

形变温度对 Q235 碳素钢应变诱导相变的影响*

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 研究了热模拟单回压缩条件下形变温度对 Q235 碳素钢应变诱导相变过程组织变化的影响。结果表明, 铁素体可在 A_3 以上较高的温度上因形变而存在。大应变下该钢不存在单纯的形变奥氏体状态。随形变温度的降低, 组织变化的规律为由奥氏体的动态再结晶为下, 过渡到奥氏体动态再结晶与铁素体的诱导析出同时进行, 再过渡为铁素体的析出与铁素体的动态再结晶相继进行的过程。碳素钢热加工过程在微观上实质是动态复合转变过程。奥氏体的动态再结晶影响了铁素体的形态、分布与细化效果。高温形变后的保温导致铁素体向奥氏体的逆转变。

关键词 碳素钢 应变诱导相变 动态再结晶

中图分类号 TG142.31, TG113.12 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2001)06-0601-08

INFLUENCE OF DEFORMING TEMPERATURES ON THE STRAIN INDUCED TRANSFORMATION IN Q235 PLAIN CARBON STEEL

YANG Ping¹⁾, FU Yunyi¹⁾, CUI Feng'e¹⁾, SUN Zuying²⁾

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 influence of deforming temperature on ferrite transformation with the emphasis on the temperature range of above A_3 was followed in thermal simulating tests of Q235 plain carbon steel. Results reveal that ferrite could be induced by strain at higher temperature above A_3 . At heavy strain no single state of deformed austenite was observed in this steel. As deforming temperature decreased, a transition of austenite dynamic recrystallization as dominant process to the concurrent process of austenite dynamic recrystallization and ferrite formation was detected and then strain induced ferrite transformation followed by ferrite dynamic recrystallization was observed. In plain carbon steel thermal mechanical processing should be characterized basically in microscale as dynamic combined transformation. Austenite dynamic recrystallization affected ferrite morphology, distribution and its refinement. Holding after deformation at above A_3 led to an inverse transformation of ferrite to austenite.

KEY WORDS plain carbon steel, strain induced transformation, dynamic recrystallization

碳素钢奥氏体再结晶温度很低, 而形变可使铁素体的形成温度明显提高。这样, 应存在一个温度范围, 在这个温度区间, 奥氏体的再结晶会和铁素体的析出同时出现并相互作用 (这也是碳素钢应变诱导相变与微合金化钢应变诱导相变的主要差异)。因两者的出现都会释放应变能,

一方的出现会削弱另一方, 因而组织变化较为复杂。搞清奥氏体的再结晶和铁素体析出的交互作用不仅有重要的理论意义, 同时对实现铁素体超细化的工艺制定有重要的应用价值。在理论上, 如同电场与磁场会对奥氏体向铁素体的转变、相图中相区的位置和铁素体晶粒细化有影响一样, 应变也同样会对奥氏体向铁素体的转变、相图中 A_3/A_1 点的位置及铁素体晶粒细化有明显作用。因而值得进行细致的研究。已经证实, 在大冷速、高应变速率, 大应变下, 稍高于 A_{c3} 的形变可使铁素体超细化^[1-6], 但目前尚难以估算出铁素体动态形成时的过冷度和相变驱动力。在工

* 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

业应用方面,普通低碳钢的终轧温度一般在 A_3 以上. 这时的组织变化被认为是奥氏体的形变再结晶过程,不会出现铁素体,并且道次之间存在不同的间隔时间,组织会发生怎样的变化是不很清楚的. 若应变量及应变速率较大,还可能使应变过程中产生的铁素体在道次之间逆转变为奥氏体^[1,4]. 本研究考察了较大的温度范围下形变对碳素钢中奥氏体向铁素体转变的影响.

1 实验方法

所用材料为工业 Q235 碳素钢,成分为 C 0.16, Si 0.20, Mn 0.61, S 0.023, P 0.019, O 0.019 和 N 0.0045. 在 Gleeble1500 热模拟机上进行单向压缩实验. 样品尺寸为直径 8 mm × 15 mm 或直径 6 mm × 12 mm. 形变后立即淬火以固定高温组织. 热电偶测定表明,采用人工浇水的方式,从形变完毕的信号发出到开始浇水有 0.5 s 的间隔,浇水可使试样表面热电偶处在 0.5 s 冷到室温. 但碳素钢淬透性差,淬火后组织观察表明,一些铁素体为魏氏组织形态(针状),应是冷速不足引起. 此现象在铁素体量较低时较明显. 因此判别高温形变时是否出现铁素体不考虑这种形态的铁素体. 另外,在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偏高. 所分析的组织为试样中心部位最大应变处. 热膨胀法测出以 5 °C/s 加热及冷却时的 A_{c3} 点及 A_{r3} 点分别为 870 和 780 °C. 由此估算 A_3 为 $(870+780)/2=825$ °C. 通过苦味酸浸蚀显示奥氏体晶粒的轮廓,通过硝酸酒精浸蚀显示铁素体的形态,使用扫描电镜观察高倍下铁素体的形态.

2 实验结果及分析

2.1 不同温度下的形变组织

图 1 给出不同温度形变后的淬火组织. 图 1a—f 为苦味酸浸蚀后的组织,以显示奥氏体再结晶的特点;图 1g—i 为硝酸酒精浸蚀后扫描电镜下的组织,以显示铁素体的形态. 高于 900 °C 形变时,将试样直接加热到形变温度;低于 900 °C 形变时,先加热到 900 °C,保温 240 s 后以不同冷速冷至形变温度. 形变温度越低,冷速越高,以保证在稍高于 A_{r3} 形变.

从图 1a—f 中看出,高温形变时组织变化以奥氏体的动态再结晶为主,苦味酸浸蚀后清楚地显示等轴状奥氏体. 应力—应变曲线(图 2a)也显示了奥氏体动态再结晶的特征. 形变温度降到 820 °C 时,仍能观察到少量等轴奥氏体(图 1f). 另一方面,在奥氏体再结晶的同时,可看到析出的铁素体. 在 980、960 °C 形变淬火的试样中仍有少量的铁素体出现,可能主要是淬火过程中形成的(但一般淬火过程中产生的铁素体为魏氏针状形态). 比较保守地估计,铁素体至少可在 940 °C 因形变而存在(图 1h,i 中的等轴铁素体). 这说明应力作用下的奥氏体向铁素体转变

点 $A_{s,d}$ 可达 940 °C. $\epsilon=1$ 的应变可使相变点提高 $940-825=115$ °C. 而在 900 °C 加热,以 15 °C/s 冷却的样品的 A_{r3} 为 760 °C (膨胀仪测出的相变点),故无形变时,过冷度约为 $825-760=65$ °C; 770 °C 形变产生的铁素体所经历的过冷度可近似估算为 $940-770=170$ °C. 可见,应变比单纯快冷的作用大的多. 由于高温形变伴随奥氏体的动态再结晶而减小奥氏体中的应变能,因而即使找到铁素体刚析出的温度,该温度仍应低于低温形变对应的真正过冷度. 由于奥氏体动态再结晶的出现,难以通过实验直接测过冷度而推算相变驱动力. 但定性地从热力学的角度解释了应变诱导相变时驱动力的大幅度增加,即有利于铁素体晶粒细化的作用. 当然,这种估算是很粗糙的.

图 2b 给出不同温度下应变量与铁素体转变量的关系. 可见,随形变温度的降低,铁素体转变量加大. 900 °C 下,因奥氏体的动态再结晶,铁素体的转变量只有在 $\epsilon=1$ 以后才有明显的增加. 图 3 给出奥氏体亚稳条件下形变后的组织. 随形变温度的降低,铁素体的转变量加大. 800 °C 时未转变区域仍为等轴状,说明奥氏体仍能再结晶. 这时铁素体分布很均匀,即使 $\epsilon=2$ 也没有形变的特征^[7]. 所以,奥氏体再结晶的作用是双重的,一方面使铁素体转变量降低和形态变异;另一方面使铁素体均匀分布,不产生形变的痕迹. 高温时,前者占主要作用,低温时后者起主要作用. 低于 800 °C 后(图 3b,c),未转变的奥氏体为形变长条形,说明奥氏体在这些温度不能再结晶. 由于大应变下铁素体可在很高的温度出现,不存在单纯的形变奥氏体状态,这是碳素钢与微合金化钢明显的区别. 800—820 °C 是组织变化的过渡温度. 高温下,奥氏体的动态再结晶并没有完全抑制铁素体的析出. 铁素体的出现可能与奥氏体反复再结晶造成的大量界面相关. 低温下与奥氏体晶界处的大应变而造成高的形核率有关.

2.2 不同形变量下的组织

图 4,5 给出 900, 800 °C 下不同应变量形变后的淬火组织. 以进行比较,可看出存在明显差异: 900 °C 下, $\epsilon=0.3$ 时已可观察到少量的等轴铁素体,但尺寸较大. A_3 温度以上形变诱导出的铁素体的分布及尺寸不同于低温下铁素体沿形变奥氏体晶界或形变带分布的特征(见图 3b,c, 图 4). 原因是奥氏体发生动态再结晶,从而改变了铁素体的尺寸、形貌及分布方式(不排除有淬火时冷速不够的影响). 在铁素体转变完成之前,奥氏体内部靠近铁素体处可观察到一些等轴区域,可能是奥氏体的动态再结晶的结果. 这些区域含碳高于平均成分,可能处于不均匀应变的高应变区. 在铁素体明显增多之前,铁素体总是在奥氏体晶界排列. 奥氏体内部出现的动态再结晶为多处形核(图 4a,c),破坏了形变带形成的条件. 另一方面,奥氏体动态再结晶使得形成的铁素体区域不出现形变痕迹. $\epsilon=1.6$ 时才使铁素体转变量达 70%. 这应是奥氏体的再结晶推迟



图 1 不同温度下的形变组织 ($\dot{\epsilon}=2 \text{ s}^{-1}$); (a)—(f) 苦味酸浸蚀

Fig.1 Water quenched microstructures of plain carbon steel Q235 after deformation at different temperatures ((a)—(f) optical structure etched in picric acid; (g) and (h) SEM images)

(a) 980 °C, $\epsilon=1$ (b) 960 °C, $\epsilon=1$ (c) 900 °C, $\epsilon=1$ (d) 860 °C, $\epsilon=0.5$ (e) 840 °C, $\epsilon=0.5$
 (f) 820 °C, $\epsilon=0.5$ (g) 980 °C, $\epsilon=1$ (h) 940 °C, $\epsilon=1$ (i) 860 °C, $\epsilon=1.6$

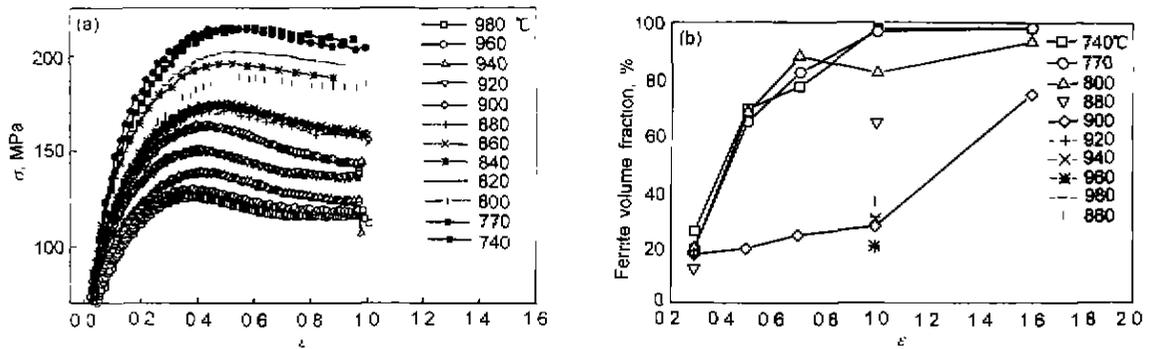


图2 形变温度对 σ - ϵ 曲线及铁素体转变量的影响
 Fig.2 σ - ϵ curves (a) and ferrite volume fraction F - ϵ curves (b) at different deforming temperatures

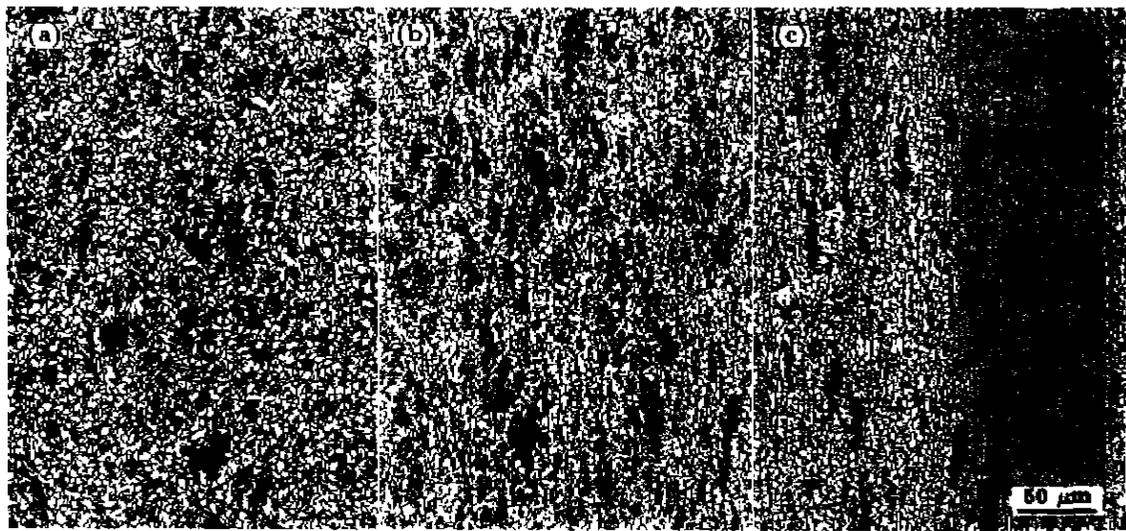


图3 Q235 钢低温形变组织 ($\epsilon=0.7$)
 Fig.3 Microstructures of steel Q235 at low deforming temperatures, $\epsilon=0.7$
 (a) deformed at 800 C (b) deformed at 770 C (c) deformed at 740 C

铁素体的应变诱导析出的缘故, 因为 800 C 以下, $\epsilon=1$ 时铁素体基本转变完毕 (图 5d), 说明这时应变诱导产生铁素体的作用大于奥氏体的动态再结晶释放应变能的作用. 铁素体的出现使奥氏体量减少, 奥氏体的再结晶从释放应变能的角度虽不利于铁素体的形成, 但反复出现的新界面有利于铁素体的形成. 900 C, $\epsilon=1.6$ 时, 铁素体的平均尺寸约为 4.82 μm . 这时的形变抗力 (约为 160 MPa) 是 740 C 下形变抗力 (~ 220 MPa) 的 74%.

800 C 下, 应变诱导相变过程中铁素体的尺寸及形态基本不受奥氏体的影响, 应变量的进一步加大还会造成铁素体的动态再结晶 (图 5e). 铁素体的形态基本始终保持等轴状, 应变 1 时铁素体转变基本完毕. 所以, 因奥氏体动态再结晶与铁素体析出的能力不同而有不同的组织

演变规律.

有迹象表明, 大应变的淬火组织中存在 (离异) 珠光体, 这说明应变也会使 A_1 点提高, 但提高的效果不明显, 详细内容将另文讨论. 图 5f 给出两温度下铁素体晶粒尺寸分布, 可见, 高温下的铁素体晶粒尺寸不均匀.

综上所述并结合文献 [7] 中的数据可将形变温度对铁素体转变的影响用示意图 6 表示. A_{3d} 为应变作用下铁素体析出的最高温度. A_{3d} 及应变作用下铁素体的转变线主要受应变量和应变速率的影响. A_3 以下, 随形变温度的提高, 应变促进或加速转变的效果加强, 而铁素体晶粒细化的效果变差, 此过程可称之为应变强化相变 (strain enhanced transformation)^[8], 以区别于 A_3 - A_{3d} 之间的应变使铁素体由不能出现 (热力学不可能) 到可以出现

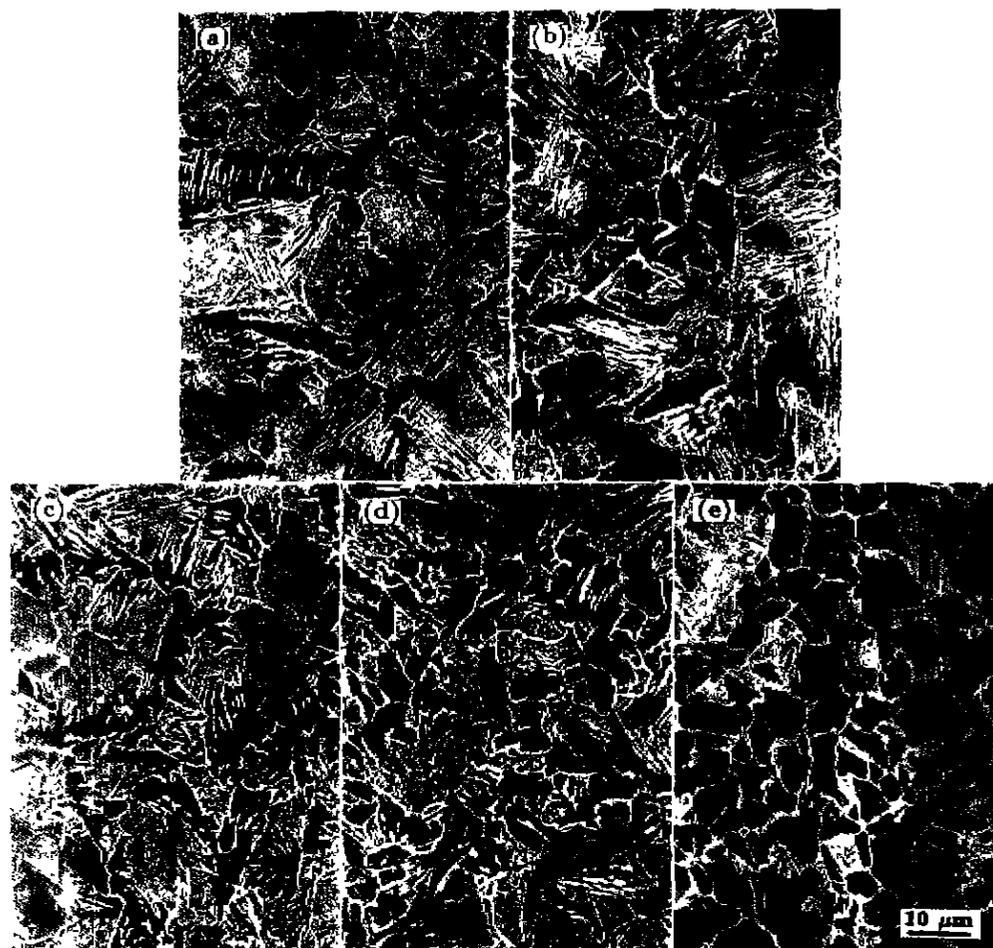


图 4 900 °C 不同应变量下的淬火组织

Fig.4 Microstructures of steel Q235 deformed at 900 °C and then water quenched
(a) $\epsilon=0.3$ (b) $\epsilon=0.5$ (c) $\epsilon=0.7$ (d) $\epsilon=1.0$ (e) $\epsilon=1.6$

(但是亚稳)的应变诱导相变 (strain induced transformation) 过程. 奥氏体动态再结晶的出现使铁素体的转变线不仅推迟, 变化规律也可能完全不同. 这需要大量的实验加以确定. 碳素钢在热加工过程中内部发生的并不单是应变诱导相变, 而是进行了多种转变, 可称之为动态复合转变 (dynamic combined transformation), 其特点是相变、再结晶在应变的过程中进行, 因而区别于 Hornbogen^[9]提出的复合反应 (combined reaction, 实质是复合转变, 即形变与相变、再结晶分开进行, 只出现静态再结晶).

2.3 形变后不同保温时间的组织变化

由于工业生产中, 碳素钢的轧制过程是多道次进行, 由高温到低温逐渐完成的, 因此有必要考察道次间停留过程中的组织变化. 本实验分别在 880 和 900 °C 下考察了形变及随后的保温对铁素体转变量及组织的变化 (保温后

水淬. 770 °C 不同应变后的保温组织见文献 [10]). 图 7 示出 900 °C 时的情况, 表明:

(1) 随着时间的延长, 铁素体的相对量在减少, 说明出现铁素体向奥氏体的逆转变, 并且转变几乎在形变一终止就开始 (在一形变后保温 0.5 s 再水淬的样品中也能观察到铁素体在减少).

逆转变的原因是形变诱导出大量铁素体, 但此时的铁素体是亚稳的, 随奥氏体中储存能的释放 (回复或静态再结晶), $A_{3.1}$ 点将下降, 铁素体转变为奥氏体. 虽然铁素体转变量较大, 但不可能为 100%. 残留的奥氏体中应变能释放的速度决定了逆转变的速度. 保温 180 s 的组织 (图 7e) 中仍有少量非针状铁素体, 虽不能排除它们是淬火时产生的, 但也很难想象, 细小等轴状的应变诱导铁素体 (图 7a) 在奥氏体再结晶的干扰下形态不发生一点变异就逆转变成为奥氏体.

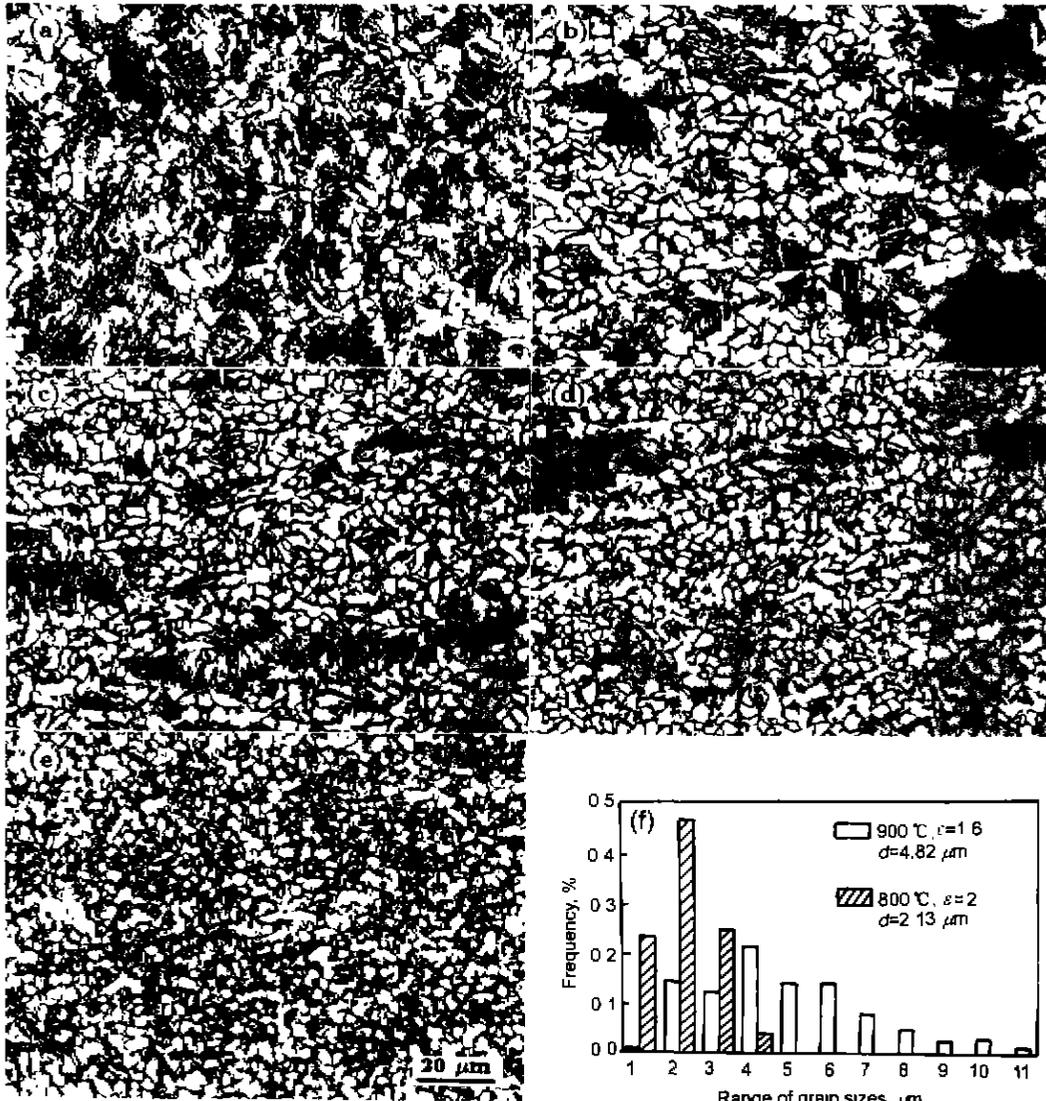


图 5 800 °C 形变时的组织变化

Fig.5 Microstructure evolution of steel Q235 during straining at 800 °C

(a) $\epsilon=0.3$, (b) $\epsilon=0.5$, (c) $\epsilon=0.7$, (d) $\epsilon=1$, (e) $\epsilon=2$, (f) influence of deforming temperature on grain size distribution

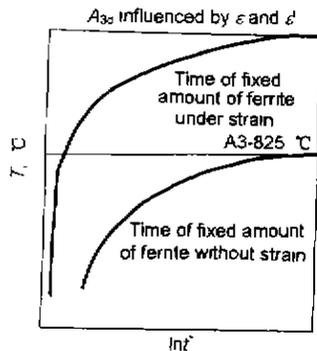


图 6 形变温度对铁素体转变影响的示意图

Fig.6 Schematic of the influence of deforming temperature on ferrite transformation

图 7f 给出铁素体相对量随时间的变化 (尽管有较大的误差), 说明 2 s 后铁素体已转变为少数相, 对随后的组织影响变小. 另外应强调, 因前面发生了逆转变, 最后得到的空冷组织中的铁素体无论粗细都与前面形变没有直接的关系. 实验中没有观察到应变后保温过程中, 铁素体先增多后减少的现象 [1,4].

(2) 低温形变后保温过程中的组织变化与高温不同, 见图 8(800 °C 等温 480 s, 形变后保温不同时间的组织). 这时, 平衡态为铁素体 + 奥氏体两相组织. 等温 120 s 基本得到所预料的组织, 这时的逆转变是铁素体晶粒的溶解和聚集长大的过程, 而不是 900 °C 保温时以铁素体的溶解为主的组织变化规律.

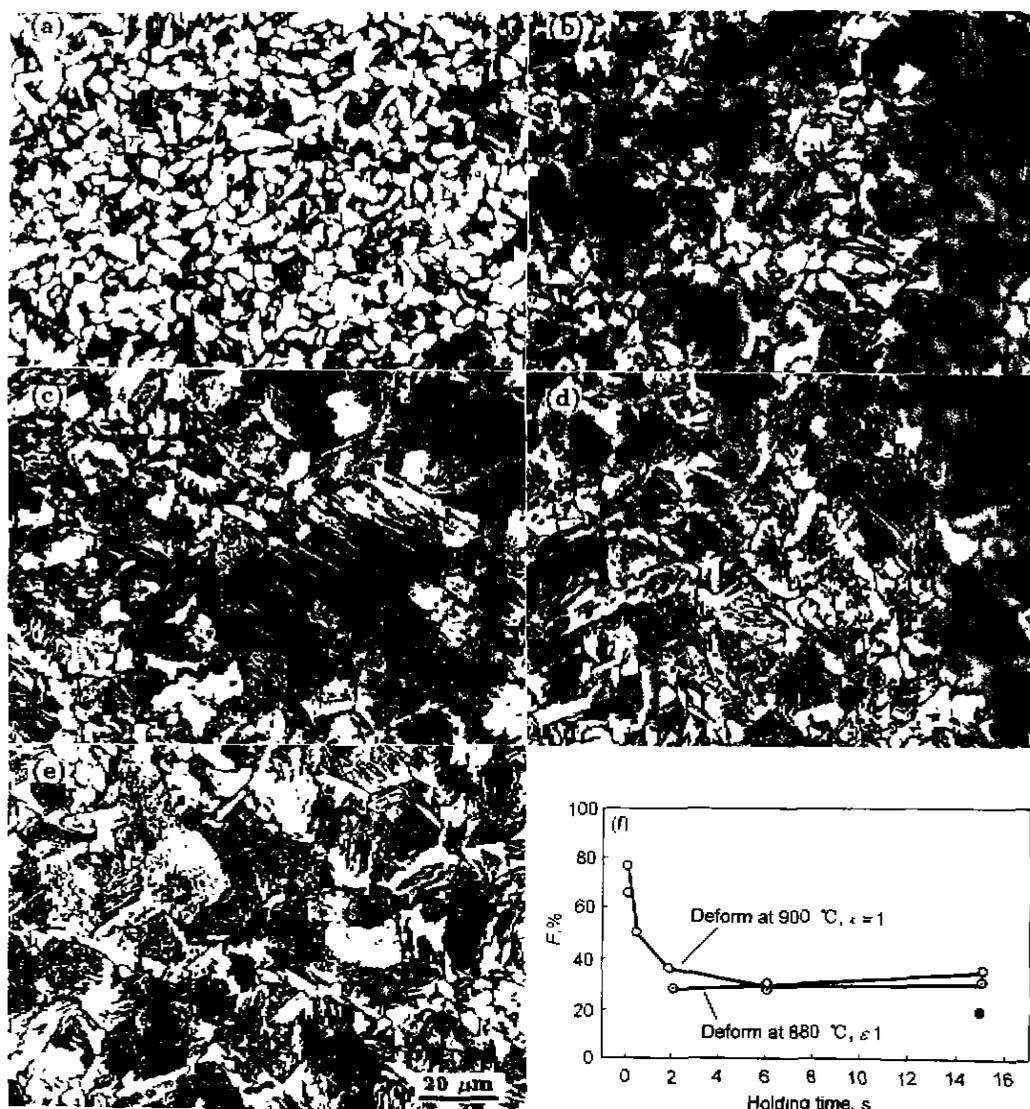


图 7 900 °C 形变后不同保温时间的组织变化

Fig.7 Microstructures at different holding times after deforming at 900 °C
(a) 0 s (b) 2 s (c) 6 s (d) 15 s (e) 180 s (f) ferrite volume fraction F vs holding time

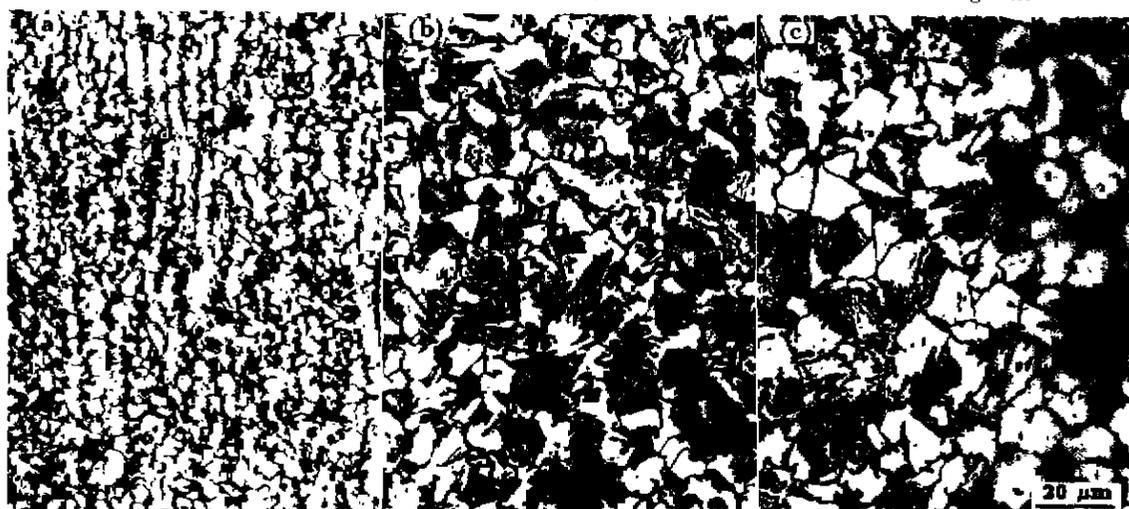


图 8 经 800 °C 等温 480 s 形变、再经不同时间保温、水淬后的组织

Fig.8 Microstructures at different holding times after deforming at 800 °C and then water quenched
(a) 0 s (b) 30 s (c) 120 s

3 结论

(1) 形变诱导铁素体可在 A_3 以上较高的温度范围因应变而存在, 说明低温形变时, 奥氏体的过冷度因形变而明显提高, 应变造成的过冷比加速冷却造成的过冷的效果大得多. 这从热力学上定性解释了在高形核率下铁素体晶粒细化的原因.

(2) A_3 以上较大应变下碳素钢中难以得到单一的形变奥氏体组织, 而是因应变诱导铁素体相变和奥氏体动态再结晶交互作用而导致的铁素体 + 奥氏体混合组织, 本质是动态复合转变过程. 这与微合金化钢不同, 900 °C 下, 奥氏体的动态再结晶虽然能推迟铁素体的析出, 但大应变时不能抵消对铁素体的诱导析出作用.

(3) 随形变温度的降低, 组织变化的规律表现为由奥氏体的动态再结晶为主, 过渡到奥氏体动态再结晶与铁素体的诱导析出同时进行, 再过渡为铁素体的析出与铁素体的动态再结晶相继进行的过程. 奥氏体的动态再结晶影响了铁素体的形态与细化效果. 在本实验条件下 Q235 碳素钢的奥氏体再结晶温度约在 800—820 °C.

(4) 高温形变后的保温导致铁素体向奥氏体的逆转变, 该过程进行的很快.

参考文献

- [1] Matsumura Y, Yada H. *Trans ISIJ*, 1987; 27: 492
- [2] Hodgson P D, Hickson M R, Gibbs R K. *Mat Sci Forum*, 1998; 284-286: 63
- [3] Torizuka S, Umezawa O, Tsuzaki K, Nagai K. *Mat Sci Forum*, 1998; 284-286: 225
- [4] Lee S, Kwon D, Lee Y K, Kwon O. *Metall Mater Trans*, 1995; 26A: 1093
- [5] Yang W Y, Hu A M, Qi J J, Sun Z Q. *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 Y, Hu A M, Sun Z Q. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 105
(杨王玥, 胡安民, 孙祖庆, 金属学报, 2000; 26: 1055)
- [7] 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)
- [8] Sun Z Q, Yang W Y, Hu A, Yang P. In: Liu G Q, Wang F M, Wang Z B, Zhang H T eds., *The 4th inter. conference on HSLA Steels*, Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000: 119
- [9] Hornbogen E. *Metall Trans*, 1979; 10A: 947
- [10] 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)