

# 钢中贝氏体形核初期微观形貌 及精细结构的 TEM 观察\*

TG111.2  
TG142.15

武晓雷 陈光南

(中国科学院力学研究所, 北京 100080)

马朝利<sup>▽</sup> 康沫狂

(西北工业大学, 西安 710072)

**摘要** 利用 TEM 研究了 8Mn8SiMo 钢贝氏体晶核初期长大过程中的微观组织及精细结构。实验观察到初期贝氏体具有应力应变诱发亚单元形核特征, 相变单元的三维形貌呈薄片状, 贝氏体/奥氏体相界面可形成(111)<sub>r</sub>缺陷面, 为母相奥氏体塑性协调变形亚结构。实验结果表明贝氏体的初期形成具有切变特征。

**关键词** 贝氏体, 形核, (111)<sub>r</sub>缺陷面, 切变

钢, 微观形貌, TEM

体扩散控制感生形核理论认为贝氏体通过基体原子的热激活扩散形成临界晶核, 新的晶核在先析出的晶核界面以面-面、边-面及边-边方式感生形核<sup>[1,2]</sup>。位移形核学说认为贝氏体在母相溶质原子贫化区以位移方式形核, 具有应力应变场激发亚单元形核特征, 实质为基体点阵原子的协同切变过程, 但溶质原子可进行一定程度的扩散<sup>[3-5]</sup>。文献[6]认为贝氏体晶核的界面位错性质应与马氏体一致, 文献[7]从形貌方面证实含硅钢转变初期形成的贝氏体晶核幼体即具有切变特征, TEM 高温台原位观察发现在 Cu-Zn-Al 合金贝氏体形核初期其晶核内部就形成了层错亚结构<sup>[8]</sup>。

本文利用 TEM 观察钢中贝氏体晶核成长初期的晶核形貌及精细结构, 为贝氏体形核模式提供实验信息。

## 1 实验方法

实验用钢主要化学成分(质量分数, %)为: Fe-0.79C-8.3Mn-0.87Si-0.50Mo。

试样均经 1473 K, 72 h 真空均匀化退火。将 2% 体转变量定为相变开始点, 利用 Neophot-1 型光学显微镜通过定量金相法测定等温转变 TTT 图及  $M_s$  温度。电镜观察样品经 1473 K, 10 min 奥氏体化后在 623 K 等温得到贝氏体组织, 等温时间略长于孕育期。薄膜样品制备采用化学减薄、室温双喷减薄及离子减薄, 利用 Philips EM400 及 HI-800 型透射电子显微镜进行观察分析。

\*国家自然科学基金资助项目 59171031

收到初稿日期: 1996-05-16, 收到第 2 次修改稿日期: 1996-11-01

本文通讯联系人: 武晓雷, 博士后, 北京(100080)中国科学院力学研究所材料工程中心

## 2 实验结果及分析

### 2.1 中温 TTT 图及组织形貌

合金 TTT 图如图 1a 所示, 较高温 C 曲线  $a$  点的显微组织为在奥氏体晶界析出的颗粒状晶界非整形铁素体  $\alpha$ (图 1b), 较低温 C 曲线  $b$  点对应的显微组织为片状贝氏体铁素体 BF(图 1c), 延长等温时间至  $c$  点的组织为混合组织 BF+ $\alpha$ (图 1d). 合金的  $M_s$  温度为  $-60^\circ\text{C}$ . 实验结果表明, 贝氏体转变存在阶段性特征, 即短时等温可获得单一的贝氏体组织, 而长期等温将得到混合组织.

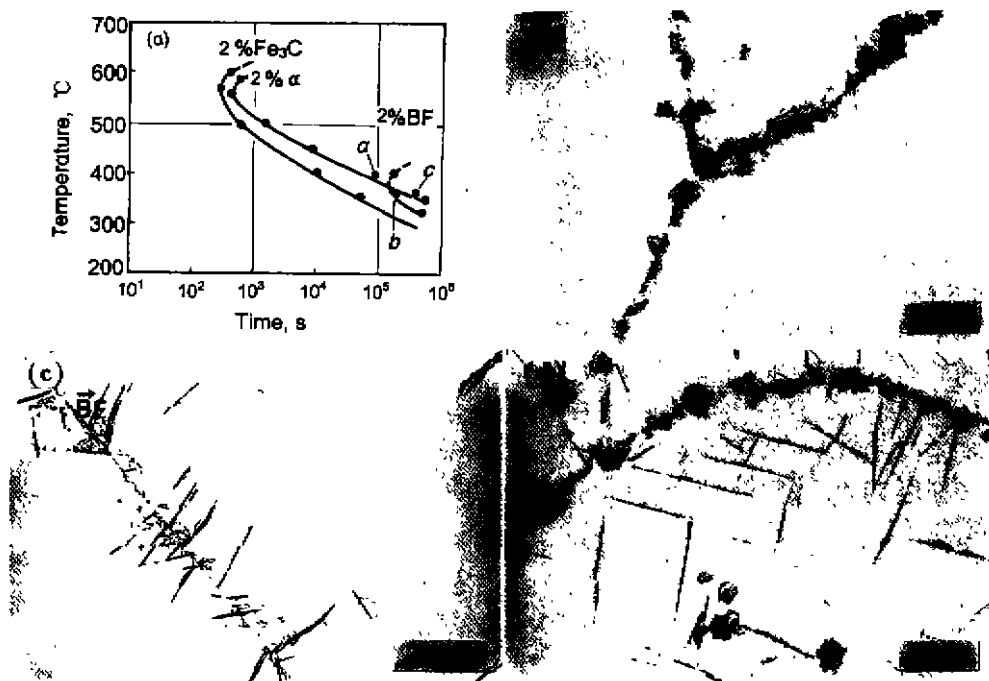


图 1 中温 TTT 图及组织形貌

Fig.1 TTT diagram and corresponding optical morphologies

(a) TTT diagram (b) allotropic ferrite (c) bainitic-ferrite (d) mixed product

### 2.2 贝氏体晶核微观形貌及精细结构

图 2a 表明贝氏体由许多小的相变单元构成, 相变单元二维形貌呈规则平形四边形形状, 具有平直界面, 相变单元伸长及增宽方向的尺寸分别为  $10\text{--}100\text{ nm}$  及  $100\text{ nm}$ . Monte-Carlo 模拟<sup>[9]</sup>表明贝氏体切变形核时的临界晶核尺寸为  $100\text{ nm} \times 100\text{ nm} \times (3\text{--}5)\text{ nm}$ , 马氏体扁球状核胚的临界尺寸为  $80\text{ nm} \times 2.9\text{ nm}$ <sup>[10]</sup>, 因而相变单元代表贝氏体晶核长大的初期阶段. 图 2b 为经倾转操作后的贝氏体形貌. 图 2c 为图 2a 中晶核  $\alpha_1$  的微衍射花样, 表明晶核为体心立方结构. 还可看到新的相变单元 ( $\alpha_2$ ) 在原有相变单元 ( $\alpha_1$ ) 的尖端形成, 与文献

[6,7] 的观察结果一致, 表明贝氏体具有应力应变促发形核特征。

值得注意的是, 在伸长方向的贝氏体相变单元/奥氏体相界面存在相同位向的缺陷面, 经倾转操作使缺陷面厚度最窄, 即缺陷面和入射电子束平行(Edge-on), 可确定缺陷面晶面指数为 $(111)_f$ 。 $(111)_f$ 缺陷面的大小及分布不均匀, 并在伸长方向具有一定厚度。因此, 可以初步认为缺陷面是由一定数量的奥氏体 $(111)_f$ 晶面叠加而成, 并非单纯的几何面。在贝氏体长大过程中存在较大的应力应变场<sup>[11]</sup>, 使奥氏体最密排面先发生变形而形成塑性协调亚结构。 $(111)_f$ 缺陷面在微观形貌、晶体学位向、分布特征及形成机制等方面, 与 $(252)_f$ 马氏体中的 $(111)_f // (110)_b$ 缺陷面一致<sup>[12]</sup>, 因而是一类具有滑移性质的面缺陷。

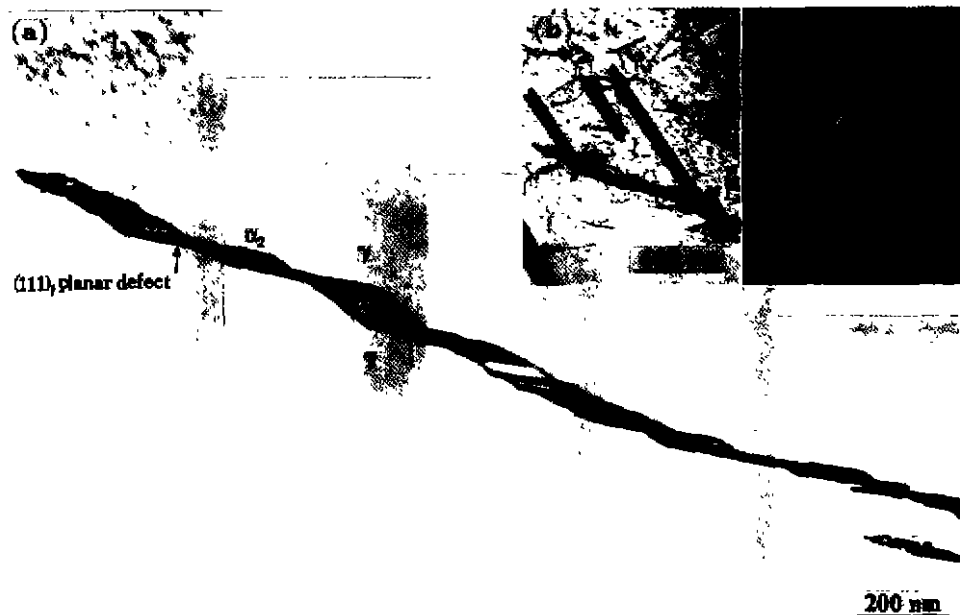


图 2 贝氏体晶核微观组织及 $(111)_f$ 缺陷面

Fig.2 Bainite microstructure and  $(111)_f$  defect plane

(a) bainite microstructure (b) rotation of (a) (c)  $[001]$  diffraction pattern of bainitic embryo

图 3a 亦为晶核长大初期的贝氏体微观组织。图 3b 为相对图 3a 倾转后的形貌, 表明贝氏体相变单元三维形貌为薄片状。图 3c 为贝氏体生长前端的高倍像, 新形成的晶核及缺陷面的尺寸均较小, 表明缺陷面的形成伴随着贝氏体的形核及长大过程, 并随晶核长大而扩展。图 3d 为利用 $(111)_f$ 斑点得到的缺陷面暗场像, 表明缺陷面为面心立方结构。因缺陷面上碳原子富集造成微区成分不均匀, 改变了正常晶面间距及微区衍射条件, 导致缺陷面与基体奥氏体的结构因子不同, 使缺陷面与基体奥氏体存在明显的衬度差别<sup>[13]</sup>。

$(111)_f$ 缺陷面是具有滑移特征的面缺陷, 奥氏体的 $(111)_f$ 是滑移面, 图 2a 及图 3a, c 亦明显地表现出贝氏体相邻晶核间沿缺陷面的相互滑移错动特征。如果有基体原子的体扩散参与贝氏体转变, 很难设想能形成此类缺陷面。因而贝氏体的初期形成应具有滑移切变性质, 贝氏体铁素体/奥氏体相界面为可滑移界面。

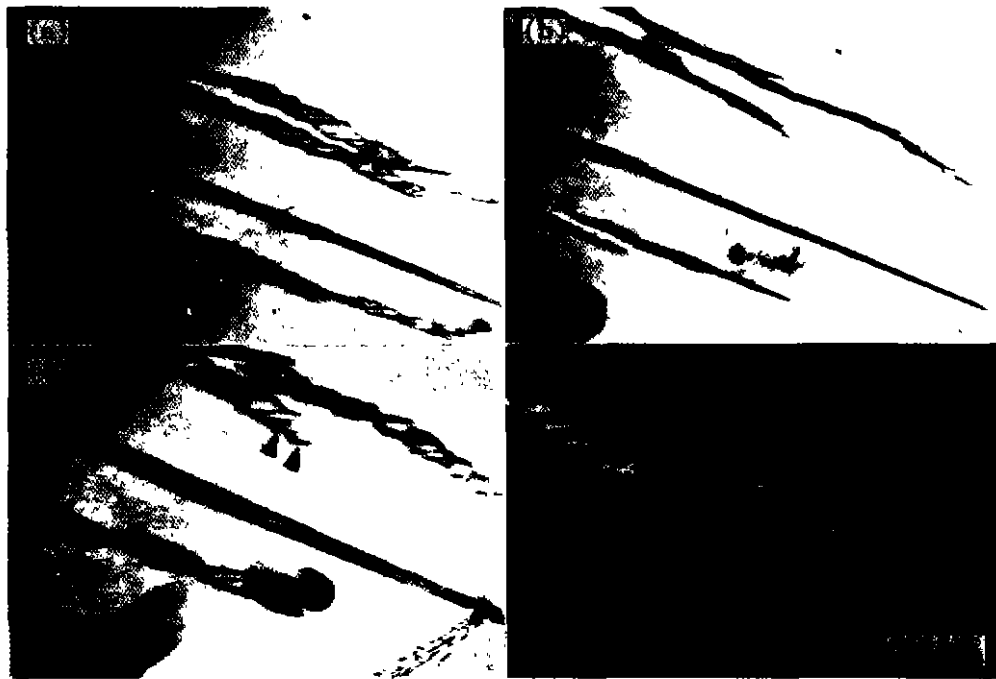


图 3  $(111)_{\gamma}$  缺陷面的形成

Fig.3 Formation of  $(111)_{\gamma}$  defect planes

(a) TEM morphology of bainitic-ferrite

(b) bainitic-ferrite / austenite interface image after rotating (a)

(c) freshly-formed  $(111)_{\gamma}$  defect plane at the tip (d) dark-field image of  $(111)_{\gamma}$  defect plane

### 3 结 论

- (1) 贝氏体具有应力应变促发相变单元形核特征, 初期晶核三维形貌呈薄片状.
- (2) 在贝氏体形核及长大过程中, 母相奥氏体发生塑性协调变形, 形成具有滑移特征的  $(111)_{\gamma}$  缺陷面.
- (3) 贝氏体初期形成具有切变特征.

### 参 考 文 献

- 1 Aaronson H I, Wells C. *Trans AIME*, 1956; 206: 1216
- 2 Spanos G, Fang H S, Aaronson H I. *Metall Trans*, 1990; 21A: 1381
- 3 Hehemann R F. *Phase Transformation*. Metals Park, Ohio: ASM, 1970: 397
- 4 Bhadeshia H K D H, Christian J W. *Metall Trans*, 1990; 21A: 767

- 5 Wu X L, Zhang X Y, Kang M K. *Mater Trans JIM*, 1994; 30: 782
- 6 Bhadeshia H K D H. *Bainite in Steels*. London: The Institute of Materials, 1992: 135
- 7 俞德刚, 朱钰如, 陈大军, 唐晓宏, 张惠娟. 金属学报, 1994; 30: A385
- 8 孟祥康, 康沫狂. 金属学报, 1993; 29: A359
- 9 冯 华, 康沫狂, 李春信. 材料科学进展, 1988; 2(3): 32
- 10 Olson G B, Cohen M. *Metall Trans*, 1976; 7A: 1879
- 11 康沫狂, 杨延清, 张喜燕, 孙加林, 贾虎生, 武晓雷. 金属学报, 1996; 32: A897
- 12 Sandvik B P J, Wayman C M. *Metall Trans*, 1983; 14A: 2455
- 13 黄孝瑛. 透射电子显微学. 上海: 上海科学技术出版社, 1986: 282

## TEM OBSERVATION OF MICROSTRUCTURES AND FINE STRUCTURES DURING BAINITIC NUCLEATION IN THE STEEL 8Mn8SiMo

WU Xiaolei, CHEN Guangnan (*Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080*), MA Chaoli, KANG Mokuang (*Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072*)

(Manuscript received 1996-05-16, in revised form 1996-11-01)

**ABSTRACT** The microstructure and substructure of the bainitic-ferrite at the most early stage of growth in an Fe-0.79C-8.3Mn-0.87Si-0.50Mo steel are studied by TEM. It is observed that the bainite nuclei exhibit a thin plate morphology. And, the bainite formation has the character of catalysis nucleation by sub-units. Moreover, the existence of  $(111)_f$  defect plane is firstly observed, and its formation is considered to be the result of the plastic accommodation effect occurred in parent austenite during bainitic nucleation and growth. Defect planes, in fact, to be the glide plane of austenite matrix, consist of part of the bainitic-ferrite / austenite interface. Thus, the formation of bainitic-ferrite is of shear nature.

**KEY WORDS** bainite, nucleation,  $(111)_f$  defect plane, shear

Correspondent: WU Xiaolei, postdoctor, Materials Engineering Centre, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080