

# Fe-C-Si-Mn-Mo合金贝氏体 —奥氏体界面位错的观察

李承基

(金相教研室)

## 摘 要

本文用STEM电镜观察了Fe—0.48C—0.80Mn—1.30Si—0.45Mo合金的贝氏体—奥氏体界面位错的形貌及晶体学特征。结果表明,贝氏体—奥氏体界面的位错组态很接近于Rigsbee和Aaronsen所描述的魏氏铁素体的界面结构。本文还讨论了贝氏体、板条马氏体、魏氏铁素体的界面结构及界面迁移机制的异同。

**关键词:** 贝氏铁素体, 魏氏铁素体, 板条马氏体, 界面位错, 长大台阶

## Observations of the Bainite/Austenite Interface Structure in An Fe-C-Si-Mn-Mo Alloy

*Li Chengji*

### Abstract

The morphologies and crystallographic features of bainite/austenite interface structure formed isothermally in an Fe-C-Si-Mn-Mo alloy have been studied by means of STEM (a Vacuum Generators HB5). These observations are interpreted in terms of current ideas concerning the structure migration characteristics of FCC/BCC interfaces. It is concluded that the bainite/austenite interface is probably closely similar to

Widmanstätten ferrite described by Rigsbee and Aaronson. The difference between bainite and lath martensite, Widmanstätten ferrite interface structure and migration mechanism, are discussed.

Key words: bainitic ferrite, Widmanstätten ferrite, lath martensite, interfacial dislocations, growth ledge

## 引 言

在贝氏体相变研究中, 长大机制是最有争论的领域之一, 总体来看, 基本上可分为两个学派。一派认为贝氏体基本上属于马氏体型的共格切变长大, 但受碳的扩散的影响, 另一派则认为基本上属于共析分解的体积扩散型长大(包括台阶机制)<sup>(1,2)</sup>。由于新相的长大问题和相界面迁移有密切关系, 而界面迁移又和界面结构有关, 因此, 近几年来对奥氏体转变产物与母相的界面结构, 特别是共格或半共格界面结构的研究, 引起了人们的极大兴趣。而高分辨率的电镜技术的进步也使这类研究成为可能<sup>(3~7)</sup>。

在涉及FCC/BCC相界面结构时, 有两个模型是值得提及的。一个是 Rigsbee 和 Aaronson 描述魏氏铁素体—奥氏体界面结构模型<sup>(3)</sup>, 简称R-A模型, 其几何示意图可参见文献[6]的图1。另一个是 Sandvik 和 Wayman 关于板条马氏体—奥氏体界面结构模型<sup>(4)</sup>, 简称S-W模型, 其几何示意图可参见文献[6]的图2。在这两类界面结构中, 界面均是由界面位错及相应台阶组成的半共格界面。界面位错的柏氏矢量均属  $a/2 \langle 110 \rangle_{\gamma}$  //  $a/2 \langle 111 \rangle_{\alpha}$ 。但是界面位错线的真实方向与柏氏矢量的关系明显不同。在R-A界面结构中, 界面位错线方向与柏氏矢量垂直, 具有刃型特点。而在S-W界面结构中, 界面位错线方向与柏氏矢量平行, 具有螺型特点。这个差别虽然很微小, 但却是很重要意义的差别。因为纯螺型界面结构只存在滑移切变长大的可能, 而不能垂直于共格界面而攀移, 是无扩散型相变, 即板条马氏体的滑移切变长大机制。然而, 对于一个纯刃型界面结构, 是不可能使共格相界面实现法线方向的滑移的, 但可以通过非保守运动使共格相界面沿其法向迁移<sup>(3,5-7)</sup>。它包含了空位的扩散, 是扩散型相变。

本文的目的就是在已有工作的基础上<sup>(6-9)</sup>进一步研究贝氏体—奥氏体界面的结构特征, 为了解贝氏体相变机制提供更有意义的信息。

## 1 实验材料及方法

为了保证在室温状态能保留足够量的残余奥氏体, 以便于贝氏体—奥氏体相界面结构的观察, 研究用合金设计成份选用50SiMnMo钢。合金经氩弧炉熔化成60g小锭, 封入充氩气的真空石英管内, 经1250℃均匀化退火100h, 然后冷轧成0.30mm左右的薄带。冷轧薄片试样密封在不锈钢封皮内, 再经1000℃奥氏体化30min, 立即淬入350℃或370℃的锡浴内等温15min左右, 再淬入冰盐水中。所得试样的残余奥氏体量, 经X-线衍射仪测定, 一般在16~20%范围。然后, 用化学减薄液减薄到30~40μm, 再经双喷仪电

解穿孔。所得薄膜试样先用TEM检查，然后在STEM (VgHB5) 上观察界面结构形貌及测定位错柏氏矢量和线方向。STEM (Vacuum Generators HB5) 有很高的分辨率，能较好地满足观测界面位错的技术要求。备有操作灵便的双倾样品台。而且不存在磁转角问题，可以直接比较衍射射像和电子衍射图像的晶体学信息。

合金的最终分析成份为0.48% C, 1.30% Si, 0.80% Mn, 0.45% Mo。

## 2 实验结果及分析

### 2.1 贝氏体—奥氏体的取向关系及惯折面

图1所示为370℃等温淬火后两种常见的膜取向电子衍射图像。图1 a显示 $[\bar{1}01]_a // [\bar{1}\bar{1}1]_b$ 及 $(111)_a // (011)_b$ 关系，即Kurdjumov—Sachs (K-S) 关系；图1 b显示 $[\bar{1}10]_a // [\bar{1}00]_b$ ， $(111)_a // (011)_b$ 关系，即Nishiyama-Wasserman (N-W) 关系。这两种取向关系的 $(111)_a$ 面只相差5°左右。就取向关系来说，贝氏体和板条马氏体是相同的。

要用电镜来精确地测定惯折面是较复杂的技术。但在有足够量的残余奥氏体，并且能较容易地在薄膜样品内找到具有所谓“edge-on”位置<sup>(4)</sup>的残余奥氏体板条(即其相界面的平直面垂直于膜面，在高分辨率下也观察不到由于倾斜界面所具有的那种厚度消光条纹及界面位错的特殊位置)。在这种条件下，惯折面可以直接通过比较衍射图象和衍射像来标定<sup>(4)</sup>。经冷轧成薄片后再进行奥氏体化及等温淬火的样品，比之圆棒试样切片，这种“edge-on”位置较容易在不倾动薄膜的情况下找到。作为一个例子说明在图2。从图2 a可以看到一束平行的贝氏体板条起始于原奥氏体晶界，贝氏体板条之间夹有残余奥氏体板条。其相应的电子衍射图象表示在图2 c，贝氏体和奥氏体显示K-S

关系。图2 b是图2 a中长方形框子的高倍衍射像，可以看到界面区没有出现任何消光条纹及界面位错，因此可以认为这个相界面是处于“edge-on”位置。然后比较图2 b和2 c，将 $g(111)_a // g(011)_b$ 平移到图2 b上。可以发现，其一界面垂直于 $g(111)_a // g(011)_b$ 。因此，可以认为其显微的惯折面很接近于 $(111)_a$ 。虽然这并不是精确

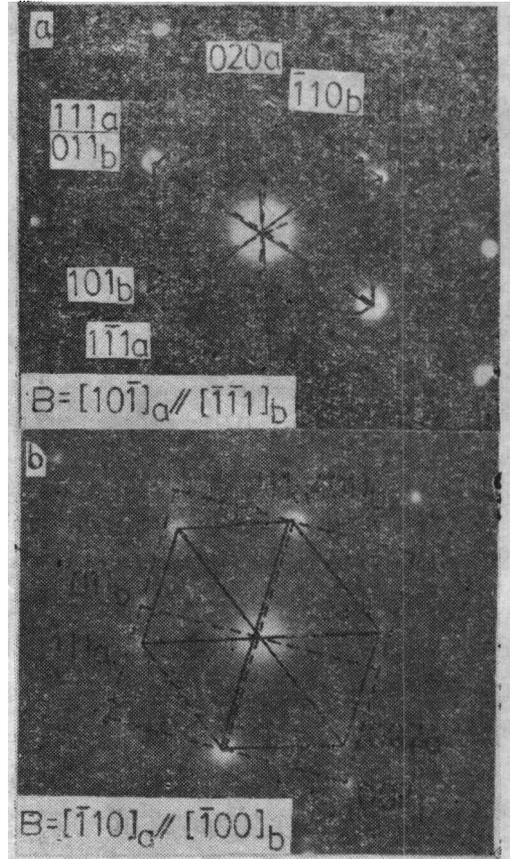


图1. 在370℃形成的贝氏体/奥氏体的取向关系。

(a) K-S关系, (b) N-W关系

Fig.1 Orientation relationship between bainite and austenite formed at 370℃. (a) K-S relationship, (b) N-W relationship.

的测定,但至少可以认为贝氏体和板条马氏体的惯折面也是没有什么差别的。

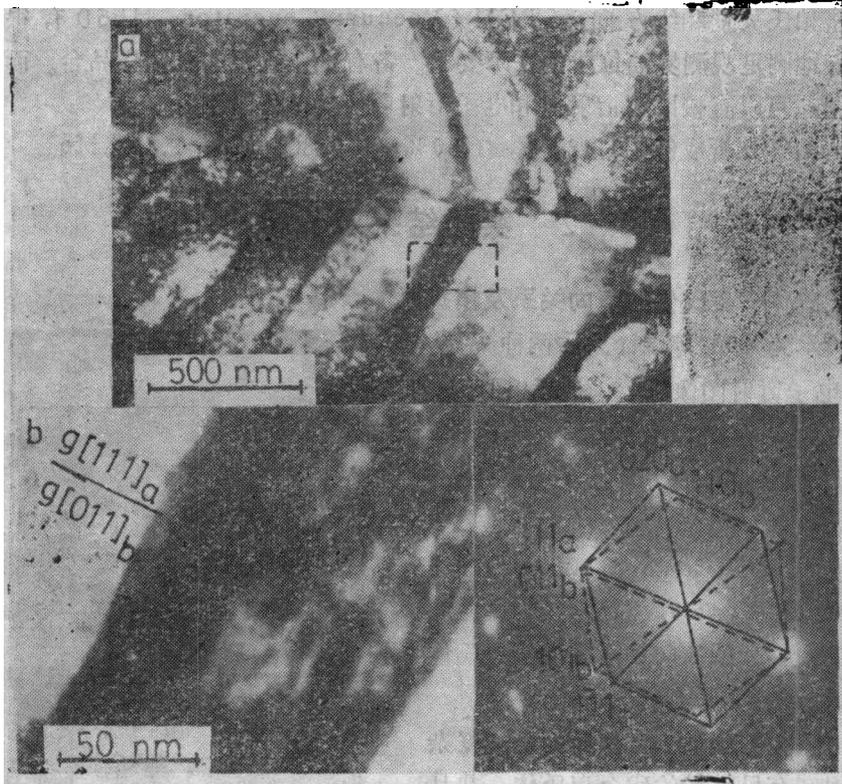


图2 用“edge-on”位置确定具氏体惯折面的例子(b),膜面的取向为 $(\bar{1}01)_a // (\bar{1}\bar{1}1)_b$ (C)。

Fig.2 Shows an example of determination the habit plane of bainite using“edge-on” position as shown in (b), the foil orientation is close to  $(\bar{1}01)_a // (\bar{1}\bar{1}1)_b$  as shown in (C).

## 2.2 贝氏体—奥氏体的界面位错组态

界面位错的柏氏矢量分析采用常规的不可见性判据(即 $g \cdot b = 0$ )。以图3中的界面位错( $d_s$ )为例,在入射电子束方向(B)为 $[011]_a // [\bar{1}11]_b$ 时,对于操作反射 $200_a$ 是可见的,而对于操作反射 $\bar{1}\bar{1}1_a$ 则是不可见的(见图3b)。利用双倾样品台,改变膜面取向,用3个以上的不可见操作反射条件,就可以基本上判断其柏氏矢量。界面位错 $d_s$ 的柏氏矢量为 $a/2[\bar{1}01]_a$ ,所观察到的其他界面位错的柏氏矢量总结于表1,基本上为 $a/2\langle 110 \rangle_a$ 及 $a/2\langle 111 \rangle_b$ 。

为了判明界面位错的刃型或螺型特性,必须测定位错线的真实方向。在衍衬像中所显示的位错线方向,仅仅是在此入射电子束方向下的投影方向,而不一定是真实方向。如果位错线的投影方向和它的柏氏矢量垂直,则可以定性的判定该位错具有刃型特性。但如果位错线的投影方向和它的柏氏矢量平行,则很难判定该位错具有螺型特性。此时必须测定其真实方向。通常采用迹线分析法<sup>[4,10]</sup>测定线性特性的方向。至少要用4个大间隔的入射电子束方向来观察。以图4所示的界面位错( $d_{12}$ )为例。先后用4个入射电子束方向,即 $[011]_a$ (图4a,b)、 $[233]_a$ (图4c,d)、 $[013]_a$ (图4e,f)及 $[\bar{3}45]_a$ 。从图5可见,界面位错 $d_{12}$ 对于操作反射 $200_a$ 、 $0\bar{2}2_a$ 、 $\bar{1}31_a$ 及 $133_a$ 是可见的, $g \cdot b \neq 0$ (见

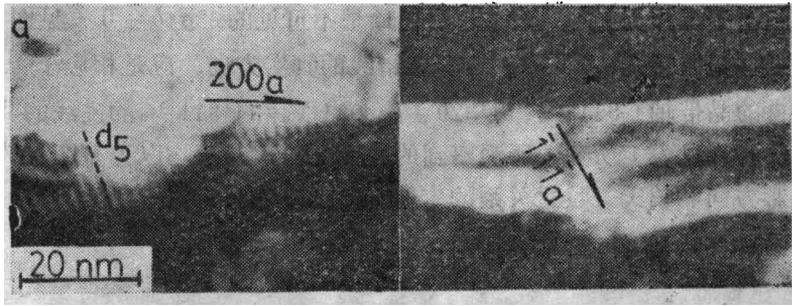


图3 在370℃形成的贝氏体/奥氏体的界面位错

Fig.3 STEM micrographs of bainite/austenite interface dislocations formed at 370°C. The interface dislocations are visible for the reflection  $200_a$  as shown in (a), but invisible for the reflection  $111_a$  as shown in (b). The foil orientation is close to  $(011)_a // (\bar{1}11)_b$ .

表1 界面位错的柏氏矢量及其真实方向

Table 1 Burgers vector and true direction of interfacial dislocation

No. of disloc.	Reflection		Burgers vector	True direction	Angle between Burgers vector and true direction
	visible	invisible			
$d_{10}$	$0\bar{1}1_b$	$101_b$	$a2[1\bar{1}\bar{1}]_b$	$[\bar{7}\bar{3}\bar{1}]_b$	81.3°
	$110_b$	$2\bar{1}\bar{3}_b$			
	$301_b$	$3\bar{1}\bar{2}_b$			
	$\bar{2}\bar{3}1_b$				
	$132_b$				
$d_{11}$	$0\bar{1}1_b$	$110_b$	$a2[1\bar{1}\bar{1}]_b$	$[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]_b$	61.9°
	$101_b$	$2\bar{3}\bar{1}_b$			
	$\bar{2}\bar{1}\bar{3}_b$	$132_b$			
	$301_b$				
	$3\bar{1}\bar{2}_b$				
$d_{12}$	$200_a$	$11\bar{1}_a$	$a2[1\bar{1}0]_a$	$[\bar{2}\bar{3}9]_a$	85.8°
	$0\bar{2}2_a$	$3\bar{3}5_a$			
	$131_a$	$33\bar{1}_a$			
	$\bar{1}33_a$				
	$242_a$				

图 4 a, c, e)。但对于操作反射 $1\bar{1}1_a$ ,  $3\bar{3}5_a$ 及 $3\bar{3}1_a$ 是不可见的,  $g \cdot b = 0$  (见图 4 b, d, f)。由此可以判定其柏氏矢量为 $a/2(1\bar{1}0)_a$ 。位错线的真实方向, 应是相应于 4 个人射电子束方向的各自的晶带轴 $[6\bar{1}1]_a$ ,  $[3\bar{2}0]_a$ ,  $[9\bar{3}1]_a$ 和 $[3\bar{1}1]_a$ 的迹线的共同交点。其它界面位错的特性见表 1 所列。所观察到的界面位错, 几乎均以刃型分量为主, 即使从位错线的投影方向和柏氏矢量之关系的定性判断, 也能肯定这一点。

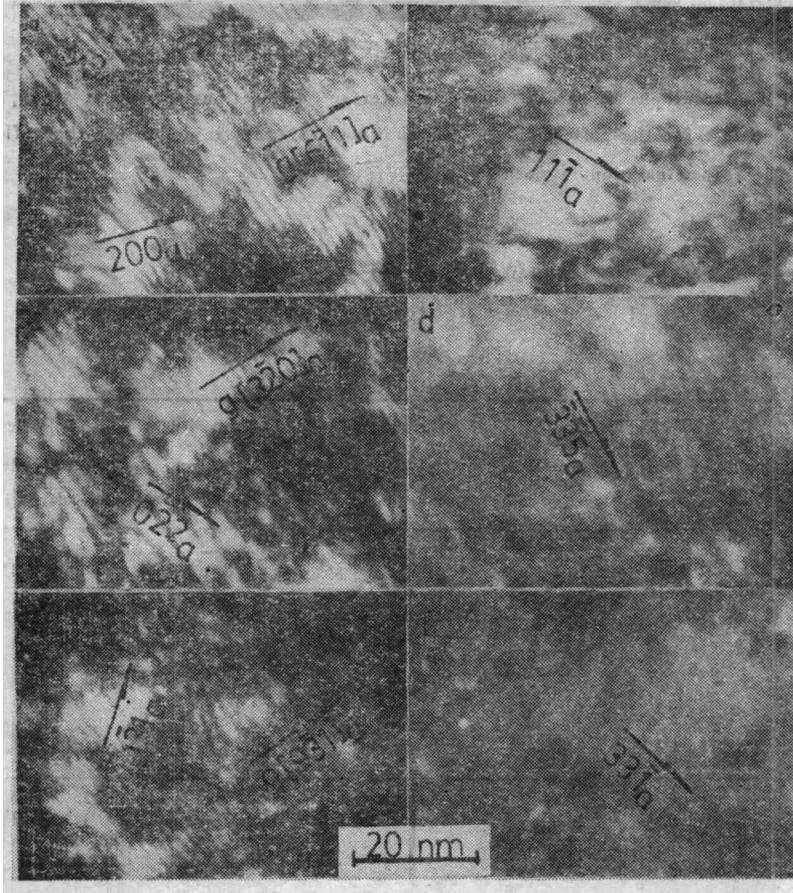


图4 在370℃形成的贝氏体/奥氏体界面位错

Fig. 4 STEM micrographs of bainite/austenite interface dislocations formed at 370℃. The dislocations are visible for the reflections  $200_a$ ,  $0\bar{2}2_a$ ,  $1\bar{3}1_a$ ; but invisible for the reflections  $1\bar{1}1_a$ ,  $3\bar{3}5_a$ , and  $3\bar{3}1_a$ . The Burgers vector of interface dislocation is  $a/2(1\bar{1}0)_a$ .

在观察界面位错组态时, 还可以发现如图 5 所示的“台阶”(见图 5 中箭头所示)。图 5 的入射电子束方向为 $[1\bar{0}1]_a // [1\bar{1}1]_b$ , 位错的投影方向接近 $g[121]_a$ 。而台阶的投影方向为 $g[1\bar{1}1]_a$ 。其投影高度约在 30~70 Å 范围, 比结构台阶高一个数量级, 而比扩散台阶则小一个数量级。图 5 b 所示为另一形态的界面台阶, 如箭头所指之处, 其入射电子束方向为 $[2\bar{1}1]_b$ 。位错投影方向为 $g[2\bar{2}2]_b$ 。

### 3 讨 论

实验观测的结果表明, 贝氏体—奥氏体的界面结构接近于描述魏氏铁素体—奥氏体界面的R-A界面结构模型, 界面位错以刃分量为主。这个结果是有重要意义的。众所周知, 在有过饱和和空位浓度的条件下, 刃位错可以攀移。但螺位错是不能攀移的。从这一点上可以把贝氏体长大机制和板条马氏体的长大机制加以区别。Sandvik和Wagmam的实验观测表明<sup>(4)</sup>, 板条马氏体—奥氏体界面位错是螺型的。因此, 板条马氏体的长大不可能是界面位错的攀移, 只能是滑移切变。螺型位错的界面属于可滑动界面, 但刃型位错的界面属于不可滑动的界面, 只能依靠界面台阶的横向移动而长大。然而, 刃型位错的界面可以在有过饱和和空位浓度的条件下以攀移方式迁移。看来, 贝氏体的长大机制是与界面的非保守运动有联系的。

贝氏体—奥氏体界面结构虽然很接近R-A模型, 但是作者认为, 贝氏体的增厚长大

机制和魏氏铁素体的扩散型长大机制仍有不同。前者是攀移—滑移长大<sup>(7)</sup>, 而后者为受控于溶质原子(如碳)在母相中的体积扩散控制的台阶横向移动的长大。在魏氏铁素体形成温度范围, 界面台阶的形成及不断提供虽然和界面位错的攀移密切相关, 但台阶的横向移动速度受溶质原子在母相中的体积扩散控制。这一点, 根据局部平衡理论的计算结果与实际测定的动力学数据比较, 是令人满意的<sup>(5)</sup>。在较低的温度范围, 由于对局部平衡状态的偏离, 体积扩散的效应减弱, 而所谓界面控制效应增强。因此, 用局部平衡理论来描述贝氏体长大动力学是不能令人满意的<sup>(11)</sup>。所谓“界面控制”长大, 其具体物理图像还不清楚。作者所提的“攀移—滑移”模型可能有助于对“界面控制”长大的具体理解。按“攀移—滑移”模型, 界面台阶是由界面位错的攀移来提供的, 因此, 界面位错应具有刃型特征。界面位错可以在 $(111)_a // (110)_b$ 界面上滑移(如果相变自由能差所提供的驱动力足以使界面的刃位错滑移), 但台阶本身的横向迁移不是滑移, 而是非保守运动。在贝氏体改变温度范围, 溶质原子在母相中的体积扩散对台阶的横向迁移所提供的驱动力已不是主要的了。台阶本身相当于大割阶, 其高度可达 $30 \sim 70 \text{ \AA}$ (如图5所示), 实际上是一小段刃位错, 因此是可以攀移的。

“攀移—滑移”模型可以预期在贝氏体形成温度以上一定温度范围内可形成块型铁素体(包括铁素体的块型亚结构)<sup>(7)</sup>。因为铁素体的形貌(如长/宽比)受控于3维方向

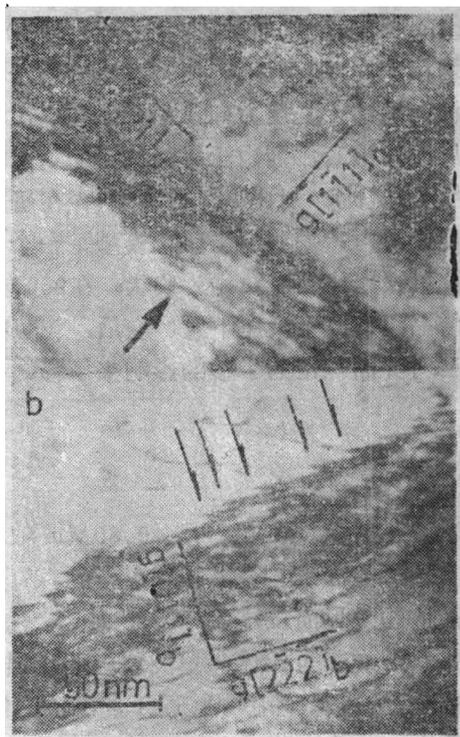


图5 在350℃形成的贝氏体/奥氏体界面结构  
Fig.5 STEM micrographs of bainite/austenite interface structure formed at 350℃. The foil orientation is close to  $(10\bar{1})_a$  in (a), and  $(21\bar{1})_b$  in (b)

上的长大速度。如果在宽度方向(Y轴)和长度方向(X轴)的长大速度均受控于界面位错的攀移速度,则必然获得长/宽比接近于1的块型形貌的铁素体。魏氏铁素体的界面台阶的横向运动(长度方向)由于碳在奥氏体中的体积扩散而加速,所以具有较大的长/宽比。贝氏体铁素体则由于界面位错的横向滑移而加速台阶的横向非保守运动,所以也具有大的长/宽比。刘梓葵、崔文暄<sup>[12]</sup>在研究15MnMoVNRe的粒状贝氏体时发现二个有趣现象,对“攀移—滑移”模型是一个支持。第一个现象是在1200℃超高温奥氏体化后,粒贝铁素体的亚结构为块状;在950℃奥氏体化后为板条状。第二个现象是在奥氏体再结晶温度以下大压下量形变后,粒贝铁素体的亚结构又是块状。这些现象如果从空位浓度对界面位错的攀移的影响来解释,是不矛盾的

## 4 结 论

(1) Fe—0.48C—0.80Mn—1.30Si—0.45Mo合金在350~370℃形成的贝氏体—奥氏体界面结构是由相互平行的,平均投影间距为20~40Å的线性缺陷组成的。这种缺陷被认为是界面位错。

(2) 贝氏体—奥氏体界面位错的柏氏矢量为 $a/2 \langle 101 \rangle_a // a/2 \langle 111 \rangle_b$ ,并且具有刃型特性,很接近于魏氏铁素体—奥氏体界面的R-A结构模型,但不同于板条马氏体—奥氏体界面的S-W结构模型。

### 致谢:

本文的主要实验工作是在加拿大McMaster大学进行的,并得到G.R.Purdy教授(北京钢铁学院名誉教授)的热情指导及资助,对此深表感谢。

### 参 考 文 献

- [1] Ko, T., Cottrell, S.A.: *J.I.S.I.*, 172 (1952), 307
- [2] Hehemann, R.F., Kinsman, K.R., Aaronson, H.I.: *Met.Trans.*, 3 (1972), 1077
- [3] Rigsbee, J.M., Aaronson, H.I.: *Acta Metall.*, 27 (1976), 365
- [4] Sandvik, B.P. J., Wayman, C.M.: *Met. Trans.*, 14A (1983), 835
- [5] Purdy, G.R., Hillert, M.: *Acta Metall.*, 32 (1984), 823
- [6] Chengji Li, Purdy, G.R.: *Proc. of 4th International Congress of Heat Treatment of Materials*, 1985, Berlin, 32
- [7] 李承基: 金属热处理学报 2 (1984), 1
- [8] 李承基: 金属学报, 21 (1985), A187
- [9] 李承基, 胡梦怡: 金属热处理学报, 1 (1981), 18
- [10] Hirsch, P., Howite, A. et al: *Electron Microscopy of Thin Crystals*, R.E. Krieger Publishing Co., INC. New York, 1987, 312.
- [11] Rao, M.M., Winchell, P.G.: *Trans. Metall. Soc., AIME*, 239 (1967) 956
- [12] 刘梓葵: 硕士论文(北京钢铁学院 材料科学与工程系, 导师崔文暄). 1985.