轧和退火之后,利用金相显微镜、X射线衍射仪、电子背散射等技术研究铁素体和奥氏体两相的结构演变规律,并就其对SAF 2205双相不锈钢成形性的影响进行探讨。

1 实验过程

本实验所用材料为厚度1mm的SAF 2205双相不锈钢冷轧板,其相组成为铁素体和奥氏体,两者晶体结构不同必然影响到冷轧过程中两者的晶体转动,不利于晶体转到具有高形变储能的取向,从而不利于退火后发生再结晶,形成再结晶结构,比如BCC金属典型的γ纤维结构^[9],因此本实验选择较大冷轧压下量为80%,以提高晶体的转动。其化学成分如表1所示。冷轧钢板经1100℃保温5min退火处理,然后水冷至室温。按照GB5027—85将退火板沿与轧向呈0°、45°和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%时的塑性应变比值r,并通过下式计算平均塑性应变比r_m和平面各向异性指数Δr,

$$r_m = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (1)$$

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

表1 实验用SAF 2205双相不锈钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the tested SAF 2205 duplex stainless steel %

Cr	Ni	Mo	C	N
22.2	5.46	3.20	0.027	0.16

切取冷轧和退火态试样,抛光后在10%草酸水溶液中电解侵蚀,侵蚀电压为7V,时间为8~20s,然后在LeicaDM2500光学显微镜观察试样的金相显微组织。通过BRUKER D8 DISCOVER型X射线衍射仪测量α相的(110)、(200)和(211)晶面,γ相的(200)、(220)和(311)晶面的不完整极图,并分别计算得到两相的取向分布函数(ODF)。采用安装在FEI Quanta

600扫描电子显微镜上的OIM 4000 EBSD系统对电解抛光后的试样进行微观取向分析。

将退火板材切割成φ80mm的圆形试样,按照GB/T15825.6—1995要求在Hydraulic Sheet Ductility Tester—BUP600万能试验机上进行锥杯试验和制耳试验。计算冲压后锥杯口的最大外径和最小外径的算术平均值(CCV),通过以下公式计算锥杯率η来表征实验钢的冲压性能:

$$\eta = \frac{D_0 - CCV}{D_0} \quad (3)$$

式中D₀为试样直径。

制耳率e按照以下公式计算:

$$e = \frac{\overline{\Delta h}}{h_v} \times 100\% \quad (4)$$

式中 $\overline{\Delta h}$ 为平均制耳高度(平均制耳峰高与平均制耳谷高之差), h_v 为平均制耳谷高(拉深杯体口部所有制耳谷高的算术平均值)。

2 实验结果

2.1 板成形性能

钢板的成形性能可用平均塑性应变比(r_m值)和平面各向异性系数(Δr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,钢板的成形性能越好;Δr值越接近于零,板材制耳率越低,成材率越高。SAF 2205冷轧板经1100℃退火5min后,r值如表2所示。由表2可以看出,实验板材各方向的r值均偏低,平均值仅为0.7左右,表明其在冲压过程中壁厚容易减薄,成形性能不佳。另外,在45°方向的r₄₅值高于0°和90°,表明在该方向易形成制耳。

表2 SAF 2205双相不锈钢冷轧退火板r值

Table 2 r values of the annealed SAF 2205 duplex stainless steel

试样	r ₀	r ₄₅	r ₉₀	r _m	Δr
1	0.46	0.83	0.65	0.70	-0.27
2	0.49	0.75	0.64	0.65	-0.18
3	0.43	0.91	0.68	0.73	-0.36

锥杯试验是拉深与胀形的复合成形,获得的CCV值与r值具有一定相关性。锥杯试验表明,实验钢破裂时的杯口直径较大,深度较小。CCV值如表3所示。6组CCV值实验数据中最大为49.26mm,最小48.05mm,平均值约48.59mm,其锥杯率为0.19,而IF钢的锥杯率为0.27^[10],说明SAF 2205双相不锈钢退火板的冲压性能较差。

板材在杯突试验后产生波浪形的杯壁上沿,其凸起处称为制耳。制耳的形成与平面各向异性Δr有关,Δr的数值愈大,板面内各向异性愈严重,则拉深件的

表3 实验板材的锥杯值

Table 3 Conical cup values (CCV) of the experimental sheet

试样	1	2	3	4	5	6
锥杯值	49.26	48.67	48.93	48.14	48.46	48.05

边沿越不齐. 如图1所示, 杯突试验中 SAF 2205 双相不锈钢退火板的制耳出现在与轧向成 45° 处, 且制耳率平均值达 6.99%. 而对于 IF 钢来说, 其制耳率较低, 为 4.64%, 在 0° 或 90° 形成制耳^[9].

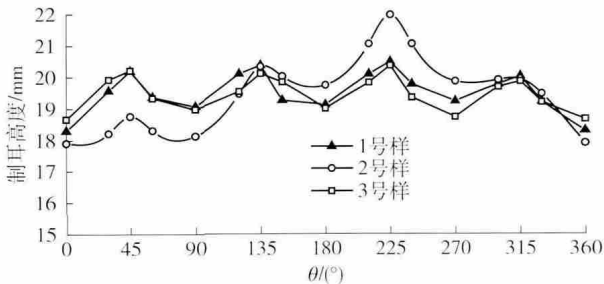


图1 实验深冲杯的制耳现象

Fig.1 Earing of the experimental drawn cups

2.2 显微组织

图2(a) 示出 SAF 2205 双相不锈钢冷轧态的显微组织. 可以看出, 在冷轧过程中晶粒沿着轧制方向被拉长. 在双相不锈钢中, 铁素体相的主要塑性变形机制为多系滑移, 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纤维带, 使其经侵蚀后在光学显微镜下呈现灰色. 而奥氏体相由于层错能较低, 因此易于形成层错而阻止位错的交滑移和攀移, 使得奥氏体相在光学显微镜下观察呈白色. 图2(b) 是 1100°C 退火后的显微组织. 可以看出, 晶粒已经发生完全再结晶, 纤维状变形组织变为等轴晶组织, 奥氏体呈岛状分布在铁素体基体上.

2.3 织构

图3及图4给出实验钢板中铁素体相和奥氏体相

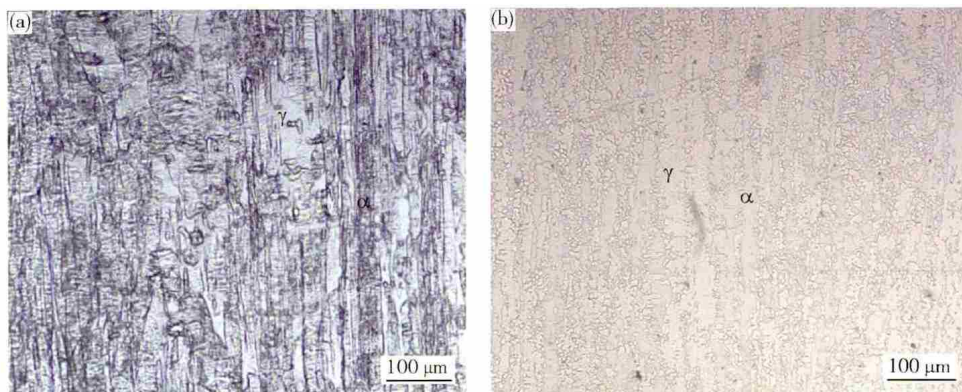


图2 SAF 2205 双相不锈钢实验板材的金相. (a) 冷轧; (b) 退火

Fig.2 Metallographs of the SAF 2205 DSS test sheet: (a) cold rolling; (b) annealing

分别在冷轧和退火状态的织构及主要取向分布图. 由图3(a)可知, 铁素体相的冷轧织构以显著的 α 纤维织构为主, 强点集中在 $(001) [1\bar{1}0]$ 和 $(001) [\bar{1}10]$ 两个组分, 强度分别为 11.4 和 11.1. 除此之外还含有微弱的 $(332) [1\bar{1}0]$ 和 $(332) [\bar{1}13]$ 织构. 退火之后, 铁素体相中没有形成典型的体心立方金属再结晶织构, 即 γ 纤维织构, 即未形成 $\{111\} // \text{ND}$ 取向织构. 其织构依然以 α 纤维织构为主, 但强度大幅度弱化, 分散到不同的织构组分中, 织构强点转移到 $(115) [1\bar{1}0]$ 取向, 强度为 4.6 (图3(c)). 同时伴随有多个 $\langle 110 \rangle$ 织构组分, 即 $(223) [1\bar{1}0]$ 、 $(332) [1\bar{1}0]$ 、 $(001) [\bar{1}10]$ 以及 $(332) [\bar{1}13]$ 织构, 其强度均约为 2.0.

实验钢中奥氏体相的织构强度明显弱于铁素体相. 如图3(b)所示, 奥氏体相的冷轧织构为 Brass 类型, 包含 $(110) [1\bar{1}2] \sim (110) [001]$ 之间的取向, 强点集中在 $(110) [1\bar{1}2]$, 强度为 6.6. 退火之后, 奥氏体相的织构强度降低, 最大强度降为 2.8, 转移到 $(110) [1\bar{1}0]$ 取向上.

3 讨论

板材成形性能与其织构有密切关系. SAF 2205 双相不锈钢板偏低的 r 值及 45° 制耳现象与其两相组织及各自不同的织构有密切关系. 奥氏体和铁素体两相共存, 在变形和再结晶过程中相互影响、相互制约, 因此使得双相不锈钢的宏观性能和微观织构均明显不同于单相金属.

3.1 SAF 2205 双相不锈钢板织构的演化过程

冷轧织构与初始织构和冷轧压下量有关. 本实验钢初始态为热轧态. 图5给出实验钢板热轧态铁素体相和奥氏体相的织构.

如图5所示, 织构主要存在于铁素体相中, 织构强点集中在 $(001) [1\bar{1}0]$ 取向和 $(001) [\bar{1}10]$ 取向, 强度分别为 5.1 和 5.0. 奥氏体相的织构强点在 $(001) [100]$ 取向, 其强度仅为 1.9. 可见, 初始实验板材的

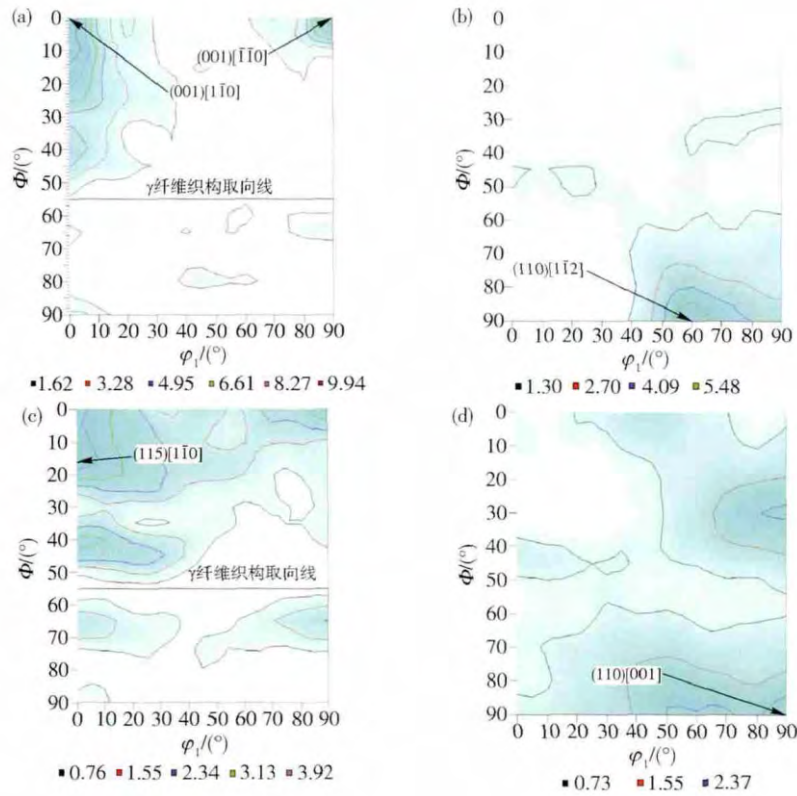


图 3 冷轧及退火结构 ($\varphi_2 = 45^\circ$) : (a) 铁素体冷轧; (b) 奥氏体冷轧; (c) 铁素体退火; (d) 奥氏体退火

Fig. 3 Rolling and annealing textures ($\varphi_2 = 45^\circ$) : (a) ferrite cold rolling; (b) austenite cold rolling; (c) ferrite annealing; (d) austenite cold rolling

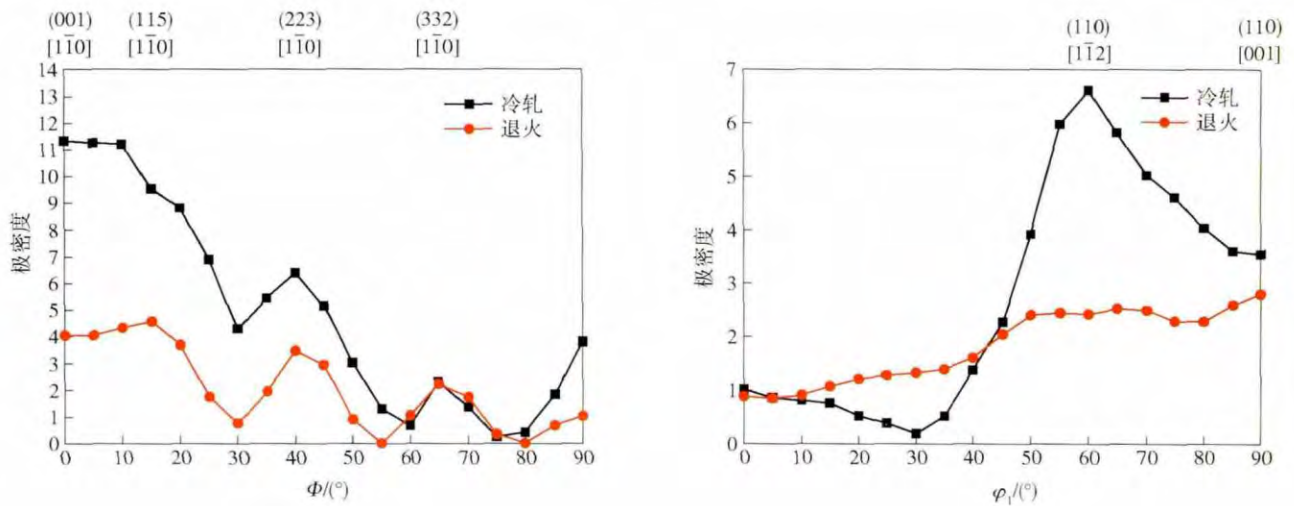


图 4 冷轧及退火结构电子背散射衍射取向分布图 ($\varphi_2 = 45^\circ$) : (a) 铁素体相 α 取向线; (b) 奥氏体 α 取向线

Fig. 4 EBSD orientation maps of the cold rolled and annealed texture ($\varphi_2 = 45^\circ$) : (a) ferritic α orientation; (b) austenitic α orientation

铁素体相中已经存在一定程度的 $\{00\}$ $\langle 110 \rangle$ 织构, 其必然会对随后的冷轧织构造成影响. 热轧态奥氏体中织构强度很低, 其对冷轧织构的影响远远小于铁素体相.

金属材料的形变织构是晶粒在变形过程中沿着受力方向发生转动而形成的择优取向. Inagaki^[11] 发现对于单相体心立方金属多晶体材料, 晶体会沿着以下两条路径发生转动:

(A) $\{00\}$ $\langle 100 \rangle \rightarrow \{00\}$ $\langle 110 \rangle \rightarrow \{112\}$ $\langle 110 \rangle \rightarrow \{223\}$ $\langle 110 \rangle$;

(B) $\{110\}$ $\langle 001 \rangle \rightarrow \{554\}$ $\langle 225 \rangle \rightarrow \{111\}$ $\langle 112 \rangle \rightarrow \{111\}$ $\langle 110 \rangle \rightarrow \{223\}$ $\langle 110 \rangle$.

可以看出, 冷轧最终的稳定织构为 $\{223\}$ $\langle 110 \rangle$. 大多数晶体由于合金元素或第二相粒子的影响^[11-12], 都达不到最终的稳定取向, 只能达到中间状态 $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$ 或 $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$. 然而, 由于实验钢为奥氏体和铁素体

两相组织在变形过程中奥氏体对铁素体的转动有一定的牵制作用。从实验结果可以看出,经过大压下量 80% 冷轧后 SAF 2205 双相不锈钢中的铁素体相表现出 α 纤维织构,即 $\langle 110 \rangle // RD$,这符合体心立方(BCC)金属的冷轧织构特点。然而不同的是,在相同大变形下,IF 钢或铁素体不锈钢等 BCC 金属的冷轧 α 纤维织构组分主要为 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 并伴随有 $\{111\} \langle 110 \rangle$ ^[2-3];而 SAF 2205 双相不锈钢则依然集中在 $\{001\} \langle 110 \rangle$,即 $(001) [1\bar{1}0]$ 和 $(001) [\bar{1}10]$ 两个取向上。可以看出,铁素体晶粒停留在 A 路径中 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 取向上,在向

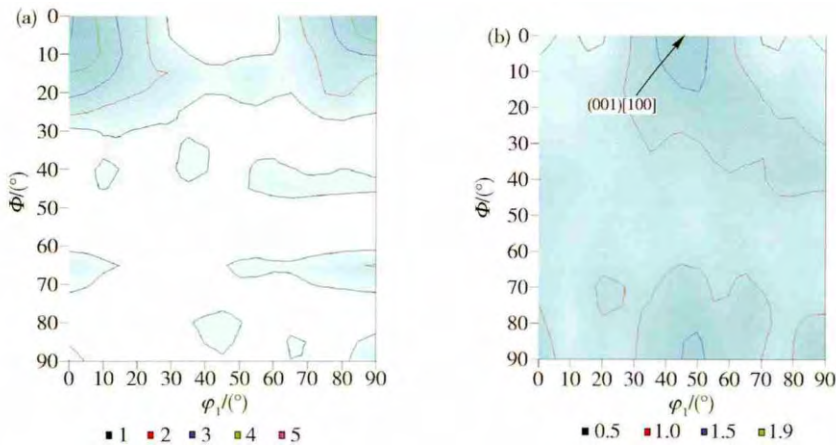


图 5 热轧织构 ($\varphi_2 = 45^\circ$)。 (a) 铁素体; (b) 奥氏体

Fig. 5 Hot rolling texture ($\varphi_2 = 45^\circ$): (a) ferrite; (b) austenite

冷变形铁素体金属在退火过程中可生成再结晶织构,即 γ 纤维织构。发生再结晶的驱动力是形变储存能,其形核与长大均优先发生在形变储能高的晶粒内。形变晶粒的储能大小与其取向有关,不同取向晶粒的形变储能差别很大,其由小到大的顺序为 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 、 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{112\} \langle uvw \rangle$ 、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 至 $\{110\} \langle 110 \rangle$ ^[9]。对于单相的铁素体不锈钢冷轧板来说,其织构多为 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 和 $\{111\} \langle 110 \rangle$,形变储能较高,因此在退火时容易发生再结晶,形成 γ 纤维织构。实验钢中铁素体组织为 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 织构,其形变储能较低,易发生回复,而再结晶率非常低^[9],只能通过相邻的 γ 再结晶晶粒的生长而被吞噬^[14]。但是,由于实验钢在退火过程中形成的 γ 再结晶晶核极少,因此对 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 晶粒的吞噬作用也就减弱,导致最终铁素体相中主要织构依然是 α 纤维织构。

为了进一步分析铁素体相中没有形成 γ 再结晶晶粒,尤其是没有 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 和 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向晶粒的原因,对 17% Cr 超纯铁素体不锈钢和 SAF 2205 双相不锈钢退火板进行电子背散射衍射分析,研究与 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 和 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 再结晶织构有关的 $\Sigma 13b$ 重位点阵晶界数量,结果如图 6 所示。可以看出,17% Cr 钢中 $\Sigma 13b$ 重位点阵晶界含量较多,其数量仅次于 $\Sigma 3$ 晶界,而 SAF 2205 钢中铁素体相的 $\Sigma 13b$ 晶界含量

更稳定的 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 取向的转动受到抑制。此外, $\{001\} \langle 110 \rangle$ 取向在冷轧过程中很稳定^[13],它向其他稳定取向转变的速率非常慢,因此热轧态的一部分 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 织构遗留下来,造成冷轧后 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 织构强度较高。另外存在的两个微弱织构 $\{332\} \langle 110 \rangle$ 和 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 分别与 B 路径的非稳定织构 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 和 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 接近,大约存在 10° 的取向偏差。双相不锈钢中这种不同的铁素体相冷轧织构,将影响其退火后的再结晶织构,并进一步影响其冲压性能。

明显偏低。

有研究表明,冷变形金属在退火过程中,选择性生长的晶粒的取向差角和重位点阵 (coincidence site lattice, CSL) 晶界有关。有研究认为^[15],重位点阵晶界的自由体积较低,对晶界迁移有拖拽作用的溶质原子的含量较少,所以其迁移率更高。例如 $\Sigma 9 (38.9^\circ)$ 、 $\Sigma 11 (50.5^\circ)$ 、 $\Sigma 13b (27.8^\circ)$ 、 $\Sigma 19a (26.5^\circ)$ 、 $\Sigma 27a (31.6^\circ)$ 和 $\Sigma 33c (59.0^\circ)$ 都会对晶粒的选择性生长产生一定影响。并且在热处理过程中为了使晶界网络趋于平衡,晶界可以选择某种重位点阵进行迁移^[16]。在 γ 纤维织构中 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 与 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 具有 $30^\circ \langle 111 \rangle$ 取向关系,这非常接近 $27.8^\circ \langle 111 \rangle$ 即 $\Sigma 13b$ 重位点阵取向关系,并且 $\Sigma 13b$ 重位点阵晶界具有很高的迁移速率^[17-18]。因此,电子背散射衍射分析测得的 $\Sigma 13b$ 重位点阵晶界含量可表明 $\{111\}$ 取向晶粒是否发生明显的形核与长大。从图 6 可以看出,实验中铁素体相的 $\Sigma 13b$ 重位点阵晶界含量非常少,说明未发生 γ 纤维取向再结晶形核及长大。此外,铁素体相的 $(332) [\bar{1}\bar{1}3]$ 取向强度在退火后有了轻微上升,可能与奥氏体向铁素体转变有关,即奥氏体的形变织构 $\{110\} \langle 112 \rangle$ 转变为铁素体的 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 织构,这种转变服从 K-S 法则^[1]。

对于实验钢中的奥氏体相来说,具有低的层错能并且倾向于发展成 Brass 类型的轧制织构。Dillamore

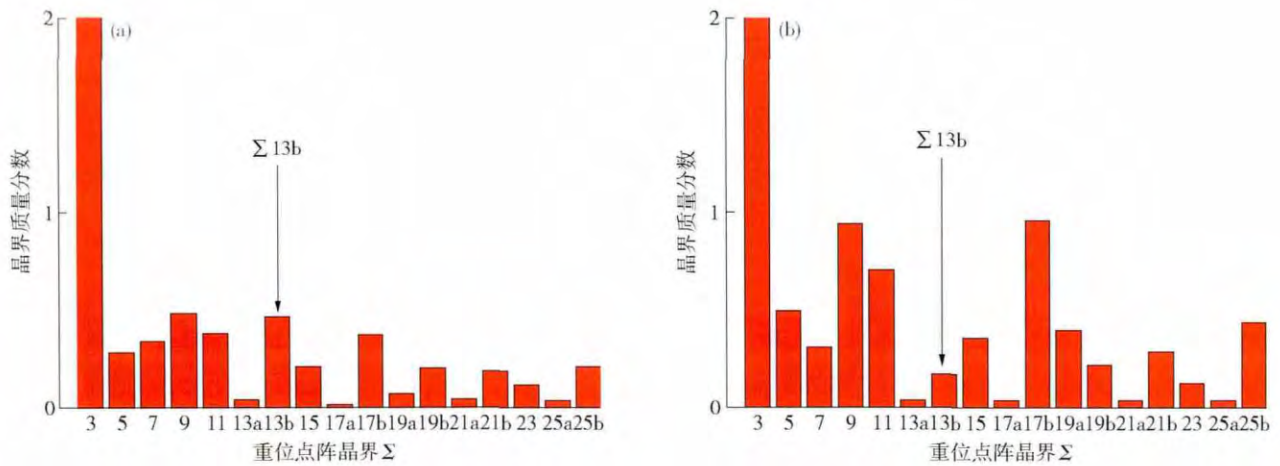


图 6 重位点阵晶界数量分数. (a) 铁素体不锈钢退火板; (b) SAF 2205 双相不锈钢退火板

Fig. 6 Number fraction of coincidence site lattice boundaries: (a) ferrite stainless steel annealing sheet; (b) SAF 2205 DSS annealing sheet

等^[19]发现,轧制之后在{110} <112>、{110} <001>和{4 4 1} <11 11 8>取向附近是面心立方晶体的稳定取向.而且,在大变形条件下,Copper 类型织构(包括{112} <111>和{4 4 1} <11 11 8>取向)会转到 Brass 类型的织构(包括{110} <112>和{110} <001>取向)^[20-21].因此,在压下量为 80% 的冷轧后,奥氏体的冷轧织构是由 Brass 类型的织构{110} <112>~{110} <001>组分组成的,其峰值取向{110} <112>的强度为 6.6.退火之后,晶粒择优取向弱化,织构强度降低.

3.2 晶粒取向对成形性的影响

虽然两相的织构都会影响 SAF 2205 DSS 的成形性能,但是织构明显、强度较高的一相的影响会更显著.如图 3 及图 4 所示,在冷轧板中,铁素体的织构强度峰值高达 11.4 而奥氏体的织构强度峰值为 6.6.退火之后,铁素体的织构强度峰值为 4.6 而奥氏体的织构强度峰值为 2.8.晶粒取向不同则在拉伸或冲压变形时厚向减薄程度不同,表 4 列出不同织构取向的冷

轧退火态单相铁素体或奥氏体的 r_m 值和 Δr 值^[22-25].可以看出,在 <110> 织构中,除了同时具有{111} 晶面取向的组分,其余组分的 r_m 值都非常低,如{001} <110>和{115} <110>的 r_m 值分别为 0.4 和 0.6.这与实验钢板整体的 r_m 值接近.并且该类取向晶粒的 Δr 值均为负,也与实验钢的结果吻合.然而其绝对值偏大,约为 0.8~0.9,远大于实验钢 0.2~0.3 的实验结果.这与奥氏体相的{110} <001>织构组分的影响有密切关系.

图 7 给出铁素体和奥氏体中某些织构的轧制方向所成角度 θ 和 r 值的对应关系^[22-25].这些值说明各织构组分对成形性和形成制耳倾向的影响.由图可以看出:铁素体相的{115} <110>和{001} <110>织构的 r 最高值均出现在 45° 附近, r_0 和 r_{90} 接近于 0; 而奥氏体相的{110} <001>取向的 r 最高值出现在 90° 附近,其 r_{90} 值异常高,接近于 20,这不仅使得实验板材的 r_{90} 值高于 r_0 值,同时也将 Δr 值缩小.

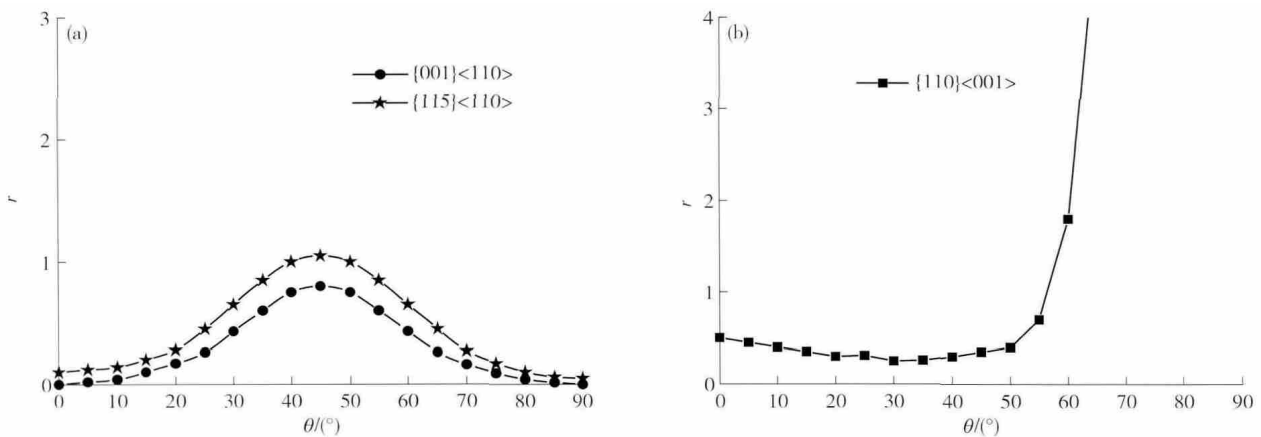


图 7 部分织构沿不同方向(与轧向角度 θ) 拉伸的 r 值. (a) 铁素体{001} <110>和{115} <110> 织构; (b) 奥氏体{110} <001> 织构

Fig. 7 r values of various textures at different directions (angle θ with respect to the rolling direction): (a) ferritic {001} <110> and {115} <110> texture; (b) austenitic {110} <001> texture

表 4 铁素体和奥氏体的主要织构组分的 r_m 值和 Δr 值^[22-25]Table 4 r_m and Δr values of the ferritic and austenitic main texture components^[22-25]

铁素体相	r_m	Δr	奥氏体相	r_m	Δr
{001} <110>	0.4	-0.8	{110} <112>	1.5	-1.4
{111} <110>	0.6	-0.9	{110} <001>	5.1	8.9
{111} <110>	2.6	0.0			
{111} <112>	2.6	0.0			
{332} <110>	2.2	1.8			
{332} <113>	2.7	1.9			

4 结论

(1) SAF 2205 双相不锈钢退火板材的塑性应变比 r 低、冲压成形性能差, Δr 值为 -0.27 , 制耳倾向较大, 且发生在 45° 方向。

(2) 冷轧过程中, 奥氏体相抑制铁素体晶粒的转动, 同时热轧态的部分 {001} <110> 织构遗留下来, 使其未形成强点突出且形变储能高的织构, 因此造成退火之后 SAF 2205 双相不锈钢中铁素体相没有形成 γ 纤维织构, 其退火织构依然为分散的 α 纤维织构, 峰值取向为 {111} <110>。

(3) 冷轧退火后, SAF 2205 双相不锈钢中的铁素体相织构强度明显强于奥氏体相, 因此对板材成形性能的影响更显著。其 {111} <110>、{001} <110> 和 {111} <110> 织构是造成板材 r_m 值低、冲压性能较差以及 $\Delta r < 0$ 即 45° 制耳的主要原因。

(4) 奥氏体相也对板材的成形性能产生一定的影响, 其 {110} <001> 具有极高的 r_{90} 值, 在一定程度上改善了 Δr 值, 使得 $r_{45} > r_{90} > r_0$ 。

参 考 文 献

- [1] Ray R K, Jonas J J. Transformation textures in steels. *Int Mater Rev*, 1990, 35(1): 1
- [2] Ray R K, Jonas J J, Hook R E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *Int Mater Rev*, 1994, 39(4): 129
- [3] Hamada J I, Ono N, Inoue H. Effect of texture on r -value of ferritic stainless steel sheets. *ISIJ Int*, 2011, 51(10): 1740
- [4] Kumar B R, Mahato B, Bandyopadhyay N R, et al. Comparison of rolling texture in low and medium stacking fault energy austenitic stainless steels. *Mater Sci Eng A*, 2005, 394(1-2): 296
- [5] Kumar B R, Singh A K, Samar D, et al. Cold rolling texture in AISI 304 stainless steel. *Mater Sci Eng A*, 2004, 364(1-2): 132
- [6] Poulon P, Brochet S, Vogt J B, et al. Fine grained austenitic stainless steels: the role of strain induced α' martensite and reversion mechanism limitations. *ISIJ Int*, 2009, 49(2): 293
- [7] Akdut N, Focit J. Phase boundaries and deformation in high nitrogen duplex stainless steels: I. Rolling texture development. *Scripta Metall Mater*, 1995, 32(1): 103
- [8] Ul-Haq A, Weiland H, Bunge H J. Textures and microstructures in duplex stainless steel. *Mater Sci Technol*, 1994, 10(4): 289
- [9] Park S H, Kim K Y, Lee Y D, et al. Evolution of microstructure and texture associated with ridging in ferritic stainless steel. *ISIJ Int*, 2002, 42(1): 100
- [10] Ma J, Guan X J, Liu Q J, et al. Research on the formability of IF steel and 08Al steel. *Shandong Metall*, 2003, 25(6): 49 (马璟, 关小军, 刘清津, 等. IF 板与 08Al 板的成形性能研究. 山东冶金, 2003, 25(6): 49)
- [11] Inagaki H. Fundamental aspect of texture formation in low carbon steel. *ISIJ Int*, 1994, 34(4): 313
- [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. *ISIJ Int*, 2003, 43(10): 1647
- [13] Tsuji N, Tsuzuki K T, Maki T. Effect of initial orientation on the cold rolling behavior of solidified columnar crystals in a 19% Cr ferritic stainless steel. *ISIJ Int*, 1992, 32(12): 1319
- [14] Sinclair C W, Robaut F, Maniguet L, et al. Recrystallization and texture in a ferritic stainless steel: an EBSD study. *Adv Eng Mater*, 2003, 5(8): 570
- [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. *Acta Metall Mater*, 1993, 41(2): 469
- [16] Randle V. *The Role of the Coincidence Site Lattice in Grain Boundary Engineering*. London: Institute of Materials, 1996
- [17] Saha R, Ray R K. Texture and grain growth characteristics in a boron added interstitial free steel after severe cold rolling and annealing. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(7-8): 1882
- [18] Saha R, Ray R K. Microstructural and textural changes in a severely cold rolled boron-added interstitial-free steel. *Scripta Mater*, 2007, 57(9): 841
- [19] Dillamore I L, Butler E, Green D. Crystal rotations under conditions of imposed strain and the influence of twinning and cross-slip. *Met Sci J*, 1968, 2(1): 161
- [20] Jia N, Eisenlohr P, Roters F, et al. Orientation dependence of shear banding in face-centered-cubic single crystals. *Acta Mater*, 2012, 60(8): 3415
- [21] Chowdhury S G, Das S, De P K. Cold rolling behaviour and textural evolution in AISI 316L austenitic stainless steel. *Acta Mater*, 2005, 53(14): 3951
- [22] Savoie J, Ray R K, Butron-Guillen M P, et al. Comparison between simulated and experimental transformation textures in a Nb microalloyed steel. *Acta Metall Mater*, 1994, 42(7): 2511
- [23] Daniel D, Jonas J J. Measurement and prediction of plastic anisotropy in deep-drawing steels. *Metall Trans A*, 1990, 21(1): 331
- [24] Daniel D, Sakata K, Jonas J J. Ultrasonic prediction of r -value in deep drawing steels. *ISIJ Int*, 1991, 31(7): 696
- [25] Lee K M, Huh M Y, Park S. Effect of texture components on the Lankford parameters in ferritic stainless steel sheets. *ISIJ Int*, 2012, 52(3): 522