

控制热加工下管线钢中针状铁素体的形成*

赵明纯 单以银 曲锦波 肖福仁 钟勇 杨柯

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

摘要 通过对一种商业用管线钢连续冷却相变曲线 (CCT) 的测定和热模拟实验, 研究了过冷奥氏体的相变规律。在此基础上, 提出了一种能够获得以针状铁素体为主的混合组织的控制热加工工艺制度, 并分析了针状铁素体的微观特征。结果表明, 在实验条件下, 增加冷却速度, 可明显提高管线钢最终组织中针状铁素体的含量。

关键词 相变, 控制热加工, 管线钢, 针状铁素体

中图分类号 TG335, TG142

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2001)08-0820-05

ACICULAR FERRITE FORMATION IN A PIPELINE STEEL WITH THERMO-MECHANICAL CONTROL PROCESS

ZHAO Mingchun, SHAN Yiyin, QU Jinbo, XIAO Furen, ZHONG Yong, YANG Ke

Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: ZHAO Mingchun, Tel: (024)23843531-55614, Fax: (024)23891320,

E-mail: mechao@imr.ac.cn

Manuscript received 2000-12-29, in revised form 2001-04-03

ABSTRACT The transformation of super-cooling austenite in a commercial pipeline steel was investigated by measuring the continuous cooling transformation (CCT) diagram and the hot simulation test. Based on the obtained results, a thermo-mechanical control process (TMCP) has been proposed, which can obtain a mixed microstructure mainly consisted of acicular ferrite, and the detailed features of acicular ferrite are also analyzed. Results indicate that the increase of cooling rate can increase the content of acicular ferrite in the final microstructure of the pipeline steel under the present experimental conditions.

KEY WORDS transformation, thermo-mechanical control process, pipeline steel, acicular ferrite

对于输油气管线钢, 通过组织的改善, 以期尽可能地提高材料的综合性能, 从而达到更高的使用寿命, 是人们长期努力的方向。已有研究表明, 相对于传统的多边形铁素体-珠光体组织, 以针状铁素体为主的混合组织具有优良的力学性能^[1,2]和良好的抗 H₂S 腐蚀性能^[3], 有很好的应用前景。这种混合组织之所以具有这样优良的综合性能, 在于其中的针状铁素体具有较小的等效晶粒尺寸和许多细小的弥散析出相以及高密度位错, 从而可强烈地阻碍裂纹萌生和扩展^[4-6]。

对在管线钢焊接过程中, 以针状铁素体为主的混合组织的形成, 人们已进行了很多研究工作^[7,8]。近些年来, 通过正确的成分设计与热加工工艺控制, 在管线钢的板材

组织中获得这种混合组织也有相关报道^[9]。但是, 对已有的具有传统组织的管线钢, 如何通过优化的热加工工艺在板材中获得这种组织, 却还缺乏系统的研究。因此, 为了扩大以针状铁素体为主的混合型显微组织的管线钢的工业生产和应用, 本工作针对具有铁素体-珠光体组织的一种商业用 X60 管线钢, 研究探讨了能够获得这种混合组织的热加工工艺控制规律。

1 实验材料与方法

热轧实验用钢为一种商业用 X60 管线钢, 化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.076, Si 0.239, Mn 1.33, Nb 0.04, V 0.041, Ti 0.019, Al 0.031, S 0.0032, P 0.0140, N 0.0048。提供状态为 250 mm 厚的连铸坯, 试样的尺寸为 60 mm × 140 mm × 80 mm。

过冷奥氏体的相转变规律实验在 Formastor-F 型热膨胀仪上进行, 试样直径为 3 mm, 长为 10 mm, 取自实验用钢的连铸坯, 将其在 1150 °C 保温 10 min, 然后在不同的冷却速度下进行测试。

* 国家 973 管线钢关键工艺基础研究 G1998061511

收到初稿日期: 2000-12-29, 收到修改稿日期: 2001-04-03

作者简介: 赵明纯, 男, 1974 年生, 博士生

热模拟实验在 Gleeble-1500 型热模拟试验机上进行。试样直径为 8 mm, 长为 20 mm。取自实验用钢连铸坯的墩坯 (30 mm×30 mm), 所有试样均在 1150 ℃ 下加热 3 min, 实验分别在管线钢的奥氏体的再结晶区、(再结晶区 + 未再结晶区) 和未再结晶区进行多次次变形。

热轧实验在直径为 370 mm 的二辊实验轧机上进行。板坯加热温度为 1200 ℃。在不同温度下进行多次次控制轧制, 轧后立即冷却。终冷后, 在 500 ℃ 模拟卷取炉中保温 1 h, 然后随炉模拟卷取。为了保证道次的变形量, 控轧道次压下分配见表 1, 其中应变速率为实测值。

表 1 热轧实验中的控轧道次压下分配

Table 1 Interpass reduction distribution in hot rolling experiments

Technological parameter	High temperature region		Low temperature region		
	1	2	3	4	5
Pass	1	2	3	4	5
Thickness, mm	44	32	22	12	8
Reduction, %	26.7	27.3	31.3	45.5	33.3
Strain	0.36	0.37	0.43	0.70	0.47
Strain rate, s ⁻¹	2.56	3.03	3.86	6.29	6.68

显微组织分析在光学显微镜, Cambridge-S360 型扫描电镜 (SEM) 和 JEM2000FX-II 型透射电镜 (TEM) 上进行。参照 Bramfitt 和 Speer^[10] 提出的分类体系对显微组织进行分类。

2 实验结果及分析

2.1 过冷奥氏体的相变规律

图 1 为实验用钢从奥氏体区以四种不同速度冷却时获得的金相显微组织。图 2 为用热膨胀仪测得的该钢种在 1150 ℃ 奥氏体化后连续冷却转变曲线 (CCT), 图中有四条曲线与过冷奥氏体的相变组织一一对应。在图中 PF 代表多边形铁素体, P 代表珠光体, B 代表贝氏体 (包括 B₂^C—经典的上贝氏体, B₃^{M-A}—粒状贝氏体, AF—针状铁素体, B₃^P—退化珠光体, 对这几种组织类型, 本文在参照 Bramfitt 和 Speer 提出的分类体系进行组织分类时, 对其形成区域不单独区分)。

由图 1 可见, 当以 50 ℃/s 速度连续冷却时, 转变的组织主要为上贝氏体 (B₂^C), 原奥氏体 (γ) 晶界清晰可见, 在 B₂^C 中的铁素体条束间分布着粒状和薄膜状的第二相组织 (图 1a)。随着冷却速度降低到 10 ℃/s 时, 首先, 在冷却中的较高温度区间内在奥氏体的晶界处形成针状铁素体 (AF), 所获得的微观组织具有较明显的针状铁素体特征, 相对于 B₂^C, 该组织一个明显的特征是铁素体条束相互之间的位向关系不确定, 呈混乱分布状态; 在形成 AF 的过程中, 相变组织中也得到粒状贝氏体 (B₃^{M-A}), 相对 B₂^C, B₃^{M-A} 中的铁素体条束相对变粗, 第二相更加弥散地分布于其中, 此时最终组织为 AF+B₃^{M-A} (图 1b)。

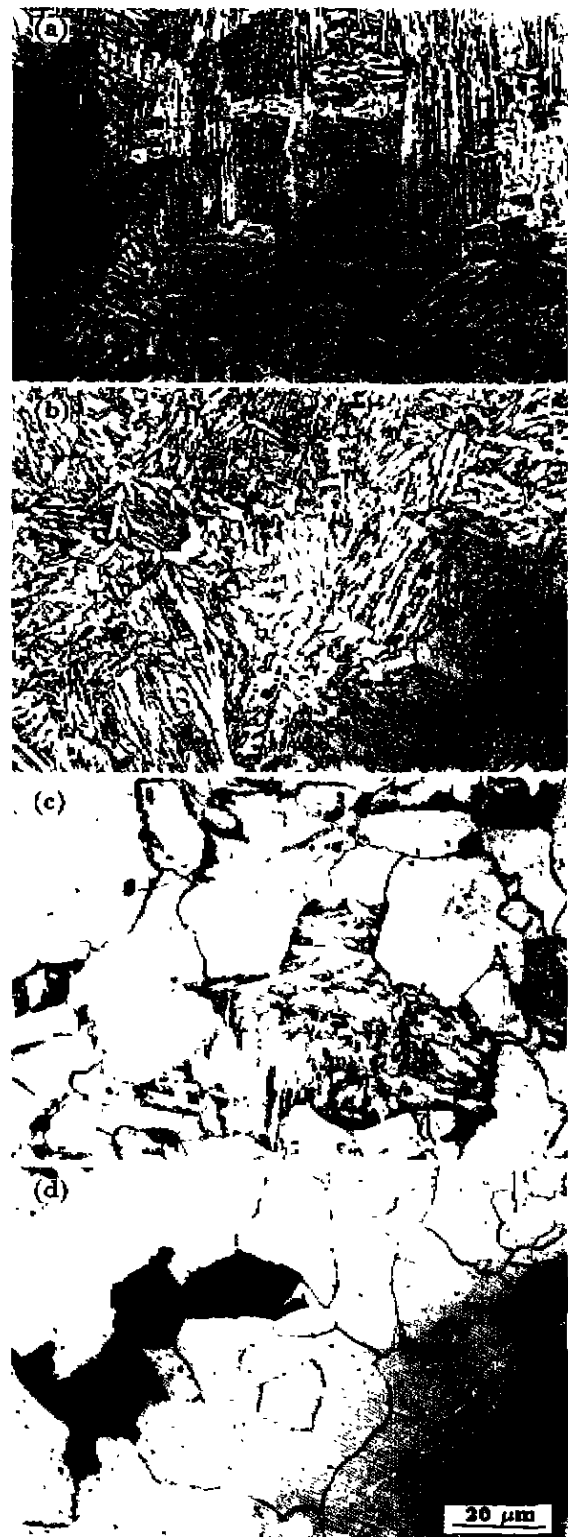


图 1 过冷奥氏体在不同冷却速度下的金相显微组织

Fig.1 Microstructures of super-cooling austenite obtained at different cooling rates (a) 50 ℃/s, B₂^C (upper bainite) (b) 10 ℃/s, AF+B₃^{M-A} (acicular ferrite particle bainite) (c) 1 ℃/s, PF+B₃^P (polyhedral ferrite+pseudopearlite) (d) 0.1 ℃/s, PF+P (polyhedral ferrite+pearlite)

当冷却速度降低到 $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 多边形铁素体 (PF) 在高温阶段首先形核长大, 随着冷却过程的进行, 残余奥氏体转变成退化珠光体 (B_2^P), 最终组织为 $\text{PF}+B_2^P$ (图 1c). 当冷却速度降低到只有 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, PF 在高温阶段首先形核长大, 随着冷却过程的进行, 残余奥氏体转变成珠光体, 最终组织为 $\text{PF}+P$ (图 1d).

从图 2 可以看出, 对本实验用钢, 在非恒温的过冷奥氏体相变中获得针状铁素体可以在一个较大的冷却速度范围内实现. 然而, 结合对图 1 金相组织的分析, 获得较大数量的针状铁素体的冷却速度却在 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 左右的冷却速度范围内 (其中粒状贝氏体与针状铁素体具有很多相似的特征及性能, 在广义上通常并不严格区分, 本实验在进行组织分类时, 将其都归作针状铁素体范畴). 在冷却速度低于 $0.4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 主要促进了多边形铁素体和珠光体的形成; 在冷却速度为 $0.4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 附近以上时, 可以避免珠光体的形成; 而在冷却速度大于 $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 则多边形铁素体的形成也受到抑制. 通过对过冷奥氏体相变规律的分析可见, 对于本实验用钢, 在过冷奥氏体的连续冷却相变中, 在冷却速度为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 左右的冷却速度内, 能够获得以针状铁素体为主的混合型显微组织.

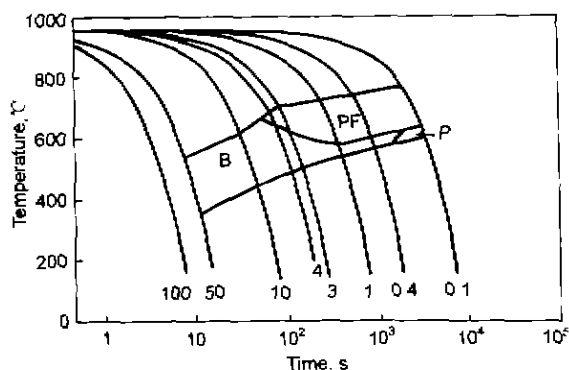


图 2 实验用钢的连续冷却相变曲线

Fig.2 Continuous cooling transformation (CCT) diagram of the tested steel

2.2 热模拟实验

根据形变诱发相变的理论, 对同一种材料, 与静态相变过程相比, 动态相变曲线将向左上角移动, 两者相变曲线形状可能有所不同, 但其相变产物有一个大致的对应关系. 参照 Manohar 和 Chandra^[11] 对过冷奥氏体在静态相变和动态相变过程中相变规律的研究结果, 形变诱发相变可使相变区域左移 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上, 即对同一种材料, 动态相变的冷却速度比静态相变提高 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上时, 所得到的相变产物大致对应. 根据上述过冷奥氏体相变规律, 对本实验用钢, 若要获得以针状铁素体为主的混合组织, 在过冷奥氏体连续冷却相变为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 左右的冷却速度基础上, 动态相变在冷却速度范围为 $10\text{--}30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 就可望实现. 将其应用到热模拟实验中, 所有试样在奥氏

体热变形后采取喷雾或吹风进行冷却, 以保证冷却速度处在该冷却范围内.

图 3 示出了奥氏体热变形后的金相显微组织, 其中



图 3 试样的热模拟显微组织

Fig.3 Microstructures of specimens after hot simulation test (a) B_2^C + a small amount of P, $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (80%), $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (b) B_2^C + a small amount of PF + a small amount of P, $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ (70%), $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (c) AF + PF, $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (40%)— $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ (50%), $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (d) AF + a small amount of PF $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (25%)— $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20%)— $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (25%)— $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (33%), $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$

多边形铁素体包括多边形或准多边形铁素体和超细铁素体, 针状铁素体为形态独特的不规则铁素体, 其条束相互之间的位向关系不确定, 呈混乱分布状态, 晶粒大小不等, 在金相照片上并不一定显示针状, 明显有别于焊接组织中针状铁素体的形态特征。

在奥氏体再结晶区内变形时, 组织中的晶粒较粗大, 得到的是 $B_2^C + P$ 组织 (见图 3a)。在奥氏体未再结晶区变形时, 晶粒细化效果不明显, 得到的是 $B_2^C + PF + P$ 组织 (见图 3b)。当在奥氏体再结晶区与奥氏体未再结晶区变形时, 得到的是 $AF + PF$ 组织; 采用多道次变形, 组织细化, 针状铁素体含量增多 (见图 3c 和 3d)。

结合对过冷奥氏体相变规律和热模拟实验的研究结果分析, 对实验用钢, 采用在奥氏体“再结晶区 + 未再结晶区”温度区间内多道次控制变形, 选择适度冷速冷却, 可得到细小的“针状铁素体 + 多边形铁素体”混合组织, 以上实验结果对于优化热加工工艺具有重要的指导意义。

2.3 控轧控冷实验

根据连续冷却相变及热模拟实验的研究结果, 确定了在实验轧机上进行两阶段 (奥氏体再结晶区 + 奥氏体未再结晶区) 多道次控轧和适度冷却速度 (10—30 °C/s) 控冷的控轧控冷工艺制度, 其工艺参数实测结果见表 2。

表 2 热轧实验的实测工艺参数

Table 2 Measured processing parameters of hot rolling experiments

Sample No.	Start rolling temp., °C	Final rolling temp., °C	Cooling rate °C/s	Final cooling temp., °C
1	1117	901	17	517
2	1143	901	30	515
3	1121	851	30	510
4	1095	803	14	515

图 4 示出了控轧控冷后部分试样的 SEM 显微组织。从图中可看到, 多边形铁素体呈多边形或板条状分布, 晶界清晰, 晶粒与晶粒之间有“完整”的连续的晶界 (见图 4a); 针状铁素体呈不规则非多边形形状, 晶界模糊, 没有“完整”的连续的晶界, 粒度参差不齐, 从晶粒中隐约可观察到由浮凸和析出相所勾勒出的亚晶条纹 (见图 4b)。随着冷却速度加大, 组织更为细化, 且针状铁素体增多, 多边形铁素体减少。在冷却速度较低的试样 No.1 和 No.4 中, 控轧控冷后获得的组织主要由多边形铁素体组成, 而针状铁素体数量很少。在 SEM 观察中很难分辨出来, 值得注意的是, 在多边形铁素体的晶界处形成了相当数量的退化珠光体 (见图 4a), 它会对组织的综合性能产生不利的影响。而在冷却速度较高的试样 No.2 和 No.3 的组织中, 多边形铁素体减少, 针状铁素体大量增加。这时的显微组织远比试样 No.1 和 No.4 的细化, 晶粒与晶粒之间很少有完整连续的晶界, 具有明显的针状铁素体特征, 此

时在 SEM 观察中很难将有完整连续晶界的多边形铁素体分辨出来 (见图 4b)。TEM 观察时, 针状铁素体是由具有非常细微的亚结构和高位错密度的细板条组成, 在板条内或在板条之间可看到细小的岛状物 (见图 5a), 微区探针分析表明, 其 C 浓度明显高于周围基体, 是富 C 马氏体 / 奥氏体 (M/A) “小岛”。

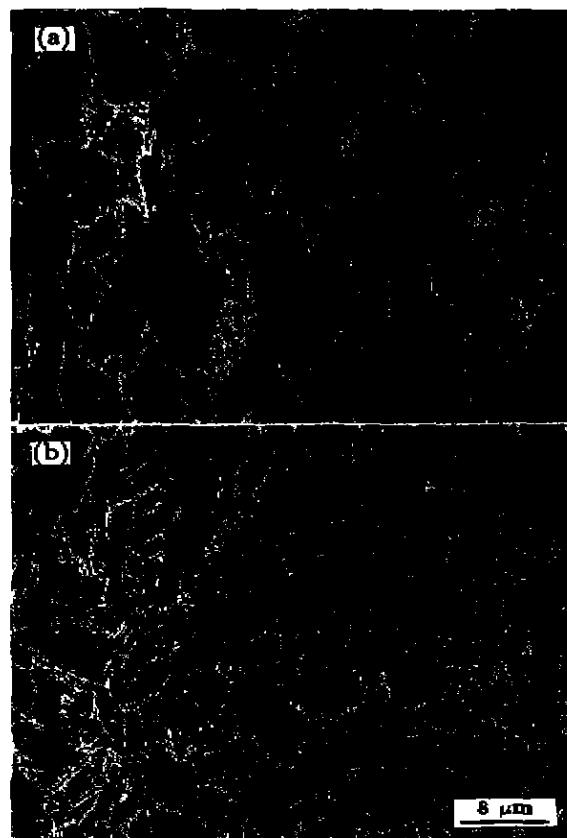


图 4 部分控轧控冷试样的扫描电镜

Fig.4 SEM micrographs of the partial specimens after controlled rolling and controlled cooling
(a) No.4, PF + a small amount of B_2^C
(b) No.3, AF

此外, 在高密度的位错网络中弥散分布着一些极细小的微合金元素的碳氮化合物 (见图 5b)。对实验结果进一步分析可知, 控轧控冷工艺参数对最终组织的形成有很大的影响, 在一定工艺条件和冷速范围内, 加速冷却可明显提高最终组织中针状铁素体的含量, 即针状铁素体的含量随冷却速度增大而增加。

热加工工艺研究结果表明, 对实验用钢, 本实验制定的通过在 (奥氏体再结晶区 + 奥氏体未再结晶区) 两阶段多道次控制轧制和中等冷却速度 (20—30 °C/s 之间) 控制冷却的工艺路线, 能够获得以针状铁素体为主的混合组织, 而同样成分的实际生产的管线钢板卷的显微组织主要为 (多边形铁素体 + 少量珠光体) 的混合组织, 这表明本

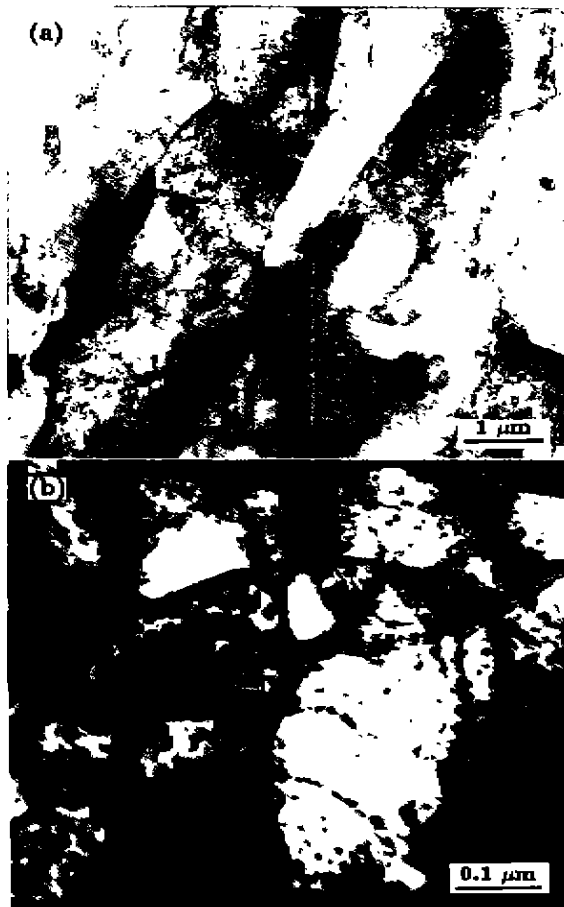


图5 试样3中的针状铁素体的TEM像

Fig.5 TEM images of acicular ferrite in specimen No.3
 (a) fine laths with high density dislocation and martensite/austenite island between the laths
 (b) fine carbonitrides distributed dispersively in the webs with high density dislocation

实验制定的的工艺制度,可以在进一步的实际生产中进行应用。

3 结论

通过对实验用钢的过冷奥氏体相变规律和热模拟实验的研究,制定了在(奥氏体再结晶区和未再结晶区)两阶段多道次控制轧制和适度冷却速度(20—30 °C/s之间)控制冷却的热加工工艺,在这个优化的工艺制度下,可获得以针状铁素体为主的混合组织的管线钢材料。

参考文献

- [1] Tanaka T. *Int Met Rev*, 1981; 264: 185
- [2] Zhao M C, Shan Y Y, Qu J B, Yang K, Gao S, Zheng L. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 179
(赵明纯, 单以银, 曲锦波, 杨柯, 高珊, 郑磊. 金属学报, 2001; 37: 179)
- [3] Zhao M C, Shan Y Y, Qu J B, Xiao F R, Bai Z Q, Yang K. *Acta Metall Sin*, in press
(赵明纯, 单以银, 曲锦波, 肖福仁, 白真权, 杨柯. 金属学报, 待发表)
- [4] Ito Y, Nakanishi M. *Met Constr*, 1982; 14: 472
- [5] Linaza M A, Romero J L. *Scr Metall Mater*, 1995, 32: 395
- [6] Romero J L, Linaza M A. *Rev Met (CENIM)*, 1996: 32: 1
- [7] Abson D J, Dolby R E. *Weld inst Res Bull*, 1987; 19: 202
- [8] Madariaga I, Gutierrez I. *Scr Mater*, 1997; 37: 1185
- [9] Suh J Y, Byun J S, Shim J H, oh Y J, Cho Y W, Shim J D, Lee DN. *Mater Sci Technol*, 2000; 16: 1277
- [10] Bramfitt B J, Speer J G. *Metall Trans*. 1990; 21A: 817
- [11] Manohar P A, Chandra T. *ISIJ Int*, 1998; 38: 766