

经新型 Q-P-T 工艺处理后 Q235 钢的组织与性能 *

贾晓帅¹⁾ 左训伟²⁾ 陈乃录¹⁾ 黄 坚¹⁾ 唐新华¹⁾ 戎咏华¹⁾

1) 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240

2) 上海交通大学机械与动力工程学院, 上海 200240

摘 要 研究了最低屈服强度为 235 MPa 的 Q235 钢经新型淬火 - 分配 - 回火 (Q-P-T) 工艺处理后的力学性能和焊接性能. 结果表明, 经 Q-P-T 处理后的 Q235 钢 (QPT235 钢) 强度得到了大幅度的提升: 屈服强度和抗拉强度分别达到 435 和 615 MPa. 采用相同焊料和焊接工艺, QPT235 钢焊接接头的力学性能比 Q235 钢显著提高, 前者的抗拉强度约为 532 MPa, 延伸率约为 16.7%, 而后的抗拉强度约为 414 MPa, 延伸率约为 12.4%. 显微组织观察揭示了 QPT235 钢性能改善的原因: QPT235 钢焊接热影响区中铁素体晶粒和珠光体层片显著细化, 并避免了魏氏组织的大量出现; 在 QPT235 钢的母材和热影响区中均存在硬相马氏体、贝氏体和软相残留奥氏体的复合组织, 取代了 Q235 钢中部分的铁素体和珠光体.

关键词 淬火 - 分配 - 回火 (Q-P-T) 工艺, 力学性能, 焊接接头, 微观组织, 组织细化

中图法分类号 TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2013)01-0035-08

MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF Q235 STEEL TREATED BY NOVEL Q-P-T PROCESS

JIA Xiaoshuai¹⁾, ZUO Xunwei²⁾, CHEN Nailu¹⁾, HUANG Jian¹⁾, TANG Xinhua¹⁾,
RONG Yonghua¹⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240

2) School of Mechanical Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240

Correspondent: ZUO Xunwei, engineer, Tel: (021)34203742, E-mail: jeepling@sjtu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51031001)

Manuscript received 2012-06-13, in revised form 2012-10-25

ABSTRACT This paper presents the mechanical properties and welding properties of Q235 steel with minimum yield strength of 235 MPa treated by a novel quenching-partitioning-tempering (Q-P-T) process. The experiments indicate that the strengths of Q-P-T treated Q235 steel (briefly called QPT235 steel) markedly raise compared with Q235 steel, and its yield strength and tensile strength are 435 and 615 MPa, respectively. In addition, the mechanical properties of the welding joint of QPT235 steel are markedly improved compared with Q235 steel when the same welding solder and process are performed for the steel with the two treatments, and the tensile strength and elongation of the former are about 532 MPa and 16.71%, respectively, while those of the latter are about 414 MPa and 12.4%. The microstructural characterization reveals two main factors resulting in the mechanical properties of QPT235 steel superior to those of Q235 steel: the grains of ferrite and interlamellar spacing of pearlite are both refined in the welding heat affected zone (HAZ), and a lot of widmanstatten structures in the welding joint of Q235 steel is avoided for QPT235 steel; there is a mixed microstructure of hard phases of martensite and bainite as well as remained austenite as soft phase in both base metal and HAZ, which replace parts of ferrite and pearlite in Q235 steel.

KEY WORDS quenching-partitioning-tempering (Q-P-T) process, mechanical property, welding joint, microstructure, refinement

* 国家自然科学基金重点资助项目 51031001

收到初稿日期: 2012-06-13, 收到修改稿日期: 2012-10-25

作者简介: 贾晓帅, 男, 1985 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00351

Q235 钢因塑性和焊接性较好, 广泛用于需焊接的建筑及工程结构领域. 因其含 C 量低、淬透性差, 在热轧时经在线喷水冷却后, 显微组织主要是铁素体和珠光体, 因此强度较低. 目前, 节能减排、保护环境和降低成本成为钢铁工业面临的重要问题, 提高钢的强度是解决该问题的

重要途径之一^[1,2]。合金化是提高钢强度的常用方法,但提高了制造成本^[3]。因此,在不改变成分的条件下,通过改进工艺和技术的来提高 Q235 钢的强度级别,这是极具挑战的研究课题。刘东升等^[4]和齐俊杰等^[5]分别通过快速冷却方式(即超快冷技术)在低碳钢试样中获得超细铁素体或低碳贝氏体,提高了强度。采用该技术处理后的 Q235 钢组织为细晶铁素体和少量贝氏体,屈服强度达到 400 MPa 级。如果钢中含有马氏体为主的组织,将获得更高的强度,因此,提高 Q235 钢的强度仍有较大的空间。

本世纪初,研究者^[6,7]提出了淬火和分配(quenching & partitioning, Q&P)新工艺及相关“约束 C 准平衡”(constrained carbon paraequilibrium, CCE)理论^[8],由此获得比双相(DP)钢^[9]、相变诱发塑性(TRIP)钢^[10]强度更高的 Q&P 钢^[7,11]。Q&P 工艺将含 Si 钢从单相奥氏体淬火至某一温度(T_q),并保温一段时间,使 C 从过饱和的马氏体扩散到奥氏体中去,富 C 的奥氏体在随后冷却到室温的过程中保持稳定,不发生马氏体相变。2007 年, Hsu^[12]在 Q&P 工艺基础上提出了 Q-P-T(quenching-partitioning-tempering)工艺,旨在通过加入利于碳化物形成的合金元素以进一步提高钢的强度,同时根据析出强化的回火温度和时间决定 C 的分配温度和时间,避免 Q&P 工艺中 C 分配温度 and 时间的随意性,使 Q-P-T 钢强度远高于 Q&P 马氏体钢^[13]。本课题组的前期研究^[14,15]表明, 低中碳低合金钢经新型 Q-P-T 工艺处理后,综合力学性能远高于相同成分材料经传统淬火-回火(Q-T)工艺处理后的力学性能。

为了实现对 Q235 钢进行 Q-P-T 处理,本课题组自行设计和制造了控温控时穿水淬火冷却设备(简称穿水设备)^[16],以期通过更快的冷却速率使 Q235 钢获得更高的强度,同时对经 Q-P-T 工艺处理的 Q235 钢的焊接性能进行了研究。本研究比较了经 Q-P-T 工艺处理的 Q235 钢(QPT235 钢)和普通 Q235 钢的力学性能和显微组织,以确认穿水设备是否比超快冷设备具有更高的冷却速率,并采用 J422(E4303)常规焊条分别对 QPT235 和 Q235 2 种钢板实施手工电弧焊(SMAW)焊接,分析 Q-P-T 工艺对焊接力学性能的影响。

1 实验方法

实验用 Q235 H 型钢板厚 12 mm,其化学成分如表 1 所示。Q235 钢的奥氏体化温度 A_3 和马氏体转变

温度 M_s 分别为 865 和 410 ℃。对 Q235 H 型钢进行 Q-P-T 处理的穿水设备有效处理区域为 3000 mm×400 mm×250 mm,如图 1 所示。该设备通过两侧和底部进出水流量的顺差,使水面动态地高出淹没钢件所需的高度,以实现钢件在激流的水中穿过,获得高的冷却速率。穿水的长度约为 5000 mm。通过调整辊道的转速实现对淬火和出水时间的控制,利用出水后的空冷时钢件的自回温实现 C 的分配和回火。由此可见,淬火的温度和时间以及分配/回火的温度和时间是由穿水的长度、水流的涌动程度和出水的时间所控制的。在 Q-P-T 工艺过程中,通过在 Q235 H 型钢不同部位中焊接的热电偶分别测量 H 钢翼缘板和腹板的温度变化,由此获得不同部位的冷却速率^[17]。具体的温度测量位置如图 2 所示,其中 B、C 点与 A 点的垂直高度分别为 100 和 150 mm。用 Jmatpro 软件计算出 Q235 钢的连续冷却转变(CCT)曲线,如图 3 所示。可见,要避免铁素体和珠光体的形成而得到马氏体和贝氏体组织,冷却速率应大于 100 ℃/s。

根据本课题组前期的研究,确定 Q-P-T 处理工艺为: Q235 H 型钢加热到奥氏体化温度(930 ℃)并保温 1 h,空冷 40 s 后,在穿水设备上穿水淬火 12 s(水温 30 ℃),出水空冷,使 H 型钢通过自回火实现 C 的分配和碳化物的析出。在 Q-P-T 工艺过程中, H 型钢翼缘板和腹板各部位温度随时间的变化如图 4 所示。从 850 ℃至 150 ℃淬火 12 s 的过程中, A、B 和 C 3 个部位的冷却速率非常接近,达到约 60 ℃/s,显示出极快的冷却速率。在随后的分配/回火过程中, 3 个部位的温度存在差别,从高到低的温度部位分别是 B、C 和 A。但是,在整个冷却过程中 B 与 A 部位的最大温差小于 100 ℃,相距 50 mm 的 B 与 C 部位的最大温差不超过 25 ℃,平均每毫米高度差所出现的温度差为 0.5 ℃。在分配/回火 300 s 后, 3 个部位的温度趋于一致。这表明,穿水设备对 H 型钢不同高度位置产生较小的温度差,使得 H 型钢不同部位的性能非常接近。

采用 J422 焊条分别对相同尺寸的 Q235 钢板和 QPT235 钢板进行相同工艺的手工电弧焊(SMAW)焊接,并比较两者焊缝区的力学性能和显微组织。焊接试样的单板尺寸为 360 mm×120 mm×6 mm,并开 60°坡口,进行对接焊接。实验采用 BX6 200 型手工电焊机,在室温条件下完成焊接过程。其中焊条尺寸为直径 3.2 mm ×

表 1 Q235 钢和 J422 焊条的化学成分
Table 1 Chemical compositions of materials Q235 and J422

Material	(mass fraction, %)						
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Fe
Base metal Q235	0.17	0.26	0.46	0.007	0.009	0.02	Bal.
Welding rod J422	0.12	≤0.25	0.3—0.6	≤0.035	≤0.040	—	Bal.

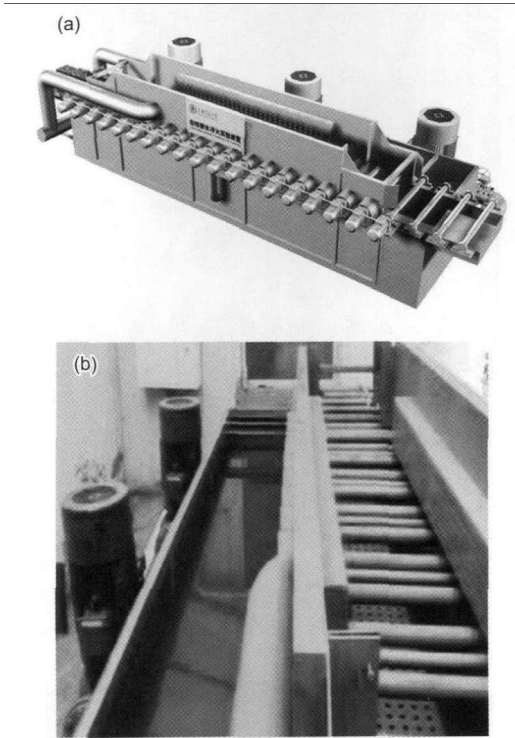


图 1 穿水淬火冷却设备模型和实体

Fig.1 Model (a) and the entity (b) of the passing water quenching equipment

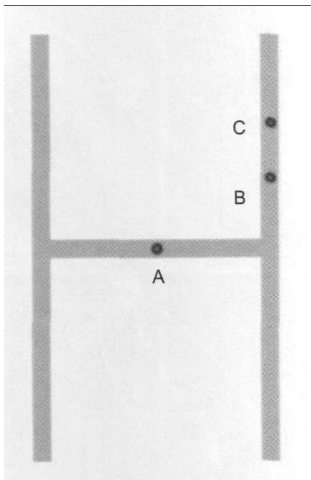


图 2 H 型钢测量温度的部位

Fig.2 Temperature measuring positions in H-section steel

350 mm, 采用 DC 连接, 电流强度为 230 A, 焊接电压为 21—28 V, 焊接速率为 150 mm/min. QPT235 板焊透性好, 无毛刺等明显缺陷, 焊缝质量较高. 利用 500RA 型洛氏硬度仪进行硬度 (HRC) 测量. 拉伸试样的截取位置与形状尺寸如图 5 所示. 拉伸实验在 Zwick T1-FR020TN A50 型拉伸试验机上进行, 在常温下以 0.5 mm/min 的速率进行拉伸^[16], 利用 JSM-6460 型扫描电镜 (SEM) 观察拉伸断口形貌. 采用常规硝酸酒精溶液对试样进行腐蚀, 利用 QUANTA 450 型 SEM 观察微观组织. 利用 JEM2100F 型透射电子显微镜 (TEM) 观察微观组织.

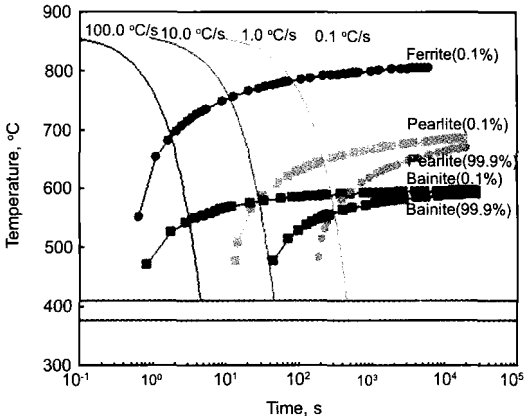


图 3 Jmatpro 软件计算的 Q235 钢的 CCT 曲线

Fig.3 CCT curves of Q235 steel calculated by Jmatpro software (grain size: 30 μm , austenitisation temperature: 865.84 $^{\circ}\text{C}$)

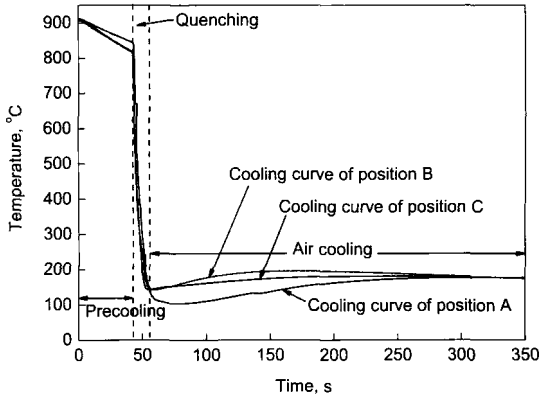


图 4 H 型钢不同高度位置的冷却曲线的测量

Fig.4 Measurement of cooling curves at different height positions in H-section steel

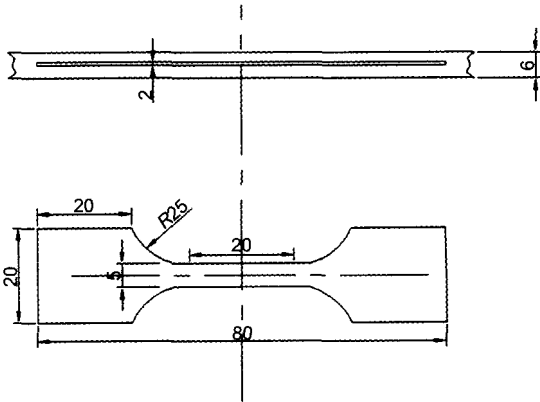


图 5 拉伸试样取样位置和试样大小

Fig.5 Sampling location and size of tensile specimen (unit: mm)

2 实验结果

2.1 QPT235 钢的力学性能和微观组织

QPT235 钢的屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为

435 MPa, 615 MPa 和 17%, 最低屈服强度比 Q235 钢的提高了 200 MPa. QPT235 和 Q235 型钢微观组织如图 6 所示.

从图 6 可以看出, Q235 钢由多边形铁素体和层片状珠光体组成, 而 QPT235 钢除具有细化的铁素体和珠光体层片外, 还存在较多的马氏体和少量的贝氏体, 但残留奥氏体和碳化物无法分辨. 在 TEM 下, 可清晰地观察到长条的位错型马氏体 (图 7 和图 8a)、短条的贝氏体 (图 8a 的中间部分) 和薄片状残留奥氏体 (图 8b). 由于这些组织的存在, 使 QPT235 钢比 Q235 钢具有更高的强度.

鉴于 Q235 钢在 Q-P-T 处理前是奥氏体加热态而非热轧态, 因此, 热轧细化奥氏体晶粒的作用在本实验过程中并不存在. 也就是说, 如果穿水冷却取代在线生产中 Q235 H 型钢热轧后的喷水冷却, 组织将进一步细化, 有望得到更高的强度.

2.2 QPT235 钢的焊接性能

QPT235 钢和 Q235 钢接头硬度分布曲线如图 9 所示. 采用 J422 焊条进行 SMAW 焊接时, 对 Q235 板而言, 由于填充材料强度高于 Q235, 同时由于焊接热源的影响, 焊接接头硬度在融合区内随距焊缝中心距离的增大而增大, 但在融合区外, 接头硬度随距焊缝中心距离的增大

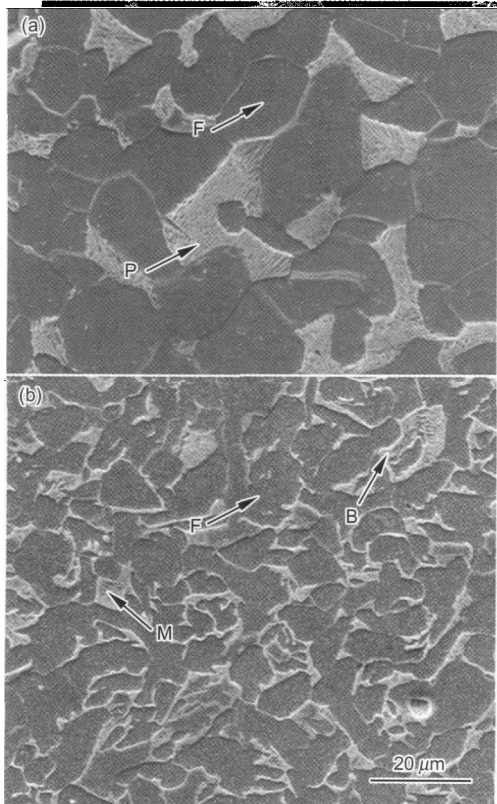


图 6 Q235 和 QPT235 微观组织的 SEM 像
Fig.6 SEM images of Q235 steel (a) and QPT235 steel (b) (F—ferrite, P—pearlite, B—bainite, M—martensite)

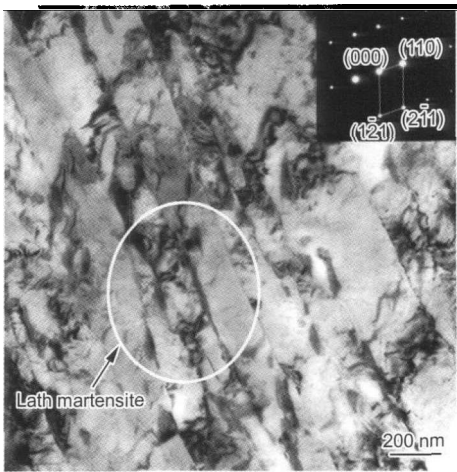


图 7 QPT235 试样中马氏体的 TEM 像和选区电子衍射 (SAD) 花样
Fig.7 TEM image of martensite and corresponding selected area diffraction (SAD) pattern in QPT235 (The lath martensite is composed of dislocation substructures)

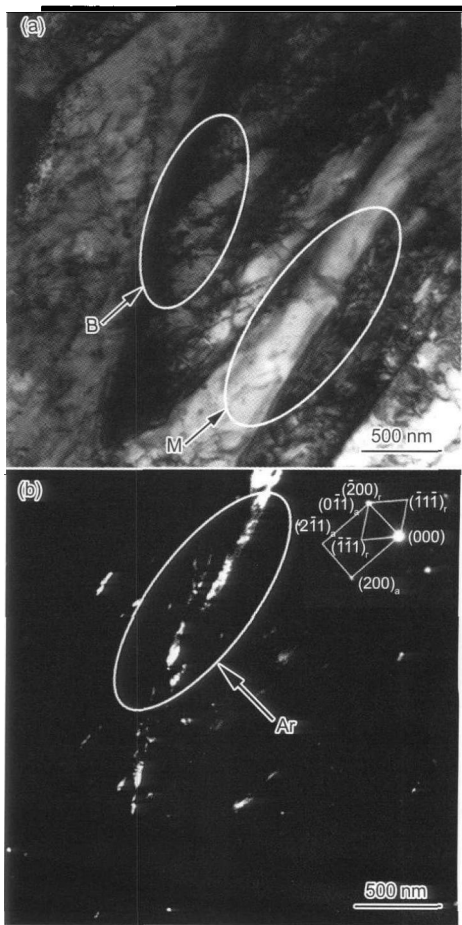


图 8 QPT235 试样中贝氏体和马氏体的 TEM 明场像、残留奥氏体暗场像和 SAD 花样
Fig.8 Bright field image of bainite and martensite in QPT235 (a) and dark field image of remained austenite and corresponding SAD pattern (b) (B—short strip-like lower bainite, M—lath martensite, Ar—thin film-like remained austenite)

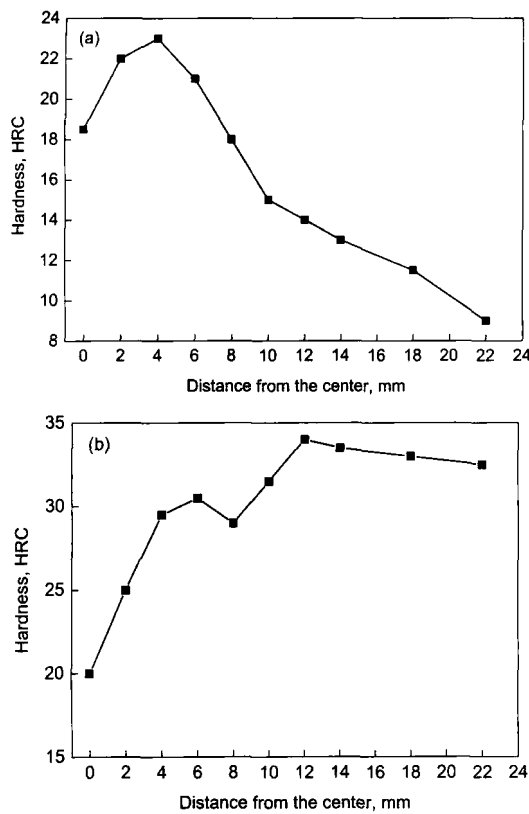


图 9 Q235 和 QPT235 焊接接头硬度分布

Fig.9 Hardness distributions near the welding seam of Q235 (a) and QPT235 (b) steels

迅速降低，硬度分布显著不均匀（图 9a）。当 QPT235 钢采用 J422 焊条进行焊接时，填充材料的强度低于母材，焊接接头硬度随距焊缝中心距离的增大而逐渐增大，尤其在融合区外，呈现较均匀的硬度分布（图 9b）。

分别对 Q235 和 QPT235 焊接接头试样进行拉伸实验，拉伸曲线和断裂位置如图 10 所示。从图 10a 可以看出，Q235 钢焊接接头抗拉强度约为 414 MPa，延伸率约为 12.4%，强塑积为 5140 MPa·%；QPT235 焊接接头抗拉强度约为 532 MPa，延伸率约为 16.7%，强塑积为 8856 MPa·%。与 Q235 焊接接头相比，QPT235 抗拉强度和延伸率都大幅度提高。由于 J422 焊条的强度级别为 420 MPa，焊接填充材料强度接近 QPT235 钢，高于 Q235 钢，因此，Q235 拉伸试样的断裂位置在偏向母材方向的热影响区处，而 QPT235 拉伸试样的断裂位置在偏向融合区处，如图 10b 所示。

试样拉伸断口的宏观观察可以发现，QPT235 钢拉伸断裂形式为切断型断裂，断口处有明显的宏观塑性变形，宏观断面与最大正应力夹角为 45°，为韧性断裂；Q235 钢拉伸断裂形式为正断型断裂，宏观断面的取向与最大正应力近似于垂直，由此初步判断其为准解理断裂^[19]。Q235 和 QPT235 钢焊接接头的拉伸断口形貌如图 11 所示。可以看出，QPT235 钢焊接接头的拉伸断口存在细小密集的韧窝；Q235 焊接接头拉伸断口虽然呈现韧窝状的韧性特

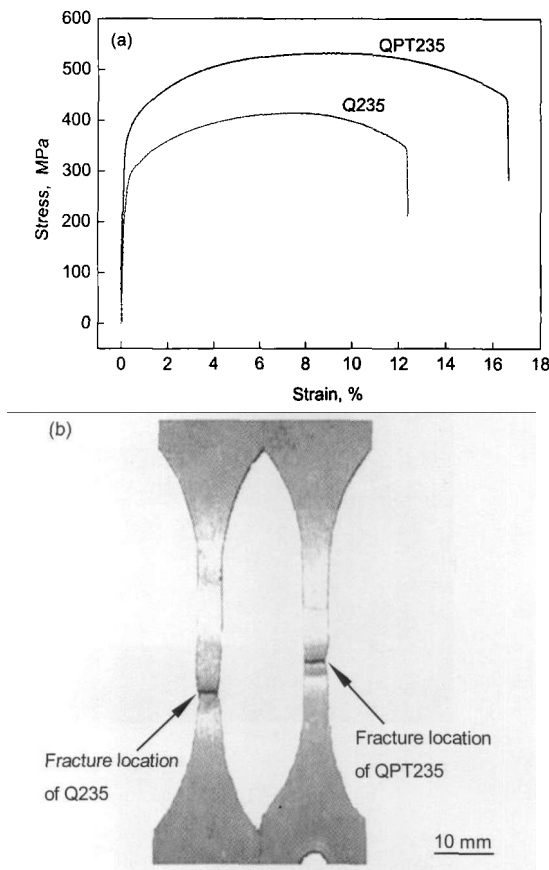


图 10 Q235 和 QPT235 试样的拉伸曲线和断裂位置

Fig.10 Tensile curves (a) and fracture locations (b) of the tensile specimens of Q235 and QPT235

征，但某些较大的韧窝具有脆性的准解理特征。此外，还设计了尺寸为 5 mm×10 mm×55 mm 的非标准焊接接头冲击试样，室温冲击结果表明，QPT235 焊接接头冲击值约为 18 J，而 Q235 仅约为 9 J。

3 分析与讨论

3.1 冷却速率的对比

借助 Q235 钢的 CCT 曲线，结合其微观组织，可以半定量地确定 Q235 钢在热处理过程中的冷却速率。本研究采用的 Q235 H 型钢，其微观组织是由大量的铁素体和少量的珠光体组成。根据图 3 中所示的 Q235 钢成分的 CCT 计算曲线，Q235 H 型钢在莱钢热轧后，经喷水冷却，冷却速率约在 0.1 ℃/s 以下。Q235 钢经 Q-P-T 处理后，铁素体含量显著减少且晶粒得到细化，珠光体层片细化到几十纳米，同时出现较多的马氏体、少量的贝氏体和残留奥氏体。对比图 3 中的 CCT 曲线可以推断，它的冷却速率约在 10—100 ℃/s，这与实测的冷却速率（约为 60 ℃/s）相符。马钢的 Q235 H 型钢经东北大学的超快冷设备冷却后，得到细晶铁素体和少量贝氏体，对比图 3 中的 CCT 曲线可推断，它经历的冷却速率约在 3—70 ℃/s，高于传统的喷水冷却速率，低于本设备的冷却速率。

3.2 焊接热影响区的微观组织

鉴于 QPT235 钢和 Q235 钢试样拉伸时在热影响区断裂, 因此, 对热影响区的微观组织进行了分析. QPT235 钢焊接接头和 Q235 焊接接头的热影响区可划分为过热区、正火区、部分正火区 3 个区域, 如图 12 所示.

Q235 和 QPT235 热影响区中过热区、正火区、部分正火区显微组织分别如图 13 和 14 所示. 由于焊接前的 QPT235 组织远比 Q235 细小, 使得在焊接瞬态热源作用下其热影响区各部分组织均比 Q235 更加细化, 这是

QPT235 焊接接头强度优于 Q235 焊接接头的原因之一. 在过热区, 由于温度远高于奥氏体化温度且 Q235 钢中存在粗大的铁素体晶粒和珠光体领域, 在焊接的加热中易形成粗大的奥氏体, 然后在冷却过程中粗大的奥氏体晶粒间易形成魏氏组织 (图 13a), 而 QPT235 为原始细晶, 导致焊接加热过程中形成细小的奥氏体晶粒, 抑制了魏氏组织的析出 (图 14a). 通常, 在焊接正火区, 铁素体和珠光体全部变成奥氏体, 由于晶粒来不及长大, 故冷却后形成均匀、细小的铁素体和珠光体 [20,21].

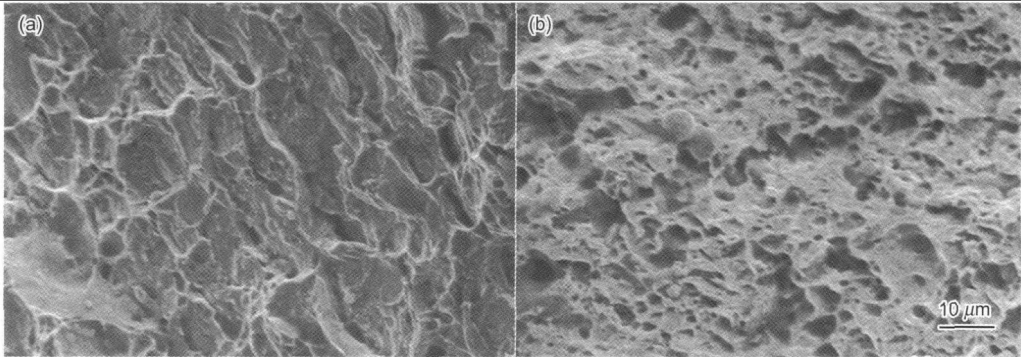


图 11 Q235 和 QPT235 焊接接头的拉伸断口形貌
Fig.11 Tensile fracture morphologies of Q235 (a) and QPT235 (b) welded joints

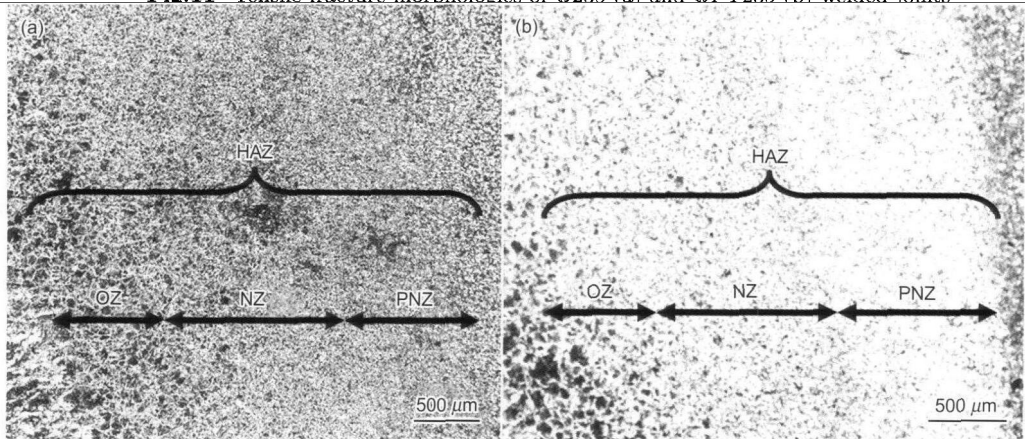


图 12 Q235 和 QPT235 焊接接头的热影响区
Fig.12 Heat affected zone (HAZ) partition of Q235 (a) and QPT235 (b) welded joints (OZ—overheated zone, NZ—normalized zone, PNZ—partially normalized zone)

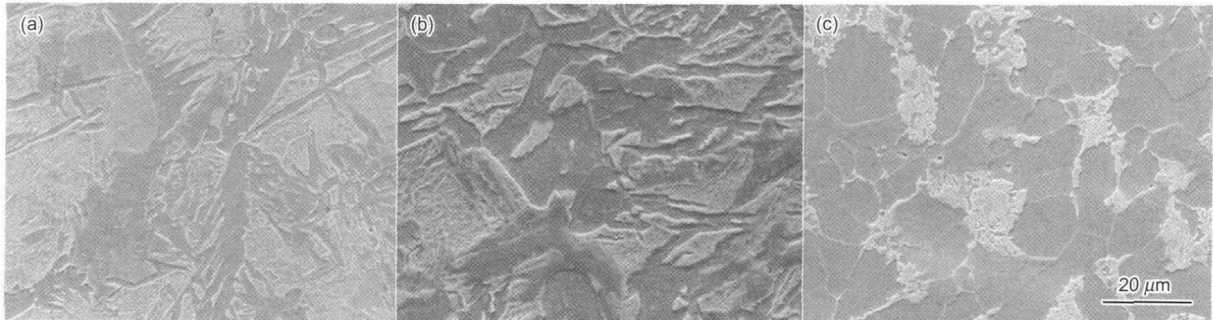


图 13 Q235 焊接接头过热区、正火区和部分正火区的微观组织
Fig.13 HAZ of Q235 welded joint showing the microstructures of overheated zone (a), normalized zone (b) and partially normalized zone (c)

Q235 热影响区由铁素体和珠光体构成, 而 QPT235 热影响区由复杂组织构成. TEM 观察表明, Q235 热影响区由块状铁素体 (图 15a) 和微米片间距的层状珠光体组成 (图 15b), 尤其值得注意的是, Q235 热影响区还存在大量塑性不好的魏氏组织, 如图 15c 所示. 而 QPT235 热影响区由位错型马氏体 (图 16a)、铁素体和贝氏体 (图 16b) 和纳米片间距的层状珠光体 (图 16c) 构成. 由此可

见, QPT235 的强度高于 Q235 来自于马氏体、贝氏体和纳米片间距的层状珠光体组织; QPT235 较好的塑性主要源于避免了 Q235 中大量魏氏组织的形成.

在 QPT235 的焊接接头正火区, 组织进一步细化, 形成比焊接前更加细化的珠光体, 层片间距为几十纳米, 如图 16c 所示; QPT235 部分正火区由新生的具有纳米层片间距的珠光体和大量未转变的板条马氏体 (图 16a)、短

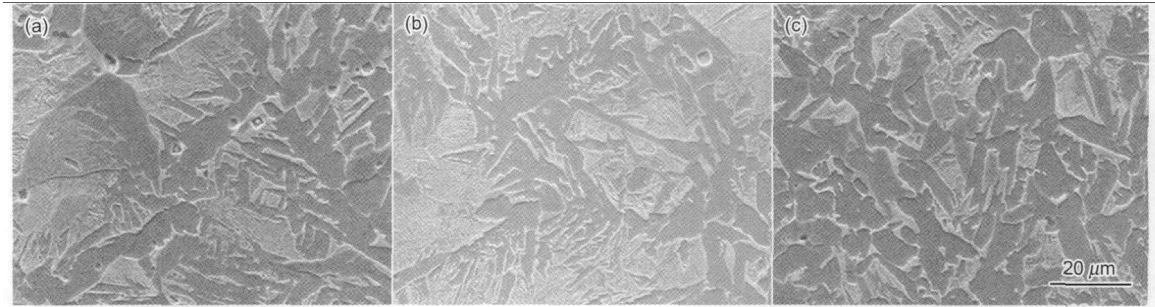


图 14 QPT235 焊接接头过热区、正火区和部分正火区的微观组织

Fig.14 HAZ of QPT235 welded joint showing the microstructures of overheated zone (a), normalized zone (b) and partially normalized zone (c)

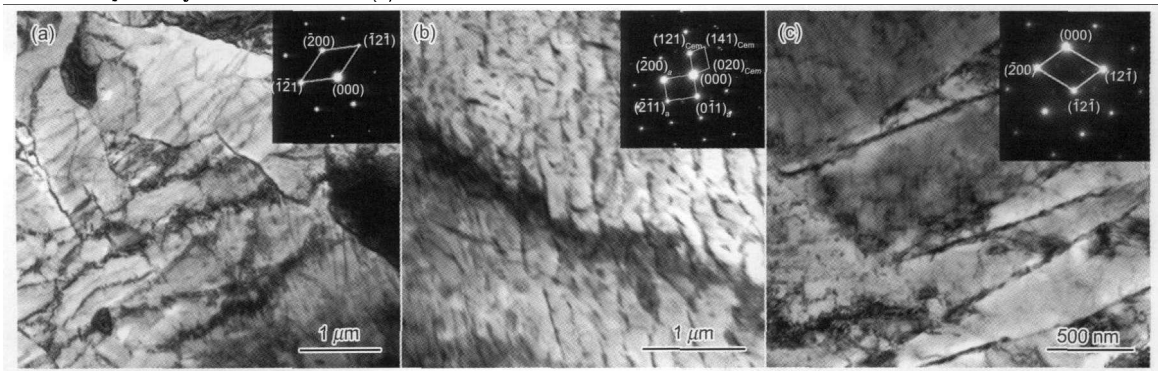


图 15 Q235 焊接接头热影响区的 TEM 像和 SAD 花样

Fig.15 TEM images of HAZ of Q235 welded joint and corresponding SAD patterns

(a) granular ferrite, micro-lamellar spacing of pearlite in normalized zone

(b) partially normalized zone

(c) Widmanstatten structure in partially normalized zone and overheated zone

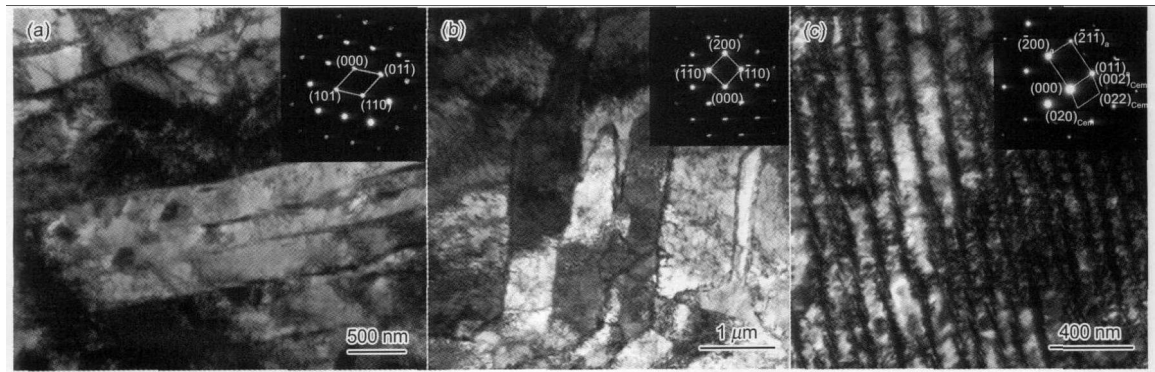


图 16 QPT235 焊接接头热影响区的 TEM 像和 SAD 花样

Fig.16 TEM images of HAZ of QPT235 welded joint and corresponding SAD patterns

(a) martensite in partially normalized zone

(b) bainite and ferrite in partially normalized zone

(c) nano-lamellar spacing of pearlite in normalized zone and partially normalized zone

条状贝氏体 (图 16b) 和残留奥氏体组成的混合组织, 它们进一步增加了焊接接头的强度。

与 Q235 钢焊接热影响区的铁素体、魏氏组织和珠光体比较, QPT235 钢焊接热影响区铁素体晶粒和珠光体层片间距得到细化, 同时存在较多的马氏体和少量的贝氏体, 从而使 QPT235 钢焊接接头具有更高的强度和硬度, 而避免大量魏氏组织的出现和残留奥氏体的存在, 使其具有更好的塑性和韧性。

4 结论

(1) 经新型 Q-P-T 工艺处理后的 QPT235 钢的屈服强度为 435 MPa, 比 Q235 钢的最低屈服强度提高了近 200 MPa, 这归因于快的冷却速率, 除得到细化的铁素体晶粒和纳米层片间距的珠光体外, 还得到大量非平衡的马氏体和少量的贝氏体。

(2) 采用 J422 焊条进行 SMAW 焊接时, QPT235 焊接接头抗拉强度达到 532 MPa, 延伸率约为 16.8%, 其延伸率和抗拉强度均比 Q235 大幅度提高, 而且 QPT235 焊接接头冲击韧性比 Q235 提高了约一倍。

(3) QPT235 高于 Q235 的强度来自于马氏体、贝氏体和纳米片间距的层状珠光体, 而优于 Q235 的塑性和韧性归因于避免了 Q235 中大量魏氏组织的形成和残留奥氏体的存在。

参考文献

- [1] Xu Z Y. In: Xue Q J ed., *The Perspective of Chemical Industry, Metallurgy and Materials*, Beijing: Chemical Industry Publishing House, 2007: 403
(徐祖耀. 见: 薛群基 主编, 中国工程院化工、冶金与材料工程学部第六届学术会议特邀报告会议论文集, 北京: 化学工业出版社, 2007: 403)
- [2] Xu Z Y. *Heat Treat*, 2008; 23(2): 1
(徐祖耀. 热处理, 2008; 23(2): 1)
- [3] Shang C J, Hu L J, Yang S W, Wang X M, Zhao Y T, He X L. *Acta Metall Sin*, 2005; 41: 471
(尚成嘉, 胡良均, 杨善武, 王学敏, 赵运堂, 贺信莱. 金属学报, 2005; 41: 471)
- [4] Liu D S, Cheng B G, Chen Y Y. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 334
(刘东升, 程丙贵, 陈圆圆. 金属学报, 2012; 48: 334)
- [5] Qi J J, Yang W Y, Sun Z Q. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 629
(齐俊杰, 杨王玥, 孙祖庆. 金属学报, 2002; 38: 629)
- [6] Matlock D K, Speer J G. In: Lee H C ed., *The 3rd Int Conf on Advanced Structural Steels*, Korea: The Korean Institute of Metals and Materials, 2006: 774
- [7] Mileiko S T, Speer J G. *J Mater Sci*, 1969; 4: 974
- [8] Speer J G, Matlock D K, Cooman B C, Schroth J G. *Acta Mater*, 2003; 51: 2661
- [9] Sakuma Y. In: Baker M A ed., *Proc Int Conf on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications*, Warrendale: Association for Iron-Steel Technology, 2004: 11
- [10] Sugimoto K, Kobayshi M, Hashimoto S Y. *Metall Trans*, 1992; 23: 2085
- [11] Speer J G, Assunção F C R, Matlock D K, Edmonds D V. *Mater Res*, 2005; 8: 417
- [12] Hsu T Y. *Mater Sci Forum*, 2007; 561: 2283
- [13] Wang X D, Zhong N, Rong Y H, Xu Z Y. *J Mater Res*, 2009; 24: 261
- [14] Zhang K, Xu W Z, Guo Z H, Rong Y H, Wang M Q, Dong H. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 489
(张 柯, 许为宗, 郭正洪, 戎咏华, 王毛球, 董 瀚. 金属学报, 2011; 47: 489)
- [15] Zhong N, Wang X D, Wang L, Rong Y H. *Mater Sci Eng*, 2009; A506: 111
- [16] Chen N L, Rong Y H. *Chin Pat*, 10562008.9, 2010
(陈乃录, 戎咏华. 中国专利, 10562008.9, 2010)
- [17] Zhou S, Zhang L, Chen N L, Gu J F, Rong Y H. *ISIJ Int*, 2011; 51: 1688
- [18] Liu H P, Lu X W, Jin X J. *Mater Des*, 2011; 32: 2269
- [19] Wang C L. *Metal Fracture Analysis*. Harbin: Harbin University Press, 1998: 4
(王长利. 金属断口分析. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998: 4)
- [20] Peng Y, Wang A H, Xiao H J, Tian Z L. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 1281
(彭 云, 王爱华, 肖红军, 田志凌. 金属学报, 2012; 48: 1281)
- [21] Zhao L, Zhang X D, Chen W Z. *Acta Metall Sin*, 2005; 41: 392
(赵 琳, 张旭东, 陈武柱. 金属学报, 2005; 41: 392)

(责任编辑: 肖素红)