

(5) 257-262

## 含硅钢下贝氏体长大方式

——65Si2MnWA 下贝氏体界面位错

张喜燕

(西南交通大学 材料工程系 成都 610031)

武小雷 ✓

(中国科学院力学研究所 材料研究中心 北京 100081)

康沫狂

(西北工业大学 材料学院 西安 710072)

TG 142.77

**【摘要】** 利用透射电镜观察研究含硅钢 65Si2MnWA 下贝氏体界面位错。结果表明,该钢下贝氏体界面错配位错为混合型位错,真实位错线方向与其柏氏矢量夹角约为  $30^\circ$ ,界面可借助错配位错沿界面法线方向作保守滑移。发现界面位错有穿过界面的情况。提出了下贝氏体界面位错环模型,根据此模型,可以预测随着位错环的扩展,其螺型部分导致下贝氏体铁素体的增厚,刃型部分导致伸长,由于刃型位错滑移速度远高于螺型位错滑动速度,伸长快于增厚,贝氏体呈片状。

**【关键词】** 位错;贝氏体;马氏体;奥氏体;固态相变;透射电镜

**【分类号】** TG113.213

硅钢

在固态相变研究中,新相形核及长大涉及到新/旧相界面的形成和运动,因而界面结构和性质对于相变具有非常重要的作用,是固态相变研究的重要领域之一。根据界面两侧原子排列及点阵对应关系,可将界面分为共格界面、半共格界面和非共格界面三大类。在前两类界面中,为维持共格关系和降低能量(畸变能),在界面处将产生界面位错,而非共格界面则一般无界面位错和应力<sup>[1]</sup>。在马氏体型相变中,一般认为将发生两类基本形变:一是将母相点阵转变为马氏体点阵的点阵形变;二是为协调基体与马氏体点阵间积累应变降低应变能的点阵不变切变。前者的点阵形变即产生共格(不全)位错,Sandvik 等<sup>[2]</sup>将其称之为相变位错,后者的点阵不变形变即产生界面错配位错。根据马氏体相变的切变性质,马氏体/母相界面应是可滑动的,这就要求界面错配位错或者是混合型位错,其柏氏矢量具有垂直于界面的分量,或者是螺型位错,以便错配位错能作保守滑移,对于贝氏体相变,界面位错性质是判断其相变机制的重要条件之一,如界面位错能沿界面法向作保守滑移,则界面具有可动性,进而可以判断贝氏体以切变机制形成。反之,则以扩散机制形成,Durdy 等<sup>[3]</sup>甚至认为,贝氏体界面特征研究是澄清贝氏体相变本质的核心问题。

由于有色合金中晶格间距比较大,一般说来界面位错更容易分辨,因而关于界面结构的研究大多集中于有色合金<sup>[4-8]</sup>,但对于贝氏体界面位错的测定结果目前尚不统一,且有争论,例

收稿日期:1997-04-03 张喜燕:男,1958年生,教授,博士。

如,对 Cu-Zn 合金, Chattopadhyay 等<sup>[4]</sup>认为,其合金马氏体界面位错符合保守滑移条件,贝氏体界面位错则不符合,杨延清等<sup>[8]</sup>则测定了 Cu-Zn-Al 合金贝氏体界面位错,认为界面位错可作保守滑移,但长时间等温处理后,因贝氏体片逐渐向平衡  $\alpha$  相转化,其界面位错为刃型位错,不能沿界面法向作保守滑移,由于此时贝氏体实际上已停止长大,其状态已不能反映贝氏体相变本质。

对于 Fe 基合金,由于实验上的困难,无论是马氏体界面结构,还是贝氏体的界面结构,所作的工作并不多。Sandvik 等<sup>[2]</sup>对 Fe-Ni-Mn 合金板条马氏体界面位错进行了研究。结果表明,界面错配位错柏氏矢量与真实位错线方向夹角  $10^\circ \sim 15^\circ$  (但可近似看成螺型位错),因而满足相界面可滑动条件。Rigsbee 等<sup>[9]</sup>曾研究过 Fe-Si-C 合金上贝氏体/奥氏体界面结构,发现贝氏体铁素体宽面上存在补偿错配位错和结构台阶,认为不满足保守滑移条件,后来李承基<sup>[10]</sup>又观察了中碳合金钢上贝氏体/奥氏体界面位错,发现主要是刃型位错,因此相界面具有不可动性。另一方面, Sandvik 等<sup>[2]</sup>却提出了相反的观点,认为在取向关系和惯析面方面,贝氏体与马氏体非常一致<sup>[11,12]</sup>,因此贝氏体/奥氏体界面结构相同,贝氏体的晶体学也应符合马氏体相变晶体学表象理论, Bhadeshia<sup>[13,14]</sup> 根据 Fe-Cr-C 合金中贝氏体铁素体停止长大后,所观察的慢得多的由扩散相变导致的长大速率,认为在贝氏体转变温区,界面的热激活运动远比贝氏体长大速率低,因此,贝氏体/奥氏体界面应具有可动性。对于下贝氏体/奥氏体界面位错结构的研究目前尚无人涉及。

作者试图利用透射电镜对含硅钢下贝氏体界面错配位错进行观察并确定其性质,以便从界面结构方面了解下贝氏体相变本质。

## 1 试验材料与方法

试验材料化学成分为 0.665C-0.91Mn-1.64Si-0.95W。预先经  $1\ 200\ ^\circ\text{C}$  均匀化退火 72 h,再切成 3 mm 厚的试片进行热处理,热处理工艺参数为  $920\ ^\circ\text{C} \times 10\ \text{min} \rightarrow 280\ ^\circ\text{C} \times 5(10)\ \text{min} \rightarrow$  淬火,均在盐炉中加热,从而获得仅由贝氏体铁素体和残余奥氏体组成的无碳化物析出的准下贝氏体组织<sup>[15]</sup>。为避免引入额外位错,电镜样品经电火花切成 0.25 mm 薄片,磨去刀痕后,经化学减薄至 0.05 mm,再双喷穿孔,化学减薄液与电解液配方分别为 5% HF + 65%  $\text{H}_2\text{O}_2$  + 30%  $\text{H}_2\text{O}$  和 7%~10% 高氯酸酒精溶液,液氮保护。

使用电镜为 H800 型,加速电压 200 kV,利用双倾和倾斜旋转样品台在双束近似以及弱束暗场条件下观察界面位错。

与有色合金相比,Fe-C 合金的晶格常数小得多,因此在低倍即常规放大倍数(如  $\times 40\ 000$  或  $\times 50\ 000$ )下很难分辨界面位错,必须在高的放大倍数下进行观察。一般至少不低于  $15 \times 10^4$  或  $20 \times 10^4$  倍。在这样的情况下,要求电镜处于最佳工作状态,例如要保证精确合轴,电压中心不偏等,同时随时修正物镜象散,以获得清晰的图象,为达此目的,在实验中采取了两种办法,其一是以贝氏体或奥氏体中的位错清晰度为基准,或者加入选区光栏以光栏边缘的清晰度为基准。

根据  $g \cdot b = 0$  的位错不可见判据,在双束近似条件下采用不同的操作反射(均采用基体衍射矢量),由两组不可见条件求出其位错柏氏矢量。使用迹线法测定位错线真实方向和位错间

距,首先结合位错像和相应的衍射谱利用赤面投影在极图上画出既过位错线方向极点又过晶带轴极点的大圆,由于这种大圆代表了含有位错线方向的投影面,通过转动试样,重复以上的操作,画出系列大圆,其交点即是位错线真实方向。

## 2 试验结果

图 1 是 65Si2MnWA 下贝氏体/奥氏体界面位错照片,倾转样品作不同条件下操作反射,当  $g = \bar{1}1\bar{2}$  和  $g = 0\bar{1}1$  时,界面位错衬度消失(图 1 仅给出了  $\bar{g} = 01\bar{1}$  和  $\bar{g} = \bar{1}1\bar{2}$ ,电子束 //  $[\bar{1}11]_{BF}$  条件下的界面位错衍衬像),根据位错实际不可见判据,可求出界面错配位错的柏氏矢量  $b = (a/2)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{BF} // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{BF}$ 。



图 1 下贝氏体/奥氏体界面错配位错( $g = 01\bar{1}$ )

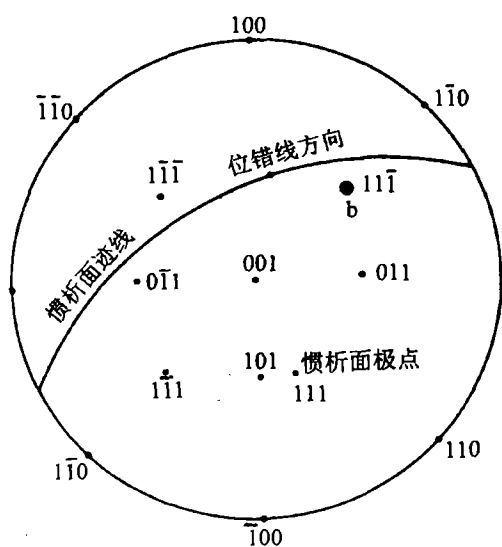


图 2 下贝氏体/奥氏体界面错配位错性质的极图表示

使用迹线法求出了界面位错的真实空间方向,其晶体学数据及柏氏矢量标入图 2 的极射赤面投影图上,从图中可以看出,柏氏矢量与位错线方向的夹角约  $30^\circ$  左右,因此,该钢下贝氏体/奥氏体界面错配位错属于混合型位错,界面可借助于错配位错的螺型分量(或垂直于界面的分量)沿界面法线方向作保守滑移。

图 3 是另外视场界面错配位错照片,从图中可以看出,界面位错已穿过界面延伸至界面另一侧,结合在试样膜面上界面位错都终止于贝氏体片(或残余奥氏体条)中的事实,可以画出图 4 的界面位错环模型,在该模型中每根位错环绕贝氏体片形成位错环,由于位错是混合型的,其螺型部分沿界面法线方向保守滑动使贝氏体片增厚,刃型部分沿纵向滑移并导致在尖端产生新的位错图,使贝氏体纵向伸长。



图3 下贝氏体/奥氏体界面位错穿越界面

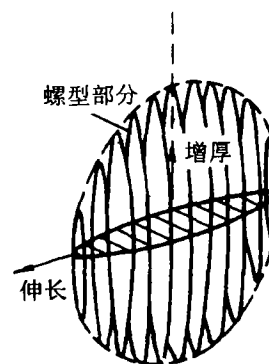


图4 下贝氏体奥氏体界面位错纵模型

### 3 讨 论

以上实验结果说明了下贝氏体界面的可动性,并提出了界面位错环模型,将此模型与马氏体形核的位错圈界面模型(即K-D模型)比较,二者并无区别。实际上,由于马氏体长大速度非常快(高碳马氏体长大速率在 $10^5$  cm/s数量级,低碳马氏体长大速率约在100 mm/s数量级),对其长大研究并不深入,但无论如何,马氏体长大速率如此之高,新/旧相界面结构应具有关键的作用, Frank、Cohen等<sup>[16]</sup>认为马氏体形核过程就是已有的核胚开始长大至能观察到马氏体片的过程,因此马氏体所谓的形核也就包含了长大,从这个角度来讲,K-D模型即是马氏体长大模型。因而下贝氏体、马氏体两种组织长大的机制应是一致的。事实上,只有界面借助界面位错沿界面法向保守滑动时,才有可能出现图3中的情况。Kaufman和Cohen<sup>[16]</sup>曾指出,在相变过程中,位错圈的形成可导致应变能的下降,其形成(当然也包括位错圈的扩展)即是相变的进一步进行。这种新的位错是在贝氏体片纵向尖端因刃型位错滑移导致形成的,而贝氏体之所以呈片状其原因在于刃型位错滑动速度远大于螺型位错滑动速度,贝氏体的伸长远快于增厚。对Cu-Zn、Cu-Zn-Al合金贝氏体增厚动力学电镜温台观察<sup>[17]</sup>和贝氏体形核及尖端伸长的原位观察<sup>[18]</sup>实验结果表明,贝氏体伸长极其迅速,而增厚相对较慢,并且发现,当一个贝氏体片停止长大后,由于应力场的作用,距尖端一段距离处又诱发形成另一片贝氏体,这些结果均说明了贝氏体界面位错圈模型及位错圈刃型部分沿纵向滑移导致在尖端产生新位错圈设想的合理性。

下贝氏体/奥氏体界面可动以及下贝氏体片切变增厚也可从下贝氏体组织中残余奥氏体精细结构及界面形貌得到间接证明,实验结果表明<sup>[15]</sup>,含硅钢下贝氏体中残余奥氏体的精细结构主要为层错亚结构,并且层错条纹与界面台阶有对应关系。因此,下贝氏体相变过程中贝氏体铁素体片可能是沿母相奥氏体层错面切变增厚。

## 4 结 论

(1) 65Si2MnWA 钢下贝氏体/奥氏体界面错配位错为混合型位错,其柏氏矢量  $\mathbf{b} = (a/2)[1\bar{1}\bar{1}]$ ,柏氏矢量与位错线真实方向夹角  $30^\circ$ ,界面可借助错配位错沿界面法向作保守滑移,发现界面位错有穿越界面的现象。

(2) 提出了下贝氏体界面结构的位错环模型。根据此模型,可以预测相变过程中随着位错环的扩展,其螺型部分导致下贝氏体铁素体的增厚,刃型部分导致伸长,由于刃型位错运动速度远高于螺型位错运动速度,伸长快于增厚,贝氏体铁素体呈片状。

## 参 考 文 献

- 1 Olson G B, Cohen M. Interphase-boundary dislocation and the concept of coherency. *Acta Metall*, 1979; 27: 1907
- 2 Sandvik B P J, Wayman C M. Characteristics of lath martensite; Part II, the martensite-austenite interface. *Metall Trans*, 1983; 14A: 823
- 3 Purdy G R, Hillert M. On the nature of the bainite transformation in steels. *Acta Metall*, 1984; 32: 823
- 4 Chattopadhyay K, Aaronson H I. Interfacial structure and crystallographic studies of transformations in  $\beta'$  and  $\beta$  Cu-Zn alloys-I, isothermal formation of  $\alpha_1$  plates from  $\beta'$ . *Acta Metall*, 1986; 34: 695
- 5 Baro G, Gleiter H. On the structure and migration of incoherent interphase boundaries between FCC and BCC crystals. *Acta Metall*, 1974; 22: 141
- 6 HaN M G, Aaronson H I, Kinsman K R. Zn terfacial structure of Bainite. *Surf. Sci*, 1972; 31: 257
- 7 Chakravorty S, Wayman C M. Electron microscopy of internally faulted Cu-Zn-Al martensite. *Acta Metall*, 1977; 25: 989
- 8 杨延清. 钢基合金贝氏体相变研究. 博士论文, 西安: 西北工业大学, 1991
- 9 Rigsbee J M, Aaronson H I. A computer modeling study of partially coherent FCC; BCC boundaries. *Acta Metall*, 1979; 27: 351
- 10 李承基. 55SiMnMo 钢贝氏体-奥氏体界面结构的观察. *材料科学进展*, 1988; 3: 75
- 11 Sandvik B P J. The bainite in Fe-Si-C alloys; the primary stage. *Metall Trans*, 1982; 13A: 777
- 12 Waston J D, Mc Dougall P G. The crystallography of Widmanstätten ferrite. *Acta Metall*, 1973; 21: 961
- 13 Bhadeshia H K D H. Bainite mobility of the transformation interface. *ICOMAT-82, J de Phys*, 1982; C-437
- 14 Bhadeshia H K D H, Edmonds D V. The mechanism of bainite formation in steels. *Acta Metall*, 1980; 28: 1265
- 15 张喜燕, 康沫狂, 陈大明等. 含硅钢下贝氏体中台阶及残余奥氏体层错的透射电镜观察. *金属学报*, 1994; 20(3): 109
- 16 Kaufman L, Cohen M. Bainitic transformation in solids. *Prog Metall Phys*, 1958; 7: 165
- 17 孟祥康, 康沫狂, 赵小宁等. Cu-Zn 贝氏体  $\alpha_1$  及平衡  $\alpha$  的加厚动力学. *电子显微学报*, 1993; 12: 488
- 18 杨延清, 刘东慧, 康沫狂等.  $\beta$  黄铜中贝氏体生长的高温动态研究. *金属学报*, 1982; 28: 78

The Growth Mode of Lower Bainite in a Si Containing Steels  
—The Dislocations in Lower Bainite/Austenite  
Interface for 65Si2MnWA Steel

*Zhang Xiyun*

(Dept. of Materials Eng. , Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

*Wu Xiaolei*

(Center of Materials, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Science, Beijing 100081, China)

*Kang Mokuang*

(Dept. of Materials Eng. , Northwest Polytechnic University, Xi'an 710072, China)

**【 Abstract 】** The dislocations in lower bainite/austenite interface for 65Si2MnWA steel is investigated with TEM. The results show that the dislocations are of Burgers vectors  $\mathbf{b} = (a/2) [1\bar{1}\bar{1}]_{BF}$  with a degree of  $30^\circ$  from the real dislocation line, and the interface is slip. The phenomenon of the dislocations passing through the interface is also observed. A model of IMDL (interfacial misfit dislocation loop) is proposed. Bainite grows with expanding of IMDL. The screw part of IMDL results in the thickening of bainite, and the edge part results in the lengthening. The lower bainite exhibits plate shape because of lengthening is faster than thickening.

**【 Keywords 】** dislocations; bainite; martensite; austenite; solid transformation; TEM