

## Q235 碳素钢应变强化相变的基本特点及影响因素 \*

杨 平<sup>1)</sup> 傅云义<sup>1)</sup> 崔凤娥<sup>1)</sup> 孙祖庆<sup>2)</sup>

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

2) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083

**摘 要** 在热模拟单向压缩实验中, 通过形变参数的变化考察了 Q235 碳素钢应变强化相变的基本规律及铁素体晶粒细化效果。结果表明, 铁素体的超细化在热力学上是由于应变强化相变最大限度地提高了相变过冷度, 在动力学上是由于形核集中在局部的高应变区。同时在转变过程中形变不断产生新的形核地点并抑制铁素体生长的结果。实现铁素体的超细化需要一最小应变量及一定的应变速率, 以使转变完毕并抑制铁素体的生长及形变成长条状。应变明显削弱了奥氏体晶粒尺寸的差异带来的铁素体尺寸的差异。应变造成的铁素体动态再结晶进一步细化了晶粒, 这种特征是动态转变所特有的。此外, 还比较了应变强化相变与无应变及传统控轧控冷过程铁素体形成时的差异。

**关键词** 碳素钢, 应变强化相变, 晶粒细化

**中图分类号** TG142.31, TG113.12 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2001)06-0592-09

## CHARACTERISTICS OF STRAIN ENHANCED TRANSFORMATION AND ITS INFLUENCING FACTORS IN Q235 PLAIN CARBON STEEL

YANG Ping<sup>1)</sup>, FU Yunyi<sup>1)</sup>, CUI Feng'e<sup>1)</sup>, SUN Zuqing<sup>2)</sup>

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

2) State Key Laboratory for Advanced Metallic Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: YANG Ping, associate professor. Tel: (010)62332231, Fax: (010)62332336

Manuscript received 2000-09-14, in revised form 2001-02-05

**ABSTRACT** The characteristics of strain enhanced transformation and ferrite grain refinement are investigated under different processing parameters by thermal simulating tests of Q235 plain carbon steel. Results indicate that the ferrite refinement during strain enhanced transformation is due to the strongly increased undercooling of austenite by deformation in the viewpoint of thermodynamics. Repeated ferrite nucleation in localized high strain regions and the prevention of ferrite growth are the dynamic features of strain enhanced transformation. In order to realize ferrite grain refinement a certain amount of strain and a strain rate are needed to provide sufficient nucleation sites and restrain the growth of ferrite grains or their deformation to elongated form. Strain dramatically decreases the influence of initial austenite grain size on the following transformed ferrite grain size. Ferrite dynamic recrystallization can further refine ferrite grain size which is unique in dynamic transformation. The differences between strain enhanced transformation and normal ferrite transformation as well as traditional TMCP are discussed.

**KEY WORDS** plain carbon steel, strain enhanced transformation, ferrite grain refinement

Yada 等<sup>[1]</sup> 及 Matsumura 等<sup>[2]</sup> 早在 80 年代就提出利用应变诱导相变 (strain induced transformation) 使碳锰钢铁素体超细化的工艺。其工作表明, 铁素体超细

化主要靠在  $A_{r3}$  温度附近的大应变, 并快冷以防止晶粒长大来实现。终轧时采用尽可能高的应变速率和尽可能短的道次间隔。当时的研究主要是从应用的角度进行的, 理论研究尚不系统。目前, 以工业应用为背景的碳钢、碳锰钢及微合金化钢中应变诱导相变超细化铁素体的研究正在系统开展。从‘源头’上讲, 铁素体超细化的本质是应变作用下的  $\gamma$ -Fe 向  $\alpha$ -Fe 的同素异晶转变过程, 该过程在不同程度上受间隙原子 C、代位原子 Mn 及微合金化元

\* 国家科技部 973 资助项目 G1998061506

收到初稿日期: 2000-09-14, 收到修改稿日期: 2001-02-05

作者简介: 杨 平, 男, 1959 年生, 副研究员, 博士

素的影响。整个转变有其特殊的热力学、动力学、晶体学及形态学方面的规律。虽然应变诱导相变仅是一个应变作用下的奥氏体向铁素体转变问题,但该过程却因形变、相变,铁素体/奥氏体的动态再结晶的重叠而非常复杂。由于碳素钢用量大、成本低,显著提高其强韧性具有重要的工业价值。虽然微合金化钢利用应变诱导相变可得到更细的铁素体(约  $1\ \mu\text{m}$ ),但就微观机制上,碳素钢与微合金化钢有明显的差异,如奥氏体再结晶的温度区间、铁素体动态再结晶的能力以及形变时第二相的析出上。初步研究表明,不同温度范围因应变产生的铁素体有一定差异,比如,  $A_3$  以上没有形变时,铁素体是不可能出现的,形变使铁素体诱导析出,随保温时间的延长,铁素体会逆转变为奥氏体。这是真正的应变诱导相变,而  $A_3-A_{r3}$  温度之间的形变,奥氏体是亚稳的,形变只是将铁素体产生的时间大大提前,铁素体是稳定的,随保温时间的延长,铁素体将长大,这时是应变强化相变(strain enhanced transformation)。鉴于这种差异的存在,本工作在讨论  $A_3$  以上形变时使用‘应变诱导相变’一词,而在讨论  $A_3-A_{r3}$  之间的形变时使用‘应变强化相变’一词。本文从 Q235 碳素钢应变强化铁素体相变的组织演变规律着手,寻找这类转变的基本特征,并考察形变参数的影响及它们之间的内在联系。

## 1 实验方法

原材料为工业用普碳钢 Q235 连铸方坯(截面  $120\ \text{mm} \times 120\ \text{mm}$ )。成分(质量分数)为 0.16%C, 0.20%Si, 0.61%Mn, 0.023%S, 0.019%P, 0.019%O 和 0.0045%N。通过锻造及正火使原始组织尽可能均匀。为正确选择处理参数并比较应变加速转变的效果,用热膨胀仪 DT1000 测出该钢  $900\ \text{C}$  加热后不同冷速下的相变点  $A_r$  及不同温度下的铁素体等温转变完成时间,数据见表 1.2。用 Gleeble1500 热模拟机进行单向热压缩形变实验。样品直径  $8\ \text{mm} \times 15\ \text{mm}$  或直径  $6\ \text{mm} \times 12\ \text{mm}$ 。所有样品形变后立即淬火以固定高温组织。虽然碳素钢淬透性差,淬火时可能出现珠光体,铁素体的分解或铁素体的长大从而影响定量结果。大量组织观察表明,这种影响主要在铁素体转变初期存在,铁素体的形态呈魏氏针状特征,因而在组织上是可以区分的,即转变初期所确定的铁素体转变量可能稍偏高,但变化趋势是不受影响的。而在转变后期的影响是可忽略的。确定铁素体的转变量时包含了以‘膜状’方式存在于细小等轴铁素体周围的第二相,所以定出的铁素体转变量也会系统地偏高。另外,需要说明的是,形变时尽管采用了石墨垫以提高样品与压头间的润滑效果,但高应变速率下其效果甚微,形变后试样为鼓形,这时,试样中心的应变高于平均值。所分析的组织及测出的晶粒尺寸及转变量均取自试样中心。用光学显微镜进行组织分析;晶粒尺寸为试样侧面垂直于压缩方向的晶

粒的最大弦长,用图像处理软件 Image-Tool 进行测定。在以上条件下考察形变量、应变速率、形变温度及奥氏体晶粒尺寸对铁素体细化的影响。

表 1 不同冷速下连续冷却时的相变点

Table 1 Phase transformation temperature during continuous cooling from austenitization temperature  $T_A$  with different colling rates

$T_A, \text{C}$	$v, \text{C/s}$	$A_{r3}, \text{C}$	$A_{r1}, \text{C}$
900	1	800	644
	5	780	635
	15	760	612
	30	732	575
	50	722	543

表 2 不同温度下铁素体转变 95% 所需的时间

Table 2 Time ( $t_f$ ) needful for ferrite transformed 95% under different isothermal temperatures ( $T$ )

$T_A, \text{C}$	$v, \text{C/s}$	$T, \text{C}$	$t_f, \text{s}$
900	100	800	600(10%)*
	100	770	~ 97
	100	740	~ 44
	100	710	~ 26**

\* determined according to the dilatation at  $740\ \text{C}$ .

\*\* ferrite began to form at  $723\ \text{C}$  and pearlite reaction was included in transformation time

## 2 实验结果及分析

### 2.1 应变变量及应变速率的影响

图 1 示出加热至  $900\ \text{C}$ , 以  $15\ \text{C/s}$  冷至约  $770\ \text{C}$  时应变强化相变不同阶段(即不同形变量下)的淬火组织。图 2,3 给出不同应变速率下的组织及应变变量对铁素体转变量及晶粒尺寸的影响(该冷速对应的  $A_{r3}=760\ \text{C}$ )。可看出:(1)在转变初期, 0.3 的应变已足以使所有奥氏体晶界形核(图 1a), 这比相近转变量下无应变时奥氏体晶界的形核能力高的多(定量结果见 [3])。应变 0.5 时, 铁素体已转变约 50%(图 1b), 且不同奥氏体内部产生铁素体的能力不同, 应变 0.7 时, 未转变区域为长条形, 说明奥氏体不能动态再结晶(图 1c), (2)应变量为 1 时(图 1d), 转变基本完毕, 其工业生产中的意义在于, 若施加的应变变量不能使铁素体转变完毕, 则冷却过程中形成的铁素体尺寸较大, 从而造成尺寸分布不均匀。(3)转变过程中(至少在应变  $>0.15$  之后), 铁素体晶粒尺寸随转变量的提高不变或下降(图 3b)。这与无应力下的晶粒尺寸与转变量( $d \sim X$ )的关系相反。组织观察表明, 这时的铁素体尺寸不增大的原因主要是在奥氏体晶粒内部或铁素体/奥氏体相界反复形核所致(通常, 铁素体形成后, 其界面前沿奥氏体的 C 浓度应高于平均 C 浓度而不利于铁素体的反复形核。应变可能使相界面附近奥氏体中缺陷增多从而

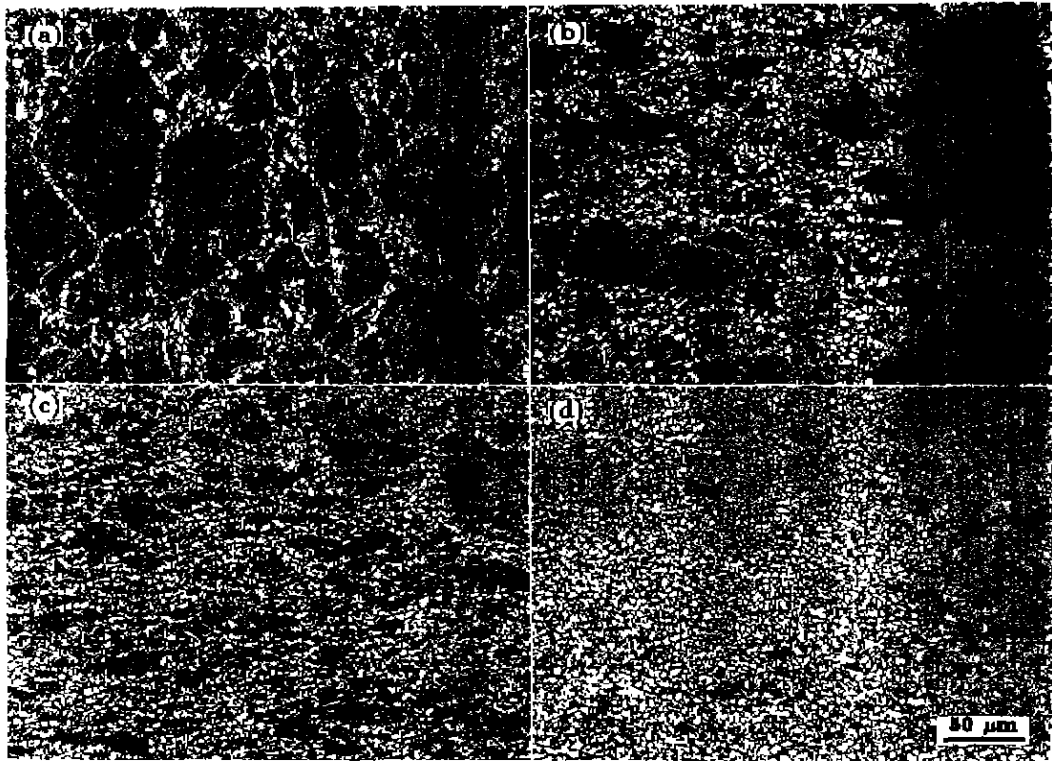


图1 不同应变量下的组织

Fig.1 Microstructures of steel Q235 deformed at 770°

(a)  $\epsilon=0.3$  (b)  $\epsilon=0.53$  (c)  $\epsilon=0.7$  (d)  $\epsilon=1$ 

加速 C 原子离开相界面). 4) 应变速率的主要影响反映在晶粒尺寸分布范围上. 应变速率高于  $1.6 \text{ s}^{-1}$  后, 铁素体尺寸较均匀. 事实上, 这是过冷与应变对转变的相对贡献的表现. 该温度下, 无应变时, 转变在 97 s 完成; 应变速率  $0.05 \text{ s}^{-1}$  时, 应变 1.6 所需时间为 32 s, 过冷起的作用加大; 铁素体形成的时间间隔加大, 且形成的铁素体可充分生长, 最后得到尺寸差异大且部分形变(可能有铁素体再结晶)的组织(图 2a). 应变速率  $0.5 \text{ s}^{-1}$  时, 应变为 1.6 所需的时间为 3.2 s. 这时, 仍可观察到铁素体的尺寸不均匀性及形变迹象(图 2b). 当转变在 1 s 内完成时, 铁素体尺寸均匀, 第二相不再沿垂直于压缩面的方向分布(图 2d-f). 但过高的形变速率妨碍了形变能的有效输入, 例如,  $40 \text{ s}^{-1}$  的应变速率下(图 2f), 应变量为 1 所需时间仅为 0.025 s, 所以此时的问题不是怎样防止应变能的散失, 而是如何有效的输入. 另外, C 原子扩散也需要一定时间

## 2.2 形变温度的影响

图 4 给出三个温度下应变量为 0.3, 1, 2 时的组织.

为保证在稍高于  $A_{r3}$  变形, 低温形变要求较高的冷速. 所选冷速(分别为 5, 15, 40  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ; 因样品尺寸及实验条件限制, 难以进一步提高冷速使试样整体处于大的过冷)参照了膨胀法所测数据(表 1). 图 5 示出形变温度对

铁素体晶粒尺寸及转变量影响的统计结果.

由图 4 与图 5 可看出:

(1) 在铁素体转变完成之前铁素体晶粒尺寸随转变量的关系与图 1.2 一致. 在 800  $^{\circ}\text{C}$  下应变为 2 时铁素体明显细化. 组织中没有形变的痕迹, 而铁素体的转变在应变为 1 时已完成, 此时的细化是由于铁素体的动态再结晶. 实验中还观察到, 即使以  $1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$  冷至 800  $^{\circ}\text{C}$  变形, 应变达到 2 时, 铁素体同样可细化到 2—3  $\mu\text{m}$ . 可能的解释是 由于是单道次形变, 在早期形成的铁素体中应变能积累到足以发生动态再结晶.

(2) 应变加速转变作用在高温更明显: 例如(参考表 2 中的数据), 800  $^{\circ}\text{C}$  下无应变时, 等温 10 min 只转变约 10%, 而应变 1.6 使铁素体在 1 s 转变完毕(注: 图中铁素体转变 100% 仅表示铁素体转变完毕, 而不是指组织全部为铁素体). 770  $^{\circ}\text{C}$  下, 应变使铁素体在该温度下的转变时间由无应变时的 97 s 缩短到 1 s. 740  $^{\circ}\text{C}$  下由无应变时的 44 s 缩短到 1 s.

(3) 在低温大形变(铁素体转变完成后)下出现铁素体的形态差异, 由高温的等轴铁素体到低温的等轴加形变长条铁素体. 这应说明, 低温下铁素体动态再结晶的能力在减弱. 一般地说, 低温大应变下, 铁素体转变时间短, 应变的作用应使转变相对于高温进一步提前. 但实验中难

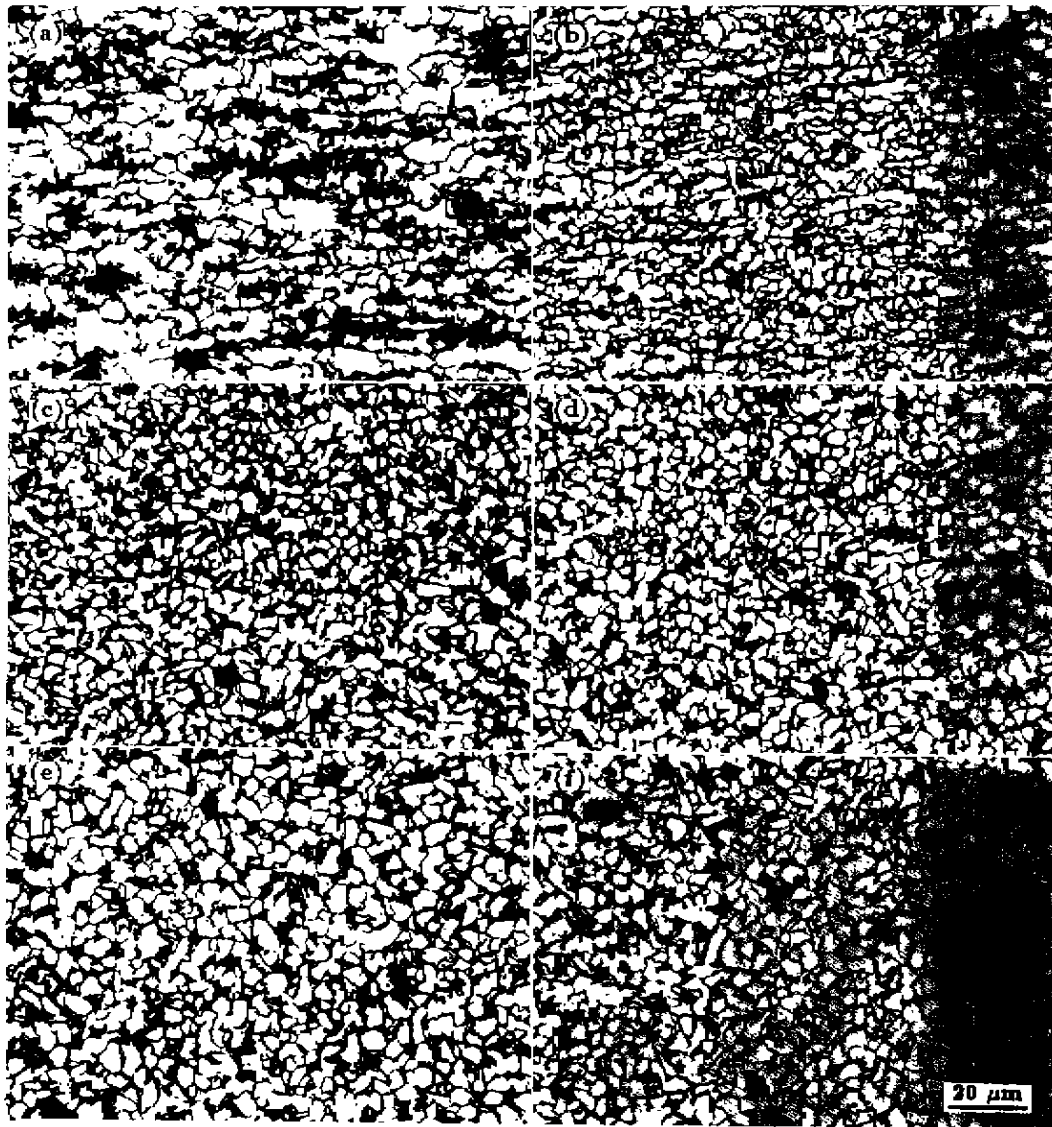


图 2 不同应变速率下的显微组织 (应变 1.6)

Fig.2 Microstructures of steel Q235 under different strain rates 770 °C deformation showing strain rate effect on strain enhanced transformation (strain 1.6)

(a)  $\dot{\epsilon}=0.05 \text{ s}^{-1}$  (b)  $\dot{\epsilon}=0.5 \text{ s}^{-1}$  (c)  $\dot{\epsilon}=1.6 \text{ s}^{-1}$  (d)  $\dot{\epsilon}=5 \text{ s}^{-1}$  (e)  $\dot{\epsilon}=15 \text{ s}^{-1}$  (f)  $\dot{\epsilon}=40 \text{ s}^{-1}$

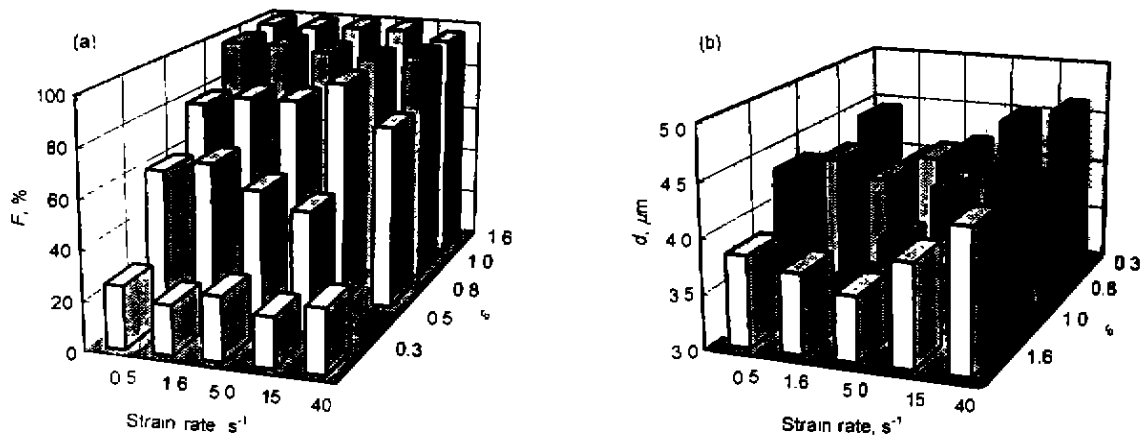


图 3 应变及应变速率对铁素体转变量及晶粒尺寸的影响 (形变温度 770 °C)

Fig.3 Influences of strain and strain rate at 770 °C on ferrite volume fraction (a) and grain size(b)

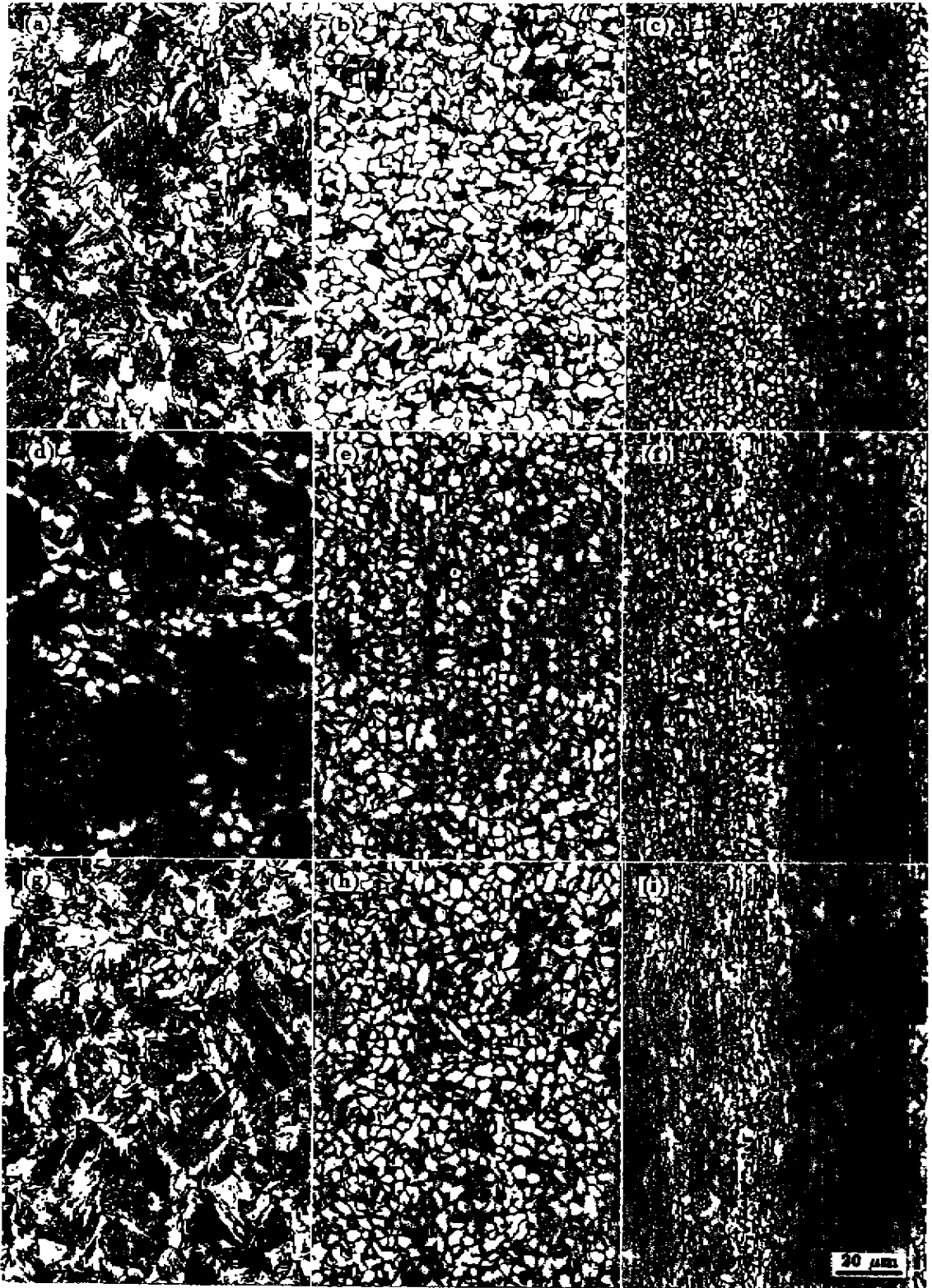


图 4 不同温度及应变量下的组织

Fig.4 Microstructures at different strains and temperatures

- (a)  $\epsilon=0.3$ ,  $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$     (b)  $\epsilon=1$ ,  $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$     (c)  $\epsilon=2$ ,  $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$   
 (d)  $\epsilon=0.3$ ,  $T=770\text{ }^{\circ}\text{C}$     (e)  $\epsilon=1$ ,  $T=770\text{ }^{\circ}\text{C}$     (f)  $\epsilon=2$ ,  $T=770\text{ }^{\circ}\text{C}$   
 (g)  $\epsilon=0.3$ ,  $T=740\text{ }^{\circ}\text{C}$     (h)  $\epsilon=1$ ,  $T=740\text{ }^{\circ}\text{C}$     (i)  $\epsilon=2$ ,  $T=740\text{ }^{\circ}\text{C}$

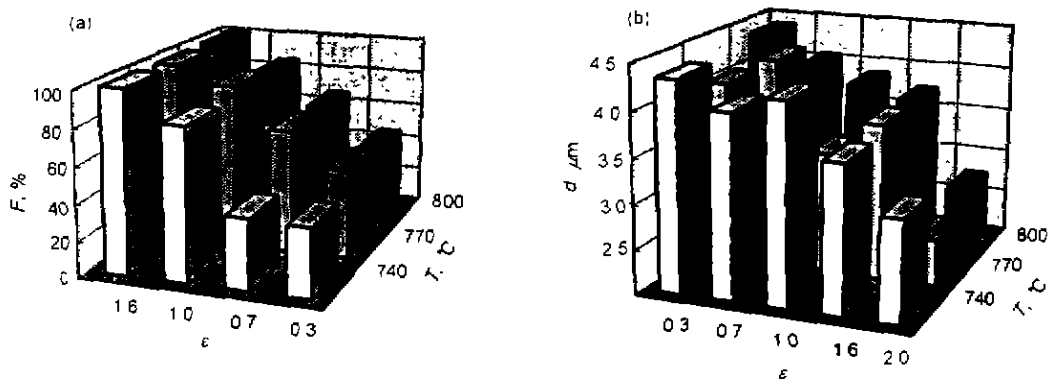


图5 形变温度对铁素体转变量及晶粒尺寸的影响

Fig.5 Influences of deforming temperature on ferrite volume fraction (a) and grain size (b)

以测出此变化。低温下只有进一步提高应变速率,铁素体才有变为等轴状的可能,得到的晶粒应比高温更细。另一原因可能是,第二相分布的影响。800 °C应变达到1后,铁素体周围的第二相是奥氏体,应变到2时,除铁素体动态再结晶外,奥氏体中还可析出铁素体,这样,便不会产生形变的痕迹。而770 °C以下,应变到2时,除铁素体再结晶能力较弱而变为长条形外,第二相变为(变态)珠光体(这意味着 $A_1$ 温度的提高),应变后沿垂直于压缩轴的方向分布,从而造成形变的痕迹。

(4) 应注意的,所测晶粒尺寸的变化是应变0.3以上的规律,个别实验表明应变0.15时这个规律仍不变,但形核初期真正的铁素体核心平均尺寸应小于较高应变时的情况。一方面水淬的冷速可能难以抑制核的长大;另一方面,难以鉴别铁素体核与淬火马氏体;所以,研究应力作用下铁素体的形核行为是困难的。

可通过轧前喷水的方式实现薄板的大过冷<sup>[4]</sup>,在板材的表层附近较易得到超细铁素体,但对中、厚板,形变的不均匀性及表面到中心温度梯度的存在使得难以在整个截面获得均匀的超细铁素体<sup>[5-7]</sup>。

### 2.3 原始奥氏体晶粒大小的影响

图6给出1200 °C保温8 min、以15 °C/s冷至740 °C时粗晶奥氏体(1~250 μm)应变强化相变过程中的组织(细晶奥氏体的转变过程见图1)。图7给出原始奥氏体晶粒大小对铁素体晶粒尺寸及转变量的影响,可以看出在转变量增加的同时,铁素体晶粒尺寸在减小(图7b),不同奥氏体晶粒大小是通过加热温度来调整的,为保证在稍高于 $A_{r3}$ 温度变形,对应的形变温度也不相同,从图中看出。

(1) 粗晶奥氏体应变0.15时,除晶界形核外,已开始形变带的形核(图6a);相同应变下,粗晶奥氏体单位长度晶界上有较高的形核率;应变0.5后铁素体成串分布特征

明显(图6b),但铁素体本身并未形变,为典型的形变带形核特征,两串铁素体之间存在第二相(图6c),因而铁素体在铁素体/奥氏体的相界面形核不占主要作用,事实上,铁素体周围的奥氏体界面前沿因富C而不促进铁素体的形核,一串铁素体内部晶粒之间为晶界;应变时,还剩极少数未转变的形变长条形奥氏体(图6d),虽然粗晶奥氏体动态转变过程中,铁素体成串分布而有形变痕迹,但转变完后形变特征不明显(图6e)。

(2) 大应变下也能得到较细的铁素体晶粒(此现象在08钢中也观察到<sup>[8]</sup>),这只有通过奥氏体晶内反复形核(形变带或相界附近)才能实现,转变初期,粗晶奥氏体内铁素体转变量低是由于形核地点少的缘故,随形变量加大,粗晶应变的协调性差,因而其晶粒‘碎化’较快,奥氏体晶粒内部产生的形变不均匀地带多,从而提供了丰富的形核地点,然而,若C含量较高(如20Mn<sup>[8]</sup>),应变结束时还有较多的奥氏体未转变,粗晶奥氏体应变强化相变后易导致带状组织。

(3) 在转变过程中,粗、细奥氏体中形成的铁素体晶粒尺寸差异不大(图7b),但不同区域铁素体的转变量有大的差异,粗晶奥氏体中铁素体转变的不均匀性大于细晶奥氏体,由此推断,粗晶奥氏体对铁素体晶粒细化的一个不利影响是,同样的形变量下,若铁素体转变未完毕(如图6d),随后的冷却过程中,未转变的奥氏体中会形成较粗大的铁素体且此区域较大,即混晶明显。

### 3 讨论

从上节给出的不同形变参数下应变强化相变组织演变规律可以看出,应变强化相变与无应变及传统控轧控冷过程中铁素体的形成有明显差异,这种差异必然是应变造成的热力学、动力学上的差异带来的,在热力学方面,铁素体转变的相变驱动力要靠加大奥氏体的过冷度( $A_3-A_{r3}$ )来提高,无应变时,奥氏体的过冷度仅靠加大冷速降低

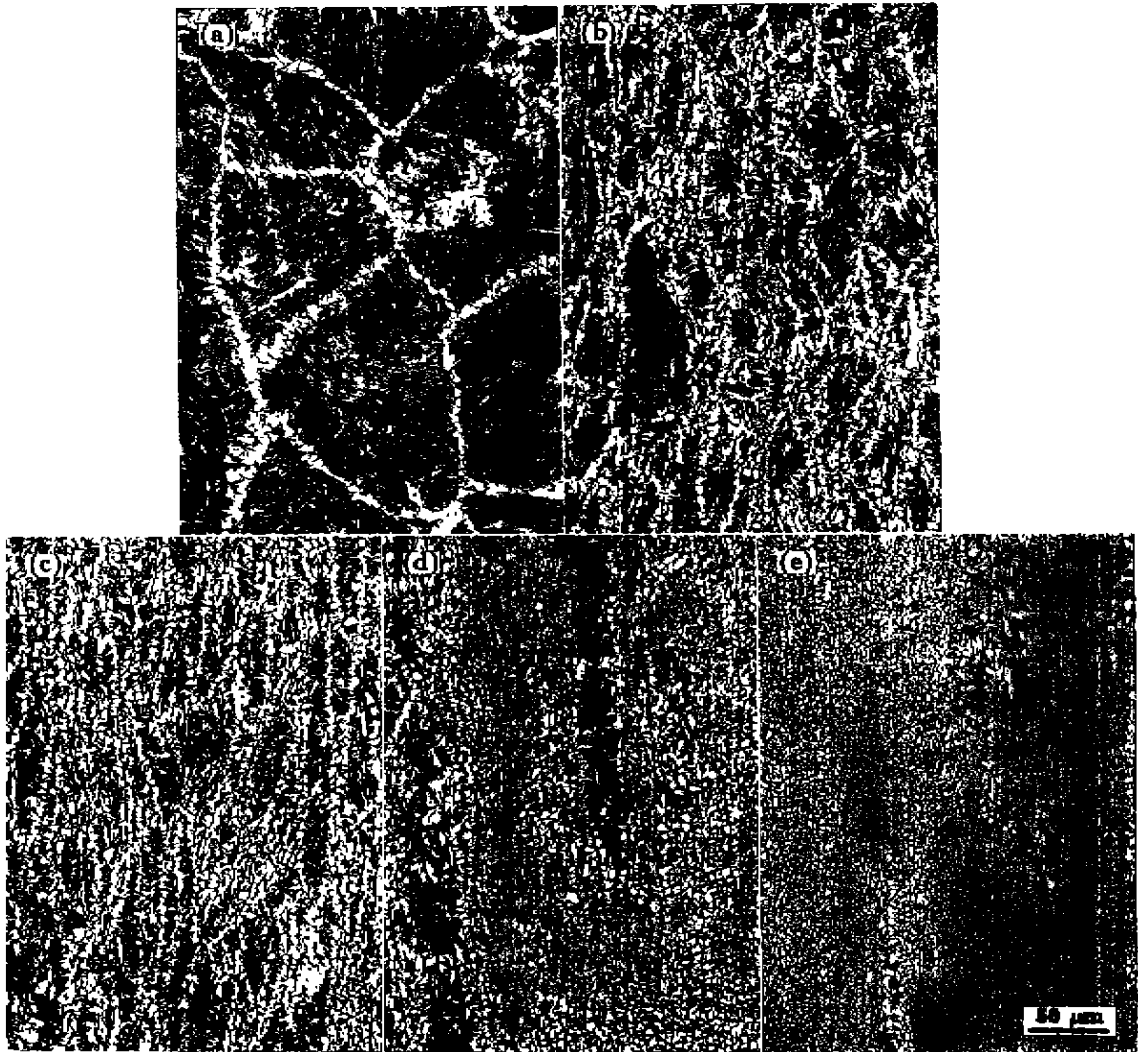


图6 粗晶奥氏体应变强化相变时的组织演变

Fig.6 Microstructure evolution during strain enhanced transformation in coarse austenite grained sample treated at 1200 °C for 8 min and cooling to 740 °C with a rate of 15 °C /s

(a)  $\epsilon=0.15$  (b)  $\epsilon=0.5$  (c)  $\epsilon=0.7$  (d)  $\epsilon=1$  (e)  $\epsilon=1.6$

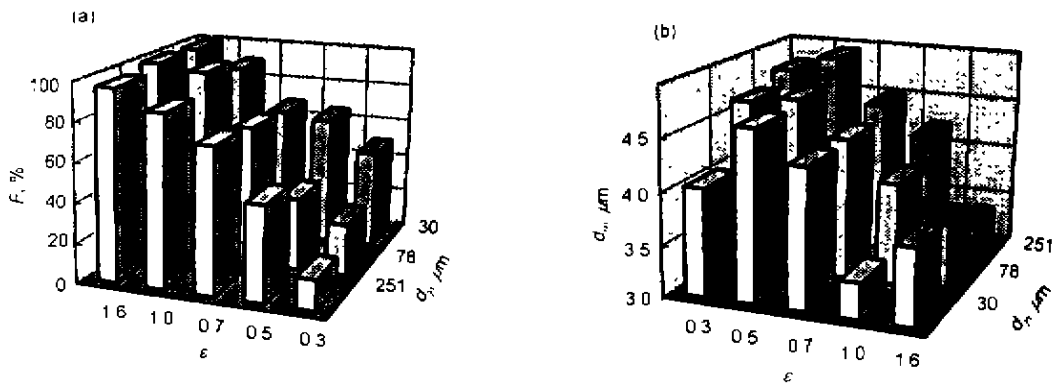


图7 原始奥氏体晶粒大小对铁素体转变量及晶粒尺寸的影响

Fig.7 Influences of initial austenite grain size on ferrite volume fraction (a) and grain size (b)

$A_{F3}$  来提高: 控轧控冷工艺下, 形变使  $A_3$  提高 (这时上升到  $A_{3d}$ ), 但由于奥氏体的形变与铁素体的相变是分开进行的, 形变的奥氏体在加速冷却时对应较高的  $A_{F3d}$  ( $A_{F3d}$  要高于  $A_{F3}$ ), 显然, 形变与相变的不同步性没有最大程度地提高过冷度, 因而细化铁素体的效果也是有限的, 在应变强化相变过程中, 形变温度也是铁素体的相变温度, 在提高  $A_3$  的同时 (这时上升到  $A_{3d}$ ), 利用了未形变的奥氏体可通过快冷过冷到尽可能低的温度, 形变又使这个温度变为铁素体转变温度  $A_{F3d} \approx A_{F3}$ , 从而最大限度地提高了过冷度,  $A_3$  以上应变诱导相变的研究<sup>[9]</sup>表明, 铁素体至少可在 940 °C 形变而存在, 这样无应变时, 铁素体在以 15 °C/s 冷却的奥氏体中形成时的过冷度约为  $A_3 - A_{F3} = 825 - 760 = 65$  °C, 以该冷速冷到 770 °C 形变时, 过冷度可近似估算为  $A_{3d} - A_{F3d} = 940 - 770 = 170$  °C, 即应变使铁素体在过冷度成倍提高的奥氏体中形成。

在动力学方面, 无应变时, 奥氏体晶界几乎是唯一的形核地点, 并且铁素体在奥氏体晶界的形核是有选择性的, 即奥氏体晶界还未被铁素体完全占满时, 已形成的铁素体便开始长大, 奥氏体晶界作为形核地点被占满后, 铁素体只能生长, 所以铁素体尺寸较大, 在传统的控轧控冷工艺下, 奥氏体非再结晶区的应变产生大量形变带作为随后冷却时铁素体的形核地点, 这种形变与相变的不同步性带来两方面的差异, 一是铁素体因未受到形变而能较充分生长 (尽管会受到其它形变带上形成的铁素体的阻碍); 二是铁素体不可能通过本身的动态再结晶而进一步细化, 所以, 铁素体仍未最大限度地细化, 应变强化相变过程中形变是不均匀的, 铁素体总在高应变区, 即过冷度大的地点形成, 这种新的形核地点会反复高速出现, 且往往处在相界附近奥氏体一侧, 因为相界附近是应变不协调的地方, 由于铁素体比奥氏体软, 铁素体一旦形成便处在应变的作用下而有动态再结晶进一步细化的趋势, 至少铁素体的长大倾向要小的多。

无应变时, 单纯靠加速冷却提高铁素体形核率的过程中, 铁素体的形态会由等轴状或仿晶界形向魏氏针状组织过渡, 同时, 珠光体量会加大, 应变消除了这种差异, 使铁素体在很高的过冷下仍以等轴状出现, 而又难以在极短的时间内向奥氏体低 (无) 应变区生长。

从应变强化相变的组织演变过程看, 形核地点, 转变量与应变量是直接对应的, 所以, 要得到最终均匀的等轴细化铁素体, 要有一最小应变量, 在本文条件下这个值约为真应变等于 1, 低于此应变量时, 转变未完毕, 未转变的奥氏体内没有足够的新形核地点, 只能在随后的冷却中已被形成的铁素体长大而消耗掉, 从而造成晶粒尺寸的不均匀, 这个最小应变量应随形变温度的提高而增大 (尽管在本文的形变温度范围内变化不明显), 测出该值随温度的

变化需要大量的工作, 显然这个值还受应变速率的影响, 应变速率过低 ( $1 \text{ s}^{-1}$  以下), 应变对转变的贡献降低, 过冷对转变的贡献加大, 虽然转变可在较小的应变下完成, 但铁素体长大明显, 晶粒尺寸不均匀,  $1 \text{ s}^{-1}$  的应变速率是应变对转变起决定性因素的界限, 应变速率过高时, 铁素体尺寸均匀, 但转变量会有降低, 因为形变能量未能有效输入, 应变强化相变仍是扩散型相变, 需要一定时间, 特别是涉及到代位原子 (如 Mn) 的扩散时, 设想以  $100 \text{ s}^{-1}$  的应变速率形变, 要使转变在 0.01 s 内完成, 几乎是不可能的。

应变强化相变的另一大特征是强烈地削弱了原始奥氏体晶粒尺寸对转变后的铁素体晶粒尺寸的影响, 即大应变下, 粗晶奥氏体也可转变成细小的铁素体晶粒, 原因在于应变总能以一定方式使奥氏体内部不均匀变形而成为有效的形核地点, 粗晶应变时本身的应变协调性差, 形变带产生的频率高, 从而提供大量的形核地点来完成应变强化相变, Hodgson 等<sup>[5]</sup>主张形变前的奥氏体晶粒尺寸要控制的尽量粗大, 从而可过冷到更低的温度 (更大的过冷度) 进行转变, 但对最终获得尺寸均匀的铁素体晶粒也提出更高形变量的要求, 一般奥氏体越细, 铁素体转变完成所需应变越低<sup>[10]</sup>。

#### 4 结论

应变作用下的奥氏体向铁素体的动态转变的基本特点为

(1) 应变强化相变的基本过程是形变初期铁素体在奥氏体晶界的高速形核, 随后在铁素体 / 奥氏体相界奥氏体一侧或形变带上反复形核, 直至转变完毕, 整个过程是形核为主的过程, 铁素体生长受到抑制的主要原因是相界前的反复形核造成的几何障碍, 应变速率较低时, 铁素体的生长变得明显, 造成晶粒尺寸不均匀及形变长条铁素体。

(2) 在热力学上, 与无应变和传统的控轧控冷时铁素体的转变相比, 应变强化相变中奥氏体的过冷度及向铁素体转变的相变驱动力得以最大限度地提高。

(3) 在动力学上, 应变强化相变保证了铁素体在不断出现的新形核地点, 同时又是不均匀应变的奥氏体高应变区快速形成, 形变的不均匀加速了扩散, 帮助了铁素体的细小等轴化, 还避免了无应变时大过冷带来铁素体由等轴状向魏氏针状组织过渡的现象。

(4) 应变强化相变的完成需要一个最小的应变量, 以保证提供足够的形核地点, 而不是通过铁素体的长大使转变完毕, 本实验条件下 Q235 碳素钢中这个值至少为真应变等于 1。

(5) 铁素体的动态再结晶伴随着应变强化相变过程, 对铁素体的晶粒细化有贡献, 动态再结晶是动态转变所特有的现象。



(6) 应变显著减小了原始奥氏体晶粒尺寸对铁素体晶粒尺寸的影响, 原因是不论奥氏体晶粒尺寸如何, 应变都能使奥氏体晶粒内部不断产生新的形核地点.

感谢本课题组其他成员的团结协作精神和对本文提出的宝贵意见. 99 届本科生杨 静、杨永鑫参加了本研究工作, 在此一并表示感谢.

### 参考文献

- [1] Yada H, Matsumura Y, Nakajima K. *United States Patent*. No.4466842 1984
- [2] Matsumura Y, Yada H. *Trans ISIJ*, 1987; 27: 492
- [3] Yang P, Fu Y Y, Cui F E, Sun Z Q. *Acta Metall Sin* 2001; 37: 617  
(杨 平, 傅云义, 崔凤娥, 孙祖庆. 金属学报, 2001; 37: 617)
- [4] Hickson M R, Hodgson P D. *Mat Sci Tech*, 1999; 15: 85
- [5] Hodgson P D, Hickson M R, Gibbs R K. *Mat Sci Forum*, 1998; 284-286: 63
- [6] Torizuka S, Umezawa O, Tsuzaki K, Nagai K. *Mat Sci Forum*, 1998; 284-286: 225
- [7] Ishikawa T, Nomiyama Y, Yoshikawa H, Imai S, Inoue T. *Nippon Steel Technical Report*, 1997, 75: 31
- [8] Yang P, Cui F, Ma S, Wang F. *The 4th Inter Conference on HSLA Steels*, Liu G Q, Wang F M, Wang Z B, Zhang H T, *Metallurgical Industry Press*. Eds, et al., Oct 31-Nov.2, China Xi'an: 2000: 215
- [9] Yang P, Fu Y Y, Cui F E, Sun Z Q. *Acta Metall Sin*, 2001, 37: 601  
(杨 平, 傅云义, 崔凤娥, 孙祖庆. 金属学报, 2001; 37: 601)
- [10] Yang W, Hu A, Sun Z. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 1055  
(杨王玥, 胡安民, 孙祖庆. 金属学报, 2000; 36: 1055)