

## 高纯净微合金钢的连续冷却转变与组织细化\*

柳得橧<sup>1)</sup> 林昌<sup>1)</sup> 傅杰<sup>2)</sup> 柯俊<sup>1)</sup>

1) 北京科技大学材料物理系, 北京 100083

2) 北京科技大学冶金学院, 北京 100083

**摘要** 本文对实验室制备的高纯净微合金钢的连续冷却转变行为进行了实验研究, 并和成分相近的工业钢 X60 作了比较。高纯净钢的 O, S, P 和 H 杂质总和小于 0.0061%(质量分数), S, P 含量各比工业钢试样低一个数量级。研究表明: 高纯净度降低钢在连续冷却转变时  $\alpha$  相的非均匀形核率, 导致纯净钢的贝氏体转变温度明显降低; 添加硼使  $A_3$  温度提高并延缓铁素体生成, 有利于贝氏体和马氏体生成; 在奥氏体区 900 °C 的变形提高纯净钢的贝氏体转变温度。高纯净钢均匀化处理在一定冷速范围内连续冷却能够获得微米级尺寸的组织 and 较好的强化效果, 而工业钢连续冷却时仅得到较粗大的板条状贝氏体与多边形铁素体的混合组织。因此, 高纯净度可以改变钢中奥氏体分解的转变动力学特别是  $\alpha$  相的形核动力学, 而且在足够高的纯净度和适当冷速条件下新相可能主要以均匀形核方式形成。

**关键词** 高纯净微合金钢, 连续冷却转变, 贝氏体转变, 显微组织, 含硼钢。

中图法分类号 TG113, TG142

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(1999)09-0923-05

## CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATION AND STRUCTURE OF A CLEAN MICRO-ALLOYING STEEL

LIU Delu<sup>1)</sup>, LIN Chang<sup>1)</sup>, FU Jie<sup>2)</sup>, KE Jun(T.Ko)<sup>1)</sup>

1) Department of Materials Physics, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2) Metallurgy School, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: LIU Delu, professor, Tel: (010)62332516, Fax: (010)62327283, E-mail: dilu@bj.col.com.cn

Manuscript received 1999-02-02

**ABSTRACT** An ultra-low carbon micro-alloying clean steel containing Mn, Nb, Ti, B was prepared by induction furnace in laboratory. Total amount of impurities O, S, P and H in the steel is less than 0.0061%(mass fraction). Continuous cooling transformation behaviors of the clean steel and a commercial steel X60, whose composition is similar as the clean one, have been studied in the present work. The high purity in the clean steel results in the decrease of heterogeneous nucleation rate of  $\alpha$ -phase during continuous cooling transformation, and the  $B_s$  temperature drops down obviously. But 70% deformation at 900 °C results in the rise of the  $B_s$ . Structure with grain size in micrometers exists in the clean steel specimens cooled at certain cooling rate. But no such fine structure was found in the commercial steel specimens. The results implied that the  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation dynamics, especially the nucleation dynamics of  $\alpha$  phase, in the clean steel is different from the commercial steel. It is likely that the new phase in very clean steel is mainly formed by homogeneous nucleation under certain conditions. The difference of  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation nucleation mechanism between the clean steel and the commercial one resulted in their different structures.

**KEY WORDS** clean micro-alloying steel, continuous cooling transformation, bainite transformation, microstructure, boron containing steel

下一代高强高韧微合金结构钢的基本特征是高纯净度、高均匀化并具有超细微的组织, 在较经济的加工条件下

获得高的强度和韧性。在一定的纯净度和微合金化条件下, 钢的组织控制是获得高强度高韧性的关键。其最有效的途径之一是通过特定的热加工工艺控制钢的再结晶、相变和碳氮化物沉淀过程获得超细组织, 以组织细化、弥散析出和晶体缺陷结构相结合为主的复合强化方式<sup>[1,2]</sup>。在低碳微合金钢的生产实践中可以通过不同的途径实现钢的组织细化与强韧

\* 国家重点基础研究专项经费资助项目

收稿日期: 1999-02-02

作者简介: 柳得橧, 女, 1939 年生, 教授, 博士

化, 依靠控制钢的再结晶过程可以得到晶粒尺寸为  $10\ \mu\text{m}$  水平的显微组织, 而以相变为基础则可能获得微米、亚微米甚至更细小的组织. 另一方面, 以贝氏体或马氏体相变为基础得到的复相组织钢由于有效晶粒尺寸小、亚晶和高位错密度的强化效果大, 再加上细小碳氮化物沉淀的贡献可以得到优越的强度与韧性, 获得满意的综合性能<sup>[3-7]</sup>.

为了探索高纯净钢的相变行为和组织细化机理, 本工作对高纯净低碳微合金钢的连续冷却转变温度和组织了实验研究, 并在相同实验条件下将高纯净钢和成分相近的工业钢作了比较.

## 1 实验方法

高纯净试验用钢由北京科技大学电冶金研究所制备, 用  $10\ \text{kg}$  真空感应炉冶炼, 每个钢锭  $4\ \text{kg}$  左右 (编号: 3Y), 工业规模生产的低碳微合金钢取自宝山钢铁公司  $300\ \text{t}$  转炉生产的管道用钢 X60 (编号: 6B). 试验钢的化学成分和杂质含量 (质量分数, %) 为: 高纯净钢 (3Y): C 0.043, Mn 1.54, Si 0.14, Nb 0.044, Ti 0.042, Al<sub>s</sub> 0.046, P 0.0024, S 0.0005, N 0.0045, B<sub>t</sub> 0.0020, O 0.0031, H 0.0001; 工业钢 (6B): C 0.072, Mn 1.34, Si 0.23, Nb 0.043, V 0.040, Ti 0.018, Al<sub>s</sub> 0.029, P 0.016, S 0.0032, Ca 0.0038. 高纯净钢和工业钢为含微量 Nb, Ti 和极低 C 的 Si, Mn 钢, 但纯净钢的 C 量更低、S 和 P 各比工业钢低一个数量级, 且含 0.0020B, 工业钢经过 Ca 处理.

纯净钢的钢锭锻造成直径  $15\ \text{mm}$  左右的圆棒并加工成圆柱形试样, 工业钢 6B 由板材直接加工成试样, 测定两种钢部分冷速的连续冷却转变曲线的实验在 Gleeble1500 热模拟机上进行, 试样加热到  $1200\ \text{C}$  保持  $30\ \text{min}$ 、冷却到  $950\ \text{C}$  后分别以不同的速度冷却到室温. 将上述钢样制备成金相试样进行了光学显微镜观察, 并测定维氏硬度 ( $\text{HV}_5$ ).

## 2 实验结果

### 2.1 高纯净钢与工业钢的连续冷却转变

所得到的连续冷却转变 (CCT) 曲线见图 1, 以不同速度冷却的试样由维氏硬度值 ( $\text{HV}_5$ ) 换算得到的抗拉强度由表 1 给出. 实验结果表明: 纯净钢 3Y 的奥氏体开始转变温度 ( $A_{r3}$ ) 比 6B 的高, 但是 3Y 的贝氏体初始转变温度  $B_s$  比 6B 的明显低 (可低几十度甚至上百度).

纯净钢 3Y 从  $950\ \text{C}$  冷却时, 冷速在  $10\ \text{C}/\text{s}$  到  $2\ \text{C}/\text{s}$  范围都得到以贝氏体为主的组织. 以  $10, 5$  和  $2\ \text{C}/\text{s}$  冷却的试样金相组织分别由图 2a,b,c 给出. 以  $10\ \text{C}/\text{s}$  冷却的试样 (图 2a) 主要由贝氏体 (B) 组成<sup>[8-10]</sup>, 许多细长的贝氏体板条束由原奥氏体 (A) 晶界向晶内生长, 可达几十微米长, 贝氏体板条之间分布有细小的残留奥氏体或其分解产物, 还有很少量多边形铁素体 (F). 由图 2a 可见纯净钢试样的奥氏体晶粒粗大, 约为  $100 - 200\ \mu\text{m}$ . 值得注意的

是: 以  $5\ \text{C}/\text{s}$  冷却的试样 (图 2b) 得到了尺寸约几微米大小的细贝氏体组织和较多的小颗粒状残留奥氏体, 这些残留奥氏体小颗粒分布在贝氏体细板条之间. 以  $2\ \text{C}/\text{s}$  冷却的试样组织 (图 2c) 也由贝氏体、残留奥氏体和多边形铁素体组成, 但其贝氏体板条看起来比图 2b 的略微粗大些.

工业钢 6B 从  $950\ \text{C}$  冷却时, 冷速从  $10\ \text{C}/\text{s}$  到  $3\ \text{C}/\text{s}$  都得到较粗大的贝氏体板条和多边形铁素体的混合组织, 在贝氏体板条间则有残留奥氏体或其分解产物. 以  $10, 5$  和  $2\ \text{C}/\text{s}$  冷却的试样金相组织分别由图 3a, b, c 给出. 与纯净钢相比较, 6B 试样以  $5\ \text{C}/\text{s}$  冷却时得到的贝氏体板条较粗大但长度较短, 多边形铁素体的比例增大. 在以  $2\ \text{C}/\text{s}$  冷却的试样中 (图 3c) 约 50% 以上是多边形铁素体, 少量珠光体分布在铁素体晶粒之间, 因此, 试样的强度比纯净钢的小 (见表 1). 冷速低于  $1\ \text{C}/\text{s}$  时以粗大的多边形铁素体为主, 其晶粒大小为  $20 - 30\ \mu\text{m}$ , 贝氏体区 (尺寸  $10 - 20\ \mu\text{m}$ ) 分布在铁素体晶粒之间. 连续冷却的工业钢试样没有获得晶粒尺寸为几微米的组织. 看来, 高纯净钢的  $\gamma \rightarrow \alpha$  转变行为特别是  $\alpha$  相的形核动力学与工业钢有所不同.

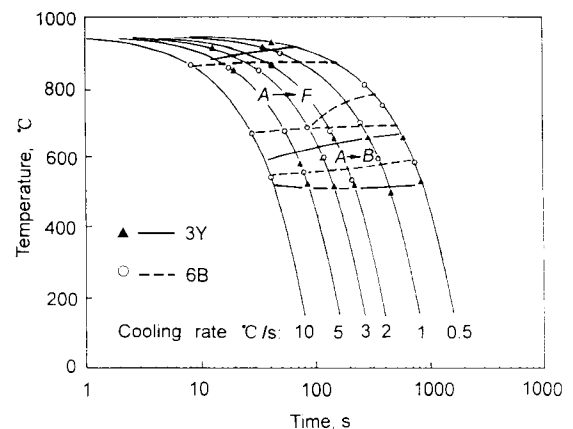


图 1 纯净钢 3Y 和工业钢 6B 的连续冷却转变曲线

Fig.1 Continuous cooling transformation curves (CCT) of the clean steel (3Y) and commercial steel (6B)

表 1 纯净钢 (3Y) 和工业钢 (6B) 连续冷却转变试样由硬度  $\text{HV}_5$  换算的抗拉强度

Table 1 Tensile strength (measured by  $\text{HV}_5$ ) of the clean steel (3Y) and commercial steel (6B) samples continuously cooled from  $950\ \text{C}$

Cooling rate, $\text{C}/\text{s}$	$\sigma_b(3Y)$ , MPa	$\sigma_b(6B)$ , MPa
10	681.1	688.0
5	715.4	641.9
3	686	621.3
2	634.0	697.8
1	617.4	654.6
0.5	679.1	548.8

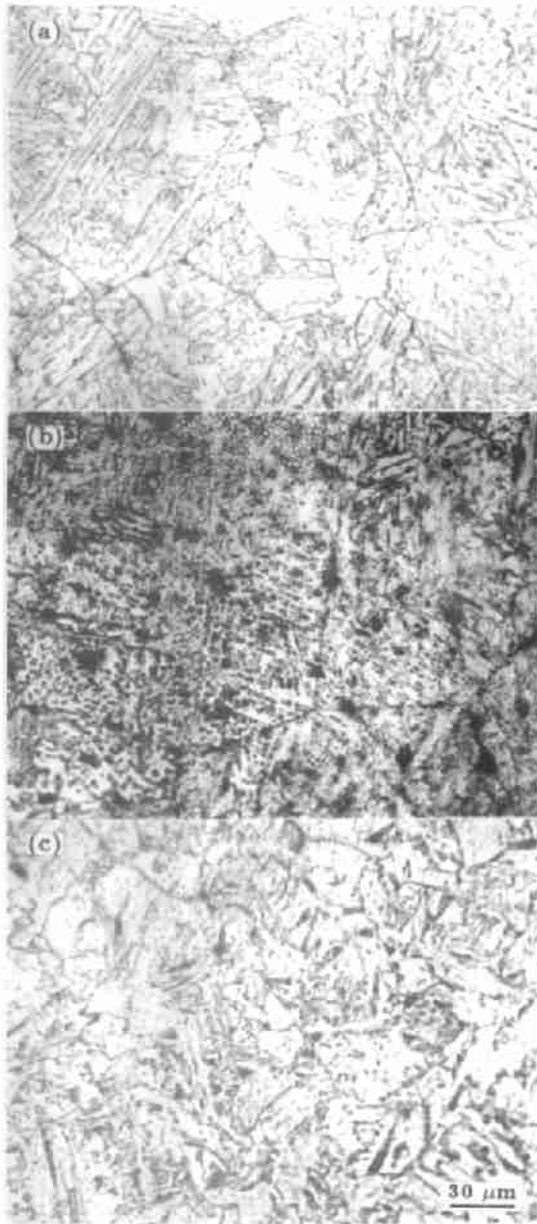


图2 纯净钢 3Y 以不同速度从 950 °C 冷却时的金相组织

Fig.2 Microstructures of the 3Y steel specimen cooled from 950 °C different at cooling rates

(a) 10 °C/s (b) 5 °C/s (c) 2 °C/s

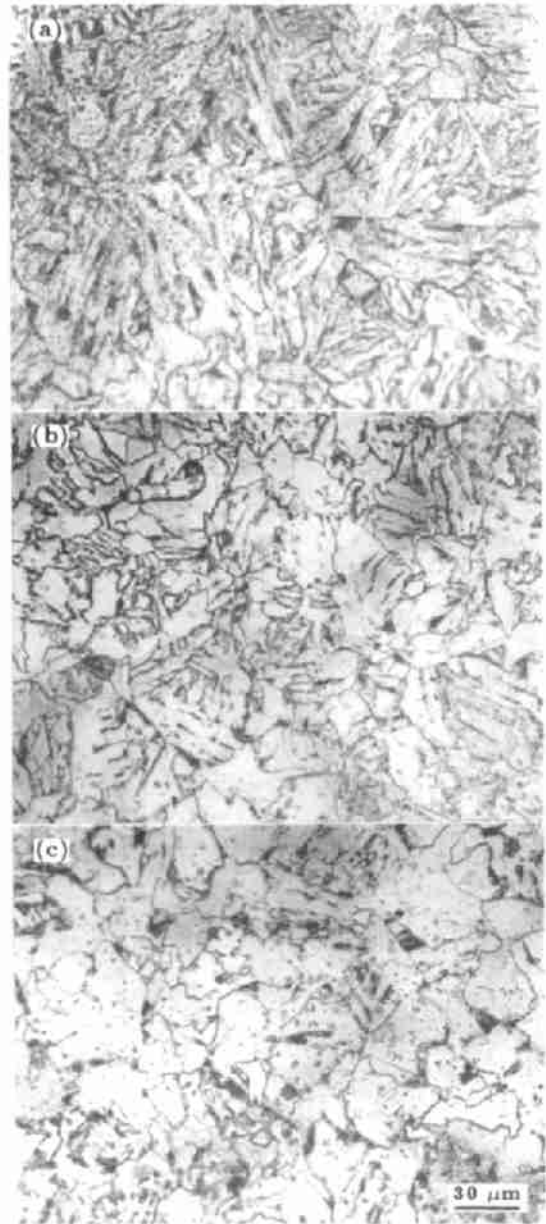


图3 工业钢 6B 以不同速度从 950 °C 冷却时的金相组织

Fig.3 Microstructures of the commercial steel (6B) cooled from 950 °C at different cooling rates

(a) 10 °C/s (b) 5 °C/s (c) 2 °C/s

图4是5 °C/s冷却试样的扫描电镜二次电子像,可见试样组织的有效尺寸在微米级,硬度(HV<sub>5</sub>)测定(见表1)表明:以5和3 °C/s冷却的两个试样其抗拉强度分别达到715和686 MPa。当冷却速度为1 °C/s甚至更小时,试样由20—30 μm大小的多边形铁素体、贝氏体和少量残留奥氏体组成,分布在铁素体晶粒间的较大残留奥氏体看来已经分解,试样的强度明显下降。

## 2.2 形变对高纯净钢奥氏体连续冷却转变的影响

为了研究奥氏体变形对试验钢转变行为及其组织和性

能的影响,测定了高纯净钢 3Y 经 900 °C 压缩 70%(变形速率 1/s)后部分冷速的连续冷却转变曲线,并与未变形试样的转变曲线进行比较,实验结果由图5给出(虚线是变形试样的 CCT 曲线,实线是未变形试样的曲线),可见:在 900 °C 的奥氏体形变明显提高纯净钢的贝氏体开始转变温度  $B_s$ ,冷速在 10 °C/s 至 3 °C/s 的 CCT 转变曲线没有探测到奥氏体开始转变为铁素体的温度,只有奥氏体—贝氏体转变温度。

观察表明:冷速在 10 至 3 °C/s 范围都得到以贝氏体

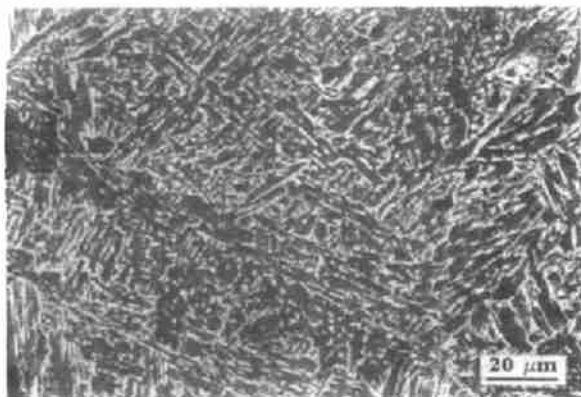


图4 纯净钢 3Y 以 5 °C/s 冷却试样的 SEM 二次电子像

Fig.4 SEM second electron image of the specimen 3Y cooled at 5 °C/s

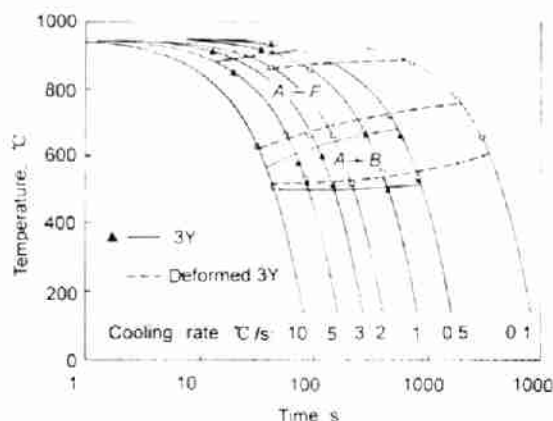


图5 纯净钢 3Y 经 900 °C 变形 70% 后的连续冷却转变曲线

Fig.5 Continuous cooling transformation curves (CCT) of the clean steel (3Y) after deformation 70% at 900 °C

为主的组织, 还有少量残留奥氏体及其分解产物。冷速小于 2 °C/s 时, 除了贝氏体, 残留奥氏体, 可见到多边形铁素体的量随冷速减小而增加。图 6 给出经 900 °C 变形后分别以冷速 10, 5 和 3 °C/s 连续冷却转变试样的金相组织。比较图 6a 与图 2a 可见: 经 900 °C 变形后连续冷却转变的试样其奥氏体晶粒尺寸减小, 贝氏体的板条束组织特征不明显, 在金相照片上难以辨认, 但测定的 CCT 曲线表明这是贝氏体转变的产物。冷速低于 1 °C/s 的试样则主要由较粗大的多边形铁素体和少量贝氏体组成, 与未变形试样连续冷却时相似的是: 以 5 °C/s 冷却的试样获得了微米级尺寸的细化组织 (比较图 2b 与图 6b)。

### 3 讨论

比较纯净钢和工业钢的成分可见: 它们的主要成分差别在于 3Y 含硼而 6B 无硼。由于硼可明显提高  $A_3$  温度 (在 0.04% — 0.06% C 钢中可提高约 50 — 60 度) 而对  $A_1$  温

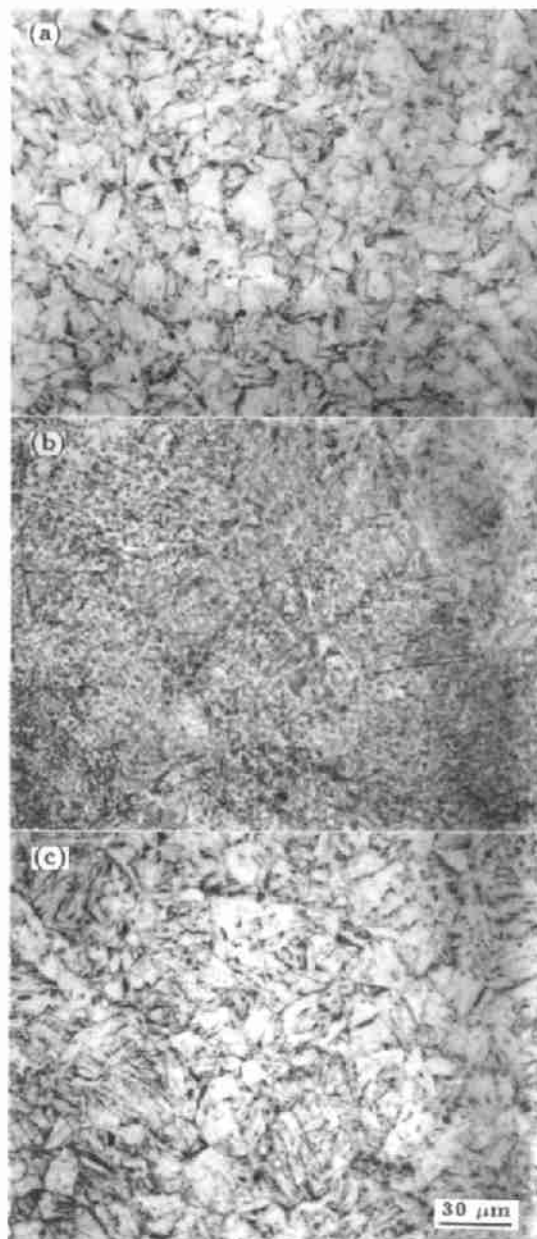


图6 纯净钢 3Y 经 900 °C 压缩 70% 后连续冷却转变试样的金相组织

Fig.6 Microstructures of the 3Y steel deformed 70% at 900 °C and cooled at different cooling rates  
(a) 10 °C/s (b) 5 °C/s (c) 3 °C/s

度没有明显影响<sup>[11]</sup>, 虽然 3Y 试样的含碳量比 6B 的略低, 但对  $A_3$  温度的影响很小, 可以认为 3Y 的  $A_{r3}$  温度比 6B 试样高主要是由添加硼造成的。

硼有延缓  $\gamma \rightarrow \alpha$  转变的作用, 而且对铁素体生成的延缓要比对贝氏体的延缓大得多, 因而提高淬透性、有利于贝氏体组织的形成。但硼并不显著改变其开始转变温度, 也不改变马氏体相变温度<sup>[11,12]</sup>。同时, 低合金钢在 0.01% — 0.20% C 范围内碳含量对奥氏体分解的动力学曲线没有

明显影响<sup>[11]</sup>。因而, 纯净钢 3Y 的贝氏体转变温度明显降低主要不是由添加硼造成的, 也不是由二者含碳量的差别造成的。

本工作所用的纯净钢是在杂质元素 (O, S, P, H) 总量小于 0.0061% 的纯净条件下, 利用我国富有的 Nb, Ti, B 等元素对钢进行微合金化炼成。在纯净钢 3Y 中 S, P 含量各比工业钢 6B 低一个数量级, 其硫含量仅 0.0005%。可以作为  $\alpha$  相非均匀形核地点的 MnS 以及其他夹杂物粒子数量大为减少。同时, 高纯净钢的再结晶温度较低、奥氏体晶粒容易长大, 固溶硼也有使晶粒粗大的倾向<sup>[13,14]</sup>, 在本工作的实验条件下 3Y 试样的奥氏体晶粒尺寸约 100—200  $\mu\text{m}$ (见图 2a), 这使  $\alpha$  相在晶界的非均匀形核地点减少。同时, 硼在奥氏体晶界的偏聚阻碍铁素体的形核而有利于贝氏体的形成<sup>[15]</sup>。另一方面, 钢中的碳氮化物粒子也是  $\alpha$  相的非均匀形核中心, 但根据溶度积公式计算表明: 在 1200  $^{\circ}\text{C}$  加热时试验钢中原有的碳氮化物基本上都已溶解, 快速冷却时来不及析出。关于碳氮化物的影响最终取决于  $\alpha$  相形成动力学和碳氮化物析出动力学之间的关系, 暂时还没有得到足够的数据来说明它们对试验钢  $\alpha$  相形核率的影响。因此, 在本试验条件下  $\alpha$  相的非均匀形核率明显降低, 连续冷却时新相要在更大的过冷度下才能大量形成, 而且均匀形核可能成为主要的形核方式。在更大过冷度下以更高的形核率发生转变显然有利于细化组织。

由于钢中 B, Mn 和固溶 Nb 的作用阻碍了铁素体形成, 3Y 钢在冷速 10  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  至 1  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  范围都得到以贝氏体为主的组织, 夹有残留奥氏体及其分解产物。冷速小于 3  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  时, 还观察到先共析铁素体存在。在同样冷速条件下纯净钢的组织比工业钢 6B 的细小(对比图 2 和图 3)。由图 2b 可见当冷速为 5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  左右时, 纯净钢试样得到了有效晶粒尺寸为微米级的细小组织和较大的强化效果。与此相应, 由于 900  $^{\circ}\text{C}$  是所用试样的非再结晶温区, 经 900  $^{\circ}\text{C}$  变形后连续冷却转变的试样其奥氏体晶粒尺寸显著减小。冷速在 10  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  至 2  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  范围都得到以贝氏体为主的组织。但冷速小于 5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  试样的组织基本上与未变形试样相同, 特别是以 5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  冷却的试样也获得了微米级尺寸的细化组织(见图 6b), 而在工业钢中则没有观察到这样的现象, 仅得到较粗大的板条状贝氏体和多边形铁素体的混合组织。

可见, 纯净钢 3Y(包括未变形试样和经 900  $^{\circ}\text{C}$  变形试样) 在以 5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  左右冷却时, 其贝氏体在奥氏体中的形核率最大, 获得了显著的组织细化效果。表明高纯净度可能改变了钢中奥氏体分解的动力学特别是贝氏体转变和  $\alpha$  相形核的动力学, 而且在足够高的纯净度和适当冷速条件下新相

可能主要以均匀形核方式形成。

#### 4 结论

(1) 高纯净度降低试验钢在连续冷却转变时  $\alpha$  相的非均匀形核率, 导致纯净钢的贝氏体转变温度明显降低, 有利于细化组织。添加硼使  $A_3$  温度提高并延缓铁素体生成, 有利于贝氏体和马氏体生成。

(2) 在奥氏体区 900  $^{\circ}\text{C}$  变形 70% 可以细化高纯净钢的奥氏体晶粒, 并提高其贝氏体转变温度。

(3) 高纯净钢均匀化处理后在一定冷速范围内连续冷却能够获得微米级尺寸的细贝氏体组织和较好的强化效果。而工业钢连续冷却时没有观察到这样的现象, 仅得到较粗大的板条状组织和多边形铁素体的混合物。表明高纯净度可能改变了钢中奥氏体分解的转变动力学特别是  $\alpha$  相的形核动力学, 而且在足够高的纯净度和适当冷速条件下新相可能主要以均匀形核方式形成。

上海宝山钢铁公司技术中心提供了本课题所需的部分钢铁试样和有关资料, 该中心郑磊高级工程师热情地给予了许多帮助和有意义的讨论, 作者谨表示深切的谢意。

#### 参考文献

- [1] Moki T. *Mater Jpn*, 1997; 36: 937  
(牧正志. まてりあ, 1997; 36: 937)
- [2] Moki T. *Tetsu to Hagane*, 1995; 81: N547  
(牧正志. 鉄と鋼, 1995; 81: N547)
- [3] Choo W Y. *Proc of Inter Sym on High Performance Steels for Structural Application*, Cleveland, USA, 1995: 117
- [4] Morrison W B. *Ironmaking Steelmaking*, 1995; 22: 453
- [5] Kojima A. *ISIJ Int*, 1996; 36: 603
- [6] DeArdo A J. *ISIJ Int*, 1995; 35: 946
- [7] Abe K, Shimizu M, Takashima S, Kaji H. *Thermec-88 Vol.1 (Proc Int Conf on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals)*, Tokyo, Japan, 1988: 322
- [8] Rees G I, Bhadeshia H K D H. *Mater Sci Technol*, 1994; 10: 353
- [9] Sugden A A B, Bhadeshia H K D H. *Metall Trans*, 1989; 20A: 1811
- [10] Gregg J M, Bhadeshia H K D H. *Acta Mater*, 1997; 45: 739
- [11] Irvine K J, Pickering F B, Heselwood W C, Atkins M. *J Iron Steel Inst*, 1957; 186: 54
- [12] Woodyatt R L, Apple C A. *Metal Prog*, 1974: 82
- [13] Powers A E, Carlson R G. *Trans Am Soc Met*, 1954; 46: 483
- [14] Treppschuh H, Randak A, Domalski H H, Kurzeja J. *Stahl Und Eisen*, 1967; 87: 1355
- [15] Brown A, Garnish J D, Honeycombe R W K. *Met Sci*, 1974; 8: 317