

⑪ 1055-1060

# 低碳钢奥氏体晶粒控制对应变强化相变的影响\*

杨玉玥 胡安民 孙祖庆

(北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

TG142.31

**摘要** 研究了在温度过冷条件下, 名义变形为 50%(应变为 -0.69), 应变速率为  $1\text{ s}^{-1}$ , 形变温度为 800—740 ℃ 时, 低碳钢相变前奥氏体晶粒尺寸(平均直径为 44—7  $\mu\text{m}$ ) 对应变强化相变铁素体转变量及铁素体晶粒大小的影响。形变前奥氏体晶粒小的铁素体转变量增加, 相变完成后细小铁素体晶粒分布较均匀; 形变前奥氏体晶粒粗大时, 形变后铁素体转变不完全, 铁素体晶粒粗大且不均匀。这种影响的显著程度随形变温度的降低而逐步减小。

**关键词** 低碳钢, 应变强化相变, 奥氏体, 铁素体, 晶粒尺寸

**中图分类号** TG142.31, TG115.213.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2000)10-1055-06

甲

TG111.5

## EFFECT OF AUSTENITE GRAIN SIZE ON STRAIN ENHANCED TRANSFORMATION IN A LOW CARBON STEEL

YANG Wangyue, HU Anmin, SUN Zuqing

State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science & Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: YANG Wangyue, professor, Tel: (010)62334919, Fax: (010)62327283,

E-mail: zqsun@ustb.edu.cn, zqsun@midwest.com.cn

Manuscript received 2000-04-03, in revised form 2000-06-16

**ABSTRACT** The driving force on strain-enhanced transformation is related to austenite grain size prior to transformation. In the present work, the effect of undercooled austenite grains size within a range of 44—7  $\mu\text{m}$  on ferrite transformation volume and ferrite grain size has been investigated. A nominal reduction of 50%, strain rate of  $1\text{ s}^{-1}$  and deformation temperature range of 800—740 ℃ were adopted in this study. The results indicate that with decreasing the austenite grain size, the ferrite transformation volume was increased and the grain size was refined. The coarser the austenite grain size, the coarser and the less well-distributed was the ferrite grain size. However, such effect of the austenite grain was getting less significant as the deformation temperature was lowered.

**KEY WORDS** low carbon steel, strain-enhanced transformation, austenite, ferrite, grain size

低碳钢的综合力学性能取决于铁素体晶粒的大小和显微组织分布的均匀程度。在研究低碳钢热加工, 特别是热连轧过程中获得细晶铁素体的可能性问题时, 高温奥氏体形变再结晶及应变强化铁素体相变是其中两个主要环节, 对它们各自的规律性及它们之间的交互作用机理等必须有充分的认识。为此, 本文在文献 [1] 对奥氏体晶粒尺寸进行控制研究的基础上, 通过快冷抑制先共析铁素体的析出以获得过冷奥氏体, 探讨低碳钢奥氏体晶粒尺寸对应变强化铁素体相变的影响。

### 1 实验方法

试样选自直径为 130 mm 的商用低碳钢棒料, 其化学成分(质量分数, %)为: C 0.19, Si 0.25, Mn 0.32, P 0.011, S 0.039, Cr 0.04, Ni 0.03, Cu 0.10。经锻造及机加工成直径分别为 10 mm×15 mm 和 6 mm×12 mm 的两种圆柱试样。始锻温度为 1100 ℃, 终锻温度为 850 ℃。分别采用文献 [1] 中奥氏体区形变再结晶及低温形变后快速循环加热冷却等不同工艺路径(图 1a, b 中虚线部分), 获得不同尺寸的奥氏体晶粒组织, 作为本实验中用以对比的原始奥氏体晶粒组织。以 50 ℃/s 的速度快冷到形变温度  $\theta$ , 在 Gleeble 1500 试验机上继续进行压缩变形(亦见图 1a, b), 变形速率  $\dot{\epsilon}$  为  $1\text{ s}^{-1}$ , 名义变形量为 50%(应变  $\epsilon = -0.69$ ), 形变温度  $\theta$  分别为 800, 770 及 740 ℃, 形变结束后分别水冷或空冷。将变形后的试样沿

\* 国家科技部资助项目 973G1998061506

收到初稿日期: 2000-04-03, 收到修改稿日期: 2000-06-16

作者简介: 杨玉玥, 女, 1946 年生, 教授

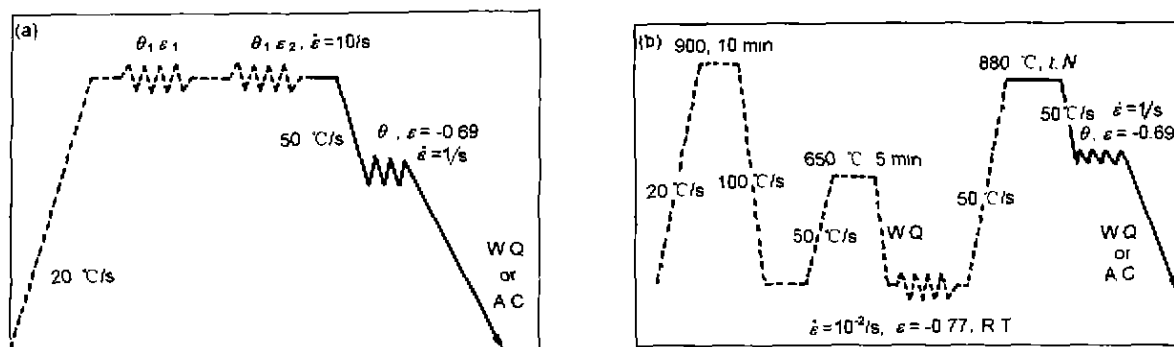


图 1 获得不同奥氏体晶粒尺寸的两工艺示意图

Fig.1 Processing schematic diagrams obtained different austenite grain sizes

(a) hot deformation recrystallization

(b) repeatedly quick heating and cooling after cold deformation

加载方向纵向切开, 机械研磨成金相试样, 用过饱和苦味酸 + 十二烷基苯磺酸钠溶液热蚀观察奥氏体晶粒组织, 经 3% 硝酸酒精溶液腐蚀后观察铁素体组织, 采用定量金相截线法测定奥氏体晶粒尺寸。

## 2 实验结果

### 2.1 对应变强化相变铁素体转变体积的影响

按图 1a,b 中虚线部分工艺得到的奥氏体晶粒组织以 50 °C/s 的速度快冷到形变温度  $\theta$  (800—740 °C) 时为过冷奥氏体组织, 形变促进了奥氏体向铁素体的转变, 形变结束后水淬试样金相组织形貌如图 2 所示, 相应的组织变化的说明见表 1。结果表明, 应变强化相变铁素体往往以颗粒状形貌沿原奥氏体晶界析出, 而后向晶内外延生长。相同奥氏体晶粒尺寸的试样, 随形变温度的降低与应变量的提高, 铁素体转变量增加。在本实验三个形变温度下, 奥氏体晶粒对相变转变量的影响各不相同。原始奥氏体晶粒较粗大时, 变形结束后铁素体体积分数较少; 随奥氏体晶粒尺寸逐渐减小, 铁素体转变量增加。

### 2.2 对应变强化相变铁素体晶粒尺寸的影响

由于在某些工艺条件下水淬试样中铁素体转变没有全部完成, 故图 2 显示的组织形貌不能定量表达其平均晶粒直径, 因而, 对于相应工艺条件的试样采用空冷方式以获得全部转变的铁素体组织, 测得铁素体晶粒的平均直径见表 2。尽管如此, 两种不同冷却方式得到的组织形貌都反映同一结果, 即相变前的奥氏体晶粒尺寸对应变强化相变的铁素体晶粒大小产生一定的影响。奥氏体晶粒尺寸大的, 应变强化相变铁素体的转变不易完全, 空冷得到的铁素体晶粒尺寸较大。相变前奥氏体晶粒尺寸小, 应变强化铁素体转变体积增加, 当转变迅速完成并充满基体时, 适当条件下可以获得细小的铁素体晶粒组织。铁素体晶粒组织的均匀性与相变前奥氏体晶粒尺寸及获得该组织的工艺过程有关, 奥氏体晶粒尺寸较小时铁素体晶粒组织较

均匀 (表 2)。

## 3 讨论

### 3.1 对应变强化相变驱动力的影响

在应变强化相变过程中, 过冷 ( $\Delta G_T$ ) 及应变 ( $\Delta G_D$ ) 都为促进奥氏体向铁素体转变提供了驱动力, 这部分增加的能量  $\Delta G$  可定性表示为:  $\Delta G = \Delta G_T + \Delta G_D$ 。

不同尺寸的奥氏体晶粒提供了作为优先形核位置的晶界面积不同, 因而对相变驱动力的贡献就不一样, 即增加了非均匀形核提供的驱动力 ( $\Delta G_G$ ), 故上式可改写为:  $\Delta G = \Delta G_T + \Delta G_D + \Delta G_G$ 。

显然, 在同样的形变条件下, 细小的奥氏体晶粒将提供较高的相变驱动力。当形变温度很低或应变很大 (即由于应变或过冷提供的驱动力很大), 当化学驱动力的整体水平提高时, 这种由于原始晶粒不同尺寸的影响会相对减弱, 在提供相变驱动力方面的作用就不明显了。

### 3.2 对铁素体转变量的影响

本实验 6 种不同尺寸级别的过冷奥氏体晶粒及变形温度对应变强化相变铁素体转变量的影响见图 3a。从图可见, 在同一形变温度下, 奥氏体晶粒尺寸越小, 铁素体转变量越多; 形变温度越低, 达到同样转变量的原奥氏体晶粒尺寸变大。但是, 这种影响的显著程度随奥氏体晶粒尺寸的减小及形变温度的降低而越来越小。本实验中, 当奥氏体晶粒尺寸小于 15  $\mu\text{m}$  或形变温度降至 740 °C 以下时, 这种区别已不明显。

这是因为在过冷奥氏体应变强化相变过程中, 除了变形及过冷分别对相变驱动力有贡献外, 作为相变形核有利位置的奥氏体晶界的多少对相变的影响也是不可忽略的因素之一。最终形变后立即水淬试样的组织形貌从一个角度反映了应变强化铁素体形核部位的多少和形核速率的高低。图 2 及表 1 的观察结果表明, 本实验名义变形量为 50% 时, 形变后颗粒状铁素体沿畸变能较高的原奥氏

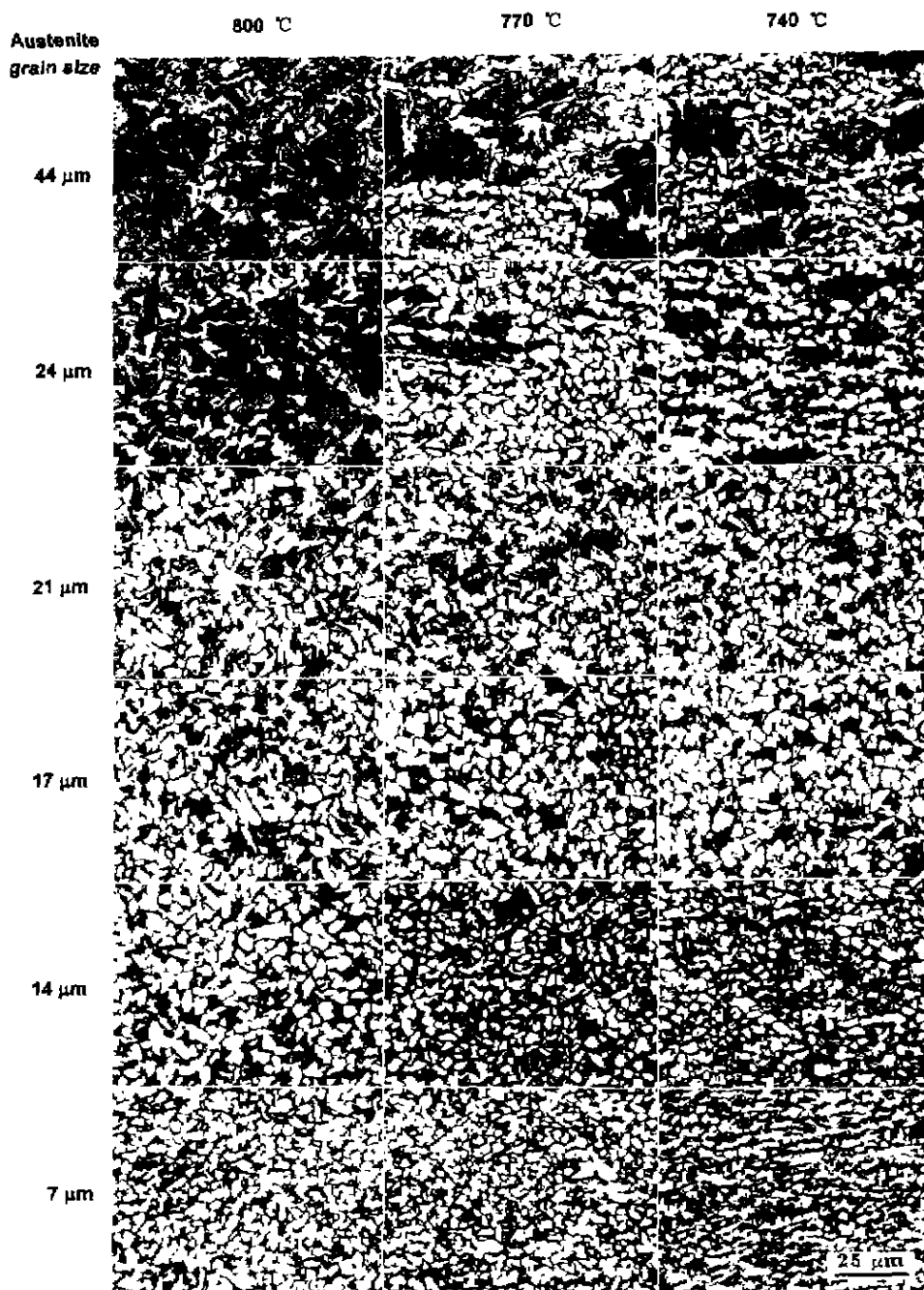


图 2 与表 1 相对应的铁素体晶粒形貌

Fig.2 Optical morphologies of ferrite grain (corresponding to Table 1)

体晶界成网状析出后并向原奥氏体晶粒内部外延生长。相变前奥氏体晶粒比较大时, 这种现象较明显。随着相变前奥氏体晶粒尺寸的减小, 除了晶界面积的增加导致形核位置的增加以外, 小晶粒组织的变形有利于改善晶粒之间的应变协调, 促使应变由晶界向晶内的传递, 减轻并缓和各晶粒之间的应力集中程度, 使得变形更加均匀, 包括每个晶粒与相邻晶粒之间的变形均匀程度, 都会有利于相变形核。因此, 在一定的形变条件下, 相变前奥氏体晶粒小于某

一尺寸时 (如本实验中奥氏体晶粒尺寸分别为 7 和 14  $\mu\text{m}$  的试样), 由于变形的均匀性, 随着应变向晶内的传递, 晶界及晶内都可能成为相变形核的优先部位, 应变强化相变迅速完成, 同时可能获得细小的分布均匀的铁素体晶粒组织。随奥氏体晶粒尺寸的变大, 在较低形变温度及较大的应变下才能得到相同的转变量。当驱动力足够大时, 如本实验中在过冷较大的低于 740  $^{\circ}\text{C}$  时的 50% 变形, 或像 Yada 等提出的采用大应变<sup>[2]</sup>, 都会导致形核速率与形核

表 1 奥氏体晶粒尺寸对应变强化相变铁素体分布及转变体积的影响

Table 1 Effect of original austenite grain size  $d_\gamma$  on strain-enhanced transformed ferrite volume and its distribution

Sample No.	$d_\gamma$ $\mu\text{m}$	Processing	Water cooling microstructure showing qualitatively the ferrite volume ( $\epsilon=-0.69$ , $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ , $\theta=800, 770, 740 \text{ }^\circ\text{C}$ )		
			$\theta=800 \text{ }^\circ\text{C}$ :	$\theta=770 \text{ }^\circ\text{C}$ :	$\theta=740 \text{ }^\circ\text{C}$ :
1	44	Austenitizing at 1000 $^\circ\text{C}$ as shown in Fig.1a	$\theta=800 \text{ }^\circ\text{C}$ : Net-like fine grain ferrite around original austenite grain boundaries, partially towards interior of austenite grains, microstructure coarse and inhomogeneous	$\theta=770 \text{ }^\circ\text{C}$ : Matrix partly transformed, ferrite grains distributed inhomogeneously and oriented obviously	$\theta=740 \text{ }^\circ\text{C}$ : Matrix mostly transformed into ferrite, ferrite distribution inhomogeneous and oriented obviously
2	24	Austenitizing at 900 $^\circ\text{C}$ as shown in Fig.1a	$\theta=800 \text{ }^\circ\text{C}$ : Net-like fine grain ferrite around original austenite grain boundaries, partially towards interior of austenite grains, microstructure inhomogeneous	$\theta=770 \text{ }^\circ\text{C}$ : Matrix mostly transformed into ferrite, ferrite distribution inhomogeneous	$\theta=740 \text{ }^\circ\text{C}$ : Matrix mostly transformed into ferrite, ferrite distribution inhomogeneous and oriented obviously
3	21	Two pass deformation ( $\epsilon = \epsilon_1 + \epsilon_2 = -0.69$ , $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ ), austenitizing at 950 $^\circ\text{C}$ as shown in Fig.1a	$\theta=800 \text{ }^\circ\text{C}$ : Net-like fine grain ferrite around original austenite grain boundaries and towards interior of austenite grains homogeneously, transformed volume higher than that in sample No.2	$\theta=770 \text{ }^\circ\text{C}$ : Structure similar to that at 800 $^\circ\text{C}$ but transformed volume higher than that at 800 $^\circ\text{C}$	$\theta=740 \text{ }^\circ\text{C}$ : Transformation essentially completed, ferrite distribution more homogeneous
4	17	Two pass deformation ( $\epsilon = \epsilon_1 + \epsilon_2 = -0.69$ , $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ ), austenitizing at 900 $^\circ\text{C}$ as shown in Fig.1a	$\theta=800 \text{ }^\circ\text{C}$ : Fine grain ferrite around original austenite grain boundaries and towards interior of austenite grains homogeneously, transformed volume higher than that in sample No.3	$\theta=770 \text{ }^\circ\text{C}$ : Transformation essentially completed, ferrite distribution more homogeneous	$\theta=740 \text{ }^\circ\text{C}$ : Structure similar to that at 770 $^\circ\text{C}$
5	14	Single pass deformation ( $\epsilon = -0.69$ , $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ ), austenitizing at 900 $^\circ\text{C}$ as shown in Fig.1a	$\theta=800 \text{ }^\circ\text{C}$ : Transformation essentially completed, ferrite distribution more homogeneous	$\theta=770 \text{ }^\circ\text{C}$ : Fine microstructure	$\theta=740 \text{ }^\circ\text{C}$ : Fine and oriented microstructure is fine
6	7	As shown in Fig.1b, holding for 10 s at 880 $^\circ\text{C}$ and cycle number $N=1$ ( $\dot{\epsilon}=10^{-2} \text{ s}^{-1}$ )	$\theta=800 \text{ }^\circ\text{C}$ : Transformation essentially completed, ferrite distribution more homogeneous	$\theta=770 \text{ }^\circ\text{C}$ : Fine microstructure	$\theta=740 \text{ }^\circ\text{C}$ : Fine and oriented obviously microstructure

表 2 相变前奥氏体的晶粒尺寸与应变强化相变铁素体晶粒的平均尺寸

Table 2 Original austenite grain size  $d_\gamma$  and average size  $\bar{d}_\alpha$  of ferrite grain formed by strain-enhanced transformation under air cooling ( $\epsilon=-0.69$ ,  $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ )

Sample No.	$d_\gamma$ $\mu\text{m}$	Processing	$d_\alpha$ , $\mu\text{m}$		
			Deformation temperature $\theta$ , $^\circ\text{C}$		
			800	770	740
1	44	Austenitizing at 1000 $^\circ\text{C}$	8.2 $\pm$ 3.2	8.3 $\pm$ 4.0	6.9 $\pm$ 3.4
2	24	Austenitizing at 900 $^\circ\text{C}$	4.7 $\pm$ 1.4	5.6 $\pm$ 2.5	4.5 $\pm$ 2.5
3	21	Two pass deformation ( $\epsilon = \epsilon_1 + \epsilon_2 = -0.69$ ) austenitizing at 950 $^\circ\text{C}$ as shown in Fig.1a	6.0 $\pm$ 2.7	4.7 $\pm$ 1.9	3.0 $\pm$ 1.3
4	17	Two pass deformation ( $\epsilon = \epsilon_1 + \epsilon_2 = -0.69$ ) austenitizing at 900 $^\circ\text{C}$ as shown in Fig.1a	5.2 $\pm$ 2.1	4.5 $\pm$ 1.8	3.5 $\pm$ 1.3
5	14	Single pass deformation ( $\epsilon = -0.69$ ) austenitizing at 900 $^\circ\text{C}$ as shown in Fig.1a	3.8 $\pm$ 1.4	3.3 $\pm$ 1.2	2.9 $\pm$ 1.1
6	7	As shown in Fig.1b, holding for 10 s at 880 $^\circ\text{C}$ and cycle number $N=1$	2.6 $\pm$ 0.9	2.2 $\pm$ 0.9	1.7 $\pm$ 0.9

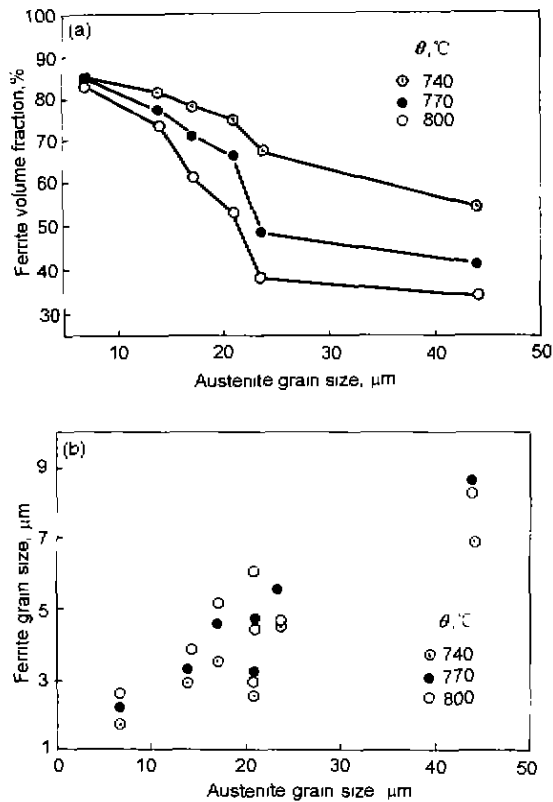


图3 低碳钢在名义变形为50%, 应变速率为 $1\text{ s}^{-1}$ 变形时, 相变前过冷奥氏体晶粒尺寸及变形温度对应变强化相变铁素体转变量及空冷铁素体组织晶粒尺寸的影响

Fig.3 Effect of undercooled austenite grain size prior to transformation and deformation temperature on strain-enhanced transformation ferrite volume (a) and ferrite grain size (b) in a low carbon steel ( $\varepsilon=50\%$ ,  $\dot{\varepsilon}=1\text{ s}^{-1}$ )

部位同时增加, 转变就能迅速完成, 这时奥氏体晶粒尺寸的影响不再明显。

### 3.3 对铁素体晶粒尺寸及分布均匀性的影响

最终形变后空冷到室温得到转变完全的铁素体晶粒组织, 从某一程度反映了铁素体相变形核后的长大行为, 以便对其进行定量描述(见表2)。相变前奥氏体晶粒尺寸对应变诱导相变铁素体晶粒尺寸影响的对应关系见图3b。与形变后立即水淬得到的结果(图2)相对比, 可以分为以下三种情况: 第一, 凡是应变强化相变转变完全的, 可以得到较细小的铁素体晶粒组织, 这往往出现在奥氏体晶粒尺寸较小或形变温度较低的情况下, 形变后水淬或空冷对最终组织形貌的影响不明显; 第二, 转变不完全的, 往往是原奥氏体晶粒较大, 在空冷条件下已经相变形核的铁素体向残余奥氏体区生长且晶粒粗大; 第三, 原奥氏体晶粒粗大且大小分布不均匀时产生“遗传”, 导致转变铁素体与未转变残余奥氏体分布不均及其铁素体晶粒粗大且大小分布不均。

未变形奥氏体中, 相变发生时铁素体优先在原奥氏体

三个晶粒交界及相邻晶粒晶界优先形核。相变后铁素体直径与原奥氏体晶粒直径之比( $d_{\alpha}/d_{\gamma}$ )与原始奥氏体晶粒尺寸有关。较粗大的奥氏体晶粒, 如ASTM晶粒级别为No.3—No.5(晶粒直径约为 $111\text{--}55.3\text{ }\mu\text{m}$ )时,  $d_{\alpha}/d_{\gamma}\approx 0.3$ ; 而细小的奥氏体晶粒, 如ASTM晶粒级别为No.8—No.10(晶粒直径约为 $19.6\text{--}9.8\text{ }\mu\text{m}$ )时,  $d_{\alpha}/d_{\gamma}\approx 0.7$ <sup>[3]</sup>。由于通常最细的热变形奥氏体再结晶晶粒尺寸大约为10级, 将使未变形奥氏体相变得到的铁素体晶粒的细化有一个限度。

本实验中, 应变与过冷都为相变提供了驱动力, 与上述未变形奥氏体的相变行为相比, 相同奥氏体晶粒级别下, 应变强化相变铁素体晶粒直径与原奥氏体晶粒直径之比明显减小(参见表2)。同一形变温度下, 随奥氏体晶粒尺寸减小, 其 $d_{\alpha}/d_{\gamma}$ 提高, 与前述未变形奥氏体相变的变化趋势相同。可见, 细小奥氏体晶粒有益于铁素体晶粒细化, 进一步通过过冷奥氏体应变强化相变具有良好的晶粒细化潜力。同一尺寸级别的奥氏体晶粒, 通过应变强化相变工艺变形50%后 $d_{\alpha}/d_{\gamma}$ 随形变温度降低而减小。与上述未变形奥氏体相变中粗晶与细晶的 $d_{\alpha}/d_{\gamma}$ (分别为0.3与0.7)相比, 本实验中奥氏体晶粒平均直径分别为44与 $7\text{ }\mu\text{m}$ 时, 800°C名义变形50%时的比值分别降至0.19与0.37; 740°C变形时则进一步降至0.16与0.24左右。因而, 如果能够细化奥氏体晶粒, 过冷到 $A_{P3}$ 温度附近, 通过应变强化相变机制, 可以用较小的形变量得到细化的铁素体晶粒, 对工业生产有一定的实际意义。

相变前较小尺寸的奥氏体晶粒, 在较高温度下变形后得到的铁素体晶粒组织与奥氏体晶粒尺寸较大的试样在较低温度(740°C)变形时的相同。这说明通过高温变形再结晶减小相变前的奥氏体晶粒尺寸并使其分布较为均匀, 可以在适当提高应变强化相变的变形温度的条件下, 达到大过冷条件下更低温度变形的同样效果, 得到细化的铁素体晶粒。这在工业生产中也具有明显的实际意义, 因为降低温度使变形抗力提高, 将对轧机的轧制能力提出更高的要求。

图4a,b分别为相变前过冷奥氏体晶粒平均直径分别为44及 $14\text{ }\mu\text{m}$ 的试样在应变速率 $\dot{\varepsilon}=1\text{ s}^{-1}$ , 名义变形 $\varepsilon=50\%$ , 形变温度 $\theta=740\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 应变强化相变得到的铁素体晶粒的平均直径及其分布的定量统计结果。结果表明, 相变前过冷奥氏体晶粒尺寸大的, 应变强化相变铁素体晶粒平均直径大, 且分布比较分散; 奥氏体晶粒尺寸小的, 应变强化相变铁素体晶粒细小且均匀性好。

总之, 奥氏体晶粒大小对应变强化相变铁素体晶粒大小的影响可以从以下几方面考虑: 首先, 由于晶界的优先形核作用, 奥氏体晶粒尺寸小, 则晶界相对面积提高, 晶界形核的贡献也增大, 从而导致铁素体晶粒细化。在快速冷却的条件下, 由于化学驱动力整体提高, 原始晶粒尺寸

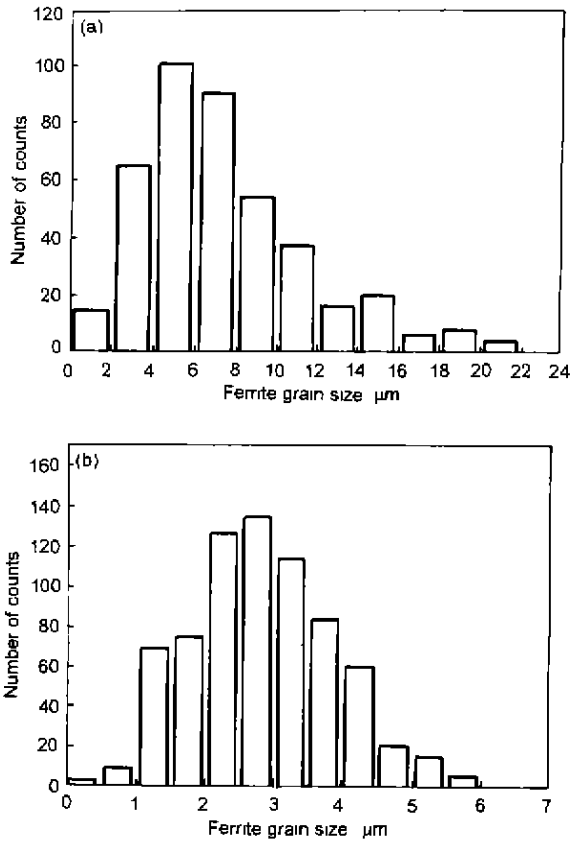


图4 奥氏体晶粒尺寸  $d_\gamma$  对应变强化铁素体相变晶粒尺寸  $d_\alpha$  及均匀性的影响

Fig.4 Effect of austenite grain size ( $d_\gamma$ ) on strain-enhanced transformed ferrite grain size ( $d_\alpha$ ) and homogeneity ( $\varepsilon=50\%$ ,  $\dot{\varepsilon}=1\text{ s}^{-1}$ ,  $\theta=740\text{ }^\circ\text{C}$ )

(a)  $d_\gamma=(44.10\pm 5.82)\text{ }\mu\text{m}$ ,  $d_\alpha=(6.89\pm 3.72)\text{ }\mu\text{m}$

(b)  $d_\gamma=(13.97\pm 2.05)\text{ }\mu\text{m}$ ,  $d_\alpha=(2.90\pm 0.89)\text{ }\mu\text{m}$

的作用会有所减弱。其次,当相变伴随着形变时,一方面形变提高了基体的储存能,晶内诸如位错缠结、形变带、小角度界面等晶体缺陷密度提高,导致晶内形核的贡献加大,从而使铁素体晶粒细化,但此时原始奥氏体晶粒尺寸的作用也将有所下降;另一方面,如原始奥氏体晶粒减小,形变将比较均匀,细观尺度上缺陷的分布也相对均匀,由此产生的形核将导致比较均匀的铁素体晶粒尺寸分布。上述分析和本实验结果(见表2、图3b及图4)一致。本实验的另一部分工作证实,在应变接近2的大形变量下,奥氏体晶粒尺寸的作用明显下降,这与上述观点也完全一致。

#### 4 结论

在应变、过冷提供相变驱动力的基础上,相变前奥氏体晶粒尺寸对应变强化相变驱动力的贡献不同。当形变温度很低、应变很大的情况下,奥氏体晶粒尺寸对相变驱动力的影响会相对减弱。相变前奥氏体晶粒细小,铁素体转变量增加且晶粒细小;相变前奥氏体晶粒粗大,形变后铁素体转变不易完全、晶粒粗大且不均匀。故适当控制并减小相变前奥氏体晶粒尺寸,可以达到与通过降低形变温度与增加形变量等手段同样的细化应变强化相变铁素体晶粒组织的目的。

#### 参考文献

- [1] Yang W Y, Hu A M, Sun Z Q. *Acta Metall Sin.*, 2000; 36: 1050  
(杨卫, 胡安民, 孙祖庆. *金属学报*, 2000; 36: 1050)
- [2] Yada H, Matsumura Y, Nakajima K. *US Pat.*, 4 466 842, 1984
- [3] Sekine H, Maruyama T, Kageyama H, Kawashima Y. In: DeArdo A J, Ratz G A, Wray P J eds., *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, Warrendale: TMS-AIME, 1982: 141