

热变形对高氮奥氏体不锈钢 Mn18Cr18N 组织和显微硬度的影响

徐国富^{1,2} 李晓源² 时捷²

(1 华中科技大学材料科学与工程学院, 武汉 430074; 2 钢铁研究总院特殊钢研究所, 北京 100081)

摘要 试验用 Mn18Cr18N 钢(0.03C, 19.25Cr, 17.96Mn, 0.59N)经 100 kg 加压真空感应炉冶炼, 锻造开坯并轧成 12 mm 板。用 Gleeble 3800 热模拟机研究了温度(750 ~ 1 150 °C)和变形(15% ~ 60%)对 Mn18Cr18N 高氮钢显微硬度和组织的影响, 并得高氮钢的再结晶图。试验结果显示, 处于未再结晶区时高氮钢 Mn18Cr18N 的显微硬度随着变形温度升高缓慢下降, 部分再结晶区时快速下降, 完全再结晶区时又缓慢下降; 在完全再结晶区时, 细晶强化是试验钢主要强化方式, 显微硬度与晶粒尺寸符合 Hall-Petch 经验公式; 在未再结晶区时, 应变强化是主要强化方式; 未再结晶区变形强化效果要明显高于再结晶区。

关键词 高氮奥氏体不锈钢 热变形 显微硬度 再结晶

Effect of Thermal Deformation on Microhardness and Structure of High Nitrogen Austenite Stainless Steel Mn18Cr18N

Xu Guofu^{1,2}, Li Xiaoyuan² and Shi Jie²

(1 School of Material Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074;
2 Institute for Special Steel, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

Abstract The test steel Mn18Cr18N (0.03C, 19.25Cr, 17.96Mn, 0.59N) is melted by an 100 kg pressured vacuum induction furnace, forged breakdown and rolled to 12mm plate. With using Gleeble 3800 thermal simulation machine the effect of temperature (750 ~ 1 150 °C) and deformation (15% ~ 60%) on microhardness and structure of high nitrogen steel Mn18Cr18N is studied to get a recrystallization diagram of the high nitrogen steel. Test results show that in non-crystallization region with increasing temperature at definite strain, the microhardness of high nitrogen steel Mn18Cr18N decreases slowly, but decreases quickly in part-recrystallization region, finally again decreases slowly in complete recrystallization region; in complete recrystallization region the main strengthening mechanism is grain refining strengthening and the microhardness value and average grain size are in accordance with Hall-Petch experienced formula; in non-recrystallization region the strain strengthening is major strengthening mechanism; and the effect of strain strengthening in non-crystallization region is higher than that in recrystallization region.

Material Index High Nitrogen Austenite Stainless Steel, Thermal Deformation, Microhardness, Recrystallization

高氮奥氏体不锈钢强化方式为:(1)氮原子的固溶强化。氮原子比碳原子具有更好的固溶强化效果,可有效提高强度^[1-3]。(2)细晶强化。高氮奥氏体钢在热加工过程中,通过再结晶区控制轧制可获得细晶强化^[4-5]。(3)位错强化和孪晶强化。形变强化是高氮奥氏体钢获得强度的主要方式,其本质是位错强化^[6]和孪晶强化^[7-8]。

1 实验材料和方法

实验用钢为容量 100 kg 的加压真空感应炉冶炼的 Mn18Cr18N 钢(0.03C-19.25Cr-17.96Mn-0.59N),经锻造开坯后得到(mm)200 × 230 × 260 钢坯,1 150 °C 钢坯轧制成 12 mm 厚钢板,热变形试样 Φ8 mm × 12 mm。热变形试验在 Gleeble 3800 型热模拟试验机上进行。试样以 50 °C/s 加热到 1 150 °C,保温 4 min,然后以 5 °C/s 降至不同变形温度,保温 2 s 后进行压缩试验,水冷。变形温度分别为

750, 800, 850, 900, 950, 1 000, 1 050, 1 100, 1 150 °C, 每个温度压缩变形量分别为 15%, 30%, 60%。

为了研究显示晶粒,变形后试样在 650 °C 时效 1 h。利用 FM-300 显微硬度仪测量显微硬度,加载载荷为 200 g,每个试样测 20 点,结果取平均值。

2 热变形对 Mn18Cr18N 钢硬度和组织的影响

充分固溶后实验钢的显微硬度为 259 HV。不同温度热变形后的实验钢硬度高于固溶状态,其硬度增量来源于细晶、位错、孪晶等强化方式。图 1(a)中显示了热变形参数与显微硬度增量的关系,可见在不同变形量下显微硬度增量呈现不同的变化规律。15% 变形量的试样在 750 ~ 1 050 °C 硬度下降较为缓慢,变形温度超过 1 050 °C 后硬度快速下降;30% 变形量在 750 ~ 950 °C 硬度下降较为缓慢,在 950 ~ 1 050 °C 快速下降,在 1 050 ~ 1 150 °C 又缓慢下降;60% 变形量在 750 ~ 850 °C 缓慢下降,在

850 ~ 1 050 °C 快速下降, 超过 1 050 °C 又缓慢下降。

由图 1(b) 可见, 1 150 °C 固溶 4 min 后的显微组织为等轴晶粒, 晶界未发现析出物, 晶粒内部有少量退火孪晶。

图 2(a₁, b₁, c₁, d₁) 为 15% 变形时实验钢组织形貌, 可见在 750 ~ 1 000 °C, 组织均为等轴奥氏体晶粒; 1 050 °C 时部分三晶粒交界的地方呈锯齿状, 细小的再结晶晶粒开始出现; 1 100 °C 时细小的再结晶晶粒在组织中所占比例显著提高; 1 150 °C 时组织全部为细小等轴的再结晶组织。

图 2(a₂, b₂, c₂, d₂) 为 30% 变形时实验钢组织形貌, 可见在 750 ~ 900 °C, 组织由变形晶粒组成, 晶粒中有部分孪晶; 950 °C 时部分三晶界交叉处出现细小等轴再结晶晶粒; 1 000 °C 时细小的再结晶晶粒所占比例提高, 1 050 °C 全部是再结晶晶粒。

图 2(a₃, b₃, c₃, d₃) 为 60% 变形时实验钢组织形貌, 在 850 °C 以下变形时, 晶粒严重变形, 扁平化特征明显; 900 °C 时部分三晶界交叉处出现一定数目的细小等轴再结晶晶粒; 在 950 °C 时细小的再结晶晶粒所占比例明显提高; 1 000 °C 时组织全部为细小等轴的再结晶组织。

根据上述组织观察结果, 可以得到实验钢再结晶图(图 3a): 开始和完全再结晶温度为: 变形量 15% - 1 050 °C 和 1 150 °C; 30% - 950 °C 和 1 050 °C; 60% - 接近 900 °C 和稍大于 1 000 °C。

3 结果讨论

3.1 未再结晶区的强化

由图 3(b) 可见, 在 900 °C 及以下未再结晶区变形时, 显微硬度开始增加很快, 然后缓慢增加, 增加变形量更有利于显微的增加, 而温度对显微硬度增量的影响相对来说要小得多。在 900 °C 及以下变形

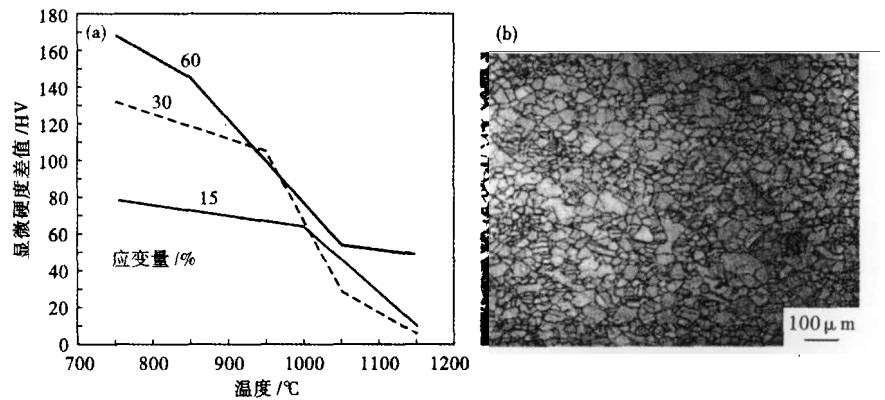


图 1 应变对 Mn18Cr18N 钢显微硬度增量的影响(a); Mn18Cr18N 钢 1 150 °C 4 min 水冷的组织形貌(b)

Fig. 1 (a) Effect of strain on microhardness increment of steel Mn18Cr18N; (b) Morphology of structure of steel Mn18Cr18N solution treated at 1 150 °C for 4 min, water cooling

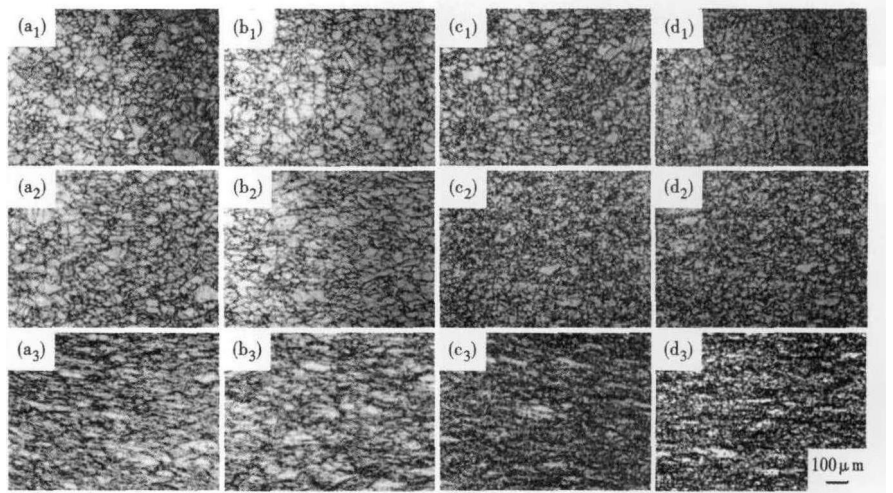


图 2 热变形对高氮钢 Mn18Cr18N 组织的影响: 变形量 15% - (a₁) 1 000 °C; (b₁) 1 050 °C; (c₁) 1 100 °C; (d₁) 1 150 °C; 30% - (a₂) 900 °C; (b₂) 950 °C; (c₂) 1 000 °C; (d₂) 1 050 °C; 60% - (a₃) 850 °C; (b₃) 900 °C; (c₃) 950 °C; (d₃) 1 000 °C

Fig. 2 Effect of thermal deformation on structure of high nitrogen steel Mn18Cr18N, deformation: 15% - (a₁) 1 000 °C; (b₁) 1 050 °C; (c₁) 1 100 °C and (d₁) 1 150 °C; 30% - (a₂) 900 °C; (b₂) 950 °C; (c₂) 1 000 °C and (d₂) 1 050 °C; 60% - (a₃) 850 °C; (b₃) 900 °C; (c₃) 950 °C and (d₃) 1 000 °C

都有形变孪晶, 孪晶通过对位错滑移的阻碍作用提高高氮钢的加工硬化率。高氮钢中氮元素通过改变层错能和使原子部分有序, 改变位错的滑移方式, 应变较小时以平面滑移为主, 应变较大时滑移和孪晶共同参与或者以孪晶强化为主^[6,9]。

3.2 细晶强化

由表 1 可见, 与变形温度相比, 变形量对晶粒细化作用更为明显。60% 变形量的实验钢完全再结晶后, 晶粒可细化至 6.67 μm。描述屈服强度和晶粒尺寸关系的 Hall-Petch 方程 $H = H_0 + kD^{-1/2}$, 可以定量给出细晶强化的作用^[2], 其中 H_0 代表晶粒无限

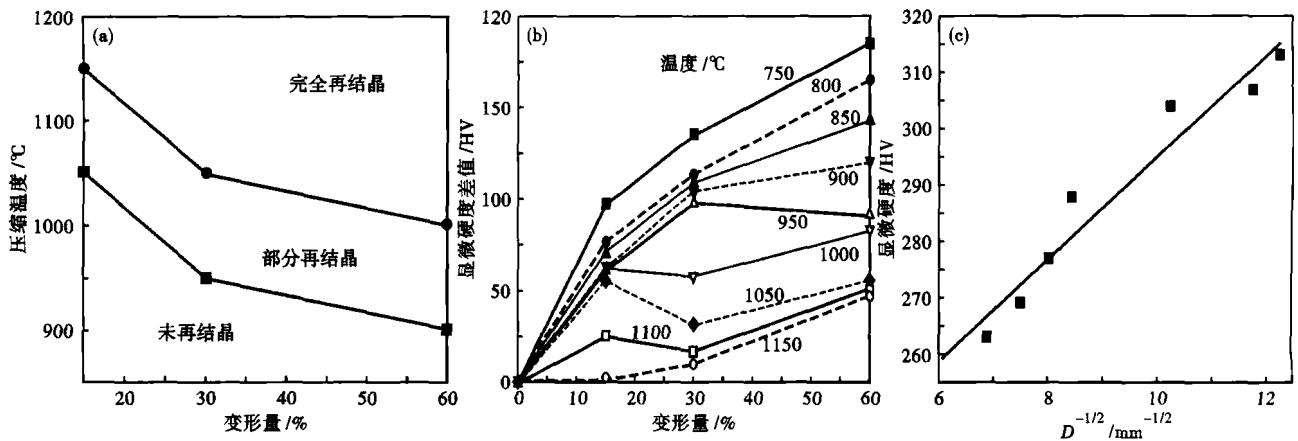


图 3 Mn18Cr18N 钢的再结晶图 (a); 变形量对 Mn18Cr18N 钢显微硬度增量的影响 (b); 平均晶粒尺寸对 Mn18Cr18N 钢显微硬度的影响 (c)

Fig. 3 Recrystallization diagram of steel Mn18Cr18N (a); Effect of strain on microhardness increment of steel Mn18Cr18N (b); Effect of average grain size on microhardness value of steel Mn18Cr18N (c)

表 1 压缩变形参数对 Mn18Cr18N 钢再结晶晶粒尺寸的影响

Table 1 Effect of compression deformation parameters on average recrystallization grain size of steel Mn18Cr18N

变形温度/°C	变形量/%	平均晶粒尺寸/ μm
1 050	15	-
	30	14
	60	6.67
1 100	15	-
	30	15.5
	60	7.23
1 150	15	21
	30	17.7
	60	9.48

大时材料的显微硬度, k 代表了晶界对变形的阻碍作用, D 代表平均晶粒尺寸。图 3(c) 为显微硬度和晶粒尺寸的关系图, 可见两者之间关系符合 Hall-Petch 关系, 得到的线性回归方程为 $H = 213 + 8.27D^{-1/2}$ 。

控轧得到的高氮钢比冷变形后固溶得到的普通奥氏体钢有更高的细晶强化系数 k , 可能的原因是控轧得到的动态再结晶组织仍有较高的位错密度, 而冷却固溶后的晶粒内部位错密度都很低, 也有可能是氮原子有利于平面滑移和孪晶密度的增加, 孪晶界增加了对位错滑移的阻碍作用。

4 结论

(1) 随着变形温度升高, 在未再结晶区时高氮钢显微硬度缓慢下降, 在部分再结晶区快速下降, 在完全再结晶区时再次缓慢下降。

(2) 在完全再结晶区时, 实验钢显微硬度与晶粒尺寸符合 Hall-Petch 经验公式, 可用线性回归方

程 $H = 213 + 8.27D^{-1/2}$ 表示。

(3) 未再结晶区的形变强化效果明显好于再结晶区细晶强化效果。

参考文献

- [1] Ewald Werner. Solid Solution and Grain Size Hardening of Nitrogen-alloyed Austenitic Steels[J]. Materials Science and Engineering A, 1988, 101: 93-98.
- [2] Di Schino A, Kenny J M. Grain Refinement Strengthening of a Microcrystalline High Nitrogen Austenitic Stainless Steel [J]. Materials Letter, 2003, 57: 1830-1834.
- [3] Speidel M O. New Nitrogen-bearing Austenitic Stainless Steels with High Strength and Ductility[J]. Metal Science and Heat Treatment, 2005, 47: 9-13.
- [4] Gavriljuk V G, Berns H, Escher C, et al. Grain Boundary Strengthening in Austenitic Nitrogen Steels[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 271: 14-21.
- [5] Ikegami Yuji, Nemot Rikio. Effect of Thermo-mechanical Treatment on Mechanical Properties of High-nitrogen Containing Cr-Mn-Ni Austenitic Stainless Steels[J]. ISIJ International, 1996, 36(7): 855-861.
- [6] Frechard S, Redjaimia A, Lach E, et al. Mechanical Behaviour of Nitrogen-alloyed Austenitic Stainless Steel Hardened by Warm Rolling [J]. Material Science and Engineering A, 2006, 415: 219-224.
- [7] Karaman I, Sehitoglu H, Maier H J, et al. Competing Mechanisms and Modeling of Deformation in Austenitic Stainless Steel Single Crystals with and Without Nitrogen [J]. Acta Materialia, 2001, 49: 3919-3933.
- [8] Byun T S, Lee E H, Hunn J D. Plastic Deformation in 316LN Stainless Steel-characterization of Deformation Microstructures [J]. Journal of Nuclear Materials, 2003, 321: 29-39.
- [9] Lee T H, Oh C S, Kim S J, et al. Deformation Twinning in High-nitrogen Austenitic Stainless Steel [J]. Acta Materialia, 2007, 55: 3649-3662.

徐国富 (1987-), 男, 硕士, 高氮不锈钢控制轧制。

收稿日期: 2012-11-02