

# 低碳钢中晶界铁素体/原奥氏体界面对贝氏体转变的影响\*

崔桂彬 郭 晖 杨善武 贺信莱

(北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083)

**摘 要** 采用电子背散射衍射 (EBSD) 研究了低碳 Fe-C-Mn-Si 钢中晶界铁素体/原奥氏体界面对贝氏体形核的影响. 通过两阶段等温热处理, 获得了晶界铁素体和贝氏体的混合组织. 结合金相观察和取向测量, 发现晶界铁素体与贝氏体铁素体之间的界面分为两种, 一种界面不清晰, 一种界面清晰. 分析表明, 在晶界铁素体/贝氏体界面不清晰一侧, 晶界铁素体与原奥氏体保持取向关系, 贝氏体在这类界面形核生长, 且取向与晶界铁素体保持一致; 在晶界铁素体/贝氏体界面清晰一侧, 晶界铁素体与原奥氏体无取向关系, 且贝氏体与晶界铁素体之间取向差较大.

**关键词** 低碳钢, 晶界铁素体, 贝氏体, 相界面, 形核, 取向关系

**中图分类号** TG111.5, TG142.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2009)06-0680-07

## INFLUENCE OF INTERFACE BETWEEN GRAIN BOUNDARY FERRITE AND PRIOR AUSTENITE ON BAINITE TRANSFORMATION IN A LOW CARBON STEEL

CUI Guibin, GUO Hui, YANG Shanwu, HE Xinlai

School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: GUO Hui, associate professor, Tel: (010)62334778, E-mail: guohui@mater.ustb.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50601002)

Manuscript received 2008-11-25, in revised form 2009-02-11

**ABSTRACT** The low carbon bainitic steels gain increasing attention due to their high strength, high toughness, and good weldability. To improve the toughness and weldability of this kind of steel the carbon concentration is usually deduced to below 0.06% (mass fraction). As a result the hardenability of the steel is decreased and the ferrite usually becomes the first phase formed during the cooling process before the austenite transforms to the bainite. To decrease the nucleation activation barrier the grain boundary ferrite prefers to nucleate at the prior austenite grain boundaries, which are also potential nucleation sites for the bainite. The prior austenite grain boundaries are occupied by the ferrite, meanwhile ferrite/austenite interfaces are formed, which may influence the following nucleation of bainite. To understand the effect of grain boundary ferrite/prior austenite interface on the nucleation of bainite, a low carbon Fe-C-Mn-Si steel was investigated using optical microscope and electron back-scattering diffraction (EBSD). The grain boundary ferrite and bainite were formed during the two-step isothermal holding. By combining metallographic observation with orientation measurement, two kinds of interfaces were found between grain boundary ferrite and bainitic ferrite: one is non-clear interface, and another is clear interface. The analyses show that grain boundary ferrite has nearly the K-S orientation relationship with the prior austenite on the non-clear interface side, at which bainite nucleates and grow with an orientation similar to the grain boundary ferrite, while the grain boundary ferrite has a random orientation relationship with the prior austenite on the clear interface side, and large misorientation exists between bainite and grain boundary ferrite.

**KEY WORDS** low carbon steel, grain boundary ferrite, bainite, interface, nucleation, orientation relationship

\* 国家自然科学基金项目 50601002 和教育部留学回国基金项目

资助

收到初稿日期: 2008-11-25, 收到修改稿日期: 2009-02-11

作者简介: 崔桂彬, 男, 蒙古族, 1983 年生, 硕士生

在船舶、桥梁、管线、海洋平台、汽车等领域中对大量使用的钢铁材料提出了高强度、高韧性、易焊接、长寿命、低成本和节能环保的要求. 在这类高性能钢材的研发中, 贝氏体组织由于同时具备高强度和良好韧性而得到了

越来越多的关注。在目前急需发展的高性能结构钢中, 为了提高焊接性能, 必须大幅度降低钢中的 C 含量, 因此这类钢的 C 含量一般设计在 0.06% (质量分数) 以下。但 C 含量的降低使得钢的淬透性随之降低, 铁素体往往是奥氏体冷却过程中最先出现的相变产物, 在随后的等温或冷却过程中, 剩余的奥氏体再转变为贝氏体或马氏体。而先共析铁素体为降低形核势垒而优先选择在原奥氏体晶界形核, 一方面由于沿晶界原子扩散速率快, 铁素体很可能沿晶界生长, 并消除大部分原奥氏体晶界, 结果导致贝氏体无法在这些位置形核; 另一方面晶界铁素体的生长产生了新的铁素体/奥氏体相界, 这个界面必然对随后的贝氏体形核产生影响。

以往有实验<sup>[1]</sup>观察到贝氏体在原奥氏体晶界处优先形核, 最近还有研究<sup>[2]</sup>证实原奥氏体晶界的取向等特性可以影响贝氏体的变体选择, 但目前对于铁素体/原奥氏体界面对贝氏体形核的影响了解得并不多。Babu 和 Bhadeshia<sup>[3]</sup>曾研究过晶界铁素体对贝氏体形核的影响, 并认为原奥氏体晶界上铁素体薄层的出现阻碍贝氏体形核, 并促进针状铁素体的形成。然而近几年, Quidort 和 Brechet<sup>[4]</sup>在实验中发现, 晶界铁素体的形成消除了随后贝氏体形核的孕育期, 还促进了贝氏体的形成。这些看似矛盾的结果表明, 晶界铁素体的形成对贝氏体转变的影响可能与合金成分及晶界铁素体的生长模式<sup>[5-7]</sup>, 甚至与晶界铁素体/原奥氏体界面结构<sup>[3]</sup>等因素有关。但其具体影响机制目前仍不清楚, 这主要是因为实验上存在一些困难阻碍了进一步的研究。首先, 多相组织比较复杂, 不同组织之间的交叉和碰撞使得在二维组织观察中难以确定贝氏体的实际形核点。更主要的是, 低碳或低合金钢中残余奥氏体难以保留至室温, 因此, 很难确定铁素体/原奥氏体界面的结构, 即使在某些情况下铁素体/原奥氏体界面附近有很薄的残余奥氏体层存在, 但由于实验条件的限制, 用透射电镜 (TEM) 来确定取向也只局限于个别铁素体, 因而难以得到统计性的结果。

为确定铁素体/原奥氏体界面影响贝氏体形核的机制, 就需要克服没有残余奥氏体的障碍, 确定铁素体/原奥氏体界面结构以及贝氏体的形核位置。本文采用低碳 Fe-C-Mn-Si 钢进行了探索性工作, 在成分和热处理的设计方面, 加入了较多的 Mn, 目的是使相变和组织尽可能简单化, 易于控制铁素体的生长速率和形成量, 并提高淬透性以避免在冷却过程中形成变温组织, 同时为避免形成渗碳体, 还加入了一定量的 Si; 采用两阶段等温热处理是为了得到晶界铁素体与贝氏体的混合组织, 通过控制铁素体形成温度尽量使铁素体覆盖所有的原奥氏体晶界, 尽可能消除原奥氏体晶界对贝氏体形核的影响, 以便更简单地考虑晶界铁素体/原奥氏体界面对贝氏体形核的影响。在无法得到残余奥氏体的情况下, 本文通过观察铁素体与贝氏体的形貌及其相对取向, 考察了铁素体/原奥氏体界面特

点以及贝氏体的形核点, 并讨论了晶界铁素体对贝氏体形核的影响。

## 1 实验材料及方法

采用的 Fe-C-Mn-Si 钢成分 (质量分数, %) 为: C 0.05, Mn 2.94, Si 1.78, P 0.01, S 0.009, Fe 94.761。将真空冶炼得到的 20 kg 铸锭锻成两块 10 mm×60 mm×500 mm 的钢板, 以打碎粗大的铸造组织。然后将样品切割成 15 mm×15 mm×100 mm 条状并真空封管, 在 1300 °C 均匀化处理 48 h。采用线切割将样品切成 7 mm×7 mm×10 mm 的块状样品, 再次封管后, 在 1250—1300 °C 奥氏体化, 再经 725 °C 等温 1 h 和 340 °C 等温 1 h 后水冷。两阶段等温热处理如图 1 所示。晶界铁素体与贝氏体分别在 725 和 340 °C 等温时形成。为了对比, 另外将均匀化后的样品在 1250—1300 °C 奥氏体化, 分别在 725 °C 等温 1 h 和 750 °C 等温 24 h 后直接水冷, 以得到晶界铁素体和马氏体的混合组织。

采用光学显微镜 (OM)、场发射扫描电镜 (SEM) 和电子背散射衍射 (EBSD) 对样品进行组织观察和取向分析。块状金相样品经过机械磨抛、侵蚀后进行组织观察, 侵蚀溶液为 3% (体积分数) 的硝酸无水乙醇溶液。为避免机械抛光造成的应力层可能对 EBSD 信号的干扰, 样品磨抛至表面平整后在室温下进行电解抛光, 然后用硝酸酒精侵蚀, 以得到无应力的表面, 进行 EBSD 分析。电解抛光液成分为 10% (体积分数) 高氯酸酒精溶液, 电压 20 V, 抛光时间约为 10 s。

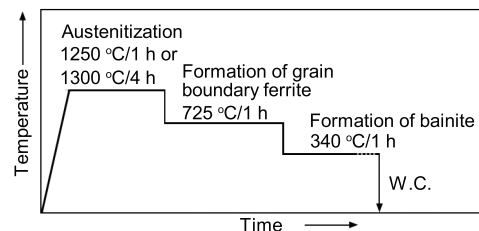


图 1 两阶段热处理示意图

Fig.1 Schematic diagram of two-step isothermal heat treatment

## 2 实验结果

### 2.1 晶界铁素体的形貌

图 2 为 Fe-C-Mn-Si 试样 1300 °C 奥氏体化 4 h, 再在 725 和 340 °C 等温 1 h 后得到的金相组织。可以看出, 白色片条状铁素体 (725 °C 等温时形成) 覆盖了绝大部分的原奥氏体晶界; 基体组织为贝氏体 (340 °C 等温时形成), 是由贝氏铁素体和 M/A 岛组成的两相组织, M/A 岛不连续地分布在贝氏铁素体中, 其排列有一定的方向性。在更高倍数下观察, 发现晶界铁素体与贝氏体之间的界面有几种不同的形貌, 如图 3 所示。图 3a 中, 晶界铁素体一侧与相邻贝氏体之间的界面受到择优腐蚀, 呈现为清晰连续

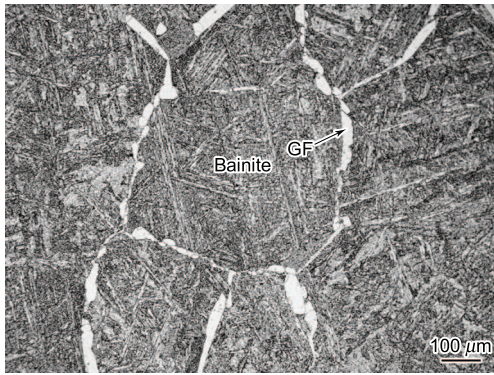


图 2 Fe-C-Mn-Si 钢在 1300 °C 奥氏体化 4 h 后依次在 725 和 340 °C 均等温 1 h 水冷的金相组织

**Fig.2** OM image of the Fe-C-Mn-Si steel austenitized at 1300 °C for 4 h, isothermally held at 725 and 340 °C for 1 h, respectively, followed by water-cooling (the bright areas are the grain boundary ferrite (GF), and the dark areas are bainite, consisting of bainitic ferrite and M/A islands)

的边界, 而另一侧与相邻贝氏体之间没有清晰连续的界面, 只是由该贝氏体中的不连续 M/A 岛大致勾勒出其分界线; 在图 3b 中, 晶界铁素体两侧界面都很清晰, 晶界铁素体两侧与相邻贝氏铁素体之间都有明显界面; 而在图 3c 中, 晶界铁素体两侧与相邻贝氏体铁素体之间都没有明显界面, 主要通过不连续 M/A 岛来区分这两种组织. 经统计, 在随机选取的 120 条晶界铁素体中, 只有一侧界面清晰的铁素体占 80%, 两侧界面都清晰的占 15.8% 和两侧界面都不清晰的占 4.2%; 而在另一个奥氏体化条件稍有不同 (1250 °C 奥氏体化 1 h) 的样品中, 对 164 条晶界铁素体进行统计, 其相应的结果分别为 83.5%, 9.7% 和 6.8%.

## 2.2 晶界铁素体的宽度测量

在测量晶界铁素体的宽度时, 金相样品的截面效应会使晶界铁素体的表现宽度比实际宽度大. 为了尽可能减小截面效应的影响, 以往的各种不同测量方法<sup>[8,9]</sup>中最为常用的是, 热处理前将样品加工成薄片状, 并在奥氏体化过程中使晶界垂直于样品表面, 这样相变后片条的表现宽度为其真实宽度, 一般测量样品中最宽的铁素体采用半宽度来计算增厚动力学<sup>[10]</sup>(其中, 假设晶界铁素体可以向两侧的奥氏体内生长). 另外的一种三维重构方法<sup>[11,12]</sup>是, 通过一层层地磨去样品表面并定焦照相, 然后图像处理, 将样品的三维立体图重构出来. 它可以有效地避免截面效应的影响, 确定铁素体的实际宽度. 最近的三维重构研究<sup>[13]</sup>表明, 薄片样品得到的组织和生长动力学不同于块状样品, 这可能是因为薄片样品中奥氏体晶界有一定的择优性, 并影响随后的铁素体相变. 可见, 对于测量铁素体的宽度, 三维重构方法最精确, 但是这种方法费时费力, 测量数目非常有限, 难以反映铁素体生长的全貌.

本实验采取沿原奥氏体晶界一定间隔 (为 20 μm) 测



图 3 图 2 所示 Fe-C-Mn-Si 钢的组织中三种不同的晶界铁素体界面的形貌

**Fig.3** Higher magnified images of the microstructure in Fig.2, showing three kinds of GF, clear interface on one side (a), clear interfaces on both sides (b) and non-clear interfaces on both sides (c) (after statistical counting, the ratios of the 1st, 2nd and 3rd cases are 80%, 15.8% and 4.2%, respectively. In the bainite, the bright areas are bainitic ferrite (BF), and the dark particles are M/A islands)

量一次晶界铁素体宽度, 并统计所有数据的方法来测量. 这种方法虽不能避免截面效应, 但是在进行数据对比时, 能比较准确地体现差别. 测量所得的晶界铁素体表现宽度如图 4 中的方块所示, 其中的数据点经平滑处理 (如宽度为 5.0—5.9 μm 之间的数据取其平均值作为铁素体宽度, 相应出现的次数相加作为出现频率, 依次类推), 所有数据点的平均值为 31.5 μm, 图中的平滑曲线为计算机拟合曲线. 以上的数据包含了不同界面类型组合的所有晶界铁素体. 另外, 将两边界面均不清晰的晶界铁素体的数据单独进行了统计, 如图 4 中的三角形所示. 由于这种类型的铁

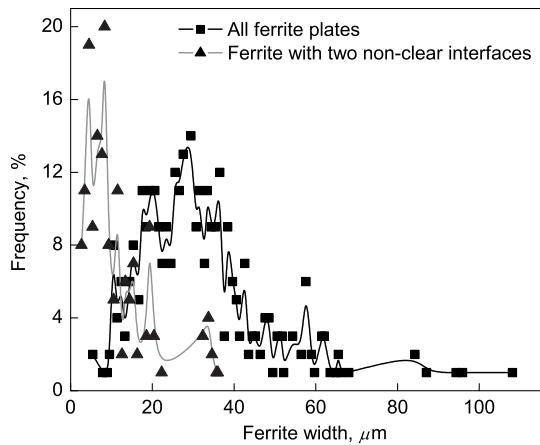


图 4 图 2 所示 Fe-C-Mn-Si 钢的组织中晶界铁素体表现宽度的分布  
 Fig.4 Measured distributions of apparent width of grain boundary ferrite in the specimen shown in Fig.2

素体所占比例较少，为得到统计性的结果，在测量宽度时选取了更多的视场。对比这两类数据，这类铁素体的平均宽度为 10.7 μm，明显小于全部晶界铁素体的平均值，说明这种类型的铁素体生长速率较慢。

### 2.3 晶界铁素体与相邻贝氏体取向的 EBSD 测量

采用 EBSD 方法测量了图 3a 所示类型的两条晶界铁素体与相邻贝氏铁素体之间的取向差，图 5a 为其中一条晶界铁素体在 EBSD 模式下的 SEM 像。可以看到，晶界铁素体与相邻贝氏铁素体之间一侧有清晰的界面，而另一侧没有清晰的界面。图 5b 为图 5a 相对应的 EBSD 取向分析结果，不同颜色代表不同取向（其中，绿色代表 EBSD 未能分辨出来的部分，为 M/A 岛；晶界铁素体为紫色，有一侧与相邻贝氏铁素体的颜色非常接近，说明它们的取向基本相同）。图 5b 中直线  $a_2$ 、 $b_2$ 、 $c_2$ 、 $d_2$  垂直横穿晶界铁素体，通过 EBSD 可测量沿线各点的取向，这 4 条直线的一端分别位于 4 个不同取向颜色的贝氏体团内。图 5c 为沿图 5b 中直线  $d_2$  所得的取向差分布曲线，曲线上各点的取向差值为此处表面法向与左端起点处的表面法向之间夹角。可以看到，晶界铁素体与左侧相邻的贝氏铁素体之间取向差为 45.4°，而与右侧相邻的贝氏铁素体之间取向差在 2.5° 以内。

两条晶界铁素体与其两侧贝氏体之间的取向差的测量结果如表 1 所示。晶界铁素体中下角标 1、2 用于区别两个铁素体的编号（其中，编号  $a_2$ — $d_2$  的为图 5 中所示铁素体）， $a$ — $d$  分别代表不同位置，取向差即在这些位置上沿垂直于晶界铁素体方向测量所得到的结果，如图 5b 中线条所示。结果表明，晶界铁素体与贝氏体有清晰界面的一侧取向差一般大于 15°，最大的高达 53.3°；而与贝氏体没有清晰界面的一侧取向差大多数小于 1.5°。

### 2.4 晶界铁素体与马氏体之间的界面

将样品在 725 °C 等温后直接水冷，使尚未转变为晶

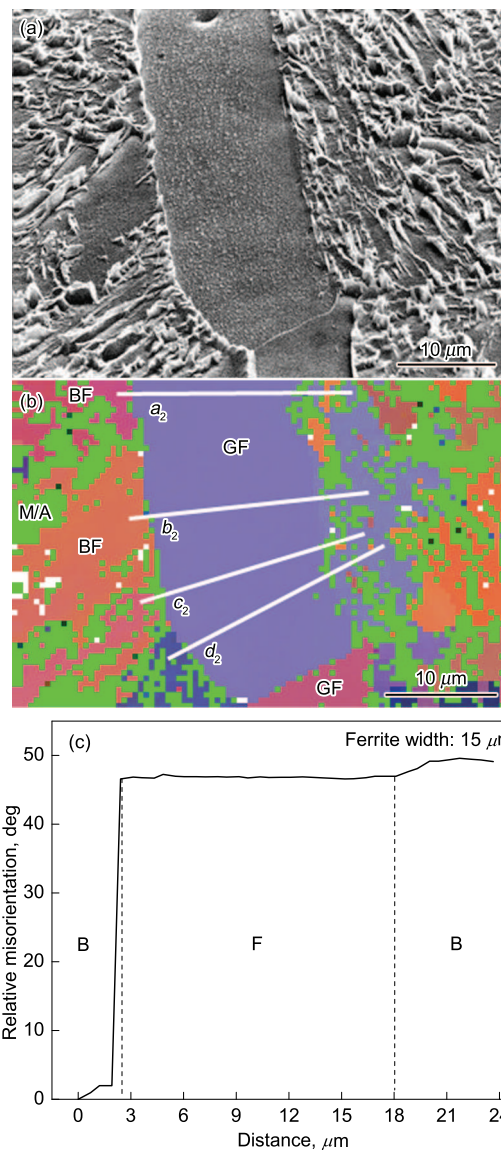


图 5 Fe-C-Mn-Si 钢在 1250 °C 奥氏体化 1 h，725 和 340 °C 分别等温 1 h 后得到的晶界铁素体及贝氏体的 SEM 像，EBSD 取向分布扫描图及沿图 5b 中直线  $d_2$  得到的相对取向差曲线

Fig.5 SEM micrograph (a) and EBSD orientation map (b) of a grain boundary ferrite and contiguous bainites in the Fe-C-Mn-Si sample austenitized at 1250 °C for 1 h, isothermally held at 725 and 340 °C for 1 h, respectively, and then water cooled. Lines  $a_2$ ,  $b_2$ ,  $c_2$  and  $d_2$  in the map cross four bainite packets, and showing the relative misorientation profile (c) along the line  $d_2$  left ends of lines (the relative misorientation is the angle between the normal of the measured position and that of the left starting position of the line, B—bainite, F—ferrite)

界铁素体的原奥氏体直接转变为马氏体，如图 6 所示。与图 2 中的贝氏体明显不同，马氏体为方向性较强的片条组织，而非小岛状的组织，马氏体片条较长，常贯穿原奥氏体晶粒，这是因为马氏体生长速率较快造成的。由图还可发现，晶界铁素体与相邻马氏体之间的界线几乎总是清晰地

表 1 晶界铁素体与两侧贝氏体的相对取向差

Table 1 Relative misorientations at different positions between two grain boundary ferrites and their contiguous bainites

Grain boundary ferrite	Position	(deg)	
		Clear interface side	Non-clear interface side
Ferrite 1 (no photo given)	$a_1$	19.5	0.6
	$b_1$	51.2	0.2
	$c_1$	53.3	1.5
	$d_1$	20.0	0.9
Ferrite 2 (Fig.5b)	$a_2$	32.1	1.3
	$b_2$	17.2	0.6
	$c_2$	21.4	1.7
	$d_2$	45.4	2.5

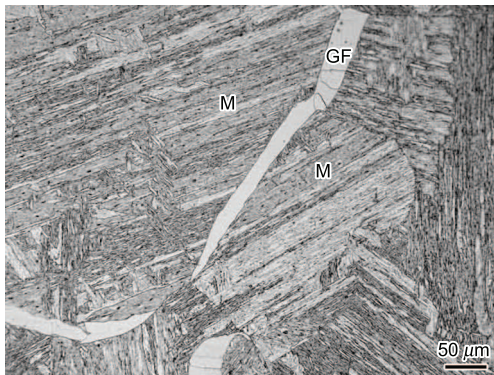


图 6 晶界铁素体与相邻马氏体的 OM 形貌

Fig.6 OM image of grain boundary ferrite and contiguous martensites in the sample austenitized at 1250 °C, isothermally held at 725 °C and then water cooled (the observation under higher magnification shows that the interfaces on both sides of grain boundary ferrite are always clear)

将两种组织截然分开.

### 3 讨论

#### 3.1 晶界铁素体的生长模式

Guo 等<sup>[14]</sup>曾报道 0.04C-3.0Mn-1.85Si 钢中随着等温温度的升高,铁素体等温生长动力学发生突变.温度较低时,铁素体的生长主要由 C 扩散控制,生长速率较快;当温度升高时,合金元素发生扩散与再分配,铁素体的生长将由 Mn 等合金元素的扩散控制,由于合金元素的扩散速率比 C 扩散速率低几个数量级,因而会导致铁素体的生长速率急剧降低<sup>[15]</sup>.图 7 为本样品奥氏体化后在 750 °C 等温 24 h 后得到的组织.可以清楚地看到,原奥氏体晶界上分布着白色的铁素体薄层.虽然等温时间较长,但与 725 °C 等温 1 h 的铁素体相比(见图 2),750 °C 等温得到的铁素体宽度明显较窄,其体积分数也明显较小.本文采用合金成分与文献<sup>[14]</sup>中的 0.04C-3.0Mn-1.85Si 钢相近,对比其铁素体转变可以判断,在 725 和 750 °C 之间存在一个铁素体生长由 C 扩散控制转为合金元素扩散

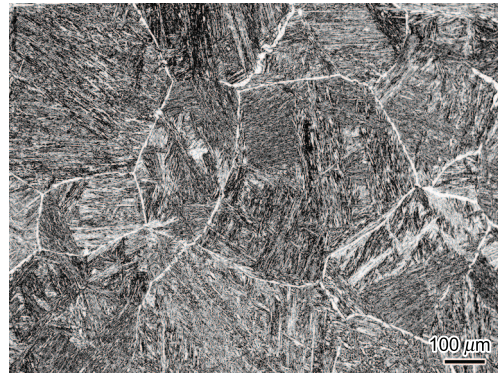


图 7 750 °C 等温 24 h 形成的晶界铁素体薄层

Fig.7 Thin grain boundary ferrite formed in the sample isothermally held at 750 °C for 24 h after austenitizing

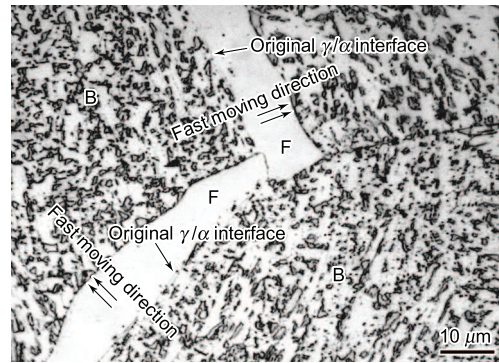


图 8 晶界铁素体/贝氏体的界面类型与原奥氏体晶界的关系

Fig.8 Morphology of ferrite at intersecting prior austenite boundaries, no ferrite on the right boundary, two styles of interface clearly exhibited as grain boundary ferrite/bainite interface and the grain boundary ferrite/prior austenite interface

控制的转变点,725 °C 等温形成的铁素体生长由 C 扩散控制,生长速率较快,而 750 °C 形成的铁素体生长由合金元素扩散控制,生长速率较慢.

#### 3.2 两种晶界铁素体/贝氏体铁素体界面的特点

图 8 给出了在三叉晶界上晶界铁素体的分布与形貌,其中一条晶界上没有铁素体,因此,可以清楚分辨晶界铁素体界面与原奥氏体晶界之间的相对位置.可以看出,晶界铁素体清晰侧界面为快速迁移的界面,而不清晰的一侧界面位置与原奥氏体晶界接近,说明这一侧的铁素体/奥氏体界面在相变过程中迁移速率较慢.大量的金相观察证实,晶界铁素体的生长主要由清晰一侧的界面移动来完成,如图 8 中箭头所示.由于晶界铁素体在生长过程中往往消除了原奥氏体晶界的痕迹,难以判断铁素体的生长方向,因此在以往相当多的测量与计算中,常假设晶界铁素体向两侧都生长,并取其宽度的 1/2 来计算其增厚动力学.根据本研究的结果发现,80% 以上的晶界铁素体都只有一侧界面有明显移动,因此在计算其增厚动力学时,

取其全厚度来对比计算结果更为合理。

### 3.3 晶界铁素体与原奥氏体的取向关系

研究<sup>[3,16]</sup>表明,晶界铁素体在形核时,为了降低形核势垒,一般与一侧的奥氏体成 Kurdjumov-Sachs (K-S) 或 Nishiyama-Wassermann (N-W) 关系,由于难以与另一侧奥氏体保持一定的取向关系,往往表现为随机取向(或称无取向)。根据文献<sup>[16]</sup>报道,存在取向关系的晶界铁素体/原奥氏体界面迁移缓慢,而无取向关系的界面迁移速率较快。在本工作中,通过金相观察对比晶界铁素体/贝氏体界面与未被晶界铁素体遮盖的原奥氏体晶界的相对位置,发现晶界铁素体不清晰的一侧界面迁移速率较慢,而清晰的一侧界面迁移速率较快。结合文献<sup>[16]</sup>报道的结果,可以推测,不清晰的一侧界面上铁素体与奥氏体成取向关系,而清晰的一侧界面上铁素体与奥氏体不成取向关系。晶界铁素体的宽度测量结果也显示,两侧界面均不清晰的晶界铁素体宽度明显小于全部晶界铁素体的平均宽度,说明这类界面的移动速率较小,符合两侧均与原奥氏体成一定取向关系的生长特点。

另一方面,以往的实验<sup>[2]</sup>证实贝氏体在形成时也与奥氏体成近似 K-S 关系,即同一奥氏体晶粒内的各贝氏体束均为符合 K-S 取向关系的变体。当晶界铁素体和相邻贝氏体束的取向一致时,可以判断晶界铁素体与此贝氏体束为同一个变体,因此,晶界铁素体必然与这一侧的原奥氏体成取向关系<sup>[2]</sup>。结合金相组织观察和 EBSD 的取向结果分析,可以看到晶界铁素体/贝氏体界面不清晰是由晶界铁素体与贝氏体取向基本一致造成的,由于贝氏体在形成时与奥氏体成 K-S 关系,晶界铁素体与这一侧的原奥氏体也必然存在 K-S 关系。因此,无论是晶界铁素体/原奥氏体的相界面迁移速率,还是晶界铁素体与贝氏体之间的取向,都揭示出晶界铁素体/贝氏体界面不清晰这一现象,这表明晶界铁素体与此侧的原奥氏体存在取向关系。

### 3.4 晶界铁素体/原奥氏体界面类型对贝氏体形核的影响

根据文献<sup>[1]</sup>报道,贝氏体一般在原奥氏体晶界形核。在本工作中,725 °C 等温 1 h 后如果绝大多数原奥氏体晶界都被晶界铁素体覆盖,那么在 340 °C 等温时,晶界铁素体/原奥氏体界面必然对贝氏体的形核带来影响。实验结果显示,80% 以上的铁素体都有一侧界面不清晰,并且不清晰界面两侧的晶界铁素体和贝氏体取向基本相同,从几率上可以判断:这一侧的贝氏体是在 340 °C 保温时,从晶界铁素体/原奥氏体界面形核并向奥氏体内部生长,而不是从别处形核长大后与此界面偶然相遇。这种情况类似于铁素体的激发形核。根据激发形核的理论<sup>[17,18]</sup>,铁素体可以在铁素体/奥氏体界面上激发形成,形核的铁素体与母体铁素体取向越接近,铁素体/铁素体的界面能越低,这对于铁素体的形核越有利,因此,铁素体/奥氏体

界面上易于激发形成取向接近的铁素体。可以设想,在有取向的铁素体/奥氏体界面上,若贝氏体保持与铁素体相近的取向,这样可以使界面能尽可能地降低,有利于贝氏体的形成。这个过程与铁素体激发形核相似,只是铁素体激发形核是在较高温度发生,激发形核的新相铁素体与基体铁素体为相同相,而贝氏体生成温度较低,激发形核的新相贝氏体与基体铁素体为不同相。综合以上分析认为,贝氏体可以在存在取向关系的晶界铁素体/原奥氏体界面上直接形核,且与铁素体保持一致取向。

激发形核产生的关键是因为铁素体/铁素体的界面能较低使得系统能量降低,因此,在有取向的一侧晶界铁素体/原奥氏体界面上,取向与晶界铁素体越接近,贝氏体形核需克服的势垒越低。从能量上看,在这类界面上形成取向与晶界铁素体相差较大的贝氏体铁素体,是不可能发生的。在实验中观测到有些晶界铁素体与相邻一侧的贝氏体之间存在较大的取向差,可能有两个原因。首先,若贝氏体直接从晶界铁素体/原奥氏体界面形核,则晶界铁素体与这一侧的原奥氏体之间很可能无取向关系,根据上面的分析,若存在取向关系,将易于形成晶体方向与晶界铁素体一致的贝氏体。当贝氏体在这种无取向的界面上形核时,因为必须与奥氏体保持一定的取向关系,所以贝氏体与晶界铁素体的取向必然不同(如表 1 所示清晰界面两侧取向差),以致在光学显微镜下可以看到明显界面。这种形核方式不同于激发形核,尽管形核相与母相具有相同晶体结构。其次,贝氏体在其它地方形核生长,然后与这一侧的晶界铁素体/原奥氏体界面相遇。在这种情况下,无法根据形貌来判断晶界铁素体/原奥氏体界面类型。

Babu 和 Bhadeshia<sup>[3]</sup>曾采用 C 含量为 0.4%, Mn 和 Si 含量都与本样品相似的合金研究晶界铁素体对于贝氏体的形核的作用。他们发现,在晶界上形成铁素体薄层,可以去除原奥氏体晶界对于贝氏体形核的促进作用,并且晶界铁素体/原奥氏体界面不利于贝氏体形核,从而有效地阻止了贝氏体转变,促进了针状铁素体的形成。在本实验中可以清楚地看到,贝氏体可以在晶界铁素体与奥氏体成取向关系的一侧界面形核。这与 Babu 和 Bhadeshia 的结果不同,可能是以下三个原因造成的。(1) 合金的 C 含量较低,因此,贝氏体相变驱动力较大,有利于克服形核势垒。而 Babu 和 Bhadeshia 采用的合金 C 含量较高,在采用的温度等温时晶界铁素体的生长由再分配局域平衡模式主导<sup>[19]</sup>, TEM 成分分析结果也证实:相变时 Mn 元素发生了重新分配。由于 Mn 在奥氏体中扩散较慢,必然导致晶界铁素体/原奥氏体界面前沿的 Mn 含量较高。Mn 是奥氏体稳定化元素, Mn 含量的增加将降低  $B_s$  (贝氏体开始转变点) 温度,不利于贝氏体在两相界面上的形核。(2) 合金 C 含量仅为 0.05%, 如前面分析的,晶界铁素体在 725 °C 的生长速率远高于再分配模式下的生长速率,生长受 C 扩散控制,合金元素没有发

生再分配,因此,对于随后贝氏体在晶界铁素体/奥氏体界面上的形核影响不大。(3)源自样品的制备方法。Babu和 Bhadeshia 的样品热处理前经过大压下量的轧制,因此,样品中的织构可能对相变中的铁素体和贝氏体的形核与生长都有影响。

### 3.5 晶界铁素体与马氏体之间的界面

样品 725 °C 等温后如果直接水冷,由于 C 含量低,残余奥氏体将转变为马氏体。虽然马氏体也与奥氏体成 K-S 或 N-W 关系<sup>[20]</sup>,但是与贝氏体转变相比,马氏体相变驱动力更大,形核生长速率更快。在光学显微镜下可以看到直接水冷样品中晶界铁素体两侧的界面都比较清晰(图 6),说明马氏体与晶界铁素体之间取向差较大。这可能是因为马氏体转变驱动力大,无需从相界面形核,可以从母相某些地点形核生长,然后与晶界铁素体相遇,因此,无法从晶界铁素体/马氏体的界面形貌来判断晶界铁素体/原奥氏体界面的相关信息。

## 4 结论

通过两阶段等温,在 Fe-0.05C-2.94Mn-1.78Si 钢中同时得到了晶界铁素体和贝氏体,晶界铁素体与贝氏体之间的界面分为两种:一种清晰,两边取向差较大;一种不清晰,两边取向一致。经统计,80% 以上的晶界铁素体都是一侧界面清晰,一侧不清晰。分析表明,在晶界铁素体/贝氏体界面不清晰一侧,晶界铁素体与原奥氏体保持取向关系,贝氏体在这类界面形核生长,且取向与晶界铁素体保持一致;而在晶界铁素体/贝氏体界面清晰一侧,晶界铁素体与原奥氏体无取向关系,且界面邻近的贝氏体与晶界铁素体之间取向差较大。

感谢日本茨城大学 Masato Enomoto 教授对于本工作给予的意见和指导。

### 参考文献

- [1] Ohmori Y, Ohtsubo H, Jung Y C, Okaguchi S, Ohtani H. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 1981
- [2] Furuhashi T, Kawata H, Morito S, Miyamoto G, Maki T. *Metall Mater Trans*, 2008; 39A: 1003
- [3] Babu S S, Bhadeshia H K D H. *Mater Sci Eng*, 1991; A142: 209
- [4] Quidort D, Brechet Y J M. *Acta Mater*, 2001; 49: 4161
- [5] Enomoto M, Aaronson H I. *Metall Trans*, 1987; 18A: 1547
- [6] Purdy G R, Brechet Y J M. *Acta Metall Mater*, 1995; 43: 3763
- [7] Hillert M. *Scr Mater*, 2002; 46: 447
- [8] Bradley J R, Rigsbee J M, Aaronson H I. *Metall Trans*, 1977; 8A: 323
- [9] Bradley J R, Aaronson H I. *Metall Trans*, 1977; 8A: 317
- [10] Tanaka T, Aaronson H I, Enomoto M. *Metall Mater Trans*, 1995; 26A: 561
- [11] Spanos G, Hall M G. *Metall Mater Trans*, 1996; 27A: 1517
- [12] Hackenberg R E, Shiflet G J. *Philos Mag*, 2003; 83: 3367
- [13] Hackenberg R E, Shiflet G J. *Mater Charact*, 2007; 58: 211
- [14] Guo H, Purdy G R, Enomoto M, Aaronson H I. *Metall Mater Trans*, 2006; 37A: 1721
- [15] Oi K, Lux C, Purdy G R. *Acta Mater*, 2000; 48: 2147
- [16] Purdy G R. *Acta Metall*, 1978; 26: 477
- [17] Menon E S K, Aaronson H I. *Acta Metall*, 1987; 35: 549
- [18] Aaronson H I, Spanos G, Masamura R A, Vardiman R G, Moon D W, Menon E S K, Hall M G. *Mater Sci Eng*, 1995; B32: 107
- [19] Guo H, Purdy G R. *Metall Mater Trans*, 2008; 39A: 950
- [20] Zhang M X, Kelly P M. *Scr Mater*, 2002; 47: 749