

预处理组织对低碳钢 IQ&P 工艺下组织及性能影响

陈连生¹⁾, 张健杨¹⁾, 田亚强¹⁾✉, 宋进英¹⁾, 徐勇^{1 2)}, 张士宏²⁾

1) 河北联合大学冶金与能源学院, 唐山 063009 2) 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016
✉ 通信作者, E-mail: tyqwylfive@163.com

摘 要 采用 γ 单相区和 $\gamma + \alpha$ 双相区轧制并淬火工艺以及双相区再加热–淬火–碳配分 (IQ&P) 工艺, 研究预处理组织对低碳钢室温状态多相组织特征及力学性能的影响规律. 实验用低碳钢经两种工艺轧制并淬火处理, 获得马氏体和马氏体 + 铁素体的预处理组织, 再经双相区 IQ&P 工艺处理后均获得多相组织. 马氏体预处理钢的室温组织由板条状亚温铁素体、块状回火马氏体以及一定比例的针状未回火马氏体和 8.2% 的针状残余奥氏体组成; 马氏体 + 铁素体预处理钢由板条状亚温铁素体、块状和针状未回火马氏体以及 14.3% 的短针状或块状残余奥氏体组成. 在相同的双相区 IQ&P 工艺参数下, 预处理组织为马氏体的钢抗拉强度为 770 MPa, 伸长率为 28%, 其强塑积为 21560 MPa·%; 而预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢抗拉强度为 834 MPa, 伸长率增大到 36.2%, 强塑积达到 30190 MPa·%, 获得强度与塑性的优良结合.

关键词 低碳钢; 多相钢; 预处理组织; 形态; 力学性能
分类号 TG142.2

Effect of pretreated microstructure on the morphology and mechanical properties of low-carbon steel with IQ&P treatment

CHEN Lian-sheng¹⁾, ZHANG Jian-yang¹⁾, TIAN Ya-qiang¹⁾✉, SONG Jin-ying¹⁾, XU Yong^{1 2)}, ZHANG Shi-hong²⁾

1) School of Metallurgy and Energy Engineering, Hebei United University, Tangshan 063009, China
2) Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China
✉ Corresponding author, E-mail: tyqwylfive@163.com

ABSTRACT The effects of pretreated microstructure on the multiphase microstructure features at room temperature and the mechanical properties of low-carbon steel were studied by the treatment of water cooling after hot-rolling in the γ phase region or in the $\gamma + \alpha$ phase region followed by the treatment of intercritical reheating–quenching–partitioning (IQ&P). Two different pretreated microstructures, which are martensite and martensite + ferrite, are obtained by the two different hot-rolling and quenching processes. After IQ&P, the steel with martensite as pretreated microstructure, in which the volume fraction of retained austenite is 8.2%, is turned into a multi-phase structure composed of lath intercritical ferrite, block tempered martensite, needle-like untempered martensite, and retained austenite. While the steel with martensite + ferrite as pretreated microstructure, in which the volume fraction of retained austenite is 14.3%, is turned into a multi-phase structure composed of lath intercritical ferrite, block or needle-like untempered martensite, and short needle-like or block retained austenite. With the same IQ&P process parameters, the tensile strength of the steel with martensite as pretreated microstructure is 770 MPa, the elongation is 28%, and the product of strength and elongation is 21560 MPa·%. While the tensile strength of the steel with martensite + ferrite as pretreated microstructure is 834 MPa, the elongation increases to 36.2%, and the product of strength and elongation reaches to 30190 MPa·%. In other words, the steel has obtained a good combination of strength and ductility.

收稿日期: 2014-11-26

基金项目: 国家自然科学基金项目资助项目(51254004, 51304186); 河北省自然科学基金资助项目(E2014209191); 河北省教育厅科研资助项目(YQ2013003)

KEY WORDS low-carbon steel; multiphase steel; pretreated microstructure; morphology; mechanical properties

为适应节约能源、降低成本、汽车轻量化和提高安全性的要求, 研发具有低成本的高强高塑钢是未来汽车用钢发展的一个基本定位. 通过合理的组织调控获得高强度与高塑性相结合的低碳钢是目前钢种开发的重点. 从铁素体 + 马氏体双相钢 (DP) [1-2]、铁素体 + 贝氏体 + 残余奥氏体组成的相变诱导塑性 (TRIP) 钢 [3-5] 以及马氏体 + 残余奥氏体为主的淬火-碳配分 (Q&P) 钢 [6-8] 等均通过组织调控实现低碳硅锰钢高强度和高塑性. 研究表明 [9-14], TRIP 效应是提高材料塑性的有效方法. 采用不同的热处理工艺对组织中残余奥氏体进行调控使其产生更多的 TRIP 效应成为现今的研究热点. 近年来, Santofimia 等 [15] 通过临界区再加热-淬火-中温碳配分 (IQ&P 工艺) 热处理方法对低碳硅锰钢进行组织调控, 获得由亚温铁素体、马氏体及残余奥氏体组成的多相钢, 实现强度与塑性的良好结合. 显然, 通过调控基体中多相组织, 在各类基体中获得弥散而稳定的残余奥氏体是获得优良强塑性的核心问题, 也是现阶段研究的重点.

因此, 笔者以低碳硅锰钢为研究对象, 采用 γ 单相区和 $\gamma + \alpha$ 双相区热轧后直接淬火工艺获得 2 种不同的预处理组织 (马氏体及马氏体 + 铁素体). 随后经双相区 IQ&P 处理工艺, 研究低碳钢不同预处理组织对 IQ&P 工艺处理后的多相组织特征、残余奥氏体形貌以及力学性能的影响规律, 为高强度与高塑性低碳钢的生产奠定实践基础.

1 实验材料及方法

实验用钢化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.20, Si 0.37, Mn 1.37, P 0.0032, S 0.0014, B 0.0018, 余量为 Fe. 材料经 50 kg 真空熔炼炉冶炼后, 锻造成厚度为 80 mm 的小方坯. 采用热膨胀法测得 $A_{c3} = 844\text{ }^\circ\text{C}$, $A_{c1} = 718\text{ }^\circ\text{C}$, $A_{s3} = 737\text{ }^\circ\text{C}$, $A_{s1} = 625\text{ }^\circ\text{C}$, $M_s = 345\text{ }^\circ\text{C}$. 轧制工艺以及热处理工艺如图 1 所示 (T 为温度, t 为时间). 将实验用钢在高温箱式加热炉中加热到 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 2 h, $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 开轧, 经 3 道次轧制到 55 mm 待温, 至 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 经过 7 道次轧制成 5 mm 厚的钢板, 终轧温度为 $850\text{ }^\circ\text{C}$ (γ 单相区) 和 $700\text{ }^\circ\text{C}$ ($\gamma + \alpha$ 双相区), 水冷至室温, 得到 2 种不同预处理组织的钢. 将上述两种钢再加热到 $750\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 30 min, 随后以 $60\text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 的冷速冷却到 $220\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 10 s, 迅速放置在箱式电阻炉中 $350\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 180 s, 最后水淬至室温 (IQ&P 工艺).

将上述热处理后的钢板线切割成拉伸试样, 尺寸为 $4\text{ mm} \times 9.6\text{ mm} \times 59\text{ mm}$, 标距为 25 mm. 按照国标 GB/T228-2002 在 INSTRON5969 型电子万能试验机

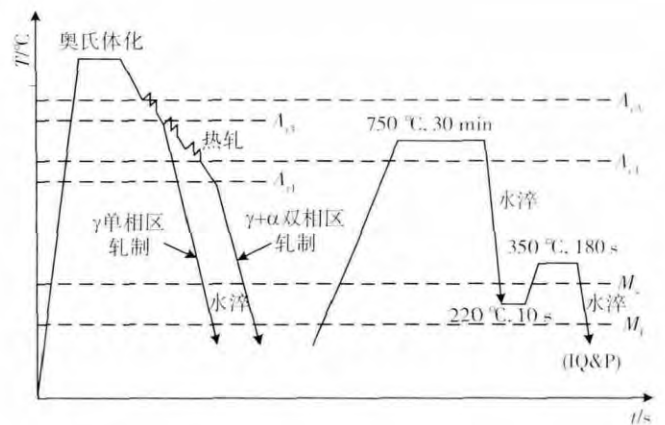


图 1 热处理工艺示意图

Fig. 1 Schematics of heat treatment processes

上进行室温拉伸试验, 应变速率为 10^{-3} s^{-1} . 切取 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 样品, 经研磨、抛光和 4% 硝酸乙醇溶液侵蚀后, 由 SSX-550 扫描电镜 (SEM) 进行显微组织观察, 利用透射电镜 (TEM) 分析残余奥氏体形貌, 利用 D/MAX2500PC-X 射线衍射仪 (XRD) 对多相钢中残余奥氏体含量进行定量计算 (Cu 靶, 扫描角度 $40^\circ \sim 100^\circ$, 工作电压 40 kV, 电流 150 mA, 步宽 0.02° , 扫描速率 $0.3^\circ \cdot \text{min}^{-1}$). 为了减少织构的影响, 提高测量精度, 采用五峰法 [16] 分别选择奥氏体的 $(200)_\gamma$ 、 $(220)_\gamma$ 、 $(311)_\gamma$ 以及铁素体的 $(200)_\alpha$ 、 $(211)_\alpha$ 衍射峰进行研究, 对各晶面的衍射线累积强度进行计算, 最终得到残余奥氏体的体积分数.

2 实验结果及分析

2.1 经热轧淬火后钢的预处理组织特征

图 2 为实验钢的预处理组织形貌. 其中图 2 (a) 为在 γ 单相区轧制淬火得到的典型的板条马氏体组织, 同一晶粒内含有不同位向的板条马氏体. 图 2 (b) 为在 $\gamma + \alpha$ 双相区轧制淬火得到的马氏体 + 铁素体组织, 钢中马氏体组织呈板条状或块状, 而铁素体组织存在于原奥氏体晶界处或马氏体块内部, 呈近似等轴状, 尺寸较小. 这是由于在 $\gamma + \alpha$ 双相区轧制, 铁素体优先在奥氏体晶界处形核并长大, 继续变形在铁素体晶粒内部将产生大量的位错和亚结构, 由于来不及回复再结晶使得未转变的奥氏体晶粒中出现大量的变形带, 作为铁素体形核位置, 促进铁素体在奥氏体内部形成, 从而细化奥氏体晶粒.

2.2 经 IQ&P 处理后钢的显微组织特征

图 3 为预处理组织为马氏体的钢经 IQ&P 处理后的显微组织. 由图 3 (a) 可见, 经过 IQ&P 处理后钢由亚温铁素体 (IF) [15]、回火马氏体 (TM) 及一定比例的

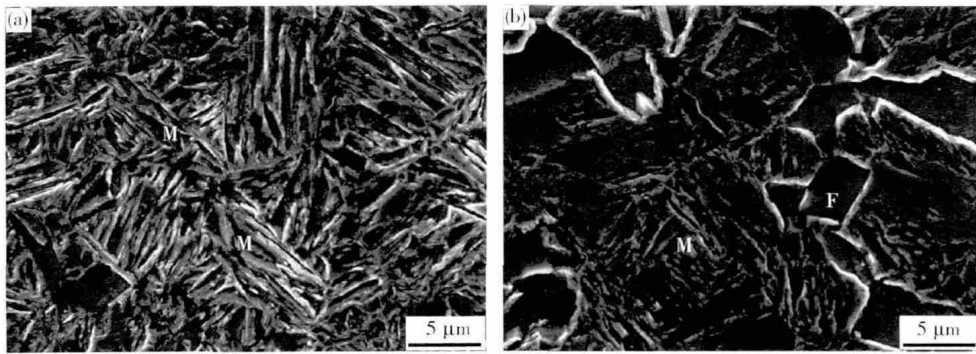


图2 钢经热轧淬火后的预处理组织形貌. (a) γ 单相区轧制后水淬; (b) $\gamma + \alpha$ 双相区轧制后水淬

Fig.2 Pretreated microstructures of the steels after hot-rolling and water quenching (F—ferrite; M—martensite): (a) water quenching after hot-rolling in the γ phase region; (b) water quenching after hot-rolling in the $\gamma + \alpha$ phase region

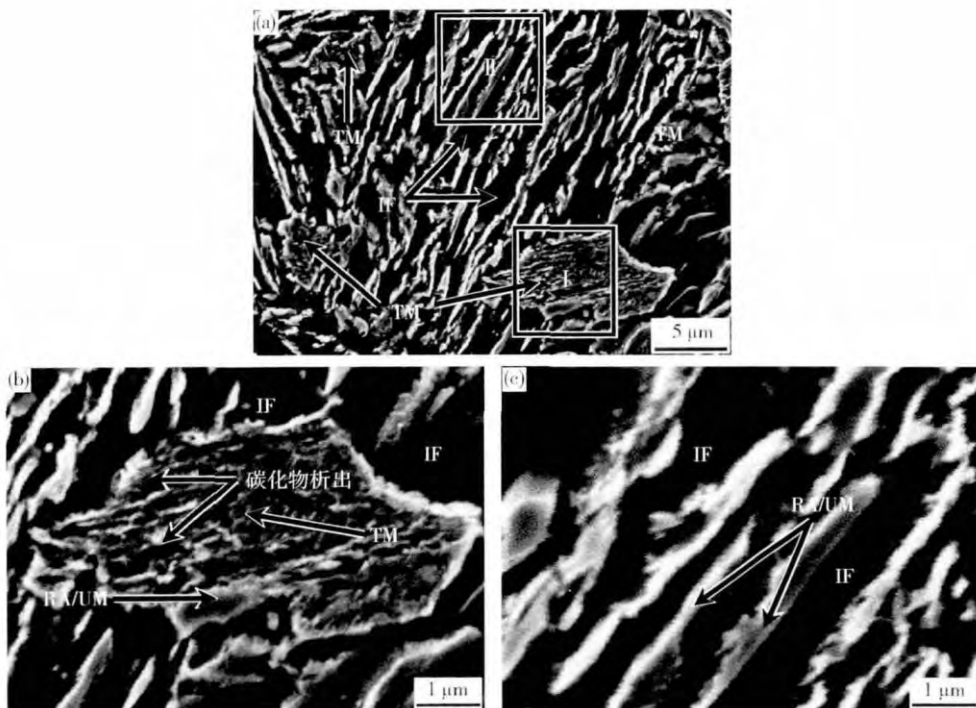


图3 预处理组织为马氏体的钢经 IQ&P 处理后的显微组织扫描电镜图像. (a) 显微组织; (b) 区域 I 的放大图像; (c) 区域 II 的放大图像

Fig.3 SEM images of the steels with martensite as pretreated microstructure treated by IQ&P process: (a) microstructure; (b) enlarged image of Square I; (c) enlarged image of Square II. IF — intercritical ferrite , TM — tempered martensite , RA/UM — retained austenite or untempered martensite

残余奥氏体/未回火的马氏体 (RA/UM)^[17-18] 多相组织构成. 亚温铁素体呈板条状, 回火马氏体多呈块状并分布于原奥氏体晶界上. 图 3 (b) 为图 3 (a) 中黑色方框 I 区域内块状回火马氏体组织的放大像. 由图 3 (b) 可见, 块状马氏体内部因 350 °C 短暂回火而变得易腐蚀, 使弥散析出的碳化物清晰的显现, 在马氏体边缘保留少量的块状残余奥氏体或未回火马氏体. 图 3 (c) 为图 3 (a) 中黑色方框 II 区域内细针状组织的放大像. 由图 3 (c) 可见, 位于原奥氏体晶粒内的残余奥氏体/未回火马氏体则呈细针状分布, 并且同一晶粒内取向一致. 细针状残余奥氏体/未回火马氏体长度较长, 约为 5 μm , 呈平行状分布.

由于新生成的奥氏体晶粒易在低温组织的界面上形核^[19], 因此预处理组织为马氏体的钢加热到 750 °C 时, 奥氏体逆转变^[20-21] 首先发生在原奥氏体晶界和马氏体板条界间. 随着保温时间的延长, 晶界处形核的逆转奥氏体不断向周围组织中长大, 并呈块状分布于原奥氏体晶界处; 马氏体板条界间形核的逆转奥氏体则沿板条界方向不断长大, 形成针状逆转奥氏体. 在随后淬火至 220 °C 过程中, 不稳定的逆转奥氏体 (块状或针状) 将发生马氏体转变, 并在 350 °C 的等温处理过程中发生马氏体回火转变. 然而从图 3 中可以看出, 只有块状马氏体呈现出回火马氏体的形貌特征. 这可能是由于在双相区保温过程中, 发生

C、Mn 元素向逆转奥氏体中富集,从而导致 M_s 点的降低^[22-25]. 相对于块状逆转奥氏体,针状逆转奥氏体更易于富集 C、Mn 元素,使其 M_s 点要相对更低,故而当淬火至 220 °C 时,块状的逆转奥氏体发生马氏体转变,而针状逆转奥氏体则不会发生马氏体转变. 后续 350 °C 的等温处理实际上则是 C 元素向针状奥氏体中进一步富集过程,以及块状马氏体的回火过程. 这可能就是在上述多相钢中只看到块状回火马氏体的原因.

图 4 为预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢经 IQ&P 处理后的显微组织. 由图 4(a) 可见,经过 IQ&P 处理后钢由亚温铁素体、未回火马氏体以及残余奥氏体多相组织构成. 图 4(b) 和图 4(c) 分别为图 4(a) 中黑色方框 I 及 II 区域内块状残余奥氏体/未回火马氏体组织的放大像. 由图 4(b) 和图 4(c) 可知: 亚温铁素体呈板条状; 而残余奥氏体/未回火马氏体存在两种形貌特征,一种是呈颗粒状分布于原奥氏体晶界上,另一种则呈细针状位于原奥氏体晶粒内.

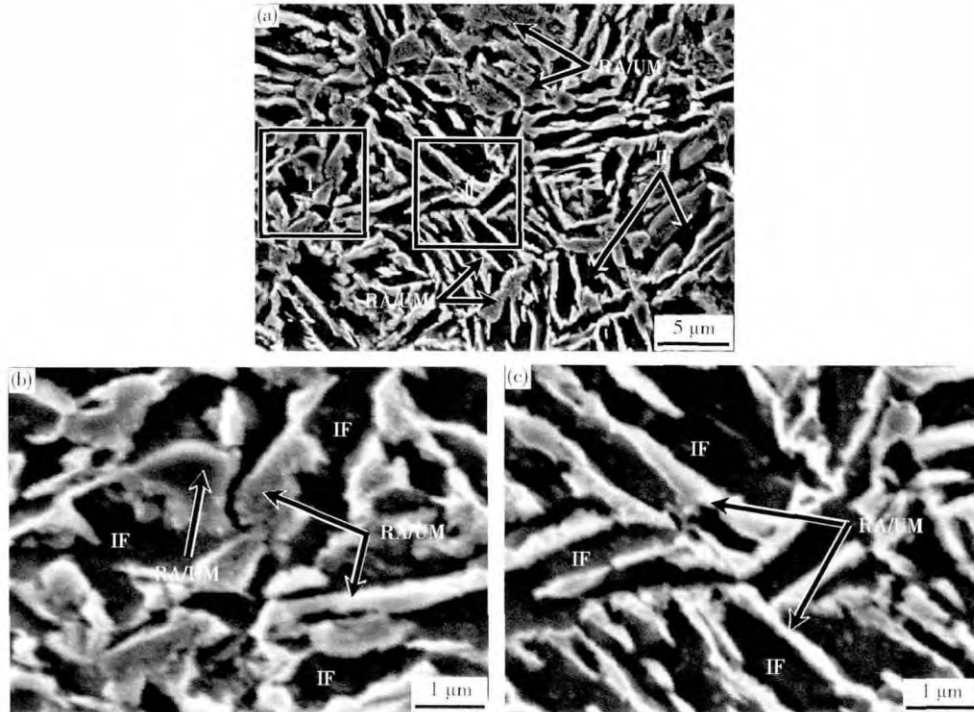


图 4 预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢经 IQ&P 处理后的扫描电镜图像. (a) 显微组织; (b) 区域 I 的放大图像; (c) 区域 II 的放大图像
Fig. 4 SEM images of the steels with martensite + ferrite as pretreated microstructure treated by IQ&P process: (a) microstructure; (b) enlarged image of Square I; (c) enlarged image of Square II

由图 4 中残余奥氏体/未回火马氏体形貌可推知, 预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢加热到 750 °C 时, 首先在铁素体晶粒内和原始奥氏体晶界处形成细小的粒状奥氏体, 在马氏体板条界处则形成针状奥氏体. 对比图 3 和图 4 中马氏体形貌可知, 这些逆转奥氏体都要明显小于预处理组织为马氏体的钢在 750 °C 时生成的逆转奥氏体(块状或针状), 主要是因为双相区轧制时, 铁素体和奥氏体晶粒内部都产生大量的亚结构^[26], 钢加热到 750 °C 时, 奥氏体易在能量较高的亚结构处形核并长大, 丰富的亚结构提高了奥氏体形核率, 从而使奥氏体晶粒相对较小. 另外, 图 4(a) 中针状马氏体呈杂乱无序排列并且长度较短. 这主要是由于双相区变形过程中, 未转变的奥氏体晶粒由于来不及回复再结晶从而引入大量的变形带, 将其分割成不同的小晶粒, 在随后的淬火过程中, 这些小晶粒将转变为马氏体. 这样同一个奥氏体晶粒内将生成许多不同

位向的马氏体板条束, 因此钢再加热到 750 °C 时, 马氏体板条界间生成的逆转奥氏体呈现出杂乱无序的排列特征.

预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢, 在 750 °C 保温 30 min 后淬火至室温过程中的热膨胀曲线如图 5 所示. 对图中曲线作切线, 求出该热处理工艺下钢的马氏体转变开始温度 M_s 为 205 °C. 可见, 经过双相区 750 °C 等温处理之后钢的 M_s 要比平衡状态下显著降低, 并且远低于淬火温度 220 °C. 这说明在 750 °C 再加热保温过程中, 铁素体与奥氏体共存, 奥氏体中的 C、Mn 元素含量提高, 使得双相区奥氏体自身稳定性增加. 此外, $\gamma + \alpha$ 双相区轧制工艺使得预处理组织中引入大量变形带, 可以细化逆转奥氏体晶粒, 晶粒细化也有利于提高奥氏体自身的稳定性. 这是图 4 组织中并未出现回火马氏体组织形貌的主要原因.

需要说明的是, 扫描电镜照片还不能完全清楚地

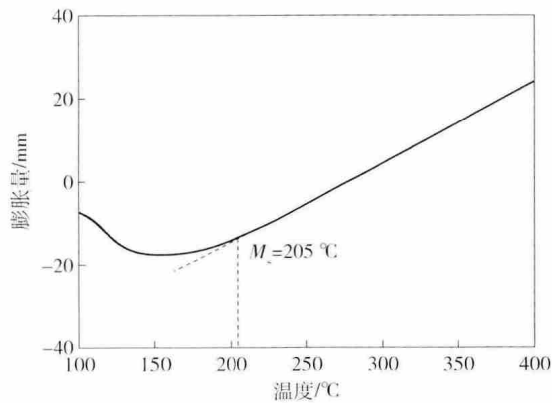


图5 预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢经 750 °C 保温 30 min 后淬火至室温的温度-膨胀量曲线

Fig. 5 Dilatometry curve of specimens obtained by reheating to 750 °C for 30 min, direct quenching to room temperature for the steel with martensite + ferrite as pretreated microstructure

表征出上述 2 种钢组织中残余奥氏体及其分布特征,

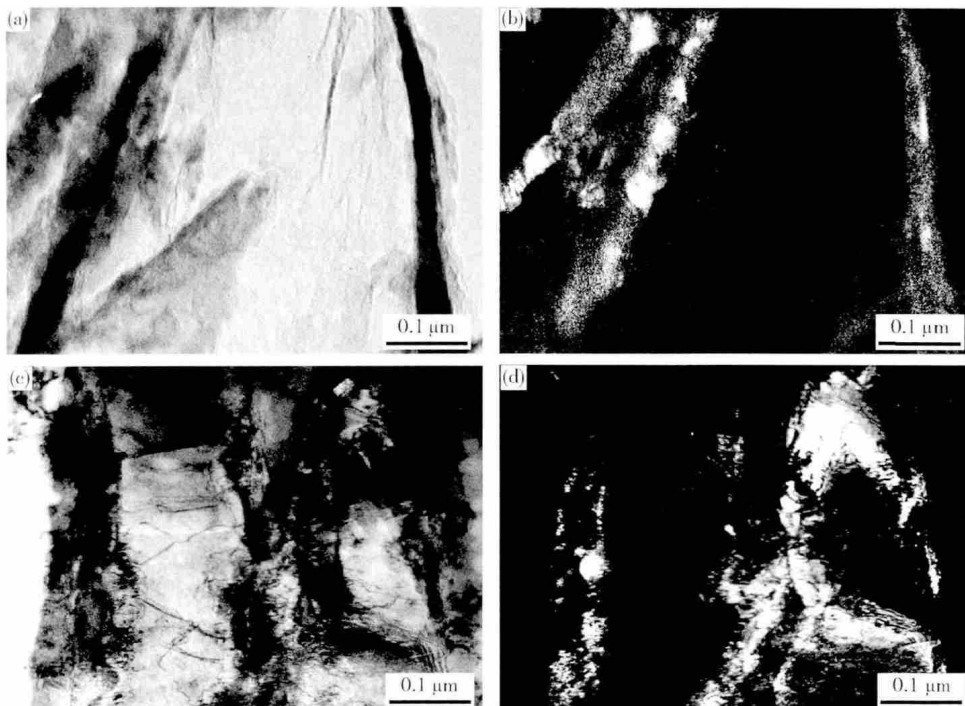


图6 钢经 IQ&P 处理后的残余奥氏体的透射电镜像。(a, b) 预处理组织为马氏体的钢中残余奥氏体的明场和暗场像; (c, d) 预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢中残余奥氏体的明场和暗场像

Fig. 6 TEM morphology of retained austenite in the steels treated by IQ&P process: (a, b) bright and dark field images of retained austenite in the steels with martensite as pretreated microstructure; (c, d) bright and dark field images of retained austenite in the steels with martensite + ferrite as pretreated microstructure

采用 X 射线衍射对钢中残余奥氏体含量进行测定。相关的 X 射线衍射图谱如图 7 所示。从图 7 中可见, 预处理组织为马氏体以及马氏体 + 铁素体的钢中都有明显的奥氏体峰。残余奥氏体含量的计算结果如表 1 所示。经 IQ&P 处理后, 两类钢中残余奥氏体的体积分数分别约为 8.2% 和 14.3%。这说明对预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢进行组织调控将产生更多的

需要借助透射电子显微镜、X 射线衍射仪等设备来进行进一步的表征和测量。

2.3 经 IQ&P 处理后钢中残余奥氏体形貌及含量

图 6 为钢经 IQ&P 处理后的残余奥氏体的透射电镜像。由图可知: 在预处理组织为马氏体的钢中, 残余奥氏体在铁素体基体上以针状形态出现; 在预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢中, 残余奥氏体则以短针状或块状形态出现。这与上述图 3 和图 4 中扫描电镜图像的测定相吻合。由此可见, 在预处理组织为马氏体的钢中, 细长的针状逆转变奥氏体相对于块状逆转变奥氏体更易富集 C、Mn 元素而提高自身稳定性, 而被稳定下来; 在预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢中, 由于前期双相区轧制工艺对晶粒带来的细化作用, 以及 C、Mn 元素在逆转变奥氏体内的富集, 这两方面的作用使得短针状或块状逆转变奥氏体被稳定到室温, 从而形成图 6 中不同形貌的残余奥氏体组织。

残余奥氏体。

2.4 经 IQ&P 处理后钢的力学性能

图 8 为 2 种不同预处理组织的钢经过 IQ&P 热处理后的工程应力-工程应变曲线和真应力-真应变曲线。表 1 给出两类钢经 IQ&P 工艺处理后的力学性能参数。结合图表可知, 通过改变热处理前的轧制工艺, 两类钢获得相同的屈服强度, 但相对于预处理组织为

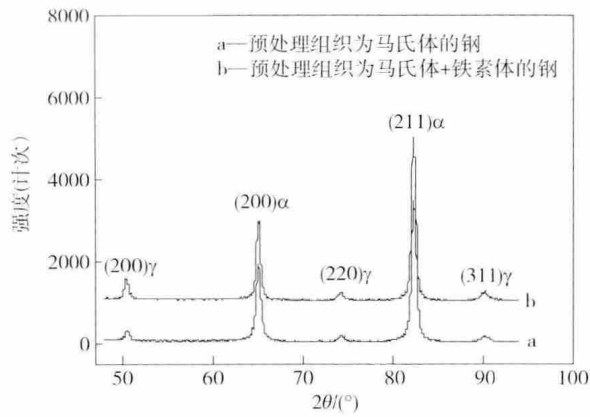


图 7 2 种不同预处理组织的钢经 IQ&P 处理后的 X 射线衍射图谱

Fig. 7 XRD patterns of the steels with two different pretreated microstructures treated by IQ&P process

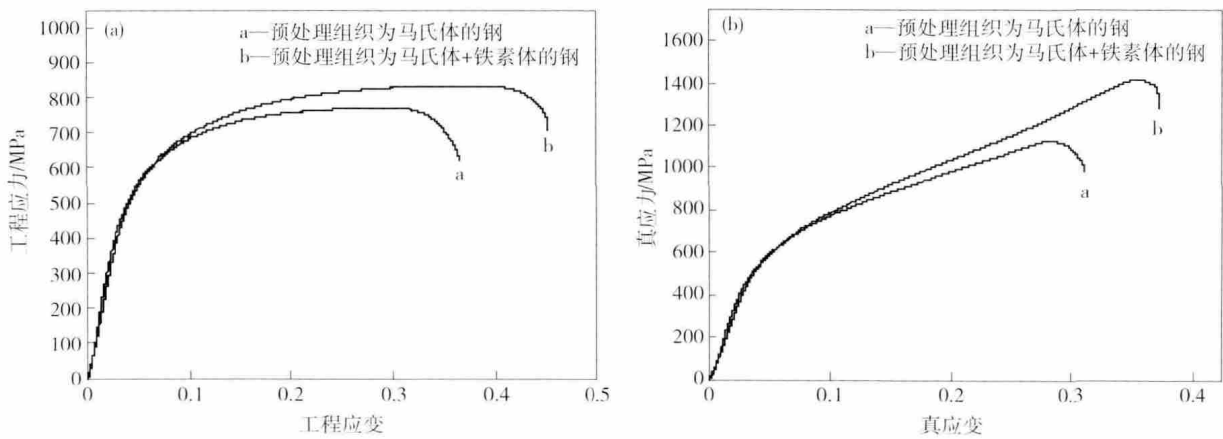


图 8 两种不同预处理组织的钢经 IQ&P 处理后的应力应变曲线。(a) 工程应力-工程应变曲线; (b) 真应力-真应变曲线

Fig. 8 Stress-strain curves of the steels with two different pretreated microstructures treated by IQ&P process: (a) engineering stress-engineering strain curves; (b) true stress-true strain curves

定比例的针状未回火的马氏体和 8.2% 的针状残余奥氏体组成的多相组织。由于残余奥氏体和铁素体软相组织的共同作用,使钢获得 28% 左右的断后伸长率。此外,组织中块状的回火马氏体及针状的未回火马氏体硬相组织保证了钢具有 770 MPa 以上的抗拉强度,从而使钢获得 21560 MPa·% 以上的强塑积。预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢经 IQ&P 处理后,可使钢获得板条状亚温铁素体、块状和针状未回火马氏体以及 14.3% 的短针状或块状残余奥氏体组成的多相组织。与含有块状回火马氏体组织的预处理马氏体钢相比,该钢尽管屈服强度和抗拉强度变化不大,但伸长率却有很大程度的提高。这主要是由于块状未回火马氏体及针状残余奥氏体/未回火马氏体在组织中弥散均匀分布,对板条铁素体基体起到细化晶粒的作用,从而增大抗拉强度的同时也提高了延伸率。

马氏体的钢,预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢抗拉强度得到很大程度的提高。同时预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢在保持很高的抗拉强度的前提下,其伸长率也得到提高,这使得该类钢的强塑积方面的性能得到提升,其强塑积达到了 30190 MPa·%。较前者提高约 8630 MPa·%。由图 8(b) 真应力-应变曲线可知,在 0~30% 的真应变范围内,预处理组织为马氏体的钢真应力呈现持续升高的特点,而预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢真应力持续升高则提高到真应变的 37%,说明后者随应变的增加而产生持续加工硬化的能力要强于前者。

综合前面扫描电镜、透射电镜以及 X 射线衍射分析,根据表 1 中的数据,可知预处理组织为马氏体的钢经 750 °C 再加热-淬火-350 °C 的等温(IQ&P)处理,可使钢获得板条状亚温铁素体、块状回火马氏体以及一

表 1 2 种不同预处理组织的钢经 IQ&P 处理后的力学性能

Table 1 Mechanical properties of the steels with two different pretreated microstructures treated by IQ&P process

钢种	$R_{p0.2} /$ MPa	$R_m /$ MPa	$A / \%$	$R_m \times A /$ (MPa·%)	RA 体积 分数 / %
a	510	770	28	21560	8.2
b	510	834	36.2	30190	14.3

注: a—预处理组织为马氏体的钢; b—预处理组织为马氏体 + 铁素体的钢; $R_{p0.2}$ —屈服强度; R_m —抗拉强度; A —伸长率; $R_m \times A$ —强塑积; RA—残余奥氏体。

3 结论

(1) 对低碳钢采用 γ 单相区轧制和 $\gamma + \alpha$ 双相区轧制并淬火的工艺分别获得马氏体预处理钢和马氏体 + 铁素体预处理钢。

(2) 随后的 750 °C 双相区再加热—淬火—350 °C 等温处理 (IQ&P 工艺) 在板条马氏体预处理钢的基础上获得由板条状亚温铁素体、块状回火马氏体以及一定比例的针状未回火的马氏体和 8.2% 的针状残余奥氏体组成的多相组织; 在板条马氏体 + 铁素体预处理钢的基础上获得由板条状亚温铁素体、块状和针状未回火马氏体以及 14.3% 的短针状或块状残余奥氏体组成的多相组织。

(3) 相同的热处理工艺参数下, γ 单相区轧制的钢最终的抗拉强度为 770 MPa, 且伸长率只有 28%, 其强塑积为 21560 MPa·%; 而 $\gamma + \alpha$ 双相区轧制的钢最终的抗拉强度为 834 MPa, 且伸长率增大到 36.2%, 其强塑积超过 30190 MPa·%, 使钢获得强度与塑性的优良结合。

参 考 文 献

- [1] De Cooman B C, Speer J G. Quench and partitioning steel: a new AHSS concept for automotive anti-intrusion applications. *Steel Res Int*, 2006, 77(9-10): 634
- [2] Pan E, Di H, Jiang G, et al. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of hot-dip galvanized DP steels. *Acta Metall Sin Engl Lett*, 2014, 27(3): 469
- [3] Zhang L Y, Wu D, Li Z. Influence of alloying elements on mechanical properties and corrosion resistance of cold rolled C-Mn-Si trip steels. *J Iron Steel Res Int*, 2012, 19(12): 42
- [4] Liu J Y, Zhang Z C, Zhu F X, et al. Effect of cooling method on microstructure and mechanical properties of hot-rolled C-Si-Mn trip Steel. *J Iron Steel Res Int*, 2012, 19(1): 41
- [5] Ding W, Gong Z H, Wang B F, et al. Microstructure and mechanical properties of trip steel with annealed martensite. *J Iron Steel Res Int*, 2014, 21(5): 527
- [6] Zhuang B T, Tang D, Jiang H T, et al. Microstructure and mechanical properties of high strength Q&P steel for automobiles. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2012, 34(4): 390
(庄宝潼, 唐荻, 江海涛, 等. 汽车用高强度 Q&P 钢的组织与力学性能. 北京科技大学学报, 2012, 34(4): 390)
- [7] Zhang C Y, Wang Q F, Kong J L, et al. Effect of martensite morphology on impact toughness of ultra-high strength 25CrMo48V steel seamless tube quenched at different temperatures. *J Iron Steel Res Int*, 2013, 20(2): 62
- [8] Zang S L, Sun L, Niu C. Measurements of Bauschinger effect and transient behavior of a quenched and partitioned advanced high strength steel. *Mater Sci Eng A*, 2013, 586: 31
- [9] Ren Y Q, Xie Z J, Shang C J. Regulation of retained austenite and its effect on the mechanical properties of low carbon steel. *Acta Metall Sin*, 2012, 48(9): 1074
(任勇强, 谢振家, 尚成嘉. 低碳钢中残余奥氏体的调控及对力学性能的影响. 金属学报, 2012, 48(9): 1074)
- [10] Xiong X C, Chen B, Huang M X, et al. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel. *Scripta Mater*, 2013, 68(5): 321
- [11] Ren Y Q, Xie Z J, Shang C J. Microstructure regulation and mechanical properties of low-carbon multiphase steels. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2013, 35(5): 592
(任勇强, 谢振家, 尚成嘉. 低碳多相钢的组织调控与力学性能. 北京科技大学学报, 2013, 35(5): 592)
- [12] Bagliani E P, Santofimia M J, Zhao L, et al. Microstructure tensile and toughness properties after quenching and partitioning treatments of a medium-carbon steel. *Mater Sci Eng A*, 2013, 559: 486
- [13] Weidner A, Müller A, Weiss A, et al. Ultrafine grained high-alloyed austenitic TRIP steel. *Mater Sci Eng A*, 2013, 571: 68
- [14] Wang C, Shi J, Wang C Y, et al. Development of ultrafine lamellar ferrite and austenite duplex structure in 0.2C5Mn steel during ART-annealing. *ISIJ Int*, 2011, 51(4): 651
- [15] Santofimia M J, Nguyen M T, Zhao L, et al. New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(23): 6429
- [16] Maruyama H. X-ray measurement of retained austenite volume fraction. *J Jpn Soc Heat Treat*, 1977, 17: 198
- [17] Chiang J, Lawrence B, Boyd J D, et al. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. *Mater Sci Eng A*, 2011, 528(13-14): 4516
- [18] Santofimia M J, Zhao L, Sietsma J. Microstructural evolution of a low-carbon steel during application of quenching and partitioning heat treatments after partial austenitization. *Metall Mater Trans A*, 2009, 40(1): 46
- [19] Nakada N, Hirakawa N, Tsuchiyama T, et al. Grain refinement of nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel by reversion of eutectoid structure. *Scripta Mater*, 2007, 57(2): 153
- [20] Miller R L. Ultrafine-grained microstructures and mechanical properties of alloy steels. *Metall Trans*, 1972, 3(4): 905
- [21] Nikura M, Morris J W. Thermal processing of ferritic 5Mn steel for toughness at cryogenic temperature. *Metall Trans*, 1980, 11(9): 1531
- [22] Speer J, Matlock D K, De Cooman B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Metall*, 2003, 51(9): 2611
- [23] Sun S, Pugh M. Manganese partitioning in dual-phase steel during annealing. *Mater Sci Eng A*, 2000, 276(1): 167
- [24] Palizdar Y, San Martin D, Brown A P, et al. Demonstration of elemental partitioning during austenite formation in low-carbon aluminum alloyed steel. *J Mater Sci*, 2011, 46(7): 2384
- [25] Moor E D, Matlock D K, Speer J G, et al. Austenite stabilization through manganese enrichment. *Scripta Mater*, 2011, 64(2): 185
- [26] Yu W, Tang D, Wu H B. Development and application of microstructure and mechanical properties controlling technology for medium plate. *J Iron Steel Res*, 2008, 22(8): 1
(余伟, 唐荻, 武会宾. 中厚板组织性能控制技术的发展和应用状况. 钢铁研究学报, 2008, 22(8): 1)