

奥氏体化温度对 Fe-17Mn-0.05C 钢组织和拉伸性能的影响

李 兴, 陈礼清
(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 对一种热轧态高锰减振结构钢进行不同温度的热处理,研究了奥氏体化温度对其组织和拉伸性能的影响.结果表明:在 600℃条件下,逆转变得到的全奥氏体组织只发生回复过程,冷却时 ϵ 马氏体含量比热轧态高,此时的拉伸强度和加工硬化率也较大.当奥氏体化温度为 800℃或更高时,奥氏体发生完全静态再结晶.原始奥氏体晶粒尺寸和 ϵ 马氏体含量随着温度的升高而增加,但钢的力学性能随之变差.在 1 200℃下奥氏体化处理后,组织中 ϵ 马氏体板条十分细碎;在拉伸时由于奥氏体晶粒尺寸太大,实验钢发生了沿晶断裂.

关 键 词: 高锰钢;奥氏体化温度; ϵ 马氏体;拉伸性能;加工硬化
中图分类号: TG 142.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-3026(2017)08-1084-04

Effect of Austenitizing Temperature on the Microstructure and Tensile Properties of Fe-17Mn-0.05C Steel

LI Xing, CHEN Li-qing
(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.
Corresponding author: CHEN Li-qing, E-mail: lqchen@mail.neu.edu.cn)

Abstract: The effect of austenitizing temperature (t_A) on the microstructure and tensile properties for a hot-rolled high-Mn structure steel with excellent damping capacity after heat treatment with different t_A has been investigated. The results show that when the t_A is up to 600℃, the only recovery occurs in the reversed austenite, and the ϵ -martensite amount, tensile stress and work hardening rate of the treated steel are higher than those of the rolling state one. When the t_A is over 800℃, the completely static recrystallization of austenite can be observed. Moreover, the austenite size and ϵ -martensite amount of the steel increase with the t_A , which results in the deterioration of its tensile properties. Furthermore, after treated at $t_A=1\ 200\ ^\circ\text{C}$, the ϵ -martensite plate becomes very thin, and the fracture along grain boundary is also observed during tensile test owing to the over-sized austenite grains.

Key words: high-Mn steel; austenitizing temperature; ϵ -martensite; tensile property; work hardening

20 世纪 90 年代以来,Grassel 等对 Fe-(15-30Mn)-3Al-3Si 高锰钢开展了大量研究^[1-2],结果表明,根据主要加工硬化机制的不同,这类钢种可分为具有相变诱发塑性的 TRIP (transformation-induced plasticity) 钢和孪晶诱发塑性的 TWIP (twinning-induced plasticity) 钢.高锰 TRIP/TWIP 钢具有较高的强度和延伸率、较低的屈强比、良好的低温韧性,以及能够吸收撞击能

量等特点.
在室温下,高锰钢通常以单相奥氏体或奥氏体+马氏体组织存在^[1].其中,面心立方结构奥氏体相低温韧性好、无磁性,且耐腐蚀性相对较高;密排六方结构 ϵ 马氏体相硬度高、强度大、无磁性,且具有阻尼和形状记忆特性;体心立方结构 α' 马氏体相强度高、韧性好,但塑性较差.在室温下以 ϵ 马氏体组织为主的高锰 TRIP 钢不仅能够

依靠变形过程中发生的 $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ 和 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 等诱导相变过程提高加工硬化率,推迟颈缩过程,使钢具有较好的力学性能^[3],还能通过其奥氏体和 ε 马氏体组织中大量层错和界面的往复运动,使钢在受到振动时的振动能快速转化为热能耗散,达到减振降噪的效果^[4],这种结构/功能一体化的材料在汽车、建筑和机械制造等领域有十分广阔的应用前景. 本文重点考察奥氏体化温度对热轧态 Fe - 17Mn - 0.05C 高锰 TRIP 钢组织和拉伸性能的影响,这对于弄清 ε 马氏体的相变机制,进一步设计具有优越力学性能的新一代减振结构钢具有重要的指导作用.

1 实验材料和方法

实验所用高锰钢采用 20 kg 真空感应炉熔炼,具体化学成分(质量分数,%)为 C 0.05, Mn 16.68, 余量为 Fe(以下称 17Mn 钢). 首先将切除头尾的铸锭在 950 ~ 1 150 ℃ 下锻造成尺寸为 50 mm × 100 mm × 180 mm 的锻坯,随后在电阻炉中将锻坯加热到 1 200 ℃ 并保温 2 h 后在实验用 $\phi 450$ 双辊热轧机上分两阶段热轧成 4 mm 厚热轧板. 第一阶段轧制温度为 980 ~ 1 150 ℃,压下率为 85.6%;第二阶段轧制温度为 700 ~ 850 ℃,压下率为 44.4%. 两阶段间冷却方式为空冷,终轧后采用超快冷设备迅速喷水冷却至室温. 热轧后的钢板用锯床切成长方形小块后放入充有氮气的管式炉中,分别在 600, 800, 1 000, 1 200 ℃ 下保温 1 h 后再水淬至室温.

用线切割方法截取热处理后的钢板进行组织观察、XRD 相分析和力学性能测试. 先用砂纸将显微组织观察试样表面磨光,再用电解抛光法进行精抛(电解液是体积比分别为 13:2:1 的酒精、高氯酸和水溶液),最后用 1.2% 的偏重亚硫酸钾水溶液进行腐蚀后在 Supera 55 型扫描电镜下进行组织观察. XRD 试样经过电解抛光后,在 D/max × 2400 型 X 射线衍射仪上进行物相分析. 根据国标 GB/T 228—2002《金属薄板(带)拉伸试验方法》加工试样,标距长度为 50 mm. 拉伸性能测试在 Instron5969 型拉伸试验机上进行,变形过程中采用机械引伸计进行全程监控,变形速度为 3 mm/min.

2 结果与讨论

2.1 热轧及热处理组织

图 1 是热轧态 17Mn 钢显微组织扫描照片,

由于在再结晶区和未再结晶区进行两阶段轧制,其奥氏体晶粒沿轧向被拉长. 在奥氏体内部有很多细小的条状 ε 马氏体,取向沿轧向成一定的角度分布; ε 马氏体板条之间凹下的部分为残余奥氏体.

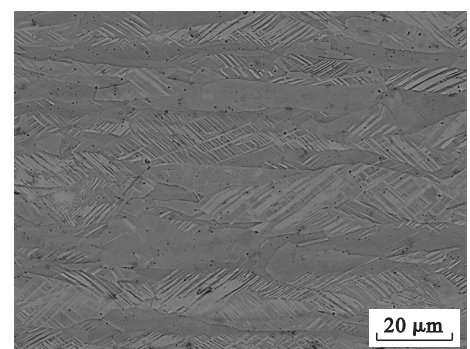


图 1 热轧态 17Mn 钢的扫描组织
Fig. 1 SEM microstructure of hot-rolled 17Mn steel

高锰 TRIP 钢层错能较低,钢中的热诱导 ε 马氏体以 $\{111\}_{\gamma}$ 密排面上隔一个原子面而重叠的堆垛层错为晶坯,并依靠冷却时 ε 马氏体和奥氏体的化学自由能差来克服相变应变能和界面能从而长大^[5]. 由于 ε 马氏体在奥氏体 $\{111\}_{\gamma}$ 晶面族中的不同晶面产生相变,相变结束后在奥氏体中一般呈几个特定的方向分布^[6]. 实验钢经不同温度热处理后的扫描组织见图 2;图 3 为热轧及不同温度处理后的 XRD 物相分析结果,根据 ε 马氏体的 $(10\bar{1}1)$ 和奥氏体 (200) 强峰可以定性分析不同温度热处理后的物相含量变化. 在 600 ℃ 下处理时(图 2a), ε 马氏体已经可以完全转变为奥氏体^[7]. 较低的奥氏体化温度使奥氏体只发生回复过程,晶粒也维持热轧时的变形状态. 由于在变形奥氏体中存在着沿轧向呈一定角度分布的变形带,这些变形带促进了 ε 马氏体的形核,最终冷却所得到的 ε 马氏体也主要与轧向呈恒定的夹角分布^[8-9]. 回复过程使奥氏体内部位错密度降低,减小了堆垛层错界面不全位错的移动阻力^[10];因此 ε 马氏体板条宽度增大,含量也增多. 当奥氏体化温度为 800 ℃ 时(图 2b),奥氏体晶粒完全再结晶为等轴晶. 由于奥氏体内部缺陷较 600 ℃ 奥氏体化处理时大幅降低, ε 马氏体开始沿着几个特定方向较为均匀地分布并大多贯穿整个奥氏体晶粒,板条宽度和含量也大幅增加. 当奥氏体化温度继续升高到 1 000 ℃ (图 2c) 和 1 200 ℃ (图 2d) 时,由于原子扩散加快,奥氏体晶界更容易向低界面能的大晶粒发展,奥氏体晶粒逐渐变大. 较大的奥氏体晶粒一方面会降低奥氏体在同一温度下的层错能,提高 ε 马氏体的开始转变温度 M_s ^[11];另

一方面由于热诱导 ϵ 马氏体一般在奥氏体晶界终止,大尺寸的奥氏体可以促进 ϵ 马氏体长大;因此,在发生完全再结晶的温度范围内, ϵ 马氏体含量随着奥氏体化温度的提高而增加.但在1 200 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化处理时奥氏体晶粒迅速长大,在冷却时形核率较高, ϵ 马氏体未得到充分长大即碰撞到了其他取向的马氏体,故 ϵ 马氏体较 800 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 下处理时更细碎.

2.2 热轧及热处理后的力学性能

不同温度热处理后,17Mn 钢的工程应力 -

应变和加工硬化曲线如图 4 和图 5 所示. 由于实验钢奥氏体在第二阶段热轧时只发生动态回复,在冷却前是拉长的变形组织;热轧态实验钢在拉伸变形时加工硬化率较高,最终的强度也较大. 经 600 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化处理时,回复过程对变形奥氏体的软化作用使 ϵ 马氏体含量增加,变形时相变过程也更容易发生.

在保留的加工硬化和变形诱导相变的共同影响下,17Mn 钢的屈服强度和加工硬化率都得到提高. 但奥氏体发生回复后,钢中 ϵ 马氏体沿

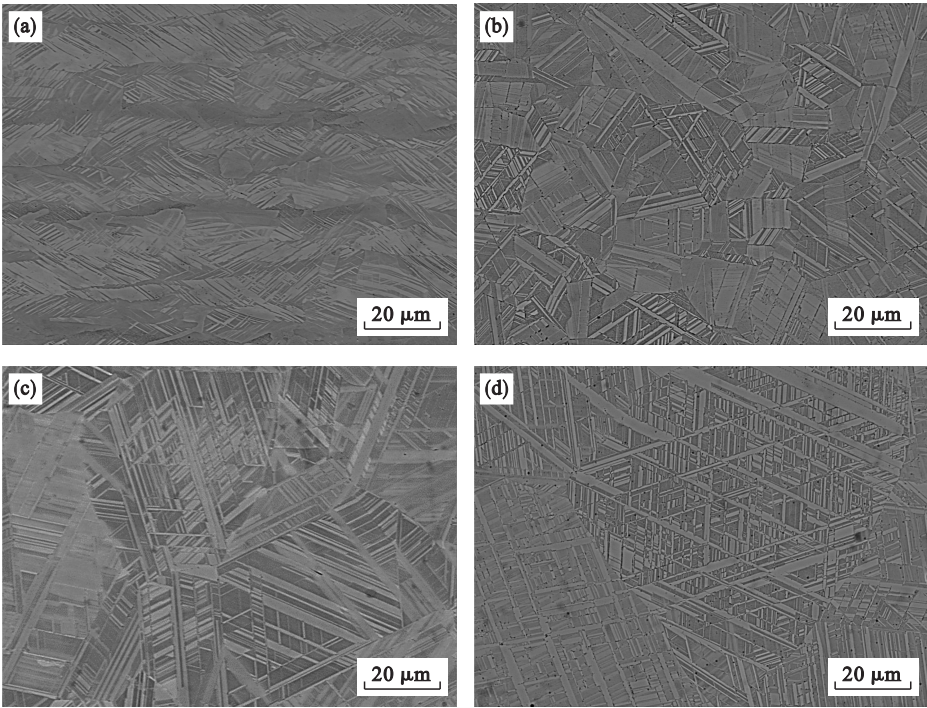


图 2 不同温度处理后 17Mn 钢的扫描组织
Fig. 2 SEM microstructures of 17Mn steel after heat treatment at different temperatures
(a)—600 $^{\circ}\text{C}$; (b)—800 $^{\circ}\text{C}$; (c)—1 000 $^{\circ}\text{C}$; (d)—1 200 $^{\circ}\text{C}$.

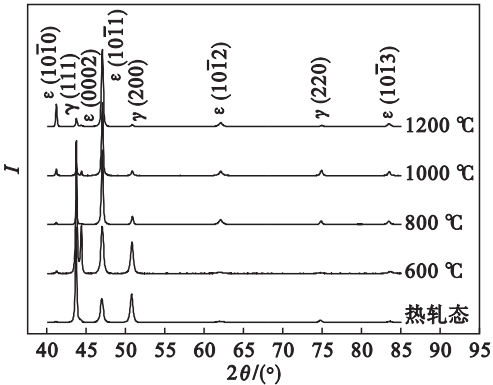


图 3 热轧和不同温度处理后 17Mn 钢的 XRD 图谱
Fig. 3 XRD patterns of 17Mn steel after hot-rolling and heat treatment at different temperatures

轧向的取向性减弱;拉伸变形时 ϵ 马氏体变体的相互碰撞,使裂纹更容易萌发,钢的延伸率因此降

低. 在800 $^{\circ}\text{C}$ 下,再结晶消除了热轧时奥氏体的加工硬化,钢中 ϵ 马氏体含量大幅提高. 此时,细小的原始奥氏体晶粒和大量 ϵ 马氏体向 α' 马氏体相变的过程不仅提高了钢的强度而且保证实验钢在拉伸过程中的持续延伸^[7]. 虽然与 800 $^{\circ}\text{C}$ 相比,在 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化处理后 ϵ 马氏体含量稍有提高,但其原始奥氏体晶粒尺寸显著增大,细晶强化作用显著减弱,实验钢的强度和延伸率都降低. 在 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 下奥氏体化处理的试样的断口形貌见图 6,由于奥氏体晶粒十分粗大,变形过程中裂纹容易在晶界萌生并迅速扩展,从而发生沿晶断裂,钢的力学性能也因此变得很差.

另外,除 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后的试样外,17Mn 钢的应力 - 应变曲线都呈现出“锯齿”状. 这是由于在变形过程中,C - Mn 原子团与位错相互作用

形成“柯式气团”,阻碍了位错的运动^[12]. 这种动态应变时效过程对于提高实验钢的加工硬化率和力学性能也有一定的贡献.

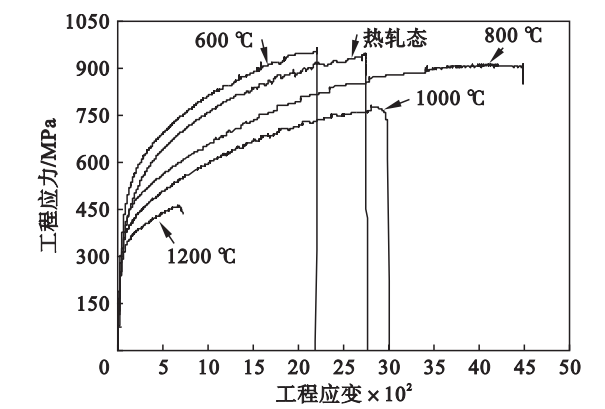


图 4 热轧和不同温度处理后 17Mn 钢的工程应力 - 应变曲线

Fig. 4 Engineering strain - engineering stress curves of 17Mn steel after hot-rolling and heat treatment at different temperatures

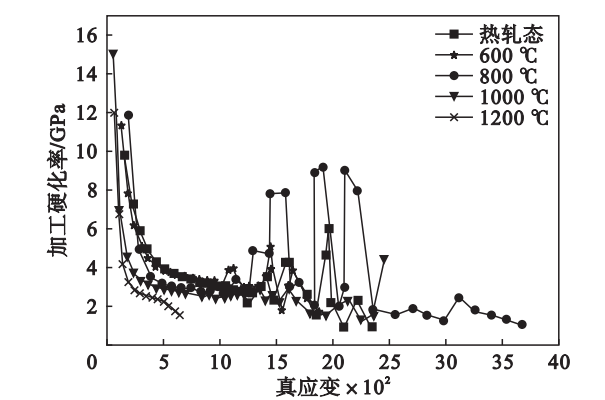


图 5 热轧和不同温度处理后 17Mn 钢的加工硬化曲线

Fig. 5 Work hardening rate curves of 17Mn steel after hot-rolling and heat treatment at different temperatures

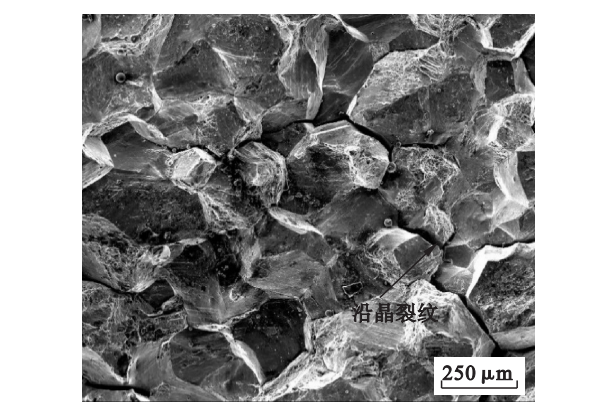


图 6 1 200 °C 下处理后 17Mn 钢的微观断口形貌

Fig. 6 Microscopic morphology of the tensile fracture surface of 17Mn steel after heat treatment at 1 200 °C

3 结 论

- 1) 将热轧态的 17Mn 钢在 600 °C 下奥氏体化处理后,钢中奥氏体只发生回复过程; ϵ 马氏体与轧向呈一定的夹角分布. 奥氏体化温度从 800 °C 开始,奥氏体发生完全的静态再结晶,奥氏体晶粒尺寸增大;淬火后组织中以 ϵ 马氏体为主.
- 2) 在 600 °C 下奥氏体化处理的 17Mn 钢的抗拉强度 (946 MPa) 最大,加工硬化率也较高;800 °C 奥氏体化处理时,实验钢延伸率达到了 44.7%. 温度继续提高时,钢的强度和延伸率都下降. 其中,在 1 200 °C 下处理后,17Mn 钢会发生脆性断裂,强度和延伸率都很低.

参考文献:

- [1] Grässel O, Frommeyer G. Effect of martensitic phase transformation and deformation twinning on mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al steels [J]. *Materials Science and Technology*, 1998, 14 (12) : 1213 - 1217.
- [2] Kruger L, Grässel O, Frommeyer G. High strength Fe-Mn- (Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application [J]. *International Journal of Plasticity*, 2000, 16 (10/11) : 1391 - 1409.
- [3] Tomota Y, Strum M, Morris J W. Microstructural dependence of Fe-high Mn tensile behavior [J]. *Metallurgical Transactions: A*, 1986, 17 (3) : 537 - 547.
- [4] Baik S H, Kim J C, Han D W, et al. Fe-Mn martensitic alloys for control of noise and vibration in engineering applications [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 438/439/440 (25) : 1101 - 1105.
- [5] Olson G B, Cohen M. A general mechanism of martensitic nucleation: part I. General concepts and the FCC (HCP transformation [J]. *Metallurgical Transactions: A*, 1976, 7 (12) : 1897 - 1904.
- [6] Nishiyama Z. Martensitic transformation [M]. Amsterdam: Elsevier, 2012.
- [7] Seol J B, Jung J E, Jang Y W, et al. Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/ ϵ -martensite dual-phase Fe-Mn-C steels [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61 (2) : 558 - 578.
- [8] Wang H Z, Yang P, Mao W M, et al. Effect of hot deformation of austenite on martensitic transformation in high manganese steel [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 558: 26 - 33.
- [9] Miyamoto G, Iwata N, Takayama N, et al. Quantitative analysis of variant selection in ausformed lath martensite [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60 (3) : 1139 - 1148.
- [10] Tsuzaki K, Fukasaku S, Tomota Y, et al. Effect of prior deformation of austenite on the $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensitic transformation in Fe-Mn alloys [J]. *Materials Transactions, JIM*, 1991, 32 (3) : 222 - 228.
- [11] Takaki S, Nakatsu H, Tokunaga Y. Effects of austenite grain size on ϵ martensitic transformation in Fe-15mass% Mn alloy [J]. *Materials Transactions, JIM*, 1993, 34 (6) : 489 - 495.
- [12] Chen L, Kim H S, Kim S K, et al. Localized deformation due to Portevin-Le Chatelier effect in 18Mn-0.6C TWIP austenitic steel [J]. *ISIJ International*, 2007, 47 (12) : 1804 - 1812.