

不同 Mn 含量低碳钢过冷奥氏体形变过程中的 铁素体相变*

周荣锋^{1,3)} 杨王玥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

3) 昆明理工大学机电工程学院, 昆明 650093

摘要 通过热模拟压缩实验, 对 C, Si 含量基本相同、Mn 含量不同的低碳钢过冷奥氏体在形变温度 760 °C、形变速率 1/s 条件下单向压缩变形过程中的组织演变进行研究, 分析了 Mn 对低碳钢过冷奥氏体变形特征、转变动力学特征以及形变强化相变铁素体晶粒细化的影响. 结果表明, Mn 延迟低碳钢形变强化相变的进行, Mn 含量提高, 完成相变所需总应变相应提高. 形变强化铁素体转变动力学可分三个阶段, 随 Mn 含量增加, 各阶段所需时间延长, 应变提高. 通过形变强化相变, Mn 含量 (质量分数, %) 为 0.48, 0.84 和 1.29 三种钢可获得平均晶粒截径分别为 3.57±1.60, 2.00±1.05 和 2.29±1.02 μm 的微细等轴铁素体晶粒以及第二组织弥散分布的复相组织.

关键词 低碳钢, 形变强化相变, 晶粒细化, Mn 含量, 转变动力学

中图法分类号 TG111.2, TG142.31 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2004)01-0007-07

FERRITE TRANSFORMATION DURING DEFORMATION OF UNDERCOOLED AUSTENITE IN LOW CARBON STEELS WITH DIFFERENT Mn CONTENTS

ZHOU Rongfeng^{1,3)}, YANG Wangyue¹⁾, SUN Zuqing²⁾

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

2) The State Key Lab. for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

3) School of Mechanical and Electrical Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093

Correspondent: SUN Zuqing, professor, Tel: (010) 62334919, E-mail: zqsun@ustb.edu.cn

Supported by National Key Basic Research and Development Programme of China (No. G1998061506)

Manuscript received 2003-01-28, in revised form 2003-05-21

ABSTRACT The microstructure evolution during deformation of undercooled austenite in three low carbon steels with much close contents of Si and C but different contents of Mn has been investigated by means of hot compression simulation experiment at 760 °C and strain rate of 1 s⁻¹. The effects of the content of Mn on the deformed behavior of undercooled austenite, the kinetics characteristics of deformation enhanced ferrite transformation and the ferrite grain size have been studied. It was found that the addition of Mn delays the transformation during deformation of undercooled austenite and higher true strain for the transformation is needed with increasing Mn content. Transformation kinetics can be divided into three stages, longer time and higher true strain are needed for each stages with increasing Mn content in the steels. Deformation enhanced transformation induces forming ultra-fine equiaxed ferrite grains with sizes of 3.57±1.60, 2.00±1.05 and 2.29±1.02 μm in steels with 0.48, 0.84 and 1.29 Mn respectively, and homogeneously distributed minor second phases.

KEY WORDS low carbon steel, deformation enhanced transformation, grain refinement, Mn content, transformation kinetics

晶粒细化可同时提高金属材料的强度和韧性. 形变强

化相变作为低碳钢晶粒细化的一种手段, 它强调奥氏体向铁素体的转变在温度过冷和应变的双重条件下进行, 从而大大增加奥氏体向铁素体的相变驱动力, 明显提高相变形核率, 无需过大的道次轧制变形量, 使铁素体晶粒尺寸大幅度细化, 可在不添加合金元素的条件下将低碳钢的屈服

* 国家重点基础研究发展规划资助项目 G1998061506

收到初稿日期: 2003-01-28, 收到修改稿日期: 2003-05-21

作者简介: 周荣锋, 男, 1969 年生, 博士生

强度提高一倍^[1]. Mn 扩大钢的奥氏体相区, 降低相变点. 在热变形过程中 Mn 原子延迟奥氏体再结晶^[2]、增大奥氏体形变抗力^[3], 对低碳钢的相变及热加工过程中奥氏体变形行为、再结晶行为会产生一定的影响. Mn 对过冷奥氏体热变形过程中组织演变行为、形变强化相变、组织细化及均匀性的影响的深入研究将有助于拓宽形变强化相变的应用范围. 本文从研究 Mn 含量依次增加的三种低碳钢过冷奥氏体在 A_3 — A_{r3} 之间的变形行为、组织转变规律及转变动力学等相关方面入手, 初步分析 Mn 含量对低碳钢过冷奥氏体形变过程中形变强化相变的影响.

1 实验方法

实验用 A, B, C 钢成分如表 1 所示. 经真空感应熔炼获得铸锭, 再经 1100 °C 保温 1 h 后锻为直径 11 mm 的棒料, 终锻温度为 850 °C, 锻后正火, 使原始组织尽可能均匀. 经机加工成直径 6×15 mm 的圆柱压缩变形试样和直径 2×13 mm 的热膨胀试样. 用 DT1000 热膨胀仪测定各钢未变形时的 A_3 和在给定奥氏体化温度^[4] T_A 及停留时间 (5 min) 下以一定的冷却速度连续冷却时的 A_{r3} , 结果也列入表 1. 它们在各自的奥氏体化温度保温后获得的原始奥氏体平均晶粒截径都在 35—45 μm 左右, 误差范围内可以认为原奥氏体晶粒大小基本一致.

为便于对比, 用 DT1000 热膨胀仪测定各钢过冷奥氏体在 760 °C 等温铁素体转变基本完成的时间. 根据表 1 所测相变点以及形变强化相变理论, 确定变形工艺路线, 其中 A, B, C 钢样真应变 ε 分别为 A: 0.05, 0.11, 0.36, 0.51, 0.70, 0.92, 1.61; B 和 C: 0.11, 0.36, 0.51, 0.70, 0.92, 1.11, 1.40, 1.61. 变形后水淬的目的是保留形变组织, 以便确定铁素体的转变量和晶粒截径. 热压缩变形实验在 Gleeble1500 热变形模拟实验机上进行.

将变形试样沿轴线方向切开, 机械研磨、抛光制成金相试样, 用硝酸与酒精体积比为 4: 100 的试剂侵蚀铁素体及多相组织. 用 LEICA 金相显微镜观察截面中间的组织形貌, 并用其配带的 QWINS 分析软件统计钢中铁素体面积分数来衡量铁素体转变量. 借助 SEM 形貌图和 Image-tool 图像分析软件, 用截线法测量铁素体平均晶粒截径来衡量铁素体晶粒大小.

2 实验结果及分析

2.1 过冷奥氏体形变特征

Q235 级别低碳钢过冷奥氏体形变过程真应力—应变曲线出现双峰特征及组织演变, 这表明超细铁素体的形成过程是由形变强化相变及铁素体动态再结晶两个机制不同的阶段组成^[5,8]. A, B, C 钢在形变温度 760 °C 形变速率为 1 s^{-1} 时真应力—应变曲线与 Q235 级别低碳钢基本相似, 如图 1 所示. 形变开始是在过冷奥氏体基体上进行的, 应力随应变持续增加. 当形变强化相变铁素体在原奥氏体晶界等局部畸变能较高部位形核时, 在曲线上对应真应力—应变曲线斜率减小, 硬化速率降低. 随着应变量的增加, 变形过冷奥氏体中的缺陷密度不断增加, 畸变能不断积累, 形变强化相变铁素体相继在奥氏体晶界、晶内形变带及铁素体前沿的畸变区等处形核, 随着形变的继续, 铁素体大量形核、长大, 其转变量不断增加, 当由于形变强化相变铁素体的析出导致畸变能的释放超过继续变形畸变能的积累时, 真应力—应变曲线上表现出应力的下降, 从而出现了第一个峰. 由于形成的铁素体比奥氏体相软, 它承受着变形的积累逐渐硬化, 所以随着应变量的增加, 流变应力出现平缓趋势随后开始升高,

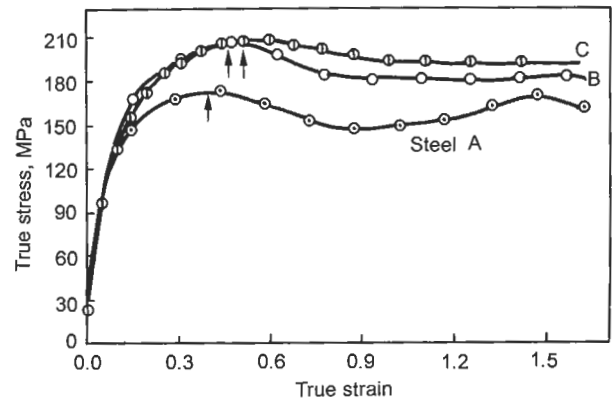


图 1 A, B, C 钢在 760 °C, 形变速率为 1 s^{-1} 时真应力—应变曲线

Fig.1 True stress-strain curves obtained by hot compression test of steels A, B and C at 760 °C and strain rate 1 s^{-1} (strains shown by arrows to be 0.40, 0.45 and 0.50, respectively)

表 1 实验用钢的化学成分和 A_3 , A_{r3} 及原始奥氏体晶粒截径

Table 1 The A_{r3} , A_3 , prior austenite grain sizes and compositions of the tested steels

Steel	Austenitized temp °C	Cooling rate °C /s	A_{r3} °C	A_3 °C	Grain size μm	Chemical composition (mass fraction, %)					
						C	Mn	Si	P	S	Al
A	930	30	750	850	35.54±14.03	0.060	0.48	0.15	0.012	0.0060	0.012
B	950	30	740	835	38.35±17.09	0.069	0.84	0.16	0.0094	0.0072	<0.01
C	920	15	700	805	43.1±20.33	0.064	1.29	0.18	0.013	0.0059	0.011

在曲线上形成波谷. 随着应变继续增加, 晶内的形核地点逐渐减少, 此时形变强化相变基本完成. 随形变的继续由于畸变能的不断积累主要作用于铁素体的动态回复或再结晶, 导致流变应力的再次下降, 在真应力 - 应变曲线上表现为第二个峰值的出现. Mn 含量低的 A 钢真应力 - 应变曲线显示明显的双峰特征.

由于 A, B, C 三种钢碳含量比 Q235 钢低, 以及它们本身之间 Mn 含量存在差别, 其真应力 - 应变曲线存在如下区别. (1) 随着 Mn 含量增加, 过冷奥氏体稳定性增加, 相变初期开始形核所需应变即驱动力增加, 形变强化过冷奥氏体相变孕育期被依次延长或所需真应变相应提高. (2) 随着应变继续, A, B, C 三种钢流变应力水平及峰值应力随 Mn 含量提高依次增加, 这是由于 Mn 含量升高使奥氏体的固溶强化作用增强, 奥氏体再结晶能力和塑性变形协调能力降低, 硬化效应增加, 形变抗力增加. 同时峰值应力对应的应变也依次增加, 分别大约为 0.40, 0.45, 0.50. 图 1 中箭头分别所指为 A, B, C 三种钢的峰值位置, 表明相变初期铁素体在奥氏体晶界形核及占满晶界所需驱动力的提高. 其原因可能是随着 Mn 含量升高, 引起奥氏体界面能降低, 稳定性增加, 要使 Mn 含量较高的 B, C 钢达到由于形变强化相变铁素体的析出而造成的软化, 和材料由于经受变形而发生硬化效应相持平, 就必须加大应变使奥氏体界面的畸变加剧满足相变形核条件. (3) 真应力 - 应变曲线的双峰特征随 Mn 含量降低越发明显. 随着应变继续增加, 含 Mn 量较低的 A 钢铁素体大量快速形成, 峰值应力过后曲线表现出应力明显下降发生软化, 意味着相变自由能的释放速率高于快速形

成铁素体基体上畸变能的积累, 在真应变大约为 0.9 处达到低谷, 继续变形出现由于铁素体基体上畸变能的积累导致动态回复或再结晶发生出现较明显的第二个峰. 随 Mn 含量增加, 相变过程中代位 Mn 原子的扩散需要更大形变驱动力和更充分的时间, 因此 B 钢铁素体形成速度有所变缓, 曲线软化较慢, 应力达到最低值后继续变形曲线基本保持水平, 相变基本完成后没有出现明显的第二个峰. 更高 Mn 含量的 C 钢铁素体形成速度大大降低, 曲线上出现一个较宽的峰, 相变进行变得比较困难, 应力下降发生软化后继续变形没有出现第二个峰.

相变完成后继续应变, A 钢出现较明显的第二峰, B 钢第二峰不明显, C 钢不出现第二峰可能与铁素体动态回复或再结晶能力不同有关.

真应力 - 应变曲线的上述分析反映了 A, B, C 三种钢过冷奥氏体形变过程中可能发生的变化, 并不能肯定上述的所有过程是否都确切发生, 必须通过显微组织的研究才能得出正确的结论.

2.2 组织演变

图 2 为 A, B, C 钢在 760 °C、真应变为 0.11、形变速率为 1 s^{-1} 时的 SEM 形貌.

真应变为 0.11 时, A 钢中的铁素体晶粒已经占满所有原奥氏体晶界并快速长大, 由铁素体晶粒包围的未转变残余奥氏体呈等轴状, 如图 2a 所示, 铁素体平均晶粒截径为 $9 \mu\text{m}$ 左右, 转变量为 25% 左右, 这是晶粒快速长大的结果. B 钢由于 Mn 含量较高, Mn 元素不仅偏聚在奥氏体晶界, 而且降低界面能, 从而减少晶界形核, 延缓奥氏体的分解^[6]. 铁素体仅在部分奥氏体三岔界 (图

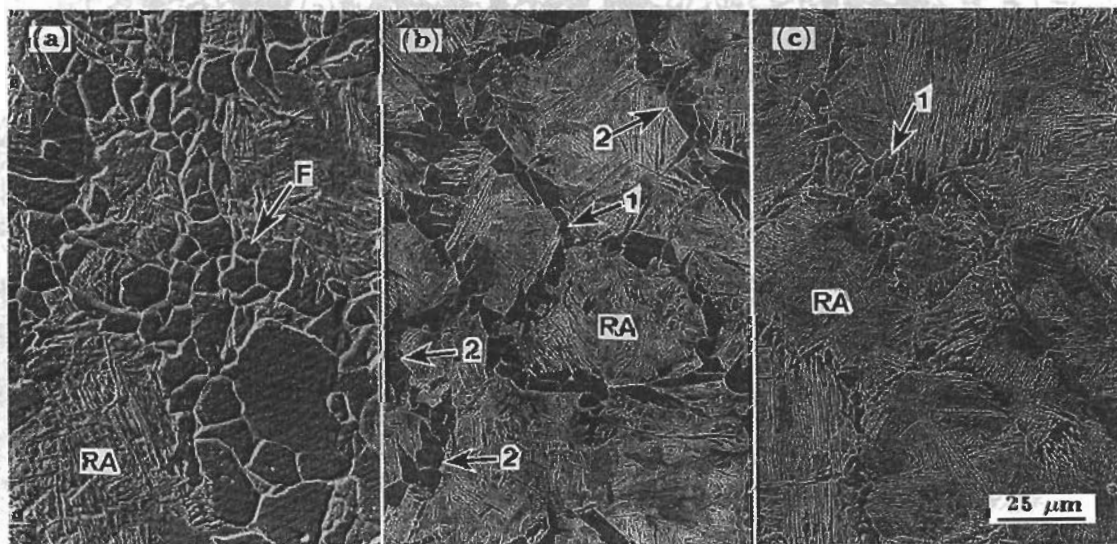


图 2 A, B, C 钢在 760 °C, 真应变为 0.11, 形变速率为 s^{-1} 时的 SEM 形貌

Fig.2 SEM micrographs of steels A (a), B (b) and C (c) after deformation at 760 °C and strain rate of 1 s^{-1} , showing the volume of ferrite decreased with increasing Mn content at the same strain of 0.11 (F: equiaxed ferrite, arrows 1 and 2: equiaxed ferrite grain at triple-point and boundary of the prior austenite grain respectively, RA: residual austenite)

2b 中的 1 处) 和部分奥氏体晶界 (图 2b 中的 2 处) 形核, 晶粒尺寸明显比 A 钢小, 转变量约为 15%. Mn 含量最高的 C 钢, 奥氏体的稳定作用加强, 同样为真应变 0.11 时只在畸变能较高的原奥氏体三岔界形核, 析出少量的尺寸较小的铁素体, 如图 2c 中三岔界 1 处析出的等轴铁素体.

真应变增大到 0.36 时的变形组织如图 3 所示, 图中部分各向异形铁素体可能为冷却过程中形成或长大所致. A 钢原奥氏体晶界已被铁素体占满, 随应变继续在铁素体 / 奥氏体相界前沿奥氏体高畸变区反复形核并向晶内推移, 只剩下少量残余未转变组织 (图 3a), 铁素体转变量接近 70%. Mn 含量较高的 B, C 钢奥氏体晶界处畸变能在形变过程中有所升高, B 钢相变形核在所有原奥氏体晶界达到饱和, 并开始向铁素体 / 奥氏体相界前沿奥氏体高畸变区继续发生, 未转变奥氏体沿形变方向拉长 (图 3b). C 钢在此变形条件下部分奥氏体晶界上发生铁素体形核, 奥氏体塑性变形协调能力较差, 一部分残余奥氏体沿形变方向拉长, 一部分残余奥氏体仍然呈等轴状 (图 3c).

图 4 分别为真应变提高到 0.51, 0.70 时 B, C 钢的 SEM 形貌. 可以看出 C 钢比 B 钢铁素体转变量少. 随真应变从 0.51 增至 0.70, 都可以看到在铁素体 / 奥氏体相界前沿奥氏体高畸变区反复高速形核, 呈平行排列的链状铁素体向奥氏体晶内推进, 铁素体转变速度显著加快, 直至大部分铁素体转变完成. Mn 含量依次递增的 A, B, C 三种钢真应变分别达到 0.70, 1.11, 1.40 时铁素体转变量为 85.2%, 87.6% 和 86.5%, 为平衡转变铁素体量

(不考虑 Mn 的影响, 据 Fe-C 相图计算分别为 94.87%, 93.66% 和 94.33%) 的 90%, 94% 和 92%, 可见大部分铁素体分别在达到上述变形量的动态变形过程中形成, 相变基本完成, 这一阶段是以形变强化相变为主的过程. 通过形变强化相变, A, B, C 钢分别可以获得平均晶粒截面积为 3.57 ± 1.60 , 2.00 ± 1.05 和 $2.29 \pm 1.02 \mu\text{m}^2$ 的微细等轴铁素体晶粒以及第二组织弥散分布的复合组织 (图 5). 随后变形过程中, 铁素体增加缓慢, 大部分形变作用于铁素体上使其变形拉长或发生动态回复及再结晶.

可见, A, B, C 钢过冷奥氏体形变过程中铁素体转变量随变形量增加而迅速增加, 相变在较短的时间内完成. 但是在同样形变条件下, 形变强化铁素体转变量随钢中 Mn 含量增加而依次减少, 最终形变强化相变基本完成所需的真应变依次增加. Mn 含量的提高推迟了低碳钢过冷奥氏体形变过程中铁素体的形成.

2.3 转变动力学

低碳钢未变形过冷奥氏体等温转变时, 先共析铁素体的形核地点首选奥氏体晶界, 随后向奥氏体晶内长大, 其间涉及 C、Mn 原子从先共析铁素体前沿向奥氏体中的扩散, 并建立局部平衡, 相变得以继续进行, 而 Mn 元素在奥氏体中的扩散系数较低, 因此 Mn 的加入必然降低铁素体的形成速度^[7]. 经测定在 760 °C 等温时 A, B, C 三种钢未变形过冷奥氏体向铁素体转变基本完成所需要的时间分别为 47.30, 115.56 和 296.15 s, Mn 含量每增加 0.4%, 铁素体转变完成时间约增加 2.5 倍. 另外 Mn 的加入降低低碳钢的 A_3 点 (表 1), 奥氏体的稳定性有所增加. 在 760 °C 等温时 A, B, C 三种钢过冷度依次减小,

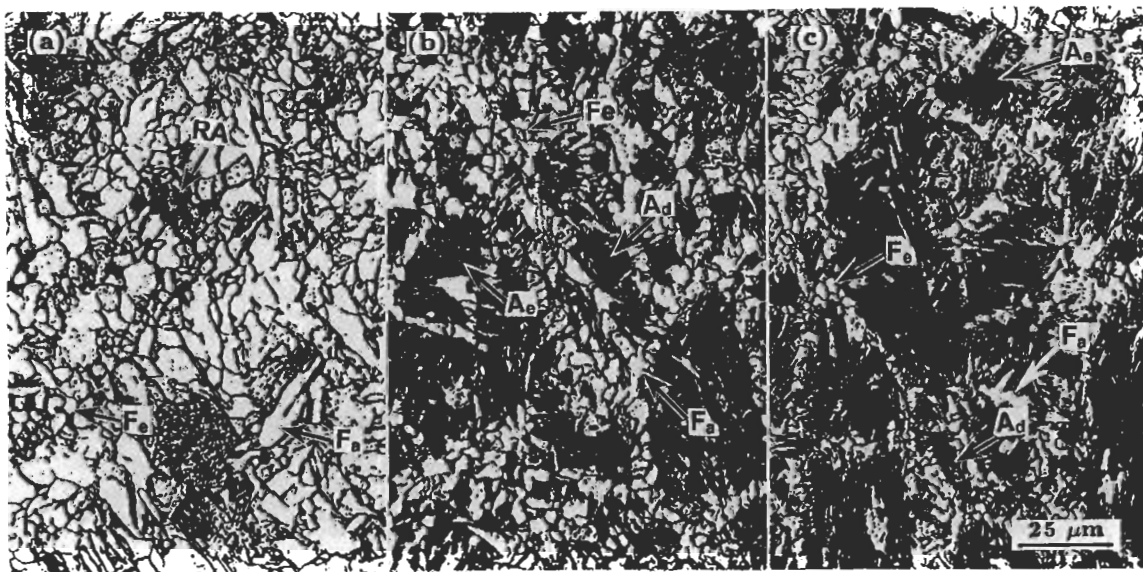


图 3 A, B, C 钢 760 °C 变形时的淬火组织, 真应变为 0.36, 形变速率为 1 s^{-1}

Fig.3 Microstructures of steels A (a), B (b) and C (c) after compression deformation (along horizontal direction in the pictures) at 760 °C and strain rate of 1 s^{-1} , showing the volume of equiaxed ferrite increased as the strain increased to 0.36 in the three steels, but still decreased with increasing the Mn content (F_e and F_a : equiaxed and anisotropic ferrite grain respectively, A_d and A_e : deformed and equiaxed prior austenite grain respectively)

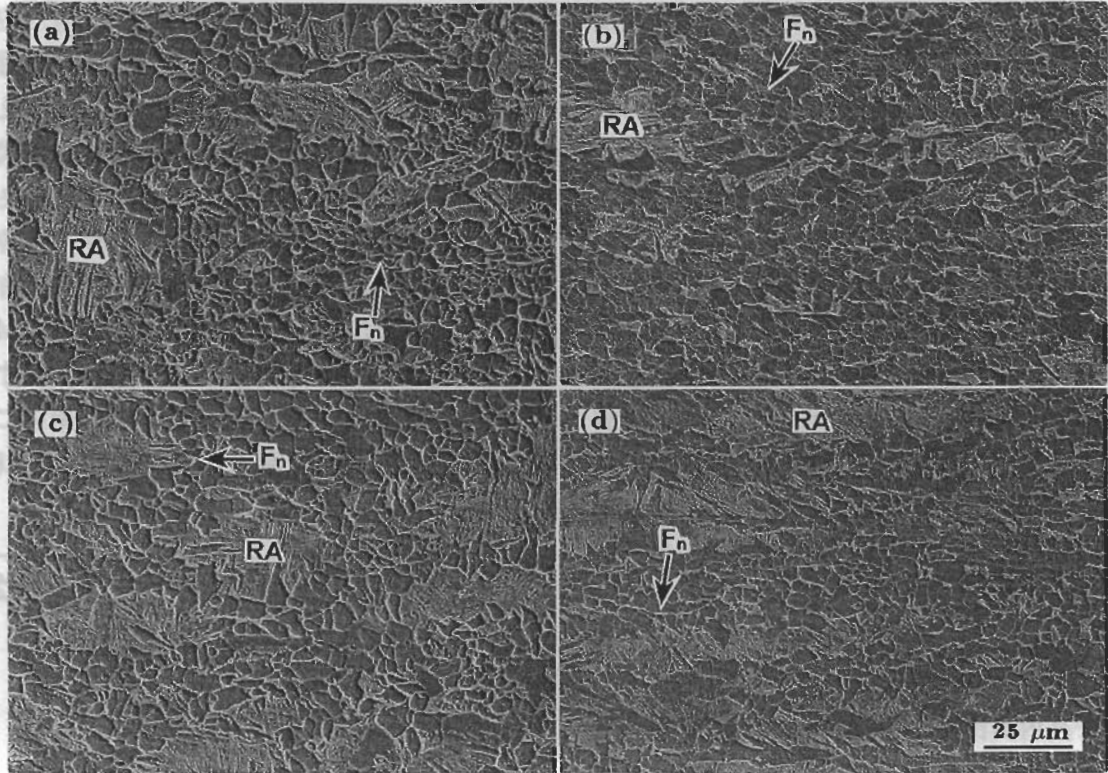


图 4 B, C 钢在真应变为 0.51 和 0.70, 形变速率为 1 s⁻¹ 变形时的淬火组织形貌

Fig.4 SEM micrographs of steel B (a, b) and C (c, d) after deformation at 760 °C, strain rate of 1 s⁻¹ and true strain of 0.51 (a, c), 0.70 (b, d), showing the necklace-like equiaxed ferrite grains (Fn) nucleated repeatedly and rapidly at the front of the phase boundaries between the ferrite and austenite with increasing the strain

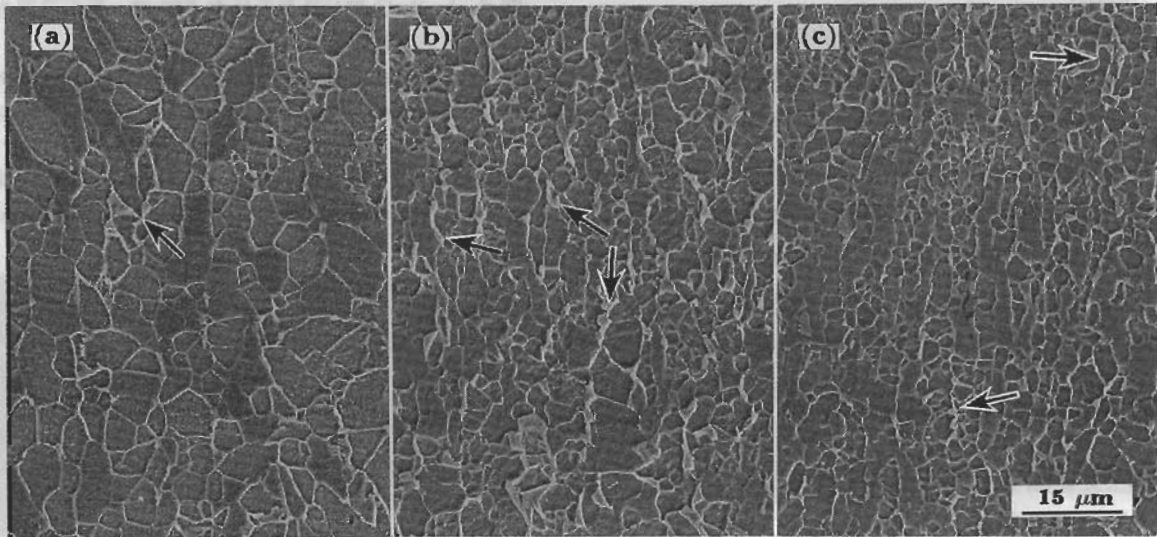


图 5 A, B, C 钢在 760 °C, 真应变分别为 0.70, 1.11, 1.40, 形变速率为 1 s⁻¹ 变形时的淬火组织形貌

Fig.5 SEM micrographs of steels A (a), B (b) and C (c) after deformation at 760 °C, strain rate of 1 s⁻¹ and true strain of 0.70, 1.11 and 1.40 respectively, showing ultra-fine equiaxed ferrite grains with sizes of 3.57±1.60 μm (steel A), 2.00±1.05 μm (steel B) and 2.29±1.02 μm (steel C) and homogeneously distributed minor second phase (shown as arrows) in steels

相变驱动力减小。

A, B, C 三种钢过冷奥氏体分别在 760 °C 施加变形后, 铁素体转变基本完成所需要的时间分别为 0.70, 1.11 和 1.40 s 左右, 与无变形的情况相比, 相变过程明显提前, 也就是说, 形变使奥氏体基体内部缺陷增多, 位错密度增

大, 畸变能升高, 铁素体形核率大大提高, 促进了过冷奥氏体向铁素体转变的进行。由于形变和过冷的共同作用, 铁素体晶粒数快速增加, 是一个以形核为主导的过程, 铁素体晶粒之间的相互碰撞使晶粒的长大在几何空间受到限制, 使铁素体晶粒细化。

此外, 缺陷又为代位 Mn 原子提供高扩散率通道, 在奥氏体中的扩散速度显著加快, 三种钢变形时铁素体转变速度比未变形时分别提高了约 70, 100 及 200 倍, Mn 含量越高提高幅度越大. Mn 原子的扩散成为较高 Mn 含量的 B, C 钢, 特别是最高 Mn 含量的 C 钢相变进行的主要控制因素. 这进一步证实形变强化铁素体转变为一动态扩散型过程.

结合组织分析和图 6 中 A, B, C 钢铁素体转变量和真应变关系曲线可以看出, 转变过程分为三个阶段, 与低碳钢形变强化相变转变动力学具有相似特征^[5]. B 钢和 C 钢曲线分别以 b' 点、 b 点和 c' 点、 c 点为分界点将曲线分为三个阶段, 而 Mn 含量最低的 A 钢的曲线上暂以 a' 、 a 点为分界点将曲线分为三个阶段. 三个阶段中, 第一个阶段对应铁素体在原奥氏体晶界及三岔界的形核和快速长大, 即曲线上应变较小时斜率增加较小的阶段, 分别对应于 A, B, C 三种钢形变过程中真应变小于 a' 、 b' 、 d' 的曲线变化, 符合 Cahn 的“位置饱和”机制. 第二阶段对应于晶内奥氏体 / 铁素体前沿畸变区的大量形核, 至铁素体相变基本完成, 即曲线上斜率剧增的阶段 (A 钢的 $a'a$ 段、B 钢的 $b'b$ 段和 C 钢的 $c'c$ 段). 第三阶段对应于剩余少量形核位置时的转变变缓过程, 曲线斜率又变小, 即为曲线上 A 钢的 a 点、B 钢的 c 点和 C 钢的 e 点后的曲线段. 第二和第三阶段不符合 Cahn 的“位置饱和”机制.

对于不同 Mn 含量的低碳钢, 它们的转变动力学又有各自的特点. 首先, 在实验精度所允许的范围内, 能观察到等轴状铁素体晶粒出现所需的真应变随 Mn 含量的增加而提高, Mn 含量最低的 A 钢在真应变大约为 0.05 时就能观察到等轴状铁素体在畸变能较高的原奥氏体三岔界形核析出, 如图 7 中箭头所指. Mn 含量最高的 C 钢在真应变大约为 0.11 时, 只在畸变能较高的原奥氏体三岔界形核, 析出少量的尺寸较小的等轴状铁素体 (图 2c). B 钢在真应变同样为 0.11 时等轴状铁素体已在部分奥氏体三岔界和部分奥氏体晶界形核 (图 2b), 铁素体初始形核所需真应变显然小于 0.11. 可见随 Mn 含量提高, 低碳钢相变形核孕育期延长, 即所需要的应变增加.

图 6 中较低 Mn 含量的 A 钢曲线没有出现明显的或很短的第一阶段, 即曲线上真应变小于 a' 点时发生的相变行为, 表明其形变初期孕育期非常短, 相变第一阶段即在原奥氏体晶界上形核的过程发展得最快 (图 2a), 在实验精度误差允许范围内, 第一阶段完成的真应变可能处于 0.05—0.11 之间. 由于 A 钢中 C, Mn 等合金元素含量相对较低, 过冷度较大, 较小的形变就能促使所有奥氏体晶界快速形核并使相变向奥氏体内部推进. 而 Mn 元素易偏聚在奥氏体晶界, 含量越高, 奥氏体界面能越低, 必须加大应变使奥氏体界面的畸变满足相变形核条件, 导致

B 钢与 C 钢相变第一阶段随 Mn 含量提高而变长, 如图 6 所示 B 钢和 C 钢曲线上 b' 点和 c' 点对应真应变分别为 0.36 和 0.51, 曲线斜率也随之变小. 同时形变强化相变是扩散性相变, 需要一定时间, 特别是涉及到如 Mn 这样的代位原子的扩散时, 要发生 Mn 在铁素体和奥氏体相间的重新分配, 并建立局部平衡, 这就取决于 Mn 在奥氏体相中的扩散, 较高 Mn 含量条件下的转变速度是较低的, 变形促进了这一扩散过程的进行. 只有加大形变, 为 Mn 含量较高的 B 钢, 特别是 C 钢中 Mn 原子扩散提供更大形变驱动力和更充分的时间, 相变才得以持续进行. 因此随 Mn 含量提高, B 钢和 C 钢第二阶段开始和完成所需的真应变分别从 0.36 增大到 0.51 和从 1.11 增

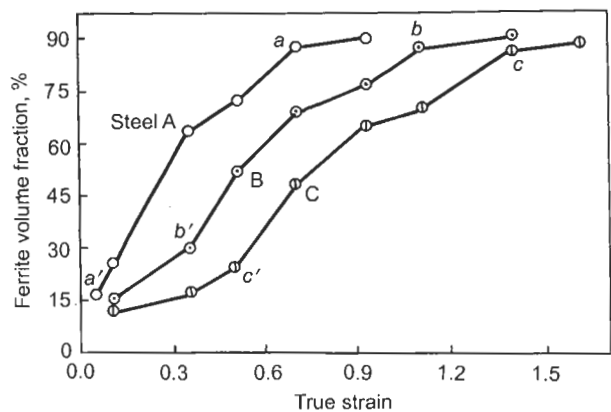


图 6 A, B, C 钢过冷奥氏体在 760 °C, 形变速率为 1 s^{-1} 变形时铁素体转变量与真应变之间关系

Fig.6 Ferrite transformation volume vs true strain curves for the tested steels during deformation at 760 °C, strain rate of 1 s^{-1} (each curve divided three stages and a' , a ; b' , b ; c' , c corresponding to the dividing points, respectively)

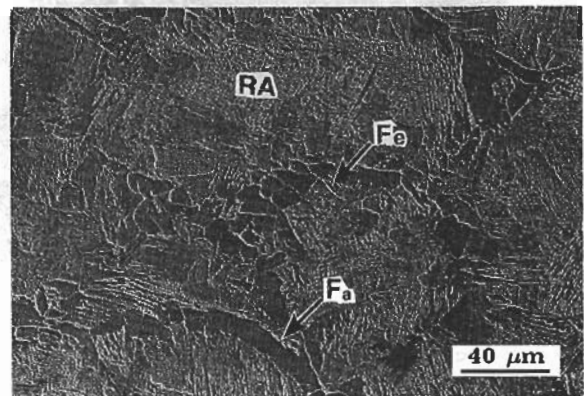


图 7 A 钢在真应变为 0.05, 应变速率为 1 s^{-1} 变形时的 SEM 形貌

Fig.7 SEM micrograph of steel A after deformation at 760 °C and strain rate of 1 s^{-1} , showing equiaxed ferrite grains nucleated at triple-points of prior austenite grains at the true strain of 0.05 (F_e and F_a : equiaxed and anisotropic ferrite grains respectively)

大到 1.40, 应变量跨度分别为 0.75, 0.89, 对应图 6 中 $b'b$ 段和 $c'c$ 段, 曲线斜率随 Mn 含量提高而变小, 表明转变过程的减缓, A, B, C 三种钢第一阶段和第二阶段总真应变分别为 0.70, 1.11 和 1.40. 可见, 上述 A, B, C 三种钢转变动力学三个阶段随 Mn 含量增加相应延缓, 整个过程所需时间延长, 应变提高, 形变强化相变进行相对比较困难, 最终相变完成所需的真应变随 Mn 含量增加而加大.

4 结论

(1) Mn 延迟低碳钢形变强化相变的进行, 其含量增加, 完成相变所需总应变相应提高.

(2) 低碳钢形变强化铁素体转变动力学可近似分为三个阶段. 随 Mn 含量增加, 各个阶段及整个过程所需时间延长, 应变提高.

(3) 通过形变强化相变, 不同 Mn 含量的三种钢可获得平均晶粒截径分别为 3.57 ± 1.6 , 2 ± 1.05 和 $2.29 \pm 1.02 \mu\text{m}$ 的微细等轴铁素体晶粒以及第二组织弥散分布的复相组织.

参考文献

[1] Yang W Y, Hu A M, Qi J J, Sun Z Q. *Chin J Mater Res*,

2001;15: 171

(杨王玥, 胡安民, 齐俊杰, 孙祖庆. 材料研究学报, 2001; 15: 171)

[2] Chiaki O, Tomoyoshi O, Takuzo I and Yasuhi U. *Trans ISIJ*, 1980; 20: 833

[3] Tamura I, Sekine H, Tanaka T, Ouchi C. Trans by Wang G D, Liu Z Y, Xiong S W. *Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels*. Beijing: Metallurgy Industry Press. 1992: 89

(Tamura I, Sekine H, Tanaka T 著. 王国栋, 刘振宇, 熊尚武译. 高强度低合金钢的控制轧制与控制冷却. 北京: 冶金工业出版社. 1992: 89)

[4] Yang W Y, Hu A M, Sun Z Q. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 1055

(杨王玥, 胡安民, 孙祖庆. 金属学报, 2000; 36: 1055)

[5] Qi J J. *PhD Thesis*, Univ Sci Technol Beijing, Beijing, 2002

(齐俊杰. 北京科技大学博士学位论文. 2002)

[6] Aaronson H I. *The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline*. London: Institute of Metals, 1969: 2790

[7] Liu Y Q. *Heat Treatment of Steel*. Beijing: Metallurgy Industry Press. 1983: 42

(刘永铨. 钢的热处理. 北京: 冶金工业出版社. 1983: 42)

[8] Qi J J, Yang W Y, Sun Z Q. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 897

(齐俊杰, 杨王玥, 孙祖庆. 金属学报, 2002; 38: 897)