

低碳钢先共析铁素体和形变诱导铁素体的相变机制、组织和性能

王倩^{1,2} 杨忠民² 吴庆辉^{1,2} 吴春京¹

(1 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083; 2 钢铁研究总院结构材料研究所, 北京 100081)

摘要 通过 Gleeble 1500 热模拟机对 Q235 钢加热至 950 °C 5 min, 1 °C/s 冷至 855 °C 30 s, 以应变速率 15 s⁻¹, 进行 80% 压缩, 淬火, 获得形变诱导铁素体组织, 并用 950 °C 5 min, 炉冷获得先共析铁素体组织。试验结果表明, 形变诱导铁素体晶粒尺寸 ≤ 5 μm, 平均 HV229.55, 抗拉强度 809 MPa; 先共析铁素体晶粒尺寸 10 ~ 20 μm, 晶粒不均匀, 平均 HV210.28, 抗拉强度 736 MPa。文中分析了形变诱导铁素体和先共析铁素体相变热力学和动力学机制。

关键词 低碳钢 形变诱导铁素体 先共析铁素体 相变 组织

Phase Transformation Mechanism, Structure and Property of Pro-eutectoid Ferrite and Deformation Induced Ferrite of Low Carbon Steel

Wang Qian^{1,2}, Yang Zhongmin², Wu Qinghui^{1,2} and Wu Chunjing¹

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083;
2 Institute for Structure Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

Abstract The deformation induced ferrite structure of Q235 steel was got with heating at 950 °C for 5 min, 1 °C/s cooling to 855 °C for 30 s and reduced 80% at strain rate 15 s⁻¹, then quenching by Gleeble 1500 thermal simulation machine, and the pro-eutectoid ferrite structure of the steel was got by heating at 950 °C for 5 min, furnace cooling. Test results showed that the grain size of deformation induced ferrite was ≤ 5 μm, average HV value 229.55, tensile strength 809 MPa, while the grain size of pro-eutectoid ferrite was 10 ~ 20 μm grain un-uniform, average HV value 210.28, tensile strength 736 MPa. The mechanism of thermodynamics and kinetics of the deformation induced ferrite and pro-eutectoid ferrite are analyzed in this paper.

Material Index Low Carbon Steel, Deformation Induced Ferrite, Pro-eutectoid Ferrite, Phase Transformation, Structure

随着超细晶钢的不断深入开发与研究^[1-7], 在 Ar₃ 以上一定温度区间, 大变形高应变速率产生的铁素体称之为形变诱导(强化)铁素体; 它在组织形态、形成机制等方面不同于一般冷至 Ar₃ 产生的先共析铁素体。Dube 等^[8] 将其形态分为 6 类, 即晶界非整形、魏氏组织侧片、魏氏组织锯齿、晶内整形、晶内魏氏组织片状和块形铁素体。虽然在 Ar₃ 以上变形时产生形变诱导的铁素体, 但在变形后的冷却过程中, 仍会有先共析的铁素体析出, 使二者较难区别; 不同研究者^[5-7] 对两者形成机理、微观机制等认识仍有一定的差异。

1 形变诱导铁素体和先共析铁素体的组织和性能

1.1 组织形态特点

1.1.1 试验材料及工艺方案

将试验用钢锻成 Φ12 mm 圆棒, 950 °C 1 h 正火, 加工成 Φ8 mm × 12 mm 的圆柱形模拟试样, 用 Gleeble 1500 热模拟机进行变形试验。试验方案: (1) 950 °C 5 min, 1 °C/s 冷至 855 °C, 保温 30 s 后单

轴压缩, 压下量 80% (ε = 0.6), 应变速率 15 s⁻¹, 淬火; (2) 950 °C 5 min, 1 °C/s 冷至 855 °C, 保温 30 s, 不压缩, 淬火; (3) 950 °C 5 min, 炉冷至室温。

1.1.2 试验结果及分析

950 °C 奥氏体化, 855 °C 压缩后立即淬火的组织为形变诱导的铁素体和少量马氏体(图 1a); 950 °C 奥氏体化, 855 °C 直接淬火的组织完全为马氏体(图 1b); 950 °C 5 min, 炉冷的组织为先共析铁素体和珠光体(图 1c)。

无变形时试验钢的组织为马氏体(图 1b), 而施加了真应变 ε 为 0.6, 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 为 15 s⁻¹ 的变形后, 组织中出现了铁素体(图 1a), 且晶粒尺寸细小均匀, 近似等轴状晶粒。因变形储能的引入, 增加了奥氏体的自由能, 提高了相变驱动力, 故析出了细小晶粒的铁素体; 杨平等^[9,10] 利用 EBSD 技术对这种变形条件下得到的铁素体进行了微观取向分析, 发现其并非完全随机分布, 而是具有较强的 <111> // ND 的择优取向, 且晶粒间大部分为大角晶界, 晶粒内部位错密度很低。

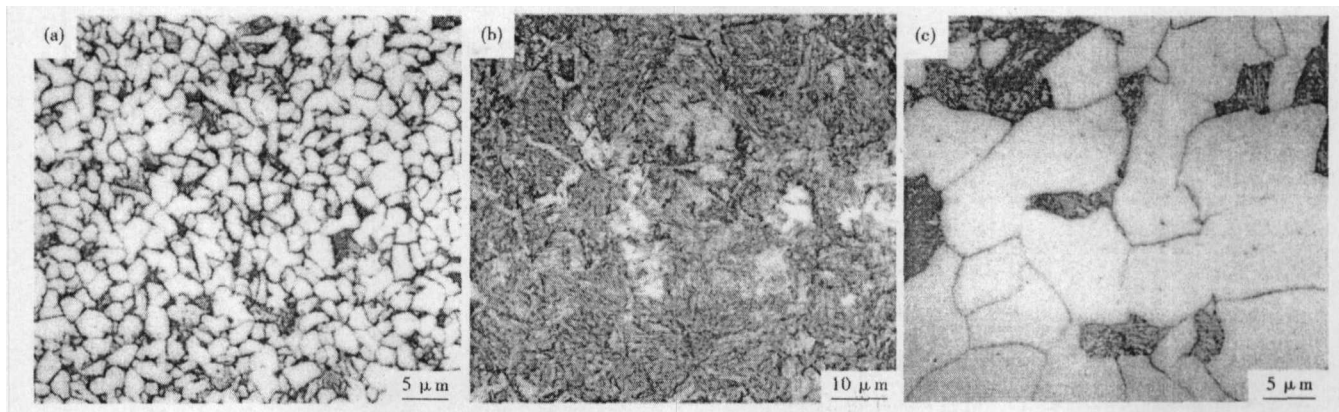


图1 Q235 钢的组织形貌:(a)855 °C, $\varepsilon=0.6$, $\dot{\varepsilon}=15 \text{ s}^{-1}$, 淬火, 形变诱导铁素体 + 马氏体;(b)855 °C, 淬火, 马氏体;(c)950 °C, 炉冷, 先共析铁素体 + 珠光体

Fig. Morphology of structure of Q235 steel: (a) 855 °C, $\varepsilon=0.6$, $\dot{\varepsilon}=15 \text{ s}^{-1}$, quenching, transformation induced ferrite + martensite; (b) 855 °C, quenching, martensite; (c) 950 °C, furnace cooling, pro-eutectoid ferrite + pearlite

对比图1(a)和图1(c)可以看出,过冷形成的先共析铁素体具有近似等轴性和多边形性,晶粒的尺寸较大、分布不均匀。

1.2 性能和应用的差异

对工艺1和3获得的两样品进行显微硬度测量,发现先共析铁素体的平均硬度约为HV210.28,抗拉强度约为736 MPa;诱导铁素体的平均硬度约为HV229.55,抗拉强度约为809 MPa,比先共析铁素体的强度高。这可能是因为诱导铁素体碳浓度过饱和所致,使其强度和硬度高于先共析铁素体。

先共析铁素体和形变诱导的铁素体在组织、性能上存在着各种差异,体现出了形变诱导铁素体较高强度和韧性的优势,并利用此法获得了400 MPa级高强度低合金钢和微合金钢。

2 形变诱导和先共析铁素体相变机制的分析

2.1 相变热力学的区别

2.1.1 先共析铁素体的相变热力学

一般相变的方向应朝体系自由能降低的方向发展,即 $\Delta G < 0$,而对于相变驱动力为体积效应的自由能变化取决于^[11]:

$$\Delta G = -V(\Delta G_V - \Delta G_E) + \Delta G_S \quad (1)$$

式中: ΔG -体系总的自由能变化; ΔG_V -体积自由能变化(又叫化学能); ΔG_E -弹性自由能变化; ΔG_S -新相形成的表面自由能变化。

2.1.2 形变诱导铁素体的相变热力学

当在过冷奥氏体区施加变形时,目前研究者普遍认为是轧制过程中变形储存的变形能转化为相变的一部分驱动力为 ΔG_D ,它最终降低了系统的自由能,于是将式(1)改写为^[11]:

$$\Delta G = -V(\Delta G_V - \Delta G_E) + \Delta G_S - \Delta G_D \quad (2)$$

因 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变发生温度较高, ΔG_E 相可忽略,故形变诱导铁素体相变的驱动力由两部分构成:化学能 ΔG_V 和变形储能 ΔG_D 。

2.2 相变动力学的区别

2.2.1 先共析铁素体的相变动力学

根据相变动力学理论模型,对于形核-长大型相变,相变结束后新相的晶粒尺寸取决于形核率与长大速率大小的比值。

形核率的数学模型为:

$$I_F = \frac{K_1 D_C}{(kT)^{1/2}} \cdot \exp\left[-\frac{K_2}{RT(\Delta G^*)^2}\right] \quad (3)$$

式中: I_F -单位界面上在单位时间内形成的新相晶核数量; k -玻尔兹曼常数; ΔG^* -相变驱动力; D_C -碳在 γ 相中的扩散系数; K_1, K_2 -均为试验拟合常数。

铁素体长大速率的数学模型,一般采用Zener-Hillert公式为:

$$G_F = \frac{D_C}{4r_0} \cdot \frac{(x_C^{\gamma\alpha} - x_C^\gamma)}{x_C^\alpha - x_C^{\alpha\gamma}} \quad (4)$$

式中: x_C^γ -C在原奥氏体中的平均摩尔分数; r_0 -铁素体相成长端的极限曲率半径; $x_C^{\gamma\alpha}, x_C^{\alpha\gamma}$ -分别为C在界面处奥氏体侧、铁素体侧的平衡摩尔分数。

则无变形的过冷奥氏体向铁素体转变的动力学方程为^[12]:

$$X_F(t) = 1 - \exp(-V_F) \quad (5)$$

$$V_F = 2S \int_0^\infty Y dx$$

$$Y = 1 - \exp(Y_e)$$

$$Y_e = \pi I_F \int_0^{t-\tau} [G_F^2(t-\tau) - y^2] d\tau$$

式中: X_F - 铁素体体积分数; V_F - 新相体积分数; S - 形核界面面积; t, τ - 均为时间参量; Y - 实际的截面面积和; Y_0 - 不考虑新相晶粒之间几何重叠的面积和。

2.2.2 形变诱导铁素体相变的动力学

目前研究认为^[5,12-14], 变形使奥氏体晶界面积增加, 同时使相变驱动力因位错密度增值而增大, 最终提高了铁素体的形核率。但是在室温下, 钢的极限位错密度不过 10^{15} 数量级, 位错增值增加的驱动力也不过 50 J/mol 左右, 那么在高温下能达到的位错密度肯定要比此小得多, 即使增加约 50 J/mol 的相变驱动力也不足以大幅度提高形核率。因此, 用位错增值引起的相变驱动力增大解释超细晶的形成原因还有缺欠; 雍岐龙等人^[14]也对位错储能进行了估算, 相变发生所需的能量要高于位错增加的能量。

文献[15]计算了铁素体的长大速率, 结果发现变形或多或少地提高了 G_F , 但变形对长大的促进, 比对成核的促进要小; 同时该文献又通过修正公式(3)中的 K_2 项以使模拟的晶粒尺寸符合实验结果, 但该文献并未给出合适的 λ 值。其修正如下^[15]:

$$K_2' = K_2 \exp(-\lambda \varepsilon) \quad (6)$$

式中: ε - 应变; λ - 可调大小的参数, 通过调整该参数数值来改变 K_2 。

而文献[16]发现单纯的位错增值引起的相变驱动力增加不足以造成晶粒超细化, 因此该文直接对相变驱动力 ΔG^* 进行修正, 同时对形核界面面积

S 进行处理, 以达到提高形核率的目的, 即:

$$\Delta G' = \Delta G^* (1 + \varepsilon)^n \quad (7)$$

$$S_\gamma = 6/d_\gamma q \quad (8)$$

式中: d_γ - 奥氏体晶粒的平均直径; q - 变形前后奥氏体晶粒表面积之比。通过调整参数 n 拟合实验结果, 最后确定 $n = 2$ 较接近。这些修正尚有待研究。

2.3 微观机理的差别

先共析铁素体的形成是由碳原子的长程扩散所控制; 而形变诱导铁素体相变的扩散机理虽然目前仍存在争议, 不过也已逐步形成两大观点: (1) 块状转变机制^[17,18]。这种机制不涉及 C 原子在奥氏体内的长程扩散, 相变仅为 γ/α 界面附近的短程扩散所控制; (2) 是扩散型转变机制^[6,19], 它与先共析铁素体转变机制本质上并无不同, 只是变形产生了各种碳扩散的有利通道, 从而加速了碳在奥氏体内的长程扩散。

3 结论

形变导致位错密度的升高, 材料畸变自由能, 即内能增加, 提高了奥氏体-铁素体的相变驱动力, 诱导了细小的铁素体析出; 但研究发现这部分能量不足以满足相变发生所需的能量, 因此除了提高位错密度增加畸变自由能同时是否对其它因素产生影响而增加了其它自由能, 从本质上揭示形变诱导铁素体相变的根本原因。

参考文献

- 1 Choo W Y, Lee J S, Lee C S, et al. Strain Induced Dynamic Transformation of Austenite to Fine Ferrite and It's Characteristics. CAMP-ISIJ, 2000, 13: 1144
- 2 Hurley P J, Muddle B C, Hodgson P D. Nucleation Sites for Ultrafine Ferrite Produced by Deformation of Austenite during Single-pass Strip Rolling. Metallur Mater Trans A, 2001, 32(6): 1507
- 3 赵河山, 李殿中, 刘朝霞, 等. 低碳钢形变诱导铁素体相中碳原子的扩散与稳定性研究. 金属学报, 2007, 43(3): 286
- 4 陈国安, 杨王玥, 郭守真, 等. 低碳微量铌钢形变过程中动态相变的特点. 材料热处理学报, 2006, 27(6): 89
- 5 翁宇庆. 超细晶粒钢. 北京: 冶金工业出版社, 2003
- 6 齐俊杰, 杨王玥, 孙祖庆, 等. 低碳钢 SS400 形变强化相变组织演变动力学. 金属学报, 2005, 41(6): 605
- 7 杨忠民, 赵燕, 王瑞珍, 等. 形变诱导铁素体的形成机制. 金属学报, 2000, 36(8): 818
- 8 Dube A, Aranson H I, Mehl R F. The Formation of Proeutectoid Ferrite in Plain Carbon Steels. Review Metallurgie, 1958, 55: 201
- 9 杨平, 张栋华, 孙祖庆. Q235 碳素钢超细铁素体在奥氏体的形核. 北京科技大学学报, 2002, 24(2): 211
- 10 杨平, 崔凤娥, 常守海, 等. 低碳钢形变强化相变时铁素体组织类型分析. 材料研究学报, 2003, 17(5): 510
- 11 翁宇庆. 钢铁结构材料的组织细化. 钢铁, 2003, 38(5): 1
- 12 许云波, 王国栋, 刘相华. 低碳钢低温变形 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变行为的预测模型. 金属学报, 2002, 38(10): 1021
- 13 Umemoto M, Hiramatsu A, Moriya A, et al. Computer Modeling of Phase Transformation From Work-Hardened Austenite. ISIJ International, 1992, 32(3): 306
- 14 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006
- 15 许云波, 王国栋, 刘相华. 奥氏体低温变形相变 α -Fe 晶粒尺寸的预测模型. 金属学报, 2002, 38(2): 123
- 16 牟冰, 潘灏, 杨才福, 等. 奥氏体未再结晶区变形对连续冷却时相变影响的预测. 钢铁研究学报, 2002, 14(6): 36
- 17 Yada H, Li C M, Yamagata H. Dynamic $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation during Hot Deformation in Iron-Nickel-Carbon Alloys. ISIJ International, 2000, 40(2): 200
- 18 Tong M M, Zhang Y T, Li D Z, et al. Carbon Diffusion during Deformation Induced Ferrite Transformation in A Low Carbon Steel. Scripta Mater, 2004, 50: 909
- 19 杜林秀, 刘相华, 王国栋. 低碳钢应变诱导铁素体相变研究中的淬火问题. 金属学报, 2002, 38(2): 196

王倩(1979-), 女, 工程师, 2001 年辽宁工业大学毕业, 形变诱导铁素体相变热力学机制的研究。

收稿日期: 2007-12-11