

# 电场退火对 08Al 深冲钢板再结晶组织的影响 \*

胡卓超 赵 骧 左 良  
(东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110004)

**摘 要** 利用 X 射线衍射 ODF 分析方法, 研究了电场对 08Al 深冲钢板单台阶退火和双台阶退火再结晶组织的影响. 结果表明: 电场提高了再结晶  $\gamma$  纤维组织的强度, 同时降低了再结晶  $\alpha$  纤维组织的强度. 产生上述结果的主要原因是由于电场降低了各取向的形变储能, 从而抑制了储存能小的取向晶核的形成及长大, 促进了储存能大的再结晶  $\gamma$  取向晶粒的择优生长.

**关键词** 电场, 08Al 深冲钢板, 再结晶组织, 退火

**中图分类号** TG115.23, TG335.5 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2003)02-0213-04

## EFFECTS OF ELECTRIC FIELD ANNEALING ON THE RECRYSTALLIZATION TEXTURE OF COLD ROLLED 08Al KILLED STEEL SHEET

HU Zhuochao, ZHAO Xiang, ZUO Liang

School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004

Correspondent: HU Zhuochao, Tel: (024)83670655, E-mail: xiaohu\_cn@163.net

Supported by the Research Fund for the Doctoral Program of Higher Education (No.99014521), the Nature Science Foundation of Liaoning Province (No.9910200101) and Research Fund for Skeletal Teacher of Education Department

Manuscript received 2002-04-17, in revised form 2002-07-23

**ABSTRACT** The cold-rolled 08Al killed steel sheets were treated according to the "one-step annealing" and "two-step annealing" schemes, under applying or not applying an electric field. The effects of electric field on recrystallization texture were investigated by X-ray ODF analysis. The results show that the electric field annealing may reinforce the  $\gamma$ -fiber texture and weaken the  $\alpha$ -fiber texture. The most important reason is that the electric field decreases the driving force of recrystallization, which would hinder the nucleation and grain-growth on the whole. Therefore, the electric field annealing would promote the growth of the  $\gamma$ -oriented grains due to their relatively high storage energy, and restrain the growth of grains with the other orientations.

**KEY WORDS** 08Al killed steel sheet, electric field, recrystallization texture, annealing

08Al 深冲钢板作为一种典型的质优价廉的深冲钢板在我国汽车工业中有着广泛的应用. 目前人们普遍采用平面塑性应变比 ( $r$  值) 做为衡量深冲钢板的冲压成型性能的重要指标,  $r$  值的大小基本取决于深冲钢板的再结晶组织的类型和强弱<sup>[1,2]</sup>.  $\{111\}$  型组织愈强,  $r$  值就愈高, 深冲性能就愈好; 反之,  $\{100\}$  面织构愈强,  $r$  值就愈低, 深冲性能也就愈差. 因此, 人们往往通过改善加工工艺和热处理制度控制再结晶组织的形成与演变, 以期提高

$\{111\}$  组织和减弱  $\{100\}$  组织, 从而达到提高深冲性能之目的<sup>[3,4]</sup>. 近年来, 电场在改善金属的组织 and 性能方面受到重视并得到实际应用, 电场对金属内部的微观结构、缺陷以及由这些缺陷参与的物理冶金过程具有一定的影响<sup>[5-7]</sup>. 由于再结晶组织的产生是各种取向的晶核在形成和长大过程中相互竞争的结果, 电场必然对其产生重要的影响, 但是关于电场作用下金属板材再结晶组织形成与演变的研究寥寥无几. 本文通过改变退火工艺条件研究了电场对冷轧 08Al 深冲钢板再结晶组织的影响, 为进一步通过电场退火调控深冲钢板的再结晶组织并由此提高深冲性能奠定基础.

### 1 实验方法

实验材料采用本溪钢铁公司生产的 1.1 mm 厚的冷轧 08Al 深冲钢板, 冷轧压下量为 73%, 化学成分 (质量

\* 国家博士点专项科研基金 99014521 和辽宁省自然科学基金 9910200101 及教育部骨干教师基金资助项目

收到初稿日期: 2002-04-17, 收到修改稿日期: 2002-07-23

作者简介: 胡卓超, 男, 1976 年生, 博士生

分数, %)为: C 0.09, Si 0.04, Mn 0.15, P 0.028, S 0.009, Al 0.06, Ti 0.062, N 0.008, 其余为 Fe. 从冷轧板沿轧向截取尺寸 50 mm×20 mm×1.1 mm 的样品, 分别对其进行单台阶和双台阶的电场和非电场退火. 热处理工艺为: (1) 以 10 °C/min 的速度加热到 550 °C, 650 °C, 750 °C, 在各温度下分别保温 120 min, 随后出炉空冷; (2) 先以 10 °C/min( $v_1$ ) 的速度加热到 550 °C, 保温  $\Delta t_1=120$  min, 再以 5 °C/min( $v_2$ ) 的速度加热到 750 °C, 保温  $\Delta t_2=180$  min, 随后出炉空冷. 双台阶工艺的退火工艺图如图 1. 非电场退火样品和电场退火样品均在图 2 所示热处理炉中处理. 电场退火时, 电场强度设定为 3 kV/cm, 始终通以氮气保护. 不锈钢电极板接高压直流电源负极, 样品接电源正极, 负极与正极相距 10 mm, 电压为 3 kV.

样品表面经研磨和侵蚀后在 Dmax-III A 型 X 射线衍射仪上采用 Schulz 反射法进行织构测定 (Fe- $K\alpha$  辐射). 结果以 ODF 恒  $\phi=45^\circ$  截面图表示<sup>[8]</sup>.

## 2 实验结果

图 3, 4 分别为非电场和电场退火样品  $\phi=45^\circ$  ODF 截面图. 由图 3a 和图 4a 比较可见, 冷轧 08Al 深冲钢板经过 550 °C 等温退火后的主要织构仍是冷轧织构, 这是因为此时退火温度较低, 再结晶处于起始阶段所致. 这一

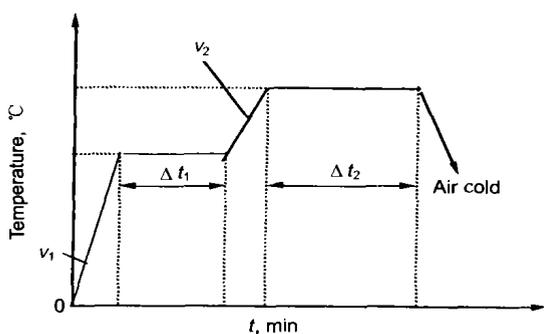


图 1 双台阶退火工艺图

Fig.1 Schematic of two-step annealing technology

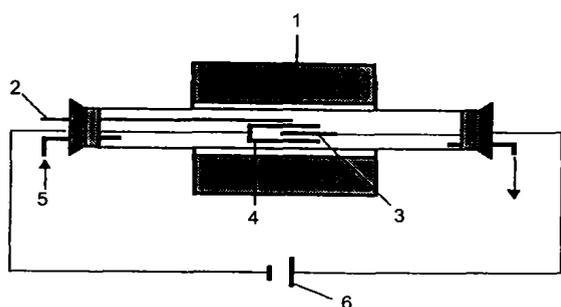


图 2 电场热处理装置

Fig.2 Schematic of electric field treatment

1 Furnace, 2 Thermocouple, 3 Sample, 4 Negative electrode, 5  $N_2$ , 6 High voltage DC source

阶段电场对  $\gamma$  纤维织构 ( $\langle 111 \rangle \parallel N.D$ ) 的作用不大, 而  $\alpha$  纤维织构 ( $\langle 110 \rangle \parallel R.D$ ) 的强度略有差别. 样品经 650 °C 退火后已经产生了明显的再结晶织构, 电场退火样品 (图 4b) 的再结晶  $\gamma$  纤维织构的强度明显高于非电场退火样品 (图 3b) 的再结晶  $\gamma$  纤维织构的强度, 而且电场退火样品的再结晶  $\gamma$  纤维织构相对集中, 但再结晶  $\alpha$  纤维织构的强度基本保持不变. 样品经 750 °C 电场退火后再结晶  $\gamma$  纤维织构的强度进一步提高, 而且更加集中 (最强点集中于  $\{111\}\langle 110 \rangle$  组分), 同时  $\alpha$  纤维织构的强度明显降低 (图 4c), 而非电场退火样品的再结晶  $\gamma$  纤维织构比电场退火样品的  $\gamma$  纤维织构弱, 且相对漫散, 并且  $\alpha$  纤维织构的强度仍然较高 (图 3c). 综上可知, 在单台阶退火时, 电场普遍促进了再结晶  $\gamma$  纤维织构的形成和发展, 显著提高了再结晶  $\gamma$  纤维织构的强度, 同时对再结晶  $\alpha$  纤维织构的演变具有一定的抑制作用.

由双台阶退火工艺的恒  $\phi=45^\circ$  ODF 截面图 (图 5) 可以看出, 电场作用下样品的再结晶  $\gamma$  纤维织构的强度明显高于非电场作用下样品的再结晶  $\gamma$  纤维织构的强度, 而且电场作用下样品的再结晶  $\gamma$  纤维织构强度集中, 尤其是  $\{111\}\langle 110 \rangle$  织构组分更加集中, 其强度显著高于  $\{111\}\langle 112 \rangle$  织构组分的强度, 电场退火和非电场退火样品的再结晶  $\alpha$  纤维织构的强度没有明显差别.

## 3 讨论与分析

一般认为, 再结晶驱动力来源于形变储能, 而形变储能的大小受一系列因素的影响. Jonas 和 Urabe<sup>[9]</sup> 通过计算 Taylor 因子指出不同取向区域的形变储能由小到大的顺序为

$$E_{\{110\}\langle 001 \rangle} < E_{\{001\}\langle 110 \rangle} < E_{\{112\}\langle uvw \rangle} < E_{\{111\}\langle uvw \rangle} < E_{\{110\}\langle 110 \rangle} \quad (1)$$

其中  $\{110\}\langle 110 \rangle$ ,  $\{111\}\langle uvw \rangle$  和  $\{112\}\langle uvw \rangle$  冷轧织构组分的形变储能较高, 所以在相同的退火条件下, 这些区域再结晶晶粒的形核速率将明显比  $\{001\}$  冷轧织构组分的形核速率大. 因此, 在 08Al 深冲钢板再结晶核心的形成和晶粒长大过程中, 能量高的织构组分 ( $\{110\}$  和  $\{111\}$ ) 将首先形核, 并可以利用最长的时间进行生长. 在冷轧 08Al 深冲钢板的基体中,  $\{110\}$  织构组分的强度远远低于  $\{111\}$  织构组分的强度, 因此, 在其形核和晶粒长大过程中, 再结晶的  $\{111\}$  织构组分将占据统治地位. 一些学者也通过其它实验证明, 在深冲钢板再结晶初期的晶粒生长过程中  $\{111\}$  晶粒占主导地位<sup>[10,11]</sup>.

根据 Gibbs-Thomas 关系式<sup>[12]</sup>, 晶核长大的临界半径为:

$$R_c = 2\epsilon/P_d \quad (2)$$

式中,  $\epsilon$  为各种取向亚晶的平均晶界能.  $P_d$  为再结晶驱

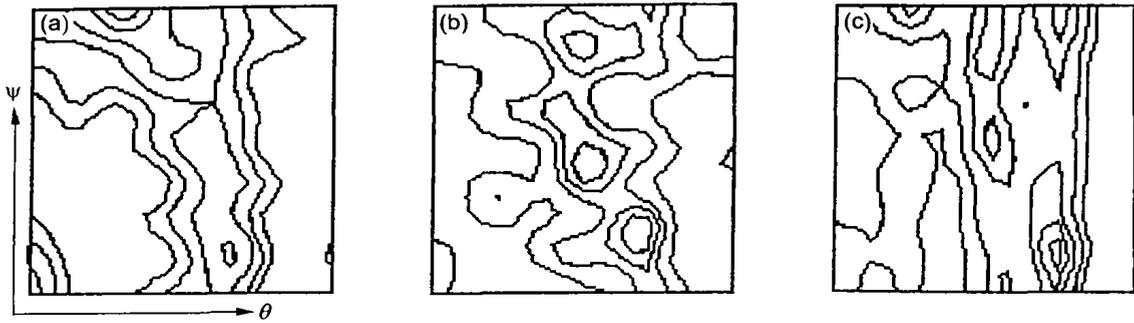


图 3 非电场退火样品的恒  $\phi=45^\circ$  ODF 截面图  
 Fig.3 Constant  $\phi=45^\circ$  ODF sections of specimens annealed without electric field  
 (a) 550  $^\circ\text{C}$  (b) 650  $^\circ\text{C}$  (c) 750  $^\circ\text{C}$

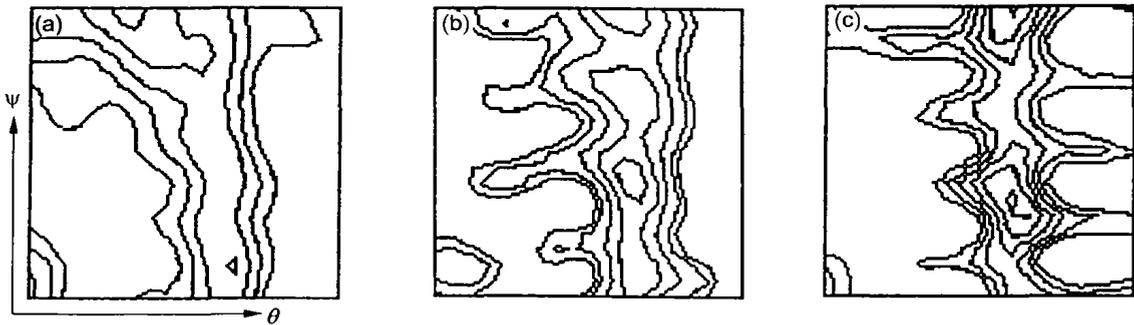


图 4 电场退火样品的恒  $\phi=45^\circ$  ODF 截面图  
 Fig.4 Constant  $\phi=45^\circ$  ODF sections of specimens annealed with electric field  
 (a) 550  $^\circ\text{C}$  (b) 650  $^\circ\text{C}$  (c) 750  $^\circ\text{C}$

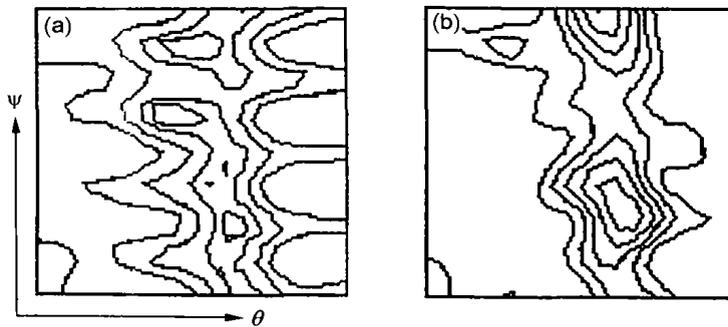


图 5 550  $^\circ\text{C}$  + 750  $^\circ\text{C}$  退火样品的恒  $\phi=45^\circ$  ODF 截面图  
 Fig.5 Constant  $\phi=45^\circ$  ODF sections of specimens two-step annealed at 550  $^\circ\text{C}$  plus 750  $^\circ\text{C}$   
 (a)  $E=0$  kV/cm (b)  $E=3$  kV/cm

动力. 当一亚晶尺寸大于临界半径  $R_c$  时, 将形成再结晶晶核. 在退火的同一时间内,  $\gamma$  纤维取向的再结晶晶核将较其它取向的再结晶晶核具有较大的尺寸. 金属电子理论认为, 空位具有负电性, 各种晶格缺陷相当于空位, 其中位错及位错缠结区和晶界等相当于空位密集区. 晶格缺陷能实质上是由于负电荷的屏蔽效应引起的静电能 [13]. 这种屏蔽作用越大, 缺陷具有的能量也越大. 在电场退火过

程中, 由于样品作为正极, 带有正电荷, 其中部分正电荷将与空位相互抵消, 削弱了屏蔽效应, 从而降低静电能, 降低晶格缺陷能, 由此降低再结晶驱动力, 导致晶核长大的临界半径增大, 即电场退火所需的临界形核半径要比非电场退火时大, 这就是说, 电场退火要比非电场退火需要更高的温度或更长的时间达到临界再结晶晶核尺寸. 电场退火降低了再结晶驱动力  $P_d$ , 使得各种取向的再结晶晶

核临界半径由  $R_c$  增大到  $R_c^E$  ( $R_c$  为非电场退火时临界晶核半径,  $R_c^E$  为电场退火时临界晶核半径), 只有亚晶半径尺寸  $R > R_c^E$  的再结晶晶核才能形成与长大. 由于 08Al 深冲钢板的  $\gamma$  纤维取向的再结晶晶核较其它取向的再结晶晶核大, 故在电场作用下, 其它取向晶核的形成被抑制, 使  $\gamma$  纤维取向晶核的形核率相对提高, 从而导致电场退火再结晶  $\gamma$  纤维织构的强度高于非电场退火再结晶  $\gamma$  纤维织构的强度, 同时再结晶  $\alpha$  纤维织构的强度低于非电场退火再结晶  $\alpha$  纤维织构的强度.

无论采用何种退火形式, 电场只影响 08Al 深冲钢板再结晶织构的强度, 并没有改变 08Al 深冲钢板再结晶织构的形成机制.

#### 4 结论

无论单台阶还是双台阶退火, 电场均有利于 08Al 深冲钢板  $\gamma$  纤维织构强度的提高和  $\alpha$  纤维织构强度的降低. 电场退火并没有改变 08Al 深冲钢板再结晶  $\gamma$  纤维织构和  $\alpha$  纤维织构的形成与演变机理.

#### 参考文献

[1] Schmid E, Boas W. *Plasticity of Crystals*. Landan: Chapman and Hall, 1968: 104

- [2] Ray R K, Jonas J J, Hook R E. *Int Met Rev*, 1994; 39: 129
- [3] Blickwede D J. *Trans ASM*, 1968; 61: 462
- [4] Ray R K, Jonas J J. *Int Met Rev*, 1990; 35: 1
- [5] Conrad H, Cao W D, Sprecher A F. *Scr Metall Mater*, 1989; 23: 821
- [6] Sprecher A F, S. Mannan L, Conrad H. *Acta Metall*, 1986; 34: 1145
- [7] Koch C C. *Mater Sci Eng*, 2000; A287: 213
- [8] Liang Z D, Xu J Z, Wang F. *3-D Orientation Distribution Analysis of Textured Materials*. Shenyang: Northeastern University of Technology Press, 1986: 108  
(梁志德, 徐家祯, 王福. 织构材料的三维取向分析术—ODF 分析. 沈阳: 东北工学院出版社, 1986: 108)
- [9] Jonas J J, Urabe T. *Proc Int Forum on Physical Metallurgy of IF Steel*, Tokyo, ISIJ, 1994: 77
- [10] Kubotera H, Nakaoka K, Araki K, Watanabe K, Nishimoto A, Iwase K. *Tetsu Hagane'*, 1976; 62: 624  
(久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺馨, 西本昭彦, 岩瀬耕二. 铁与钢, 1976; 62: 624)
- [11] Hutchinson W B, Watson T W, Dillamore I L. *J Iron Steel Inst (London)*, 1969; 207: 1479
- [12] Vatne H E, Daaland O. *Mater Sci Forum*, 1994; 157-162: 1087
- [13] Baluffi R W. *Grain Boundary Structure and Kinetics*. Metals Park, Ohio: ASM, 1979: 125