

热轧组织对高强度冷轧 TRIP 钢力学性能的影响

王超¹, 丁桦^{1,2}, 张君¹

(1. 东北大学 材料与冶金学院, 辽宁 沈阳 110819; 2. 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: 采用扫描电镜、X 射线衍射、拉伸试验等方法研究了热轧组织对含 Al 冷轧 TRIP 钢热处理后组织与力学性能的影响。通过不同轧后冷却方式得到三种不同的热轧组织: 组织细小的 F + P + B 试样; F + B 试样; F + P 试样。热轧组织细小的试样热处理后含有较多的粒状贝氏体和较少的残余奥氏体组织, 强度最高达到 996 MPa, 延伸率为 20.8%。另两种试样组织为多边形铁素体、粒状贝氏体以及较多的残余奥氏体组织。F + B 试样延伸率可达 29.4%, 强塑积为 26 812.8 MPa·%。F + P 试样热处理后带状组织的危害不易消除。

关 键 词: TRIP 钢; 热轧; 热处理; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG 142.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2015)03-0359-05

Effect of Hot Rolled Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Cold Rolled TRIP Steel

WANG Chao¹, DING Hua^{1,2}, ZHANG Jun¹

(1. School of Materials & Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: WANG Chao, E-mail: wangchao_860315@163.com)

Abstract: The effect of hot rolled microstructure on the final microstructure and mechanical properties of the cold rolled TRIP steel containing Al was investigated by means of scanning electron microscope (SEM), X-ray-diffraction (XRD) and tensile test. Three different kinds of microstructure, fine grains F + B + P, F + P and F + B, were obtained under different cooling processes. After heat treatment, the fine grains sample contained granular bainite and a few retained austenite. The tensile strength of the sample was 996 MPa and the elongation was 20.8%. The microstructure of other two samples was polygonal ferrite, granular bainite and some retained austenite. The elongation reached up to 29.4% and the strength-ductility balance of 26 812.8 MPa·% were obtained for F + B sample. The band structure of F + P sample was hard to eliminate after heat treating, which was harmful to final mechanical properties.

Key words: TRIP steel; hot rolled; heat treatment; microstructure; mechanical properties

近年来,为了解决汽车用钢在冷成型过程中要求既有良好的成型性又有高强度的矛盾,具有高强度高塑性的微合金 TRIP 钢引起了国内外学者的极大兴趣,从而成为汽车用钢的一个研究热点^[1]。一般含 Si 较高 TRIP 钢热轧后会产生较多的表面缺陷,造成表面性能的恶化^[2]。为了减少这种缺陷的产生,常用 Al 元素来替代 Si。Al 的作用与 Si 相似,一方面可以抑制碳化物的形成,另一方面可以提高残余奥氏体的稳定性。由于 Al 在

钢中的固溶强化效果弱于 Si,一般需要添加如 Nb, Ti 和 V 等微合金元素以弥补替代 Si 后带来的强度上的损失^[3]。这些微合金化元素的加入主要是起到析出强化和细晶强化的作用^[4]。

冷轧 TRIP 钢的生产经历了热轧、冷轧和两阶段盐浴热处理等生产工序。为了获得优异力学性能的 TRIP 钢,研究者们从化学成分、微观组织、应力/应变状态、热处理工艺等方面进行了系统而全面的研究^[5-6]。热轧组织对冷轧 TRIP 钢热

处理过程中的组织转变和残余奥氏体形成的影响未能引起足够的重视. 因此, 本文通过设计不同的轧后冷却工艺获得不同的热轧组织, 分析热轧组织对含 Al 实验钢热处理后组织性能的影响.

1 实验材料和实验方法

实验钢经真空感应炉冶炼, 浇注成 50 kg 的钢锭, 先锻造成 60 mm × 60 mm × 800 mm 的板料. 其化学成分(质量分数, %) 为: C 0.19, Mn 1.45, Si 0.70, Al 0.89, Ti 0.11, V 0.08. 为研究不同热轧组织对实验钢最终组织性能的影响, 制订了如下的热轧工艺. 先将锻坯加热到 1 200 °C 后保温 1 h, 然后经过 5 道次热轧到 3.5 mm, 轧后采用不同的冷却方式冷却. 860 °C 终轧后, 1[#] 试样采用层流冷却快速冷至 600 °C, 然后模拟卷取; 2[#] 试样直接空冷至室温; 3[#] 试样随炉缓冷到室温. 将热轧钢板酸洗后冷轧至厚度 1.5 mm, 然后将冷轧钢板切割成小块, 选取 830 °C 作为两相区退火温度, 于氯化盐中保温 3 min, 然后淬入温度为 440 °C 的硝酸盐中保温 3 min, 最后空冷至室温.

所有试样经 4% 硝酸酒精溶液腐蚀后, 采用 SSX-550 扫描电镜(SEM)进行组织观察. 根据 GB/T228—2002 在轧向切取 25 mm 标距的拉伸试样, 每个工艺截取三个试样. 在 SANA 万能试验机上以 3 mm·min⁻¹ 的拉伸速度在室温下进行拉伸试验. 采用 X 射线衍射法测定组织中的残余奥氏体量. 本文选取(220) γ , (311) γ 奥氏体衍射峰的积分强度和(200) α , (211) α 与(220) α 铁素体衍射峰的积分强度, 利用直接对比法计算热处理后试样残余奥氏体体积分数. 残余奥氏体的含碳量按公式 $a_0 = 3.547 + 0.046w(C)$ [7] 确定, 其中 $w(C)$ 为残余奥氏体中碳的质量分数(%), a_0 为(220)晶面的点阵常数(nm).

2 实验结果与分析

2.1 热轧和冷轧组织

图 1 所示为 JMatPro 软件计算所得 CCT (continuous cooling transformation) 曲线. 在 CCT 曲线上, 相变的区域分为两部分: 高温转变区, 相变产物主要是先共析铁素体和珠光体; 中温转变区, 相变产物主要是贝氏体. 由图 2 可以看出实验钢的连续冷却转变只有铁素体、珠光体和贝氏体的转变. 因此, 可知在不同的轧后冷却方式下实验钢组织相差很大. 由于轧后冷却速度不同, 冷却过

程中会经历不同的温度区域, 从而产生不同的转变产物. 这种转变在各个相变温度区间既有连续性, 又有阶段性. 图 2 所示为热轧组织扫描, 主要有三种组织类型. 1[#] 试样热轧后的显微组织主要由铁素体、珠光体以及贝氏体组成. 2[#] 试样终轧后直接空冷至室温, 得到铁素体 + 贝氏体组织. 图 2c 所示为铁素体 + 珠光体组织, 3[#] 试样的热轧组织为这种类型. 热轧钢中的铁素体均为多边形铁素体, 铁素体的体积分数远大于贝氏体和珠光体. 可以很明显看出, 1[#] 试样铁素体晶粒尺寸较细小, 空冷和缓冷后铁素体晶粒长大. 1[#] 试样水冷时, 其过大的冷却速度可以增加相变过冷度, 同时增大了相变的驱动力, 铁素体的形核点大量增加, 最终细化了晶粒. 3[#] 试样所形成的珠光体呈带状分布, 这是由于钢在凝固时 Mn 元素在枝晶间的偏聚, 造成了轧制过程中成分的偏聚. 这种偏聚区在热轧过程中变形延伸成带状. 3[#] 试样轧后缓慢冷却, 偏聚区域内珠光体组织大量形成, 最后形成铁素体和珠光体相间的热轧带状组织. 从图 3 的显微组织可以看出冷轧后的试样显微组织明显被拉长, 表现为纤维状显微组织, 且晶粒破碎, 晶界不明显. 在冷轧过程中, 所有试样晶粒被压碎, 晶粒方向也发生了不同程度的转动.

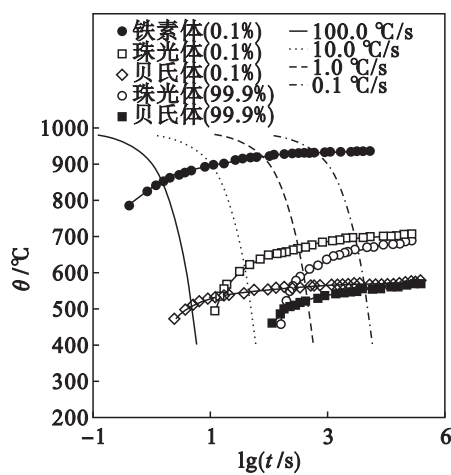


图 1 实验钢 CCT 曲线

Fig. 1 CCT curves of the experimental steel

2.2 热处理后组织

实验钢经过两阶段热处理后的显微组织如图 4 所示, 其最终组织为铁素体、粒状贝氏体和残余奥氏体三相组织. 相对于热轧组织(图 2), 热处理后组织晶粒明显细化. 在冷轧过程中, 热轧组织的晶粒被压碎, 形成如图 3 所示的形变带. 冷轧后组织的晶界和位错密度增加, 进而增加了退火过程中的形核点. 在两相区退火, 奥氏体大量形核, 组织得到细化, 因而贝氏体阶段等温后所得到的

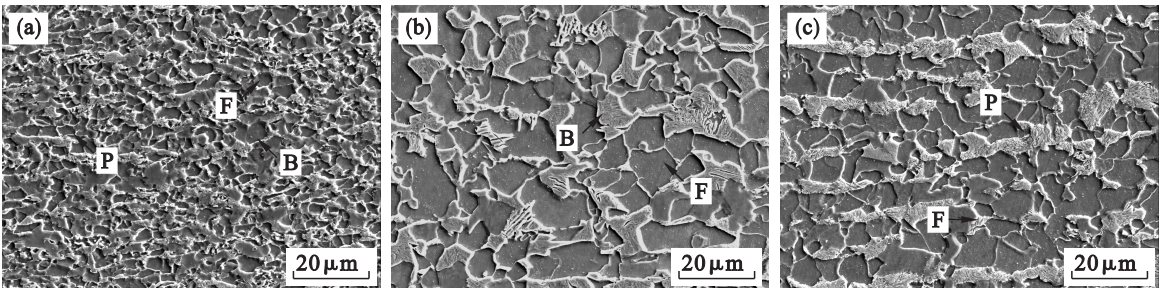


图 2 实验钢热轧组织的 SEM 照片
Fig. 2 SEM images of the experimental steel after hot rolled
(a)—1[#]; (b)—2[#]; (c)—3[#].
F: 铁素体; B: 贝氏体; P: 珠光体.

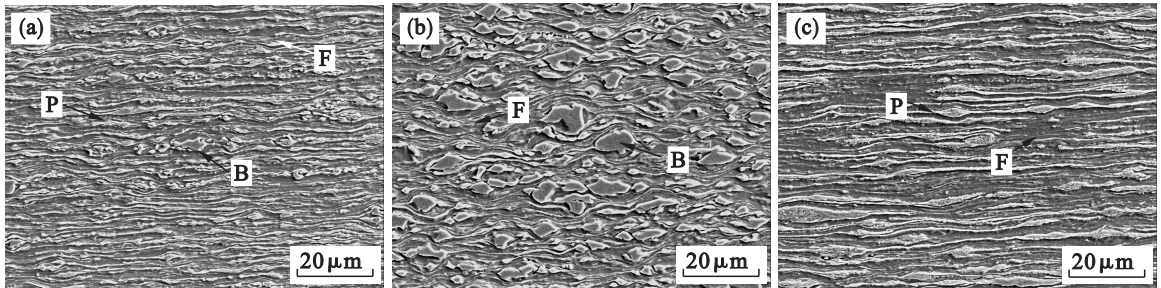


图 3 实验钢冷轧组织的 SEM 照片
Fig. 3 SEM images of the experimental steel after cold rolled
(a)—1[#]; (b)—2[#]; (c)—3[#].
F: 铁素体; B: 贝氏体; P: 珠光体.

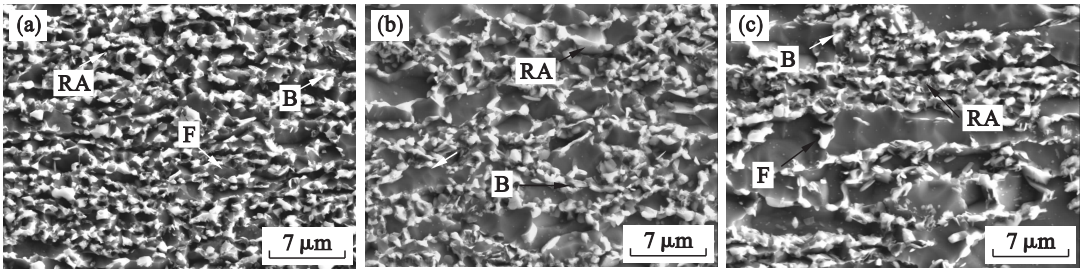


图 4 实验钢热处理后组织的 SEM 照片
Fig. 4 SEM images of the experimental steel after heat treatment
(a)—1[#]; (b)—2[#]; (c)—3[#].
F: 铁素体; B: 贝氏体; RA: 残余奥氏体.

最终组织也细化了. 不同轧后冷却工艺的试样, 经过相同条件热处理后, 所获晶粒大小差异较大. 可见热处理前的组织类型和晶粒大小对最终组织类型以及晶粒度影响很大. 热轧铁素体晶粒细小的 1[#]试样, 热处理过程中经历再结晶和两次相变后, 晶粒再次细化. 从图 4 中可以看出, 1[#]试样贝氏体的体积分数多且粒状贝氏体细小. 大量的细小粒状贝氏体的形成将奥氏体分割成更为细小的颗粒, 这样就使得残余奥氏体的晶粒尺寸随之减小, 最终得到了细小均匀的铁素体 + 贝氏体 + 奥氏体组织. 热轧粗大的 2[#], 3[#]试样热处理后晶粒同样已经细化, 形成了多边形铁素体和粒状贝氏体组织, 铁素体晶粒尺寸较大. 其中 3[#]试样贝氏体 + 奥氏

体区域呈现明显的带状分布. 在两相区保温时, 奥氏体主要在 3[#]试样的珠光体带状组织晶界处形核长大. 在贝氏体等温转变过程中, 奥氏体转变成形成的贝氏体和残留的奥氏体也沿带状分布, 组织变得不均匀. 图 5 为不同试样热处理后的 XRD 物相分析结果. 表 1 显示了实验钢在拉伸前的残余奥氏体体积分数及其碳含量. Al 元素的添加不仅可以避免形成稳定的氧化物, 还能够使残余奥氏体富碳, 获得高的稳定性. 通过计算表明所有试样中均含有一定量的残余奥氏体. 1[#]试样热处理后, 其微观组织中残余奥氏体含量最少, 仅有 8.2%, 但其含碳量最高, 达到了 1.24%. 这是由于贝氏体等温时粒状贝氏体的大量形成, 使得 C 元素大

量向残余奥氏体中富集. 2[#]试样微观组织中残余奥氏体体积分数约为 10.3%, 其含碳量(1.14%)也较高. 3[#]试样热处理后残余奥氏体体积分数达到 11.5%, 但其含碳量最少. 3[#]试样热轧组织中珠光体较多, 冷轧后珠光体的渗碳体与铁素体交界处碳浓度起伏大且晶体缺陷多, 位错密度高, 奥氏体更容易形核并长大. 因此, 在两相区退火中原粗大的珠光体区域奥氏体形核并不断长大, 形成粗大的奥氏体组织. 在长大过程中此区域内的碳扩散均匀, 其平均碳含量下降, 因而组织中残余奥氏体最多但碳含量最少.

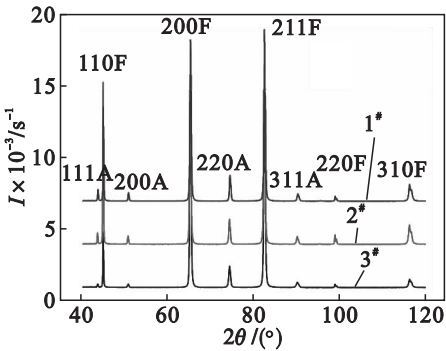


图 5 实验钢的 X 射线衍射图

Fig. 5 The X ray diffraction spectrum of experimental steel

表 1 拉伸前实验钢残余奥氏体体积分数及其碳含量
Table 1 Retained austenite fraction and carbon content of the experimental steel before tensile test

试 样	1 [#]	2 [#]	3 [#]
残余奥氏体的体积分数/%	8.20	10.30	11.50
残余奥氏体中碳的质量分数/%	1.24	1.14	1.02

2.3 实验钢热处理后的力学性能

热处理后, 不同试样的应力 - 应变曲线及其力学性能如图 6a 和表 2 所示. 1[#]试样屈服强度和抗拉强度最高, 分别为 700, 996 MPa. 延伸率最低, 仅为 20.8%. 这是由于 1[#]试样热处理后, 组织细小且贝氏体的体积分数较多, 在力学性能上表现为强度最大. 但由于 1[#]试样的残余奥氏体含量较少且较稳定, 其铁素体相对也较少, 因而其伸长率最低. 2[#]和 3[#]试样屈服强度与抗拉强度差别不大, 而 2[#]试样延伸率最高, 达到 29.4%. 2[#]试样热轧后组织中分布着大量的多边形铁素体和贝氏体. 由于组织遗传性, 热处理后产生许多大块状的铁素体且其残余奥氏体较多, 这在之后的变形过程中对塑性贡献很大, 故其延伸率很高. 由表 1 可知 3[#]试样残余奥氏体含量最高, 但其延伸率却低于 2[#]. 3[#]试样热轧组织中珠光体有较明显的带状组织, 这种组织不利于材料性能的提高. 之后的热

处理并没有消除带状组织(图 4c), 这在一定程度上降低了材料的力学性能. 从强塑积的角度来看, 2[#]试样强塑积高于 1[#]和 3[#]试样, 达到 26 812.8 MPa · %. 可见轧后空冷获得铁素体 + 贝氏体的组织是综合力学性能较好的 TRIP 钢.

表 2 实验钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of the experimental steel

试样	YS MPa	TS MPa	TEL %	TS × TEL MPa · %
1 [#]	700	996	20.8	20 716.8
2 [#]	562	912	29.4	26 812.8
3 [#]	581	914	26.1	23 855.4

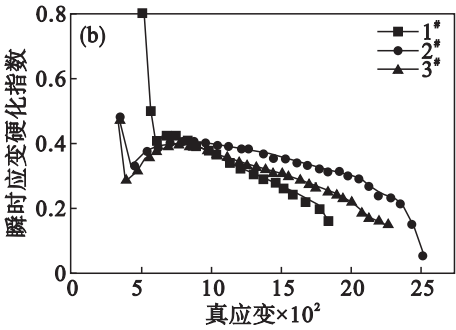
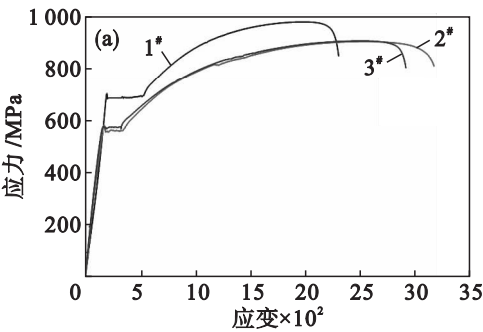


图 6 实验钢的力学性能

Fig. 6 The mechanical properties of the experimental steel

- (a) — 各试样的工程应力应变曲线;
- (b) — 瞬时应变硬化指数(n)随真应变的变化.

由于拉伸过程中 TRIP 钢中的残余奥氏体会发生相变, 其瞬时应变硬化指数(n)会随相变的发生而发生变化, 将经典的硬化 Hollomon 公式 $\sigma = K\epsilon^n$ 两边取对数并微分得出 $n = d(\ln\sigma)/d(\ln\epsilon)$, 用来描述拉伸过程中的应变硬化行为. 其中 σ 为真应力, ϵ 为真应变. 实验钢的瞬时应变硬化指数 n 与真应变的关系如图 6b 所示. 1[#]试样的瞬时 n 峰值出现在开始, 之后随着真应变的增加快速下降, 整体处于较低的水平. 1[#]试样残余奥氏体含量少而 C 含量高导致残余奥氏体过于稳定, 在应变过程中没有足够的残余奥氏体发生马氏体相变, 因而 TRIP 效应弱. 2[#]试样在应变开始的较

长阶段呈上升趋势,后达到峰值.在变形阶段持续发生马氏体相变时 n 值表现较为稳定,TRIP 效应变化不大.由此可见,2[#]试样随着应变的增加,残余奥氏体逐渐地转变为马氏体,因而 2[#]试样对应的延伸率最大.3[#]试样的 n 变化与 2[#]有相似之处,均随着应变的增加先增加后减小.不同之处在于 3[#]试样比 2[#]的 n 的值低, n 达到峰值后 3[#]试样比 2[#]下降速度要快.这是由于 3[#]的残余奥氏体含碳量较低、稳定性差以及呈带状分布造成的.由于 3[#]试样的残余奥氏体呈带状分布,在拉伸时其 TRIP 效应发挥不充分,因此塑性和强度都未达到最佳的效果^[9].

3 结 论

1) 热轧后不同冷却方式获得的组织不同.水冷后模拟卷曲的试样组织细小,含有铁素体、贝氏体和珠光体.空冷试样有较多的贝氏体,随炉缓冷试样珠光体含量较多且呈带状分布.

2) 热轧组织类型和晶粒大小对热处理后最终组织影响很大.对于 1[#]试样,热处理后组织细小,粒状贝氏体大量形成,残余奥氏体较少而含碳量高.2[#],3[#]试样组织为粗大的多边形铁素体、粒状贝氏体以及残余奥氏体组织,残余奥氏体含量较多.3[#]试样热处理后组织仍然呈明显的带状.

3) 热处理后,1[#]试样屈服强度和抗拉强度最高,但延伸率和强塑积较低.2[#]和 3[#]试样强度差别不大,但 2[#]获得的延伸率最大 29.4%,强塑积达到 26 812.8 MPa·%.

参考文献:

[1] Zhu R,Li S,Song M,et al. Phase constitution effect on the ductility of low alloy multiphase transformation induced

plasticity steels [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013,569:137 – 143.

[2] Bellhouse E, Mertens A, McDermid J. Development of the surface structure of TRIP steels prior to hot-dip galvanizing [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2007, 463: 147 – 156.

[3] 王超,丁桦,姚春发,等.合金元素及热处理工艺对 1000MPa 级 TRIP 钢性能的影响 [J]. 东北大学学报:自然科学版,2012,33(7):953 – 957.
(Wang Chao, Ding Hua, Yao Chun-fa, et al. Effects of alloying elements and heat treatment on mechanical properties of ultra high-strength TRIP steels [J]. *Journal of Northeastern University: Natural Science*, 2012, 33 (7): 953 – 957.)

[4] Wang C, Ding H, Cai M, et al. Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 610: 65 – 75.

[5] Edmonds D V, He K, Rizzo F C, et al. Quenching and partitioning martensite—a novel steel heat treatment [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2006, 438/439/440: 25 – 34.

[6] Wang C, Ding H, Cai M, et al. Multi-phase microstructure design of a novel high strength TRIP steel through experimental methodology [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 610: 436 – 444.

[7] Sugimoto K I, Sui N U, Kobayashi M, et al. Effects of volume fraction and stability of retained austenite on the ductility of TRIP-aided dual-phase steels [J]. *ISIJ International*, 1992, 32(12): 1311 – 1318.

[8] Jacques P J, Girault E, Mertens A, et al. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels: Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels [J]. *ISIJ International*, 2001, 41 (9): 1068 – 1074.

[9] Shen Y F, Liu Y D, Sun X, et al. Improved ductility of a transformation-induced-plasticity steel by nanoscale austenite lamellae [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 583: 1 – 10.