

Q235 碳素钢应变强化相变过程中的动力学问题*

杨平¹⁾ 傅云义¹⁾ 崔凤娥¹⁾ 孙祖庆²⁾

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 利用热模拟单向压缩实验, 分析了 Q235 碳素钢应变强化相变过程中应变对铁素体晶粒数目及铁素体长大速度的影响。同时考察了铁素体转变动力学与应变速率、形变温度、奥氏体晶粒尺寸、纯净度的关系, 并与无应变时进行比较。结果表明, 应变使铁素体转变动力学发生一定的变化, 应变作用下奥氏体晶界的形核率明显增加, 但未观察到应变明显提高铁素体长大速度的现象。应变作用下铁素体的长大速度被周围铁素体快速形成或铁素体的动态再结晶所抑制或掩盖, 应变速率的提高主要使铁素体转变时间提前, 形变温度越高, 应变对铁素体转变的促进作用越明显。原始奥氏体晶粒尺寸不同, 转变动力学曲线的斜率稍有不同, 这主要由转变初期的形核位置的多少引起。

关键词 碳素钢, 应变强化相变, 转变动力学

中图分类号 TG142.31, TG113.12 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2001)06-0617-08

DYNAMIC ASPECTS OF STRAIN ENHANCED TRANSFORMATION IN Q235 PLAIN CARBON STEEL

YANG Ping¹⁾, FU Yunyi¹⁾, CUI Feng'e¹⁾, SUN Zuqing²⁾

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)62332331, Fax: (010)62332336

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

ABSTRACT Ferrite grain number and ferrite growth rate were measured during strain enhanced transformation in Q235 plain carbon steel by thermal simulating tests and compared with those in the absence of strain. The influences of processing parameters and the purity of materials on transformation dynamics were evaluated. Results illustrate that the nucleation rate at austenite grain boundaries was clearly increased by strain whereas a higher ferrite growth rate during straining was not detected. Strain changed ferrite transformation dynamics to some extent. A higher strain rate shortened transformation time, and the accelerating effect of strain on transformation was more pronounced at high deforming temperature. The influence of initial austenite grain size was reflected at the early stage of transformation which is related to the scarce of nucleation sites.

KEY WORDS plain carbon steel, strain enhanced transformation, transformation dynamics

应变作用下奥氏体向铁素体的转变与无应变及传统控轧控冷工艺相比, 存在很大差异。这也反映在转变动力学方面, 最明显的变化是转变速度的加快。Lewis 等^[1]测出, 在 10^{-2} s^{-1} 的应变速率下应变可使铁素体相变提前 3 个数量级。无应变时, 铁素体优先在奥氏体晶界形核, 待奥氏体晶界作为形核位置被消耗完毕后, 铁素体主要以长大为主, 即出现位置饱和的形核。因此, 铁素体晶

粒大小与奥氏体晶粒大小有对应关系。在传统控轧控冷工艺下, 不论形变造成多少形核位置, 铁素体在转变时都是处在无应变及相对较长的时间范围的条件下。Bengochea 等^[2]在 0.08% C, 1.5% Mn 的微合金化钢中测出, 在奥氏体未再结晶区 7 道次真应变为 1.4、以 $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 冷却的过程中, 铁素体的平均生长速度仅为 $0.1 \text{ }\mu\text{m/s}$, 但转变完成时间大于 200 s, 所以先后生长出的铁素体尺寸差异较大。应变强化相变时, 应变状态下铁素体、奥氏体内部会存在大量位错, 铁素体的生长速度与无应变相比应不同。Umamoto 等^[3]的工作表明, 对共析钢, 在应变 0.5 后的奥氏体向珠光体转变过程中, 珠光体的长大速度与无应变时相比并无差异。实验中已观察到, 铁素体的形核率

* 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

会因形变时 A_{33} 点的提高而急剧加大, 但尚缺乏定量数据. 本文利用热模拟单向压缩实验, 分析了应变强化相变过程中应变对铁素体晶粒数目、长大速度以及铁素体转变量的影响, 同时考察了应变速率、形变温度、奥氏体晶粒尺寸及纯净度对铁素体转变量的作用, 并与无应变时进行比较.

1 实验方法

使用两种不同纯度的 Q235 碳素钢, 成分见表 1.

表 1 实验用钢成分

Table 1 Chemical composition of materials tested

Material	(mass fraction, %)						
	C	Si	Mn	S	P	N	O
Q235	0.16	0.20	0.61	0.023	0.019	0.0045	0.019
Q235pure	0.17	0.29	0.61	0.0016	<0.005	0.0020	0.0053

将首钢提供的连铸方坯热锻成棒材, 并机加工成直径 $8\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 或直径 $6\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的圆柱样. 在 Gleeble 1500 热模拟机上进行单向压缩实验. 金相分析试片取自压缩试样中间应变最大处 (应变为非均匀的, 应变后样品为鼓形). 转变动力学曲线由两种方法确定, 对零应变时的转变, 按测出的热膨胀曲线数据 (膨胀量与时间的关系), 在满足各向同性膨胀的条件下, 推出转变量与膨胀量的关系 (下式), 然后按 J-M-A 经验方程 $X=1-\exp(-kt^n)$ 进行双对数处理, 以 $\ln\ln(1/(1-X))$ 对 $\ln t$ 作图. X 的表达式为

$$X = \frac{\Delta V}{\Delta V_m} = \frac{V - V_0}{V_m - V_0} = \frac{\pi r^2 l - \pi r_0^2 l_0}{\pi r_m^2 l_m - \pi r_0^2 l_0} = \frac{(\frac{r}{r_0})^2 (\frac{l}{l_0}) - 1}{(\frac{r_m}{r_0})^2 (\frac{l_m}{l_0}) - 1} \approx \frac{(\frac{l}{l_0})^3 - 1}{(\frac{l_m}{l_0})^3 - 1}$$

在均匀膨胀下, 假设

$$\frac{l}{l_0} = \frac{r}{r_0}$$

对应变作用下的转变, 测出不同应变下淬火组织中的铁素体转变量, 再按 J-M-A 经验方程 $X=1-\exp(-kt^n)$ 进行双对数处理, 以 $\ln\ln(1/(1-X))$ 对 $\ln t$ 作图并进行回归. 由淬火样品确定铁素体的转变量时, 误差来自淬火时冷速不够, 少量铁素体可能是冷却过程中产生的, 其形态为魏氏针状. 淬火时冷速不够的影响在转变初期较明显; 或样品为非均匀变形, 中心部位的应变值略高于名义应变值, 但此差异在应变为 1 以内影响很小. 晶粒尺寸及转变量测量通过图像分析软件 Image-Tool 完成.

2 实验结果及分析

2.1 应变强化相变过程中铁素体晶粒数目的变化

2.1.1 转变初期单位长度奥氏体晶界上铁素体的晶粒数目 图 1 给出应变对转变初期铁素体形态及分布

的影响. 可见, 无应变时 (图 1a) 单位长度奥氏体晶界上的铁素体晶粒数目明显低于有应变时的情形 (图 1b); 应变使原奥氏体晶界上的选择性形核变为处处形核, 特别是粗晶奥氏体晶界上铁素体的形核率较高 (图 1c). 这表明少量应变便可明显改变奥氏体晶界的状态, 即增加界面上原子排列的混乱程度. 一个极端的例子是奥氏体的退火空晶界, 形变前因共格而无法促进铁素体形核; 应变后界面共格被破坏而成为有效的形核位点 (图 1d). 测定结果表明, 770 °C 下, 若奥氏体晶界完全被铁素体占满时, 无应变时该值为 82 mm^{-1} , 经 0.3 应变后提高到 253 mm^{-1} .

2.1.2 铁素体转变过程中晶粒数目的变化

奥氏体晶界作为形核位点被消耗完毕后, 形变带的产生提供了新的形核位点. 这时宜用单位面积上的铁素体晶粒数目表示形核行为. 所测数据表明 (图 2), 应变使铁素体的晶粒数目明显高于无应变时. 在转变量达到 0.5 以前, 单位面积上铁素体晶粒数目在两种情况下都在增加, 但在转变后期呈现明显的差异: 在应变的作用下, 铁素体数目始终保持高的数值. 这说明, 铁素体转变量的增加主要由形核引起, 而无应变时, 在转变后期, 单位面积上的铁素体晶粒数目应下降. 说明, 铁素体转变量的增加主要由生长引起.

2.2 铁素体的生长特点

2.2.1 铁素体晶粒尺寸的变化 图 3 给出等温转变过程中铁素体晶粒尺寸的变化. 无应变时, 铁素体晶粒尺寸随转变的进行一直在增加, 说明长大的作用对转变量的贡献是主要的, 而在应变作用下, 随转变的进行, 铁素体晶粒尺寸趋于不变或在减小. 这并不是由于铁素体在缩小, 而且由于大量新的、细小的铁素体的形成; 另一方面是由于转变时间很短 (1 s), 铁素体来不及明显生长. 转变完成后, 铁素体的动态再结晶使晶粒尺寸进一步细化 [4, 5].

2.2.2 应变后保温过程中铁素体生长的形貌特点 不同应变量下 (即不同铁素体转变量) 铁素体平均尺寸的测量表明 (图 3), 随铁素体转变量的提高, 铁素体晶粒尺寸趋于不变或在减小, 由此计算出的铁素体平均长大速度将为负值, 其原因应是铁素体的不断形核, 局部区域铁素体转变完毕从而使铁素体晶粒的生长明显减慢或铁素体的动态再结晶所致. 这时, 应变作用下铁素体的生长特征被掩盖. 在此条件下难以估算应变作用下铁素体长入奥氏体的生长速度. 为避免此干扰, 通过不同应变后不同时间的保温, 测出奥氏体未转变区边缘的铁素体晶粒尺寸以及全部铁素体平均尺寸, 并推出曲线在时间为 0 时的长大速度, 这时可初步得出应变作用下铁素体的长大速度. 下面首先分析应变作用后保温过程中铁素体生长的形貌特点.

图 4 示出 900 °C 加热、经 20 °C/s 冷至 770 °C 后在不同应变量、不同保温时间下获得的淬火组织, 从中可看出铁素体的生长行为.

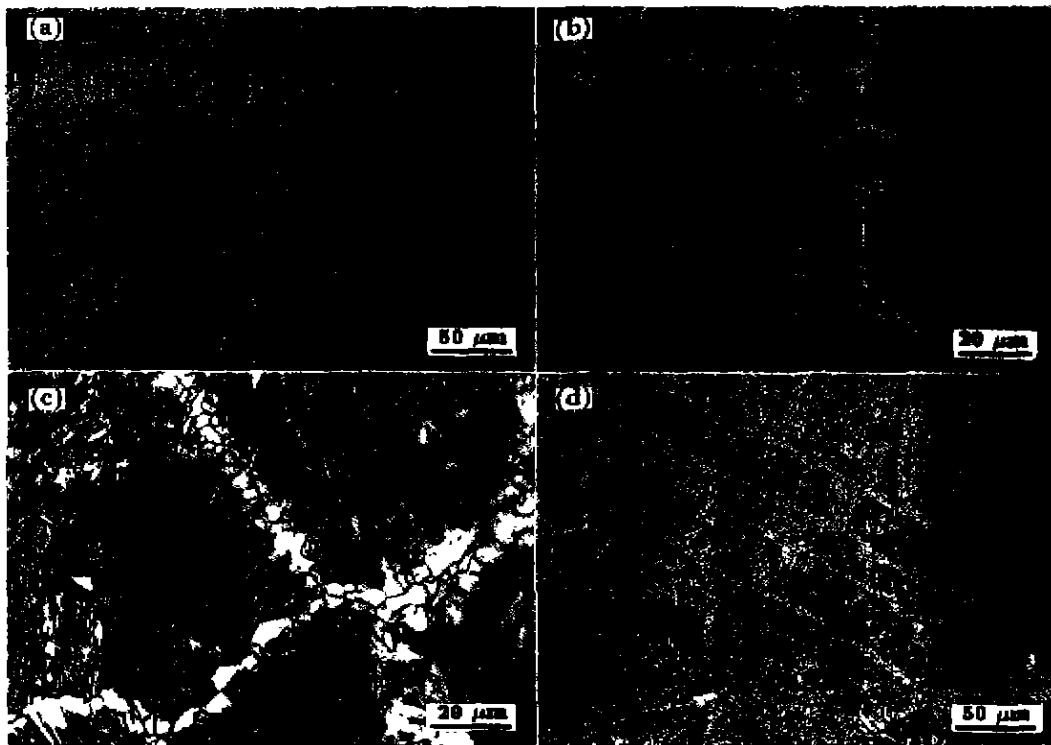


图 1 铁素体转变初期的形核

Fig.1 Nucleation of ferrite at early stage of transformation in steel Q235

- (a) ferrite nucleation without straining, 900 C cooled at 15 C /s to 770 C, 10 s holding
- (b) ferrite nucleation under straining, 900 C cooled at 20 C /s to 770 C, $\epsilon=0.3$
- (c) ferrite under strain, 1200 C cooled at 15 C /s to 750 C, $\epsilon=0.15$
- (d) ferrite formed at twin boundaries, 1200 C cooled at 15 C /s to 750 C, $\epsilon=0.3$

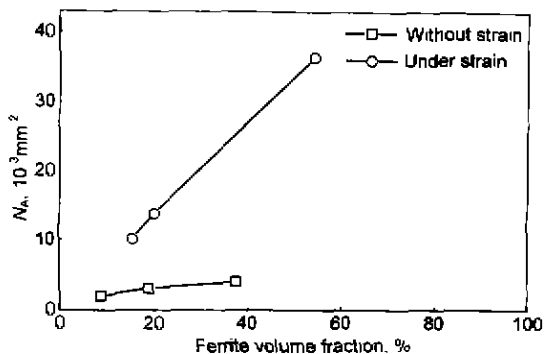


图 2 铁素体转变过程中晶粒数目的变化

Fig.2 Change of ferrite grain number during transformation

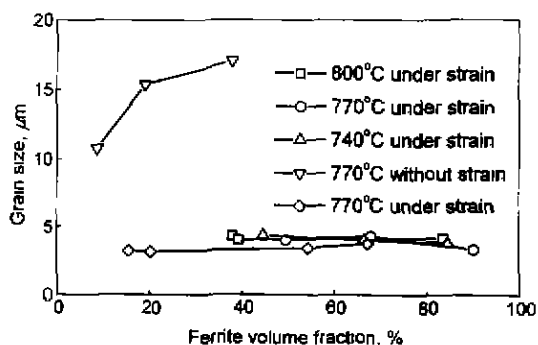


图 3 铁素体转变过程中晶粒尺寸的变化

Fig.3 Change of ferrite grain size during transformation

作为对比, 图 5 给出零应变时铁素体转变过程中的形貌。从图 4 可以看出, 应变量为 0.1 时, 铁素体几乎在所有奥氏体晶界析出(图 4a)(一些铁素体成魏氏组织形貌, 这应是冷却过程造成的)。随保温时间的延长, 铁素体长大(图 4b,c)。但保温 30 s 的样品中铁素体含量却很低, 考虑到不同样品的差异, 作者认为, 这不应是长大的铁素体的溶解, 而说明 0.1 基本是铁素体析出的临界应变。应

变为 0.3 时(图 4d,e,f) 铁素体在奥氏体晶界的形核比应变 0.1 时更充分, 铁素体生长的也最充分。随应变进一步加大(图 4g,j), 铁素体转变量已较高, 但铁素体变得更细(图 4h,i,k,e), 相当一部分铁素体被其它铁素体包围而难以生长, 铁素体尺寸反而小(对比图 4c,f 与图 4i,l)。以上组织变化说明, 多道次轧制时, 由于转变初期铁素体长大快, 道次间时间要短, 对比图 3 与图 5 可知, 对比图 3

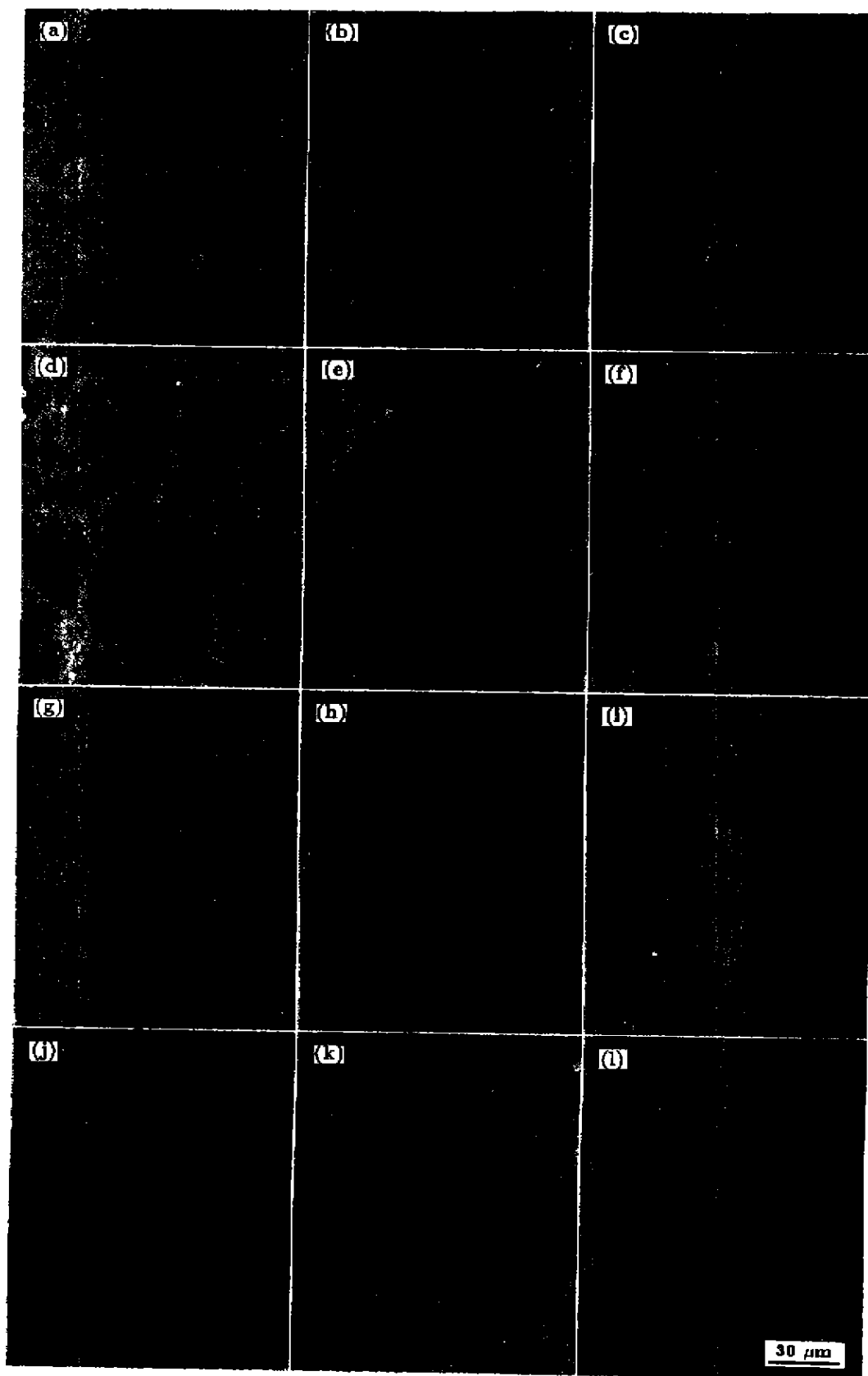


图 4 应变后保温过程铁素体生长的组织形貌

Fig. 4 Morphological change of ferrite during holding at 770 °C after straining
 (a) $\epsilon=0.1$; 0 s (b) $\epsilon=0.1$; 3 s (c) $\epsilon=0.1$; 10 s (d) $\epsilon=0.3$, 0 s (e) $\epsilon=0.3$; 5 s (f) $\epsilon=0.3$, 30 s

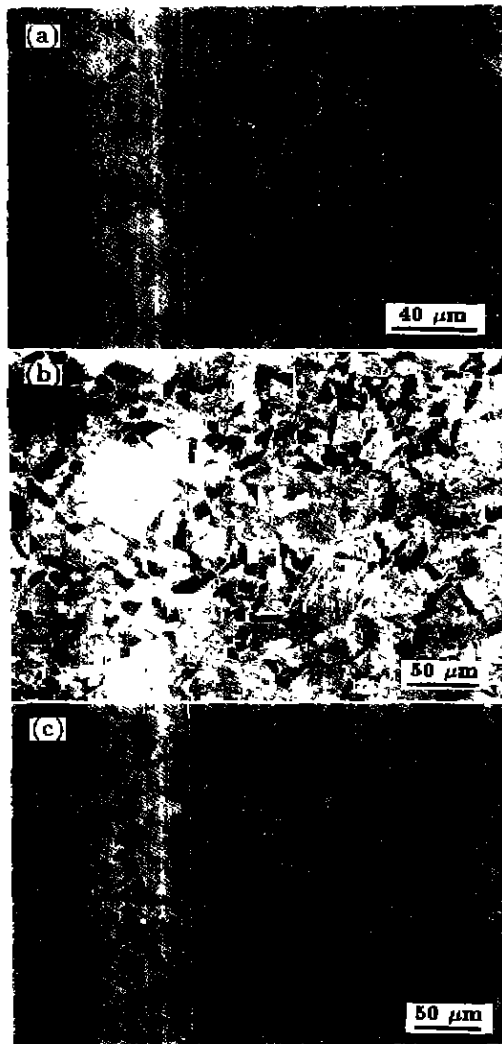


图 5 无应变时铁素体转变过程中的形貌 加热到 900 °C, 15 °C/s 冷却至 770 °C
 Fig.5 Ferrite transformation in non-deformed Q235 steel cooled from 900 °C to 770 °C with a rate of 15 °C/s for different holding times (a) 5 s (b) 10 s (c) 30 s

与图 5 可知, 无应变时, 形核率低 (图 5a,b), 铁素体有较大的生长空间, 10 μm 的平均尺寸时, 仅在原奥氏体晶界的少数部位形核 (图 5a)。在铁素体占满原奥氏体晶界时, 铁素体已长到 10 μm 以上 (图 3 与图 5c)。

2.2.3 应变作用下铁素体长大速度的估算 图 6 给出不同应变后, 保温不同时间淬火组织中铁素体晶粒尺寸的变化, 可以看出, 不论是总体铁素体平均生长速度 (图 6a), 还是与奥氏体接触的铁素体生长速度 (图 6b) (数据的确定在一定程度上受人因素为影响), 在不同应变下 都表现为等温初期铁素体生长速率高, 随着时间的延长, 生长速率变慢。在铁素体转变量较少的时候, 铁素体生长得较快。这对 铁素体有充分的生长空间, 即在奥氏

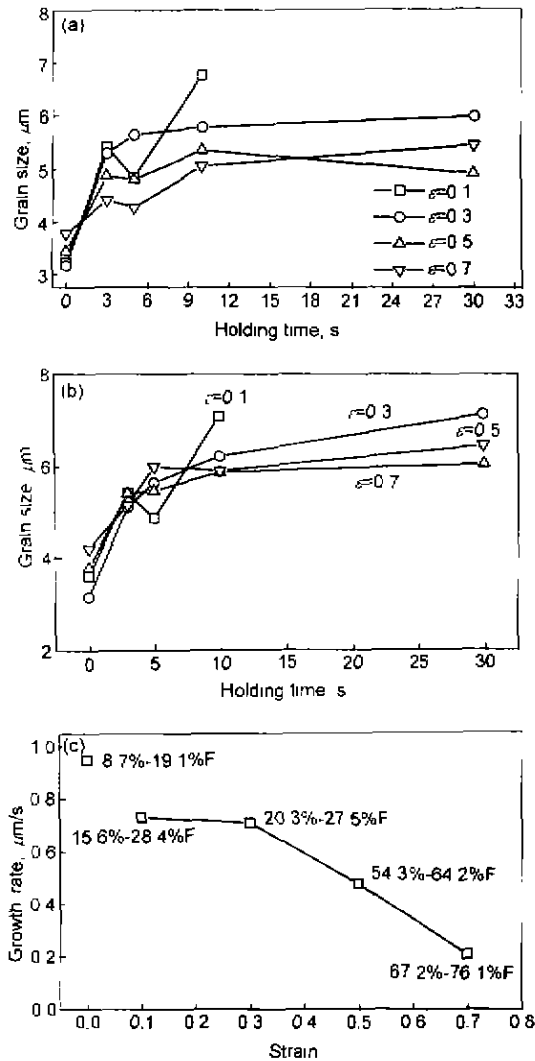


图 6 应变作用下铁素体长大与生长速度
 Fig.6 Ferrite growth and growth rate under 770 °C straining ($\dot{\epsilon}=1.6 \text{ s}^{-1}$) (a) mean grain size of ferrite vs holding time at 770 °C (b) mean grain size of ferrite connecting with austenite (c) growth rate of ferrite vs 770 °C straining measured after 3 s holding

体晶界形成的铁素体可向两侧充分生长

而当铁素体转变量较高时, 铁素体的生长在一定程度上受其它铁素体的限制, 生长速度变慢。图 6c 示出不同应变量下保温 3 s 时铁素体的平均生长速度, 可见, 随应变加大, 平均生长速率有下降的趋势, 总体上, 应变作用下的生长速度还低于无应变下的生长速度, 奥氏体中的大量缺陷并未明显提高铁素体的生长速度。当然, 图 6a,b 中曲线在时间趋于 0 时的瞬间生长速度是很高的。

2.2.4 铁素体晶粒尺寸分布的变化 观察不同应变量下铁素体的晶粒尺寸分布随保温时间的变化 (图 7) 可

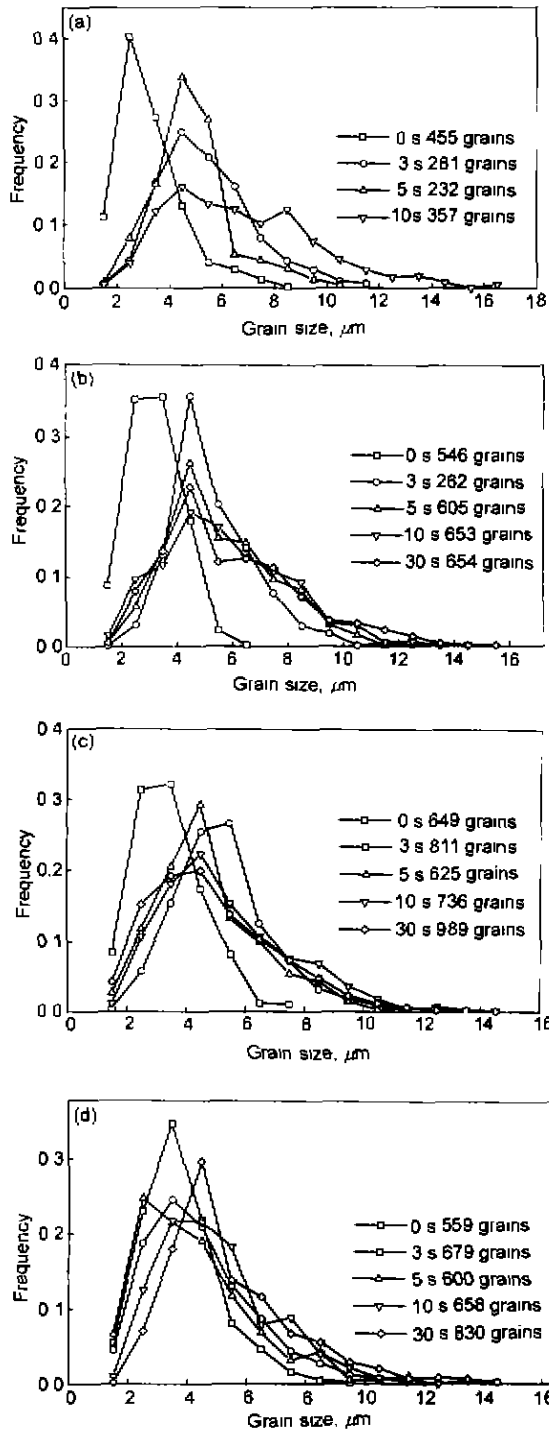


图7 铁素体晶粒尺寸分布随保温时间的变化

Fig.7 Distribution of ferrite grain size during 770 °C holding after straining
(a) $\epsilon=0.1$ (b) $\epsilon=0.3$ (c) $\epsilon=0.5$ (d) $\epsilon=0.7$

见, 保温开始时, 晶粒尺寸最均匀, 尺寸分布范围窄. 随保温时间的延长, 晶粒长大, 晶粒尺寸分布范围宽. 说明有些晶粒可充分生长, 而另一些晶粒因其它晶粒的阻碍而难以生长. 上面提到的保温初期晶粒生长快的现象在图7

也可明显看出, 即由0到3s时, 尺寸分布曲线向右推移的最快(应变0.1, 0.3, 0.5时), 随后, 尺寸分布变宽, 频率下降.

无应变作用时, 随保温时间的延长, 铁素体晶粒尺寸分布变化趋势与应变作用时的情况相似(图8). 晶粒尺寸分布范围宽.

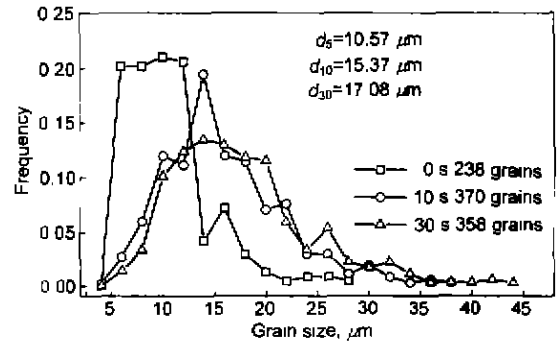


图8 无应变作用时铁素体晶粒尺寸分布变化

Fig.8 Distribution of ferrite grain size during 770 °C holding under non-straining

2.2.5 铁素体转变量随等温时间的变化 图9给出应变后的保温过程中铁素体转变量的变化. 可见, 在应变0.3时, 随保温时间的延长, 铁素体转变量增加得最明显. 应变量增高时, 铁素体的生长会不同程度地受其它铁素体的干扰. 而应变量过低(如0.1, 基本为铁素体析出的临界应变量)时, 应变诱导出的少量铁素体不稳定, 应变对转变的帮助也很小.

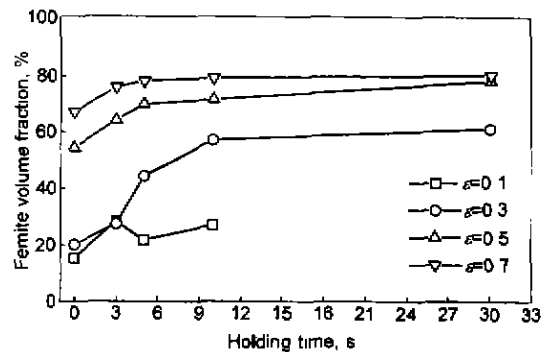


图9 铁素体转变量随等温时间的变化

Fig.9 Change of ferrite volume fraction during holding after straining

2.2.6 铁素体晶粒数目随等温时间的变化 图10给出不同应变量下铁素体晶粒数目随保温时间的变化. 在临界应变量附近, 铁素体的数目有减小的趋势. 应变量为0.3时, 铁素体转变量增加得最明显, 铁素体晶粒数目在3-5s之间有明显的增加, 说明形成了新晶粒. 应变量进一步增大, 铁素体转变量已较大, 铁素体晶粒数目基本不变或略有下降. 中间数据的抖动可能是测量误差所致. 无

不同奥氏体晶粒尺寸是通过不同加热温度得到的。直线关系的斜率 n 随尺寸而变化。粗晶奥氏体的转变动力学曲线斜率稍大。原因是,粗晶在形核初期,铁素体形核地点少,因而转变量小,而细晶奥氏体的晶界多,转变初期,铁素体的转变量大^[4]。但在应变作用下,粗晶奥氏体内部出现形变带的频率高,因而铁素体转变速率增加得快。

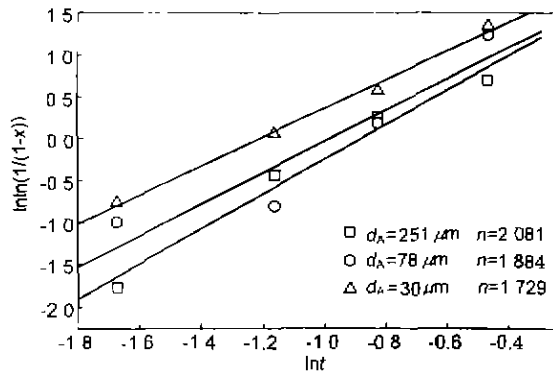


图 14 奥氏体晶粒尺寸对转变动力学的影响

Fig.14 Influence of initial austenite grain size (d_A) on transformation dynamics

2.3.5 纯净度对铁素体转变动力学的影响 这里的纯净钢是指 S, P, O, N 均在 10^{-5} 量级。应变作用下纯净钢的转变动力学曲线见图 15。

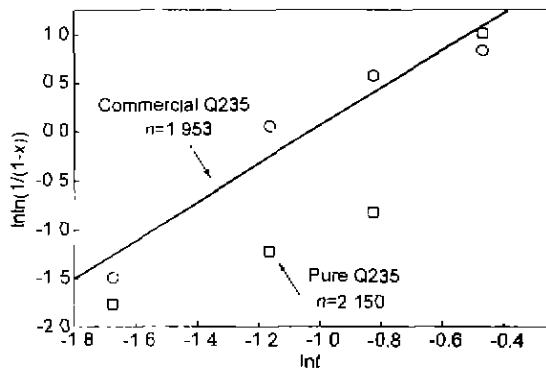


图 15 纯净度对转变动力学的影响

Fig.15 Influence of purity on transformation dynamics (deforming temperature: 770 C, strain rate: $1.6 s^{-1}$)

与应变作用下的非纯净钢相比,回归成直线时方差较大,似乎也表现为转变开始较晚、后期转变速度加快的特点,象是奥氏体发生再结晶时的规律^[7]。需要说明的是,两者转变开始时间上的差异可能会因奥氏体晶粒尺寸的

不同而产生,即同样的加热温度下,纯净钢中奥氏体晶粒尺寸较大, A_{c3} 点较低,所以,相同形变温度下,纯净钢的转变开始时间晚(但相变点的测定未表现出此差异:非纯净钢与纯净钢于 900 C 加热、15 C/s 冷却条件下的 A_{c3} 点分别为 760 和 770 C, 770 C 下铁素体等温转变完成时间分别为 97 和 112 s)。

3 结论

(1) 应变明显改变奥氏体晶界的状态,成倍提高了奥氏体晶界上铁素体的形核率。

(2) 应变作用下铁素体的表现生长速率并没有高于无应变时的生长速率。原因在于高的长大速度被周围铁素体的快速形成或铁素体的动态再结晶所抑制或掩盖,铁素体长大过程因转变时间急剧缩短及其它地点形成铁素体的干扰而难以充分进行。

(3) 无应变时奥氏体向铁素体的转变动力学曲线的双对数处理并未得到直线,这被认为是位错饱和的形核所致。而应变作用下的转变动力学曲线近似为直线,这被认为是转变过程中不断出现新的形核位置,从而使转变向均匀方式过渡的结果。

(4) 应变速率的改变主要使转变时间提前。在实验温度范围,形变温度的降低略使转变动力学曲线的斜率加大(即转变速率的提高),但远不如无应变作用下的差异那么大。原始奥氏体晶粒尺寸不同时,转变动力学曲线的斜率稍有不同,这主要由转变初期的作为形核地点的奥氏体晶界的多少决定。

参考文献

- [1] Lewis J, Jonas J J, Mintz B. *ISIJ Inter*, 1998; 38: 300
- [2] Bengochea R, Lopez B, Gutierrez I. *Metall Trans*, 1998; 29A: 417
- [3] Umemoto M, Ohtsuka H, Tamura I. *Trans ISIJ*, 1983; 23: 775
- [4] Yang P, Fu Y Y, Cui F E, Sun Z Q. *Acta Metall Sin*, 2001, 37: 592
(杨平,傅云义,崔凤娥,孙祖庆,金属学报,2001;37:592)
- [5] Yang W, Hu A, Qi J, Sun Z. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 1192
(杨王玥,胡安民,齐俊杰,孙祖庆,金属学报,2000;36:1192)
- [6] 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)
- [7] 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)